



Etude de l'influence de l'intégrité de surface en tournage de l'acier 15-5PH sur la tenue en fatigue en flexion rotative

Vincent Chomienne

► To cite this version:

Vincent Chomienne. Etude de l'influence de l'intégrité de surface en tournage de l'acier 15-5PH sur la tenue en fatigue en flexion rotative. Matériaux. INSA de Lyon, 2014. Français. ⟨NNT : 2014ISAL0105⟩. ⟨tel-01153220⟩

HAL Id: tel-01153220

<https://theses.hal.science/tel-01153220v1>

Submitted on 19 May 2015

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

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



HAL Authorization

THÈSE

**ÉTUDE DE L'INFLUENCE DE L'INTÉGRITÉ DE
SURFACE EN TOURNAGE DE L'ACIER 15-5PH SUR
LA TENUE EN FATIGUE EN FLEXION ROTATIVE.**

Présentée devant

l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon

pour obtenir

le GRADE DE DOCTEUR

École doctorale :

ED Matériaux de Lyon

par

Vincent CHOMIENNE

Ingénieur ENISE

Thèse soutenue le 13 novembre 2014 devant la Commission d'examen

Jury

GÉRARD POULACHON	Professeur	Président
FRANCK MOREL	Professeur	Rapporteur
FARHAD REZAI-ARIA	Professeur	Rapporteur
FRÉDÉRIC VALIORGUE	Maître de Conférences	Examineur
FABIEN LEFEBVRE	Ingénieur, Docteur	Examineur
CATHERINE VERDU	Professeur	Directeur de thèse
JOËL RECH	Professeur	Directeur de thèse

MATÉIS - UMR CNRS 5510 - INSA de Lyon
25 avenue Jean Capelle, 69621 Villeurbanne Cedex (FRANCE)

INSA Direction de la Recherche – Écoles Doctorales – Quinquennal 2011-2015

SIGLE	ECOLE DOCTORALE	NOM ET COORDONNEES DU RESPONSABLE
CHIMIE	CHIMIE DE LYON http://www.edchimie-lyon.fr Sec :Renée EL MELHEM Bat Blaise Pascal 3 ^e etage Insa : R. GOURDON	M. Jean Marc LANCELIN Université de Lyon – Collège Doctoral Bât ESCPE 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72.43 13 95 directeur@edchimie-lyon.fr
E.E.A.	ELECTRONIQUE, ELECTROTECHNIQUE, AUTOMATIQUE http://edeea.ec-lyon.fr Secrétariat : M.C. HAVGOUDOUKIAN eea@ec-lyon.fr	M. Gérard SCORLETTI Ecole Centrale de Lyon 36 avenue Guy de Collongue 69134 ECULLY Tél : 04.72.18 60.97 Fax : 04 78 43 37 17 Gerard.scorletti@ec-lyon.fr
E2M2	EVOLUTION, ECOSYSTEME, MICROBIOLOGIE, MODELISATION http://e2m2.universite-lyon.fr Insa : H. CHARLES	Mme Gudrun BORNETTE CNRS UMR 5023 LEHNA Université Claude Bernard Lyon 1 Bât Forel 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cédex Tél : 06.07.53.89.13 e2m2@univ-lyon1.fr
EDISS	INTERDISCIPLINAIRE SCIENCES-SANTE http://www.ediss-lyon.fr Sec : Insa : M. LAGARDE	Mme Emmanuelle CANET-SOULAS INSERM U1060, CarMeN lab, Univ. Lyon 1 Bâtiment IMBL 11 avenue Jean Capelle INSA de Lyon 696621 Villeurbanne Tél : 04.72.68.49.09 Fax :04 72 68 49 16 Emmanuelle.canet@univ-lyon1.fr
INFOMATHS	INFORMATIQUE ET MATHEMATIQUES http://infomaths.univ-lyon1.fr Sec :Renée EL MELHEM Bat Blaise Pascal 3 ^e etage infomaths@univ-lyon1.fr	Mme Sylvie CALABRETTO LIRIS – INSA de Lyon Bat Blaise Pascal 7 avenue Jean Capelle 69622 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72. 43. 80. 46 Fax 04 72 43 16 87 Sylvie.calabretto@insa-lyon.fr
Matériaux	MATERIAUX DE LYON http://ed34.universite-lyon.fr Secrétariat : M. LABOUNE PM : 71.70 –Fax : 87.12 Bat. Saint Exupéry Ed.materiaux@insa-lyon.fr	M. Jean-Yves BUFFIERE INSA de Lyon MATEIS Bâtiment Saint Exupéry 7 avenue Jean Capelle 69621 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72.43 83 18 Fax 04 72 43 85 28 Jean-yves.buffiere@insa-lyon.fr
MEGA	MECANIQUE, ENERGETIQUE, GENIE CIVIL, ACOUSTIQUE http://mega.universite-lyon.fr Secrétariat : M. LABOUNE PM : 71.70 –Fax : 87.12 Bat. Saint Exupéry mega@insa-lyon.fr	M. Philippe BOISSE INSA de Lyon Laboratoire LAMCOS Bâtiment Jacquard 25 bis avenue Jean Capelle 69621 VILLEURBANNE Cedex Tél :04.72 .43.71.70 Fax : 04 72 43 72 37 Philippe.boisse@insa-lyon.fr
ScSo	ScSo* http://recherche.univ-lyon2.fr/scso/ Sec : Viviane POLSINELLI Brigitte DUBOIS Insa : J.Y. TOUSSAINT	M. OBADIA Lionel Université Lyon 2 86 rue Pasteur 69365 LYON Cedex 07 Tél : 04.78.77.23.86 Fax : 04.37.28.04.48 Lionel.Obadia@univ-lyon2.fr

*ScSo : Histoire, Géographie, Aménagement, Urbanisme, Archéologie, Science politique, Sociologie, Anthropologie

*« Écoutez, laissez la police faire son travail, dès que
j'aurai de plus amples informations croyez bien que
vous en serez les premiers informés. »*
Commissaire Bialès.

Remerciements

Bien que la rédaction d'un tel document soit une œuvre personnelle, la réalisation des travaux qui y sont décrits n'aurait été possible sans un grand nombre de personnes que j'ai eu la chance de côtoyer durant mes 3... pardon, 4 années de thèse. Procédons dans l'ordre et tâchons de n'oublier personne.

Mes remerciements s'adressent en premier lieu à Catherine VERDU qui a accepté, avec Joël RECH, de me supporter durant ces 4 années de thèse qui n'ont pas été de tout repos... Merci à eux de m'avoir fait croire que tout serait simple et sans problèmes !

Je remercie également les enseignants de l'ENISE, principalement Guillaume KERMOUCHE et Joël RECH qui m'ont incité à poursuivre encore un peu mes études après mon diplôme d'ingénieur.

Je tiens à remercier Gérard POULACHON, qui a accepté de présider le jury ainsi que Franck MOREL et Farhad REZAI-ARIA qui ont accepté la lourde tâche de rapporter ce manuscrit et avec qui la discussion a été extrêmement enrichissante. Je ne peux pas oublier de remercier Fred VALIORGUE et Fabien LEFEBVRE pour leur participation au jury, mais également pour leur suivi et leur soutien durant ces 4 années.

J'adresse également mes remerciements aux participants du projet MIFSU qui l'ont suivi jusqu'à son terme : Nolwenn HIMBERT, Nicolas GUILLEMOT, Philippe GILLES, Vincent ROBIN, Ugo MASCIENTONIO, Eric FEULVARCH, Michel CORET et Henri-Paul LIEURADE.

Maintenant que les « officiels » ont été passés en revue, je ne vais pas oublier toutes les personnes qui ont du me supporter, que ce soit au cours de manip communes, ou simplement au quotidien.

Merci à Alexandre « père Alex » MONDELIN et Cédric COURBON pour les échanges et analyses EBSD, utiles à l'avancée de nos travaux respectifs. Mais aussi et surtout d'avoir porté haut les couleurs de l'ENISE en terre lyonnaise !

Sans éprouvettes, et donc sans Patrick, Benoit, Hervé & Hervé à l'ENISE, cette thèse n'aurait aucune raison d'être. Merci à eux pour les heures d'usinage et d'analyse sur les centaines d'éprouvettes. J'espère que vous n'avez pas fait d'insomnies à cause de moi ! Je n'oublie pas d'adresser une pensée particulière pour Luigi, qui nous a malheureusement quittés.

Pour en finir avec les stéphanois, merci à Alex, Victor, Huss, Peter Neason, Fabien, Théo, Mathieu, Axel, Sylvain pour m'avoir souvent oublié pour aller manger quand j'étais enterré dans les sous-sols de l'ENISE. Je ne peux pas non plus oublier l'inégalable Isa, et sa perpétuelle bonne humeur communicative !

Passons maintenant aux « lyonnais » de Mateis, en commençant par la salle café et sa machine à café qui m'ont permis de tenir 4 ans dans ce labo. Merci à la fournée de thésards entrée comme moi, en 2010 : le Dr Joël « Nathalie » Lachambre pour sa saucisse de Morteau (ou Montbéliard, c'est pareil !) et les pauses cafés de 10h, 10h30, 11h, 11h30... ; le Dr Itziar Serrano pour le jamón iberico (et le crocodile) ainsi que le Dr Jean-Yves « le jeune » Maetz pour le crémant de sa soutenance. Merci également aux anciens thésards et post-docs, Matthieu, Coline, Aurianne, Cristina pour avoir partagé le même bureau, mais aussi Aurélien, Caro, Loïc, le Zane, Julien, et Manu pour la bonne ambiance qu'ils nous ont transmis en héritage. Un grand merci pour ceux arrivés juste après : Paulo, pour ses prix chez SEB et les vinomédias (un jour tu nous diras vraiment sur quoi tu travaillais !!) ; Aude, pour les madeleines Bijou, toutes nos vanes sur Limoges et le désormais fameux « point Lamontagne » ; Antoine pour les chibrages de bureau et les extorsions de fonds ; et enfin Xavier *la machine à publis* pour avoir réussi à me faire goûter du whisky. Complétons la liste des remerciements avec le breton de service, Benoit qui cru bon de me vouer un culte et de vanter les mérites de la pêche côtière, Séb et William pour les bières à la cafet, Chiquito, Josselin, Sam, Morgane, Jonathan, Sandrine, Howatchinou, Carole, Pablo, Soledad, Erembert, Clémence, Mélanie et Thibaut qui représentent tous (ou presque) le futur et l'élite de la recherche... de la salle café. Et enfin, merci aux « vieux » du labo (enfin les permanents..) : Jérôme, Florian, Eric, Michel, Arnaud, Patrice, Cristofe, Stéphanie, Frida, Jean-Yves « le vieux », Xavier 1.0, Véronique, Sophie, Sylvain, Julien et Fabien Dabrègue... *zut, l'aspirateur ! J'ai oublié de l'éteindre !*

La fin approche, mais je ne peux pas oublier de remercier la bande de geeks lyonnais pour les soirées Ingress et Dikkenek. Un grand merci également à mes amis de Sainté pour les moments forts qu'on a vécu ensemble dans le Kop Nord et dans les stades de ligue 1.

Last but not least, merci à mes vieux parents de m'avoir toujours laissé faire ce que je voulais faire et de m'y avoir encouragé, à mon gros frère de m'avoir fait tonton, et ma petite sœur de me rendre fier d'elle.

Résumé

Ce mémoire présente une méthode visant à mettre en évidence l'influence de l'intégrité de surface obtenue en tournage, sur la fatigue de l'acier 15-5PH. Le travail réalisé consiste à développer des moyens d'obtention de surfaces à intégrités maîtrisées, puis à réaliser des essais de fatigue pour observer l'influence des paramètres d'intégrité.

Les procédés de tournage et de galetage sont utilisés pour obtenir des lots d'éprouvettes possédant différentes intégrités de surfaces. Ces éprouvettes sont ensuite toutes caractérisées, en rugosité et contraintes résiduelles, de manière non destructive. Certaines éprouvettes font l'objet d'analyses complémentaires pour caractériser l'état de la matière sous la surface. Ces analyses permettent de constituer des lots d'éprouvettes possédant des caractéristiques de surfaces très proches. Toutefois, il a été mis en évidence une très grande sensibilité de l'intégrité de surface générée vis-à-vis du diamètre de la pièce usinée, ce qui se traduit par une dispersion importante des intégrités de surface obtenues.

Les lots constitués sont ensuite testés en fatigue sur une machine de flexion rotative ($R_\sigma = -1$) selon la méthode Staircase. Cette méthode permet de déterminer la limite d'endurance avec 50 % de probabilité de rupture pour un nombre de cycles donné. Les résultats sont ensuite confrontés aux intégrités de surface des lots pour déterminer les caractéristiques les plus influentes. Une comparaison des données expérimentales est réalisée avec les modèles de la littérature. Il est montré que ces modèles ne parviennent pas à décrire de manière satisfaisante le comportement en fatigue vis à vis de la rugosité ou du niveau de contraintes résiduelles.

L'analyse de ces résultats montre que le profil de contraintes résiduelles, dans le cas du 15-5PH, est la caractéristique la plus influente sur la tenue en fatigue. La rugosité n'apparaît pas comme un facteur d'influence notable, à l'exception des cas où les contraintes résiduelles ont un niveau très faible. Des pistes d'améliorations sont enfin suggérées pour améliorer la prise en compte de l'intégrité de surface dans le cadre d'un dimensionnement en fatigue.

Table des matières

Liste des écoles doctorales	i
Remerciements	v
Résumé	vii
Table des matières	ix
Table des figures	xiii
Liste des tableaux	xxi
Introduction	1
1 Signature des procédés de fabrication sur l'intégrité de surface	9
1.1 Introduction	10
1.2 L'intégrité de surface	10
1.3 Signatures des procédés de finition	11
1.3.1 Procédés impactant thermo-mécaniquement la surface	12
1.3.2 Procédés à signature mécanique	18
1.3.3 Procédés impactant thermiquement la surface	23
1.4 Synthèse et choix des procédés	24
2 Ingénierie de l'intégrité de surface	27
2.1 Introduction	28
2.2 Méthodes expérimentales	28
2.2.1 Relevés topographiques - rugosité	28
2.2.2 Les contraintes résiduelles	29
2.3 Fabrication d'éprouvettes de fatigue à intégrité maîtrisée	32
2.3.1 Périmètre de l'étude	32
2.3.2 Contrôle de l'intégrité de surface	33
2.4 Éprouvettes usinées	34
2.4.1 Conditions d'usinage	36
2.4.2 Cas 1 - Lot 7 - Rugosité élevée et contraintes de traction (cas référence)	37
2.4.3 Cas 2 - Lot 7 - Rugosité faible et contraintes de traction	43
2.4.4 Action corrective	48
2.4.5 Cas 1 - Lot 8 - Rugosité élevée et contraintes de traction	49

2.4.6	Cas 2 - Lot 8 - Rugosité faible et contraintes de traction	53
2.4.7	Usinage d'un cylindre de gros diamètre	56
2.4.8	Comparaison cylindre - éprouvettes	60
2.4.9	Conclusions sur l'obtention de surfaces par usinage	62
2.5	Éprouvettes galetées	63
2.5.1	Conditions de galetage	65
2.5.2	Cas 3 - Rugosité élevée et contraintes de compression	66
2.5.3	Cas 4 - Rugosité faible et contraintes de compression	68
2.6	Synthèse des surfaces produites	70
3	Caractérisation microstructurale et mécanique des surfaces	73
3.1	Introduction	74
3.2	Méthodes expérimentales pour la caractérisation de l'intégrité des couches de surface.	74
3.2.1	Préparation de l'échantillon	74
3.2.2	Techniques et conditions expérimentales de caractérisation de la sous-couche	75
3.2.3	Micro-dureté	77
3.3	Caractérisations microstructurales	77
3.3.1	Microstructure d'origine	77
3.3.2	Cas 1 - Rugosité élevée et contraintes de traction.	78
3.3.3	Cas 2 - Faible rugosité et contraintes de traction.	80
3.3.4	Cas 3 et 4	82
3.3.5	Récapitulatif	84
3.3.6	La couche blanche en usinage...	85
3.4	Caractérisation de l'état mécanique	93
3.4.1	Cas 1 - Rugosité élevée et contraintes de traction.	93
3.4.2	Cas 2 - Faible rugosité et contraintes de traction.	95
3.4.3	Cas 3 et 4	97
3.5	Conclusions	100
4	Intégrité de surface et tenue en fatigue	103
4.1	Introduction	104
4.2	Durée de vie en fatigue	104
4.2.1	Amorçage et propagation de fissures de fatigue	104
4.2.2	Cycles de fatigue	106
4.2.3	Courbe de Wöhler	107
4.3	Conséquences de l'intégrité de surface sur la durée de vie	108
4.3.1	Effet de la rugosité	109
4.3.2	Influence de l'état mécanique en surface et sous surface	111
4.3.3	Microstructure	116
4.3.4	Synthèse	117
4.4	Durée de vie en fatigue d'éprouvettes en 15-5PH	118
4.4.1	Méthodes d'estimation et de détermination de la limite d'endurance . . .	118
4.4.2	Déroulement des essais de fatigue	121
4.4.3	Résultats des essais Locati	122
4.4.4	Essais Staircase	123

4.5	Liens entre intégrité de surface et tenue en fatigue	123
4.5.1	Analyse comparative - Expérience - Arola - Murakami	126
4.5.2	Effet des contraintes résiduelles	128
4.5.3	Courbes de Wöhler - modèle de Basquin	130
4.6	Conclusion	132
Conclusion		133
A	Fabrication préliminaire d'éprouvettes à intégrité maîtrisée	139
B	Modification de l'intégrité de surface du 15-5PH induite par le galetage	143
B.1	Introduction	144
B.2	Material and methods	145
B.2.1	Material and sample preparation	145
B.2.2	Roller-burnishing principle	145
B.2.3	Characterization of surface integrity	146
B.3	Results and discussion	147
B.3.1	Initial surface integrity	147
B.3.2	Impact on surface roughness	148
B.3.3	Analysis of microstructure and residual stress	150
B.4	Conclusions	155
C	Conditions opératoires pour la préparation d'échantillons avec conservation de l'acuité du bord	157
C.1	Découpe et enrobage	157
C.2	Polissage	157
C.3	Réactif pour révéler la microstructure du 15-5PH	157
D	Courbes de Wöhler	159
D.1	Cas 1 - Lot 7/7b	159
D.2	Cas 2 - Lot 7	160
D.3	Cas 2 - Lot 8	161
D.4	Cas 3 - Lot 8	162
D.5	Cas 4 - Lot 8	163
D.6	Cas 3 - PSI 3	164
D.7	Cas 4 - PSI 3	165
D.8	Cas 5 - Développement galetage	166
Références bibliographiques		167

Table des figures

1	Synoptique du projet MIFSU	2
2	Exemple de pièces critiques en 15-5PH usinées ; à gauche le mât rotor, à droite le manchon d'accouplement.	3
3	Microstructure du 15-5PH dans sa condition H-1025	4
4	Courbe contrainte/déformation typique d'un matériau présentant de la recristallisation dynamique et modèle associé, d'après Courbon [COU 11].	5
5	(a) Gradients de contraintes résiduelles simulés et expérimentaux obtenus par Mondelin. (b) Représentation du volume de matière simulé et des contraintes résiduelles. [MON 12a]	6
1.1	Schéma des différentes couches affectées par un procédé de fabrication [REC 08a].	11
1.2	Le principe du tournage [PAS 98]	13
1.3	Mécanisme de génération des contraintes résiduelles de surface induites par un chargement purement mécanique en usinage. D'après [REC 08a]	14
1.4	Mécanisme de génération des contraintes résiduelles de surface induites par un chargement purement thermique en usinage, sans changements de phase. D'après [REC 08a]	14
1.5	Profil de contraintes résiduelles après tournage du 15-5PH pour différentes vitesses de coupe $V_c - f = 0,18mm/tour$ et $a_p = 0,6mm$. D'après [MON 12a].	15
1.6	Profil de contraintes résiduelles type obtenu en tournage.	15
1.7	Microstructure sous la surface du 15-5PH après tournage. D'après [MON 12a].	16
1.8	Comparaison entre les contraintes résiduelles obtenues en utilisant la stratégie de meulage conventionnelle et la stratégie de meulage de renforcement. D'après [BRI 09].	17
1.9	Profil de contraintes résiduelles typiquement obtenus après meulage, avec et sans changement de phase. D'après [REC 08a].	18
1.10	Le principe du grenaillage.	19
1.11	Principales caractéristiques de surface, modifiées par le grenaillage. Adapté de [SCH 93].	19
1.12	Profil de contraintes résiduelles, obtenus après grenaillage d'un acier AISI 4140. D'après [SCH 02]	20
1.13	a) Outil à galet, effort contrôlé par ressort, d'après [ELA 00]. b) Outil de galetage à bille céramique, effort contrôlé à l'aide d'un fluide sous pression.	20
1.14	Schématisation du phénomène de saturation des contraintes résiduelles et de l'érouissage avec l'augmentation de l'effort. Avec des efforts de galetage $F_1 < F_2 < F_3 < F_4 < F_5 < F_6$. D'après [ALT 05]	21

1.15	Schéma de principe du toilage. D'après [KHE 07]	22
1.16	Exemple de profils de contraintes résiduelles relevés avant et après toilage sur une pièce en AISI 52100 usinée en tournage dur. D'après [REC 08c]	22
1.17	Profils de contraintes résiduelles et de dureté obtenus après traitement thermique de durcissement par induction. D'après [GRU 01]	23
2.1	Profil de rugosité et représentations des paramètres de rugosité associés.	28
2.2	Représentation des différents ordres de contraintes résiduelles en fonction de l'échelle d'observation.	29
2.3	Principe de l'estimation des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X.	30
2.4	Schématisation des mesures de position angulaire et du décalage sur les pics de diffraction, ainsi que de la largeur de corde (FWHM).	31
2.5	Appareil d'analyse de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X.	31
2.6	Identification et représentation schématique des différentes intégrités de surface souhaitées dans un graphe contrainte résiduelle-rugosité.	33
2.7	Synoptique suivi pour le développement de surfaces aux caractéristiques contrôlées.	33
2.8	Géométrie de l'éprouvette à l'échelle 1. Le ratio R/D étant supérieur à 5, le facteur de concentration de contrainte K_t est voisin de 1. La zone en gris représente la partie utile de l'éprouvette.	34
2.9	Zones de mesures de la rugosité et de la contrainte résiduelle σ_{xx} dans la direction axiale.	34
2.10	Schématisation du profil de rugosité.	35
2.11	(a) Représentations des directions de coupe (F_x), de pénétration (F_y) et d'avance (F_z) par rapport à la configuration d'usinage. (b) Dessin d'ensemble de la configuration d'usinage, l'éprouvette est centrée et tenue entre les deux pointes, le TOC permet de transmettre la rotation à l'éprouvette.	36
2.12	Géométrie à l'échelle 1 et photographie de la plaquette de coupe utilisée pour usiner les éprouvettes du lot 7.	37
2.13	Rugosités arithmétiques relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes usinées suivant les conditions du Cas 1 - Lot 7.	37
2.14	Contraintes résiduelles axiales relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes usinées suivant les conditions du Cas 1 - Lot 7.	38
2.15	Position de chaque éprouvette du cas 1 (lot 7) suivant sa rugosité moyenne et sa contrainte résiduelle moyenne.	39
2.16	(a) Signaux d'efforts durant l'usinage des éprouvette #2, #9 et #15 dans les directions de coupe (F_x), de pénétration (F_y) et d'avance (F_z). (b) Décomposition des cinq phases d'usinage d'une éprouvette	39
2.17	Efforts moyens d'usinage sur la partie utile des éprouvettes du cas 1 (lot 7) en fonction de la contrainte résiduelle axiale (a), et de la rugosité R_a (b).	41
2.18	Transformée de Fourier Rapide du signal d'effort sur la partie utile des éprouvettes #2, #9 et #15 pour les efforts de coupe (F_x), de pénétration (F_y) et d'avance (F_z). En noir figure le pic correspondant à la fréquence de rotation de la broche.	41
2.19	Comparaison entre les zones affectées par des vibrations à haute fréquence (> 500 Hz) et la taille de spot de mesure par diffraction de rayons X.	42

2.20	Représentation en 3D de la zone analysée en DRX. Les stries représentent les passages de l'outil, séparées l'une de l'autre par l'avance par tour, f.	43
2.21	Rugosités arithmétiques relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes usinées suivant les conditions du Cas 2 - Lot 7.	44
2.22	Surface des éprouvettes #17 et #25 examinée au microscope électronique.	44
2.23	Contraintes résiduelles axiales relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes usinées suivant les conditions du Cas 2 - Lot 7.	45
2.24	Position de chaque éprouvette du cas 2 (lot 7) suivant sa rugosité moyenne et sa contrainte résiduelle moyenne.	45
2.25	Relevés d'efforts durant l'usinage des éprouvette #1, #9 et #17 dans les directions de coupe (Fx), de pénétration (Fy) et d'avance (Fz).	46
2.26	Efforts d'usinage des éprouvettes du cas 2 (lot 7) en fonction de la contrainte résiduelle axiale (a), et de la rugosité R_a (b).	47
2.27	Transformée de Fourier Rapide du signal d'effort sur la partie utile des éprouvettes #1, #9 et #16 pour les efforts de coupe (Fx), de pénétration (Fy) et d'avance (Fz). En noir figure le pic correspondant à la fréquence de rotation de la broche.	48
2.28	Géométrie à l'échelle 1 et photographie de la plaquette de coupe utilisée pour usiner les éprouvettes du lot 8.	49
2.29	Rugosités arithmétiques relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes usinées suivant les conditions du Cas 1 - Lot 8.	50
2.30	Contraintes résiduelles axiales relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes usinées suivant les conditions du Cas 1 - Lot 8.	50
2.31	Position de chaque éprouvette du cas 1 (lot 8) suivant sa rugosité moyenne et sa contrainte résiduelle moyenne.	51
2.32	Efforts d'usinage des éprouvettes du cas 1 (lot 8) en fonction de la contrainte résiduelle axiale (a), et de la rugosité R_a (b). Fx, Fy et Fz représentent respectivement les efforts dans la direction de coupe, de pénétration et d'avance.	52
2.33	Transformée de Fourier Rapide du signal d'effort des éprouvettes #1, #2 et #24 du cas 1 (lot 8) pour les efforts de coupe (Fx), de pénétration (Fy) et d'avance (Fz). En noir figure le pic correspondant à la fréquence de rotation de la broche.	52
2.34	Rugosités arithmétiques relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes usinées suivant les conditions du Cas 2 - Lot 8.	53
2.35	Contraintes résiduelles axiales relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes usinées suivant les conditions du Cas 2 - Lot 8.	54
2.36	Position de chaque éprouvette du cas 2 (lot 8) suivant sa rugosité moyenne et sa contrainte résiduelle moyenne.	54
2.37	Efforts d'usinage des éprouvettes du cas 2 (lot 8) en fonction de la contrainte résiduelle axiale (a), et de la rugosité R_a (b).	55
2.38	Transformée de Fourier Rapide du signal d'effort des éprouvettes #2, #8, et #20 du Cas 2 - Lot 8, pour les efforts de coupe (Fx), de pénétration (Fy) et d'avance (Fz). En noir figure le pic correspondant à la fréquence de rotation de la broche.	56
2.39	Signaux d'efforts durant l'usinage pour les essais #1, #2, #3 et #4, dans les directions de coupe (Fx), de pénétration (Fy) et d'avance (Fz).	57
2.40	FFT des signaux d'efforts relevés lors de l'usinage sur le cylindre.	58

2.41	Intégrités de surface générées par l'usinage suivant les conditions des cas 1 et 2, lots 7 et 8 sur un cylindre de diamètre $\varnothing 130$	59
2.42	Représentation de l'estimation de la densité de probabilité de l'intégrité de surface des éprouvettes du cas 1 pour les lots 7 et 8, comparés avec l'intégrité de surface obtenue en utilisant les mêmes conditions de coupe sur un cylindre (Essais #1 et #3).	60
2.43	Représentation de l'estimation de la densité de probabilité de l'intégrité de surface des éprouvettes du cas 2 pour les lots 7 et 8, comparés avec l'intégrité de surface obtenue en utilisant les mêmes conditions de coupe sur un cylindre (Essais #2 et #4).	61
2.44	Efforts moyens relevés lors de l'usinage sur le cylindre comparé avec l'effort moyen sur la partie utile des éprouvettes usinées.	61
2.45	(a) Schéma de principe de l'opération de galetage. (b) Représentation des paramètres du procédé.	63
2.46	Illustration de la zone de recouvrement de la bille de galetage.	64
2.47	Géométrie des éprouvettes du lot PSI3.	65
2.48	Identification et représentation schématique des différentes intégrités de surface souhaitées dans un graphe contrainte résiduelle-rugosité.	65
2.49	Contraintes résiduelles axiales relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes du Cas 3 , lot PSI3 à gauche, lot 8 à droite.	66
2.50	Valeurs de R_a relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes du Cas 3 , lot PSI3 à gauche, lot 8 à droite.	67
2.51	Tracé de l'effort de galetage de l'éprouvette #1 et #12, Cas 3 - Lot 8.	68
2.52	Position de chaque éprouvette du cas 3 (Lot PSI3 et 8) suivant sa rugosité moyenne et sa contrainte résiduelle moyenne.	68
2.53	Contraintes résiduelles axiales relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes du Cas 4 , lot PSI3 à gauche, lot 8 à droite.	69
2.54	Valeurs de R_a relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes du Cas 4 , lot PSI3 à gauche, lot 8 à droite.	70
2.55	Position de chaque éprouvette du cas 4 (Lot PSI3 et 8) suivant sa rugosité moyenne et sa contrainte résiduelle moyenne.	70
2.56	Représentation de l'ensemble des éprouvettes des lots 7 et 8 et PSI 3 galetées. . .	71
3.1	Cartographie d'orientation cristalline de la microstructure d'origine. Le pas d'indexation est de 50nm.	77
3.2	Microstructures sous la surface des éprouvettes des lots 7 et 8 - CAS 1. Observations réalisées par MEB en mode BSE.	78
3.3	Acquisition EBSD au niveau de la surface d'une éprouvette représentative du lot 7 - cas 1. a) est la carte en contraste de bandes (BC), b) la carte d'orientation des grains d'après les angles d'Euler et c) la carte de désorientation moyenne par noyau (KAM). Pour ces cartographies, le pas d'indexation choisi est de 8 nm. . .	79
3.4	Microstructures sous la surface des éprouvettes des lots 7 et 8 - CAS 2. Observations réalisées par MEB en mode BSE.	80

3.5	Acquisition EBSD au niveau de la surface d'une éprouvette représentative du lot 7 - cas 2. a) est la carte en contraste de bandes (BC), b) la carte d'orientation des grains d'après les angles d'Euler et c) la carte de désorientation moyenne par noyau (KAM). Le pas d'indexation est de 15 nm.	81
3.6	Microstructures sous la surface des éprouvettes des lots PSI 3 et 8 - CAS 3. Observations réalisées par MEB en mode BSE.	82
3.7	Microstructures sous la surface des éprouvettes des lots PSI 3 et 8 - CAS 4. Observations réalisées par MEB en mode BSE.	83
3.8	Acquisition EBSD au niveau de la surface d'une éprouvette représentative du lot 8 - cas 4. a) est la carte en contraste de bande (BC), b) la carte d'orientation des grains d'après les angles d'Euler et c) la carte de désorientation moyenne par noyau (KAM). Le pas d'indexation est de 15 nm.	84
3.9	a) Représentation de la maille cubique centrée et des paramètres a et c. b) Évolution du rapport c/a dans la martensite, d'après [SHE 06].	85
3.10	Calcul de la proportion d'austénite formée dans le 15-5PH après un cycle thermique représentant l'opération de tournage. D'après [MON 12a]	87
3.11	Première carte EBSD d'orientation cristalline sur la couche blanche du 15-5PH obtenue sur une éprouvette de l'étude préliminaire (voir annexe A). Pas d'indexation 15 nm.	87
3.12	Description de l'évolution microstructurale de la martensite en usinage. (a) Microstructure initiale, (b) réorientation et allongement des lattes de martensite le long de la direction de cisaillement, (c) fractionnement en sous-grains allongés, (d) formation de sous grains avec une grande densité de dislocations, (e) formation de grains equiaxes, (f) sous-structuration des sous grains. D'après [DUA 12] . . .	88
3.13	Observation MET en champ clair d'une lame mince prélevée sur une éprouvette tournée.	89
3.14	Observations STEM en champ sombre d'une lame mince prélevée sur une éprouvette galetée. (a) vue d'ensemble du gradient de microstructure, (b) détail de la zone de transition, (c) détail de la couche de surface.	91
3.15	Cartographies en contraste de bande (a), en angles d'Euler (b) et d'orientation cristalline (c) obtenues par analyse ASTAR sur une lame mince prélevée sur une éprouvette galetée. (d) figure de pôles de la zone encadrée en blanc.	92
3.16	Profils de contraintes résiduelles et de largeur de corde, obtenus par DRX, sur le cylindre de gros diamètre et sur une éprouvette du Cas 1 - Lot 7 pour $V_c = 90$ m/min, $f = 0,18$ mm/tour, $R_\epsilon = 1,2$ mm, $a_p = 0,6$ mm.	93
3.17	Profils de contraintes résiduelles et de largeur de corde obtenus par DRX, sur le cylindre de gros diamètre et sur une éprouvette du Cas 1 - Lot 8, pour $V_c = 90$ m/min, $f = 0,104$ mm/tour, $R_\epsilon = 0,4$ mm, $a_p = 0,6$ mm.	94
3.18	Profil de dureté sur deux éprouvettes du cas 1.	95
3.19	Profils de contraintes résiduelles et largeur de corde, obtenus par DRX, sur le cylindre de gros diamètre et sur une éprouvette du Cas 2 - Lot 8, pour $V_c = 90$ m/min, $f = 0,04$ mm/tour, $R_\epsilon = 0,4$ mm, $a_p = 0,6$ mm.	96
3.20	Profil de contraintes résiduelles et largeur de corde, obtenus par DRX, sur le cylindre de gros diamètre pour une surface obtenue avec les paramètres d'usinage du Cas 2 - Lot 7, pour $V_c = 90$ m/min, $f = 0,09$ mm/tour, $R_\epsilon = 1,2$ mm, $a_p = 0,6$ mm.	97

3.21	Profil de dureté sur deux éprouvettes du cas 2.	97
3.22	Profil de contraintes résiduelles obtenus par DRX, sur un cylindre de gros diamètre avec une surface obtenue avec les paramètres de galetage des Cas 3 et 4 ($V_g = 50$ m/min, $F = 80 - -90$ N, $f = 0,1 - -0,2$ mm/tour).	98
3.23	Profil de largeur de corde obtenu par DRX, sur un cylindre de gros diamètre avec une surface obtenue avec les paramètres de galetage des Cas 3 et 4.	98
3.24	Profil de dureté sur les éprouvettes du cas 3 et cas 4.	99
3.25	Représentation schématique de la couche de surface après tournage ou tournage + galetage sur l'acier 15-5PH.	100
3.26	Représentation schématique des profils de contraintes résiduelles axiales obtenus dans les différents cas.	101
4.1	Représentation des différents stades de propagation d'une fissure courte. D'après [MIL 93]	105
4.2	Représentation des différents stades de propagation d'une fissure longue, dans le cas de la mécanique linéaire élastique de rupture (MLER). D'après [SUR 98]. . .	106
4.3	Représentation et définition d'une sollicitation cyclique quelconque.	106
4.4	Classification des différents types de sollicitation en fatigue avec rapport de contrainte R_σ correspondant. D'après [LIE 01]	107
4.5	Courbe de Wöhler et les différents domaines de fatigue.	108
4.6	Calcul du facteur de concentration des contraintes par EF. D'après [SUR 08] . .	110
4.7	Équivalence rugosité-fissure (a) et détermination du paramètre $\sqrt{\text{area}}$ à partir du rapport a/2b (b). Les points sont des données de la littérature. D'après [MUR 02]	112
4.8	Courbe de Wöhler d'éprouvettes correspondantes aux trois surfaces décrites dans la table 4.2. D'après [JAV 08].	113
4.9	Profil de contraintes résiduelles des surfaces décrites dans la table 4.3. D'après [SMI 07].	114
4.10	Relaxation des contraintes résiduelles en surface en fonction du nombre de cycles. D'après [AVI 13].	115
4.11	Influence de la dureté et des contraintes résiduelles de surface sur la tenue en fatigue d'un acier AISI 1045. D'après [SAS 05].	116
4.12	Profil de contraintes résiduelles pour une surface avec couche blanche, et une surface sans couche blanche. D'après [GUO 10].	117
4.13	Représentation des lots d'essais pour chaque cas étudié.	118
4.14	Principe de l'obtention de la limite de fatigue σ_D par la méthode Locati.	120
4.15	(a) Machine de flexion rotative Walter+Bai® UBM 200. (b) Schéma cinématique simplifié de la machine.	121
4.16	Chemin de chargement des essais Locati et représentation de la courbe de Wöhler du 15-5PH obtenue par Raefsky [RAE 68].	122
4.17	Résultats des essais Staircase dans le repère Contraintes-Rugosité.	124
4.18	Résultats des essais Staircase dans le repère Contraintes-Rugosité (R_a , R_t , R_z). .	125
4.19	Comparaison des K_f obtenus expérimentalement et par les modèles d'Arola et Murakami.	127

4.20	Comparaison des profils de contraintes résiduelles dans la direction axiale relevés sur les éprouvettes des différents cas et leur limite d'endurance calculée. Les profils de contraintes des cas 3 et 4 sont des profils obtenus après galetage d'un cylindre de gros diamètre.	128
4.21	Influence des contraintes résiduelles avec et sans relaxation, sur la limite d'endurance pour un essai de fatigue en flexion purement alternée $R_\sigma = -1$	129
4.22	Modèle de Basquin appliqué aux différents lots testés. Les coefficients du modèle de Basquin des courbes en pointillés sont basés sur une limite d'endurance à 1000 cycles égale à 90% de la limite à rupture.	131
A.1	Synoptique des essais de fabrication des éprouvettes cas 1 (référence) et 2.	140
A.2	Synoptique des différents essais de fabrication des éprouvettes correspondant au cas 1 (référence) et 2 après modifications de la géométrie des éprouvettes.	141
B.1	(a) Principe of ball-burnishing. (b) Representation of the burnishing parameters.	145
B.2	Initial surface integrity characteristics : (a) initial residual stress distribution under the surface and (b) surface microstructure after samples preparation with industrial cutting conditions $V_c = 150$ m/min ; $f = 0.18$ mm/rev ; $a_p = 0.6$ mm ([MON 12b])	147
B.3	Roughness profile for (a) a machined surface and (b) a burnished surface.	148
B.4	Roughness measurements after multi-passes burnishing tests for (a) $V_g = 50$ m/min, $F_n = 250$ N, $\phi_{ball} = 6$ mm and (b) $f = 0.1$ mm/rev, $F_n = 250$ N, $\phi_{ball} = 6$ mm.	149
B.5	Roughness measurements after multi-passes burnishing tests for $V_g = 50$ m/min, $F_n = 75$ N, $\phi = 2$ mm	150
B.6	Contact geometrical parameters	150
B.7	Vickers hardness profile ($Hv_{0,01}$) for a machined surface and a burnished surface with $\phi 6$ mm ball, $F_n = 250$ N, $V_g = 50$ m/min, $f = 0.1$ mm/rev and $N_b = 1$	151
B.8	(a) Surface microstructure after turning + burnishing ($\phi 6$ mm ball, $F_n = 250$ N, $V_g = 50$ m/min, $f = 0.1$ mm/rev and $N_b = 1$). Orientation maps of sub-surface nano-grains layer for turned + burnished surface (b), and turned surface (c).	152
B.9	Residual stresses profile under the surface for various burnishing speeds in axial (a) and tangential (b) directions, for $f = 0.1$ mm/rev, $F_n = 250$ N, $N_b = 1$, $\phi = 6$ mm.	152
B.10	Residual stresses profile under the surface for various burnishing feeds in axial (a) and tangential (b) directions, for $V_g = 50$ m/min, $F_n = 250$ N, $N_b = 1$, $\phi = 6$ mm.	153
B.11	Residual stresses profile under the surface for various normal forces in axial (a) and tangential (b) directions for, $V_g = 10$ m/min, $f = 0, 1$ mm/rev, $N_b = 1$, $\phi = 6$ mm.	153
B.12	Residual stresses profile under the surface for various number of passes in axial (a) and circumferential (b) directions, for $V_g = 50$ m/min, $f = 0, 1$ mm/rev, $F_n = 250$ N, $\phi = 6$ mm.	154
B.13	Residual stresses profile for $\phi 6$ and $\phi 2$ mm ball according to the burnishing contact severity a/R in axial (a) and circumferential (b) directions for $V_g = 50$ m/min, $f = 0.2$ mm/rev and $N_b = 1$. For $\phi 6$ and $\phi 2$ mm ball, $F_n = 250$ N and 75 N respectively.	155

D.1	Modèle de Basquin et points d'essais pour les éprouvettes du Cas 1 - Lot 7. . . .	159
D.2	Modèle de Basquin et points d'essais pour les éprouvettes du Cas 2 - Lot 7. . . .	160
D.3	Modèle de Basquin et points d'essais pour les éprouvettes du Cas 2 - Lot 8. . . .	161
D.4	Modèle de Basquin et points d'essais pour les éprouvettes du Cas 3 - Lot 8. . . .	162
D.5	Modèle de Basquin et points d'essais pour les éprouvettes du Cas 4 - Lot 8. . . .	163
D.6	Modèle de Basquin et points d'essais pour les éprouvettes du Cas 3 - PSI 3. . . .	164
D.7	Modèle de Basquin et points d'essais pour les éprouvettes du Cas 4 - PSI 3. . . .	165
D.8	Modèle de Basquin et points d'essais pour les éprouvettes du Cas 5 - développe- ment galetage.	166

Liste des tableaux

1	Composition chimique du 15-5PH en pourcentage massique %wt.	4
1.1	Les différents procédés de finition classés en fonction de la signature principale induit sur les surfaces.	12
1.2	Synthèse des intégrités de surfaces typiquement obtenues en fonction des procédés et de leurs signatures, appliqués sur une surface issue d'une opération de tournage. Les flèches indiquent le sens de variation de la rugosité par rapport à la rugosité initiale du tournage.	24
2.1	Conditions de tournage utilisées en vue d'obtenir les surfaces correspondantes aux cas 1 et 2 (lot 7).	36
2.2	Valeurs moyennes des paramètres d'intégrité de surface obtenues sur les éprouvettes #2, #9 et #15 et efforts moyens d'usinage sur la partie utile.	40
2.3	Conditions de coupes recommandées par Sandvik comparées aux conditions utilisées	44
2.4	Valeurs moyennes des paramètres d'intégrité de surface obtenue sur les éprouvettes #1, #9 et #17 du cas 2 (lot 7) et les efforts moyens d'usinage dans la zone utile.	47
2.5	Conditions de coupes recommandées par Sandvik comparées aux conditions utilisées	49
2.6	Conditions d'usinages utilisées en vue d'obtenir les surfaces correspondantes aux cas 1 et 2 (lot 8).	49
2.7	Conditions d'usinage utilisées pour les essais d'usinage sur le cylindre de gros diamètre.	56
2.8	Valeurs des différents paramètres d'intégrité de surface et efforts de coupe relevés lors de l'usinage sur gros cylindre ($V_c = 90$ m/min, $a_p = 0,6$ mm).	59
2.9	Comparaison des pressions spécifiques de coupe moyennes obtenues sur les éprouvettes et sur le cylindre ($V_c = 90$ m/min, $a_p = 0,6$ mm).	62
2.10	Conditions de galetage utilisées pour les différentes éprouvettes.	65
2.11	Moyenne des efforts de galetage sur l'ensemble des éprouvettes Cas 3, lots PSI 3 et 8	66
2.12	Moyenne des efforts de galetage sur l'ensemble des éprouvettes Cas 4, lots PSI 3 et 8	69
3.1	Récapitulatif des procédés et conditions utilisées pour obtenir chaque cas.	74
4.1	Limite de fatigue pour des niveaux de rugosités différents. D'après [TAY 91] . . .	109
4.2	Valeurs des paramètres d'intégrité de surface obtenues en tournage sur un acier AISI 4340. D'après [JAV 08].	113

4.3	Rugosité et nombre de cycles moyen à rupture obtenus sur un acier AISI 52100. La sollicitation en fatigue s'effectue à $R_\sigma = 0,1$ et $\sigma_{max} = 1300$ MPa. D'après [SMI 07].	114
4.4	Intégrité de surface des éprouvettes utilisées pour les essais Locati et estimation de leur limite d'endurance.	122
4.5	Résultats des essais Staircase	123
4.6	Résultats de l'essai Staircase sur le lot d'éprouvettes de développement du galetage.	123
4.7	Calcul du facteur d'état de surface en fatigue d'après Arola [ARO 02] et comparaison avec la valeur K_f exp. obtenue expérimentalement.	126
4.8	Calcul de K_f d'après Murakami [MUR 02] et comparaison avec la valeur K_f exp. obtenue expérimentalement.	127
4.9	Valeurs des coefficients du modèle de Basquin. Les coefficients du modèle de Basquin basés sur la limite d'endurance à 1000 cycles égale à 90% de la limite à rupture figurent en italique.	130
A.1	Conditions d'usinage de référence	139
A.2	Conditions d'usinage de référence	140
B.1	Chemical composition of 15-5PH in %wt.	145
B.2	List of parameters values used in this study	146
C.1	Gamme de polissage utilisée.	158
C.2	Composition du réactif utilisé pour révéler la microstructure du 15-5PH pour observations au microscope optique.	158

Introduction

Problématique de l'usinage de pièces critiques.

Les fabricants d'aéronefs et de réacteurs nucléaires conçoivent des appareils comportant des organes critiques dont la défaillance n'est pas admise car elle est susceptible de causer rapidement la perte de l'appareil en entraînant une situation dangereuse ou catastrophique. Par exemple, la défaillance d'un élément de transmission ou du moteur d'un hélicoptère va causer la perte de l'appareil et de son équipage ; La rupture d'éléments de vannes dans les circuits de refroidissement de centrales nucléaire pourra être à l'origine d'accidents nucléaires lourds de conséquences. Dans le secteur aéronautique comme dans le nucléaire, les durées d'utilisation des ces pièces critiques peuvent dépasser plusieurs dizaines d'années, ce qui nécessite de prévoir l'industrialisation de pièces sur plusieurs dizaines d'années. Compte-tenu de l'utilisation finale de la pièce considérée, les caractéristiques finales de cette pièce sont définies par le bureau d'étude, afin de garantir les propriétés de résistance de la pièce. Sont notamment précisés, la nature du matériau, les caractéristiques dimensionnelles ainsi que l'état de surface. Il en découle le choix d'un procédé de façonnage (forgeage, fonderie, usinage...) dont les conditions sont totalement gelées. Par exemple, dans le cas de l'obtention d'une pièce critique par tournage, plusieurs paramètres du procédés seront verrouillés :

- le type d'outil,
- la nuance de l'outil (carbure, acier rapide...),
- le rayon de l'outil,
- la profondeur maximale de la dernière passe d'usinage,
- les angles de l'outil,
- les mouvements de l'outil par rapport à la pièce
- les vitesses de coupe et d'avance,
- le mode de bridage de la pièce sur la machine

Toutefois, plusieurs événements peuvent conduire à vouloir ou à devoir modifier les conditions de façonnage. Certaines évolutions peuvent être provoquées par un besoin interne, comme la recherche d'un gain de performance ou bien le changement d'affectation de la fabrication. D'autres évolutions peuvent être subies, suite à la défaillance d'un fournisseur d'outil qui peut renouveler ses gammes d'outils, ou suite à la demande d'un sous-traitant.

Il est donc nécessaire de détenir une expertise permettant de garantir la pérennité des pièces. Pour ce faire, il existe différents moyens pour valider les modifications des conditions de fabrication qui vont dépendre des pièces, des zones concernées et des modifications engendrées. Du moins contraignant au plus contraignant, ces changements sont validé par :

- calcul par éléments finis, lorsque les caractéristiques géométriques de la pièces sont affectées ;

- contrôle des contraintes résiduelles superficielles et de la rugosité sur pièce réelle ;
- contrôle du profil de contraintes sur pièce réelle ;
- essais de fatigue sur éprouvettes,
- essai de fatigue sur pièces réelles,

Si des différences significatives sont trouvées lors de la validation, entre l'existant et la pièce usinée suivant les nouveaux paramètres, il faut alors passer par un moyen plus contraignant. Il est évident que plus le moyen est contraignant, plus le coût, que ce soit en temps ou en argent est important.

La maîtrise des procédés de fabrication et de leurs conséquences sur la pièce obtenue et son comportement en service devient donc un enjeu majeur auquel une réponse doit être apportée. Cela passe par le développement de modèles numériques tenant compte à la fois du procédé de fabrication, du matériau et de l'utilisation finale de la pièce.

Projet MIFSU

Le projet **MIFSU** – Modélisation de l'Intégrité et de la tenue en Fatigue des Surface Usinées – dans lequel s'inscrivent les travaux présentés dans ce mémoire, a été conduit avec l'objectif d'apporter les premiers éléments de réponse à cette problématique. Ce projet, porté par un consortium regroupant des acteurs de la recherche académique (laboratoires LaMCoS et MATEIS de l'INSA de Lyon et le LTDS à l'ENI de Saint-Etienne) et des industriels (Areva NP, CETIM, Airbus Helicopters), est soutenu financièrement par l'institut Carnot I@L.

Le projet, qui se décompose en trois « briques », illustrées figure 1, a pour objectif de proposer des outils et une méthode permettant de prédire les relations entre les conditions du procédé, l'intégrité des surfaces obtenues et leur tenue en fatigue. Dans une première thèse, réalisée au sein du LaMCoS et du LTDS en convention CIFRE avec la société Airbus Helicopters, Alexandre Mondelin a proposé une modélisation de l'intégrité de surface obtenue en tournage finition de pièces en 15-5PH [MON 12a]. La seconde thèse, qui est l'objet de ce manuscrit s'attache à présenter les résultats obtenus sur l'étude de la tenue en fatigue des pièces tournées en 15-5PH, en relation avec l'intégrité de surface.

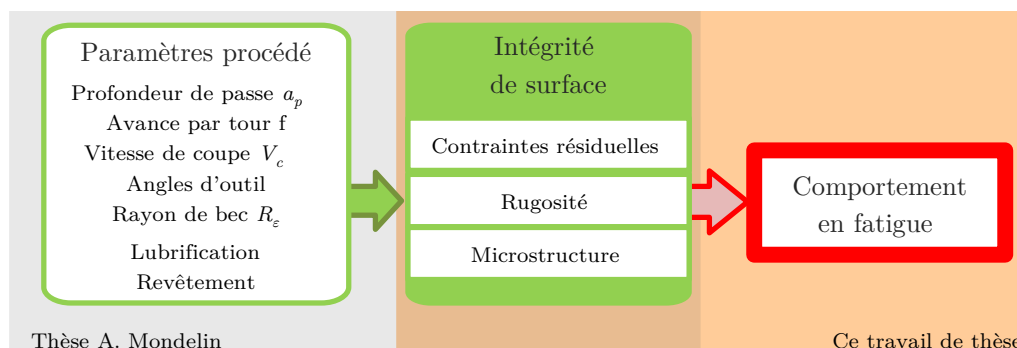


FIGURE 1 – Synoptique du projet MIFSU

Exemple du mât rotor

Le cas d'étude choisi concerne la fabrication de pièces de la chaîne de transmission d'un hélicoptère, comme le mât rotor ou le manchon d'accouplement de pale, représentés sur la figure 2. La dernière opération réalisée sur le mât rotor en acier inoxydable 15-5PH, est une opération de tournage finition, réalisée dans les conditions suivantes :

- outil DNMG 15-06-12
- nuance QM 4215 (carbure de tungstène revêtu)
- angle de coupe négatif (-7°) donné par le porte outil référence PDJNL
- vitesse de coupe : $V_c = 150$ m/min,
- profondeur de passe : $a_p = 0,6$ mm,
- avance par tour : $f = 0,18$ mm/tour.

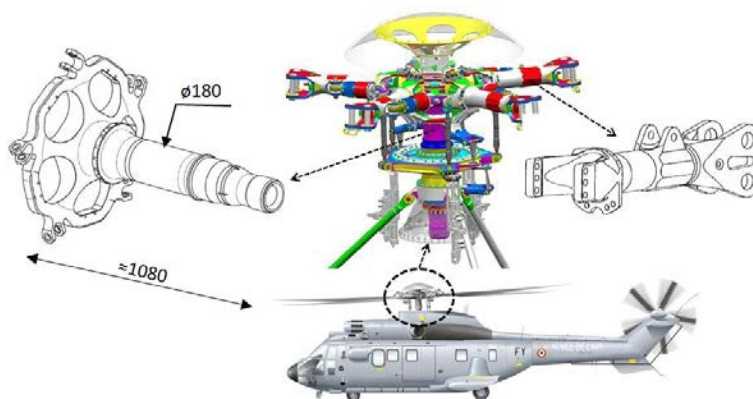


FIGURE 2 – Exemple de pièces critiques en 15-5PH usinées ; à gauche le mât rotor, à droite le manchon d'accouplement.

Régulièrement, afin de valider les caractéristiques du matériau, des essais de fatigue en flexion rotative sont conduits sur des éprouvettes afin de déterminer que la limite d'endurance du matériau correspond bien au cahier des charges. De la même manière, ces éprouvettes sont obtenus en tournage, suivant une gamme de fabrication où les dernières étapes sont gelées :

- outil DNMG 15-06-04
- nuance PM 4235 (carbure de tungstène revêtu)
- angle de coupe négatif (-7°) donné par le porte outil référence PDJNL
- vitesse de coupe : $V_c = 65$ m/min,
- profondeur de passe : $a_p = 0,15$ mm,
- avance par tour : $f = 0,06$ mm/tour.

Il apparaît dès lors que les conditions utilisées pour obtenir les éprouvettes diffèrent de celles utilisées pour obtenir la pièce réelle. Ces différences s'expliquent par l'utilisation de moyens d'usinage différents, imposés par le diamètre de l'éprouvette et la vitesse maximale de rotation de la broche du tour. Ces différences conduisent à l'obtention de surface aux caractéristiques de rugosité et de contraintes résiduelles différentes. Les essais de fatigue réalisés sur ces éprouvettes ne rendent donc pas compte de l'influence des conditions d'usinage de la pièce, mais plutôt de la sécurité matière. La question des conséquences que ces différences de vitesse de coupe peuvent avoir sur le comportement de la pièce est gérée jusqu'à présent par l'expérience.

Caractéristiques du 15-5PH

Le 15-5PH est un acier inoxydable martensitique à durcissement structural. Suivant les normes cet acier peut être désigné des manières suivantes : X5CrNiCu15-5 ; UNS S15500 ; DIN 1.4545 ; Z6CNU15.05 ; E-Z CNU 15-05 Sa composition chimique est donnée dans la table 1

C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Nb	S	P	Fe
0.07	1.0	1.0	14 to	3.5	2.5 to	0.15 to	0.03	0.04	Bal.
Max.	Max.	Max.	15.5	5.5	4.5	0.45	Max.	Max.	

TABLE 1 – Composition chimique du 15-5PH en pourcentage massique %wt.

Les différents éléments d’alliages jouent un rôle différent sur le matériau final :

- Le cuivre, en précipitant participe au durcissement structural de l’acier.
- le nickel, est un élément gammagène (favorise la formation d’austénite), il augmente la ductilité et la ténacité de l’alliage. La quantité présente dans le 15-5PH est favorable à l’apparition d’une structure martensitique après trempe.
- le chrome, améliore la résistance à la corrosion et réduit la ductilité. Sa forte teneur ralentit la transformation de l’austénite en refroidissant.

Le 15-5PH se commercialise sous différents états de recuits. Dans cette étude, le matériau a été fourni dans l’état H-1025. C’est à dire qu’après un traitement de mise en solution suivi d’une trempe, le matériau est recuit pendant 4 heures à 550 °C (1025 °F) et refroidit à l’air. La microstructure du matériau, révélée à l’aide du réactif n°24 du handbook de préparation métallographique de l’ASTM [GEE 07], après traitement thermique est présentée dans la figure 3

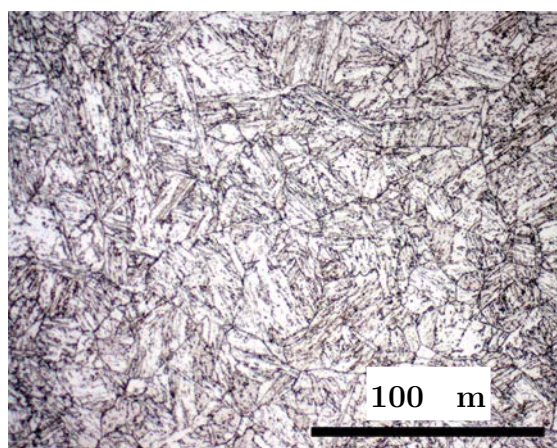


FIGURE 3 – Microstructure du 15-5PH dans sa condition H-1025

Modélisation de l’intégrité de surface du 15-5PH en tournage finition

La première étape du projet MIFSU a consisté à modéliser l’intégrité de surface générée sur le 15-5PH en tournage finition. Les travaux de thèse de Mondelin ont été mené en deux parties dont les principaux résultats sont résumés ci-après.

Identification du comportement thermomécanique du 15-5PH

Il a été noté que le 15-5PH présentait une sensibilité aux vitesses de chauffe à travers une modification des températures de début et de transformation austénitique. Le matériau a ensuite été l'objet d'essais de traction-compression cycliques afin d'observer l'évolution de l'écroutissage sur une grande plage de température. Ces essais ont montré que l'écroutissage cinématique du 15-5PH était sensible à la microstructure (austénite ou martensite). Par ailleurs, les vitesses et niveaux de déformations atteints en usinage nécessitent une étude des phénomènes induits. Ces derniers ont été mis en évidence à travers des essais de compression dynamique dans des conditions sévères (taux de déformation supérieur à 100 %, vitesse de déformation jusqu'à 80/s). Les résultats ont montré que les microstructures générées par ces essais étaient comparable que celle que l'on peut retrouver en extrême surface, dans ce que l'on appelle la « couche blanche », lors de l'usinage du 15-5PH [MON 13]. Cette microstructure et l'épaisseur sur laquelle elle se forme est compatibles avec le phénomène de recristallisation dynamique décrit par Courbon [COU 11](figure 4).

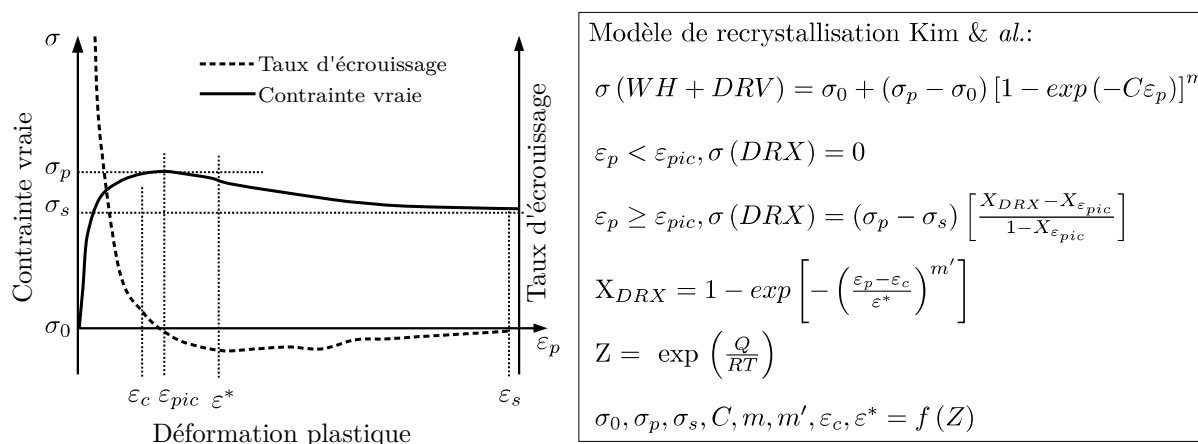


FIGURE 4 – Courbe contrainte/déformation typique d'un matériau présentant de la recristallisation dynamique et modèle associé, d'après Courbon [COU 11].

Modélisation des surfaces usinées

Une campagne d'essais d'usinage a été conduite afin de déterminer la sensibilité des paramètres d'intégrité de surface aux conditions d'usinage. En parallèle, un modèle numérique représentant la surface en cours d'usinage a été développé. Ce modèle, dit « 3D Hybride », est alimenté en fonction des conditions d'usinage expérimentales ; l'idée est de supprimer la partie enlèvement de matière, et de remplacer les sollicitations de l'usinage (action de l'outil sur la pièce et du copeau formé) par des chargements thermomécaniques équivalents qui sont obtenus par des essais de frottement et de coupe orthogonale. Cette méthodologie, initialement développée lors de la thèse de Frédéric Valiorgue [VAL 07], pour prédire les contraintes résiduelles, a été enrichie par la prise en compte des phénomènes de recristallisation dynamique et de changement de phase qui peuvent se produire. Le modèle prédit de manière très satisfaisante la distribution des contraintes résiduelles sous la surface pour différentes conditions d'usinage. Le modèle tient

aussi bien compte des cinétiques de chauffe de l'usinage qui ne permettent pas de retrouver de l'austénite après usinage. Dans le cas du 15-5PH, on est alors assuré d'avoir un matériau martensitique après usinage. En revanche, de par sa construction, le modèle ne parvient pas à reproduire de manière satisfaisante la recristallisation dynamique et surestime le niveau de contraintes résiduelles en surface.

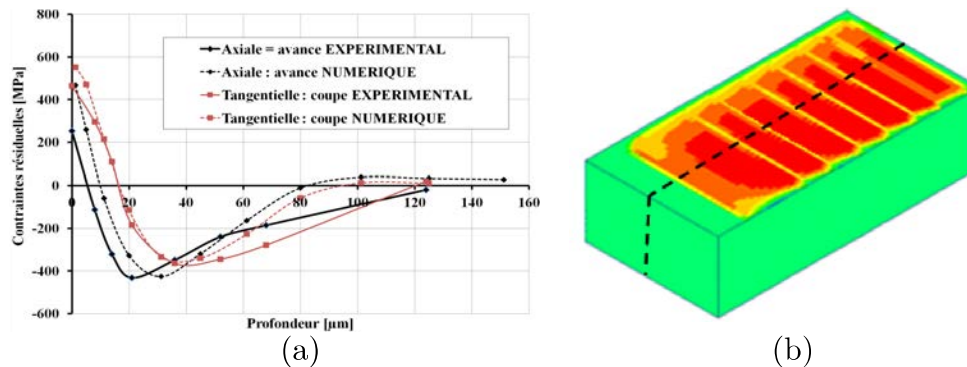


FIGURE 5 – (a) Gradients de contraintes résiduelles simulés et expérimentaux obtenus par Mondelin. (b) Représentation du volume de matière simulé et des contraintes résiduelles. [MON 12a]

Conclusions et positionnement de l'étude

Les travaux menés jusqu'ici ont permis de proposer un modèle de génération de contraintes résiduelles en tournage finition. L'étude métallurgique a permis de montrer qu'aucun changement de phase ne se produisait au cours de l'usinage et que la « couche blanche » que l'on observe en extrême surface semble cohérente avec un phénomène de recristallisation dynamique.

Vis-à-vis des objectifs du projet **MIFSU**, il est désormais nécessaire de relier les caractéristiques des surfaces usinées et la tenue en fatigue et de déterminer l'influence de chacun des paramètres d'intégrité de surface (rugosité, contraintes résiduelles, microstructure) sur cette tenue en fatigue. Cette connaissance est indispensable pour pouvoir d'une part, estimer l'influence d'une modification de l'un de ces paramètres lors de l'usinage sur la tenue en fatigue de la pièce réelle, d'autre part, de déterminer via la modélisation les paramètres d'usinage optimaux pour obtenir une intégrité de surface qui permettra d'obtenir une durée de vie souhaitée.

Pour mener à bien cette étude, deux étapes ont été identifiées :

– Ingénierie de l'intégrité de surface

Cette étape consiste à développer des méthodes de fabrication et de contrôle permettant de réaliser et certifier des surfaces avec une intégrité de surface ciblée. L'attention est focalisée sur les contraintes résiduelles, la rugosité et la microstructure. Cela nécessite de définir des gammes de fabrication permettant d'obtenir les intégrités de surface souhaitées.

– Influence de l'intégrité de surface sur la tenue en fatigue

L'objectif principal de cette étude est de mettre en évidence l'influence de l'intégrité de surface sur la tenue en fatigue. Deux points sont étudiés :

- Caractérisation de la tenue en fatigue à travers des essais de fatigue réalisés sur les surfaces obtenues lors de l'étape précédente.
- Détermination de l'influence des paramètres d'intégrité de surface sur la tenue en fatigue.

Chapitre 1

Signature des procédés de fabrication sur l'intégrité de surface

Sommaire

1.1	Introduction	10
1.2	L'intégrité de surface	10
1.3	Signatures des procédés de finition	11
1.3.1	Procédés impactant thermo-mécaniquement la surface	12
1.3.2	Procédés à signature mécanique	18
1.3.3	Procédés impactant thermiquement la surface	23
1.4	Synthèse et choix des procédés	24

1.1 Introduction

Afin d'être en mesure d'étudier les effets de l'intégrité de surface sur la tenue en fatigue, il est nécessaire de déterminer en premier lieu les conséquences d'un procédé, ou d'une succession de procédés, sur l'intégrité de surface. Ce chapitre fait le point des connaissances acquises sur les modifications de surface engendrées sur des aciers, par le tournage et divers procédés de finition. Ce travail va permettre de sélectionner les procédés les plus adaptés pour générer des surfaces avec une intégrité maîtrisée. Dans le cadre de ce travail de thèse, le tournage est une étape préalable obligatoire pour donner à la pièce sa forme macrogéométrique finale. Les procédés de finition vont ensuite être distingués en fonction de leurs signatures sur la surface.

Cette notion de signature de procédé a été introduite par Brinksmeier [BRI 11] comme un moyen de description universelle des procédés de fabrication. C'est à dire que ce n'est plus le procédé en lui-même qui est étudié, mais plutôt l'énergie transmise durant l'opération à la pièce sous forme mécanique, thermique ou chimique. Cette notion, qui implique la constitution de bases de données sur les signatures de multiples procédés de fabrication, est proposée en réponse au problème inverse de génération d'intégrité de surface dans les procédés de fabrication [BRI 14]. Dit autrement, il s'agit d'être capable de répondre à la question « *comment obtenir une intégrité de surface désirée ?* » en décrivant la signature nécessaire, quel que soit le procédé de fabrication lui-même.

1.2 L'intégrité de surface

En premier lieu, il est nécessaire de définir la notion d'intégrité de surface. Une surface se définit comme l'interface entre la pièce et son environnement. Cette surface doit donc posséder les caractéristiques adaptées à l'usage à laquelle elle est destinée. Le terme intégrité de surface fait référence aux spécifications de cette surface qui dépendent du domaine d'utilisation :

- mécanique (spécification d'états de surface et de résistance aux efforts) ;
- métallurgique (spécification de résistance à la corrosion, de dureté en surface...);
- thermique (spécification d'une conductivité ou résistance thermique...);
- tribologie (spécification de propriétés de frottement ou d'adhésion) ;
- optique (spécification d'apparence, d'indice de réflexion ou d'absorption de la lumière) ;
- ...

Cette liste n'est pas exhaustive car de nouvelles spécifications peuvent être nécessaires en fonction de l'utilisation de cette pièce, en plus des exigences classiques, comme la géométrie de la pièce.

Dans le domaine de la mécanique, la surface désigne la limite physique de la pièce ainsi que la matière directement sous la surface. À partir de cette considération, l'intégrité de surface a fait l'objet d'une première définition en 1964 : il s'agit des « caractéristiques intrinsèques ou améliorées d'une surface obtenue par usinage ou un autre procédé de mise en forme » [FIE 64]. Cette définition présente le défaut de ne considérer que la pièce, et non sa fonctionnalité finale. L'intégrité de surface doit donc se définir comme les propriétés topographiques, mécaniques, chimiques et métallurgiques d'une surface usinée en relation avec ses performances en service [GRI 01].

Dans cette étude, la surface n'est pas considérée comme un objet géométrique, mais comme un volume de matériau situé directement sous la surface géométrique, dont les caractéristiques ont été modifiées par un procédé. Ces caractéristiques susceptibles d'être modifiées sont topo-

graphiques (forme, rugosité, fissures, ...), ou physiques (déformations plastiques, contraintes résiduelles, microstructure, dureté, composition chimique, ...). Ce volume de matériau affecté par un procédé peut se décomposer en plusieurs couches d'après les différents phénomènes susceptibles de s'y produire (figure 1.1).

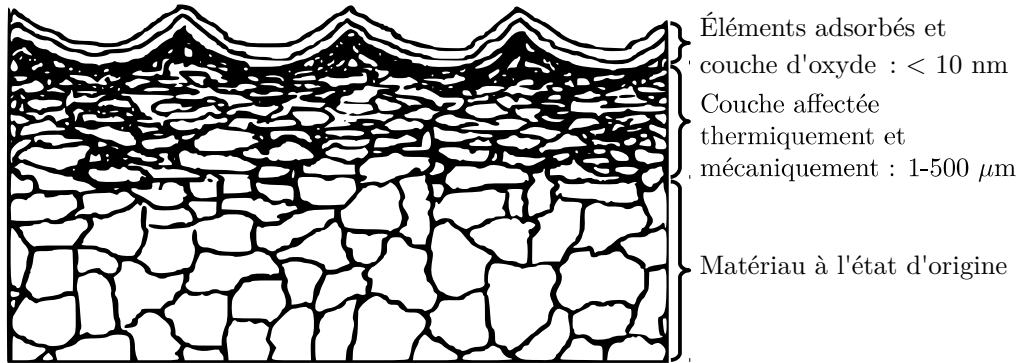


FIGURE 1.1 – Schéma des différentes couches affectées par un procédé de fabrication [REC 08a].

Au niveau de l'extrême surface, suivant le procédé utilisé, une oxydation de la surface peut se produire et conduire cette dernière à adsorber certains éléments présents dans l'air ou les fluides utilisés sous forme de vapeur d'eau et d'hydrocarbures. Dans le cas des aciers inoxydables, cette couche est naturellement présente et n'est pas générée par les procédés de mise en forme utilisés. En raison de la très faible épaisseur de cette couche (moins de 10 nm [BRI 04]), elle ne sera pas considérée dans ces travaux.

Au-delà de cette couche d'adsorption, se trouve la couche qui est affectée thermiquement et mécaniquement par le procédé. L'épaisseur de cette couche est bien plus importante que celle de la couche d'adsorption (plusieurs dizaines de fois plus épaisse), et peut atteindre quelques dixièmes de millimètre, en présentant un gradient de microstructures et de propriétés. Cette couche peut donc se décomposer en plusieurs sous-couches aux caractéristiques mécaniques et/ou microstructurales différentes.

1.3 Signatures des procédés de finition

L'objectif du procédé de finition est de conférer à la surface d'une pièce ses caractéristiques finales en modifiant son intégrité de surface. Il existe une très grande variété de procédés de finition, qui peuvent être classés en fonction des chargements qu'ils vont introduire sur la surface. Ces chargements constituent la signature de ce procédé. L'intégrité de surface résultante est la conséquence de chargements purement mécaniques, thermiques, chimiques, ou d'une combinaison de ces derniers.

Grâce aux travaux de nombreux auteurs, il est possible de dresser une liste non-exhaustive de procédés, et de les classer en fonction de leurs signatures principales dans la table 1.1.

Dans le cadre de ce chapitre, les conséquences sur l'intégrité de surface de procédés de finition impliquant des chargements thermomécaniques, purement mécaniques ou thermiques, sont étudiées. Il s'agit d'obtenir la signature type du procédé, sur la rugosité, les contraintes résiduelles (en surface et gradient en profondeur) et la microstructure obtenue, ainsi que sur l'influence des

Procédés impliquant un chargement externe principal		
<i>Mécanique</i>	<i>Thermique</i>	<i>Chimique</i>
Grenaillage [SCH 02]	EDM [KLI 11]	ECM [KLO 13]
Galetage [ALT 05]	Traitements thermiques	Électro-polissage
Toilage [KHE 07, REC 08b, REC 08c]		Traitements Galvaniques
Procédés combinant plusieurs chargements		
<i>Thermomécanique</i>	<i>Thermo-chimique</i>	<i>Mécanochimique</i>
Tournage [TON 00, REC 08a, UMB 09]	Cémentation	Polissage mécano-chimique
Meulage [OLI 09, BRI 09, BRI 96]	Revêtements (PVD)	
	Carbonitruration	
	<i>Mécano-thermo-chimique</i>	
	Polissage par friction	

TABLE 1.1 – Les différents procédés de finition classés en fonction de la signature principale induit sur les surfaces.

paramètres du procédé sur cette signature. L'objectif est de proposer ensuite, dans le chapitre suivant, des procédures visant l'obtention de surfaces à intégrité maîtrisée, en se basant sur les connaissances existantes. Afin de rester cohérent avec le contexte industriel, les procédés choisis doivent être des procédés de finition susceptibles d'intervenir lors de la fabrication de pièces de révolution, comme un mât rotor d'hélicoptère, ou plus généralement, des arbres rotatifs. Comme ces pièces sont obtenues par une opération de tournage, il est donc tout à fait naturel de s'intéresser en premier lieu aux conséquences de ce procédé.

1.3.1 Procédés impactant thermo-mécaniquement la surface

1.3.1.1 Tournage

L'opération de tournage, illustrée dans la figure 1.2, est un procédé de mise en forme par enlèvement de matière. Durant l'opération de chariotage, le mouvement d'avance de l'outil suit une parallèle à l'axe de révolution de la pièce. Cette opération a pour but de réduire le diamètre de la pièce. Lors de cette opération, trois conditions d'usinage sont contrôlées :

- la vitesse de coupe V_c , qui correspond à la vitesse d'écoulement de la matière par rapport à l'outil. Elle s'exprime en m/min et dépend du diamètre et de la vitesse de rotation de la pièce ;
- l'avance par tour f , qui correspond au déplacement que l'outil a effectué lors d'une révolution de la pièce. C'est le pas de l'hélice, qui va donner à la surface son aspect final ;
- la profondeur de passe a_p , qui correspond à l'épaisseur de matière enlevée par l'outil.

De ces conditions d'usinage vont dépendre les intensités des phénomènes mécaniques et thermiques que va subir la surface, et qui vont lui induire ses caractéristiques finales. Ces phénomènes apparaissent au sein des zones situées à l'interface entre la pièce et l'outil. Dans la littérature se trouvent les définitions de ces zones [REC 05], ainsi que des ordres de grandeur pour les phénomènes thermomécaniques s'y déroulant [TRE 91, BUR 94, POU 99, COU 11] :

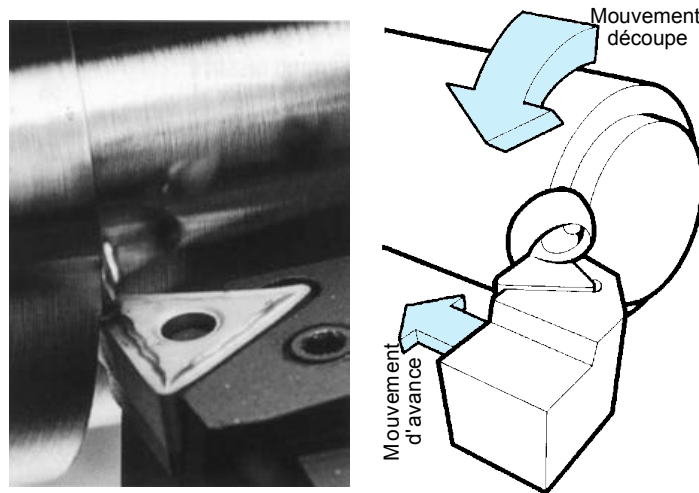


FIGURE 1.2 – Le principe du tournage [PAS 98]

- des déformations ε de 100 % jusqu'à 600 % dans les zones les plus affectées ;
- des vitesses de déformations $\dot{\varepsilon} \approx 10^4$ /s ;
- des pressions de l'ordre du GPa pouvant atteindre 4 GPa ;
- des températures de 400 à 1200 °C ;
- des cinétiques thermiques de l'ordre de 10^6 °C/s.

L'état de contraintes résiduelles à l'issue de l'opération d'usinage résulte de la superposition de ces deux chargements. Les figures 1.3 et 1.4 permettent d'illustrer le processus de génération des contraintes résiduelles de surface induites par un chargement purement mécanique et purement thermique, respectivement. Ainsi, un chargement purement mécanique va générer des contraintes résiduelles de compression, alors qu'un chargement purement thermique, n'induisant pas de changements microstructuraux, va créer des contraintes résiduelles de traction en surface. Le tournage faisant intervenir ces deux chargements simultanément, l'état de contraintes résiduelles résultant dépendra donc de l'importance de chacune de ces contributions.

De nombreux auteurs se sont intéressés au profil des contraintes résiduelles dans la profondeur, après usinage. Pour les aciers, et en fonction de leur état d'origine et des paramètres d'usinage, différentes distributions de contraintes résiduelles sur et sous la surface peuvent être observées. Dans les matériaux austénitiques tels que l'inox 316 L par exemple, les contraintes résiduelles sont généralement de traction en surface suivies par une grande zone en compression. Les paramètres les plus influents du procédé étant le rayon de bec de l'outil ainsi que la vitesse de coupe. La baisse de ces deux paramètres conduit à une diminution du niveau de contrainte résiduelle en surface ainsi que sur la profondeur affectée [VAL 07, M'S 99]. La surface des aciers dans leur état ferrito-perlitique comme le C45 présente aussi un état de contraintes résiduelles de traction en surface suivi d'une large zone en compression. Cette distribution de contraintes résiduelles semble très influencée par la vitesse de coupe ainsi que l'avance [CAP 99, OUT 06]. Enfin, l'usinage des matériaux à l'état martensitique conduit aussi à la génération de contraintes résiduelles de traction en surface suivi d'une zone en compression [CAP 05].

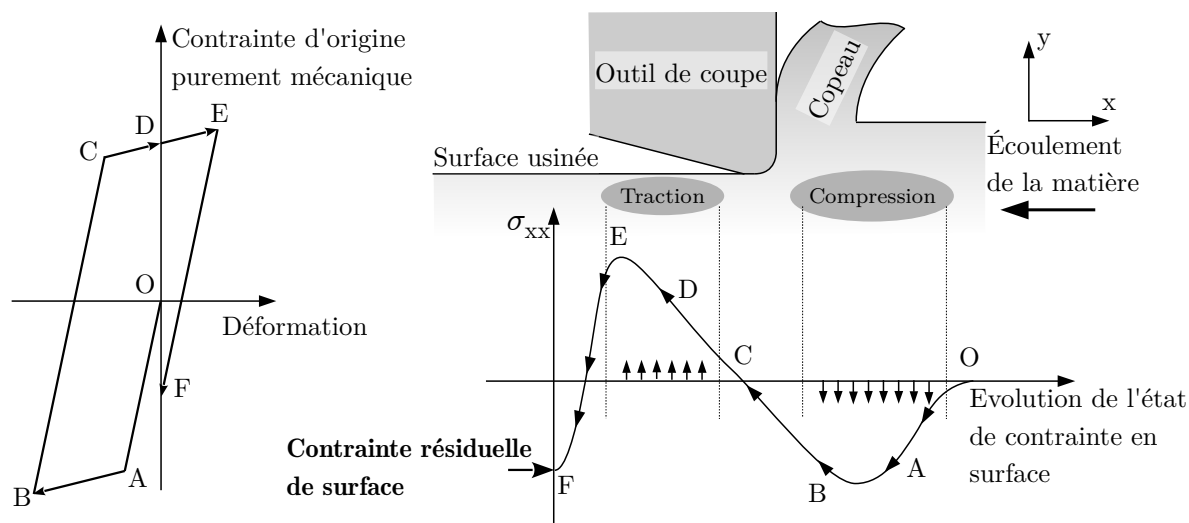


FIGURE 1.3 – Mécanisme de génération des contraintes résiduelles de surface induites par un chargement purement mécanique en usinage. D'après [REC 08a]

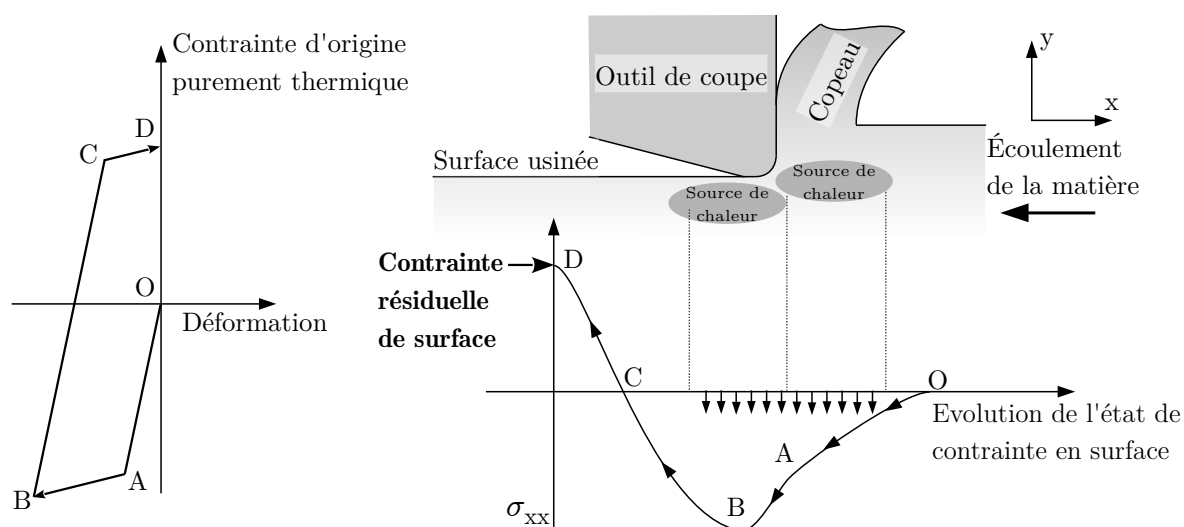


FIGURE 1.4 – Mécanisme de génération des contraintes résiduelles de surface induites par un chargement purement thermique en usinage, sans changements de phase. D'après [REC 08a]

Dans le cas du 15-5PH, les travaux de thèse de Mondelin [MON 12a] fournissent ces profils pour diverses conditions d'usinage. La figure 1.5a présente les profils de contraintes résiduelles obtenus dans les directions axiales et circonférentielles pour des vitesses de coupe différentes. Les profils de contraintes générés en tournage finition présentent toujours une forme similaire quelles que soient les conditions d'usinage. En surface, les contraintes résiduelles sont généralement de traction. Une transition sur quelques micromètres vers un niveau de contraintes résiduelles de compression se produit jusqu'à atteindre le maximum de compression. Ensuite, le

niveau de contraintes résiduelles retourne progressivement vers une valeur quasi nulle à cœur. La profondeur affectée totale est de l'ordre de la centaine de micromètres.

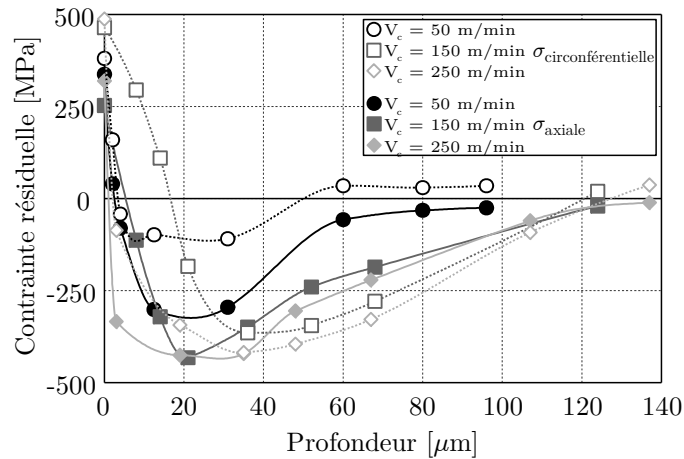


FIGURE 1.5 – Profils de contraintes résiduelles après tournage du 15-5PH pour différentes vitesses de coupe V_c - $f = 0,18\text{mm/tour}$ et $a_p = 0,6\text{mm}$. D'après [MON 12a].

Quels que soient les aciers (austénitiques, ferrito-perlitiques, martensitiques) et les conditions de tournage utilisées dans les différentes études, la forme des profils de contraintes résiduelles a toujours la même allure, schématisée dans la figure 1.6, et qui se caractérise par :

- des contraintes de traction en surface,
- un pic de contraintes de compression en sous-couche (quelques micromètres sous la surface),
- et un retour à 0 en profondeur.

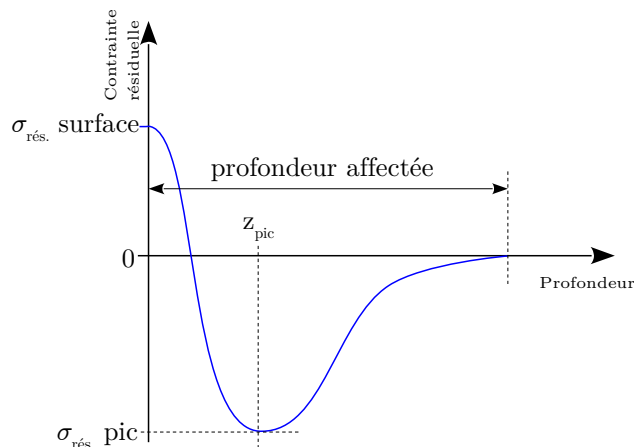


FIGURE 1.6 – Profil de contraintes résiduelles type obtenu en tournage.

Les conditions de tournage peuvent influencer le niveau de la contrainte résiduelle de surface, la profondeur affectée, ainsi que la position et la valeur du pic de contraintes de compression. Le paramètre le plus influent pour le 15-5PH est la vitesse de coupe (voir figure 1.5) qui diminue principalement la valeur du pic de compression et sa distance à la surface. La profondeur affectée n'est pas influencée pour les hautes vitesses de coupe. Enfin, la valeur de la contrainte résiduelle

de surface ne semble pas particulièrement sensible à la vitesse de coupe. L'influence de l'avance se retrouve principalement sur la position du pic de compression, et dans une moindre mesure sur le niveau de la contrainte résiduelle de surface.

La rugosité générée en tournage dépend principalement de la géométrie de l'outil et de l'avance par tour, selon la formule théorique donnée par l'équation 1.1. La vitesse de coupe joue un rôle sur la séparation de la matière qui est facilitée pour les hautes vitesses, et influe donc sur la rugosité finale.

$$R_a \approx \frac{f^2}{18\sqrt{3}R_\epsilon} \quad (1.1)$$

Peu d'études réalisées sur les conséquences du tournage sur l'intégrité de surface étudient en détail les modifications microstructurales engendrées. Il est communément admis que le tournage est à l'origine de la formation d'une « couche blanche » en surface, qui s'étend sur quelques micromètres. Dans le cas du 15-5PH, le matériau présente un gradient de microstructure comme le montre la figure 1.7. Une couche épaisse de l'ordre du micromètre, la « couche blanche », est observée. Cette couche, dont la nature est mal connue, est suivie d'une zone de transition où la microstructure d'origine apparaît déformée, suivant la direction d'écoulement de la matière, avant de retrouver sa morphologie initiale plus à cœur.

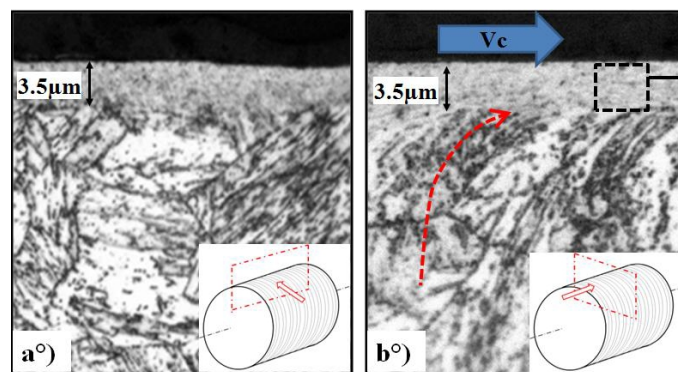


FIGURE 1.7 – Microstructure sous la surface du 15-5PH après tournage. D'après [MON 12a].

1.3.1.2 Meulage - Rectification

Le meulage est un procédé de finition permettant l'obtention de surfaces avec une très bonne précision dimensionnelle. L'opération se réalise à l'aide d'une meule abrasive, animée d'un mouvement de rotation autour de son axe. Selon les dispositifs, ce sont la meule ou la pièce qui se déplacent afin de procéder à l'enlèvement de matière. En utilisation conventionnelle, la rectification conduit à la génération de contraintes résiduelles de traction en surface du fait de l'importante chaleur générée par les phénomènes de labourage et de frottement à l'interface outil-matière.

Certains auteurs ont modifié les conditions opératoires, avec pour but d'introduire des contraintes résiduelles de compression en meulage en s'affranchissant des effets thermiques rencontrés durant le meulage. Heinzl *et al.* ont ainsi déterminé un domaine d'utilisation où seuls les effets mécaniques agissent sur la surface [HEI 07]. En utilisant de basses vitesses de coupe associées

à de faibles profondeurs de passe, il est possible, en utilisant une meule adaptée, de générer en surface d'un acier une couche présentant des contraintes résiduelles de compression. La différence obtenue est clairement visible sur la figure 1.8 avec une modification du profil sur une profondeur de l'ordre de 50 μm par rapport à l'utilisation de paramètre plus conventionnels sur leur matériau. Cette modification se traduit par une plus grande contrainte résiduelle de compression en surface, d'un pic de compression plus important et localisé plus en profondeur, et donc d'une zone affectée plus importante.

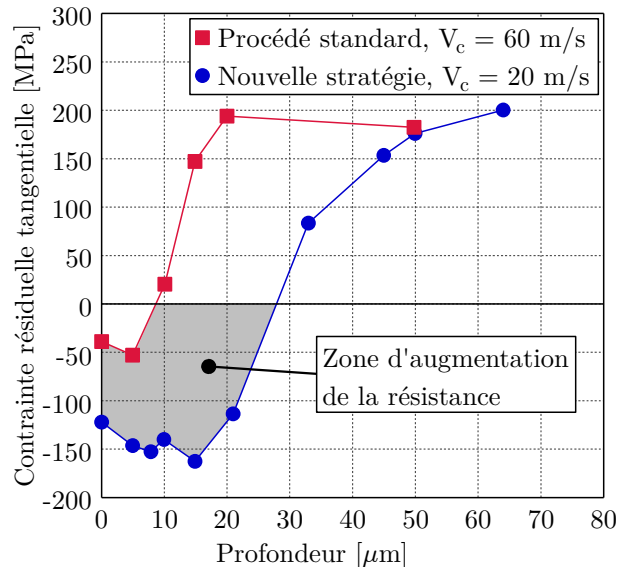


FIGURE 1.8 – Comparaison entre les contraintes résiduelles obtenues en utilisant la stratégie de meulage conventionnelle et la stratégie de meulage de renforcement. D'après [BRI 09].

Il est aussi possible, d'obtenir des contraintes résiduelles de compression associées à une augmentation de la dureté en augmentant la vitesse de rotation de la meule, générant ainsi une quantité de chaleur très importante pouvant engendrer une transformation de phase. Ce principe a été présenté pour la première fois par Brinksmeier en 1996 [BRI 96]. Si la chaleur générée lors du passage de la meule sur la pièce est suffisante, le matériau peut localement dépasser sa température d'austénitisation. En cas de refroidissement suffisamment rapide (i.e. le volume de la pièce est important pour diffuser la chaleur), une phase dure (de la martensite) va se former en extrême surface [BRO 99]. Cette transformation de phase localisée en surface permet aussi l'apparition de contraintes résiduelles de compression. En effet, en surface le matériau s'est contracté lorsque la température d'austénitisation a été atteinte. À cœur, le matériau ne change pas de phase, mais se dilate sous l'effet de la chaleur, provoquant ainsi une déformation plastique de la couche de surface. Le refroidissement brutal par conduction et par le fluide lubrifiant de la couche de surface permet la formation de martensite, plus volumineuse que l'austénite. Cette dilatation soudaine de la couche de surface est bloquée par le matériau à cœur, la mettant ainsi en compression en surface. Devant la difficulté de mesurer les gradients de température, que ce soit temporels ou spatiaux, il a fallu développer des modèles numériques pour permettre de prédire les épaisseurs de couches affectées, ainsi que la compatibilité de la pièce traitée. Les travaux de Hamdi [HAM 04] qui ne prennent pas en compte le changement de phase ou ceux de Zah [Zä 09] qui l'intègrent, montrent que les températures atteintes sont compatibles avec une

transformation martensitique superficielle et permettent d'évaluer les épaisseurs affectées.

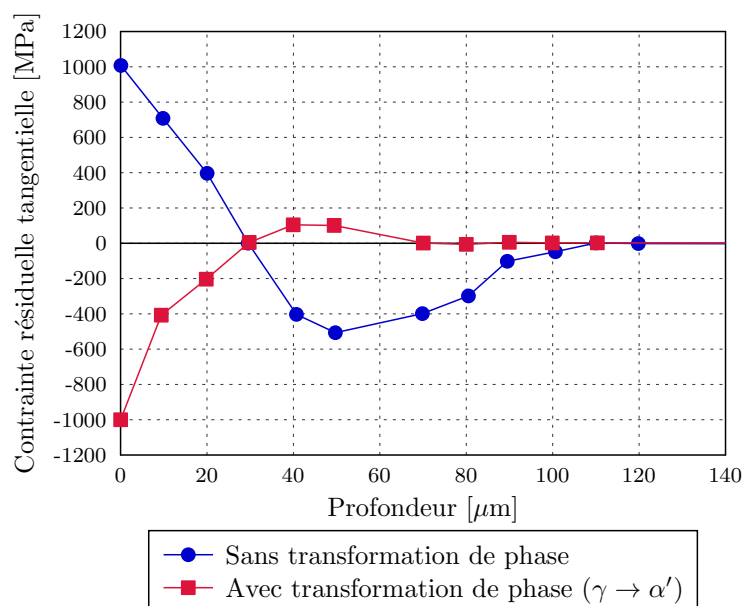


FIGURE 1.9 – Profils de contraintes résiduelles typiquement obtenus après meulage, avec et sans changement de phase. D'après [REC 08a].

La forme des profils de contraintes généralement obtenus en meulage sont présentés sur la figure 1.9. La profondeur affectée est de l'ordre de la centaine de micromètre. Cependant, l'intégrité de surface générée par la rectification dépend d'un très grand nombre de paramètres (vitesse de meule, profondeur de passe, lubrification...) et une petite variation sur ces derniers peut conduire à une très grande différence sur l'intégrité de surface générée [REC 08a], ce qui en fait un procédé instable.

La rugosité obtenue en rectification va dépendre principalement de la taille des grains abrasifs constituant la meule. Ce procédé intervenant après une phase d'usinage, l'objectif est d'ajuster les dimensions de la pièce et d'améliorer l'état de surface donc la rugosité. A l'instar du tournage, les modifications microstructurales engendrées par la rectification n'ont pas fait l'objet d'études très poussées.

1.3.2 Procédés à signature mécanique

1.3.2.1 Grenailage

Le grenailage est un procédé qui consiste à projeter des petites billes sur la surface à traiter (figure 1.10). L'impact des billes sur la surface se traduit par la dissipation de leur énergie cinétique à travers des modifications de la topographie, des contraintes résiduelles et de modifications microstructurales (voir figure 1.11). Généralement, le grenailage est utilisé pour introduire des contraintes résiduelles de compression en surface, et supprimer une éventuelle couche de calamine résultante d'une opération précédente de forgeage. Cette technique est aussi utilisée pour améliorer la résistance à la corrosion sous contraintes des pièces [SCH 06a].

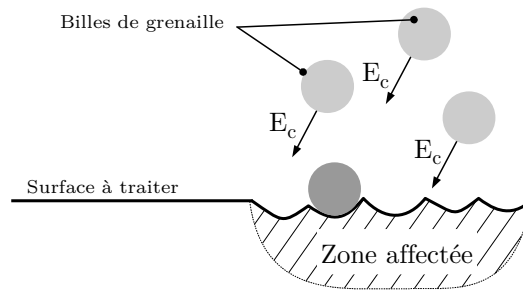


FIGURE 1.10 – Le principe du grenaillage.

Les travaux de synthèse de Schulze [SCH 02] sur les caractéristiques de surfaces obtenues par grenaillage permettent de dégager les principaux paramètres du procédé influençant l'intégrité de surface. La rugosité générée par le grenaillage dépend principalement de la pression de grenaillage. Plus cette dernière augmente, plus l'énergie cinétique des billes est importante, conduisant à une augmentation de la profondeur et du diamètre des cratères d'impact ayant pour conséquence d'augmenter la rugosité. Cette augmentation est sensible à la dureté initiale du matériau : plus il est dur, et moins l'augmentation de la rugosité avec la pression de grenaillage se fait sentir. La taille et la nature des billes influent aussi sur la rugosité obtenue, plus elles sont grandes et dures, plus la rugosité générée augmente.

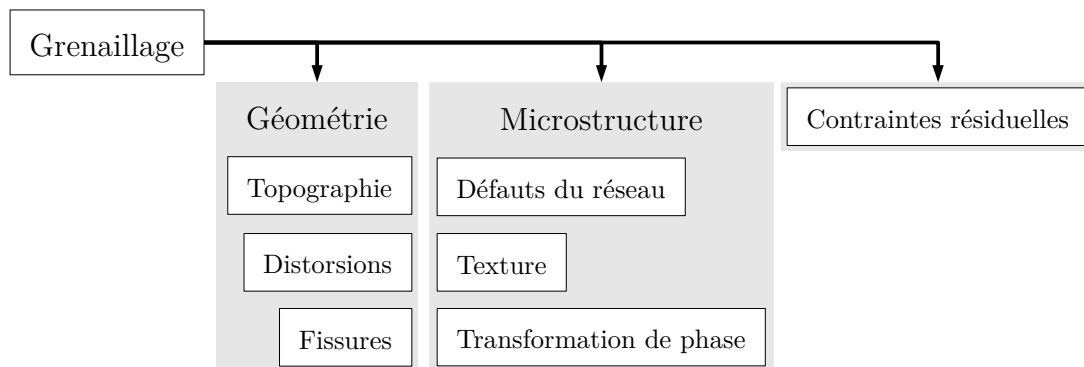


FIGURE 1.11 – Principales caractéristiques de surface, modifiées par le grenaillage. Adapté de [SCH 93].

La forme des profils de contraintes résiduelles générés par le grenaillage dépend de la nature du matériau. La figure 1.12 présente des profils de contraintes résiduelles obtenus sur un même matériau ayant subi différents traitements thermiques avant grenaillage. Lorsque ce dernier présente une dureté faible (après un traitement de normalisation par exemple), les déformations plastiques se concentrent en surface. Le maximum de compression se trouve ainsi en surface. Dans le cas de matériaux à dureté moyenne, les déformations plastiques de surface et la pression de Hertz ont un effet équivalent, ce qui conduit à une contrainte de compression importante en surface, suivie d'un maximum sous la surface. Dans le cas d'un matériau très dur, c'est la pression de Hertz qui domine, générant une contrainte de compression relativement faible en surface, suivi d'un pic important de compression sous la surface. Les contraintes résiduelles de compression induites par le grenaillage se retrouvent sur une profondeur de l'ordre de quelques

centaines de micromètres [STI 14].

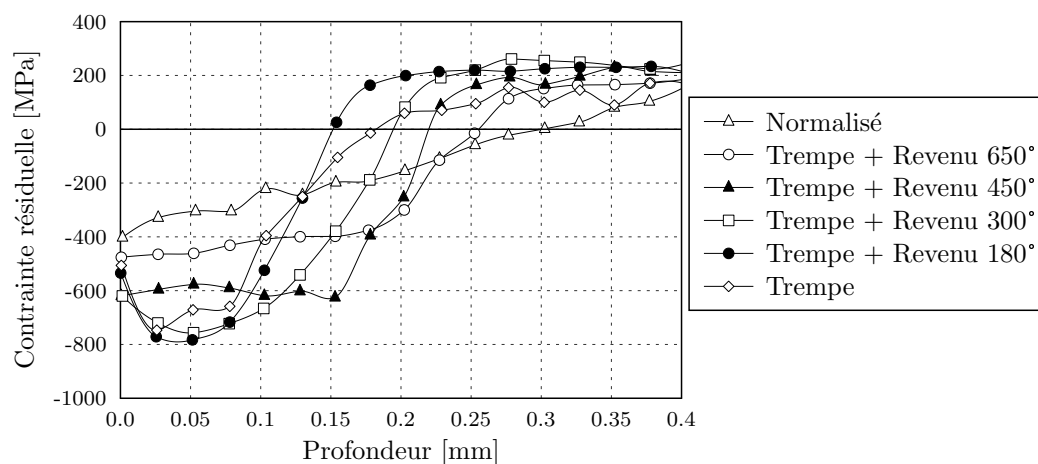


FIGURE 1.12 – Profils de contraintes résiduelles, obtenus après grenaillage d'un acier AISI 4140. D'après [SCH 02]

Les impacts de billes sont à l'origine d'un écrouissage qui va modifier la surface sur une profondeur dépendante des paramètres du procédé (pression, débit de billes, vitesse...). Ainsi, la dureté apparente du matériau augmente en raison de l'augmentation de la densité de dislocations dans le cas des matériaux mous, ou du fait de la contrainte résiduelle de compression dans le cas des matériaux durs. Quel que soit le matériau, la densité de dislocations en extrême surface augmente considérablement après grenaillage [MAR 96]. Ces effets se traduisent bien souvent par la présence d'une couche composée de grains nanocristallins en surface, comme l'observent [WAN 06] ou [ALT 00] sur deux aciers inoxydables. Ces gradients microstructuraux seraient dus à des phénomènes de recristallisation [BAG 09].

1.3.2.2 Galetage

Le procédé de galetage consiste à déformer plastiquement la surface d'une pièce par le passage d'un « galet » ou d'une bille en surface. Il existe différents types d'outils et de principes pour réaliser cette opération (figure 1.13). Le galetage est principalement utilisé pour améliorer l'état de surface et les propriétés mécaniques locales d'arbres rotatifs (arbres à came, vilebrequins...). Il peut être également utilisé pour améliorer l'état de surface de pièces fraisées telles que des moules pour injection plastique [LAC 05].

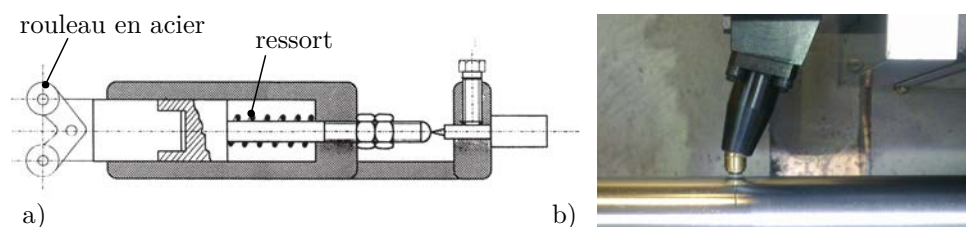


FIGURE 1.13 – a) Outil à galet, effort contrôlé par ressort, d'après [ELA 00]. b) Outil de galetage à bille céramique, effort contrôlé à l'aide d'un fluide sous pression.

Pour Wagner, le galetage permet, grâce aux contraintes résiduelles de compression induites de retarder la propagation d'éventuelles fissures consécutives à l'utilisation de la pièce [WAG 99]. Les contraintes résiduelles obtenues en galetage sont en accord avec la théorie du contact de Hertz, et l'augmentation de l'effort de galetage conduit à une augmentation de l'écroutissage ou de la contrainte résiduelle de compression en surface [ALT 05]. A partir d'une certaine valeur d'effort, un phénomène de saturation apparaît : la valeur maximale de compression n'augmente plus mais se déplace plus en profondeur à mesure que l'effort augmente. Si des efforts trop importants sont utilisés, il est possible d'obtenir des contraintes résiduelles de traction en surface comme le montre la figure 1.14. Réalisé avec des conditions optimales, le galetage permet de modifier le profil de contraintes résiduelles sur une profondeur de l'ordre du millimètre [ALT 05]. Des modèles éléments finis permettent de donner des résultats comparables à l'expérience [ROD 12].

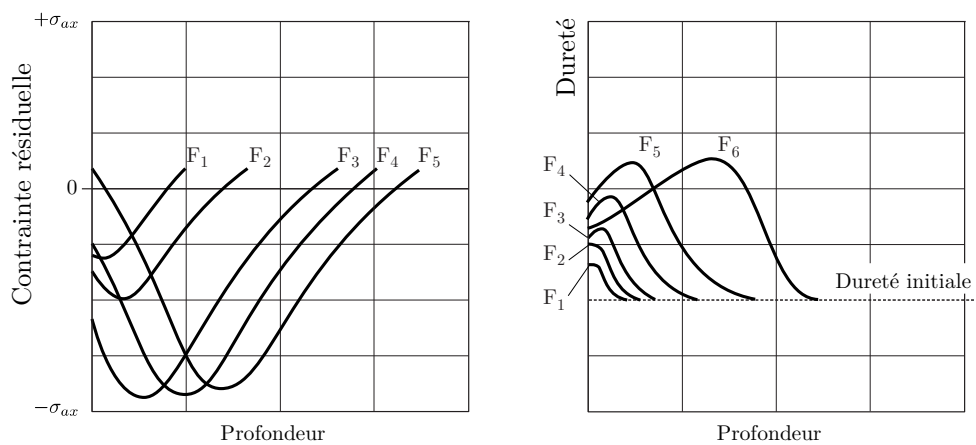


FIGURE 1.14 – Schématisation du phénomène de saturation des contraintes résiduelles et de l'écroutissage avec l'augmentation de l'effort. Avec des efforts de galetage $F_1 < F_2 < F_3 < F_4 < F_5 < F_6$. D'après [ALT 05]

Plusieurs études ont été consacrées sur la recherche des paramètres du procédé les plus influents sur la rugosité. Loh *et al.* concluent dans leur travail de synthèse que l'intensité de galetage – c'est à dire la pression de contact entre l'outil et la pièce – et l'avance, sont les deux paramètres les plus influents sur la rugosité générée [LOH 88]. Les niveaux de rugosité atteints en galetage peuvent être comparables à ceux qui peuvent être obtenus en polissage, avec des valeurs de rugosité arithmétique proche de la centaine de nanomètre. Mais en augmentant l'avance par tour, il est aussi possible de générer des surfaces présentant des rugosités supérieures et comparables à celles obtenue en tournage avec une rugosité de l'ordre du micromètre.

D'un point de vue microstructural, en fonction du matériau traité et de l'intensité du galetage, on pourra observer différentes transformations : formation de cellules de dislocation pour les matériaux cubiques centrés comme le C45 [ALT 00], maclage ou transformations martensitiques dans le cas de matériaux austénitiques, recristallisation sous forme de grains nanométriques dans les alliages de magnésium par exemple [PU 12] ou dans un inox 304L [ALT 00].

1.3.2.3 Toilage

Le toilage est une technique de super finition principalement utilisée après une opération de tournage dur ou de rectification sur des aciers traités. Le principe du procédé, illustré sur la

figure 1.15, consiste à animer d'un mouvement transversal une bande abrasive sur la surface de la pièce à traiter en rotation. Cette bande abrasive est plaquée contre la pièce grâce à un rouleau en polymère déformable. Selon l'effort appliqué sur ce rouleau, la surface de contact entre la pièce et la toile abrasive varie.

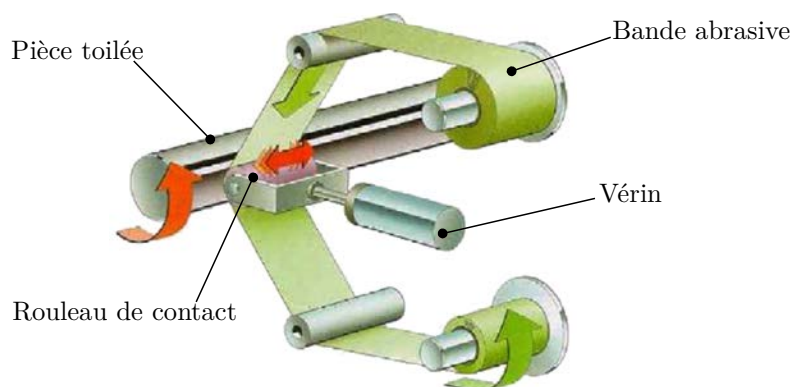


FIGURE 1.15 – Schéma de principe du toilage. D'après [KHE 07]

En effet, comme vu dans la section 1.3.1.1, l'opération de tournage dur, lorsqu'elle est effectuée avec des vitesses de coupe importantes, conduit à la génération de contraintes résiduelles de traction en surface qui peuvent être indésirables pour l'utilisation de la pièce. Les effets du toilage sur les contraintes résiduelles obtenues en tournage ont été mis en évidence par Rech *et al.* et comparés avec un modèle numérique [REC 08c]. Expérimentalement, les auteurs ont observé que le toilage introduisait des contraintes de compression de l'ordre de 1000 MPa dans la direction axiale d'une pièce cylindrique en acier AISI 52100. La profondeur impactée est estimée à 5 μm , en comparant le gradient de contraintes résiduelles résultats à celui d'origine, relevé sur la pièce usinée au préalable (voir figure 1.16).

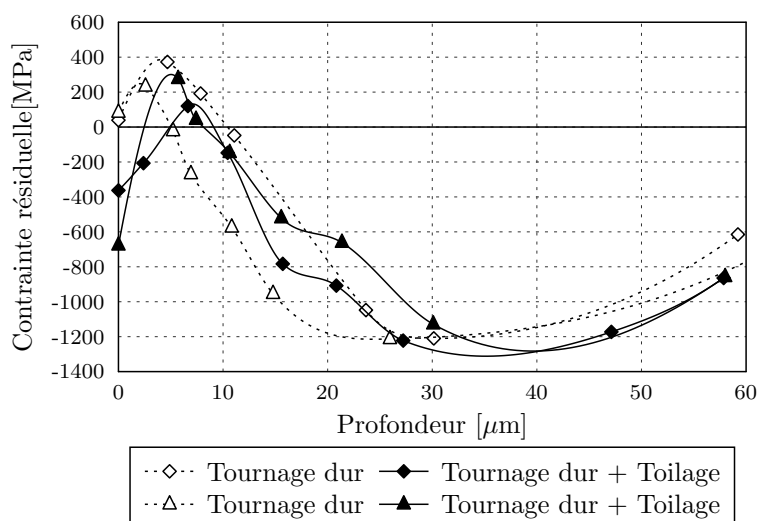


FIGURE 1.16 – Exemple de profils de contraintes résiduelles relevés avant et après toilage sur une pièce en AISI 52100 usinée en tournage dur. D'après [REC 08c]

Khellouki a étudié en 2007 les paramètres optimums du procédé vis-à-vis de la rugosité à travers une approche théorique et expérimentale, consistant à étudier le contact élastique entre le rouleau de contact et la pièce. En fonction de la dureté du matériau utilisé pour le rouleau de contact, la quantité de matière enlevée est plus ou moins importante. La rugosité minimale que l'on peut atteindre ne dépend pas de la dureté du rouleau de contact, ni du temps de traitement de la surface pour des efforts supérieurs à 400 N [KHE 07]. Cette rugosité minimale est cependant dépendante de la taille des grains abrasifs présents sur la toile.

Rech et Moisan [REC 03] ont montré que le toilage permettait de supprimer la couche déformée plastiquement lors de l'usinage ou de la rectification. La microstructure de la surface est donc vierge de la « couche blanche » issue du tournage.

1.3.3 Procédés impactant thermiquement la surface

1.3.3.1 Traitements thermiques de surface

Les traitements thermiques permettent de conférer aux matériaux différentes propriétés mécaniques, soit à l'ensemble de la surface de la pièce, soit localisées sur des zones d'intérêts tels que des changements de section ou bien sur des zones de la pièce qui auront une fonction particulière à remplir durant son utilisation. La technique de durcissement par induction est utilisée afin de traiter localement des pièces. Le principe consiste à chauffer la pièce par induction, ce qui permet une montée en température rapide sur la surface de la pièce. Les transformations métallurgiques qui vont se produire sur la surface vont introduire des déformations différentes conduisant ainsi à une plastification de la surface. La trempe qui suit, permet à la transformation martensitique de se produire dans le cas des aciers, générant ainsi des contraintes de compression et une dureté élevée dans la couche concernée. La figure 1.17 montre différentes formes de gradients qu'il est possible d'obtenir en réalisant le traitement suivant différents paramètres. Les profondeurs affectées peuvent atteindre plusieurs millimètres [GRU 01]. La rugosité n'est pas modifiée par ces traitements thermiques.

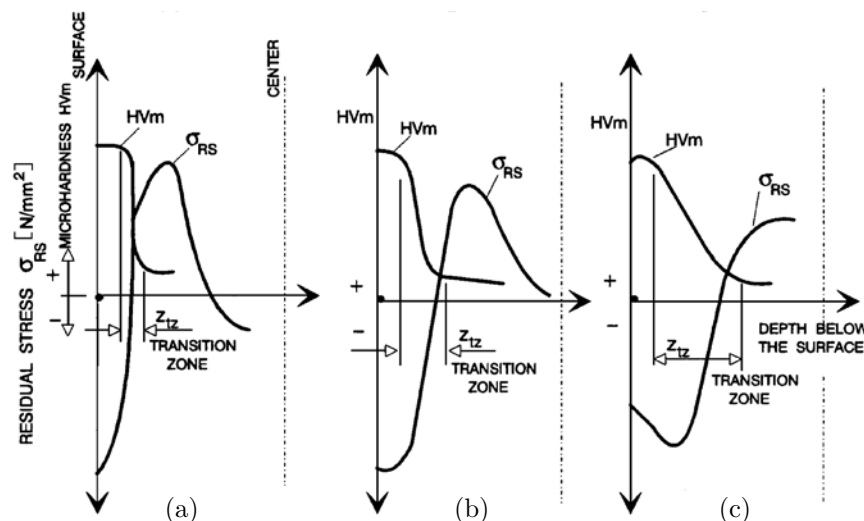


FIGURE 1.17 – Profils de contraintes résiduelles et de dureté obtenus après traitement thermique de durcissement par induction. D'après [GRU 01]

1.4 Synthèse et choix des procédés

La littérature est très riche de résultats sur l'intégrité de surface en général, une requête « surface integrity » sur la base de donnée Google scholar renvoie 19 500 réponses¹. La comparaison des résultats des différents procédés étudiés permet de voir qu'il est possible, indépendamment de la nature même du procédé, d'obtenir des intégrités de surfaces identiques. Ceci est la preuve que ce n'est donc pas le procédé qui induit l'intégrité de surface, mais la combinaison de chargements mécaniques, thermiques et chimiques, qui vont laisser leur signature sur la surface. La table 1.2 synthétise les résultats généralement obtenus en terme d'intégrité de surface par l'application de différents chargements à travers les divers procédés présentés précédemment. Il ressort de cette étude que le contrôle de l'intégrité de surface passe donc par la caractérisation et la maîtrise de ces chargements et de leur conséquences sur le matériau étudié.

	Procédés	Rugosité	Contraintes résiduelles		Microstructure
			surface	profondeur affectée	
Mécanique	Grenaillage		Compression	Compression ($\approx 0,1 - 0,2mm$)	Écrouissage en surface + nanograins
	Galetage	Dépend de l'avance + outil	Compression	Compression ($\approx 0,1 - 0,5mm$)	Écrouissage en surface + microstructure dépendante du matériau
	Toilage		Compression	Compression ($\approx 0,01mm$)	Suppression couche blanche
Thermique	Traitement thermique de surface		Compression	Compression ($\approx$ plusieurs mm)	Transformation de phase (dépend du matériau)
	Meulage grande vitesse		Compression	Compression ($\approx 0,1 - 0,2mm$)	Changement de phase
Thermo-mécanique	Tournage	Dépend de l'outil + avance	Traction	Compression ($\approx 0,1 - 0,2mm$)	Affinement taille de grains + couche écrouie
	Meulage		Dépend des conditions (généralement traction)	($\approx 0,1 - 0,2mm$)	Dépend des conditions (Écrouissage de surface)

TABLE 1.2 – Synthèse des intégrités de surfaces typiquement obtenues en fonction des procédés et de leurs signatures, appliqués sur une surface issue d'une opération de tournage. Les flèches indiquent le sens de variation de la rugosité par rapport à la rugosité initiale du tournage.

Dans le cadre du projet **MIFSU**, les connaissances du comportement du 15-5PH durant la coupe permettent de contrôler les paramètres d'intégrité de surface que sont la rugosité, les contraintes résiduelles et la microstructure sous la surface. Cependant, les résultats des travaux de Mondelin montrent qu'il n'est pas possible de générer des contraintes résiduelles de compression. Toutefois, les différents procédés étudiés dans ce chapitre montrent qu'il est possible, après tournage, de modifier l'intégrité de surface, et notamment d'obtenir des contraintes résiduelles de compression. La rectification (meulage) est un procédé trop sensible aux variations, et diffi-

1. Au 16/09/2014

cile à mettre en œuvre sur des formes complexes. Les traitements thermique, s'ils permettent de modifier les contraintes résiduelles en surface et à cœur ne permettent pas de modifier la rugosité. Par ailleurs le 15-5PH étant un matériau déjà martensitique, sa sensibilité aux traitements thermiques reste très limitée. Les procédés à signature purement thermique ne sont donc pas les candidats idéaux pour modifier l'intégrité de surface de manière contrôlée après tournage. Le toilage n'affecte que l'extrême surface et présente l'inconvénient de supprimer la « couche blanche ». Le grenaillage permet d'introduire de larges contraintes résiduelles de compression, à des niveaux qui peuvent être contrôlés en fonction de l'intensité de grenaillage. Cependant, la rugosité est systématiquement supérieure aux rugosités obtenues par tournage à moins de l'utiliser dans des conditions extrêmes conduisant inévitablement à de larges modifications microstructurales.

Finalement, le galetage semble le procédé le plus apte à produire des contraintes résiduelles de compression sur une surface, tout en contrôlant la rugosité obtenue et en limitant l'impact sur la rugosité. En maîtrisant les paramètres de fabrication, il est donc possible de réaliser des surfaces tournées, et tournées puis galetées possédant des intégrités de surfaces différentes. Ce travail est l'objet du chapitre suivant où sont développées les procédures expérimentales suivies pour mettre au point des surfaces à intégrité maîtrisée.

Chapitre 2

Ingénierie de l'intégrité de surface

Sommaire

2.1	Introduction	28
2.2	Méthodes expérimentales	28
2.2.1	Relevés topographiques - rugosité	28
2.2.2	Les contraintes résiduelles	29
2.3	Fabrication d'éprouvettes de fatigue à intégrité maîtrisée	32
2.3.1	Périmètre de l'étude	32
2.3.2	Contrôle de l'intégrité de surface	33
2.4	Éprouvettes usinées	34
2.4.1	Conditions d'usinage	36
2.4.2	Cas 1 - Lot 7 - Rugosité élevée et contraintes de traction (cas référence)	37
2.4.3	Cas 2 - Lot 7 - Rugosité faible et contraintes de traction	43
2.4.4	Action corrective	48
2.4.5	Cas 1 - Lot 8 - Rugosité élevée et contraintes de traction	49
2.4.6	Cas 2 - Lot 8 - Rugosité faible et contraintes de traction	53
2.4.7	Usinage d'un cylindre de gros diamètre	56
2.4.8	Comparaison cylindre - éprouvettes	60
2.4.9	Conclusions sur l'obtention de surfaces par usinage	62
2.5	Éprouvettes galetées	63
2.5.1	Conditions de galetage	65
2.5.2	Cas 3 - Rugosité élevée et contraintes de compression	66
2.5.3	Cas 4 - Rugosité faible et contraintes de compression	68
2.6	Synthèse des surfaces produites	70

2.1 Introduction

A l'aide de la synthèse bibliographique réalisée dans le chapitre précédent, il est possible d'imaginer des gammes de fabrication pour obtenir des surfaces avec une intégrité ciblée. Bien évidemment, une étape de contrôle de l'intégrité de surface effectivement obtenue est nécessaire afin de qualifier la procédure. La première partie de ce chapitre décrit les différents moyens de contrôle et techniques utilisés pour caractériser les surfaces (rugosité et contraintes résiduelles), avec comme objectif d'utiliser des moyens conventionnels ou facilement accessibles aux industriels. La deuxième partie de ce chapitre sera consacrée aux résultats de la campagne de mise au point des surfaces dans le but de constituer des lots d'éprouvettes uniformes, d'un point de vue rugosité et contraintes résiduelles de surface, pour réaliser des essais de fatigue.

2.2 Méthodes expérimentales

2.2.1 Relevés topographiques - rugosité

Il existe différentes manières de relever la topographie d'une pièce, que ce soit par des moyens optiques (microscopie confocale, interférométrie, ...), ou mécaniques (palpation du profil de la surface à l'aide d'un stylet, microscope à force atomique). Le contexte industriel de ce travail a conduit à faire le choix d'utiliser les méthodes de profilométrie par contact qui sont largement employées dans les industries de production de pièces usinées. Ce choix se justifie d'autant plus que les procédures de traitement et d'acquisition des données topographiques font l'objet d'une norme internationale [ISO 97]. Ainsi, les mesures de rugosité ont été réalisées à l'aide d'un profilomètre Taylor Hobson®.

Après acquisition d'un profil primaire, les défauts de forme (1^{er} ordre) et d'ondulation (2^e ordre) sont soustraits afin d'obtenir un profil de rugosité à partir duquel sont calculés les différents paramètres R_a , R_t et R_z (voir figure 2.1).

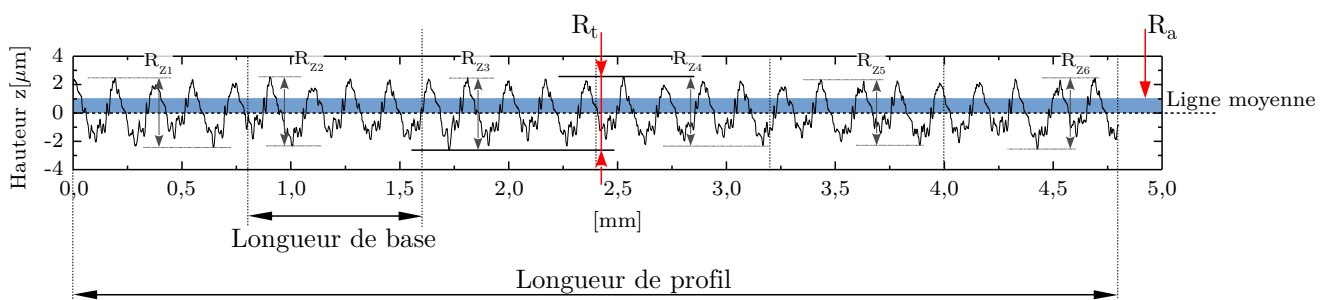


FIGURE 2.1 – Profil de rugosité et représentations des paramètres de rugosité associés.

Ces différents paramètres se calculent de la manière suivante, avec l longueur du profil, $z(x)$ hauteur du profil à la position x , n le nombre de longueurs de base :

$$R_a = \frac{1}{l} \int_0^l |z(x)| dx \quad (2.1)$$

$$R_t = |\max(z(x))| + |\min(z(x))| \quad (2.2)$$

$$R_z = \frac{\sum_{i=1}^n R_{zi}}{n} \quad (2.3)$$

$$R_{z_{\max}} = \max(R_{zi}) \quad (2.4)$$

Dans la suite de ce chapitre, seules des valeurs de R_a seront présentées puisqu'il s'agit du paramètre de rugosité le plus couramment utilisé pour décrire une surface. Toutefois, les autres paramètres de rugosité sont aussi calculés et enregistrés lors des relevés effectués sur les éprouvettes, afin de pouvoir les utiliser plus tard, lors de l'analyse des essais de fatigue.

2.2.2 Les contraintes résiduelles

2.2.2.1 Origine des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles se définissent comme les contraintes multiaxiales statiques existantes dans un système isolé, de température uniforme, soumis à aucune force ni moment extérieur, et qui se trouvent en équilibre mécanique [LU 03]. Le chapitre précédent met en avant le fait que des chargements thermiques ont tendance à provoquer l'apparition de contraintes résiduelles de traction en surface lorsqu'aucun changement de phase ne se produit. Les chargements mécaniques ont tendance à introduire, pour leur part des contraintes de compression en surface. Les contraintes résiduelles sont le résultat des successions de chargements thermiques et/ou mécaniques subis par la pièce, elles sont en quelque sorte les témoins de l'histoire mécanique et thermique vécue par la pièce au cours de sa fabrication [REC 08a].

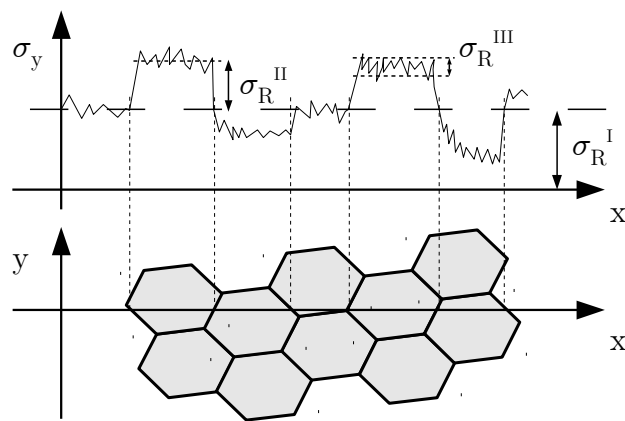


FIGURE 2.2 – Représentation des différents ordres de contraintes résiduelles en fonction de l'échelle d'observation.

Trois ordres de contraintes résiduelles, représentés sur la figure 2.2, sont définis. Les contraintes d'ordre I sont homogènes sur un très grand nombre de grains (plusieurs centaines de microns),

les contraintes d'ordre II sont les contraintes homogènes à l'échelle d'un grain (quelques microns) et les contraintes d'ordre III sont représentatives des inhomogénéités à l'intérieur d'un grain (échelle nanométrique).

2.2.2.2 Estimation des contraintes résiduelles par diffraction de rayons X

La technique d'estimation des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X est sensible à la contrainte d'ordre I. Cette technique non destructive fait intervenir la relation de Bragg qui lie distance inter-réticulaire d_{hkl} (distance entre les plans cristallins d'une même famille) et un angle de diffraction θ pour la longueur d'onde λ des radiations émises par une source de rayons X (voir figure 2.3). Elle fait l'objet de la norme NF EN 15305 [AFN 09].

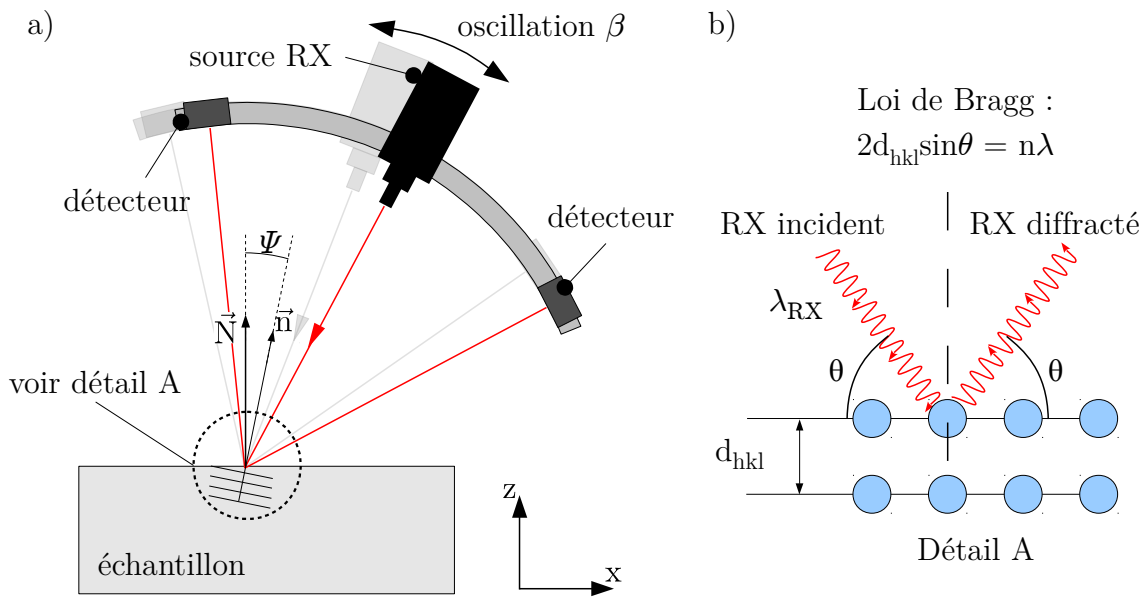


FIGURE 2.3 – Principe de l'estimation des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X.

La figure 2.3 permet de visualiser les conditions de diffraction de la loi de Bragg ainsi que le montage expérimental permettant d'acquérir le signal diffracté. Au cours de la mesure, la source de rayons X va balayer suivant un angle β afin de se trouver en condition de diffraction pour différents plans cristallins. Les détecteurs vont relever l'intensité du signal en fonction de l'angle θ (voir figure 2.4a). Ces diffractogrammes permettent ainsi de calculer la valeur du point milieu $2\theta_m$ et du décalage du pic de diffraction par rapport à la référence $\Delta 2\theta$.

Ces deux valeurs permettent ainsi de calculer la déformation ε_{dd} des plans inter-réticulaires avec l'équation 2.5 :

$$\varepsilon_{dd} = \frac{\Delta d_{hkl}}{d_{hkl}} = -\frac{1}{2} \cotan(\theta) \Delta 2\theta \quad (2.5)$$

Finalement, connaissant cette déformation, la loi des $\sin^2 \Psi$ [NOY 87] permet de calculer la contrainte principale dans une direction parallèle à la surface de la pièce située dans le plan d'incidence grâce à l'équation 2.6 :

$$\sigma_{xx} = \varepsilon_{dd} \frac{\pi}{180} \frac{A_{RX}}{\sin^2 \Psi} \quad (2.6)$$

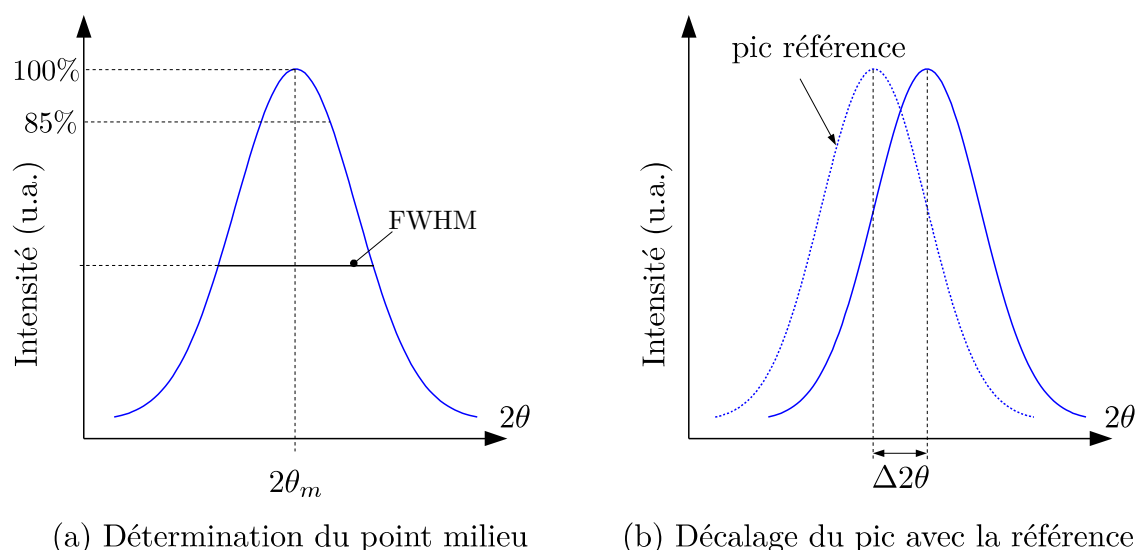


FIGURE 2.4 – Schématisation des mesures de position angulaire et du décalage sur les pics de diffraction, ainsi que de la largeur de corde (FWHM).

A_{RX} est une constante élastique radiocristallographique calculée à partir des caractéristiques mécaniques macroscopiques E , le module d'élasticité, ν le coefficient de Poisson du matériau, et du facteur d'anisotropie radiocristallographique selon le modèle de Kröner-Eshelby et Ψ est l'angle formé entre la normale aux plans diffractant et la normale à la surface.

L'appareil de mesure utilisé, de marque PROTO®, est présenté sur la figure 2.5. Cet appareil est équipé d'une source RX et de deux détecteurs permettant de collecter le signal diffracté.

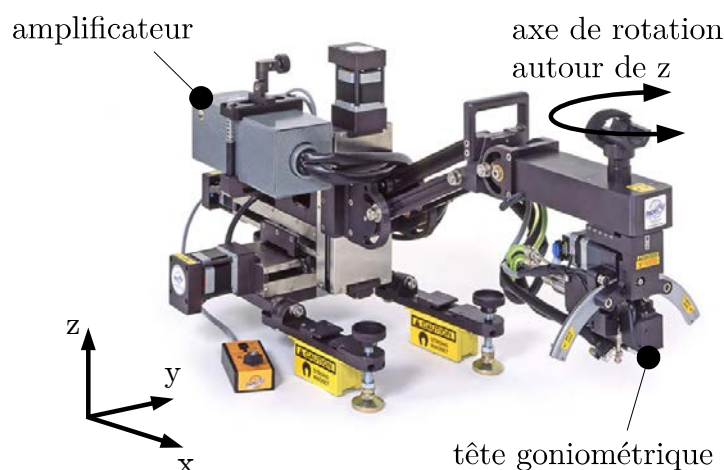


FIGURE 2.5 – Appareil d'analyse de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X.

Il est à noter que cette méthode de mesure est sujette à des incertitudes et erreurs de mesures liées au dispositif de mesure en lui-même, aux hypothèses sur la diffraction des rayons X ainsi que les incertitudes liées aux paramètres matériaux et à la loi des $\sin^2 \Psi$. Les incertitudes engendrées par la méthode sont estimées à ± 50 MPa. Cette technique d'analyse permet également d'estimer

le taux d'austénite résiduelle en comparant les intensités des pics de diffraction de chaque phase cristalline. On peut aussi avoir une indication du taux d'écrouissage du matériau en comparant les largeurs de corde qui sont une grandeur proportionnelle au nombre de dislocations ou défauts dans le matériau. La largeur de corde se mesure en prenant la largeur de pic à mi-hauteur (FWHM) [LAH 83].

2.2.2.3 Mode opératoire

Pour ce chapitre, les analyses de contraintes résiduelles ont été réalisées sur toutes les éprouvettes de fatigue, mais uniquement en surface, afin de ne pas détruire l'éprouvette. Les conditions de diffraction choisies sont adaptées au 15-5PH :

- Tube RX avec cible en Chrome à 18 kV et 4 mA,
- observation des rayonnements $K\alpha$,
- angle de Bragg : $2\theta = 156^\circ$ correspondant à la diffraction des plans $\{211\}$
- 5 positions β d'acquisition (-25° à $+25^\circ$) dans la direction axiale de l'éprouvette,
- oscillations autour des positions d'acquisition de $\pm 3^\circ$.

Afin de calculer la contrainte résiduelle, les constantes d'élasticité radiocristallographiques du 15-5PH ont été déterminées par Mondelin [MON 12a] :

- $S_1 = -1,28 \cdot 10^{-6}$ MPa
- $\frac{1}{2}S_2 = 5,92 \cdot 10^{-6}$ MPa

La solution logicielle utilisée pour calculer la contrainte résiduelle donne une estimation de l'incertitude uniquement basée sur les statistiques de comptage de l'intensité du signal diffracté. Sur la surface, ces incertitudes sont de l'ordre de ± 25 MPa, ce qui est inférieur à l'estimation de l'incertitude globale sur la méthode elle-même. Il est à noter que l'analyse des contraintes résiduelles par DRX n'est pas une méthode locale, mais que la valeur calculée correspond à une moyenne volumique qui est le produit du diamètre du faisceau et de la profondeur de pénétration des rayons X dans le matériau. Dans le cas du 15-5PH, cette profondeur est estimée à $5,8 \mu\text{m}$ [AFN 09], et le diamètre du faisceau de rayons X utilisé est de 2 mm.

2.3 Fabrication d'éprouvettes de fatigue à intégrité maîtrisée

2.3.1 Périmètre de l'étude

Grâce à la synthèse bibliographique réalisée précédemment ainsi qu'aux résultats du modèle numérique, des modes opératoires pour obtenir différentes intégrités de surface sont proposés. L'objectif final étant de comparer l'influence des paramètres d'intégrité de surface, il est nécessaire de n'en faire varier qu'un seul à la fois. La figure 2.6 propose une représentation schématique de quatre surfaces différentes où un seul paramètre d'intégrité de surface change d'un cas à l'autre. Il s'agit ici de faire varier les paramètres de rugosité et de contraintes résiduelles de surface sans modifier, ou le moins possible, la microstructure.

La figure 2.7 présente la procédure suivie pour la fabrication de surface. La première étape consiste en la fabrication de surfaces suivant des paramètres choisis a priori à l'aide des connaissances de la littérature et à l'exploitation du modèle de prédiction des contraintes résiduelles développé par Mondelin [MON 12a]. Les surfaces ainsi produites sont caractérisées, leur conformité vis-à-vis des caractéristiques attendues est analysée. Si les différentes éprouvettes produites pour un cas d'étude sont conformes, alors elles feront l'objet d'un essai de fatigue. Sinon, les

raisons de cet écart seront déterminées afin de mettre en place une action corrective visant à rendre conforme les éprouvettes fabriquées ensuite.

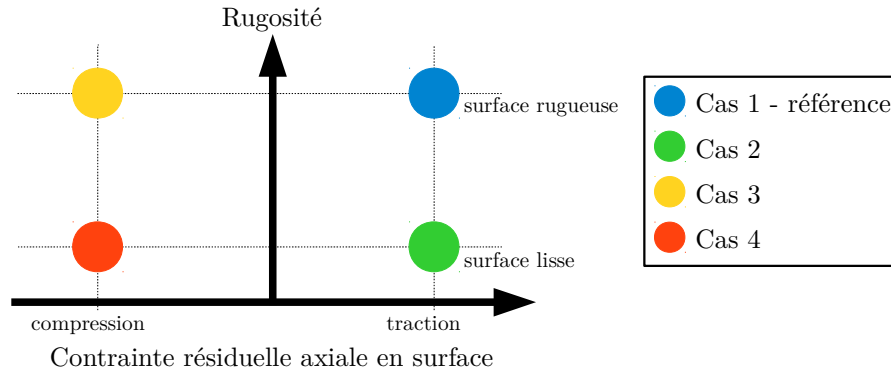


FIGURE 2.6 – Identification et représentation schématique des différentes intégrités de surface souhaitées dans un graphe contrainte résiduelle-rugosité.

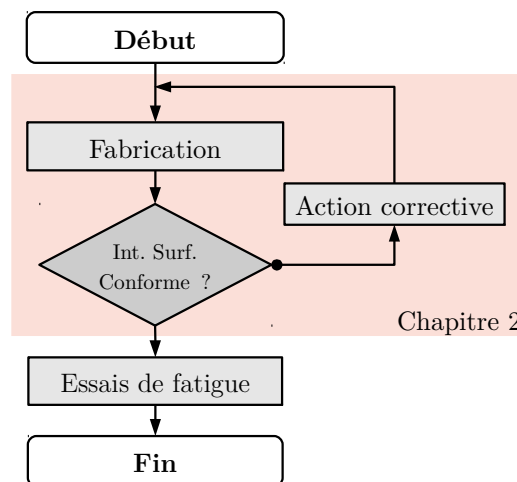


FIGURE 2.7 – Synoptique suivi pour le développement de surfaces aux caractéristiques contrôlées.

Pour générer les quatre cas et suite aux résultats présentés dans le chapitre 1, deux procédés de fabrication sont utilisés : le tournage, et le galetage appliqué après tournage. En faisant varier les paramètres de ces procédés, on pourra moduler l'intégrité de surface obtenue. Les deux prochaines sections vont détailler les travaux menés pour obtenir des surfaces à intégrité maîtrisée par usinage et par galetage. Pour les **cas 1** et **2**, le **tournage** seul sera utilisé puisque les travaux de thèse de Mondelin montrent que ce procédé génère des contraintes de traction en surface. Les **cas 3** et **4** seront eux obtenus par **galetage** après tournage afin d'introduire des contraintes résiduelles de compression tout en contrôlant la rugosité.

2.3.2 Contrôle de l'intégrité de surface

La géométrie des éprouvettes de fatigue utilisées est présentée sur la figure 2.8. Cette géométrie assure un coefficient de concentration des contraintes K_t très proche de 1. La partie centrale

de l'éprouvette représente un cylindre de $\varnothing 10$ mm sur une longueur de 5 mm. Afin de préserver les éprouvettes, seules les rugosités et contraintes résiduelles de surface sont relevées sur cette zone centrale, en suivant les conditions de chaque moyen de contrôle décrit précédemment. Quatre points d'analyse pour les contraintes résiduelles et quatre lignes pour la rugosité, représentés sur la figure 2.9, sont pris tous les 90° sur la périphérie de la partie utile de l'éprouvette.

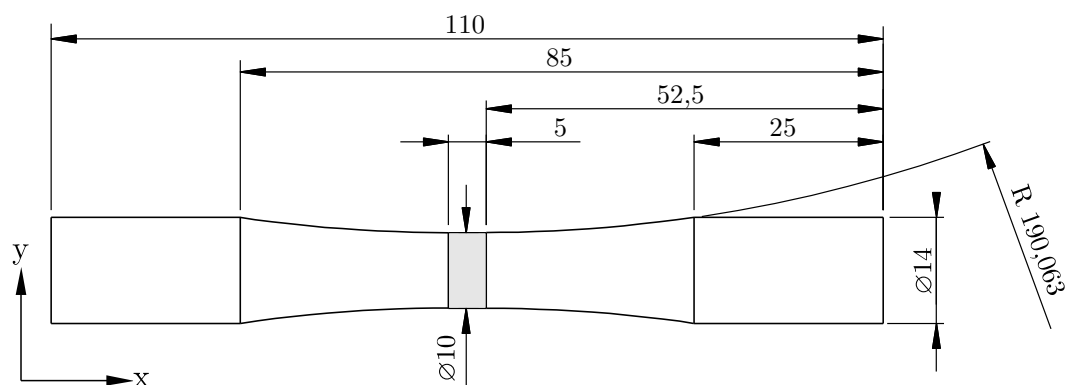


FIGURE 2.8 – Géométrie de l'éprouvette à l'échelle 1. Le ratio R/D étant supérieur à 5, le facteur de concentration de contrainte K_t est voisin de 1. La zone en gris représente la partie utile de l'éprouvette.

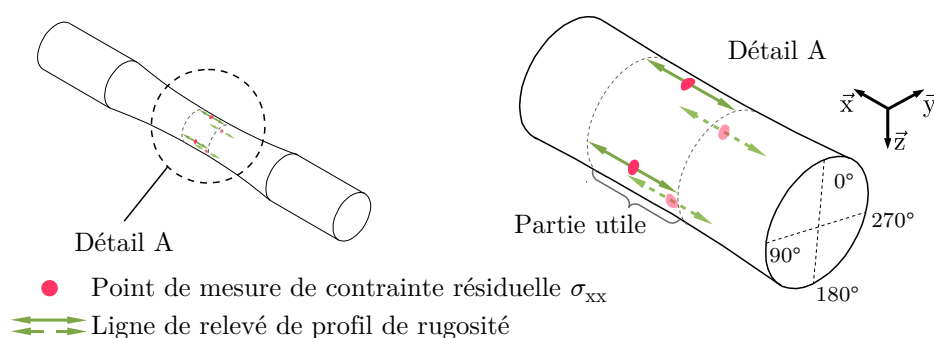


FIGURE 2.9 – Zones de mesures de la rugosité et de la contrainte résiduelle σ_{xx} dans la direction axiale.

2.4 Éprouvettes usinées

Les études expérimentales et les résultats numériques obtenus dans le cadre de la thèse d'Alexandre Mondelin permettent de conclure sur la sensibilité de la contrainte résiduelle obtenue en surface face à la vitesse de coupe (V_c) et à l'avance (f) qui sont les deux paramètres susceptibles de varier dans cette étude. La vitesse de coupe n'affecte que très peu la contrainte en surface et n'a quasiment pas d'influence sur l'intensité du pic de compression et sa position sous la surface dans la direction axiale (direction parallèle à l'axe de révolution). Diminuer l'avance conduit à une légère baisse de la contrainte résiduelle de traction en surface, ainsi qu'une diminution de la position et de l'intensité du pic de compression sous la surface. Quoiqu'il en soit,

dans les intervalles étudiés pour ces deux paramètres, la surface présente toujours des contraintes résiduelles de traction d'intensités équivalentes.

En s'appuyant sur ces résultats, deux conditions d'usinage sont définies, permettant d'obtenir les surfaces correspondantes aux **cas 1**, s'approchant du cas réel industriel (contraintes résiduelles de traction et rugosité élevée), et **2** (contraintes résiduelles de traction et rugosité faible). En effet, le paramètre de rugosité arithmétique R_a peut s'estimer par l'équation 2.7 où R_ϵ est le rayon de bec de l'outil et f l'avance par tour (voir figure 2.10).

$$R_a \approx \frac{f^2}{18\sqrt{3}R_\epsilon} \quad (2.7)$$

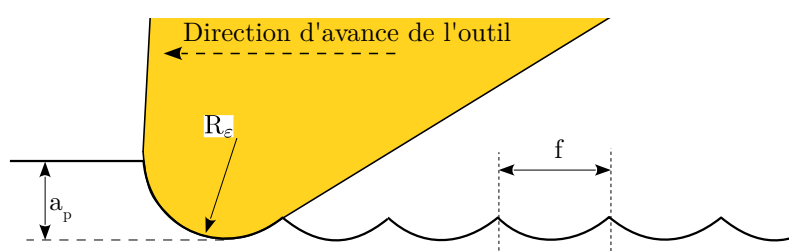


FIGURE 2.10 – Schématisation du profil de rugosité.

Deux possibilités s'offrent donc pour faire varier R_a : augmenter le rayon de bec d'outil, ou diminuer l'avance. Le choix a été fait de piloter la rugosité en faisant varier l'avance car la modification du rayon de bec, expérimentée lors des essais de mise au point préliminaire n'a pas donné de résultats satisfaisant (voir annexe A).

En choisissant comme cas « référence » le **cas 1** par l'utilisation des conditions de coupe utilisées pour l'opération de tournage finition d'un mât rotor d'hélicoptère (listées dans l'introduction), on obtient le **cas 2** en modifiant l'avance de manière à réduire la rugosité sans avoir un impact significatif sur la contrainte résiduelle en surface d'après Mondelin [MON 12a]. On obtient ainsi théoriquement une rugosité $R_a \approx 0,87 \mu\text{m}$ en utilisant les conditions référence ($f = 0,18 \text{ mm/tour}$, $V_c = 150 \text{ m/min}$, $a_p = 0,6 \text{ mm}$, plaquette DNMG 15-06-12 QM 4215), avec un niveau de contraintes résiduelles axiales attendu en surface de l'ordre de 230 MPa. Pour le cas 2, en divisant l'avance par deux ($f = 0,09 \text{ mm/tour}$), la rugosité que l'on obtient est théoriquement 4 fois plus faible : $R_a \approx 0,22 \mu\text{m}$ et le niveau de contraintes résiduelles axiales attendu en surface est de l'ordre de 150 MPa.

Cependant, l'obtention du cas « référence » sur des éprouvettes de fatigue s'est avéré plus difficile que prévu. Une campagne initiale de mise au point, détaillée au sein de l'annexe A, a été nécessaire. Les résultats obtenus dans cette partie ont conduit à faire des choix tant en terme de conditions d'usinage qu'en terme de géométrie d'éprouvette. En effet, la toute première géométrie d'éprouvette, imposée par la machine de fatigue initialement prévue pour les essais, n'était pas du tout compatible avec les conditions de coupe de référence. La grande flexibilité des éprouvettes conduisent à une très grande dispersion au niveau des contraintes résiduelles ainsi que sur les rugosités obtenues. Finalement, l'acquisition par le laboratoire MatéIS (INSA Lyon) d'une machine de fatigue plus performante a permis de réaliser les essais sur une géométrie d'éprouvettes de fatigue plus rigide, décrite sur la figure 2.8.

2.4.1 Conditions d'usinage

Les problèmes rencontrés lors des essais initiaux (cf. annexe A) ont conduit à s'intéresser aux efforts de coupe durant l'usinage. Pour ce faire, l'outil d'usinage est accouplé au tour par l'intermédiaire d'une platine piézoélectrique Kistler qui permet de mesurer des efforts dans trois directions perpendiculaires : la direction de coupe (F_x), la direction de pénétration (F_y) et la direction d'avance (F_z), représentés sur la figure 2.11a. La configuration d'usinage utilisée est également représentée sur la figure 2.11b. Le tour SOMAB T450, sur lequel ces mesures d'efforts sont effectuées, ne permet pas d'atteindre les vitesses de rotation de broche nécessaires pour assurer une vitesse de coupe de 150 m/min sur les éprouvettes choisies. En effet, la vitesse de rotation de broche est limitée à 3000 tr/min (soit $V_{c_{max}} = 94$ m/min) alors qu'il serait nécessaire d'atteindre 4770 tr/min pour une vitesse de coupe de 150 m/min. D'après Mondelin, cette vitesse de coupe n'a pas d'influence majeure sur la contrainte résiduelle obtenue, une diminution ne devrait pas entraîner de modifications importantes sur l'intégrité de surface obtenue. De nouvelles conditions de coupe tenant compte de ces impératifs sont donc définies dans le tableau 2.1. Afin de garantir que la surface ne présente plus de traces des opérations précédentes, deux passes d'usinage suivant ces conditions sont réalisées successivement. A chaque éprouvette, un outil neuf (voir figure 2.12) est utilisé pour ne pas subir de phénomènes d'usure d'arête.

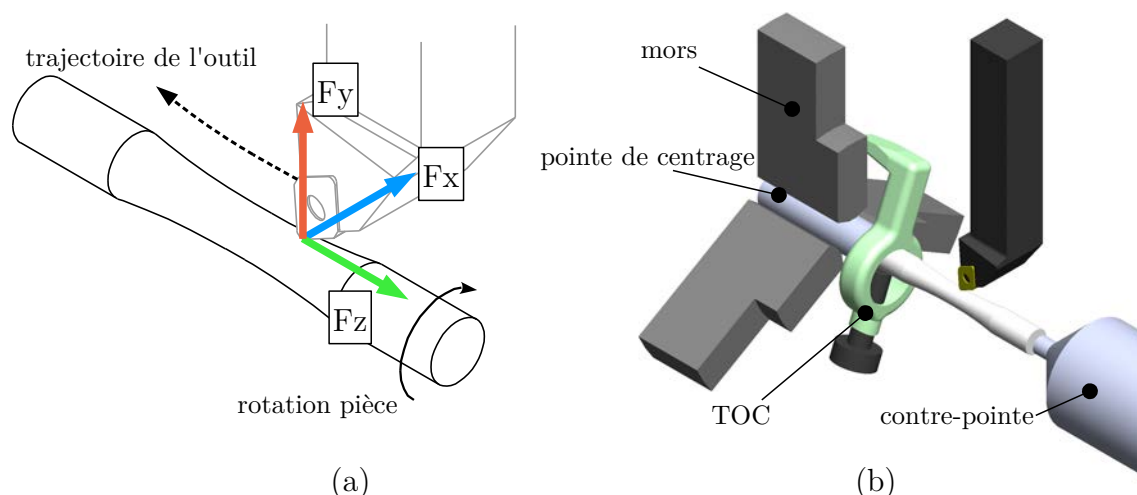


FIGURE 2.11 – (a) Représentations des directions de coupe (F_x), de pénétration (F_y) et d'avance (F_z) par rapport à la configuration d'usinage. (b) Dessin d'ensemble de la configuration d'usinage, l'éprouvette est centrée et tenue entre les deux pointes, le TOC permet de transmettre la rotation à l'éprouvette.

	Lot	f [mm/tour]	V_c [m/min]	a_p [mm]	R_ϵ [mm]	$R_{a_{théorique}}$ [μ m]	Outil neuf
Cas 1 - $\sigma_{resid} > 0$ et $R_a \nearrow$	7	0,18	90	0,6	1,2	0,87	OUI
Cas 2 - $\sigma_{resid} > 0$ et $R_a \searrow$	7	0,09	90	0,6	1,2	0,22	OUI

TABLE 2.1 – Conditions de tournage utilisées en vue d'obtenir les surfaces correspondantes aux cas 1 et 2 (lot 7).

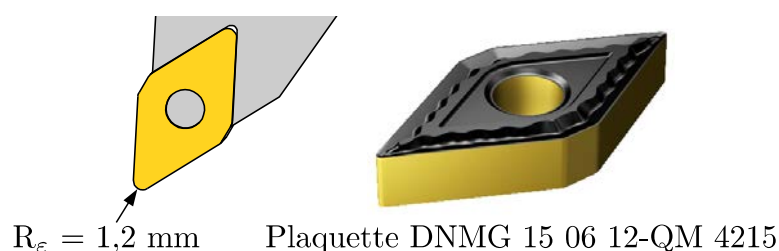


FIGURE 2.12 – Géométrie à l'échelle 1 et photographie de la plaquette de coupe utilisée pour usiner les éprouvettes du lot 7.

2.4.2 Cas 1 - Lot 7 - Rugosité élevée et contraintes de traction (cas référence)

Les éprouvettes obtenues en appliquant la procédure d'usinage décrite ci-avant, avec les paramètres d'usinage correspondants au cas 1, ont été caractérisées afin de déterminer leur intégrité de surface.

2.4.2.1 État de surface

La figure 2.13 présente les valeurs de rugosité R_a mesurées sur la partie utile des éprouvettes. La rugosité arithmétique moyenne obtenue expérimentalement ($R_{a_{\text{exp}}} = 1,00 \pm 0,13 \mu\text{m}$) a un écart de l'ordre de 15% avec la valeur théorique ($R_{a_{\text{th}}} = 0,87 \mu\text{m}$) calculée grâce à l'équation 2.7. L'écart type de R_a obtenu sur l'ensemble des éprouvettes usinées est de $0,13 \mu\text{m}$ ce qui met en évidence une dispersion attribuée à la faible rigidité du dynamomètre et de la pièce. Il est mis en évidence plus loin dans ce chapitre que l'influence de la rigidité de la pièce au cours de l'usinage est clairement observable. En revanche, pour chaque éprouvette, les valeurs de rugosités mesurées tout autour de la partie utile ne varient que très peu.

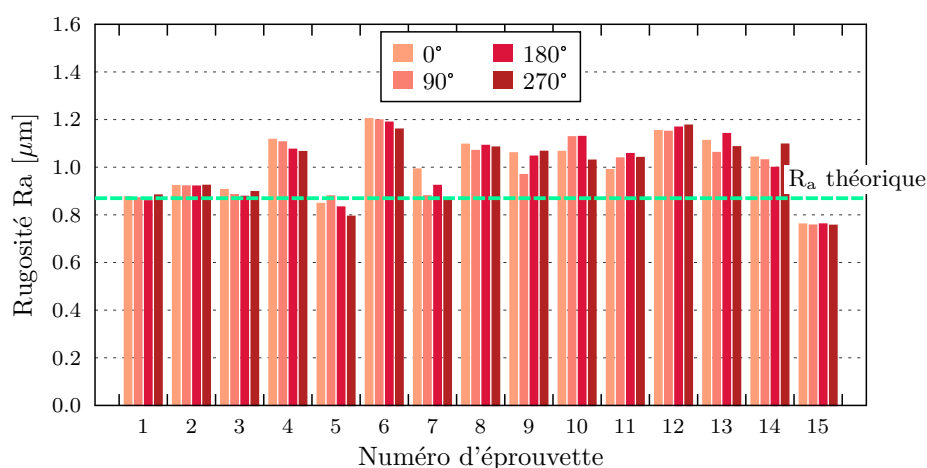


FIGURE 2.13 – Rugosités arithmétiques relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes usinées suivant les conditions du **Cas 1** - Lot 7.

2.4.2.2 Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles générées par l'usinage sur la surface des éprouvettes au niveau de la partie utile sont présentées sur la figure 2.14. Pour rappel, ces mesures ont été réalisées sur quatre points répartis autour de la zone utile. Seules les contraintes dans la direction axiale ont été relevées puisque ce sont celles qui seront dans la direction de sollicitation lors de l'essai de fatigue. Il apparaît immédiatement une forte disparité entre les différentes éprouvettes obtenues. Certaines éprouvettes présentent, comme attendu, des contraintes résiduelles de traction en surface relativement élevées, d'autres des contraintes résiduelles quasi nulles voir de compression. Ces résultats peuvent sembler surprenants puisqu'ils ne correspondent pas du tout avec la stabilité observée sur la rugosité des éprouvettes, ni sur les essais menés par Mondelin sur des pièces de gros diamètre.

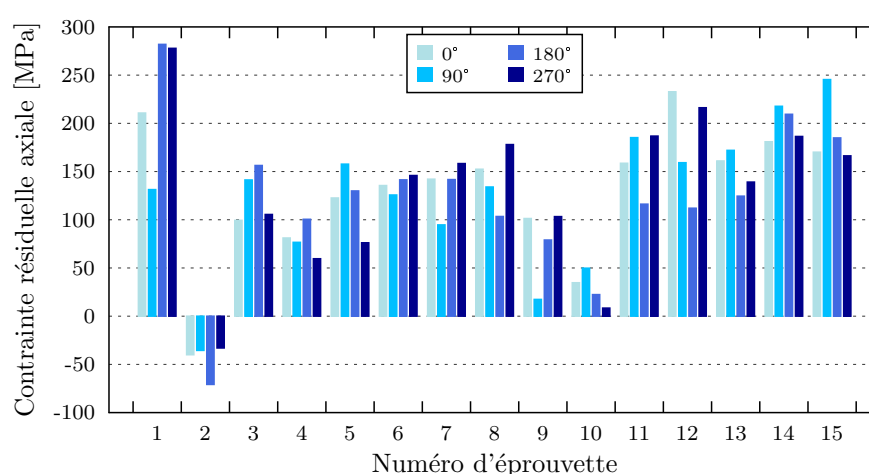


FIGURE 2.14 – Contraintes résiduelles axiales relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes usinées suivant les conditions du **Cas 1** - Lot 7.

La figure 2.15 permet de montrer qu'aucune corrélation n'existe entre la contrainte résiduelle moyenne d'une éprouvette et sa rugosité R_a moyenne. En revanche, cette représentation permet de voir qu'un groupe d'éprouvettes se détache dans une zone relativement restreinte (encadré rouge sur la figure).

2.4.2.3 Efforts d'usinage

Comme l'observation de l'état de surface, ne permet pas d'expliquer cette dispersion des contraintes résiduelles, une analyse des efforts d'usinage a été réalisée. Les données d'effort, acquises durant l'usinage sont post-traitées afin de pouvoir calculer les efforts de coupe dans la partie utile, et faire une analyse spectrale du signal afin de détecter d'éventuelles différences flagrantes de signaux entre les éprouvettes qui pourraient expliquer la dispersion des contraintes résiduelles. La figure 2.16a présente les efforts d'usinage enregistrés au cours de la dernière passe d'usinage pour trois éprouvettes possédant des intégrités de surface différentes et détaillées dans la table 2.2. La fréquence d'acquisition est de 1000 Hz, ce qui correspond à environ 20 mesures d'effort pendant une révolution de la pièce. Pour leur représentation, les tracés sont passés par un filtre passe-bas pour ne garder que les basses fréquences inférieures à la fréquence de la broche.

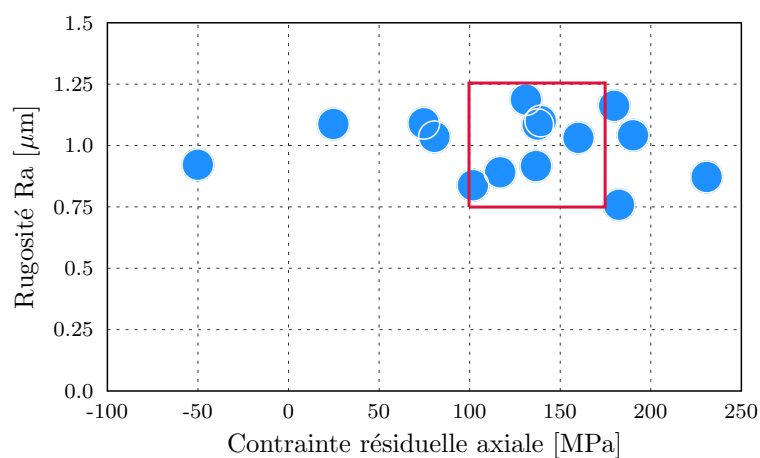


FIGURE 2.15 – Position de chaque éprouvette du cas 1 (lot 7) suivant sa rugosité moyenne et sa contrainte résiduelle moyenne.

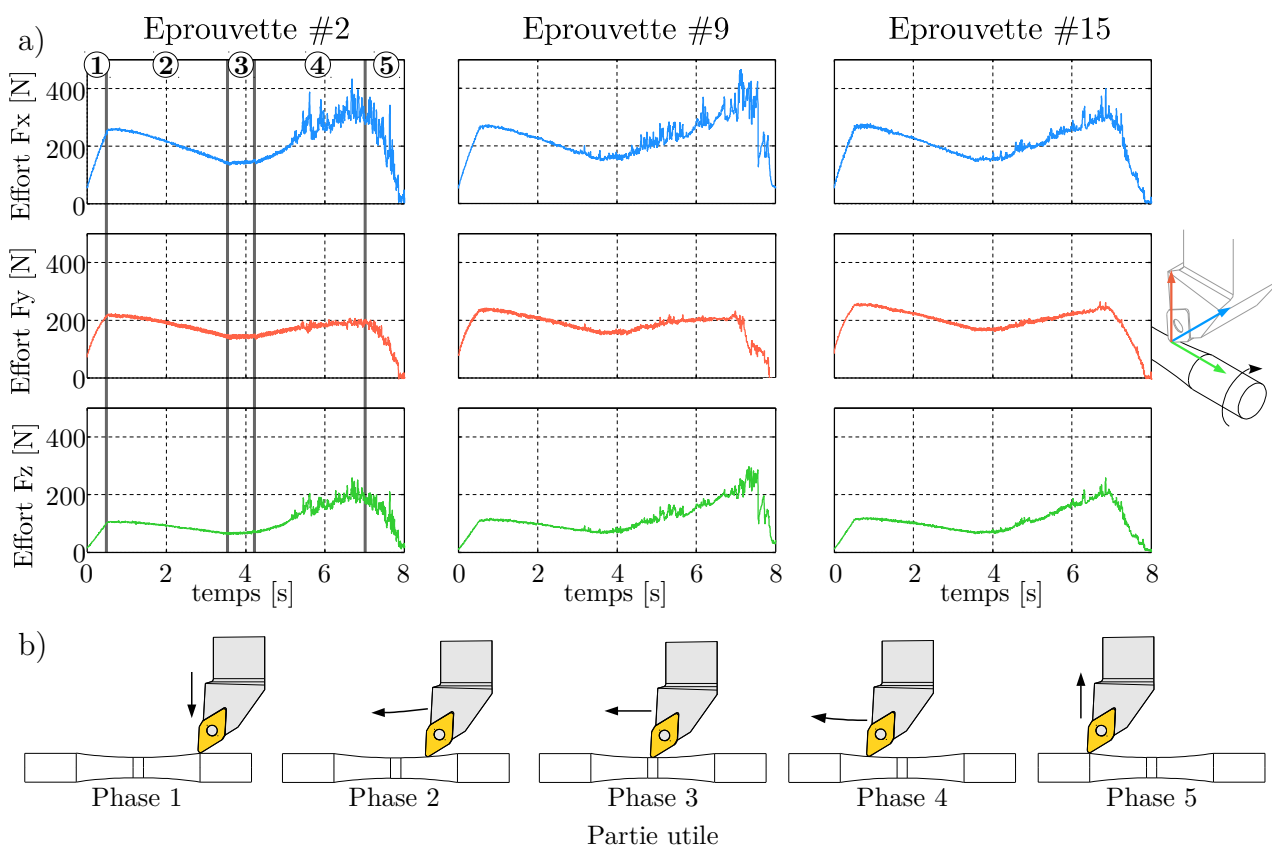


FIGURE 2.16 – (a) Signaux d'efforts durant l'usinage des éprouvette #2, #9 et #15 dans les directions de coupe (F_x), de pénétration (F_y) et d'avance (F_z). (b) Décomposition des cinq phases d'usinage d'une éprouvette

	Éprouvette 2	Éprouvette 9	Éprouvette 15
Contrainte résiduelle moyenne [MPa]	-50	81	182
Etat de surface R_a [μm]	0.92	1.04	0.76
Effort de coupe F_x [N]	143	160	156
Effort de pénétration F_y [N]	143	158	168
Effort d'avance F_z [N]	67	73	71

TABLE 2.2 – Valeurs moyennes des paramètres d'intégrité de surface obtenues sur les éprouvettes #2, #9 et #15 et efforts moyens d'usinage sur la partie utile.

Allure des tracés d'effort

L'effort, quelle que soit la direction, n'est pas constant au cours de l'usinage. Le signal peut se décomposer en cinq parties correspondantes aux cinq phases de la trajectoire de l'outil au cours de l'usinage, détaillées sur la figure 2.16b :

- phase 1 : $< 1\text{s}$, pénétration de l'outil dans la matière
- phase 2 : $\approx 2,9\text{s}$, usinage du premier rayon (descente de l'outil), l'effort diminue.
- phase 3 : $\approx 0,65\text{s}$, usinage de la partie utile cylindrique, l'effort est constant au cours de cette phase.
- phase 4 : $\approx 2,9\text{s}$, usinage du second rayon (remontée de l'outil), l'effort augmente.
- phase 5 : $< 1\text{s}$, sortie d'outil.

Le sens de variation des efforts s'explique très simplement en modélisant l'action de l'outil comme un déplacement imposé sur une poutre à section variable en appui aux extrémités. L'effort est le plus faible au niveau de la section la plus réduite, située au centre de cette poutre.

Les tracés d'efforts (figure 2.16) montrent de grandes irrégularités, particulièrement sur la phase de remontée de l'outil. Cela correspond à une mauvaise évacuation du copeau qui vient s'enrouler autour de la pièce et perturbe donc le signal d'effort. Au cours de la phase 3, celle où la partie utile est usinée, ce phénomène n'intervient pas de manière aussi prononcée. Il est donc raisonnable de penser que l'influence de l'enroulement du copeau autour de la pièce sur la génération de l'intégrité de surface sur la zone utile cylindrique est très modérée.

Comparaison des efforts moyens

La comparaison des efforts moyens d'usinage sur la partie utile présentée sur la figure 2.17, montre qu'ils sont relativement stables sur l'ensemble des éprouvettes. Les efforts de coupe (F_x), de pénétration (F_y) et d'avance (F_z) sont d'intensités comparables pour chaque éprouvette. Les variations qui sont observées ne sont pas liées à l'état de surface obtenu ni à la contrainte résiduelle en surface puisqu'aucune corrélation n'apparaît entre ces différents paramètres. Analyser les valeurs moyennes du signal d'effort ne suffit donc pas à expliquer la dispersion observée entre les intégrités de surface produites.

Analyse spectrale des signaux d'effort

Les Transformées de Fourier Rapide (FFT) permettent d'analyser le spectre d'un signal et de tracer les amplitudes de ce dernier en fonction de la fréquence. Sur la figure 2.18 sont présentés les FFT des trois efforts d'usinage enregistrés lors de l'usinage de la partie utile sur les trois éprouvettes décrites dans la table 2.2. Le pic correspondant à la fréquence de rotation de la broche ($f_{broche} = 47,7\text{ Hz}$) apparaît clairement sur les trois efforts. D'autres pics à des fréquences plus

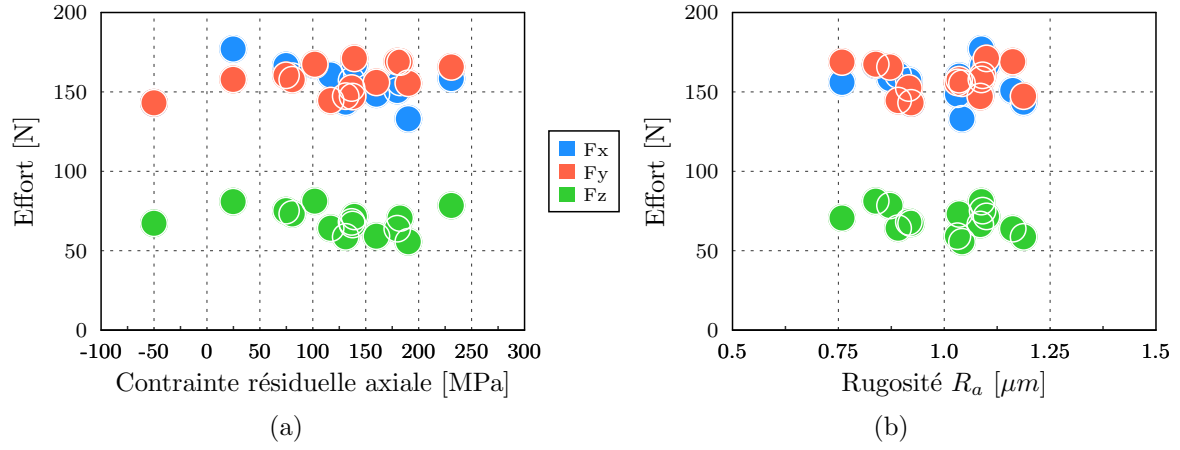


FIGURE 2.17 – Efforts moyens d’usinage sur la partie utile des éprouvettes du cas 1 (lot 7) en fonction de la contrainte résiduelle axiale (a), et de la rugosité R_a (b).

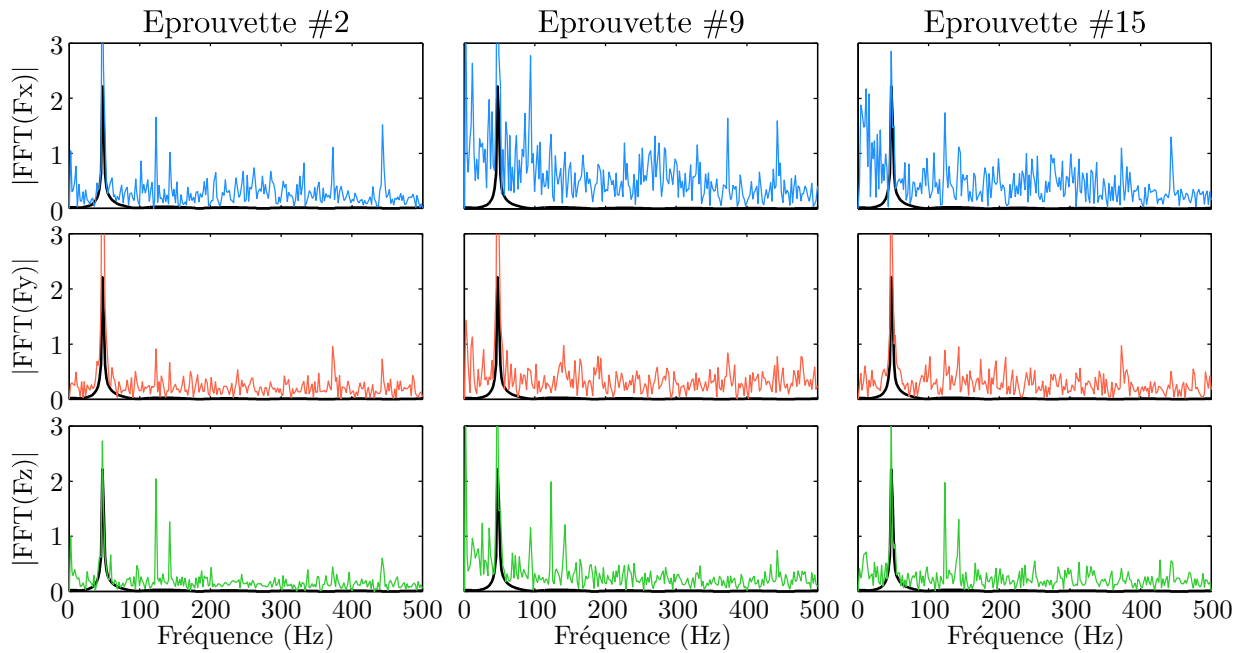


FIGURE 2.18 – Transformée de Fourier Rapide du signal d’effort sur la partie utile des éprouvettes #2, #9 et #15 pour les efforts de coupe (F_x), de pénétration (F_y) et d’avance (F_z). En noir figure le pic correspondant à la fréquence de rotation de la broche.

élevées et de moindre amplitude peuvent être associés aux harmoniques de rang supérieur de cette fréquence. La présence de ces pics peut expliquer les variations sur les niveaux de contraintes autour d'une éprouvette. Ce phénomène de variation cyclique des contraintes résiduelles sur une révolution, attribué aux vibrations durant l'usinage, a d'ailleurs déjà été mis en évidence dans la littérature par Outeiro *et al.* [OUT 13].

La comparaison des FFT de l'effort d'avance F_z ne montre pas de différence particulière entre les éprouvettes. En revanche, les FFT de l'effort de coupe F_x et dans une moindre mesure celles de l'effort de pénétration F_y montrent des différences notables d'une éprouvette à l'autre. La présence de pics d'amplitude aux basses fréquences (inférieures à 47,7 Hz) peut s'expliquer par la mauvaise évacuation du copeau qui s'initie au cours de cette phase pour l'éprouvette #15 et surtout pour l'éprouvette #9. En revanche aucune tendance ne permet de faire un lien entre les vibrations en usinage et les contraintes résiduelles générées sur chaque éprouvette. En effet, la présence de grandes amplitudes de vibrations à une fréquence assez élevée pourrait montrer l'existence d'un mouvement relatif entre l'outil et la pièce au cours de l'usinage qui pourrait s'assimiler à du martelage qui serait à même d'introduire des contraintes résiduelles de compression, ou du moins faire fluctuer la contrainte résiduelle [OUT 13].

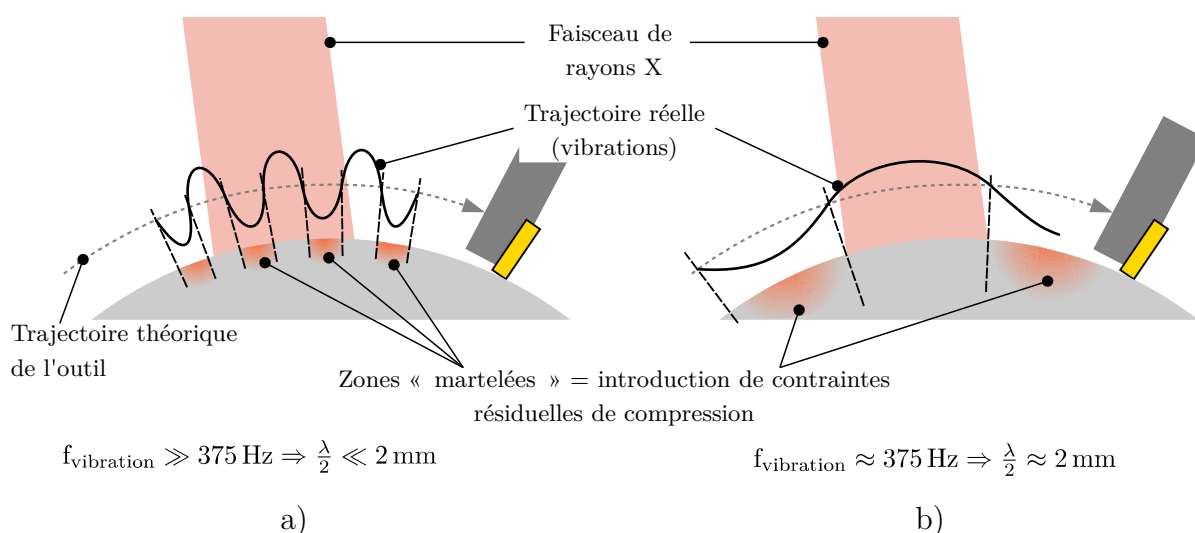


FIGURE 2.19 – Comparaison entre les zones affectées par des vibrations à haute fréquence ($> 500 \text{ Hz}$) et la taille de spot de mesure par diffraction de rayons X.

Les FFT des signaux d'efforts de l'éprouvette #2 montrent que très peu de vibrations se produisent alors qu'il s'agit de l'éprouvette présentant des contraintes résiduelles de compression. La distinction entre les FFT des efforts d'usinage des éprouvettes #9 et #15 n'est pas possible alors qu'elles présentent toutes deux des intégrités de surface bien différentes (voir tableau 2.2). Il est à noter que la fréquence d'acquisition du dynamomètre utilisé ne permet pas d'étudier les vibrations dont la fréquence est supérieure à 500 Hz (fréquence de Nyquist). La fluctuation des contraintes résiduelles de compression, engendrée par les vibrations à des fréquences supérieures à 375 Hz (c'est à dire une période spatiale de 4 mm) sera moyennée, car la taille de la zone analysée par DRX mesure environ 2 mm de diamètre, comme illustré sur la figure 2.19a. En revanche, les pics que l'on peut observer sur les FFT des signaux d'efforts, pour les fréquences comprises entre 50 et 375 Hz peuvent expliquer les variations de contraintes résiduelles relevées

tout autour d'une éprouvette (figure 2.14). Dans ce cas, la période spatiale est suffisamment élevée pour que la mesure par DRX soit sensible aux variations engendrées par les vibrations figure 2.19b. Il faut, de plus, garder à l'esprit que l'analyse DRX se produit sur une surface recouvrant plusieurs stries de rugosité (voir figure 2.20). Dans ce cas, avec une avance $f = 0,18$ mm/tour, le spot recouvre environ 11 passages d'outils successifs. La contrainte résiduelle de compression moyenne que l'on observe sur l'éprouvette #2 pourrait donc être générée par des vibrations se produisant à des fréquences bien plus élevées, qui ne sont pas accessibles via la FFT en raison d'une fréquence d'acquisition trop basse.

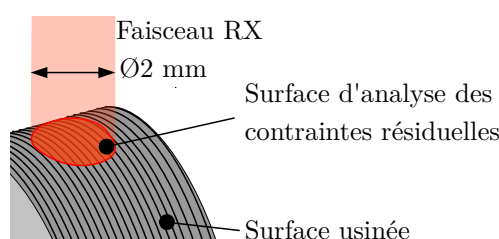


FIGURE 2.20 – Représentation en 3D de la zone analysée en DRX. Les stries représentent les passages de l'outil, séparées l'une de l'autre par l'avance par tour, f .

2.4.2.4 Synthèse

L'application des conditions de coupe définies pour le cas 1 conduit à la génération de surfaces :

- d'une rugosité moyenne $R_a = 1 \mu m \pm 0,13$,
- de contraintes résiduelles de traction dans la direction axiale d'une valeur moyenne de $143 \text{ MPa} \pm 45 \text{ MPa}$ (en excluant les éprouvettes #2 et #10).

L'analyse des signaux d'efforts en usinage ne permet pas d'expliquer la dispersion observée sur l'intégrité de surface générée dans ce cas. Il n'apparaît pas clairement que la coupe ne se déroule pas convenablement si les phénomènes d'enroulement de copeau qui surviennent lors de la phase de remontée de l'outil sont exclus. Une cause possible de la dispersion observée peut être le changement d'outil entre chaque éprouvette, provoquant des vibrations à des fréquences élevées induisant des contraintes résiduelles de compression via un effet « martelage ».

2.4.3 Cas 2 - Lot 7 - Rugosité faible et contraintes de traction

Les éprouvettes obtenues en appliquant la procédure d'usinage décrite plus haut avec les paramètres d'usinage correspondants au cas 2 (voir table 2.1) ont été caractérisées afin de déterminer leur intégrité de surface. Les conditions de coupe diffèrent du cas 1 par une diminution de l'avance par tour ($f = 0,09$ mm/tour) qui conduit à une réduction de la valeur théorique de rugosité ($R_{a_{th}} = 0,22 \mu m$) tout en conservant des contraintes résiduelles de traction en surface.

2.4.3.1 État de surface

Les rugosités obtenues sur la partie utile des éprouvettes usinées sont représentées sur la figure 2.21. Une nette dispersion de la valeur de R_a s'observe d'une éprouvette à l'autre qui est

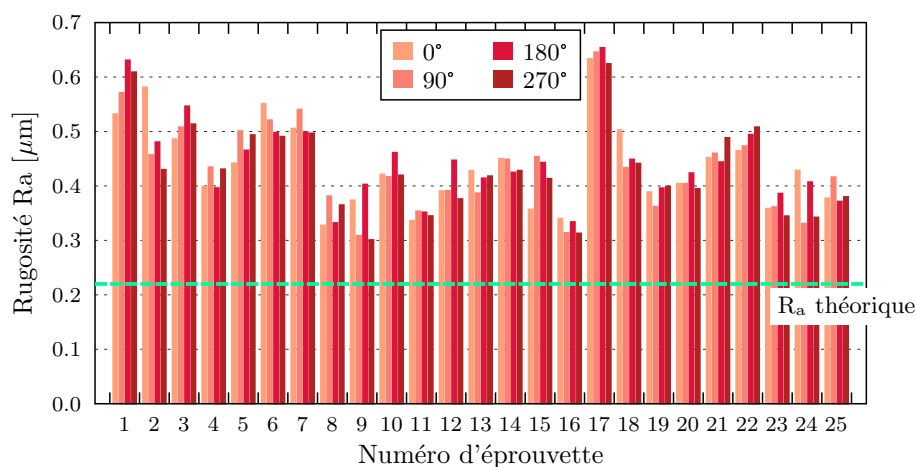


FIGURE 2.21 – Rugosités arithmétiques relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes usinées suivant les conditions du **Cas 2** - Lot 7.

supérieure à celle obtenue sur les éprouvettes du cas 1. La valeur moyenne obtenue expérimentalement ($R_a = 0,44 \mu\text{m}$) est le double de la valeur théorique ($R_{a_{th}} = 0,22 \mu\text{m}$) et présente un écart type de $0,08 \mu\text{m}$, soit quasiment 20% de la valeur moyenne. Il est impossible lors du contrôle visuel d'observer une différence entre les éprouvettes, mais une observation au microscope permet de se rendre compte de l'état de surface dégradé des éprouvettes ayant une rugosité élevée (figure 2.22). Sur ces photos, les arrachements de matière observés, dégradant ainsi la rugosité obtenue, sont la conséquence de l'utilisation d'une vitesse de coupe très faible au regard des conditions recommandées listées dans la table 2.3. Avec les conditions utilisées et la géométrie de l'outil, hors couple outil-matière, la coupe ne peut se produire que de manière erratique.

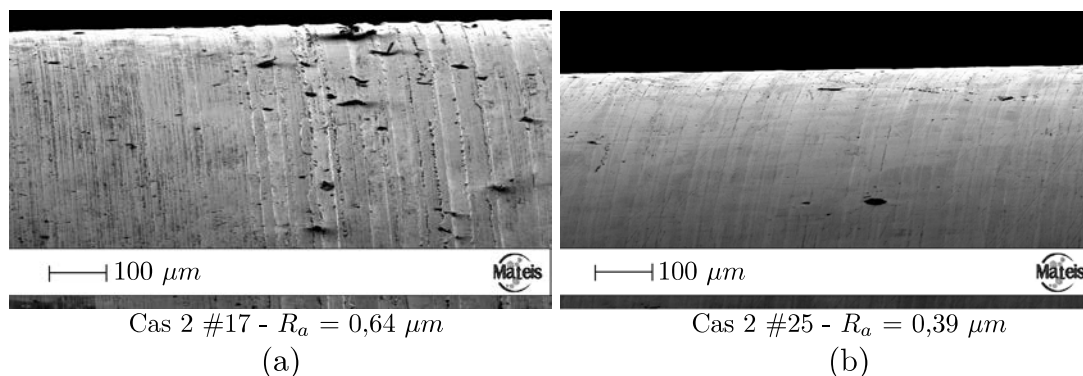


FIGURE 2.22 – Surface des éprouvettes #17 et #25 examinée au microscope électronique.

Plaquette DNMG 15 06 12 QM4215			
	a_p [mm]	f [mm/tour]	V_c [m/min]
Conditions recommandées	1 - 7,5	0,25 - 0,6	305 - 445
Conditions utilisées	0,6	0,18/0,09	90

TABLE 2.3 – Conditions de coupes recommandées par Sandvik comparées aux conditions utilisées

2.4.3.2 Contraintes résiduelles

Les analyses de contraintes résiduelles présentées sur la figure 2.23 montrent là-aussi une très grande dispersion. Certaines éprouvettes ont un état de contrainte quasi-nul ou des contraintes de traction relativement basses. La majorité des éprouvettes fabriquées présentent des contraintes résiduelles axiales de compression en surface alors que les études expérimentales et numériques prédisent des contraintes de traction en surface [MON 12a]. Mais il est à noter que cette étude avait été réalisée sur des éprouvettes de grand diamètre ($\approx \varnothing 150$ mm) et pour une vitesse de coupe plus élevée ($V_c = 150\text{m/min}$).

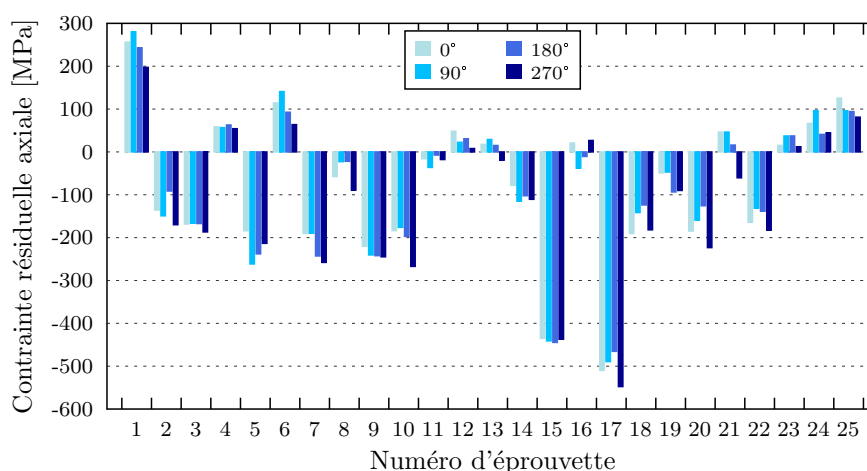


FIGURE 2.23 – Contraintes résiduelles axiales relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes usinées suivant les conditions du **Cas 2** - Lot 7.

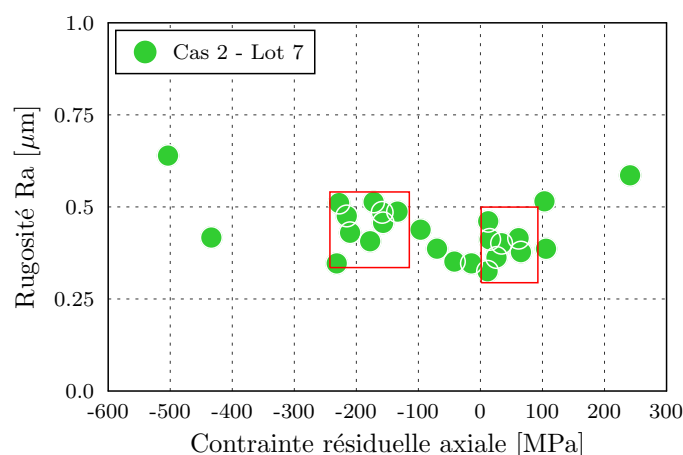


FIGURE 2.24 – Position de chaque éprouvette du cas 2 (lot 7) suivant sa rugosité moyenne et sa contrainte résiduelle moyenne.

Dans ce cas, en omettant les éprouvettes #1, #15 et #17, qui présentent des contraintes résiduelles extrêmes, la contrainte résiduelle moyenne de ce lot est de -67 MPa avec un écart-type sur cette moyenne de 114 MPa. La représentation sur la figure 2.24 de l'ensemble du

lot dans un graphique contraintes résiduelles / rugosité ne permet pas de mettre en évidence de corrélation entre ces deux paramètres, comme pour les éprouvettes du cas 1. Il est toutefois possible de distinguer sur cette représentation deux populations d'éprouvettes encadrées en rouge. La dispersion observée étant bien plus importante que celle vue sur les éprouvettes du cas 1, l'analyse des signaux d'efforts a été réalisée pour, éventuellement, obtenir des informations sur cette dispersion.

2.4.3.3 Efforts d'usinage

Les efforts acquis au cours de l'usinage des éprouvettes #1, #9 et #17 sont tracés sur la figure 2.25 après passage à travers un filtre passe-bas ne laissant passer que les fréquences inférieures à la fréquence de rotation de la broche. Ce filtre permet de mieux rendre compte de l'effort moyen à un instant t . Comme sur les éprouvettes du cas 1, les cinq phases correspondantes à l'entrée d'outil dans la matière, la descente de l'outil, l'usinage de la partie utile, la remontée de l'outil, et enfin la sortie d'outil, sont clairement identifiables. La durée de ces phases est doublée par rapport à celle du cas 1 puisque l'avance est divisée par deux. Étant donné que la section de copeau enlevée est plus faible, les efforts relevés ici sont donc plus faibles que ceux relevés pour le cas 1.

Malgré des intégrités de surfaces très différentes sur les trois éprouvettes analysées (voir table 2.4) les relevés d'effort ne font pas apparaître de différences significatives, si ce n'est quelques variations lors des phases de remontée qui peuvent être reliées à une mauvaise évacuation du copeau parfois observée.

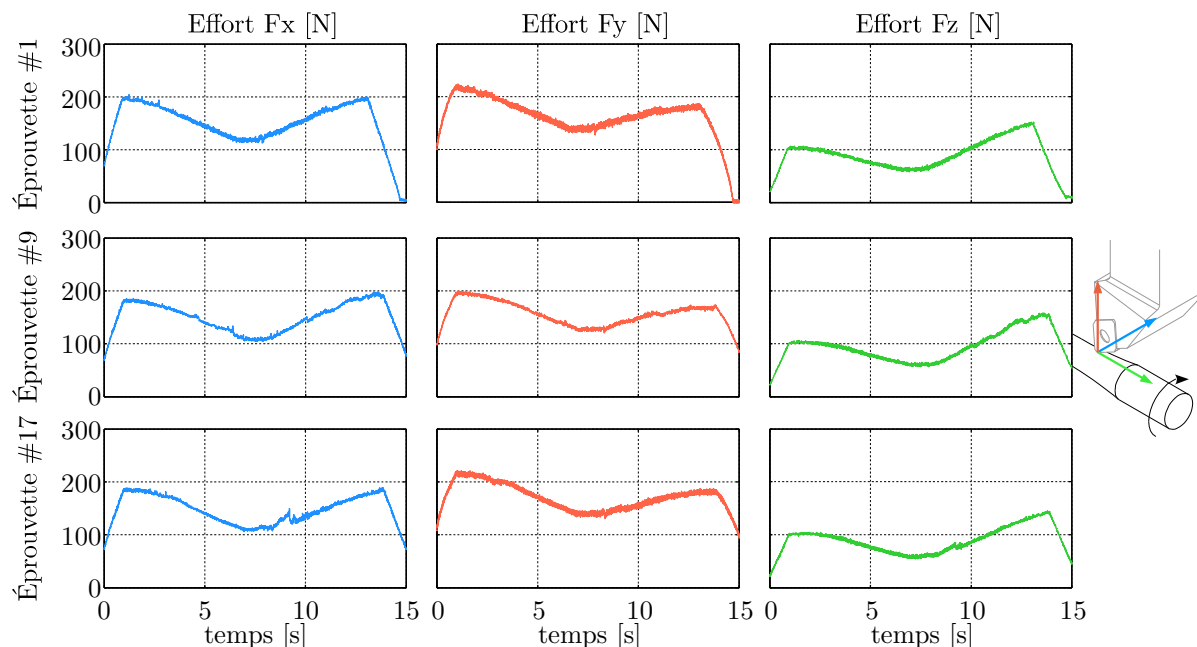


FIGURE 2.25 – Relevés d'efforts durant l'usinage des éprouvette #1, #9 et #17 dans les directions de coupe (F_x), de pénétration (F_y) et d'avance (F_z).

Sur la figure 2.26, le tracé de l'ensemble des efforts d'usinage moyens dans la partie utile en fonction de la contrainte résiduelle ou de la rugosité ne laisse pas apparaître de corrélation

	Éprouvette 1	Éprouvette 9	Éprouvette 17
Contrainte résiduelle moyenne [MPa]	241	-232	-504
Etat de surface R_a [μm]	0.61	0,35	0,64
Effort de coupe F_x [N]	121	111	121
Effort de pénétration F_y [N]	141	130	142
Effort d'avance F_z [N]	63	61	59

TABLE 2.4 – Valeurs moyennes des paramètres d'intégrité de surface obtenue sur les éprouvettes #1, #9 et #17 du cas 2 (lot 7) et les efforts moyens d'usinage dans la zone utile.

entre les grandeurs analysées sur l'ensemble du lot. Ici encore, l'analyse des valeurs moyennes du signal d'effort ne suffit pas pour expliquer les écarts importants entre les intégrités de surface produites. Toutefois, dans ce cas, les efforts de pénétration (F_y) sont plus élevés que les efforts de coupe (F_x) alors qu'ils étaient d'intensités équivalentes pour le tournage des éprouvettes du cas 1. La composante de coupe (F_x) traduit un frottement outil/matière générant un chargement thermique, propice à l'apparition de contraintes résiduelles de traction. La composante de pénétration (F_y) va plutôt générer un chargement mécanique en introduisant des déformations sur la surface, donc induire principalement des contraintes de compression. Si l'un des deux efforts est prépondérant devant l'autre, il est raisonnable de penser que c'est l'effet du chargement le plus intense qui l'emporte. Dans ce cas, cela pourrait expliquer le fait que des contraintes de compression sont majoritairement générées sur les éprouvettes.

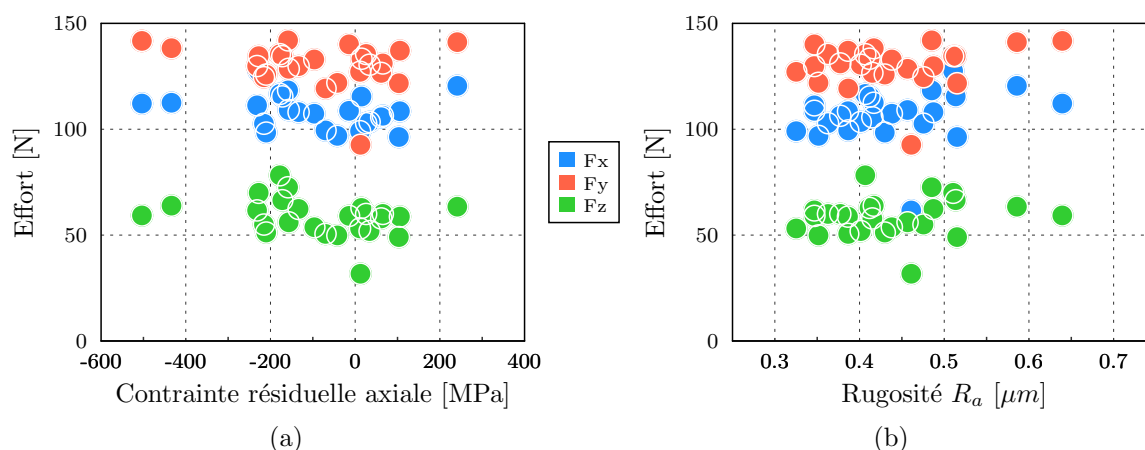


FIGURE 2.26 – Efforts d'usinage des éprouvettes du cas 2 (lot 7) en fonction de la contrainte résiduelle axiale (a), et de la rugosité R_a (b).

L'analyse spectrale des efforts d'usinage est présentée figure 2.27. Malgré des intégrités de surface bien différentes, les spectres ne montrent pas de différences particulières, comme pour le cas 1. Les pics observés sur chaque éprouvette, dans une bande de fréquence comprise en 50 et 500 Hz, peuvent se traduire par des fluctuations des contraintes résiduelles générées sur la périphérie des éprouvettes (figure 2.23) .

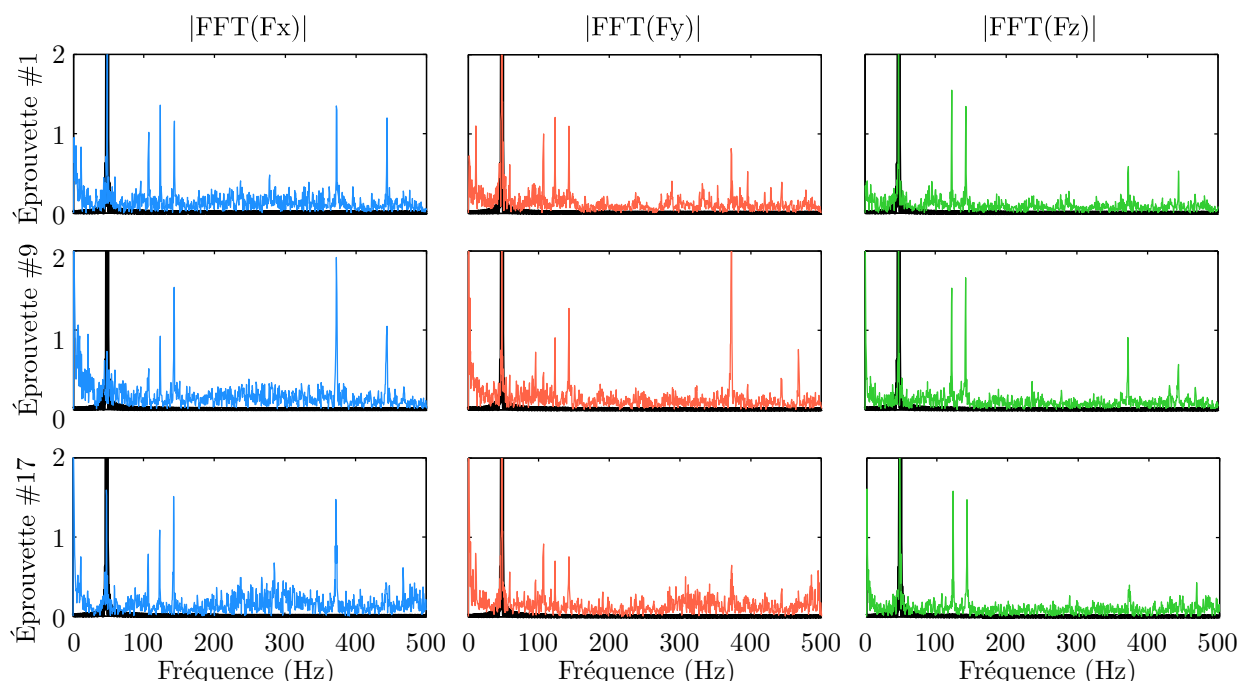


FIGURE 2.27 – Transformée de Fourier Rapide du signal d'effort sur la partie utile des éprouvettes #1, #9 et #16 pour les efforts de coupe (F_x), de pénétration (F_y) et d'avance (F_z). En noir figure le pic correspondant à la fréquence de rotation de la broche.

2.4.3.4 Synthèse

L'application des conditions de coupe définies pour le cas 2 conduit à la génération de surfaces :

- d'une rugosité moyenne $R_a = 0,44 \mu\text{m} \pm 0,08$
- de contraintes résiduelles majoritairement de compression et dispersées dans la direction axiale, alors que les modèles prédisent des contraintes de traction.

Ici encore, l'analyse des signaux d'efforts ne permet pas d'expliquer la très grande dispersion observée sur les intégrités de surface obtenue. La prépondérance de l'effort de pénétration sur l'effort de coupe semble expliquer la génération de contraintes de compression. A noter que l'usinage se fait dans, ce cas en, dehors du domaine du couple outil-matière.

2.4.4 Action corrective

L'application des conditions choisies pour obtenir les cas 1 et 2 ne permettent pas de garantir la stabilité de l'intégrité de surface générée. L'analyse des données d'effort durant l'usinage ne révèlent pas d'évènements particuliers, dans les gammes de fréquence analysées, susceptibles d'expliquer les écarts obtenus sur les éprouvettes. Les conditions de coupes utilisées pour réaliser le cas 1 et le cas 2 sont en dehors du domaine du couple outil-matière, ce qui peut conduire à un usinage instable et un résultat dispersé d'une éprouvette à l'autre. Afin de se replacer ou de se rapprocher au plus près du domaine du couple outil-matière, la vitesse de coupe maximale étant limitée par le tour, il faut donc modifier l'outil de coupe et en choisir un plus compatible

avec la configuration dans laquelle se déroule l'usinage.

Plaquette DNMG 15 06 04 PF4215			
	a_p [mm]	f [mm/tour]	V_c [m/min]
Conditions recommandées	0,25 - 1,5	0,07 - 0,3	415 - 575

TABLE 2.5 – Conditions de coupes recommandées par Sandvik comparées aux conditions utilisées

Le nouvel outil, dont les références et domaine d'utilisation recommandé sont listés dans la table 2.5, possède des caractéristiques très proches de l'outil initialement utilisé. Seuls le rayon de bec et la géométrie du brise copeau ont été modifiés afin d'utiliser l'outil dans un domaine voisin de ses conditions de fonctionnement. Les nouvelles conditions de coupe restent très proches de celles définies initialement. Seule l'avance a été modifiée en tenant compte du nouveau rayon de bec de la plaquette (voir figure 2.28) pour générer les surfaces correspondantes aux cas 1 et 2 (voir table 2.6). La vitesse de coupe reste toutefois en dehors du domaine d'utilisation recommandé, de même que l'avance utilisée pour cas 2.

	f [mm/tour]	V_c [m/min]	a_p [mm]	R_ϵ [mm]	R_a théorique [μm]	Lot
Cas 1	0,102	90	0,6	0,4	0,83	8
Cas 2	0,04	90	0,6	0,4	0,13	8

TABLE 2.6 – Conditions d'usinages utilisées en vue d'obtenir les surfaces correspondantes aux cas 1 et 2 (lot 8).

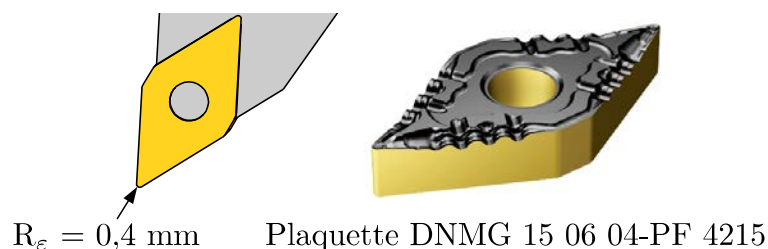


FIGURE 2.28 – Géométrie à l'échelle 1 et photographie de la plaquette de coupe utilisée pour usiner les éprouvettes du lot 8.

2.4.5 Cas 1 - Lot 8 - Rugosité élevée et contraintes de traction

Des éprouvettes ont été usinées en utilisant les conditions d'usinage et la nouvelle plaquette de coupe correspondants au cas 1 tel que défini dans la table 2.6. Elles ont ensuite été caractérisées afin de déterminer leur intégrité de surface.

2.4.5.1 État de surface

Les valeurs de rugosité arithmétique relevées sur la périphérie des éprouvettes sont présentées figure 2.34. La rugosité arithmétique moyenne obtenue expérimentalement ($R_{a_{\text{exp}}} = 1,06 \mu\text{m}$) a un écart de 28% avec la rugosité arithmétique théorique ($R_{a_{\text{th}}} = 0,83 \mu\text{m}$). L'écart type sur la moyenne est de $0,14 \mu\text{m}$, soit plus de 10 % de la valeur moyenne, qui reste comparable avec celle

obtenue pour le cas 1 lot 7. L'observation des éprouvettes individuellement, permet de constater que certaines d'entre elles présentent une valeur de rugosité anormalement élevée, expliquant ainsi l'importance de l'écart entre la moyenne expérimentale et la valeur théorique ainsi que l'écart type élevé. Toutefois, la rugosité reste assez constante tout autour d'une éprouvette, comme pour le cas 1 - lot 7.

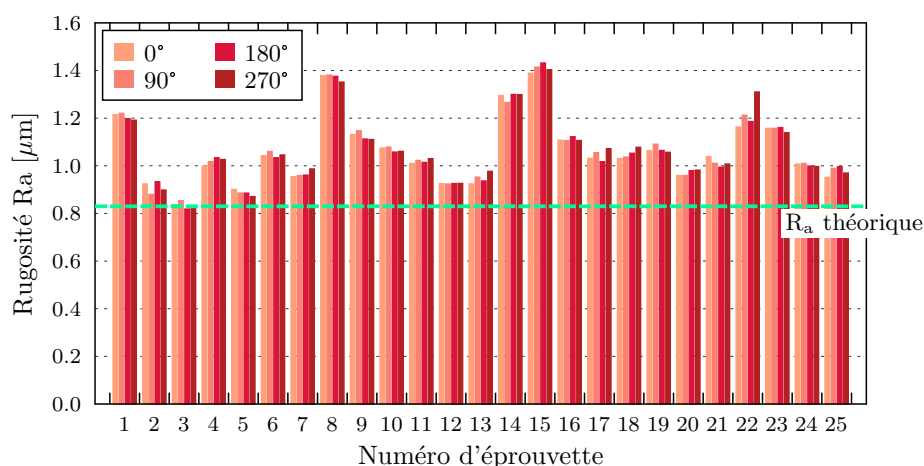


FIGURE 2.29 – Rugosités arithmétiques relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes usinées suivant les conditions du **Cas 1** - Lot 8.

2.4.5.2 Contraintes résiduelles

La figure 2.30 permet d'observer les résultats d'analyse de contraintes résiduelles sur la partie utile des éprouvettes. La dispersion obtenue est très importante, avec des éprouvettes présentant des contraintes résiduelles de traction de l'ordre de 200 MPa, ou des contraintes résiduelles de compression de l'ordre de -150 MPa.

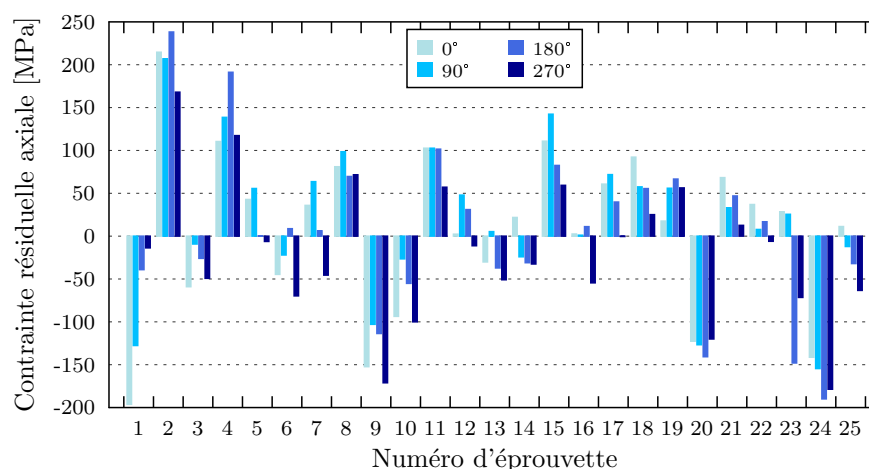


FIGURE 2.30 – Contraintes résiduelles axiales relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes usinées suivant les conditions du **Cas 1** - Lot 8.

La figure 2.31 permet de visualiser la position des surfaces produites dans l'espace contraintes résiduelles / rugosité. Encore une fois, les deux paramètres ne semblent pas reliés. Cette représentation permet de visualiser la distribution d'éprouvettes, et d'identifier les surfaces semblables. Sur cette figure, un groupe d'éprouvettes encadré en rouge, dont la contrainte résiduelle axiale moyenne est proche de 0 MPa et dont la rugosité R_a est voisine de $1\text{ }\mu\text{m}$, se détache.

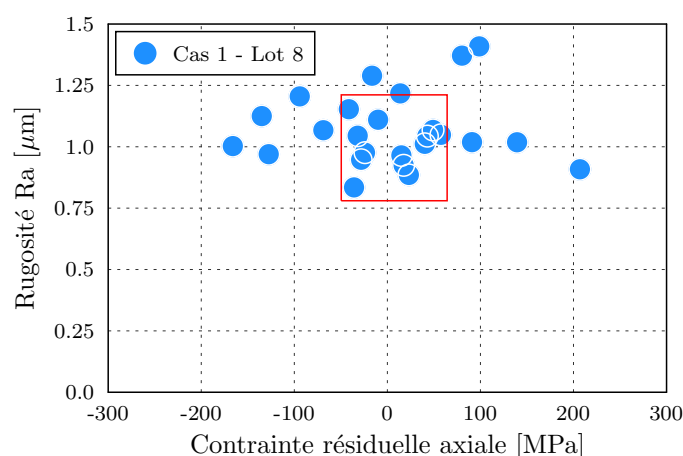


FIGURE 2.31 – Position de chaque éprouvette du cas 1 (lot 8) suivant sa rugosité moyenne et sa contrainte résiduelle moyenne.

2.4.5.3 Efforts d'usinage

Le changement de plaquette de coupe a permis d'améliorer l'évacuation du copeau. Celui-ci ne vient plus s'enrouler de manière anarchique autour des éprouvettes avant la fin de la phase de remontée d'outil. Ainsi, il est exclu que ce phénomène soit à l'origine des différences importantes observées sur les contraintes résiduelles. L'analyse des efforts de coupe moyen obtenus sur la zone utile ne montre aucune corrélation avec l'état de surface obtenu ni les contraintes résiduelles (figure 2.32). Les efforts de coupe F_x et de pénétration F_y sont très semblables, ce qui peut expliquer, comme pour le cas 1 - lot 7, que ni le chargement thermique, ni le chargement mécanique ne prend le pas sur l'autre.

L'analyse des vibrations durant l'usinage sur la figure 2.33 ne montre toujours pas de phénomènes particuliers qui pourraient être reliés avec le niveau de contrainte résiduelle moyen. Les pics observés sur l'effort de pénétration aux environs de 150 Hz correspondent à une longueur d'onde de 10 mm (pour une vitesse de coupe de 90 m/min), soit une « indentation » de la pièce tous les 10 mm sur la circonférence, à rapporter aux 31,4 mm de circonférence de l'éprouvette dans sa partie utile. Ces pics de vibration sont donc cohérents avec les fluctuations des contraintes résiduelles observés autour de l'éprouvette. L'éprouvette #1 semble avoir subi des vibrations bien plus importantes que les autres. Ces vibrations peuvent être reliées à la très grande différence des niveaux de contraintes résiduelles relevés autour de l'éprouvette (voir figure 2.30).

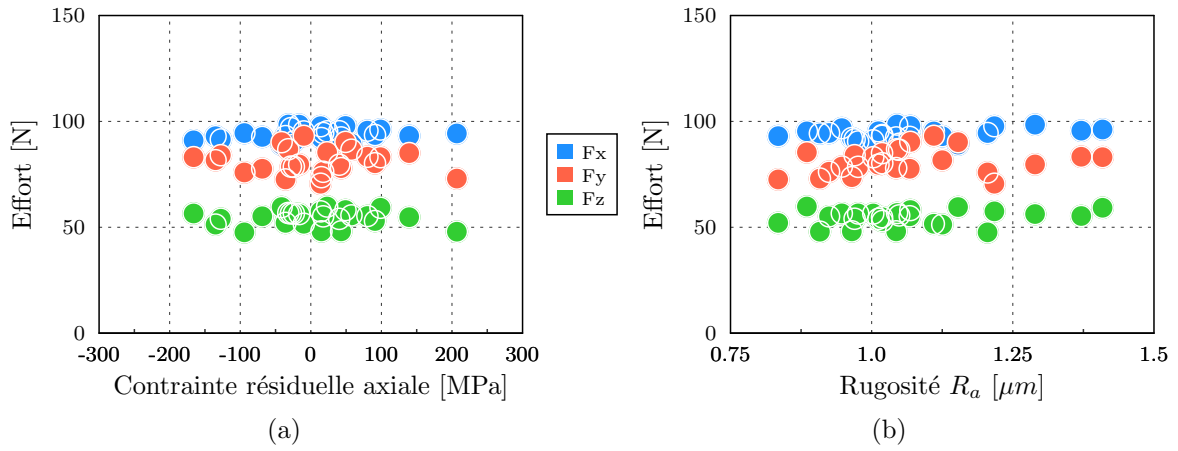


FIGURE 2.32 – Efforts d'usinage des éprouvettes du cas 1 (lot 8) en fonction de la contrainte résiduelle axiale (a), et de la rugosité R_a (b). F_x , F_y et F_z représentent respectivement les efforts dans la direction de coupe, de pénétration et d'avance.

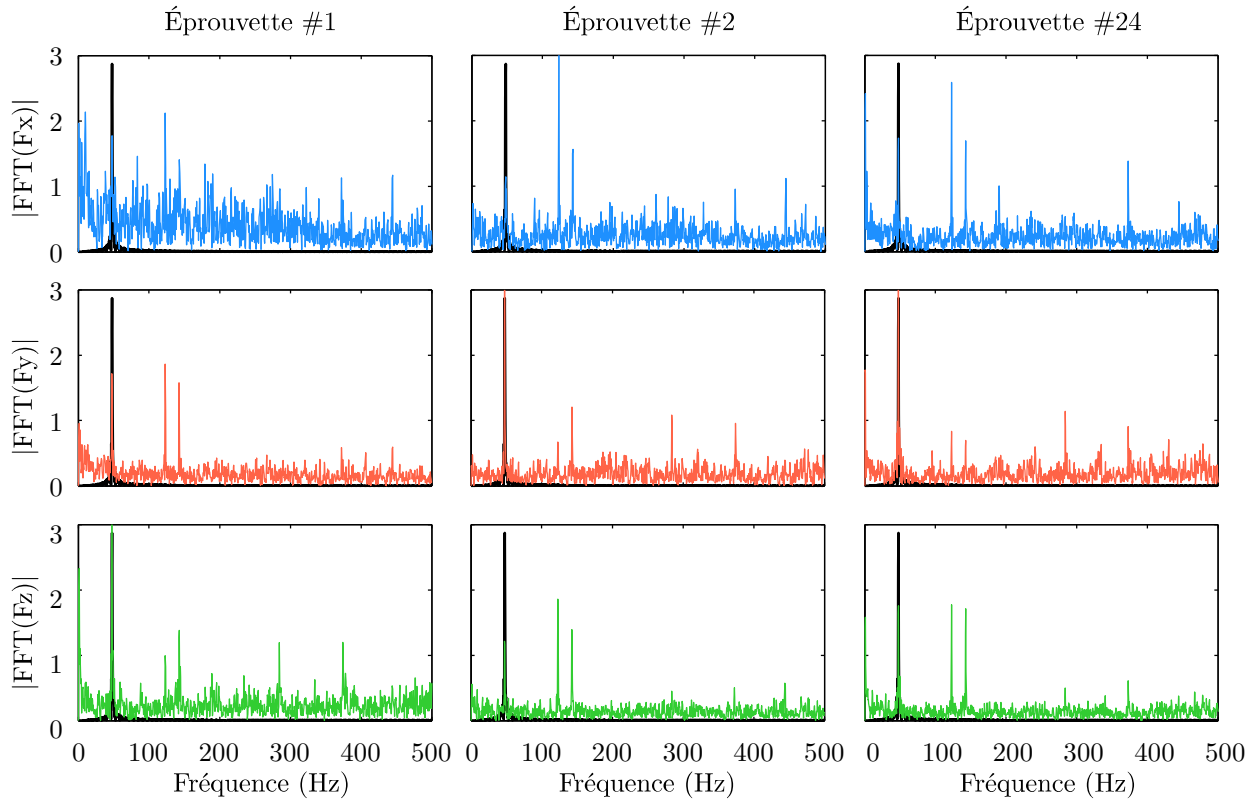


FIGURE 2.33 – Transformée de Fourier Rapide du signal d'effort des éprouvettes #1, #2 et #24 du cas 1 (lot 8) pour les efforts de coupe (F_x), de pénétration (F_y) et d'avance (F_z). En noir figure le pic correspondant à la fréquence de rotation de la broche.

2.4.5.4 Synthèse

La fabrication d'éprouvettes avec les paramètres d'usinage définis pour le cas 1 (lot 8, tournage avec une plaquette de rayon de bec $R_\epsilon = 0,4$ mm) conduit à la génération de surfaces :

- d'une rugosité moyenne $R_a = 1,06 \mu\text{m} \pm 0,14$. Cette valeur moyenne est très proche de celle obtenue lors de l'usinage des éprouvettes du cas 1 - lot 7 (tournage avec une plaquette de rayon de bec $R_\epsilon = 1,2$ mm).
- de contraintes résiduelles axiales comprises entre -200 et 200 MPa sur la surface à comparer à la plage de -50 à 250 pour le cas 1 - lot 7.

Les analyses de signaux d'effort permettent de conclure uniquement sur les fluctuations des contraintes résiduelles sur la circonférence d'une éprouvette. Malgré le choix d'un outil plus adapté à la configuration d'usinage, les surfaces générées sont encore en état d'une dispersion importante et la moitié des éprouvettes présentent des contraintes résiduelles de compression en surface.

2.4.6 Cas 2 - Lot 8 - Rugosité faible et contraintes de traction

Le cas 2 correspond à une surface sur laquelle on souhaite obtenir des contraintes résiduelles de traction associée à une faible rugosité. Les conditions choisies pour tenter d'obtenir une surface présentant ces caractéristiques ne diffèrent du cas 1 que par une diminution de l'avance par tour ($f = 0,04$ mm/tour) conduisant à une diminution de la rugosité théoriquement atteinte ($R_{a_{th}} = 0,13 \mu\text{m}$).

2.4.6.1 État de surface

Les états de surface générés par l'usinage montrent sur la figure 2.34 qu'une dispersion très importante se produit d'une éprouvette à l'autre. Certaines éprouvettes possèdent une rugosité arithmétique moyenne proche de $0,8 \mu\text{m}$, ce qui est très éloigné de la valeur théorique ($R_{a_{th}} = 0,13 \mu\text{m}$). Le R_a moyen du lot est de $0,54 \mu\text{m}$ pour un écart type de $0,15 \mu\text{m}$.

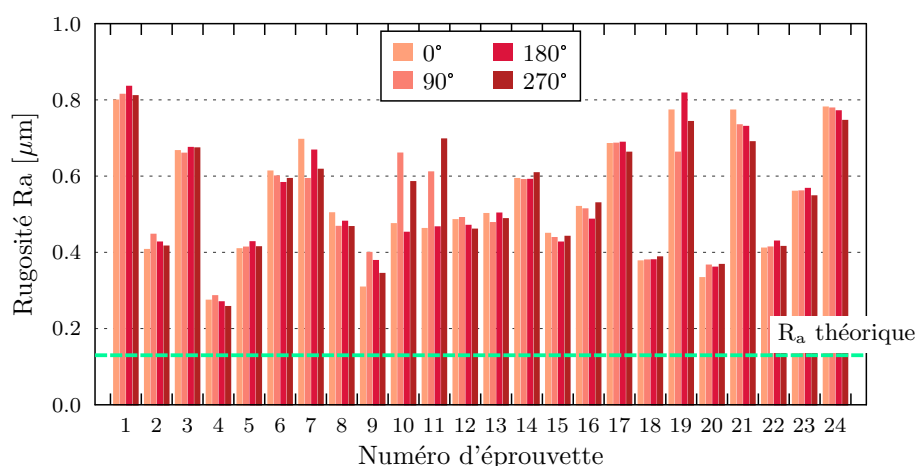


FIGURE 2.34 – Rugosités arithmétiques relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes usinées suivant les conditions du **Cas 2** - Lot 8.

2.4.6.2 Contraintes résiduelles

La figure 2.35 montre les niveaux de contraintes résiduelles relevés sur la partie utile de chaque éprouvette. Comme pour le cas 2 - lot 7, alors que des contraintes résiduelles de traction sont attendues, la majorité des éprouvettes présentent des contraintes résiduelles de compression comprises entre -50 et -200 MPa. La contrainte résiduelle moyenne sur l'éprouvette #15 atteint même une valeur de -490 MPa en surface. Seulement quelques éprouvettes sont légèrement en traction en surface.

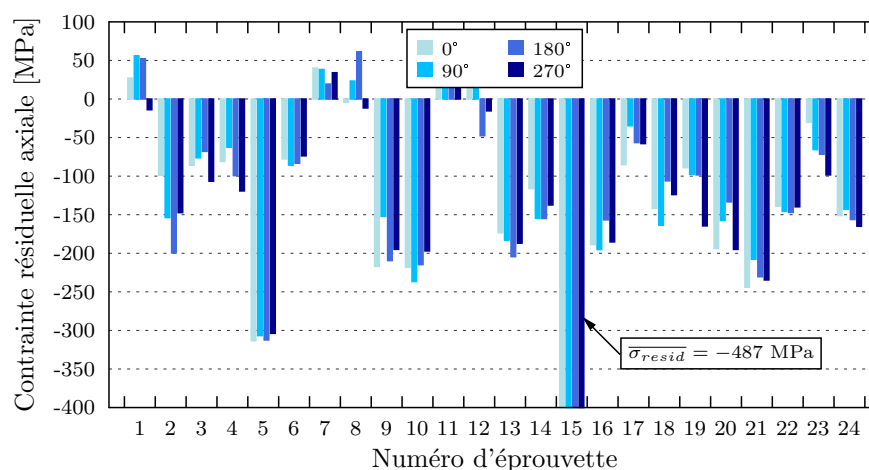


FIGURE 2.35 – Contraintes résiduelles axiales relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes usinées suivant les conditions du **Cas 2** - Lot 8.

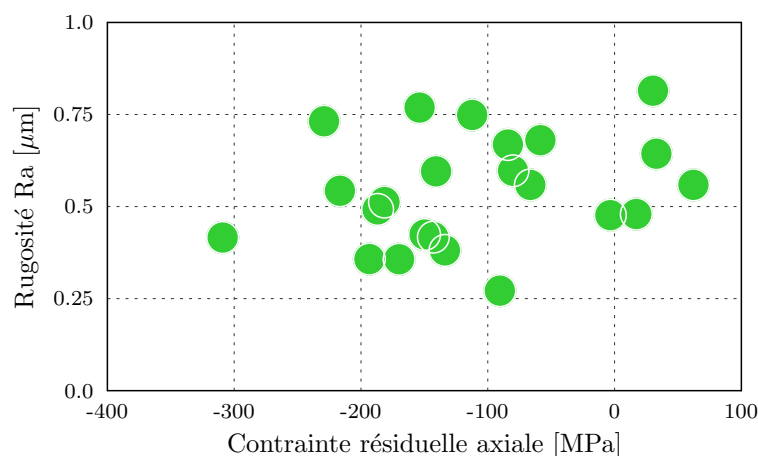


FIGURE 2.36 – Position de chaque éprouvette du cas 2 (lot 8) suivant sa rugosité moyenne et sa contrainte résiduelle moyenne.

Pour ce cas, la figure 2.36 montre bien la dispersion des intégrités de surface générée. Comme pour tous les autres cas, la rugosité et les contraintes résiduelles ne sont pas corrélées et il est difficile de distinguer un groupe d'éprouvettes possédant une intégrité de surface similaire.

2.4.6.3 Efforts d'usinage

Sur la figure 2.37, l'analyse des efforts d'usinage dans la zone utile comparés avec les rugosités et contraintes résiduelles générées ne permet pas de montrer de liens entre chacune des grandeurs. Les efforts de coupe F_x et de pénétration F_y sont d'intensité similaire alors que pour le cas 2 lot 7, les efforts de pénétration F_y étaient supérieurs à ceux de coupe.

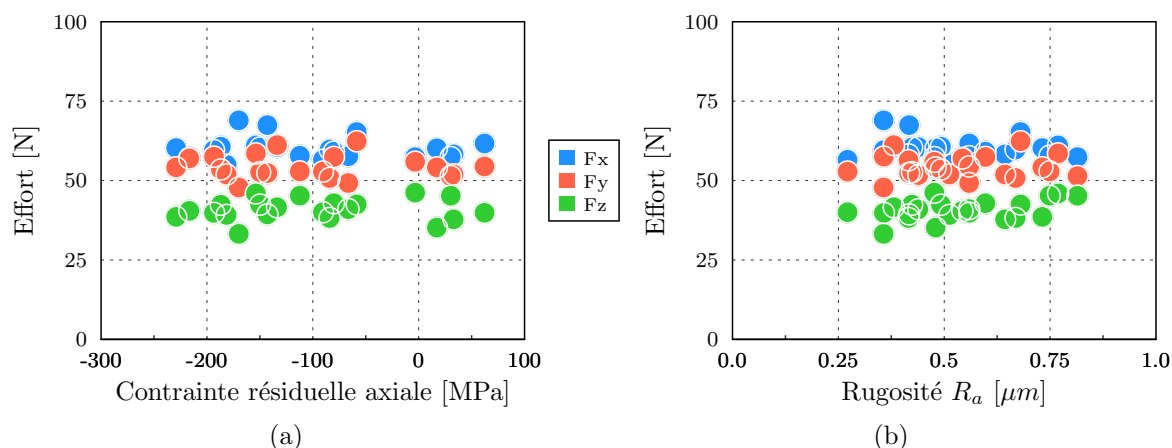


FIGURE 2.37 – Efforts d'usinage des éprouvettes du cas 2 (lot 8) en fonction de la contrainte résiduelle axiale (a), et de la rugosité R_a (b).

L'analyse des FFT des signaux d'effort de trois éprouvettes, sur la figure 2.38, ne révèle pas de différences notables susceptibles d'expliquer les différences de contraintes résiduelles et de rugosité observées d'une éprouvette à l'autre. Les pics d'amplitudes, dans la bande de fréquence 50-500 Hz, sont toujours observés, permettant d'expliquer la fluctuation de la valeur de contrainte résiduelle relevée sur la circonférence d'une éprouvette.

2.4.6.4 Synthèse

La fabrication d'éprouvettes d'après les paramètres définis pour obtenir le cas 2 (lot 8) ne permet pas de générer d'intégrités de surface identiques :

- la rugosité moyenne $R_a = 0,54 \mu\text{m}$ est très élevée par rapport à la valeur théorique ($R_{a_{th}} = 0,13 \mu\text{m}$). La dispersion entre les éprouvettes est aussi importante, l'écart-type ($0,15 \mu\text{m}$) représente presque 30 % de la valeur moyenne.
- les contraintes résiduelles générées sont aussi dispersées d'une éprouvette à l'autre, et majoritairement de compression.

Les intensités des efforts de coupe F_x et de pénétration F_y sont similaires, ne permettant pas de prédire si les chargements mécaniques ou thermiques l'emporteront sur la génération de contrainte. En conclusion, se rapprocher du domaine de fonctionnement de l'outil, recommandé par le constructeur, n'a pas permis d'obtenir des éprouvettes avec des intégrités de surface répétables.

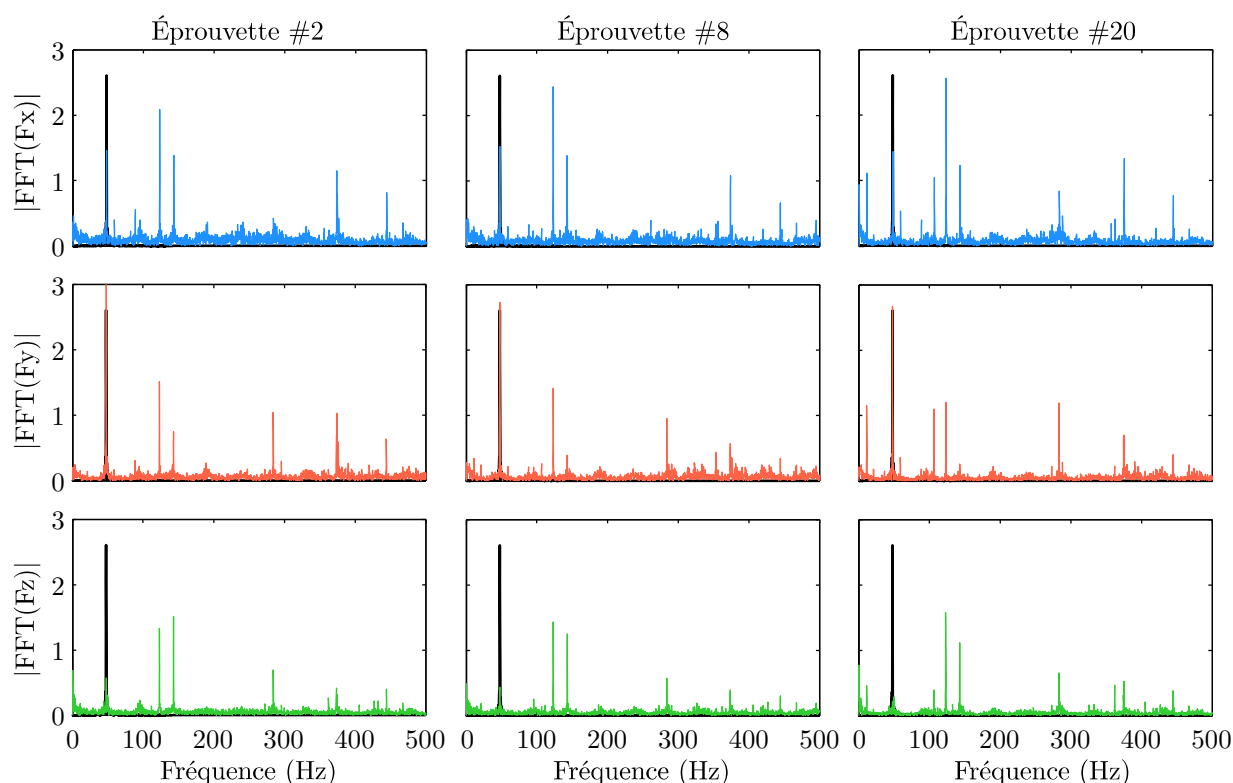


FIGURE 2.38 – Transformée de Fourier Rapide du signal d'effort des éprouvettes #2, #8, et #20 du Cas 2 - Lot 8, pour les efforts de coupe (F_x), de pénétration (F_y) et d'avance (F_z). En noir figure le pic correspondant à la fréquence de rotation de la broche.

2.4.7 Usinage d'un cylindre de gros diamètre

Les résultats obtenus lors de l'usinage des éprouvettes et les analyses réalisées ne permettent pas d'expliquer la dispersion observée. Les valeurs des paramètres d'intégrité de surface obtenus ne sont pas conformes aux attentes, notamment pour le cas 2 où les modèles prédisent la présence de contraintes résiduelles de traction là où expérimentalement des contraintes résiduelles de compression sont obtenues. À titre de comparaison, les mêmes conditions d'usinage (voir tableau 2.7) ont été utilisées pour générer des surfaces sur un cylindre de diamètre plus important ($\varnothing 130$ mm). Cela permet d'augmenter la rigidité de la pièce et d'éliminer de possibles effets néfastes provoqués par les variations de rigidité d'une éprouvette au cours de l'usinage.

Numéro d'essai	1	2	3	4
V_c [m/min]	90	90	90	90
f [mm/tour]	0,104	0,040	0,180	0,090
a_p [mm]	0,6	0,6	0,6	0,6
Équivalence ép.	cas 1 - lot 8	cas 2 - lot 8	cas 1 - lot 7	cas 2 - lot 7
Outil	DNMG 15 06 04 PF 4215		DNMG 15 06 04 QM 4215	

TABLE 2.7 – Conditions d'usinage utilisées pour les essais d'usinage sur le cylindre de gros diamètre.

Les quatre essais correspondants aux 2 conditions de coupes utilisées pour les lots 7 et 8 sont détaillés dans le tableau 2.7. La procédure est similaire à celle utilisée pour l'usinage des éprouvettes. Deux passes sont réalisées successivement afin de s'assurer que l'intégrité de surface obtenue est bien due à l'usinage suivant les conditions utilisées.

2.4.7.1 Efforts d'usinage

L'analyse des signaux d'effort tracés sur la figure 2.39 montre que pour les essais #1, #3 et #4, la coupe se déroule de manière régulière. L'effort reste stable durant l'usinage à l'exception de l'essai #2, où de légères variations sont observées. Pour les essais #1 et #3, correspondants aux conditions d'usinage des cas 1 lots 7 et 8, l'effort de coupe F_x est systématiquement supérieur à l'effort de pénétration F_y . A l'inverse, les essais #2 et #4, correspondants aux conditions d'usinage des cas 2 lots 7 et 8, les tendances ne sont pas les mêmes. En ce qui concerne l'essai #4, l'effort de pénétration F_y est légèrement supérieur à l'effort de coupe. Pour l'essai #2, l'effort de coupe F_x reste supérieur à l'effort de pénétration F_y mais les intensités de ces efforts sont faibles par rapports aux efforts rencontrés sur les autres essais.

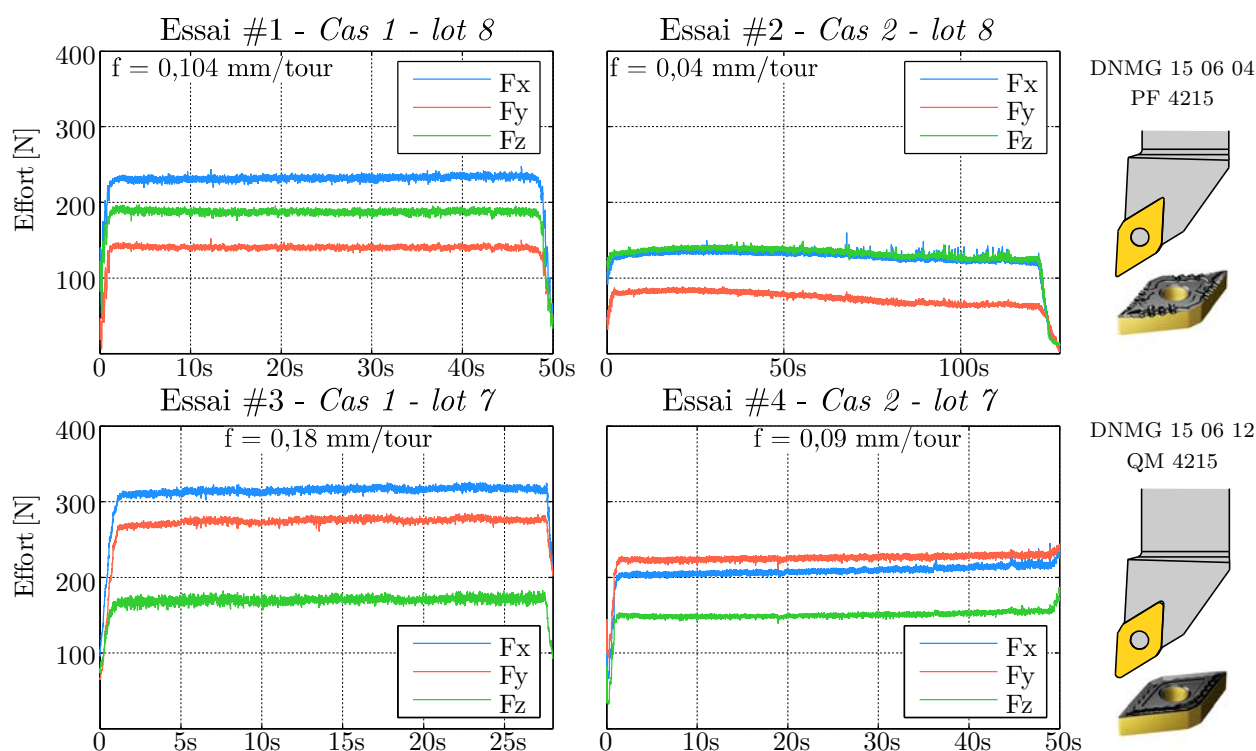


FIGURE 2.39 – Signaux d'efforts durant l'usinage pour les essais #1, #2, #3 et #4, dans les directions de coupe (F_x), de pénétration (F_y) et d'avance (F_z).

Sur la figure 2.40, les FFT des signaux d'effort ne présentent pas de particularités hormis un pic à 50 Hz que l'on peut relier à la fréquence du courant du réseau. Des « ventres » sur les tracés de la FFT de l'effort de coupe F_x entre 100 et 200 Hz sont observés. Ils correspondent à une période spatiale comprise entre 7,5 et 15 mm sur la circonférence de la pièce avec les conditions d'usinage utilisées, le cylindre usiné ayant un périmètre de 408 mm. L'inspection visuelle de la

pièce n'a pas permis d'observer de particularités sur la surface pouvant indiquer une influence de ces « ventres ». Toutefois, l'amplitude de ces ventres ne correspond qu'à une variation de l'effort inférieure à 1% autour de la moyenne. Leur origine pourrait se trouver dans un défaut infime de cylindricité de la pièce usinée.

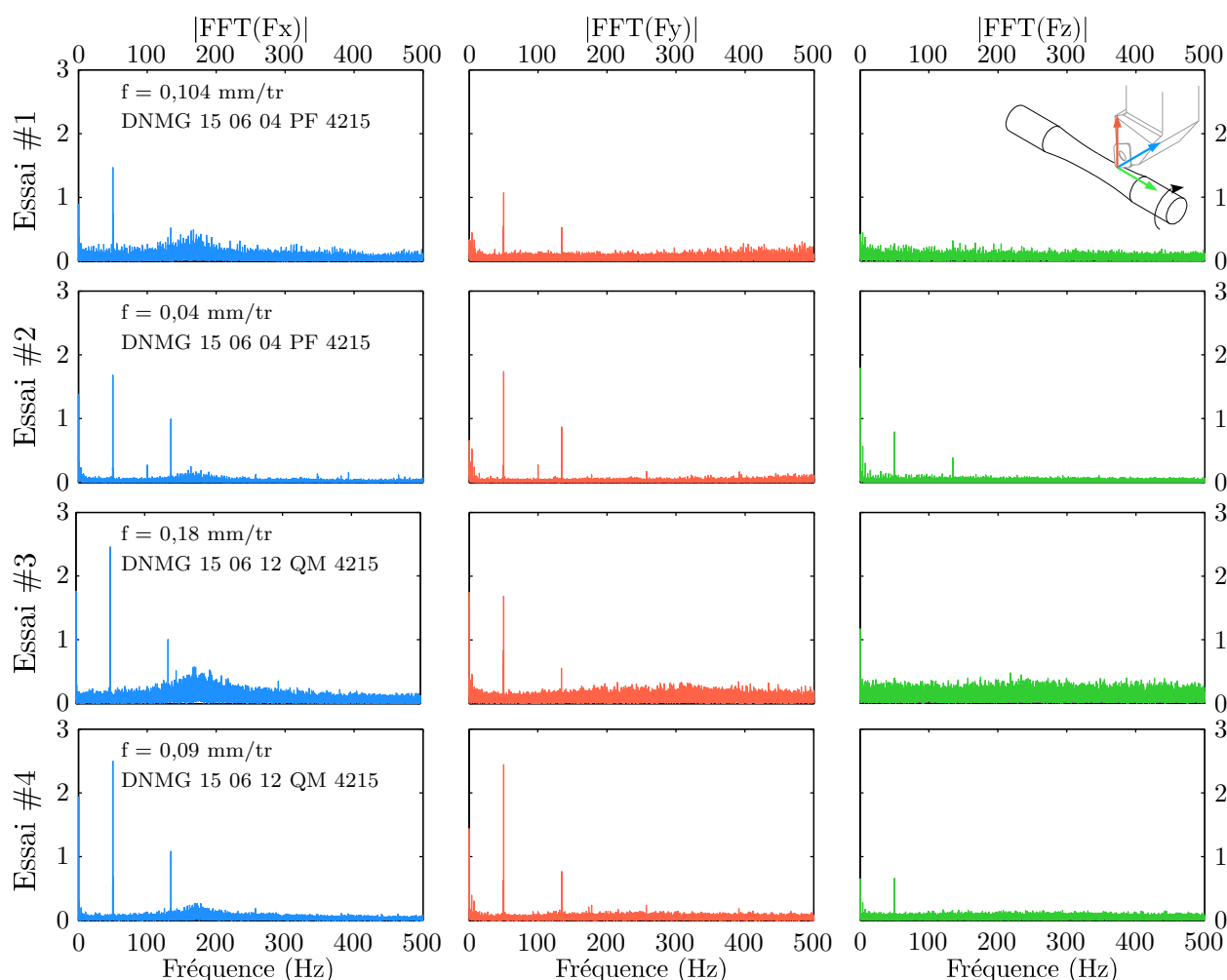


FIGURE 2.40 – FFT des signaux d'efforts relevés lors de l'usinage sur le cylindre.

2.4.7.2 Analyse des intégrités de surface

Les intégrités de surface obtenues après l'usinage du cylindre sont représentées sur la figure 2.41 et les valeurs des paramètres se trouvent dans la table 2.8. Les intégrités de surface obtenues sont semblables pour les essais #1 et #3 et les essais #2 et #4. Les niveaux de contraintes résiduelles obtenus ont un écart de l'ordre de 20 MPa entre les essais #1 et #3, ainsi qu'entre les essais #2 et #4. Les valeurs de rugosités entre les cas comparables (#1-#3 et #2-#4) diffèrent de moins de 0,2 μm .

Les niveaux de contraintes résiduelles obtenus sont cohérents avec les efforts de coupe relevés au cours des essais #1 et #3, ayant pour objectif de générer la même intégrité de surface. Dans

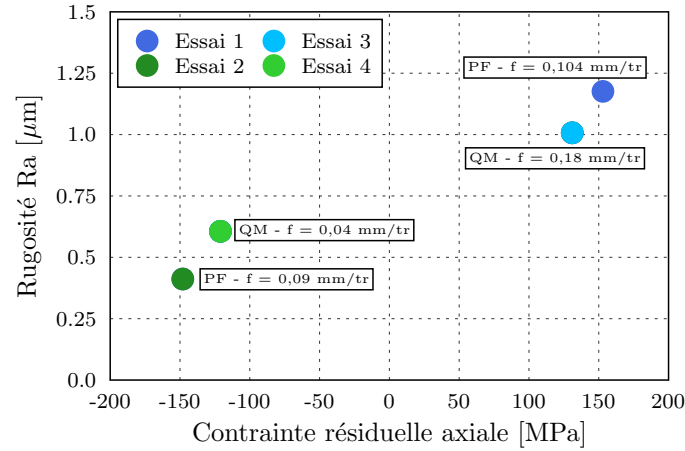


FIGURE 2.41 – Intégrités de surface générées par l’usinage suivant les conditions des cas 1 et 2, lots 7 et 8 sur un cylindre de diamètre $\varnothing 130$.

Essai	1	2	3	4
Équivalence éprouvette	<i>Cas 1 Lot 8</i>	<i>Cas 2 Lot 8</i>	<i>Cas 1 Lot 7</i>	<i>Cas 2 Lot 7</i>
Outil	DNMG 15 06 04 PF 4215		DNMG 15 06 12 QM 4215	
f [mm/tour]	0,102	0,04	0,18	0,09
Effort de coupe F_x [N]	232 ± 2	130 ± 3	315 ± 3	209 ± 4
Effort de pénétration F_y [N]	141 ± 1	75 ± 6	274 ± 3	226 ± 2
Effort d’avance F_z [N]	188 ± 1	135 ± 5	170 ± 2	150 ± 2
k_c [MPa]	3742	5416	2917	3870
$\sigma_{\text{resid}} \text{ axiale}$ [MPa]	153	-148	131	-121
R_a [μm]	1.176 ± 0.008	0.412 ± 0.009	1.007 ± 0.008	0.606 ± 0.002

TABLE 2.8 – Valeurs des différents paramètres d’intégrité de surface et efforts de coupe relevés lors de l’usinage sur gros cylindre ($V_c = 90$ m/min, $a_p = 0,6$ mm).

ces deux cas, l’effort de coupe F_x est systématiquement supérieur à l’effort de pénétration F_y , favorisant ainsi l’apparition de contraintes résiduelles de traction. Ces résultats restent cohérent avec les pressions spécifiques de coupes k_c , calculées selon l’équation 2.8. Cette grandeur traduit l’énergie nécessaire pour détacher le copeau. Pour les essais #1 et #3, le k_c reste dans une gamme de valeurs assez proche de celle observée par Mondelin (≈ 3350 MPa) [MON 12a].

$$k_c = \frac{F_x}{f \times a_p} \quad (2.8)$$

L’essai #4 présente un k_c du même ordre que celui relevé pour l’essai #1 tout en ayant un effort de coupe F_x inférieur à l’effort de pénétration F_y . Dans ce cas, l’apparition de contraintes résiduelles de compression est donc bien favorisée.

Il est intéressant de noter que l’essai #2 présente lui aussi des contraintes résiduelles de compression en surface, alors que l’effort de coupe F_x est supérieur à celui de pénétration F_y . Cependant, le calcul de la pression spécifique de coupe montre une valeur très élevée, indiquant que l’énergie nécessaire pour former le copeau est très élevée, favorisant ainsi l’apparition de contraintes résiduelles de compression en surface [HAB 06], et ce d’autant plus que l’angle de

coupe est négatif.

Ces résultats montrent qu'il est possible générer des intégrités de surfaces identiques, ou très proches, indépendamment de la géométrie de l'outil.

2.4.8 Comparaison cylindre - éprouvettes

2.4.8.1 Intégrités de surfaces

Les figures 2.42 et 2.43 permettent de visualiser les écarts entre les intégrités de surface obtenues sur le cylindre et celles obtenues sur éprouvettes. Les intégrités de surfaces des éprouvettes sont représentées par une densité de probabilité et les intégrités de surface obtenues sur le cylindre sont représentées par des points. La représentation en densité de probabilité de rugosité et de contraintes résiduelles est obtenue grâce à la méthode de Parzen-Rozenblatt [PAR 62], plus connue sous le nom d'estimation par noyau. Cette méthode, non paramétrique, permet de représenter la distribution d'une variable en se basant sur un échantillon statistique. Elle est implémentée dans Matlab® par la fonction *ksdensity*.

Pour le Cas 1 - Lot 7, l'intégrité de surface obtenue sur éprouvette est sensiblement identique à celle obtenue sur le cylindre, tout comme pour le Cas 2 - Lot 8. En revanche, pour le Cas 1 - Lot 8, où une très grande dispersion des contraintes résiduelle a été relevée sur les éprouvettes, l'écart entre le niveau de contrainte résiduelles du maximum de probabilité et celui de l'essai #1 atteint 150 MPa. La valeur de R_a obtenu sur le cylindre paraît aussi plus élevé de $0,2 \mu\text{m}$ par rapport à celui obtenu en moyenne sur les éprouvettes du Cas 1 - Lot 8. Un écart identique sur la valeur de R_a s'observe aussi entre la moyenne relevée sur les éprouvettes du Cas 2 - Lot 7 et l'essai #4.

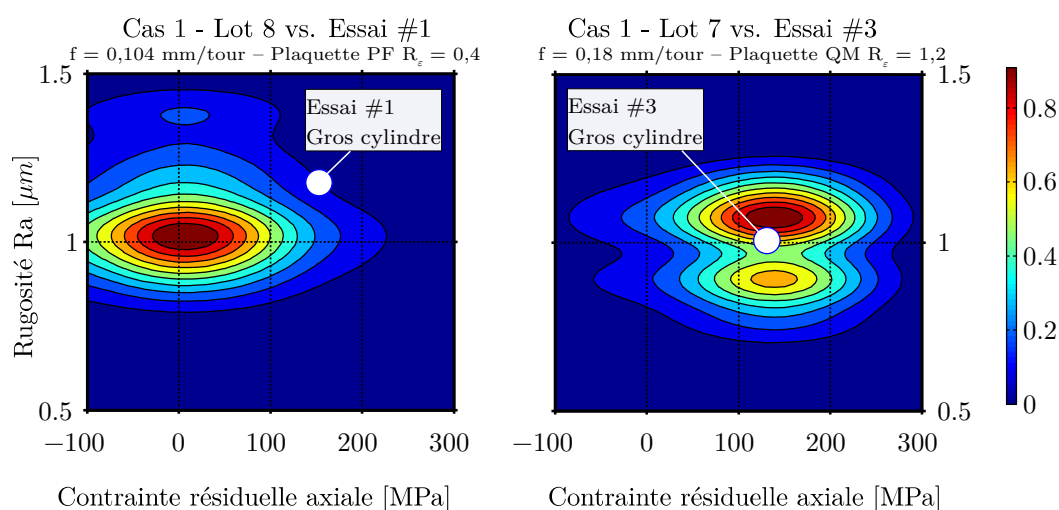


FIGURE 2.42 – Représentation de l'estimation de la densité de probabilité de l'intégrité de surface des éprouvettes du cas 1 pour les lots 7 et 8, comparés avec l'intégrité de surface obtenue en utilisant les mêmes conditions de coupe sur un cylindre (Essais #1 et #3).

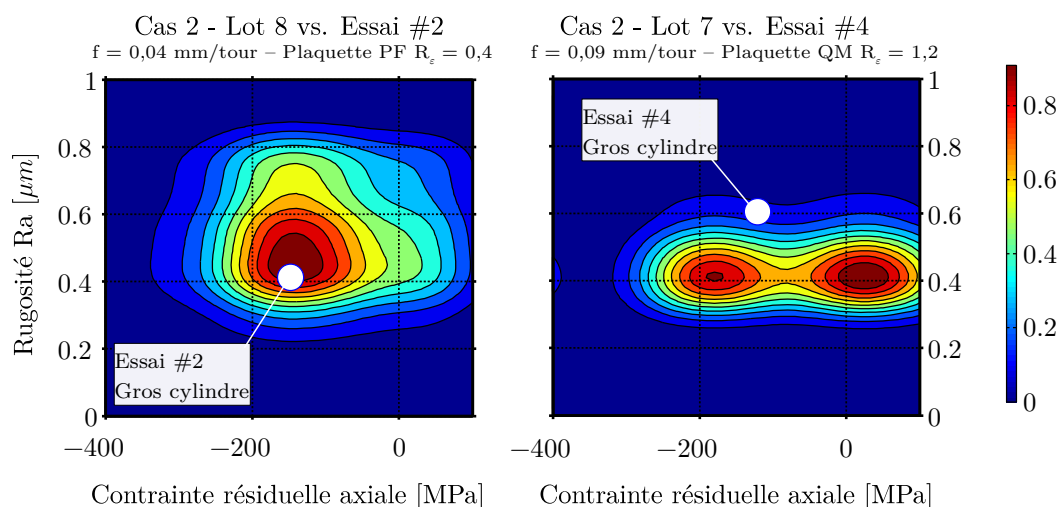


FIGURE 2.43 – Représentation de l'estimation de la densité de probabilité de l'intégrité de surface des éprouvettes du cas 2 pour les lots 7 et 8, comparés avec l'intégrité de surface obtenue en utilisant les mêmes conditions de coupe sur un cylindre (Essais #2 et #4).

2.4.8.2 Efforts d'usinage

L'observation, sur la figure 2.44, de l'évolution des efforts moyens relevés pendant l'usinage du cylindre et de la partie utile des éprouvette peut donner quelques indices sur les écarts relevés au niveau des contraintes résiduelles. Systématiquement, les efforts d'usinage sur les éprouvettes sont plus faibles que ceux relevés sur le cylindre, traduisant ainsi une différence de rigidité entre les deux configurations d'usinage.

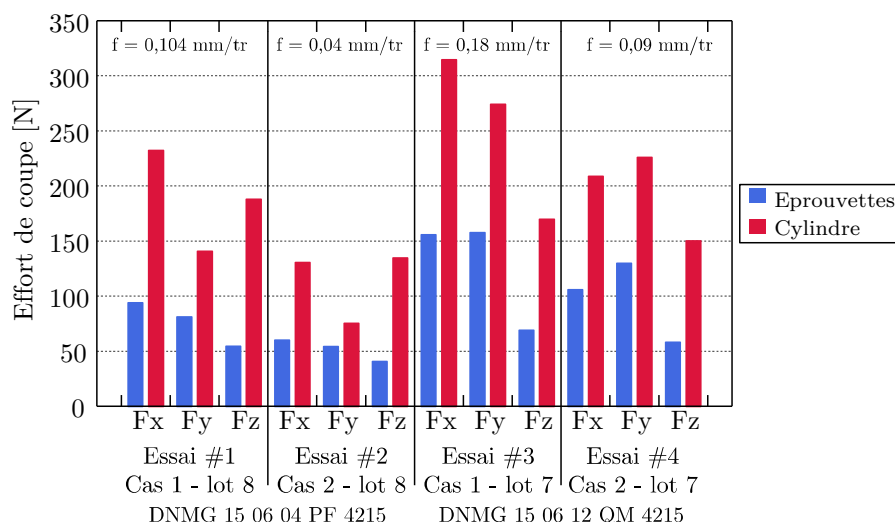


FIGURE 2.44 – Efforts moyens relevés lors de l'usinage sur le cylindre comparé avec l'effort moyen sur la partie utile des éprouvettes usinées.

Usinage avec l'outil DNMG 15 06 04 PF 4215 - lot 8, essais #1 et #2

Dans le cas du cylindre, pour l'essai #1, l'effort de coupe F_x est largement supérieur à l'effort de pénétration F_y , favorisant ainsi l'apparition de contraintes résiduelles de traction. En revanche, pour les éprouvettes usinées avec les mêmes conditions (Cas 1 - Lot 8), les deux efforts F_x et F_y sont d'intensités comparables et bien plus faibles que sur le cylindre en raison de la plus grande souplesse du système usinant. Pour les éprouvettes du Cas 2 - Lot 8, la même tendance sur les efforts d'usinage est observée. Pourtant, pour le Cas 1 - Lot 8, les contraintes résiduelles obtenues sont principalement proches de 0 MPa, alors que pour le Cas 2 - Lot 8 elles sont de compression. Comme pour le cylindre, les pressions spécifiques de coupe calculées dans ces deux cas montrent, dans la table 2.9, une différence notable. La valeur est la plus élevée pour le Cas 2 - Lot 8 favorisant ainsi l'apparition de contraintes résiduelles de compression. Pour le Cas 1 - Lot 8, c'est un équilibre entre les effets thermiques et mécanique provoqués respectivement par l'effort de coupe F_x et de pénétration F_y , qui va provoquer l'apparition de contraintes résiduelles quasiment nulles sur les éprouvettes.

Usinage avec l'outil DNMG 15 06 12 QM 4215 - lot 7, essais #3 et #4

Si pour l'essai #3 l'effort de coupe F_x est supérieur à l'effort de pénétration F_y , l'usinage d'éprouvettes Cas 1 - Lot 7 avec les mêmes conditions montre des efforts d'intensités comparables. Dans le cas de l'essai #3, il est donc cohérent de retrouver des contraintes résiduelles de traction, d'autant que la pression spécifique de coupe correspond aux données de la littérature pour ce type de matériau [MON 12a]. Pour les éprouvettes Cas 1 - Lot 7, l'effort de coupe F_x est suffisamment élevé pour que l'effet thermique qu'il induit surpasse les effets mécaniques engendrés par l'effort de pénétration et la pression spécifique de coupe k_c , favorisant l'apparition de contraintes résiduelles de traction. Concernant l'essai #4 et les éprouvettes du Cas 2 - Lot 7, les mêmes évolutions sont observées, avec, dans les deux situations, un effort de pénétration F_y supérieur à l'effort de coupe F_x . Associé à une pression spécifique de coupe relativement élevée, cela participe à favoriser la génération de contraintes résiduelles de compression en surface.

	1	2	3	4
	Cas 1 Lot 8	Cas 2 Lot 8	Cas 1 Lot 7	Cas 2 Lot 7
Avance f [mm/tr]	0,102	0,04	0,18	0,09
Outil	DNMG 15 06 04 PF 4215		DNMG 15 06 12 QM 4215	
k_c Cylindre [MPa]	3742	5416	2917	3870
k_c Éprouvettes [MPa]	1516	2500	1443	1963

TABLE 2.9 – Comparaison des pressions spécifiques de coupe moyennes obtenues sur les éprouvettes et sur le cylindre ($V_c = 90$ m/min, $a_p = 0,6$ mm).

2.4.9 Conclusions sur l'obtention de surfaces par usinage

Tout au long de cette partie, l'objectif était de développer des gammes de fabrication permettant d'obtenir des intégrités de surface ciblées, en se basant sur l'expérience et les résultats de la littérature. Les surfaces obtenues sur des éprouvettes de petit diamètre ne correspondant pas aux attentes initiales, il a été décidé de reproduire les mêmes conditions de coupe sur un cylindre de plus gros diamètre. Il a ainsi été mis en évidence qu'en moyenne, les intégrités de surface produites correspondaient de manière satisfaisante à celles obtenues sur les éprouvettes.

La dispersion observée sur les éprouvettes serait donc à mettre sur le compte de la rigidité différente de la pièce. Cet effet a été mis en évidence par Astakhov qui conclut que la diamètre de la pièce usinée joue un rôle important sur la génération de chaleur et de la rugosité [AST 07]. En effet, le diamètre affecte la dynamique de la coupe comme cela a été montré sur les tracés d'effort relevés durant l'usinage d'éprouvettes. Cette dynamique de la coupe, et la courbure de la surface usinée vont affecter les interactions entre les chargements thermiques et mécaniques lors du passage de l'outil, conduisant ainsi à des variations d'une éprouvette à l'autre.

Les observations et analyses réalisées au cours de ces essais semblent montrer que le modèle numérique de prédiction des contraintes résiduelles développée par Alexandre Mondelin [MON 12a] atteint sa limite lorsque les vitesses de coupe et les avances sont faibles en même temps, en tout cas hors du couple-outil matière.

Par ailleurs, l'importante dispersion relevée sur les intégrités de surfaces obtenues sur les éprouvettes permet d'affirmer d'une part, que le tournage-finition ne peut pas être la dernière étape de fabrication d'une pièce critique de petite dimension, et d'autre part, que transposer l'intégrité de surface d'une pièce massive sur une éprouvette de petite dimension est difficile.

2.5 Eprouvettes galetées

Le galetage fait partie des procédés qui ne mettent en jeu qu'un chargement mécanique sur la surface traitée. Comme cela a été vu dans le chapitre précédent, ce procédé permet d'introduire des contraintes résiduelles de compression en surface. Le principe du galetage est rappelé sur la figure 2.45. Il consiste à déplacer une bille de céramique sur une surface. L'effort qu'applique la bille sur la surface est transmis par un fluide sous pression. Le dispositif qui retient la bille permet à cette dernière de s'adapter aux petits défauts dimensionnels de la pièce, ainsi qu'aux éventuelles dérives du trajet de l'outil. Dans cette configuration, il est possible de faire varier la rugosité R_a de la même manière qu'en usinage, en modifiant l'avance f et le rayon de la bille $\emptyset$.

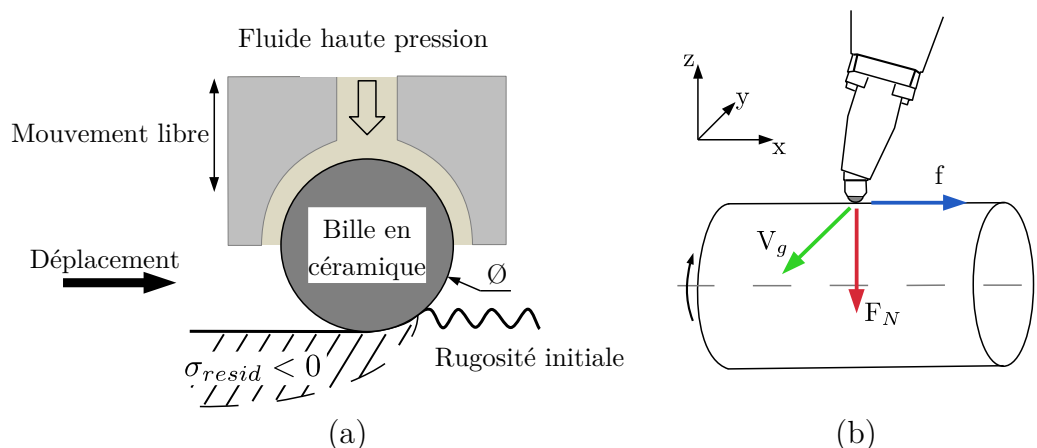


FIGURE 2.45 – (a) Schéma de principe de l'opération de galetage. (b) Représentation des paramètres du procédé.

Les conséquences du galetage, et la sensibilité des paramètres d'intégrité de surface face aux paramètres du procédé – que sont l'effort de galetage, l'avance, la vitesse et le nombre de

passes – ont fait l'objet d'une étude réalisée dans le cadre de cette thèse avec l'aide de deux étudiants en 5^e année de l'ENISE. Les résultats de cette étude sont présentés dans l'annexe B. Les principales conclusions des travaux montrent que les contraintes résiduelles induites par le procédé sont influencées uniquement par l'effort appliqué ainsi que par le diamètre de la bille. Il est donc possible de contrôler la rugosité sans modifications importantes de la contrainte résiduelle obtenue (voir annexe B). Pour donner un ordre de grandeur du R_a l'utilisation d'une formule similaire à celle utilisée en usinage est proposée (équation 2.9).

$$R_{ath} = \frac{f^2}{18\sqrt{3}\frac{\varnothing}{2}} \quad (2.9)$$

L'estimation que donne cette formule ne peut être considérée comme valable que si l'avance f est inférieure à la largeur de contact d de l'empreinte laissée par la bille (voir figure 2.46).

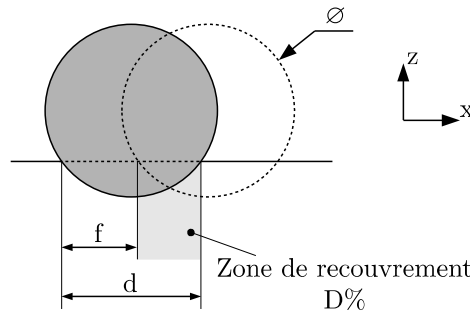


FIGURE 2.46 – Illustration de la zone de recouvrement de la bille de galetage.

La largeur de contact d dépend de la dureté du matériau et de l'effort normal appliqué. En assimilant le contact à une empreinte d'essai Brinell, cette largeur de contact se calcule avec l'équation 2.10 [TAB 00], où HB , g , F_N , et $\varnothing$ sont respectivement, la dureté Brinell du matériau, l'accélération de la pesanteur (en m/s^2), l'effort normal (en N), et le diamètre de la bille.

$$HB = \frac{2F_N}{g\pi\varnothing \left(\varnothing - \sqrt{\varnothing^2 - d^2} \right)} \quad (2.10)$$

Dans cette étude, la référence de l'outil utilisé HG2-9L30-SLK25 de la société Ecoroll. La bille de cet outil a un diamètre de 2 mm, et l'effort maximum admissible est $F_{N_{max}} = 90$ N. La dureté Brinell du 15-5PH est d'environ $HB = 350$, cela permet de calculer la largeur de contact d , donc la rugosité R_a théorique maximale que l'on peut atteindre en conservant un taux de recouvrement $C\%$ supérieur à 0 (c'est à dire pour $f \leq d$, voir équation 2.11).

$$C\% = 100 \frac{d - f}{d} \quad (2.11)$$

Cela conduit à une largeur de contact maximale $d = 0,182$ mm pour le 15-5PH. La valeur maximale de rugosité atteignable, estimée à l'aide de l'équation 2.9 avec une avance $f = d$, est $R_{ath_{max}} = 1,07 \mu m$.

2.5.1 Conditions de galetage

Comme pour les éprouvettes usinées, deux lots (PSI3 et 8) ont été produits. Le lot PSI3 est obtenu en recyclant des éprouvettes usinées lors des phases de mise au point des surfaces usinées (voir Annexe A). De ce fait, leur géométrie est différente (voir figure 2.47).

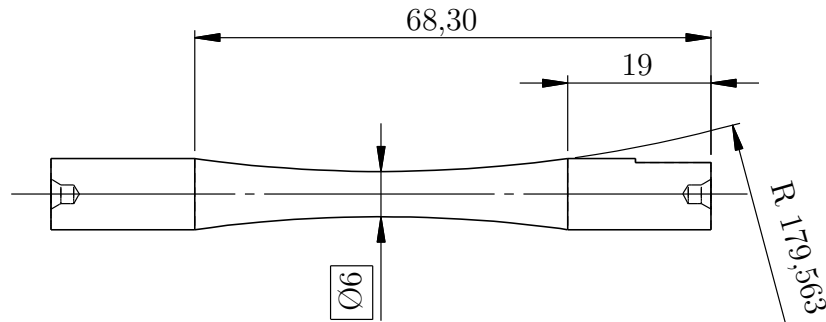


FIGURE 2.47 – Géométrie des éprouvettes du lot PSI3.

Pour obtenir les cas 3 et 4 tels que décrits sur la figure 2.48, l'avance a été choisie expérimentalement afin que les rugosités obtenues sur les éprouvettes soient proches de celles obtenues sur les éprouvettes des cas 1 et 2. Par ailleurs, les éprouvettes du lot PSI3 possédant une section plus fine, l'effort de galetage a été limité à 80N pour limiter la flèche. Pour contrôler cet effort, l'outil de galetage est monté sur le tour par l'intermédiaire de la même platine piézoélectrique Kistler. Les conditions de galetage retenues pour les cas 3 et 4 sont réunies dans le tableau 2.10. Chaque surface galetée a été générée en une seule passe.

	V_g [m/min]	F_N [N]	f [mm/tour]
Cas 3 - PSI3	50	80	0,21
Cas 4 - PSI3	50	80	0,11
Cas 3 - Lot 8	50	90	0,2
Cas 4 - Lot 8	50	90	0,11

TABLE 2.10 – Conditions de galetage utilisées pour les différentes éprouvettes.

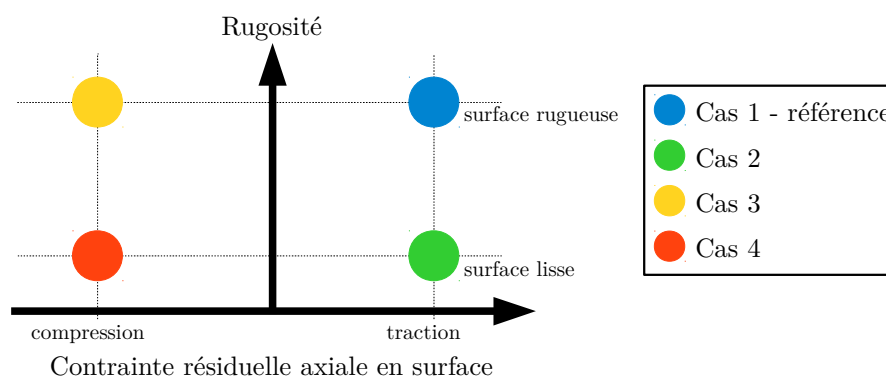


FIGURE 2.48 – Identification et représentation schématique des différentes intégrités de surface souhaitées dans un graphe contrainte résiduelle-rugosité.

2.5.2 Cas 3 - Rugosité élevée et contraintes de compression

Les éprouvettes du cas 3, sont réalisées à partir d'éprouvettes initialement usinées avec les paramètres d'usinage correspondants au cas 1 des lots 8 et PSI 3. La section 2.4.5 et l'annexe A détaillent les intégrités de surfaces obtenues avant galetage. Après galetage, ces éprouvettes ont été l'objet d'analyses de contraintes résiduelles et de mesures de rugosité.

Les relevés de contraintes résiduelles, réalisés sur les éprouvettes Cas 3 lots 8 et PSI 3, sont tracés sur la figure 2.49. Les éprouvettes du lot PSI 3 présentent une contrainte résiduelle moyenne de $-756 \text{ MPa} \pm 21 \text{ MPa}$ alors qu'elle est de $-866 \text{ MPa} \pm 11 \text{ MPa}$ pour les éprouvettes du lot 8. Les efforts moyens de galetage pour les deux cas, présentés dans la table 2.11, montrent un écart de 6,5 N. L'écart-type sur la moyenne des efforts moyens est de 1,5 N pour les deux cas, traduisant ainsi une bonne reproductibilité du procédé. L'écart entre la contrainte résiduelle moyenne pour chaque lot est cohérent avec l'écart entre les efforts moyens des deux lots.

Cas 3	
PSI 3	Lot 8
$81,1 \text{ N} \pm 15,6$	$87,6 \text{ N} \pm 14,3$

TABLE 2.11 – Moyenne des efforts de galetage sur l'ensemble des éprouvettes Cas 3, lots PSI 3 et 8

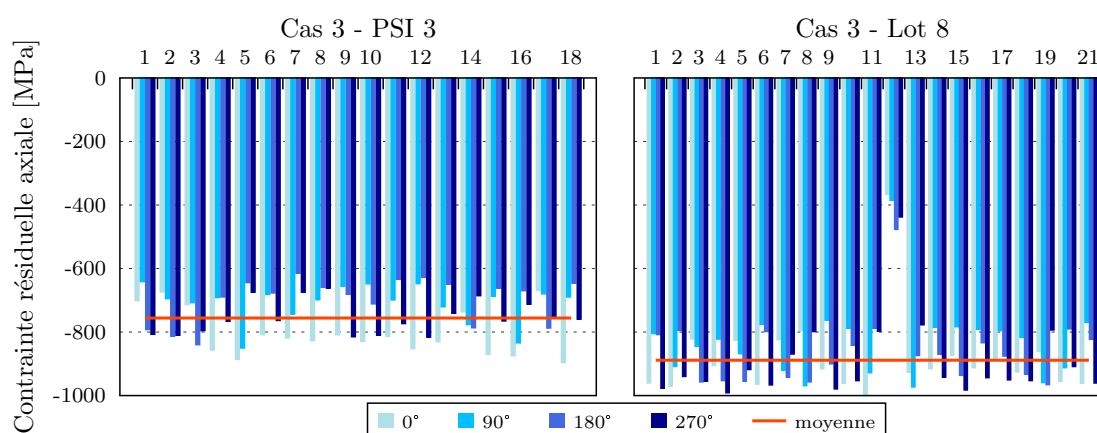


FIGURE 2.49 – Contraintes résiduelles axiales relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes du **Cas 3**, lot PSI3 à gauche, lot 8 à droite.

Sur la figure 2.50, les valeurs de R_a relevés sur les différentes éprouvettes montrent que la différence entre les deux lots est relativement faible. Le lot PSI 3 présente une moyenne de $1,20 \mu\text{m} \pm 0,05$; le lot 8 fait lui état d'un R_a moyen de $1,12 \mu\text{m} \pm 0,02$. L'écart entre les deux est donc de $0,08 \mu\text{m}$ avec une dispersion légèrement plus importante sur le lot PSI 3. Cet écart et cette dispersion peuvent être attribués à une rugosité initiale plus élevée pour le lot PSI 3 ($1,13 \mu\text{m} \pm 0,27$) par rapport au lot 8 ($1,06 \mu\text{m} \pm 0,14$).

Comme pour les éprouvettes usinées, des variations sont observées sur la circonférence, aussi bien sur les contraintes résiduelles que sur les rugosités. Cette variation semble effectuer un cycle sur un tour de l'éprouvette. Le tracé des courbes d'efforts, sur la figure 2.51 permet d'observer

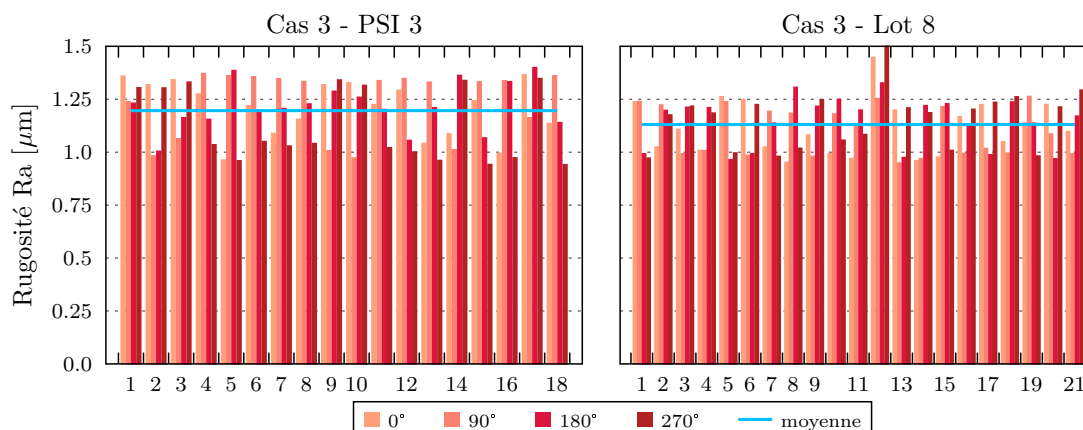


FIGURE 2.50 – Valeurs de Ra relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes du **Cas 3**, lot PSI3 à gauche, lot 8 à droite.

que le signal d'effort est en réalité une sinusoïde de fréquence $f_{Hz} \approx 27 \text{ Hz}$. Connaissant la vitesse de galetage V_g la longueur d'onde associée à cette fréquence se calcule :

$$\lambda = \frac{V_g}{f} \approx \frac{50}{60 \times 27} \approx 30,8 \text{ mm} \quad (2.12)$$

Cette longueur d'onde est comparable à la circonférence d'une éprouvette du lot 8 qui est de $\pi \times 10 = 31,4 \text{ mm}$. Cela veut donc dire que l'oscillation de l'effort se fait sur un tour de l'éprouvette, provoquant une variation de la contrainte résiduelle de compression sur une révolution.

Ces observations sont également cohérentes avec les variations notées sur les valeurs de R_a observées. L'effort variant d'environ 25 N sur une révolution, la largeur de contact de la bille d varie donc entre 0,169 mm et 0,195 mm (cf. équation 2.10). En conséquence, le taux de recouvrement va varier, donc la rugosité obtenue aussi. Les différences de rugosité sont d'autant plus marquées que dans ce cas, le taux de recouvrement est négatif, f étant supérieur à d . Cela signifie qu'une partie de la rugosité initiale subsiste après le passage de la bille, influençant ainsi la rugosité finale.

Sur la figure 2.51, le signal d'effort de galetage de l'éprouvette #12 du lot 8 qui possède une intégrité de surface dégradée par rapport aux autres éprouvettes, présente des modulations importantes. Cela coïncide avec un mauvais état de surface initial consécutif à l'usinage avec une plaquette dont l'arête de coupe s'était dégradée dans les premiers instants de l'usinage.

La représentation de l'ensemble des éprouvettes produites en fonction de leur contrainte résiduelle et de leur rugosité sur la figure 2.52 met en évidence la très bonne répétabilité du galetage, surtout pour le lot 8. Le lot PSI3 montre un peu plus de dispersion. La raideur moins importante des éprouvettes PSI 3 du fait de leur géométrie, ainsi qu'un état de surface initial moins bon que sur les éprouvettes du lot 8 peuvent expliquer cette légère dispersion.

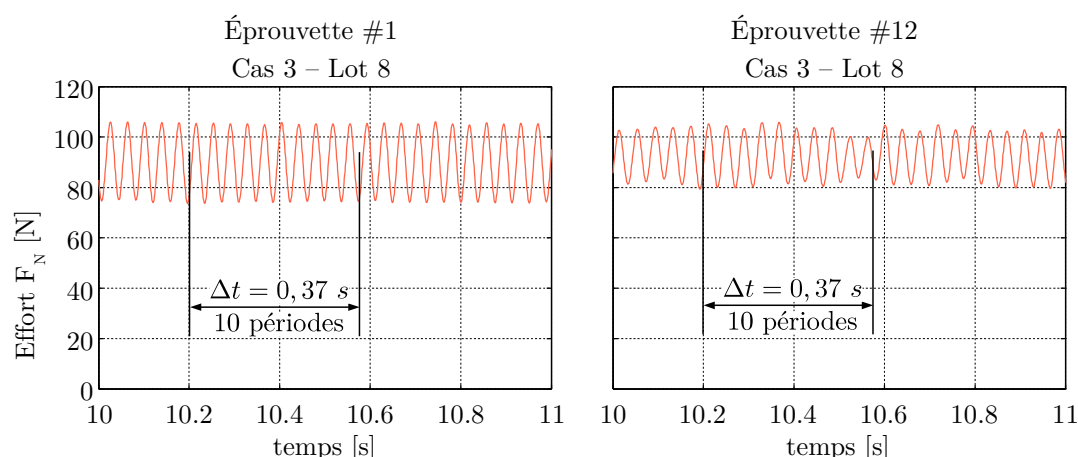


FIGURE 2.51 – Tracé de l'effort de galetage de l'éprouvette #1 et #12, Cas 3 - Lot 8.

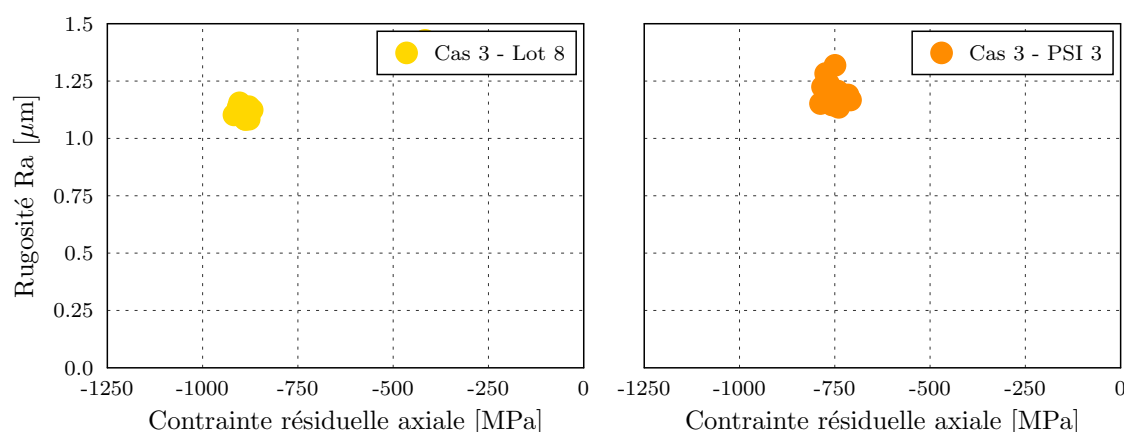


FIGURE 2.52 – Position de chaque éprouvette du cas 3 (Lot PSI3 et 8) suivant sa rugosité moyenne et sa contrainte résiduelle moyenne.

2.5.3 Cas 4 - Rugosité faible et contraintes de compression

Les efforts moyens de galetage réellement obtenus sur les éprouvettes du cas 4 sont présentés dans la table 2.12. L'écart-type sur la moyenne des efforts est de 1,4 N pour le lot PSI 3 et de 0,9 N pour le lot 8 ce qui indique que, comme pour le cas 3, le procédé est extrêmement répétable. L'écart relevé sur la moyenne entre les lots 8 et PSI 3 est de 9,4 N. Même si cet écart est plus important que celui relevé pour le cas 3, la conséquence sur le niveau moyen des contraintes résiduelles obtenues est plus faible : -1087 MPa pour le lot PSI3 et -1115 MPa pour le lot 8. En revanche, l'écart-type sur la contrainte résiduelle moyenne des éprouvettes PSI 3 est assez important (65 MPa) ce qui est révélateur d'une dispersion plus élevée que pour le lot 8 où l'écart-type sur la moyenne n'est que de 18 MPa. L'observation des niveaux de contraintes de chaque éprouvette du lot PSI 3 sur la figure 2.53 montre en effet qu'à partir de l'éprouvette #11, le niveau moyen semble plus bas. Cet effet n'est pas lié à l'effort de galetage puisque ce dernier est stable d'une éprouvette à l'autre. En revanche, les relevés de contraintes résiduelles sur ce

lot n'ont pas tous été effectués à la même date, les 11 premières éprouvettes ont été analysées le même jour et les 9 autres une semaine plus tard. Il n'est pas impensable que l'analyse par DRX soit sensible à des paramètres extérieurs comme la température qui peut provoquer des dilatations des pièces analysées et de la machine susceptibles d'affecter les résultats. L'écart moyen de 100 MPa observé entre les deux groupes d'éprouvettes du lot PSI 3 reste compatible avec les incertitudes de l'analyse par DRX.

Cas 4	
PSI 3	Lot 8
$80,6 \text{ N} \pm 16,5$	$90,0 \text{ N} \pm 14,8$

TABLE 2.12 – Moyenne des efforts de galetage sur l'ensemble des éprouvettes Cas 4, lots PSI 3 et 8

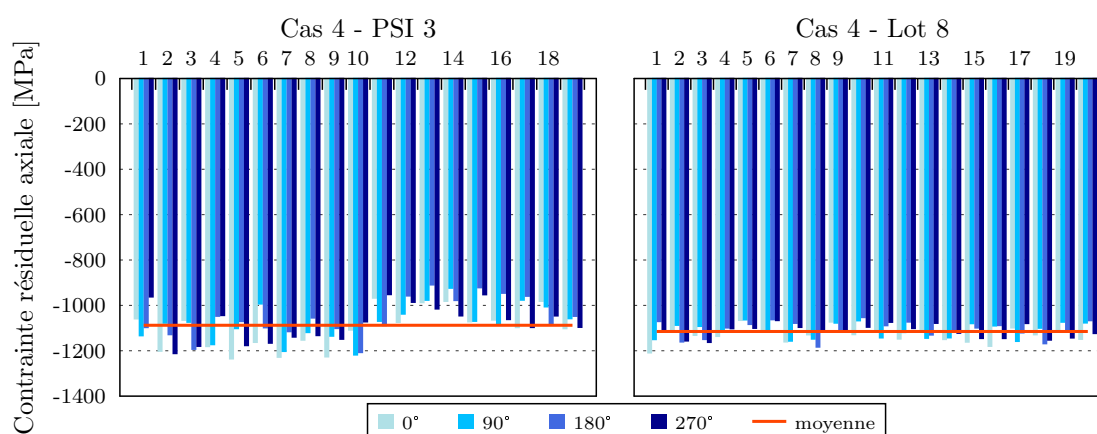


FIGURE 2.53 – Contraintes résiduelles axiales relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes du **Cas 4**, lot PSI3 à gauche, lot 8 à droite.

L'examen des rugosités relevées sur les éprouvettes du lot PSI 3, figure 2.54, ne présente pas non plus de singularités. En effet, le R_a obtenu sur l'ensemble des éprouvettes du lot PSI 3 est relativement stable si l'éprouvette #1 est exclue. Sa valeur moyenne est de $0,53 \mu\text{m}$ et son écart-type, $0,04 \mu\text{m}$. Une valeur moyenne très proche est obtenue pour les éprouvettes du lot 8, où $R_{a_{\text{moy}}} = 0,55 \mu\text{m}$ (écart-type de $0,02 \mu\text{m}$).

L'observation de l'évolution des paramètres d'intégrité de surface sur la circonférence d'une éprouvette montre des variations, mais de manière bien moins importante que sur les éprouvettes du cas 3. La variation des efforts est similaire (même amplitude, et même fréquence). La largeur de contact de la bille d varie donc dans la même gamme que pour le cas 3, mais ici, l'avance f de $0,11 \text{ mm/tour}$ est très inférieure. Le taux de recouvrement reste donc positif, variant entre 34 et 43%, ce qui veut dire que la totalité de la surface est affectée par le galetage, aucune portion de la rugosité initiale ne subsiste après galetage. Les variations de rugosité et de contraintes résiduelles sont donc uniquement dues à la variation de la largeur de contact d durant le galetage.

La représentation de l'ensemble des éprouvettes produites en fonction de leur contrainte résiduelle et de leur rugosité sur la figure 2.55 montre qu'ici encore, le galetage est une procédé très répétable. Encore une fois, le lot PSI 3 fait état d'un peu plus de dispersion en raison d'un

état de surface initial moins bon, et d'une géométrie d'éprouvette moins rigide.

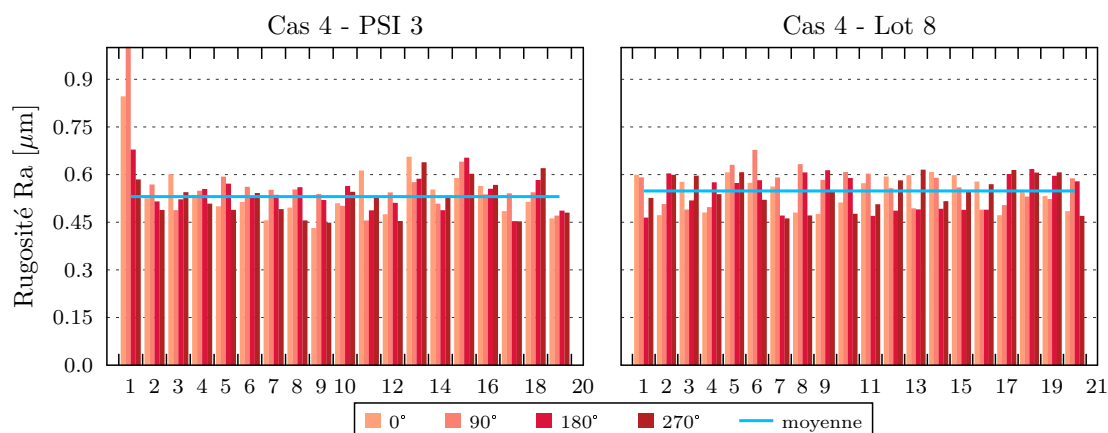


FIGURE 2.54 – Valeurs de R_a relevées sur la périphérie de la zone utile sur les éprouvettes du Cas 4, lot PSI3 à gauche, lot 8 à droite.

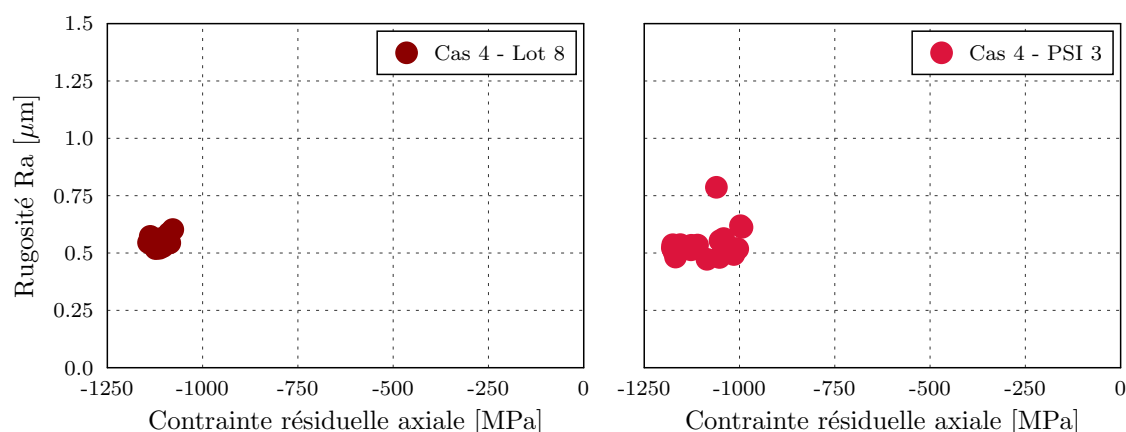


FIGURE 2.55 – Position de chaque éprouvette du cas 4 (Lot PSI3 et 8) suivant sa rugosité moyenne et sa contrainte résiduelle moyenne.

2.6 Synthèse des surfaces produites

La figure 2.56 présente l'ensemble des éprouvettes obtenues suivant les différents cas. L'excellente reproductibilité de l'intégrité de surface obtenue par galetage, qui n'est que très peu influencée par l'état de surface initial, apparaît clairement. La différence observée sur les niveaux de contraintes résiduelles s'explique par le taux de recouvrement négatif pour le cas 3, ce qui conduit à laisser une partie de l'éprouvette non galetée.

Les surfaces tournées ne présentent pas de caractéristiques stables d'une éprouvette à l'autre. Une comparaison avec des essais réalisés sur un cylindre de gros diamètre a montré que les

tendances globales étaient bien reproduites sur les éprouvettes. Néanmoins, les conditions de coupe utilisées ne sont pas favorables à la coupe : la vitesse de coupe V_c de 90 m/min ne permet pas une séparation correcte de la matière, ce qui est une des raisons de la dispersion observée sur la rugosité. Cette dispersion est également mise sur le compte de la géométrie et du comportement dynamique qui affecte les interactions entre les chargements thermiques et mécaniques durant l'usinage. Cela modifie ainsi les états de surfaces ainsi que les contraintes résiduelles générées. Le changement d'outil proposé dans ce chapitre n'a pas permis d'améliorer la stabilité du procédé.

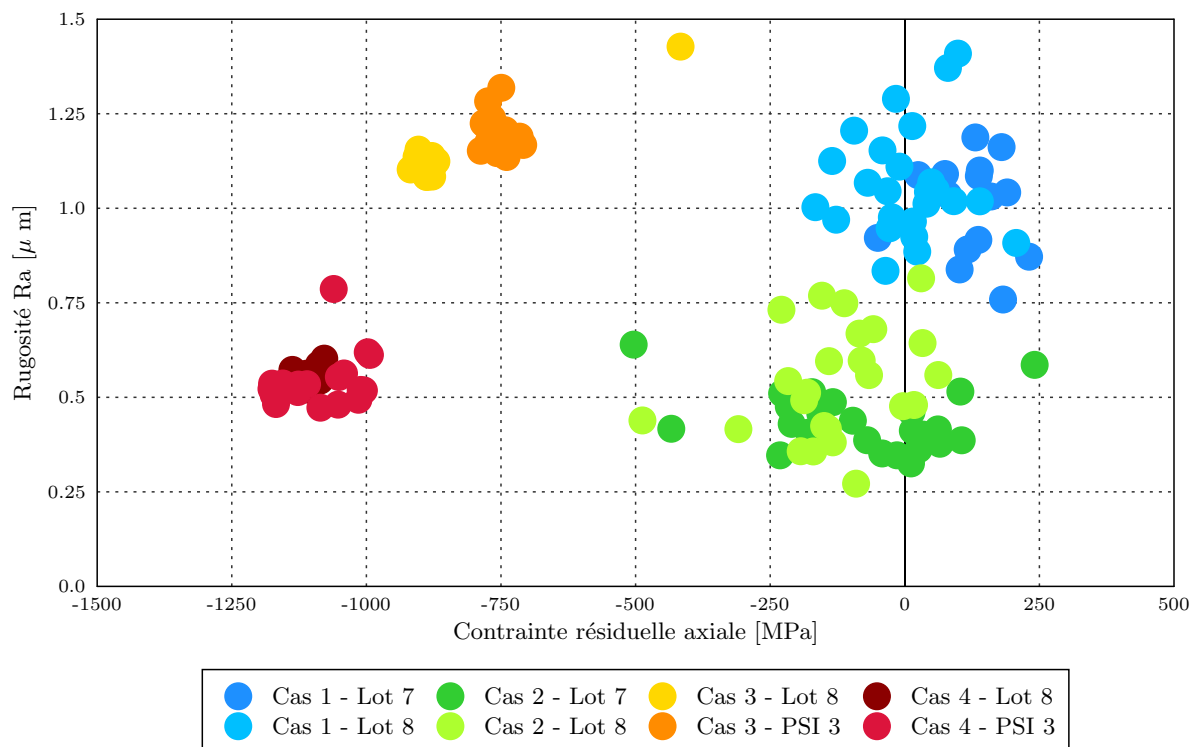


FIGURE 2.56 – Représentation de l'ensemble des éprouvettes des lots 7 et 8 et PSI 3 galetées.

Finalement, il apparaît extrêmement difficile de garantir l'obtention d'une intégrité de surface parfaitement reproductible sur plusieurs éprouvettes de fatigue, particulièrement en tournage à cause des contraintes du couple outil matière et de la rigidité sur les pièces de faible diamètre. De ce fait, un nombre suffisant d'éprouvettes doit être usiné et contrôlé entièrement afin de garantir d'en trouver suffisamment pour constituer un lot uniforme en vue d'essais de fatigue.

Chapitre 3

Caractérisation microstructurale et mécanique des surfaces

Sommaire

3.1	Introduction	74
3.2	Méthodes expérimentales pour la caractérisation de l'intégrité des couches de surface.	74
3.2.1	Préparation de l'échantillon	74
3.2.2	Techniques et conditions expérimentales de caractérisation de la sous-couche	75
3.2.3	Micro-dureté	77
3.3	Caractérisations microstructurales	77
3.3.1	Microstructure d'origine	77
3.3.2	Cas 1 - Rugosité élevée et contraintes de traction.	78
3.3.3	Cas 2 - Faible rugosité et contraintes de traction.	80
3.3.4	Cas 3 et 4	82
3.3.5	Récapitulatif	84
3.3.6	La couche blanche en usinage...	85
3.4	Caractérisation de l'état mécanique	93
3.4.1	Cas 1 - Rugosité élevée et contraintes de traction.	93
3.4.2	Cas 2 - Faible rugosité et contraintes de traction.	95
3.4.3	Cas 3 et 4	97
3.5	Conclusions	100

3.1 Introduction

Le chapitre précédent a permis de déterminer les conditions de tournage et de galetage permettant d'obtenir quatre lots possédant chacun une intégrité de surface différente, en terme de rugosité et de contrainte résiduelle de surface. Toutefois, il a été vu dans le chapitre 1 que les procédés affectent aussi le matériau en sous-surface, notamment sa microstructure (transformation de phase, écrouissage, affinement de grains...), et son état de contraintes résiduelles. Les couches générées par ces procédés présentent donc toutes un gradient de propriétés qu'il est nécessaire de déterminer afin d'en tenir compte ensuite, lors de l'analyse des résultats de fatigue. Pour cela, une éprouvette représentative de chaque lot fait l'objet d'une analyse destructive, permettant de quantifier ce gradient de propriétés et de microstructure, et donc de déterminer complètement l'intégrité de surface de chaque lot. La première partie de ce chapitre présente les techniques expérimentales utilisées, et les particularités associées à la caractérisation de couches de surface. Ensuite, les résultats des différentes analyses (microstructure et état mécanique) pour chaque lot sont comparés. Les procédés et les paramètres utilisés pour obtenir ces lots sont rappelés dans la table 3.1.

	Lot	Procédé	Éprouvette	Outil	Conditions
Cas 1	7	Tournage	Ø10 mm	DNMG QM4215 $R_\varepsilon = 1,2$ mm	$V_c = 90$ m/min ; $f = 0,18$ mm/tour ; $a_p = 0,6$ mm
	8			DNMG PF4215 $R_\varepsilon = 0,4$ mm	$V_c = 90$ m/min ; $f = 0,104$ mm/tour ; $a_p = 0,6$ mm
Cas 2	7			DNMG QM4215 $R_\varepsilon = 1,2$ mm	$V_c = 90$ m/min ; $f = 0,09$ mm/tour ; $a_p = 0,6$ mm
	8			DNMG PF4215 $R_\varepsilon = 0,4$ mm	$V_c = 90$ m/min ; $f = 0,04$ mm/tour ; $a_p = 0,6$ mm
Cas 3	8	Tournage + Galetage	Ø10 mm	HG2-9L30-SLK25	$V_g = 50$ m/min ; $f = 0,2$ mm/tour ; $F_N = 90$ N
	PSI 3		Ø6 mm		$V_g = 50$ m/min ; $f = 0,21$ mm/tour ; $F_N = 80$ N
Cas 4	8		Ø10 mm		$V_g = 50$ m/min ; $f = 0,11$ mm/tour ; $F_N = 90$ N
	PSI 3		Ø6 mm		$V_g = 50$ m/min ; $f = 0,11$ mm/tour ; $F_N = 80$ N

TABLE 3.1 – Récapitulatif des procédés et conditions utilisées pour obtenir chaque cas.

3.2 Méthodes expérimentales pour la caractérisation de l'intégrité des couches de surface.

3.2.1 Préparation de l'échantillon

La caractérisation microstructurale et mécanique (dureté) d'un matériau nécessite une préparation d'échantillons visant à obtenir une surface poli-miroir et plane, permettant de limiter au maximum les artefacts de mesure. Les recherches bibliographiques du chapitre 1 ont mis en évidence que l'épaisseur des couches modifiées par un procédé étaient de l'ordre de la dizaine de micromètre. De ce fait, l'utilisation des procédures standards de préparation d'échantillon

ne conviennent pas à l'observation des couches de surface, puisque l'acuité du bord de l'échantillon se trouve généralement dégradée, avec des phénomènes d'arrondis de plusieurs dizaines de micromètres.

Une des premières étapes de ce travail a donc été de développer une procédure de préparation qui conserve une très bonne acuité du bord. Le choix des supports de polissage (draps, papiers SiC), des suspensions diamantées, des pressions sur l'échantillon sont des paramètres primordiaux. Le respect de la gamme et le soin apporté permettent d'obtenir des bords dont l'arrondi ne dépasse pas les quelques centaines de nanomètres. La procédure développée se décompose ainsi :

- prélèvement d'un échantillon par découpe sous lubrification abondante pour préserver la microstructure
- enrobage de l'échantillon dans une résine dure
- polissage au papier SiC à grains fins sous eau
- polissage sur support abrasif avec suspension diamantée 9 μm
- polissage sur drap avec suspension diamantée 3 μm puis 1 μm
- polissage sur drap avec suspension de silice et d'alumine colloïdale (0,05 μm)

Les paramètres et conditions exacts utilisés pour la préparation des échantillons sont détaillés dans l'annexe C.

3.2.2 Techniques et conditions expérimentales de caractérisation de la sous-couche

Plusieurs techniques de caractérisation de la microstructure ont été utilisées afin d'observer les différentes couches de surfaces obtenues. Les spécificités de ces techniques, ainsi que les principaux paramètres utilisés, sont détaillés dans les paragraphes suivants. Ces techniques complémentaires, à différents niveaux d'échelle, permettent d'obtenir une caractérisation fine des couches sous la surface.

3.2.2.1 Imagerie en électrons rétro-diffusés

Un microscope électronique à balayage (MEB) propose deux modes principaux d'imagerie. Le premier, appelé SE, utilise les électrons secondaires et permet d'obtenir une image dont le contraste est lié à la topographie de l'échantillon. Le second, qui utilise les électrons rétro-diffusés (BSE), permet de rendre compte d'un contraste chimique et/ou cristallin du matériau [ESN 11]. Dans le cas du 15-5PH, le matériau étant monphasé, la préparation d'échantillon ne permet pas de faire apparaître un relief suffisamment important pour effectuer des observations nettes de la microstructure en SE. En revanche, la structure en lattes de la martensite et les déformations du réseau cristallin provoquées par les déformations durant le tournage et le galeage, rendent l'observation des microstructures en BSE pertinentes.

3.2.2.2 Diffraction des électrons rétro-diffusés - EBSD

La Diffraction des électrons rétro-diffusés ou EBSD est une technique permettant de déterminer la structure cristalline (donc la phase) et l'orientation cristallographique des grains d'un matériau à partir de bases de données cristallographiques [POU 04]. Le lecteur pourra trouver plus de détails sur le principe de la technique dans les références [POU 04, ESN 11, MAE 14].

Dans ce mémoire, le matériau utilisé présente la particularité d'être pratiquement 100% martensitique, avec quelques traces d'austénite et éventuellement de ferrite. En EBSD, il est très difficile de distinguer la martensite α' de la ferrite α , particulièrement dans le cas des martensites faiblement alliées en carbone. Cependant, il existe plusieurs techniques détaillées dans la thèse de Maetz [MAE 14] qui peuvent permettre de distinguer ces deux phases en se basant sur les différentes données EBSD à disposition : le contraste de bande et/ou la largeur de bande. Dans notre cas, les observations réalisées par EBSD permettent d'observer les changements microstructuraux induits par les procédés, et de déterminer la nature des « couches blanches » surfaces observées après tournage.

Les échantillons prélevés et préparés suivant les protocoles décrits auparavant sont analysés par EBSD au sein d'un microscope électronique à balayage Zeiss®Supra VP55 doté d'un canon à émission de champ, d'un détecteur EBSD Oxford-Instruments®et des logiciels Aztec HKL pour l'acquisition et HKL Channel5 pour le post-traitement. La distance de travail, c'est à dire la distance entre le point focal et le canon, est choisie entre 12 et 17 mm de manière à optimiser l'analyse du signal de diffraction. La tension d'accélération, ainsi que la taille du diaphragme permettent de moduler la zone d'interaction électrons/matière appelée « poire d'interaction ». C'est cette poire d'interaction qui va définir la résolution maximale atteignable. Pour l'observation du 15-5PH, le meilleur compromis est l'utilisation du diaphragme de 60 μm avec une tension d'accélération de 12 kV. Le pas de l'analyse, du même ordre de grandeur que la taille de la poire d'interaction, est généralement choisi à 15 nm. Quelques cartes ont été réalisées avec des pas différents. Ce pas d'analyse très faible est nécessaire puisque la couche de surface est susceptible de présenter des grains de taille nanométrique. Afin d'améliorer l'intensité du signal reçu par la caméra, le capteur est utilisé avec un binning de 4x4. Pour l'acquisition, deux phases sont déclarées : cubique face centrée (austénite) et cubique centré (martensite/ferrite).

Dans ces conditions, le temps d'acquisition d'un cliché de diffraction et de son indexation prend environ 100 ms. Pour analyser une zone de 15x10 μm , il faut donc compter environ 18h30. Ce temps extrêmement long, combiné à des problèmes de dérive de faisceaux dus au caractère magnétique de l'échantillon et aux effets de bord, font de l'EBSD une technique d'acquisition longue et fastidieuse à mettre en place, mais nécessaire pour déterminer la nature et les caractéristiques des 15 premiers micromètres sous la surface. Toutefois, les incertitudes apportées par les phénomènes de dérive ne permettent qu'une interprétation qualitative des cartographies.

3.2.2.3 Observations MET + ASTAR

Compte tenu de la difficulté à observer les tous premiers microns sous la surface, quelques analyses complémentaires ont été réalisées dans un MET (Microscope Électronique à Transmission), sur des lames minces prélevées à l'aide d'un FIB (Focused Ion Beam). Cette technique permet de localiser le prélèvement de la lame mince, et donc d'observer précisément les 5 premiers micromètres sous la surface. Les observations ont été réalisées au sein du MET de marque Jeol 2010F avec une tension d'accélération de 200 kV. Grâce à une collaboration avec le professeur M. Véron du laboratoire SiMaP à Grenoble, il a été possible de réaliser une cartographie d'orientation cristalline d'une lame mince à l'aide du logiciel de traitement et d'acquisition ASTAR. Les cartographies réalisées sont équivalentes à celles obtenues en EBSD mais présentent l'avantage d'être réalisées avec une meilleure résolution, tout en étant moins perturbées par les effets de bord.

3.2.3 Micro-dureté

Les profils de micro-dureté permettent de rendre compte d'éventuelles variations qui seraient caractéristiques de modifications microstructurales engendrées par les procédés : écrouissage, changement de morphologie de grains, présence d'une phase ou d'éléments durs. Les couches affectées par les procédés présentent des gradients microstructuraux qui peuvent présenter de fortes variations sur quelques micromètres d'épaisseur. Il convient donc de réaliser les essais sous faible charge afin que la réponse élastique du matériau indenté se concentre dans la zone la plus petite possible, avec pour conséquence d'augmenter l'incertitude liée à la mesure des dimensions de l'indent. Les indents ont été réalisés en suivant les précautions indiquées dans [FRA 05] :

- écart minimum de 2,5 fois une diagonale entre deux indents,
- épaisseur de l'échantillon suffisante (très largement supérieure à la profondeur de l'indent),
- indents effectués sur une surface polie.

La charge d'indentation utilisée est de 0,01 kgf (soit 0,098 N) afin que l'information restituée concerne le plus petit volume de matière possible, permettant ainsi d'observer des gradients de dureté sous la surface. Il est supposé que le polissage n'introduit pas de modification sur le matériau qui pourraient affecter les mesures.

3.3 Caractérisations microstructurales

3.3.1 Microstructure d'origine

La figure 3.1 présente une carte EBSD d'orientation cristalline de la microstructure d'origine. La structure en lattes de la martensite apparaît clairement, de même que la forme des joints de grains d'austénite primaire formée lors du traitement de mise en solution de l'acier. La taille de ces grains est de l'ordre de 30 à 40 micromètres



FIGURE 3.1 – Cartographie d'orientation cristalline de la microstructure d'origine. Le pas d'indexation est de 50nm.

3.3.2 Cas 1 - Rugosité élevée et contraintes de traction.

La figure 3.2 permet de comparer les microstructures obtenues au niveau de la surface des éprouvettes des **lots 7 et 8** du **cas 1**. Les microstructures générées sont très similaires. Dans les deux cas, le contraste des images en électrons rétro-diffusés permettent de distinguer trois zones : une couche de surface, une zone de transition et enfin la microstructure d'origine. La couche de surface, d'une épaisseur comprise entre 1 et 2 μm , présente une morphologie très différente de la microstructure initiale du matériau comme le montre l'image en médaillon pour le Cas 1 - Lot 8. Cette couche correspond à la « couche blanche » en raison de son apparence lors d'observations à l'aide d'un microscope optique. La transition entre cette couche de surface et la microstructure d'origine se fait sur une profondeur d'environ 5 μm dans les deux cas. La microstructure observée est très similaire, que ce soit en termes de morphologie, qu'en termes d'épaisseurs des couches modifiées, aux observations réalisées dans le cadre de la thèse de Mondelin [MON 12a].

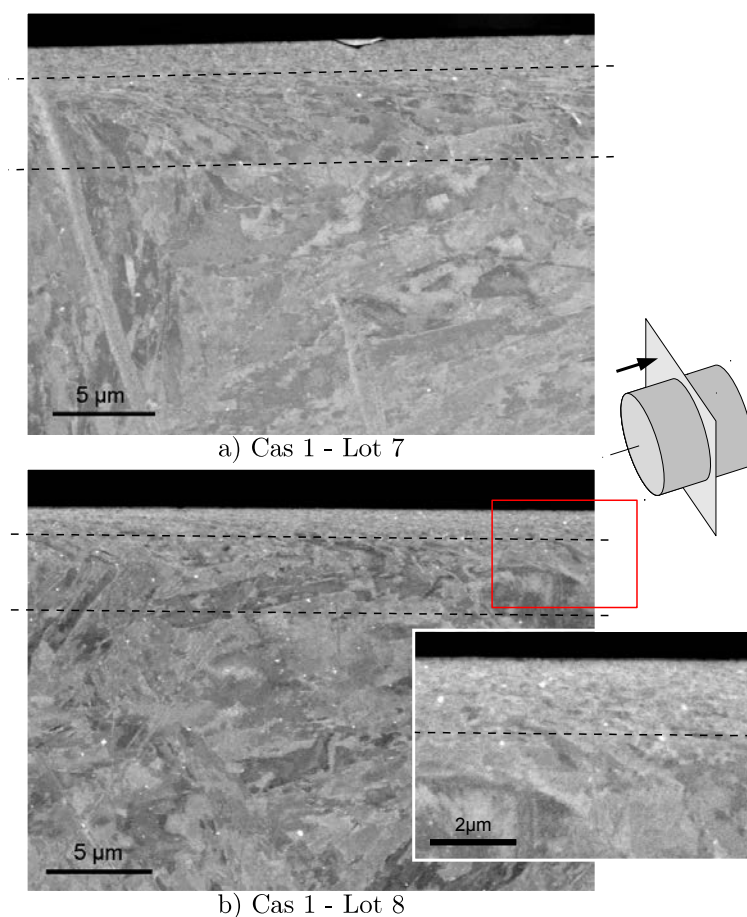


FIGURE 3.2 – Microstructures sous la surface des éprouvettes des lots 7 et 8 - CAS 1. Observations réalisées par MEB en mode BSE.

Sur la figure 3.3, les différentes analyses EBSD réalisées sur une éprouvette du Cas 1 - Lot 7 permettent de distinguer les trois zones identifiées en MEB. La zone qui correspond à la « couche blanche » apparaît clairement sur la carte en angles d'Euler (figure 3.3b) comme étant une zone composée de petits grains equiaxes d'une taille de quelques dizaines de nanomètres.

Cette carte d'orientation montre également que la couleur est homogène dans chaque grains de la couche de surface. Cela signifie que ces grains ne sont pas déformés. La carte (a) de contraste de bandes ne met pas en avant de différences de contrastes qui pourraient traduire un changement de phase entre la martensite d'origine, à cœur, et la couche de surface. De plus, aucune trace significative d'austénite n'a été trouvée sur ces cartes. La couche intermédiaire, où les grains passent progressivement d'une forme allongée jusqu'à la structure en lattes d'origine, présente une déformation de son réseau cristallin (écrouissage), qui s'observe sur la carte de désorientation moyenne par noyau, sur la figure 3.3c. La couche de surface semble aussi faire état d'une déformation, cependant, la méthode de calcul, qui consiste à un calcul de la déformation moyenne par rapport aux points voisins, ne permet pas de rendre compte de la déformation de manière fiable dans des petits grains indexés sur très peu de points.

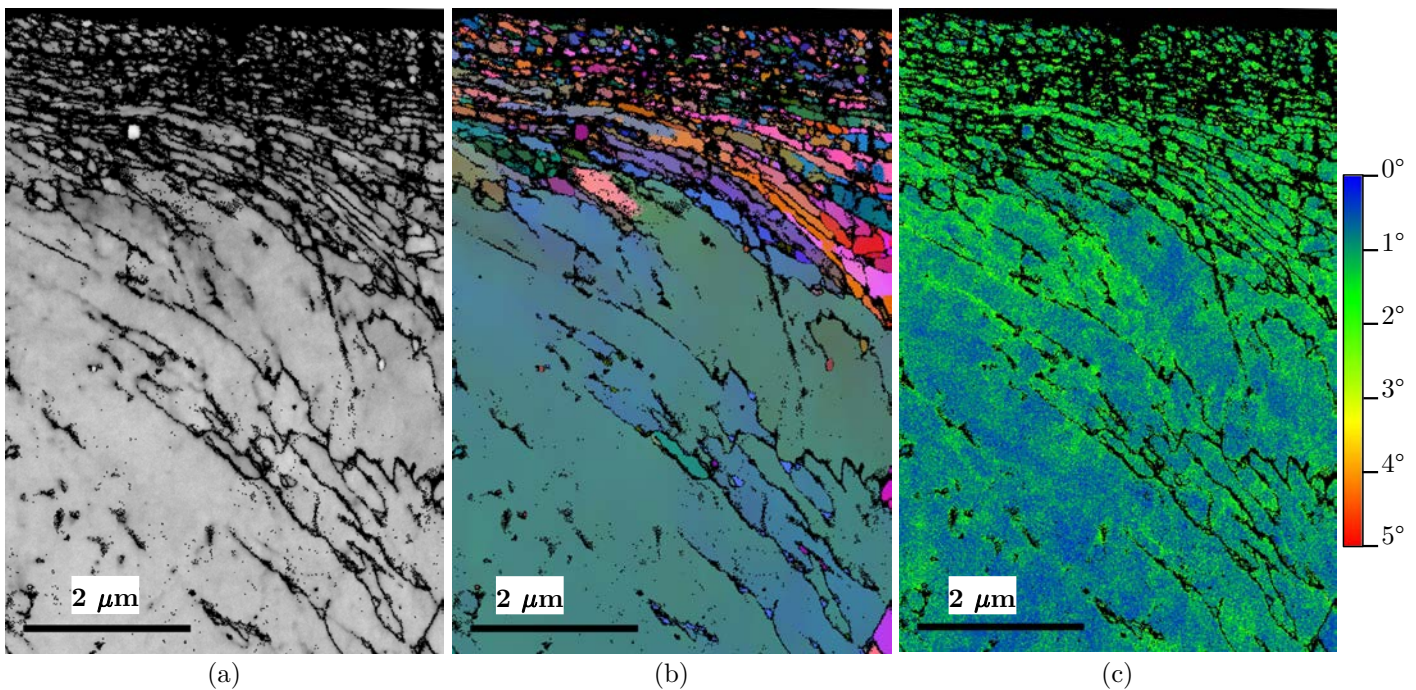


FIGURE 3.3 – Acquisition EBSD au niveau de la surface d'une éprouvette représentative du lot 7 - cas 1. a) est la carte en contraste de bandes (BC), b) la carte d'orientation des grains d'après les angles d'Euler et c) la carte de désorientation moyenne par noyau (KAM). Pour ces cartographies, le pas d'indexation choisi est de 8 nm.

3.3.3 Cas 2 - Faible rugosité et contraintes de traction.

Les microstructures sous la surface des éprouvettes des **lots 7 et 8** du **cas 2** sont présentées sur la figure 3.4. Les deux microstructures présentent les mêmes variations, avec une couche de surface d'une épaisseur de l'ordre du micromètre. Suivie d'une couche de transition où la direction d'écoulement de la matière provoquée par l'usinage se devine aisément sur environ $5\ \mu\text{m}$ après la surface, avant de retrouver la microstructure d'origine. Ici encore, il est assez difficile, voire impossible, de discerner une différence entre les deux microstructures présentées. La comparaison avec les microstructures obtenues sur le cas 1 (figure 3.2) ne permet pas non plus de discerner de différences notables.

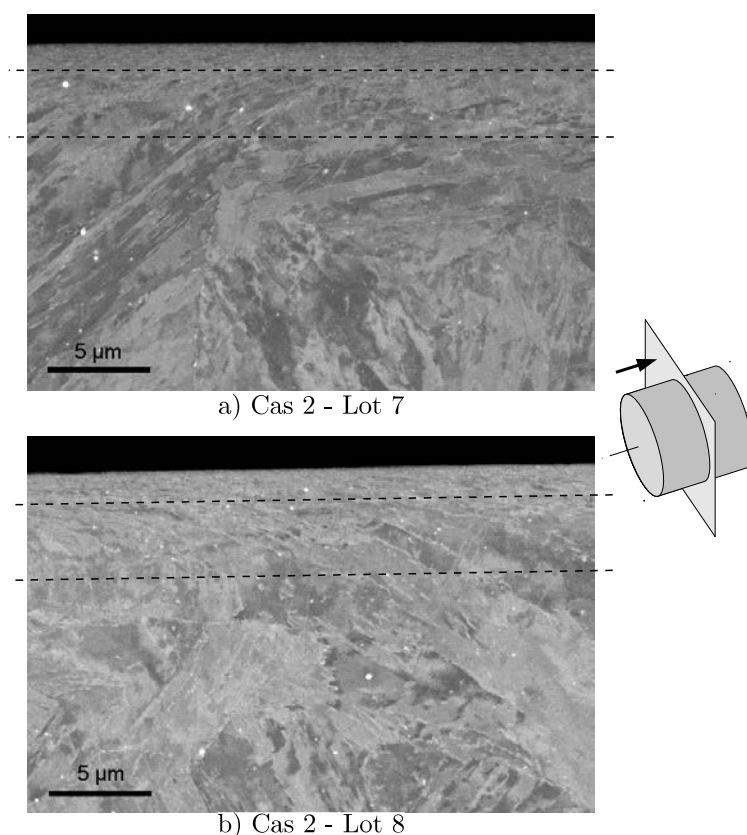


FIGURE 3.4 – Microstructures sous la surface des éprouvettes des lots 7 et 8 - CAS 2. Observations réalisées par MEB en mode BSE.

Sur la figure 3.5, les cartes EBSD en contraste de bandes (a), angles d'Euler (b) et KAM (c), obtenues après analyse sur une éprouvette du Cas 2 - Lot 7 permet encore d'observer les différentes couches décrites précédemment. Ici encore, il est clair que la couche de surface est composée de grains equiaxes (figure 3.5b), sans indices de changements de phase apparent sur la carte de contraste de bandes (a), confirmé par l'absence d'austénite indexée durant la cartographie. La morphologie de la zone de transition paraît extrêmement déformée, cela est accentué en raison de la dérive du faisceau lors de l'analyse. Ici encore, l'observation de la carte de KAM (figure 3.5c) localise la déformation du réseau cristallin en surface et dans la zone de transition.

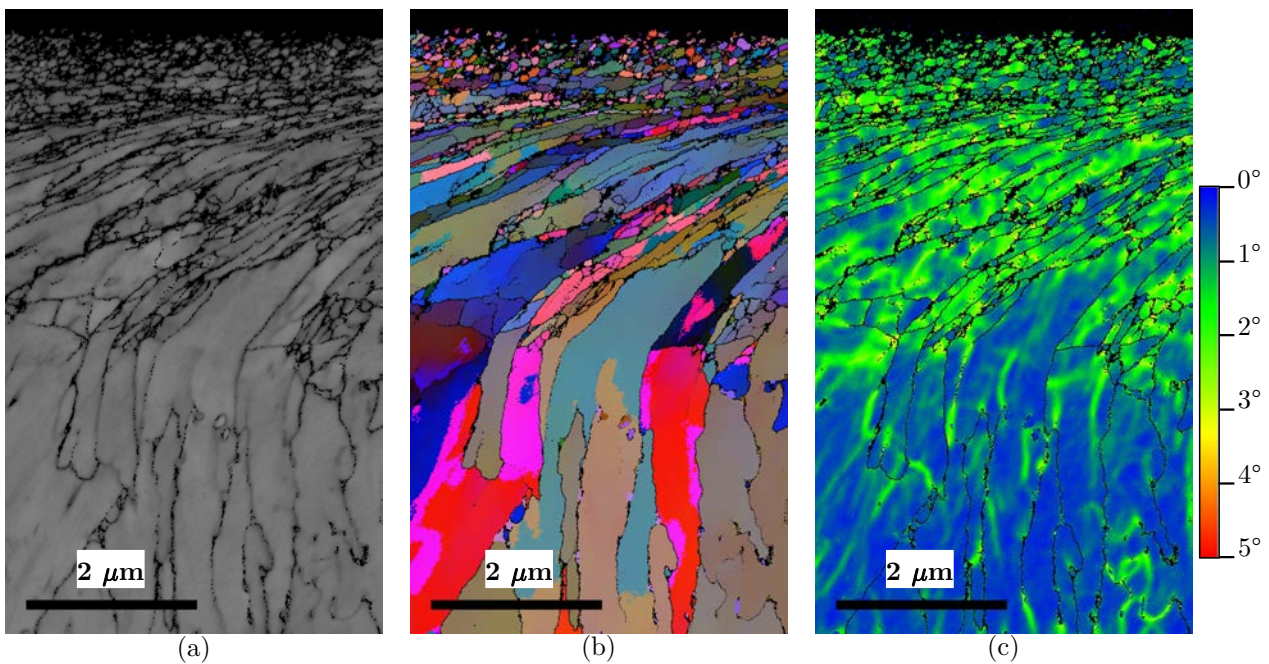


FIGURE 3.5 – Acquisition EBSD au niveau de la surface d’une éprouvette représentative du lot 7 - cas 2. a) est la carte en contraste de bandes (BC), b) la carte d’orientation des grains d’après les angles d’Euler et c) la carte de désorientation moyenne par noyau (KAM). Le pas d’indexation est de 15 nm.

3.3.4 Cas 3 et 4

Pour les éprouvettes galetées, les microstructures obtenues pour les cas 3 et 4 sont respectivement présentées sur les figures 3.6 et 3.7. Pour rappel, l'usinage réalisé avant galetage correspond aux conditions des cas 1 des lots 8 et PSI 3 et les éprouvettes du lot 8 ont une section plus importante que celles du lot PSI 3 (voir chapitre 2). Ici encore, les observations MEB permettent d'observer la présence d'une couche de surface d'une épaisseur comprise entre 1 et 2 μm dans chacun des cas.

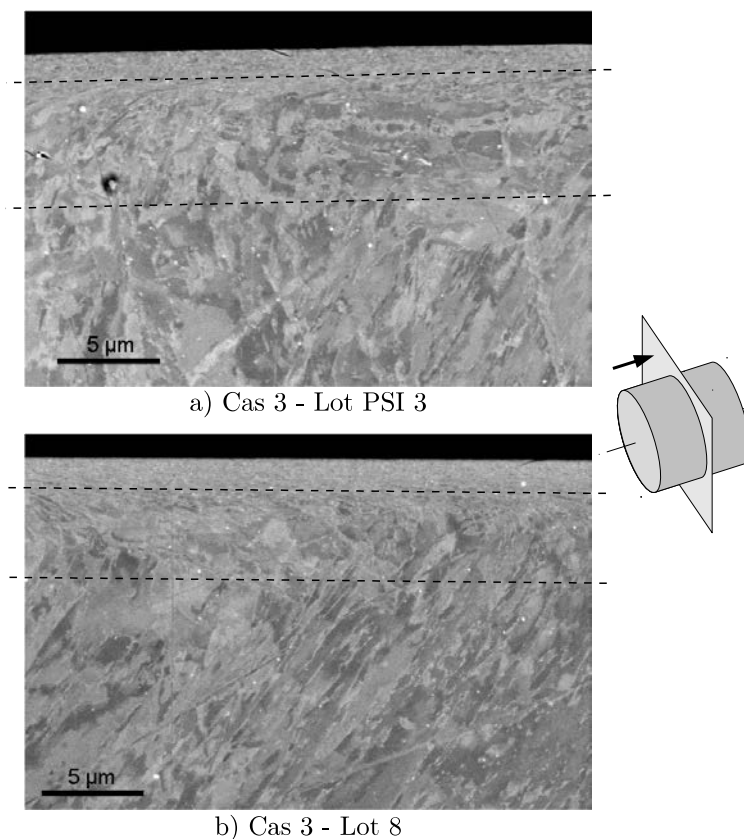


FIGURE 3.6 – Microstructures sous la surface des éprouvettes des lots PSI 3 et 8 - CAS 3. Observations réalisées par MEB en mode BSE.

En revanche, au-delà de cette couche, la microstructure ne semble pas affectée de la même manière en fonction du lot. En effet, sur les figures 3.6a et 3.7a, correspondantes aux cas 3 et 4 du lot PSI 3, la microstructure d'origine n'apparaît pas de manière évidente après la zone de transition. Cette zone de transition est d'ailleurs un peu plus difficile à distinguer pour les deux cas du lot PSI 3. Les lattes de martensite comparables à celle observées sur la microstructure d'origine, n'apparaissent qu'au-delà d'une dizaine de micromètres après la surface. Les microstructures des surfaces des cas 3 et 4 du lot 8 – figures 3.6b et 3.7b respectivement – laissent clairement voir une zone de transition identique à celle obtenue sur les surfaces tournées, ainsi que la microstructure d'origine du matériau, et ce pour les mêmes profondeurs.

Les changements de contraste en imagerie BSE sur les microstructures des éprouvettes du lot PSI 3 (figures 3.6a et 3.7a), associés à l'impression de fragmentation dans les lattes suggèrent

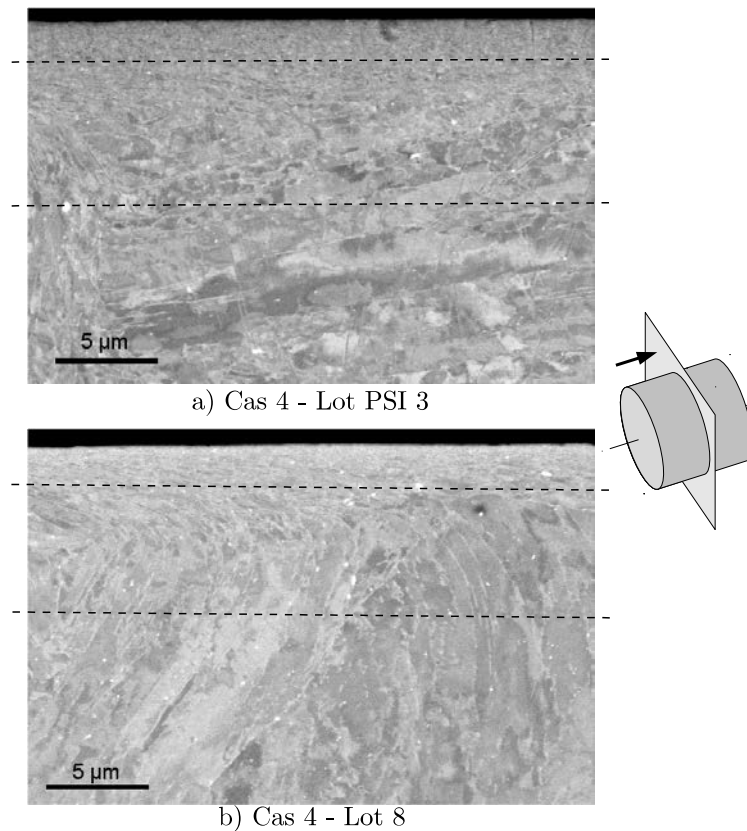


FIGURE 3.7 – Microstructures sous la surface des éprouvettes des lots PSI 3 et 8 - CAS 4. Observations réalisées par MEB en mode BSE.

un écrouissage plus important et plus en profondeur. Cette différence peut s'expliquer par la géométrie des éprouvettes. En effet, l'effort durant le galetage étant assez proche d'un cas à l'autre, la flèche maximale d'une éprouvette du lot PSI 3 de petit diamètre, sera nécessairement plus importante que celle d'une éprouvette du lot 8 de diamètre plus important. Cela conduit donc à l'augmentation de la contrainte appliquée, favorisant ainsi l'écrouissage du matériau.

Les cartes EBSD obtenues sur la surface d'une éprouvette du Cas 4 - Lot 8, sur la figure 3.8, ne permettent pas de mettre en évidence de différences majeures avec les analyses présentées jusqu'ici. La couche de surface, composée de grains de taille nanométrique se devine facilement, suivie de la zone de transition. Malgré le soin apporté dans la préparation de l'échantillon, il n'a pas été possible de faire ressortir de manière détaillée la couche de surface. La carte de KAM pour l'échantillon galeté 3.8c et sa comparaison avec la carte de l'échantillon usiné 3.5c ne permet pas de mettre en évidence de manière claire une déformation plastique plus importante pour la surface galetée, ni même une profondeur affectée plus élevée, conformément aux observations MEB sur le même cas. Il est pourtant raisonnable de penser que le galetage va introduire des déformations plus importantes que l'usinage en profondeur.

Il est intéressant de noter que pour chaque microstructure présentée, les deux premiers micromètres sous la surface présentent la même microstructure que celle observée sur la même zone dans le cas des éprouvettes usinées (cas 1 et 2). Le galetage, tel que réalisé sur le 15-5PH,

n'affecte donc pas la couche de surface.

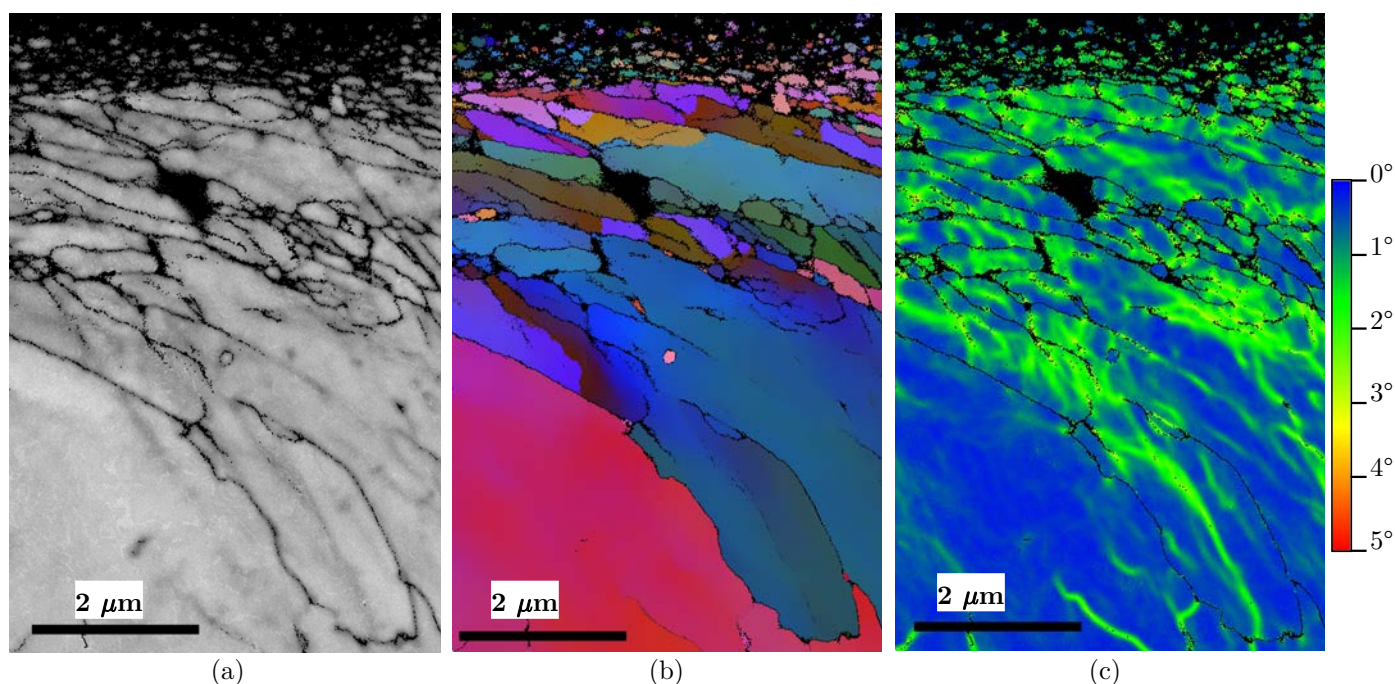


FIGURE 3.8 – Acquisition EBSD au niveau de la surface d’une éprouvette représentative du lot 8 - cas 4. a) est la carte en contraste de bande (BC), b) la carte d’orientation des grains d’après les angles d’Euler et c) la carte de désorientation moyenne par noyau (KAM). Le pas d’indexation est de 15 nm.

3.3.5 Récapitulatif

Pour chaque cas et chaque lot, la surface présente un gradient de microstructure qui se décompose en trois zones :

- Une couche de nanograins de 1 à 2 μm d’épaisseur correspondant à la couche blanche. Les données EBSD permettent d’affirmer que cette couche possède une structure cristalline puisqu’elle est indexée comme une phase cubique centrée, correspondante à la maille cristalline de la martensite/ferrite (cubique centré). La martensite est une maille quadratique décrite par les paramètres a et c (voir figure 3.9a), alors que la maille ferritique présente est cubique de paramètre $a = c$. En EBSD, le contraste de bande (figures 3.3a, 3.5a et 3.8a) est sensible au rapport c/a qui va se traduire par une modification de la figure de diffraction, donc une différence plus marquée de contraste entre la ferrite et la martensite. Dans les aciers, le rapport c/a dépend uniquement du taux de carbone [MAH 06]. Dans le cas du 15-5PH où le taux de carbone est très faible, ($\% \text{ C} < 0,07\%$), le rapport c/a est pratiquement égal à 1 comme le montre la figure 3.9b, ce qui rend impossible de distinguer les deux phases.
- la zone de transition, avec une présence plus ou moins importante de grains allongés suivant la direction d’écoulement juste après la « couche blanche » puis des lattes de martensite orientées dans la direction d’écoulement de la matière, jusqu’à environ 5 μm de profondeur.

- Dans le cas particulier du galetage sur les éprouvettes des cas 3 et 4 du lot PSI 3, cette zone de transition semble plus importante car la microstructure présente des signes d'écrouissage attribués au diamètre plus faible de l'éprouvette sur une zone plus importante ($\sim 10\mu\text{m}$);
- la microstructure, en lattes de martensite, non affectée par les procédés utilisés.

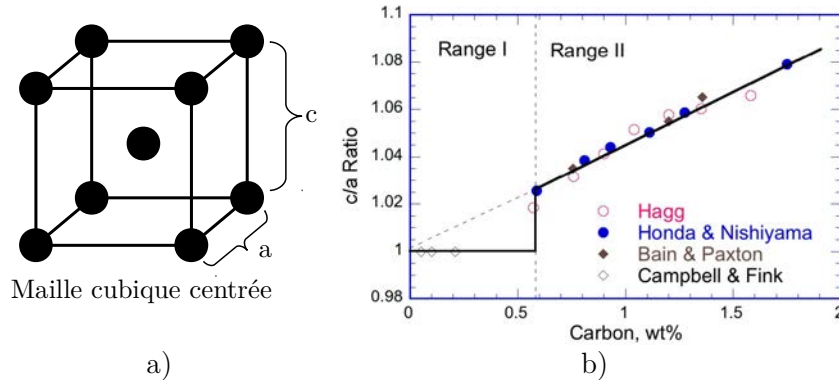


FIGURE 3.9 – a) Représentation de la maille cubique centrée et des paramètres a et c . b) Évolution du rapport c/a dans la martensite, d'après [SHE 06].

3.3.6 La couche blanche en usinage...

3.3.6.1 ... dans la littérature

Plusieurs auteurs se sont intéressés à la nature de cette couche blanche souvent observée après le tournage des aciers.

Barry & Byrne [BAR 02] observent au MET une couche constituée de grains inférieurs à 100 nm après l'usinage de deux aciers martensitiques (AISI 4340 et un acier à outil). À partir de l'indexation de clichés de diffraction, cette couche apparaît constituée de ferrite α , et présente aussi un taux d'austénite résiduelle supérieure au matériaux d'origine. Les auteurs expliquent cette observation par une transformation martensitique inverse durant l'usinage. La comparaison des microstructures obtenues dans les bandes de cisaillement adiabatiques et la couche blanche, laisse penser aux auteurs que le mécanisme à l'origine de cette microstructure est de la restauration dynamique. Toutefois, les auteurs n'excluent pas qu'un second mécanisme, la recristallisation dynamique, peut se produire en raison de la transformation martensitique inverse.

Ce mécanisme de restauration dynamique est aussi invoqué par Zhang *et al.* [ZHA 97] pour expliquer la formation de la couche blanche obtenue après fraisage sur un acier à roulement AISI 52100. La microstructure observée en MET consiste en des grains de ferrite d'une taille de 8 à 20 nm. En revanche, les auteurs n'observent pas d'austénite résiduelle ce qu'ils expliquent par une température insuffisamment élevée pour permettre une transformation inverse durant leurs essais. Ils décrivent le déroulement de la restauration dynamique ainsi : aidées par l'augmentation locale de la température induite par les déformations rapides et localisées, les dislocations vont se condenser et s'enchevêtrer, formant ainsi des sous-joints de grains.

Pour le même acier, Zurecki *et al.* [ZUR 03] proposent un autre scénario conduisant à l'apparition de la couche blanche après tournage. L'action associée de la chaleur et du cisaillement entraîne un affinement des grains et une dissolution quasiment complète des carbures en surface.

Dans le contexte de l'étude de l'auteur, la quantité de chaleur est suffisante pour que la matrice se transforme en austénite en surface. La taille de grains et l'épaisseur de cette couche dépendent de la température. Enfin, le refroidissement extrêmement rapide après le passage de l'outil fige la microstructure. Des petites zones de martensite non revenue et d'austénite résiduelle peuvent se développer dans la couche, ou juste en dessous, avant une couche de martensite sur-revenue plus en profondeur, en fonction des paramètres du procédé.

De son côté, Duan [DUA 12], considère que les couches blanches observées après l'usinage d'un acier ferrito-perlitique (AISI 1045) sont composées de grains nanométriques et équiaxes, résultats d'un processus de recristallisation dynamique de la martensite revenue : les lattes de martensite se fractionnent en raison de l'empilement de dislocations produit par la déformation. Aidée par l'augmentation locale de la température, ces grains prennent alors une forme régulière.

Dans la littérature, les auteurs qui se sont intéressés à cette couche blanche montrent tous qu'elle est constituée de petits grains équiaxes de taille nanométrique. Certains auteurs affirment qu'il s'agit de grains de ferrite, en se basant sur des clichés de diffraction obtenus au MET. Cette formation de petit grains est parfois associée avec une augmentation du taux d'austénite résiduelle, voire, à une dissolution des carbures. Les mécanismes associés pour expliquer la formation de ces petits grains diffèrent : certains évoquent une transformation martensitique inverse en s'appuyant sur l'augmentation du taux d'austénite résiduelle, d'autres évoquent les mécanismes de restauration dynamique ou encore de recristallisation dynamique. Tous ces mécanismes ne peuvent se produire que si le chargement est thermomécanique. La température atteinte pendant ce chargement pourra favoriser l'un ou l'autre de ces mécanismes.

3.3.6.2 ... dans le cas du 15-5PH.

Il a été constaté expérimentalement par Mondelin, à l'aide d'un dosage par diffraction des rayons X, que la proportion d'austénite résiduelle après usinage était plus faible qu'initialement, passant de 7,5% sans couche blanche à 5% avec couche blanche [MON 12a]. Afin de valider cette observation, un modèle numérique d'austénitisation, basé sur les modèles métallurgique de Leblond [LEB 84] et Koistinen [KOI 59], montrent que le cinétique de thermiques rencontrées en tournage ne permettent pas de former plus de 0,4 % d'austénite au cours du cycle d'usinage (figure 3.10). Le refroidissement rapide, conjugué à la très grande capacité du 15-5PH à prendre la trempe, conduit à la transformation de cette infime proportion d'austénite en martensite, et facilite aussi la transformation de l'austénite résiduelle initialement présente. De ce fait, la couche nanocristalline observée sur le 15-5PH ne peut être issue d'une transformation martensite (α') $\rightarrow$ austénite (γ) $\rightarrow$ ferrite/martensite (α/α'). Toutefois, cela permet de montrer que les niveaux de température atteints au niveau de la surface sont assez importants.

Les toutes premières observations réalisées en EBSD sur couche blanche dans le cadre de cette étude (figure 3.11) et les températures atteintes en surface déterminées par A. Mondelin l'ont donc amené à envisager un modèle de recristallisation dynamique pour expliquer l'origine de cette couche de surface. Ce mécanisme permet de prédire de manière assez fiable les épaisseurs de couches observées en le modélisant par une approche thermodynamique. La couche de nano-grains serait donc issue d'un arrangement des dislocations initialement présentes afin de s'accommoder à la déformation plastique. L'augmentation de la déformation plastique conduit à l'augmentation du nombre de dislocations et à une élévation de la température. Ces dislocations auront tendance à s'organiser sous forme de cellules de dislocations dans les grains, formant ainsi des sous grains bien plus petits. Si la déformation continue d'augmenter, les désorientations

Passage de l'outil sur la
zone d'étude (chauffe)

Refroidissement

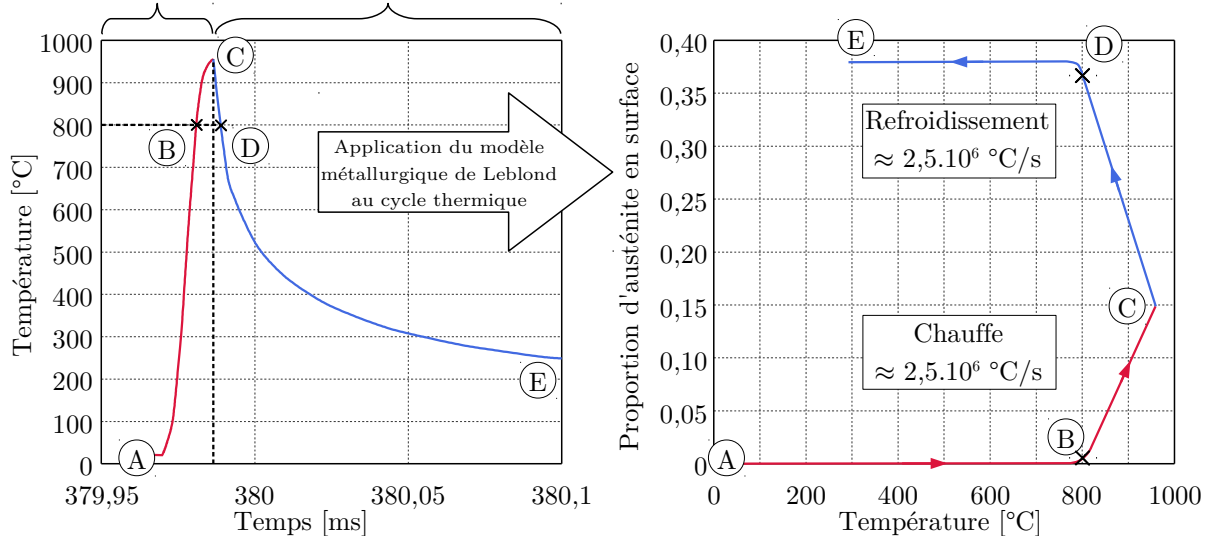


FIGURE 3.10 – Calcul de la proportion d'austénite formée dans le 15-5PH après un cycle thermique représentant l'opération de tournage. D'après [MON 12a]

entre sous grains augmentent, jusqu'à former des grains équiaxes, de taille inférieure aux grains initiaux. Ces grains recristallisés peuvent à leur tour subir la même transformation, conduisant ainsi à un affinement progressif de la microstructure. Ce mécanisme se produisant dans une structure martensitique est illustré par la figure 3.12. Cette hypothèse va dans le sens des observations EBSD présentées précédemment (figures 3.3, 3.5, 3.8) , néanmoins, il est nécessaire de réaliser des analyses microstructurales complémentaires qui permettront d'observer plus en détail la microstructure obtenue et de conclure.



FIGURE 3.11 – Première carte EBSD d'orientation cristalline sur la couche blanche du 15-5PH obtenue sur une éprouvette de l'étude préliminaire (voir annexe A). Pas d'indexation 15 nm.

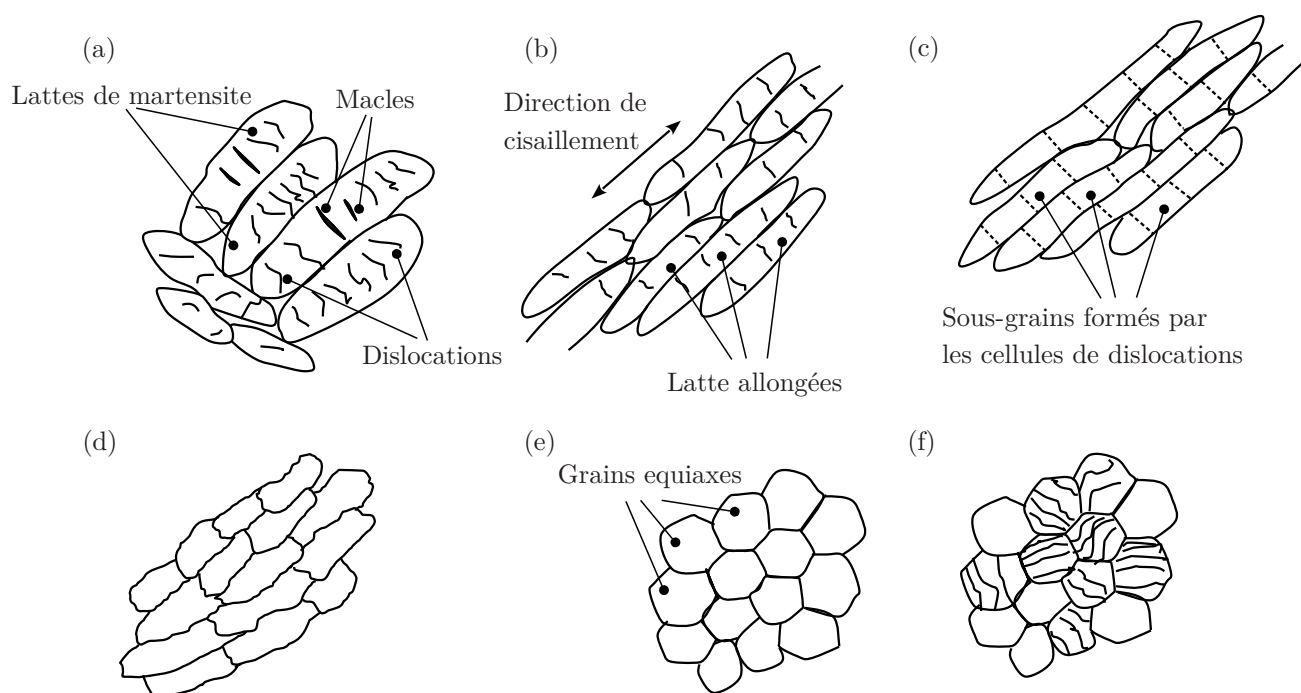


FIGURE 3.12 – Description de l'évolution microstructurale de la martensite en usinage. (a) Microstructure initiale, (b) réorientation et allongement des lattes de martensite le long de la direction de cisaillement, (c) fractionnement en sous-grains allongés, (d) formation de sous grains avec une grande densité de dislocations, (e) formation de grains equiaxes, (f) sous-structuration des sous grains. D'après [DUA 12]

3.3.6.3 Analyse par microscopie en transmission

Dans le but de confirmer les observations réalisées en MEB et par EBSD, deux lames minces ont été prélevées à la surface d'une éprouvette correspondante au cas 1 et d'une éprouvette utilisée pour la mise au point du galetage¹.

Couche blanche issue de tournage

La lame prélevée sur la surface de l'éprouvette cas 1 a été observée au MET en champ clair. Les différents clichés réalisés sont assemblés sur la figure 3.13. Le gradient de microstructure est clairement visible : une couche constituée de grains equiaxes sur un peu plus d'un micromètre à partir de la surface. Cette couche est suivie par une zone où les grains sont allongés dans une direction parallèles à la surface, et certains semblent fractionnés. Plus en profondeur, la microstructure devient plus grossière.

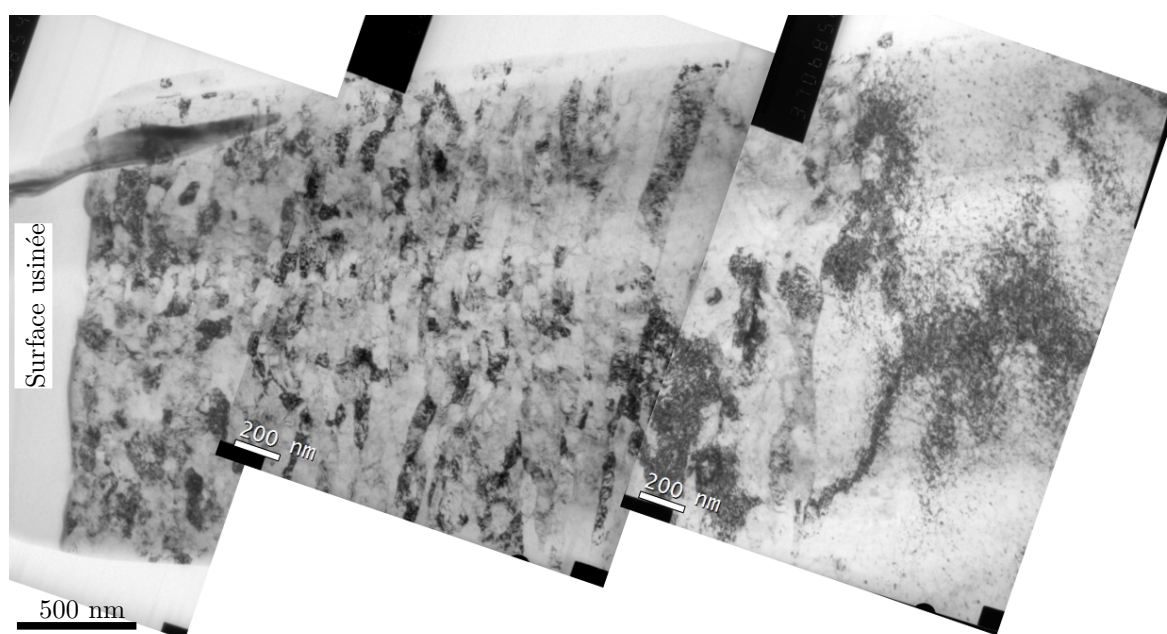


FIGURE 3.13 – Observation MET en champ clair d'une lame mince prélevée sur une éprouvette tournée.

Couche blanche issue de galetage

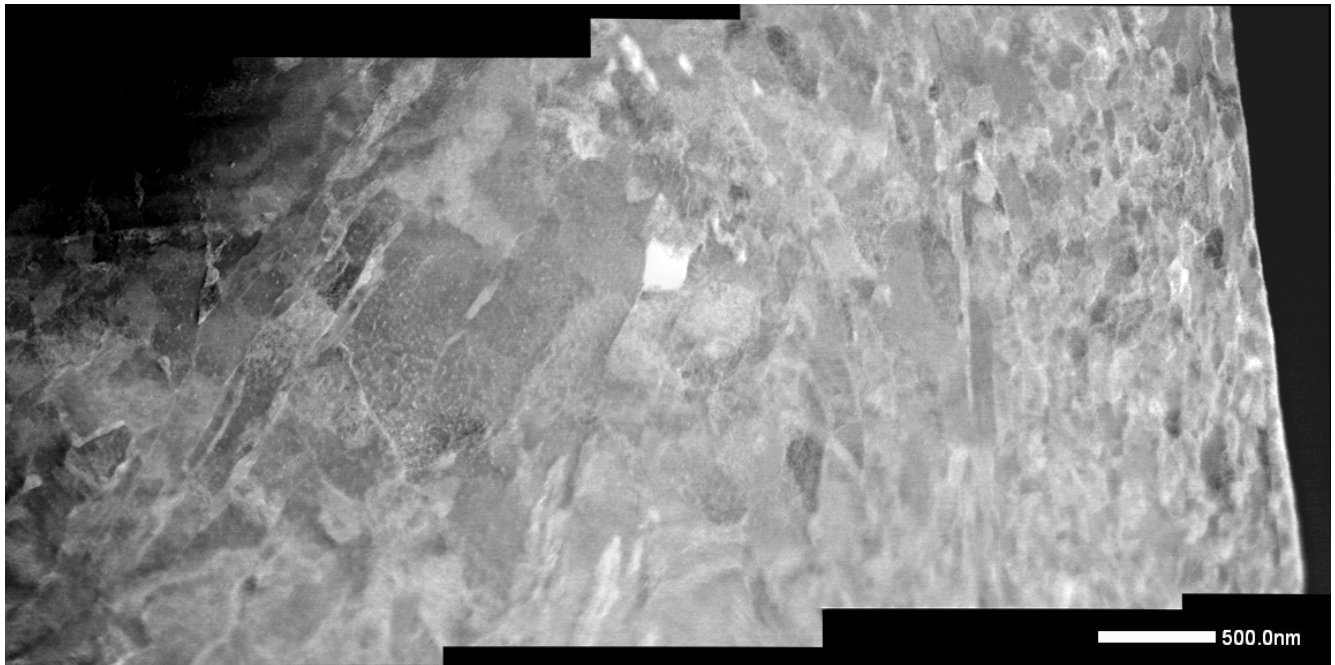
La figure 3.14 montre un assemblage de plusieurs clichés en champ sombre, réalisés sur un STEM (Scanning transmission electron microscope), qui permet d'obtenir une résolution de l'ordre du nanomètre. Le mode d'observation utilisé permet de mettre en avant le contraste chimique et cristallographique de l'échantillon. La présence de petit grains, plutôt équiaxes, se remarque en surface. Au niveau de la zone de transition, les grains ont une forme plus allongée, et enfin, de gros grains correspondants à la microstructure d'origine sont observés à cœur. Ces

1. Ces éprouvettes n'ont pas fait l'objet de l'analyse des surfaces présentée dans le chapitre précédent. Elles présentent des caractéristiques très proches des éprouvettes du Cas 4, avec une rugosité très faible et des contraintes de compression en surface.

observations viennent confirmer toutes les conclusions permises par les analyses EBSD et MEB réalisées jusqu'ici. Les vues en détail de la figure 3.14 montrent bien la présence de grains allongés composés de sous grains dans la zone intermédiaire, et les grains de taille nanométriques et equiaxes en surface. Le détail (c) ne permet pas de mettre en évidence la présence de précipités dans les grains de surface alors qu'ils apparaissent clairement à cœur.

La très bonne qualité de cette lame mince a rendu possible la réalisation de cartographies avec ASTAR. La figure 3.15 présente les cartographies en contraste de bandes, angles d'Euler et orientation cristalline obtenues par ASTAR sur la lame mince galetée. La couche de surface apparaît clairement sur les trois représentations. La carte en angles d'Euler 3.15b et la carte d'orientation cristalline 3.15c, à travers l'absence de variation de couleur dans les grains de la surface, montrent que ces grains possèdent chacun leur propre orientation. La figure de pôle, tracée pour une vingtaines de grains pris dans la couche de surface, dans une zone de taille inférieure à une latte de martensite de la structure initiale, montre bien que tous ces grains ont une orientation aléatoire (pas de texture ou de groupement par « paquets ») caractéristiques d'un phénomène de recristallisation. Au-delà de la couche de surface, dans la zone de transition, la morphologie allongée des grains s'observe nettement. Enfin, plus à cœur, les lattes de martensite se distinguent, avec des zones qui semblent se fragmenter en sous-grains au niveau de la jonction avec la zone de transition ainsi que des distorsions qui sont mises en évidences par les changements de couleurs observés sur la carte en angles d'Euler.

Finalement, il est raisonnable de penser que la microstructure de la surface d'une pièce usinée est le fruit de deux mécanismes. La recristallisation dynamique explique très bien la morphologie de la couche de surface en grains de taille nanométrique equiaxes, puisque durant l'usinage, de fortes déformations et des températures élevées sont atteintes. Plus en profondeur, la température maximum atteinte durant l'usinage diminue, ne permettant plus au mécanisme de recristallisation dynamique de s'activer. La morphologie des grains observés, qui paraissent très allongés et segmentés en sous grains (figure 3.14b), est compatible avec le mécanisme de restauration dynamique car les niveaux de déformations atteints restent importants et que la température atteinte est plus faible dans cette couche.



(a)

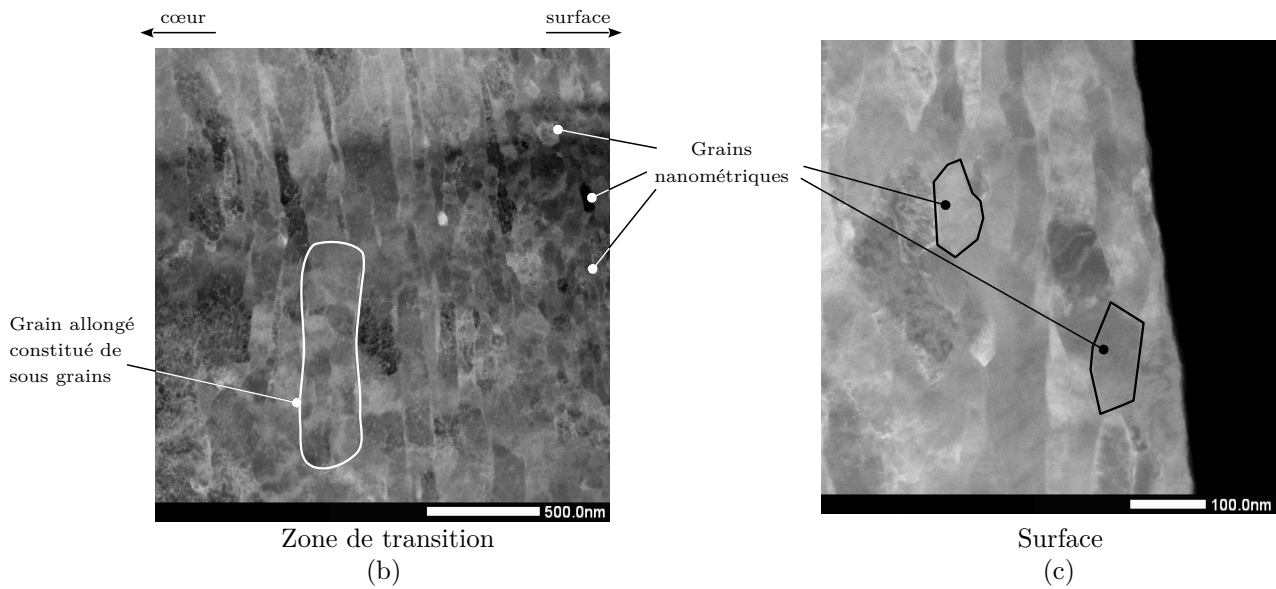


FIGURE 3.14 – Observations STEM en champ sombre d’une lame mince prélevée sur une éprouvette galelée. (a) vue d’ensemble du gradient de microstructure, (b) détail de la zone de transition, (c) détail de la couche de surface.

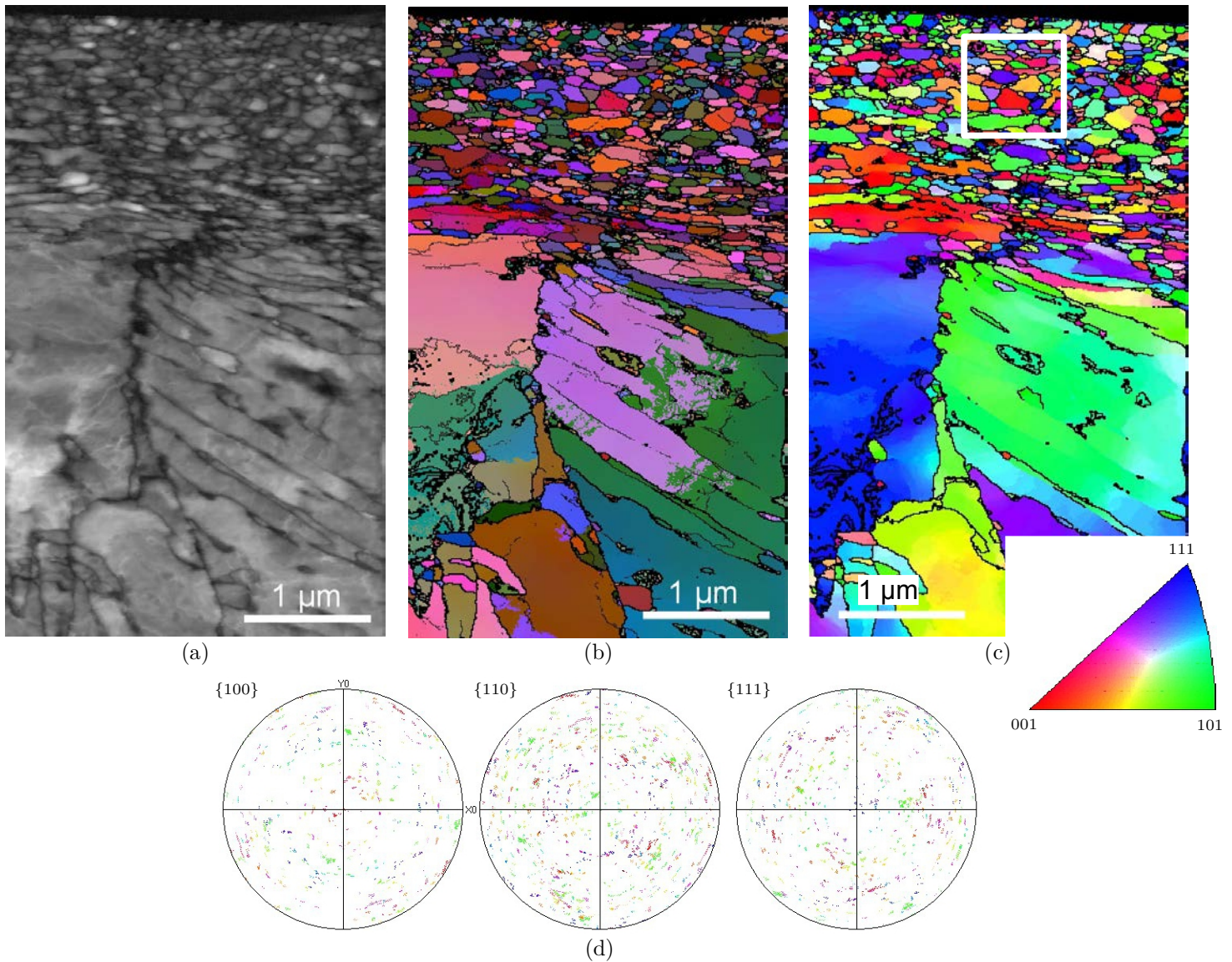


FIGURE 3.15 – Cartographies en contraste de bande (a), en angles d'Euler (b) et d'orientation cristalline (c) obtenues par analyse ASTAR sur une lame mince prélevée sur une éprouvette galeée. (d) figure de pôles de la zone encadrée en blanc.

3.4 Caractérisation de l'état mécanique

Les profils de contraintes résiduelles générés en tournage et en galetage obtenus sur des cylindres de gros diamètre sont comparés, lorsque cela est possible, aux gradients obtenus sur des éprouvettes présentant des niveaux de contraintes en surface similaires. Ces profils dans la profondeur s'obtiennent en enlevant successivement des couches de matière par polissage électrochimique. Une étude numérique effectuée par Frédéric Valiorgue afin d'étudier la relaxation des contraintes résiduelles induites, conclue à un effet négligeable du polissage devant les incertitudes de mesures par DRX qui sont estimées à ± 50 MPa.

Les profils de dureté ont été relevés sur des éprouvettes après essais de fatigue. Afin de décrire assez finement un éventuel gradient, les premiers points de mesure sous la surface sont assez rapprochés. Plus en profondeur, les points sont plus espacés lorsque les valeurs de dureté relevées sont semblables à la dureté d'origine du matériau.

3.4.1 Cas 1 - Rugosité élevée et contraintes de traction.

3.4.1.1 Tournage avec plaquette $R_\epsilon = 1,2$ mm et $f = 0,18$ mm/tour - Lot 7

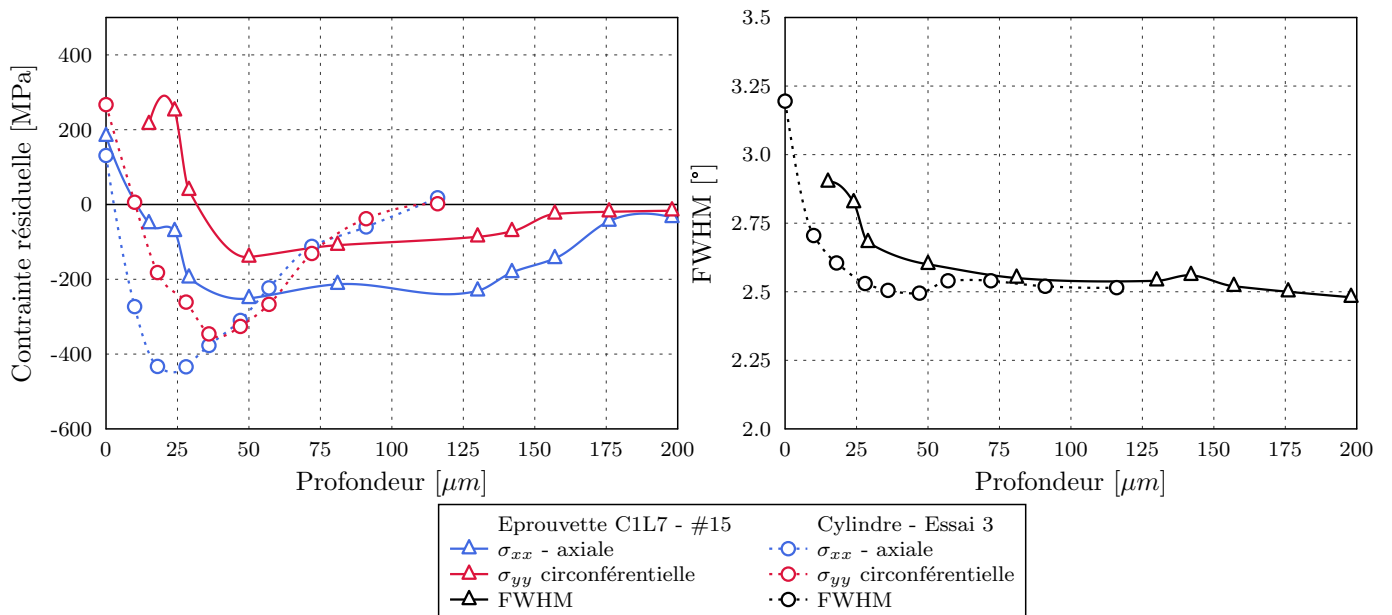


FIGURE 3.16 – Profils de contraintes résiduelles et de largeur de corde, obtenus par DRX, sur le cylindre de gros diamètre et sur une éprouvette du Cas 1 - Lot 7 pour $V_c = 90$ m/min, $f = 0,18$ mm/tour, $R_\epsilon = 1,2$ mm, $a_p = 0,6$ mm.

La figure 3.16 permet de comparer les profils de contraintes résiduelles générés en tournage utilisant les conditions de coupe du Cas 1 - Lot 7. Le profil obtenu sur le cylindre (Essai 3) présente les caractéristiques typiques d'un profil de contraintes résiduelles généré en tournage, vu dans le chapitre 1 : contraintes de traction en surface, suivi d'une transition rapide vers un pic de compression situé entre 25 et 50 micromètres sous la surface, avant de revenir vers 0 MPa vers 100 μm de profondeur. En revanche, le profil obtenu sur une éprouvette tournée

suivant les mêmes conditions ne présente pas les mêmes caractéristiques. En effet si la surface présente des contraintes de traction et que la maximum de contraintes de compression semble atteint à la même profondeur, le retour à 0 MPa du profil s'effectue 150 μm sous la surface. Le niveau de contrainte du pic de compression, dans les deux directions, varie d'un facteur 0,5 entre le profil obtenu sur le cylindre et celui obtenu sur l'éprouvette alors qu'ils sont assez proches en surface. Les profils de largeur de corde, représentatifs de l'écroissance du matériau peuvent laisser penser que l'écroissance est légèrement supérieur sur l'éprouvette que sur le cylindre. La profondeur écroie est toutefois bien moins importante que la profondeur affectée par les contraintes résiduelles puisqu'elle n'est que de 25 micromètres sur le cylindre et environ 50 micromètres sur l'éprouvette.

3.4.1.2 Tournage avec plaquette $R_\epsilon = 0,4 \text{ mm}$ et $f = 0,104 \text{ mm/tour}$ - Lot 8

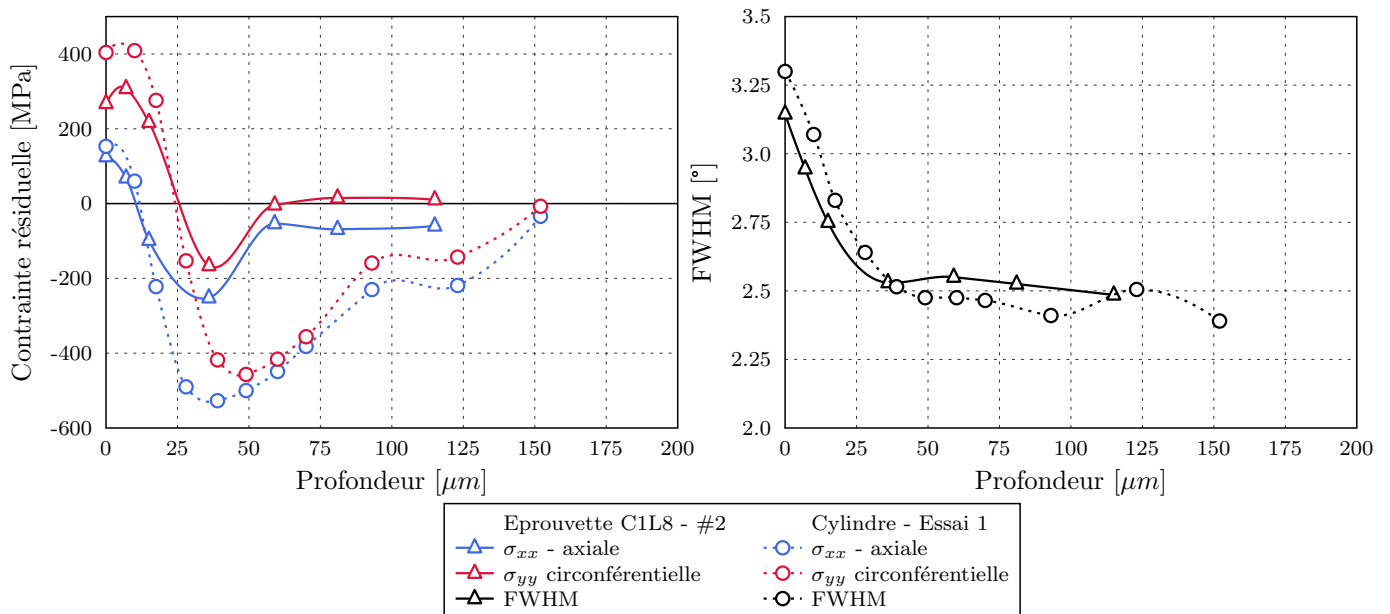


FIGURE 3.17 – Profils de contraintes résiduelles et de largeur de corde obtenus par DRX, sur le cylindre de gros diamètre et sur une éprouvette du Cas 1 - Lot 8, pour $V_c = 90 \text{ m/min}$, $f = 0,104 \text{ mm/tour}$, $R_\epsilon = 0,4 \text{ mm}$, $a_p = 0,6 \text{ mm}$.

La figure 3.17 permet de comparer les profils de contraintes résiduelles générés en tournage utilisant les conditions de coupe du Cas 1 - Lot 8. Ici encore, le profil obtenu sur le cylindre (Essai #1) présente les caractéristiques typiques d'un profil de contraintes résiduelles généré en tournage. Le pic de compression est également situé entre 25 et 50 micromètres sous la surface. La profondeur affectée semble plus importante que pour le cas précédent, passant de 100 à 150 micromètres dans ce cas. Le profil de contraintes résiduelles relevé sur l'éprouvette usinée dans les mêmes conditions présente aussi la forme en « crochet » caractéristique. Toutefois, la comparaison avec le profil relevé sur la surface laisse paraître de grandes différences : l'intensité du pic de compression est divisée par deux et la profondeur affectée est légèrement supérieure à 50 micromètres. Les profils de largeur de corde obtenus sur le cylindre et sur l'éprouvette sont identiques, la profondeur écroie dans ce cas est de 50 micromètres ; l'écroissance ne semble donc

pas être lié aux contraintes résiduelles en tournage.

3.4.1.3 Essais de dureté

Les relevés de dureté effectués sur les éprouvettes des Cas 1 - Lot 7 et Cas 1 - Lot 8, sur la figure 3.18, permettent de comparer le profil de dureté sous la surface des éprouvettes, en fonction des conditions d'usinage des deux lots. Dans les deux cas, la surface présente une dureté supérieure à la dureté d'origine du matériau plus à cœur. La profondeur sur laquelle la dureté est supérieure à la dureté initiale est comprise entre 100 et 200 micromètres. Malgré les incertitudes liées à la mesures d'indents de petites dimensions, il semble que la profondeur affectée sur le lot 8 soit légèrement supérieure à celle du lot 7. Cette observation va dans le même sens que la profondeur affectée sur les profils de largeurs de corde et de contraintes résiduelles relevés sur les cylindres. L'interprétation basée sur les profils relevés sur les éprouvettes reste délicate en raison de l'incertitude qui réside sur la forme des profils relevés sur l'éprouvette du Cas 1 - Lot 7.

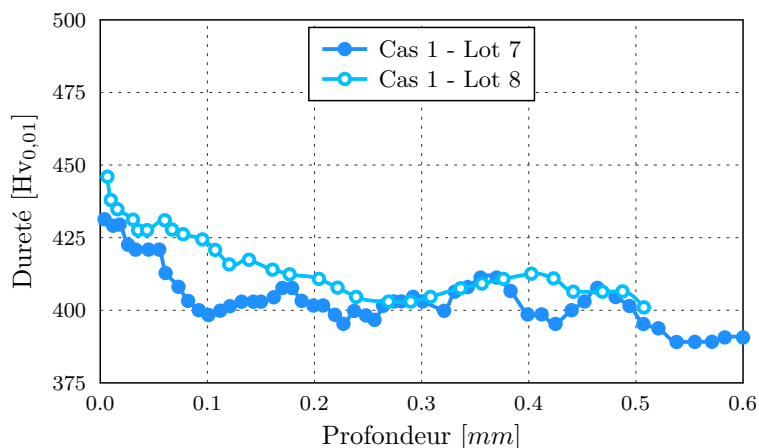


FIGURE 3.18 – Profil de dureté sur deux éprouvettes du cas 1.

3.4.2 Cas 2 - Faible rugosité et contraintes de traction.

3.4.2.1 Tournage avec plaquette $R_\epsilon = 0,4$ mm et $f = 0,04$ mm/tour - Lot 8

La figure 3.19 présente le profil de contraintes résiduelles relevé sur une éprouvette réalisée selon les conditions du Cas 2 - Lot 8, ainsi que le gradient obtenu sur le cylindre de gros diamètre pour l'essai #2. Les valeurs relevées en surface, que ce soit sur l'éprouvette ou sur le cylindre sont très proches. Ici, la valeur de la contrainte résiduelle de surface, dans la direction axiale est de compression alors qu'elle est de traction dans la direction circonférentielle, aussi bien pour l'éprouvette que pour le cylindre. Alors que le cylindre laisse apparaitre le gradient typique de l'usinage, il est très difficile de distinguer un pic de compression marqué sur l'éprouvette et donc de déterminer une profondeur affectée, alors que celle-ci est de l'ordre de 75 micromètres sur le cylindre. Le maximum de compression atteint sur l'éprouvette est inférieur ou égal à la moitié de celui relevé sur le cylindre. Tout comme pour les cas observés précédemment, les profils de largeur de corde ont la même forme, avec une profondeur écrouie de 25 micromètres. Aucune

différence notable n'est également à constater entre le profil obtenu sur l'éprouvette et celui obtenu sur le cylindre.

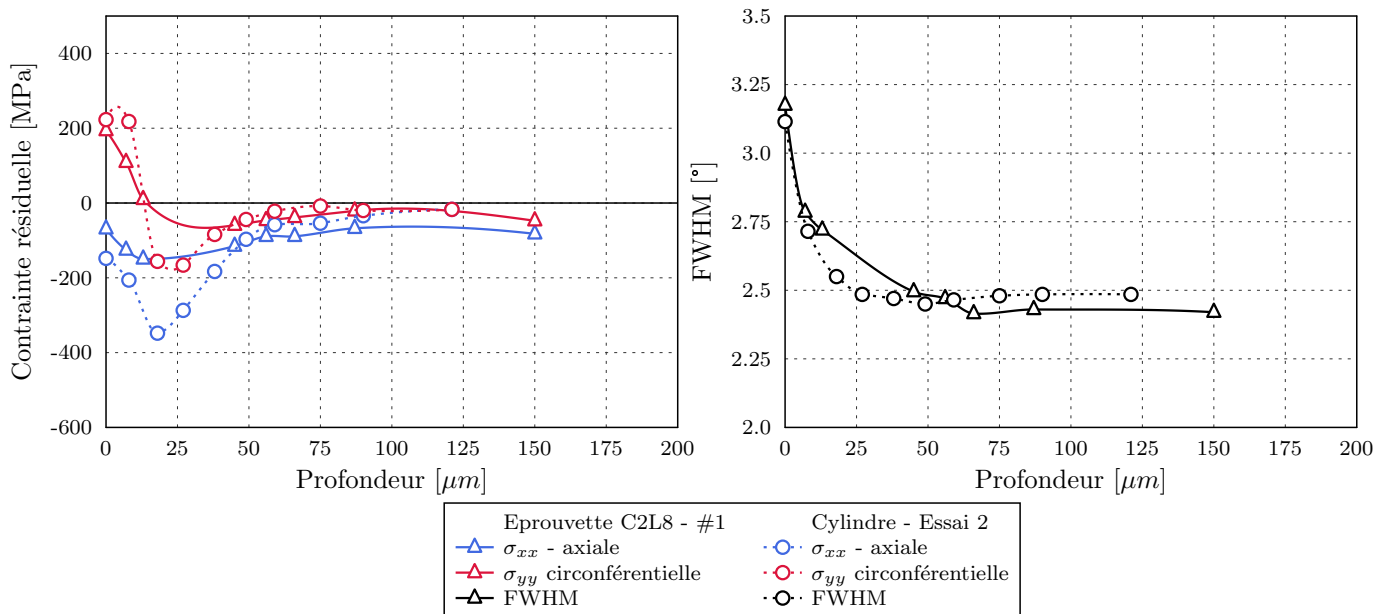


FIGURE 3.19 – Profils de contraintes résiduelles et largeur de corde, obtenus par DRX, sur le cylindre de gros diamètre et sur une éprouvette du Cas 2 - Lot 8, pour $V_c = 90$ m/min, $f = 0,04$ mm/tour, $R_\epsilon = 0,4$ mm, $a_p = 0,6$ mm.

3.4.2.2 Tournage avec plaquette $R_\epsilon = 1,2$ mm et $f = 0,09$ mm/tour - Lot 7

La figure 3.20 montre le profil de contraintes résiduelles générés en tournage sur le cylindre (essai #4) utilisant les conditions de coupe du Cas 2 - Lot 7. La forme du profil est toujours caractéristique d'un profil de surface issue de tournage. Il est à noter dans ce cas que la valeur de la contrainte résiduelle de surface est ici aussi de compression dans la direction axiale alors qu'elle est de traction dans la direction circonférentielle. Le profil de la largeur de corde dans ce cas fait également état d'une couche écrouie de l'ordre de 25 micromètres. La forme de ce profil est très proche de celui obtenu précédemment sur le cylindre pour les conditions de tournage du Cas 2 - Lot 8. Il est donc raisonnable de penser que les profils de contraintes résiduelles obtenus sur éprouvettes du Cas 2 - Lot 7 seront sensiblement les mêmes que ceux du Cas 2 - Lot 8.

3.4.2.3 Essais de dureté

Les relevés de dureté effectués sur les éprouvettes des Cas 2 - Lot 7 et Cas 2 - Lot 8 sur la figure 3.21, permettent de comparer le profil de dureté sous la surface des éprouvettes, en fonction des conditions d'usinage des deux lots. Dans ces deux cas également, la surface présente une dureté supérieure à la dureté d'origine du matériau plus à cœur. La dureté semble supérieure sur une profondeur de 100 μm avant de retomber aux alentours de 400 Hv dans les deux cas. Cette observation est confirmée par les profils de largeur de corde relevés sur les cylindres, qui sont sensiblement identiques dans les deux cas (figures 3.20 et 3.19).

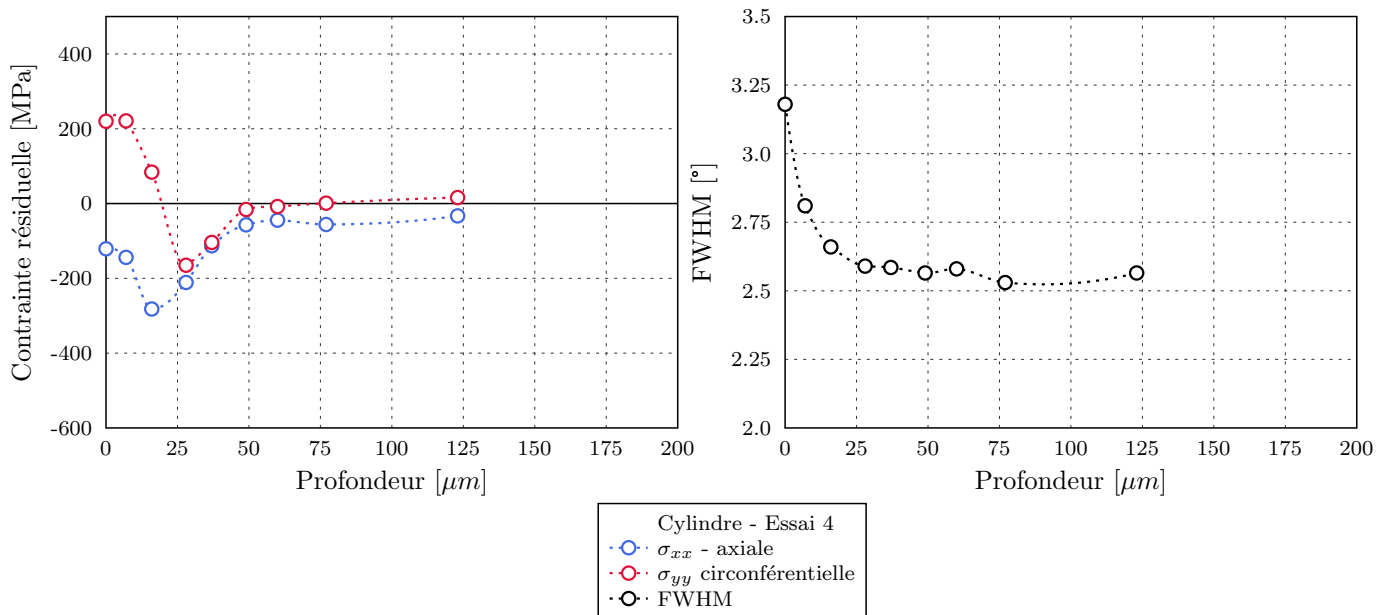


FIGURE 3.20 – Profil de contraintes résiduelles et largeur de corde, obtenus par DRX, sur le cylindre de gros diamètre pour une surface obtenue avec les paramètres d'usinage du Cas 2 - Lot 7, pour $V_c = 90$ m/min, $f = 0,09$ mm/tour, $R_\varepsilon = 1,2$ mm, $a_p = 0,6$ mm.

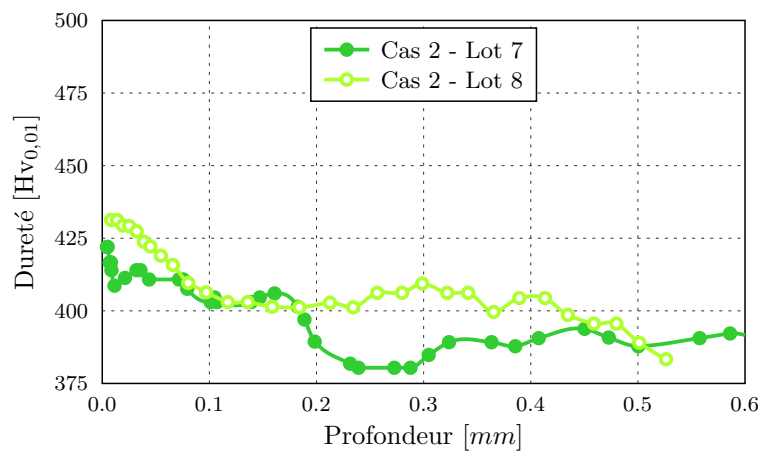


FIGURE 3.21 – Profil de dureté sur deux éprouvettes du cas 2.

3.4.3 Cas 3 et 4

3.4.3.1 Profils de contraintes résiduelles

Le nombre d'éprouvettes disponible pour réaliser les essais de fatigue étant réduit, aucune éprouvette galetée n'a pu faire l'objet d'analyses de contraintes résiduelles dans la profondeur. Toutefois, la très bonne reproductibilité du procédé, ainsi que le rapprochement des moyennes de valeur de surface relevées sur chaque cas avec les essais de mise au point conduisent à penser que la différence entre les profils obtenus sur cylindre (voir figure 3.22) sont représentatifs des

profils de contraintes résiduelles dans les éprouvettes. Les conditions de galetages utilisées pour le cas 4 (avance $f = 0,1$ mm/tour) semble affecter seulement la valeur de la contrainte résiduelle axiale sur $25\ \mu\text{m}$ environ par rapport au cas 3 (avance $f = 0,2$ mm/tour). Toutefois, les profils de largeur de corde, figure 3.23, obtenus sur ces deux cas ne montrent pas de différences notables. Pour les deux cas, la profondeur écrouie semble s'étendre au-delà de $100\ \mu\text{m}$. Cette profondeur est à comparer aux $25\ \mu\text{m}$ écrouis en tournage.

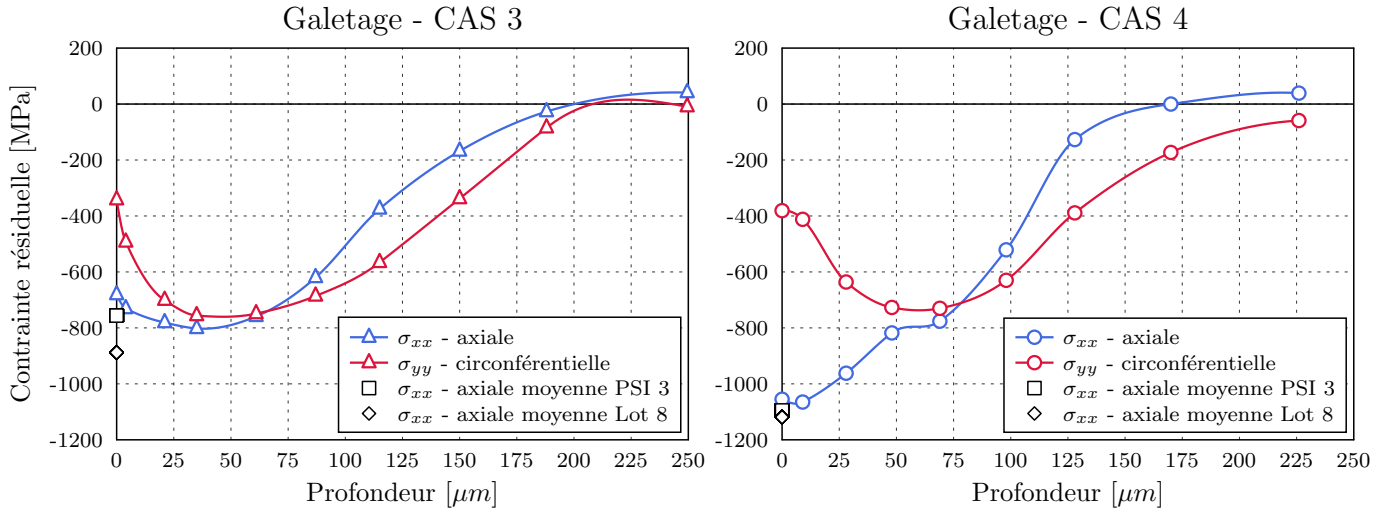


FIGURE 3.22 – Profils de contraintes résiduelles obtenus par DRX, sur un cylindre de gros diamètre avec une surface obtenue avec les paramètres de galetage des Cas 3 et 4 ($V_g = 50$ m/min, $F = 80 - 90$ N, $f = 0,1 - 0,2$ mm/tour).

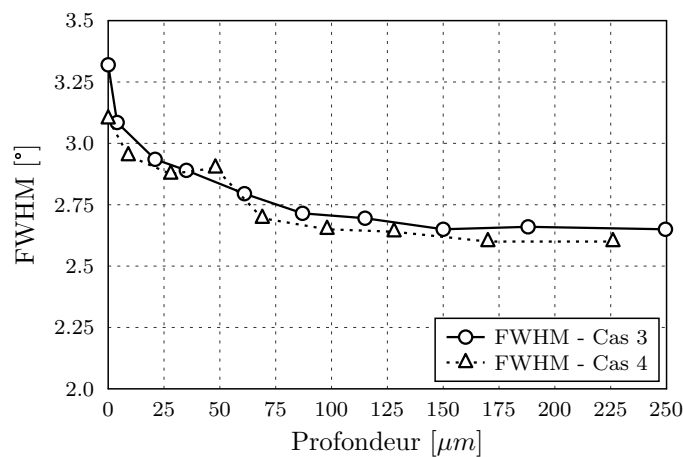


FIGURE 3.23 – Profils de largeur de corde obtenu par DRX, sur un cylindre de gros diamètre avec une surface obtenue avec les paramètres de galetage des Cas 3 et 4.

3.4.3.2 Essais de dureté

Les profils de duretés obtenus sur les éprouvettes du cas 3 pour les lots 8 et PSI 3 sont présentés sur la figure 3.24a. Tout comme pour les cas 1 et 2, la profil présente un maximum en extrême surface, suivi d'une décroissance jusqu'à obtenir la valeur de dureté d'origine du matériau (400 Hv) peu après 200 μm de profondeur. Toutefois, la valeur obtenue en surface est ici supérieure à celle observée sur les éprouvettes usinées. Elle passe de 440 Hv pour le cas 1, à plus de 460 Hv pour le cas 3. Ici, l'effet du galetage se fait clairement sentir. L'action mécanique de ce procédé conduit à une augmentation de l'écrouissage sous la surface qui influe fortement la dureté du matériau, conformément aux observations réalisées dans la littérature (voir chapitre 1 et [ALT 05]). La profondeur affectée par le galetage (cas 3 et 4) est donc plus importante que celle affectée par le tournage (cas 1 et 2).

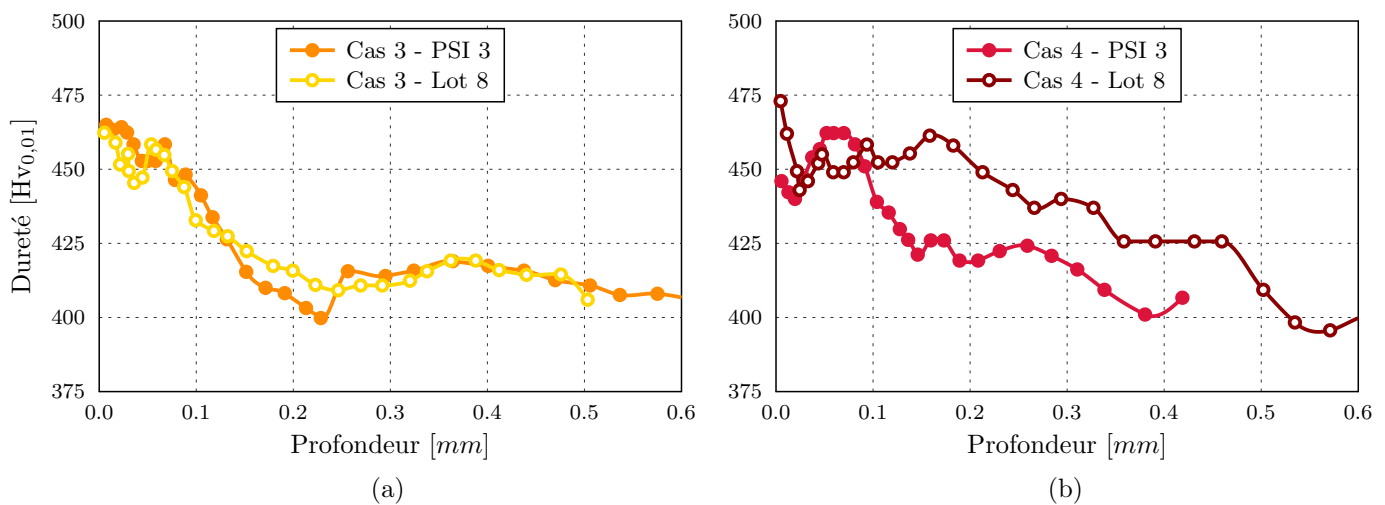


FIGURE 3.24 – Profil de dureté sur les éprouvettes du cas 3 et cas 4.

Concernant le cas 4, les profils de dureté sont beaucoup plus tourmentés (figure 3.24)b. Pour le lot 8, la profondeur affectée semble s'étendre jusqu'à 500 μm sous la surface, alors qu'elle se limite à moins de 400 μm pour le lot PSI 3. La valeur de dureté en surface est comprise entre 450 et 475 Hv, ce qui est assez proche de la valeur obtenue sur le cas 3.

3.5 Conclusions

Ce chapitre a eu pour but de finaliser l'étude de l'intégrité de surface de chacun des cas présentés dans le chapitre 2.

D'un point de vue microstructural, il a été montré que quels que soient les conditions ou procédés utilisés, la couche sous la surface, schématisée sur la figure 3.25, est sensiblement la même :

- Une couche de 1 à 2 μm d'épaisseur constituée de nanograins. Les observations EBSD et MET viennent valider le mécanisme à l'origine de cette couche, avancé par la littérature comme étant de la recristallisation dynamique.
- Une couche intermédiaire, qui se retrouve d'une profondeur de 5 à 6 μm , jusqu'à une profondeur d'une dizaine de micromètres maximum dans le cas des surfaces galetées, avec un passage progressif de grains allongés sous-structurés, microstructure représentative d'une restauration dynamique, aux lattes de martensite de la microstructure d'origine, présentant un taux d'écrouissage supérieur à l'initiale.

L'augmentation de la profondeur modifiée est corrélée par les profils de duretés relevés, qui montrent bien une modification plus en profondeur dans le cas des surfaces galetées.

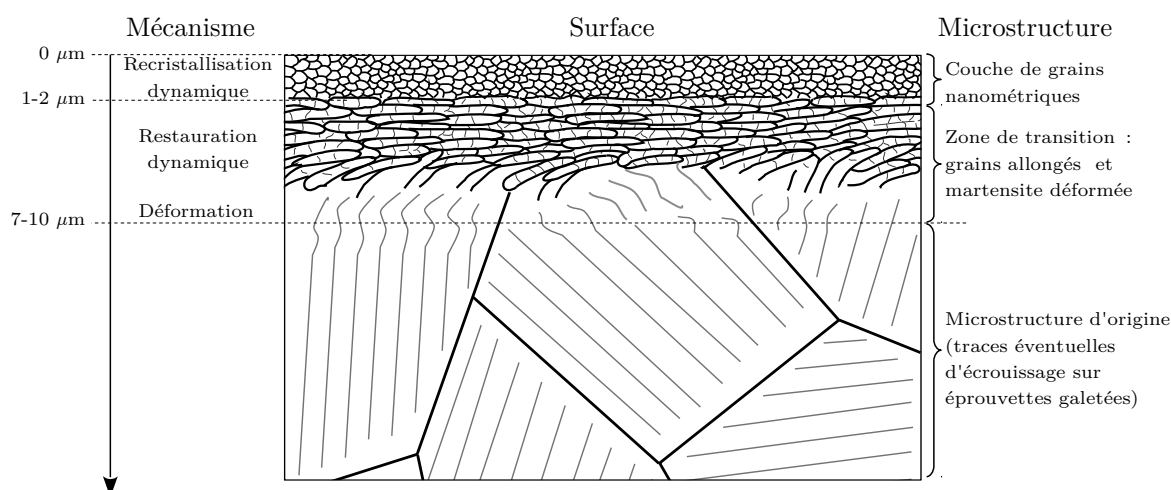


FIGURE 3.25 – Représentation schématique de la couche de surface après tournage ou tournage + galetage sur l'acier 15-5PH.

Il est clair que la géométrie de la pièce tournée influe fortement le profil de contrainte résultant. L'influence de la géométrie a été mise en évidence et discutée dans le chapitre précédent. Sur les profils, dans le cas des surfaces tournées, la réduction du diamètre et la diminution de la rigidité conduit à diviser par deux l'intensité du pic de compression. La diminution de cette intensité peut être due à une relaxation de la contrainte générée, qui se produit lorsque la surface de l'éprouvette se trouve sollicitée en traction au cours du tournage. Dans le cas du cylindre, cette relaxation n'intervient pas étant donnée la rigidité beaucoup plus importante de la pièce. Cet effet de la rigidité semble moins clair sur la profondeur des profils de contraintes résiduelles, il est même inexistant sur les profils de largeur de corde, qui traduisent l'écrouissage. La couche écrouie durant l'usinage reste donc la même, ce qui va dans le sens des observations microstructurales réalisées. Pour le galetage, cette couche écrouie s'étend plus en profondeur, ce qui est

confirmé par les profils de dureté réalisés.

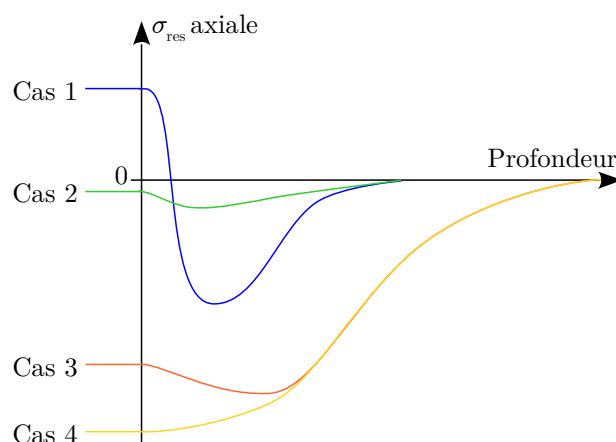


FIGURE 3.26 – Représentation schématisée des profils de contraintes résiduelles axiales obtenus dans les différents cas.

Dans la suite, il sera donc raisonnable de considérer que la microstructure est identique pour tous les cas au regard des faibles différences relevées. En revanche, la figure 3.26 qui schématise les profils de contraintes résiduelles axiales obtenus, fait état de différences marquées d'un cas à l'autre qui nécessitent d'être prises en compte dans la suite de l'étude.

Chapitre 4

Intégrité de surface et tenue en fatigue

Sommaire

4.1	Introduction	104
4.2	Durée de vie en fatigue	104
4.2.1	Amorçage et propagation de fissures de fatigue	104
4.2.2	Cycles de fatigue	106
4.2.3	Courbe de Wöhler	107
4.3	Conséquences de l'intégrité de surface sur la durée de vie	108
4.3.1	Effet de la rugosité	109
4.3.2	Influence de l'état mécanique en surface et sous surface	111
4.3.3	Microstructure	116
4.3.4	Synthèse	117
4.4	Durée de vie en fatigue d'éprouvettes en 15-5PH	118
4.4.1	Méthodes d'estimation et de détermination de la limite d'endurance	118
4.4.2	Déroulement des essais de fatigue	121
4.4.3	Résultats des essais Locati	122
4.4.4	Essais Staircase	123
4.5	Liens entre intégrité de surface et tenue en fatigue	123
4.5.1	Analyse comparative - Expérience - Arola - Murakami	126
4.5.2	Effet des contraintes résiduelles	128
4.5.3	Courbes de Wöhler - modèle de Basquin	130
4.6	Conclusion	132

4.1 Introduction

Les travaux réalisés jusqu’ici ont permis de réaliser des éprouvettes possédant des intégrités de surface différentes. L’objet de ce chapitre sera de déterminer comment cette intégrité de surface va modifier la durée de vie de ces éprouvettes. Dans un premier temps, ce chapitre traitera de rappels sur la fatigue et sur les méthodes d’essais. Ensuite, une synthèse de la bibliographie à propos de l’influence de l’intégrité de surface sur la tenue en fatigue sera présentée. Enfin, les résultats des essais de fatigue sur les éprouvettes seront présentés et mis en rapport avec les intégrités de surfaces obtenues.

4.2 Durée de vie en fatigue

Lorsqu’elle est sollicitée de manière cyclique, une pièce est susceptible de rompre, même pour des sollicitations à des niveaux de contraintes inférieurs à la limite élastique du matériau. Ce phénomène est appelé rupture par fatigue. Dans le cas des matériaux métalliques, cette rupture est généralement brutale et la cassure présente deux zones distinctes : une zone lisse, qui correspond à la propagation de la fissure de fatigue à proprement parler, et une zone où la matière semble arrachée, qui correspond à la rupture finale.

4.2.1 Amorçage et propagation de fissures de fatigue

Les événements qui conduisent à la rupture par fatigue peuvent se décomposer en trois étapes :

- une phase d’amorçage de fissure,
- une phase de propagation d’une petite fissure (stade I ou pseudo stade I)
- une phase de propagation de fissure longue (stade II), qui devient critique et conduit à la rupture (stade III).

Sur les matériaux métalliques polycristallins, il existe différents sites favorables à l’amorçage de fissures, qui sont détaillés par Hénaff et Morel [HEN 05]. L’amorçage peut se produire en surface, à l’intérieur d’un grain ou entre deux grains, ainsi que sur un défaut de surface (porosité, retassure, entaille de rugosité ...) ou une inclusion. Bien que se produisant très majoritairement en surface, l’amorçage peut aussi se produire à l’intérieur du matériau au niveau d’inclusions, de micro vides aux joints de grains ou à l’intersection de joints de grains ou de macles. cette fissure apparaît après la répétition d’un nombre de cycles de fatigue N_a .

Une fois amorcée, la fissure, dite courte car sa longueur est petite vis-à-vis de la microstructure, va progresser en suivant le plan de cisaillement maximal, généralement orienté à 45° de la direction de sollicitation, dans le cas d’un chargement uniaxial. La fissure courte est très influencée par la microstructure et l’orientation cristalline qu’elle va rencontrer, ainsi que par les barrières microstructurales (joints de grains, inclusions ...) qui vont ralentir voire stopper sa progression. Si l’amplitude des efforts appliqués à la pièce est suffisamment importante, la fissure courte pourra franchir ces barrières microstructurales et continuer de se propager, toujours sous l’influence de la microstructure.

Au-delà d’une certaine longueur de fissure, la contrainte normale augmente, alors que la contrainte de cisaillement diminue. Suivant la microstructure et l’environnement, cette fissure peut se propager alors de deux manières :

- soit de manière totalement non-cristallographique, il s’agit alors d’une propagation en **stade II**, dans une direction perpendiculaire à la direction de sollicitation ;
- soit localement de manière cristallographique (donc en stade I) mais macroscopiquement suivant une direction perpendiculaire à la direction de sollicitation, il s’agit alors du **pseudo stade I**.

Ces différents stades de propagation sont représentés sur la figure 4.1a. L’interaction de cette fissure courte avec les barrières microstructurales conduit généralement à une vitesse de propagation oscillante, visible sur la figure 4.1b qui représente la vitesse de propagation en fonction de la longueur de fissure.

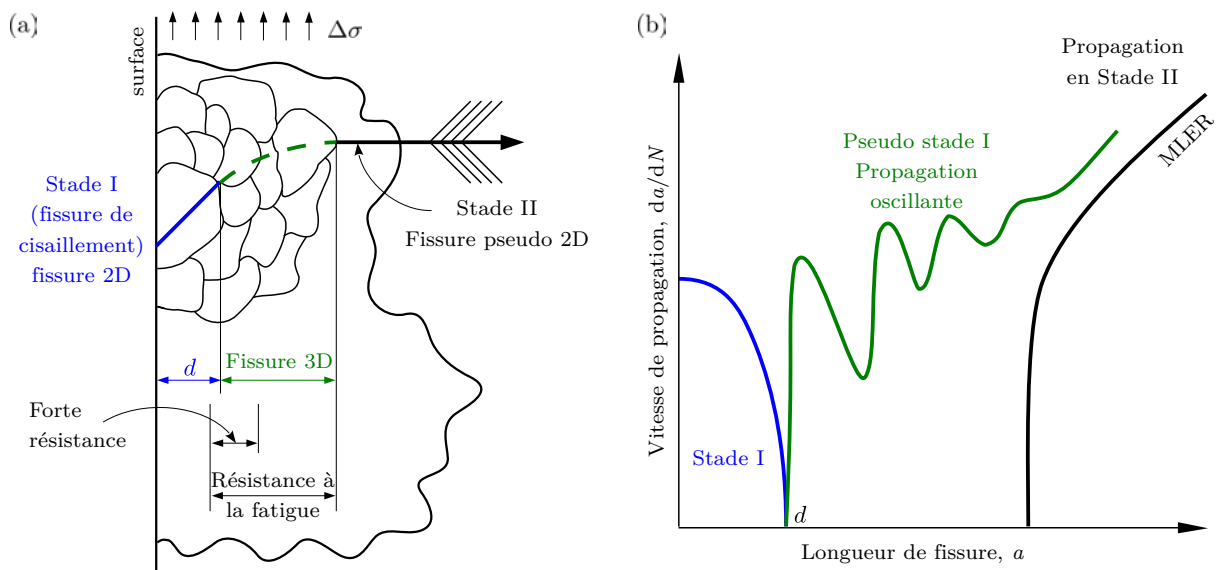


FIGURE 4.1 – Représentation des différents stades de propagation d’une fissure courte. D’après [MIL 93]

Au-delà de ce nombre de cycle N_{pfc} nécessaire pour que la fissure courte atteigne une longueur de 3 à 10 grains, la transition s’opère avec une propagation dite de fissure longue. La propagation de cette fissure longue (**stade II**) se poursuit durant un nombre de cycles N_{pfl} jusqu’à atteindre une longueur critique où la pièce fini par se rompre (**stade III**). La propagation de la fissure longue durant le stade II suit une loi de Paris-Erdogan [PAR 63], illustrée sur la figure 4.2, fonction de la taille de fissure a , du nombre de cycles N , et de la variation du facteur d’intensité des contraintes ΔK .

La durée de vie en fatigue totale de la pièce est donc la somme des nombres de cycles que dure chaque étapes, de l’initiation jusqu’à la rupture :

$$N_T = N_a + N_{pfc} + N_{pfl} \quad (4.1)$$

Suivant le mode et l’amplitude de sollicitation, le matériau, la microstructure, les défauts, les contraintes internes. . . ; le poids de chacune des phases de propagation, N_a , N_{pfc} et N_{pfl} varie.

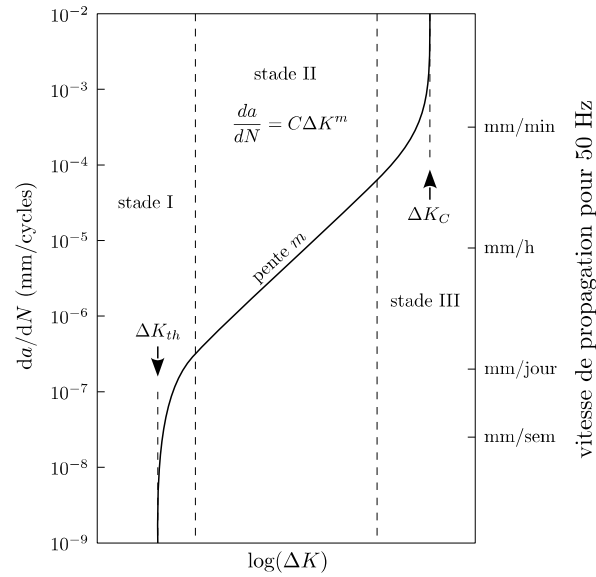


FIGURE 4.2 – Représentation des différents stades de propagation d’une fissure longue, dans le cas de la mécanique linéaire élastique de rupture (MLER). D’après [SUR 98].

4.2.2 Cycles de fatigue

L’objectif des essais de fatigue est d’étudier le comportement de pièces soumis à une sollicitation périodique. Généralement, les sollicitations imposées lors d’un essai de fatigue sont de forme sinusoïdale. Il est possible d’effectuer les essais à déformation imposée aussi bien qu’à contrainte imposée. La figure 4.3 schématise l’évolution d’une contrainte sinusoïdale quelconque au cours du temps lors d’un essai de fatigue, et les grandeurs permettant de définir ce cycle.

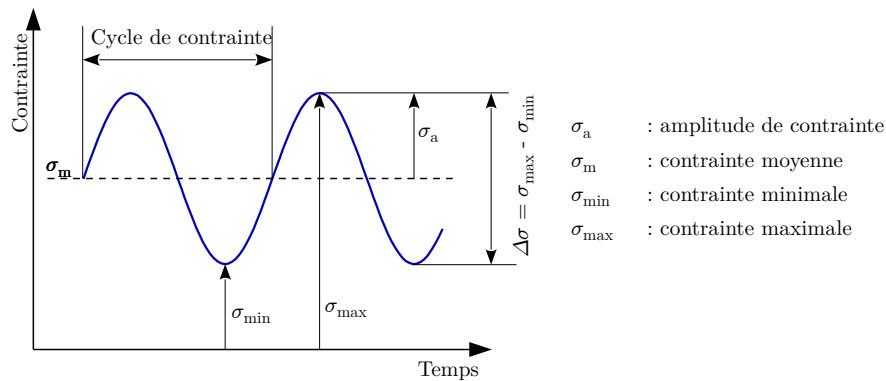


FIGURE 4.3 – Représentation et définition d’une sollicitation cyclique quelconque.

En fonction de la valeur de la contrainte moyenne σ_m , différents types de chargements sont distingués et représentés sur la figure 4.4. Ces cycles se distinguent grâce au rapport des contraintes R_σ , défini sur l’équation 4.2. Dans le cas des axes et arbres en rotation, le cycle de contrainte purement alternée, où $R_\sigma = -1$, est le plus représentatif du spectre de sollicitation réel de la pièce.

$$R_\sigma = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (4.2)$$

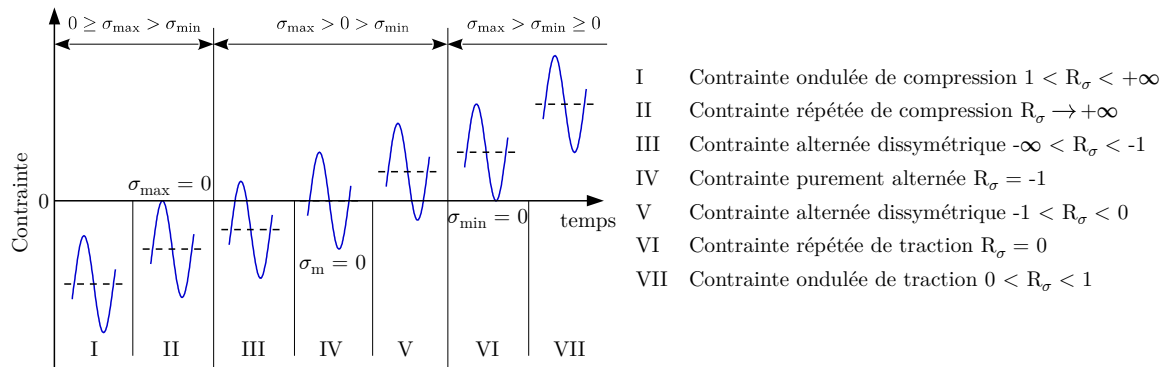


FIGURE 4.4 – Classification des différents types de sollicitation en fatigue avec rapport de contrainte R_σ correspondant. D'après [LIE 01]

4.2.3 Courbe de Wöhler

La courbe de Wöhler, appelée également courbe contrainte-nombre de cycles et représentée sur la figure 4.5, permet de rendre compte du nombre de cycles au bout duquel la rupture se produit pour un niveau d'amplitude de contrainte donné. Trois domaines apparaissent sur cette courbe :

- le domaine plastique oligocyclique où, pour les niveaux de contrainte élevés, la rupture se produit pour de faibles nombres de cycles après déformation plastique ;
- le domaine d'endurance limitée, où la rupture survient après un nombre fini de cycles, qui augmente lorsque la contrainte diminue ;
- le domaine d'endurance illimitée dans laquelle la rupture de la pièce ne survient pas, ou tout du moins, pas avant une durée largement supérieure à la durée de vie prévue de la pièce.

Les représentations des courbes de Wöhler font en général apparaître une asymptote horizontale correspondant à la limite de fatigue σ_D . Il existe néanmoins des cas où cette asymptote n'existe pas, notamment lorsque des phénomènes de corrosion surviennent en même temps [LIE 01], ou sur certains matériaux comme les alliages d'aluminium. Dans le cas des aciers, cette asymptote est généralement bien marquée. Déterminer la limite d'endurance d'un matériau pour un nombre de cycles à rupture donné est donc de première importance pour dimensionner les composants et garantir leur tenue en service.

Il existe plusieurs modèles mathématiques proposés pour reproduire la courbe contrainte-nombre de cycle. Parmi ces modèles, le plus simple est celui proposé par Wöhler (équation 4.3) qui assimile à une droite la portion à l'endurance limitée. Basquin [BAS 10], propose un modèle similaire, mais dans un espace log-log (équation 4.4). Il faut attendre Stromeier [STR 14] pour que la partie asymptotique de la courbe soit considérée par le modèle (équation 4.5). Enfin, Bastenaire [BAS 71] propose un modèle qui permet de décrire aussi la partie oligocyclique de la courbe (équation 4.6).

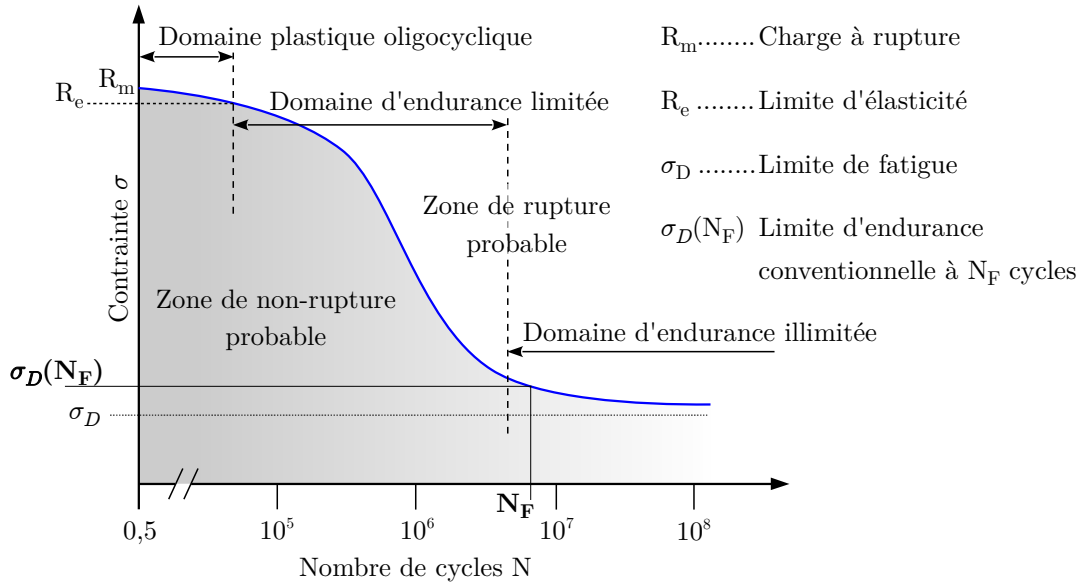


FIGURE 4.5 – Courbe de Wöhler et les différents domaines de fatigue.

$$\text{Modèle de Wöhler : } \log N_r = A\sigma + B \quad (4.3)$$

$$\text{Modèle de Basquin : } \log N_r = \log A - B \log \sigma \quad (4.4)$$

$$\text{Modèle de Stromeyer : } \log N_r = A - B \log(\sigma - \sigma_D) \quad (4.5)$$

$$\text{Modèle de Bastenaire : } \log N_r = \frac{A \exp(-C(\sigma - \sigma_D))}{\sigma - \sigma_D} - B \quad (4.6)$$

Dans chacun de ces modèles, les paramètres A , B et C sont des données déterminées à partir de la courbe expérimentale. Selon le modèle choisi, la quantité d'essais nécessaires sera plus ou moins importante. Dans tous les cas, à cause des phénomènes de dispersion, un nombre d'éprouvette très important est nécessaire pour établir une courbe de Wöhler précise sur l'ensemble du domaine de fatigue de la pièce. Plutôt que de chercher à obtenir la totalité de la courbe, il est parfois intéressant de connaître la limite d'endurance σ_D pour un nombre de cycle donné correspondant à la durée de vie souhaitée pour la pièce. Il existe plusieurs méthodes permettant d'obtenir cette limite, seules deux sont utilisées dans ce manuscrit, choisies car ce sont celles qui nécessitent le moins d'éprouvettes.

4.3 Conséquences de l'intégrité de surface sur la durée de vie

Afin d'optimiser les critères de dimensionnement des pièces, il est important de connaître au mieux la durée de vie de la pièce et de comprendre les facteurs d'influence sur cette dernière en prenant en compte l'intégrité de surface dans l'analyse des résultats. Les connaissances et résultats connus sur l'influence de la rugosité, des contraintes résiduelles et de la microstructure permettront d'identifier d'éventuels facteurs d'influence. Dans la littérature, les travaux réalisés

ne prennent souvent en compte qu'un seul paramètre d'intégrité de surface, en s'affranchissant de l'influence des autres par diverses méthodes, voire même en l'occultant.

4.3.1 Effet de la rugosité

4.3.1.1 Influence des paramètres de rugosité

En fatigue, la rugosité est connue pour jouer un rôle important par l'introduction de singularités, synonyme de facteur de concentration des contraintes, noté K_t . Ce facteur de concentration de contraintes peut faciliter l'amorçage et la propagation de fissure de fatigue de manière prématurée. Cet effet a été observé dans la littérature dans la revue bibliographique de Novovic & al. [NOV 04] qui rapporte les observations réalisées par Taylor et Clancy sur l'impact de la rugosité sur l'endurance d'un acier AISI 4140 [TAY 91]. Les auteurs de cette étude ont obtenu différentes rugosités à l'aide de divers procédés tels que le fraisage, le meulage ou bien le polissage. Pour s'affranchir de l'influence des contraintes résiduelles, des traitements de relaxation des contraintes ont été effectués. Les résultats obtenus sont reportés dans la table 4.1 où la limite d'endurance du matériau semble bien varier avec la rugosité ; avec une chute de la limite d'endurance lorsque la rugosité augmente.

L'attention du lecteur est attirée sur les grandes différences de microstructures qui sont inévitablement générées par les procédés utilisés pour obtenir les différentes surfaces évoquées ci-avant. En effet, la synthèse bibliographique du chapitre 1 a montré que les procédés affectaient de manière bien différente la microstructure. Dans le cadre des travaux de Taylor et Clancy présentés ici, cette dimension n'est pas prise en compte.

Mode d'obtention	R_a [μm]	R_t [μm]	σ_D [MPa]
Polissage	0,1 - 0,3	3 - 5	775
Meulage	0,5 - 1,4	7 - 14	690
Fraisage (fin)	1,0 - 2,2	11 - 15	775
Fraisage (grossier)	1,1 - 1,8	26 - 34	733
Forgeage (fin)	27 - 33	210 - 280	620
Forgeage (grossier)	35 - 44	360 - 390	520

TABLE 4.1 – Limite de fatigue pour des niveaux de rugosités différents. D'après [TAY 91]

Toutefois, il s'est posé la question du choix du paramètre décrivant la rugosité le plus apte à traduire son influence sur la tenue en fatigue. Un consensus semble promouvoir l'utilisation des paramètres R_t et R_z , définis dans le chapitre 2. Il s'agit en effet, de paramètres locaux, plus adaptés à retranscrire les singularités d'une surface usinée qui sont susceptibles d'agir en concentrateur de contraintes, qui peuvent être à l'origine de fissures de fatigue [GUI 10, GRI 01]. Néanmoins, Bayoumi et Abdellatif remarquent que le paramètre R_a , de même que le paramètre R_q peuvent aussi se corréliser avec la limite d'endurance [BAY 95]. Si les paramètres locaux R_t et R_z semblent les plus pertinents pour mettre en évidence des singularités néfastes pour la tenue en fatigue de la pièce, il est nécessaire de cartographier entièrement la surface pour connaître toutes ces singularités. Si d'un point de vue académique, le relevé topographique de l'intégralité de l'éprouvette est acceptable, cela l'est beaucoup moins d'un point de vue industriel, car coûteux en temps. Dans le cas d'un relevé partiel, il est fortement probable que la singularité qui sera à l'origine de la fissure de fatigue ne sera pas détectée. Dans ce cas, même si le paramètre R_a

présente l'inconvénient d'être un paramètre moyennant, il permet de rendre compte d'un état moyen de la surface, ce qui rend par ailleurs possible la comparaison de surfaces entre elles sur un critère plus global.

Les travaux de synthèse de Novovic [NOV 04] concluent qu'en absence de contraintes résiduelles, la rugosité devient très influente sur la durée de vie de la pièce, mais aussi, qu'en cas de présence au niveau de la surface d'inclusions dont la taille est grande devant la rugosité, le comportement en fatigue de la pièce ne dépend plus de l'état de surface.

4.3.1.2 Concentration de contraintes et fatigue

L'effet de la rugosité, jouant le rôle de concentrateur de contrainte a fait l'objet de plusieurs travaux utilisant des approches empiriques et numériques ayant pour but de trouver des formulations reliant les paramètres de rugosité et le facteur de concentration de contrainte K_t . En se basant sur les travaux de Neuber [NEU 61] et Peterson [PET 74] – qui ont chacun proposé une formulation permettant de relier les caractéristiques d'une surface présentant de multiples fissures au coefficient K_t – Arola [ARO 02] introduit un coefficient de concentration de contraintes effectif qui s'obtient avec l'équation 4.7.

$$\overline{K}_t = 1 + n \left(\frac{R_a}{\bar{\rho}} \right) \left(\frac{R_t}{R_z} \right) \quad (4.7)$$

Où, $\bar{\rho}$ est le rayon de fond d'entaille moyen obtenu en mesurant plusieurs entailles du profil, et n un coefficient dépendant de la sollicitation qui vaut 1 pour du cisaillement et 2 pour de la traction. L'utilisation de profils de rugosité expérimentaux dans une simulation par éléments finis permet à As *et al.* [AS 08] et Suraratchai *et al.* [SUR 08] de déterminer les lieux et valeurs de contraintes maximales, leur permettant ainsi de calculer le coefficient de concentration des contraintes (voir figure 4.6).

Cependant, le coefficient de concentration des contraintes, qui est valable pour des chargements statiques ou quasi-statiques, ne peut pas s'utiliser tel quel en fatigue. Pour prendre en compte l'effet de l'état de surface (ici la rugosité), est défini un facteur d'état de surface en fatigue, défini par la relation 4.8.

$$K_f = \frac{\sigma_D(\text{épreuve polie})}{\sigma_D(\text{épreuve usinée})} \quad (4.8)$$

Pour relier le coefficient de concentration des contraintes K_t au facteur K_f , l'équation 4.9, faisant intervenir un paramètre matériau γ et le rayon moyen de fond d'entaille $\bar{\rho}$ défini précédemment est proposée par Peterson [PET 74]. Le paramètre matériau intervenant dans cette relation a fait l'objet d'une formulation empirique, obtenue par Arola *et al.* [ARO 02], qui est basée sur la résistance mécanique de l'acier étudié (voir équation 4.10).

$$K_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \gamma/\bar{\rho}} \quad (4.9)$$

$$\gamma = 0,025 \times \left(\frac{2070}{R_m} \right)^{1,8} \quad (4.10)$$

Ces approches reposent toutefois sur des relations empiriques dépendantes de mesures de rugosités et de rayons de fond d'entaille, sujettes à des incertitudes qui peuvent être très importantes.

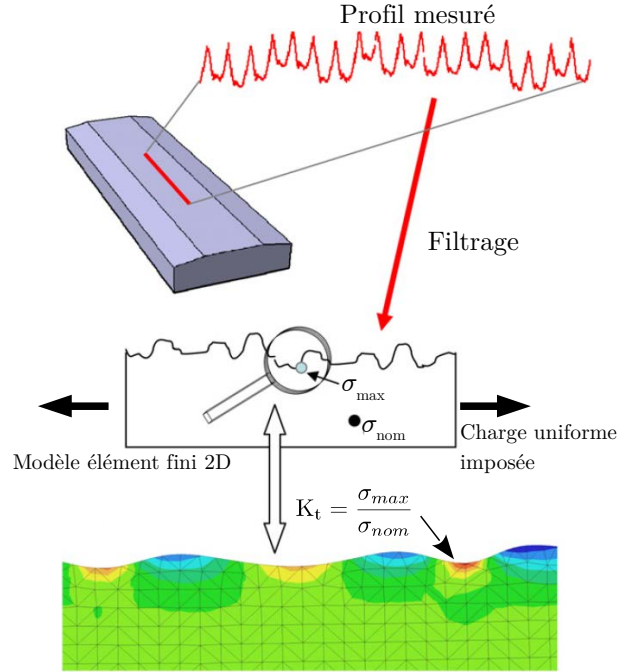


FIGURE 4.6 – Calcul du facteur de concentration des contraintes par EF. D'après [SUR 08]

Une autre approche, développée par Murakami consiste à assimiler le profil de rugosité à une succession d'entailles identiques et espacées régulièrement [MUR 02] (voir figure 4.7a). A partir de l'espacement et la profondeur des entailles, il est possible d'évaluer, avec la figure 4.7b, le paramètre $\sqrt{\text{area}}$, représentatif de la surface de la fissure, projetée dans la direction de sollicitation. Pour des essais de fatigue avec un rapport des contraintes $R_\sigma = -1$ (chargement purement alterné) et un matériau de dureté H_v , l'équation 4.11 permet d'évaluer la limite d'endurance de la pièce.

$$\sigma_D = \frac{1,43(H_v + 120)}{\sqrt{\text{area}}^{\frac{1}{6}}} \quad (4.11)$$

4.3.1.3 Synthèse

La littérature regorge d'observations mettant en avant le caractère néfaste d'une rugosité élevée par rapport à une surface lisse, sur la tenue en fatigue des aciers. Si les paramètres de rugosités usuels, définis par la norme [ISO 97], sont de bons indicateurs, il n'existe pas de modèles permettant de prédire une limite d'endurance à partir de simples mesures de rugosités. C'est l'adaptation de la mécanique de la rupture au cas des surfaces usinées présentant de multiples défauts qui a conduit au développement d'approches empiriques et numériques visant à déterminer une limite d'endurance. Toutefois, ces modèles supposent l'absence de contraintes résiduelles et ne tiennent pas compte d'éventuels gradients de microstructure sous la surface, pouvant influencer le comportement en fatigue.

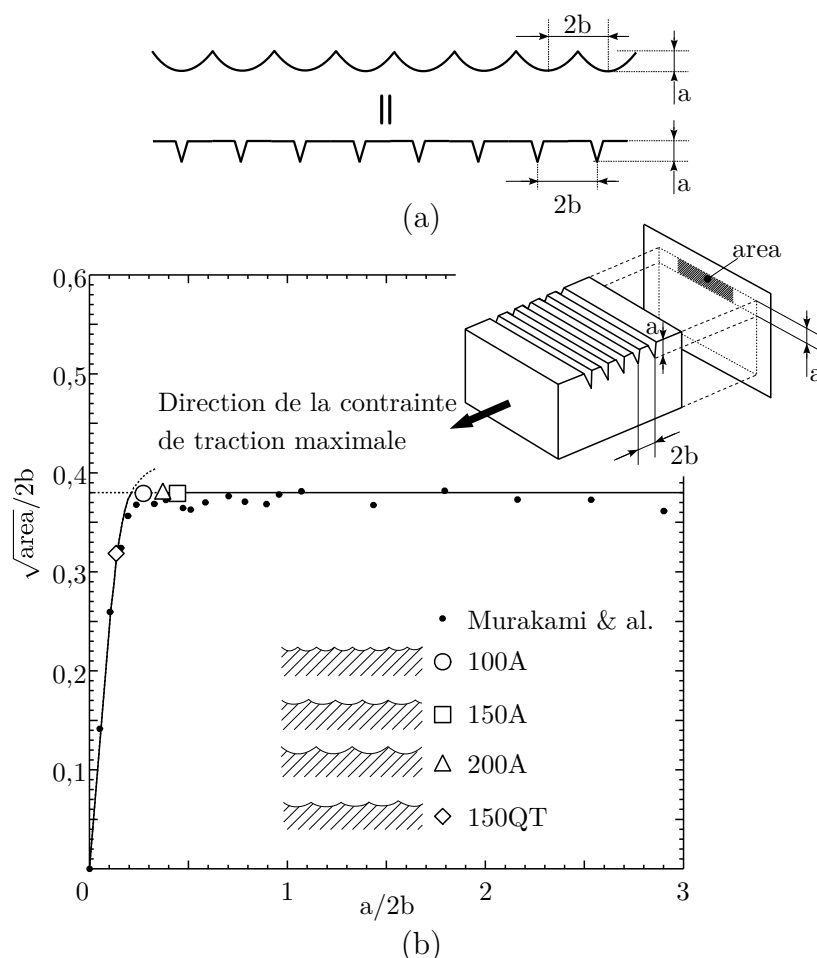


FIGURE 4.7 – Équivalence rugosité-fissure (a) et détermination du paramètre $\sqrt{\text{area}}$ à partir du rapport $a/2b$ (b). Les points sont des données de la littérature. D'après [MUR 02]

4.3.2 Influence de l'état mécanique en surface et sous surface

Il est bien établi que les contraintes résiduelles jouent un rôle important sur la durée de vie d'une pièce [WAG 99, SAS 05, GAO 07]. Pour les cas de chargement où la contrainte moyenne est supérieure ou égale à 0 MPa, c'est à dire pour $-1 \leq R_\sigma < 1$, il apparaît que les contraintes résiduelles de compression sont bénéfiques pour la tenue en fatigue, alors que les contraintes résiduelles de traction ont un impact négatif sur cette tenue en fatigue.

4.3.2.1 Rôle des contraintes résiduelles

L'examen de la littérature montre qu'il est très difficile d'étudier l'influence des contraintes résiduelles seules sur la fatigue. En effet, modifier ces contraintes conduit généralement à modifier la rugosité de la surface, notamment en tournage, comme cela a été observé par différents auteurs [CAP 05, JAV 08]. Les travaux de Javidi *et al.* permettent toutefois de conclure sur le rôle majeur que jouent les contraintes résiduelles de surface sur la tenue en fatigue. L'auteur a généré trois surfaces en tournage, présentant trois niveaux de rugosités et de contraintes différentes et a

réalisé des essais de fatigue afin d'obtenir des courbes de Wöhler pour chacun des cas. Les intégrités de surfaces obtenues sont listées dans la table 4.2 et les courbes de Wöhler sont reproduites sur la figure 4.8. La conclusion de ces travaux montrent que les contraintes résiduelles jouent un rôle apparemment majeur devant la rugosité : la surface présentant la rugosité la plus élevée ($R_{\max} = 28 \mu m$) possède la meilleure résistance en fatigue en raison de la présence d'un niveau de contraintes résiduelles de compression plus important que sur les autres éprouvettes. Les analyses de contraintes résiduelles ont été effectuées dans cette étude, avec la méthode du perçage incrémental, sur une éprouvette de chaque cas. Aucune information n'est donnée sur une éventuelle dispersion de la valeur de la contrainte résiduelle obtenue d'une éprouvette à l'autre. D'autre part, la méthode du perçage incrémental moyenne la valeur de la contrainte résiduelle calculée sur plusieurs dizaines de micromètres.

Surface	Rugosité $R_{\max}$ [μm]	σ_{resid} axiale surf. [MPa]	σ_{resid} circonférentielle surf. [MPa]
1	10	-70	-25
2	17	-220	-95
3	28	-280	-145

TABLE 4.2 – Valeurs des paramètres d'intégrité de surface obtenues en tournage sur un acier AISI 4340. D'après [JAV 08].

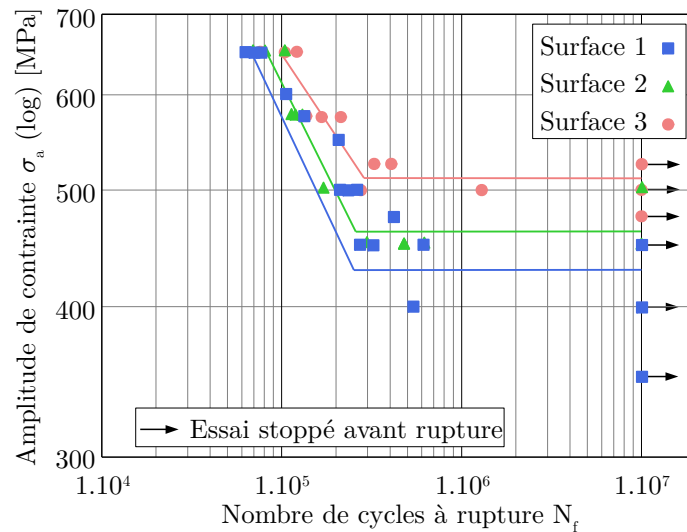


FIGURE 4.8 – Courbe de Wöhler d'éprouvettes correspondantes aux trois surfaces décrites dans la table 4.2. D'après [JAV 08].

Les travaux des chapitres 1 et 2, ont permis de montrer qu'il était possible de générer deux surfaces où les contraintes résiduelles de surface étaient similaires alors que le profil de contraintes résiduelles sous la surface pouvait être différent. Smith *et al.* se sont posé la question de l'influence de ce profil, et plus particulièrement de celle de la valeur du pic de compression sur la durée de vie en fatigue [SMI 07]. Leurs observations ne permettent pas de conclure sur le rôle de la valeur de la contrainte en surface, puisqu'elle est très proche dans les deux cas. En revanche, la forme globale du profil semble de première importance. En effet, deux surfaces présentant une rugosité similaire possèdent une limite de fatigue très différente (voir table 4.3) qui peut s'expliquer par

deux profils de contraintes résiduelles différents (voir figure 4.9). La surface présentant le profil avec la zone de contraintes résiduelles de compression la plus profonde possède une endurance bien plus importante.

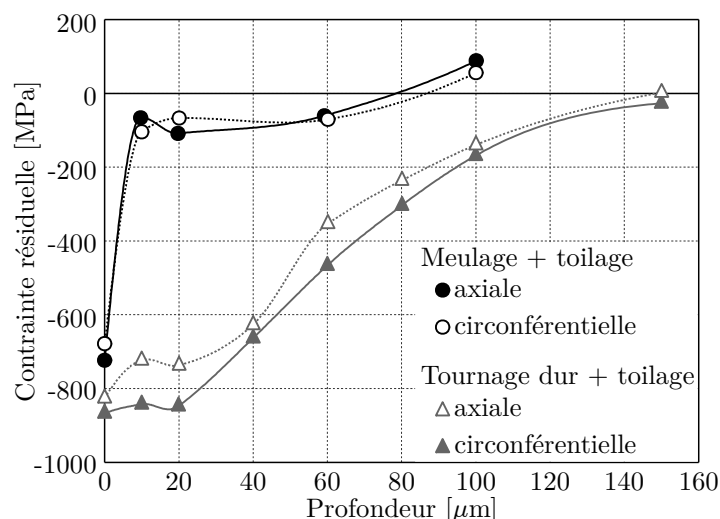


FIGURE 4.9 – Profils de contraintes résiduelles des surfaces décrites dans la table 4.3. D’après [SMI 07].

Surface	Rugosité R_a [μm]	Rugosité R_t [μm]	Cycles à rupture
Tournage Dur + Superfinition	0,10	0,82	323897
Meulage + Superfinition	0,13	1,24	19427

TABLE 4.3 – Rugosité et nombre de cycles moyen à rupture obtenus sur un acier AISI 52100. La sollicitation en fatigue s’effectue à $R_\sigma = 0,1$ et $\sigma_{max} = 1300$ MPa. D’après [SMI 07].

Au regard de ces résultats et de la bibliographie du chapitre 1, il est fort probable que les couches blanches générées lors du tournage et du meulage aient été supprimées par toilage et que la microstructure en sous-couche soit similaire dans les deux cas. On peut alors avancer que la phase d’amorçage en surface doit se produire sur un nombre de cycles N_a très proche pour les deux surfaces. La présence de contraintes résiduelles de compression assez loin en profondeur semble donc plutôt jouer un effet retardant sur l’étape de propagation des fissures courtes de fatigue.

4.3.2.2 Contraintes résiduelles et tenue en fatigue

Les contraintes résiduelles jouant un rôle important sur le comportement en fatigue, certains auteurs ont cherché à les prendre en compte dans les calculs de durée de vie. Lu [LU 03] propose une estimation de l’amplitude de contrainte admissible en fonction de la limite d’endurance du matériau pour $R_\sigma = -1$, d’une éventuelle contrainte moyenne appliquée σ_m , et enfin de σ_{res} , la valeur de la contrainte résiduelle dans la direction de chargement. Cette relation linéaire de type Goodman (voir équation 4.12) assimile la contrainte résiduelle à une contrainte qui vient se superposer à la contrainte moyenne appliquée. Dans le cas où les contraintes résiduelles sont de

compression, l'amplitude de contrainte admissible augmente donc, traduisant l'effet bénéfique des contraintes de compression observées dans littérature.

$$\sigma_a = \sigma_{D_{R=-1}} - \sigma_{D_{R=-1}} \frac{\sigma_m + \sigma_{res}}{R_m} \quad (4.12)$$

Néanmoins, le comportement cyclique des matériaux implique nécessairement une relaxation des contraintes au cours de la sollicitation [TOR 02, NIK 08, AVI 13]. Cette relaxation survient dès les premiers cycles de fatigue comme cela a été mis en évidence par Wick *et al.* [WIC 00] et confirmé par Avilés *et al.* [AVI 13] sur un acier AISI 1045 (voir figure 4.10). Il est donc nécessaire d'en tenir compte dans la relation proposée par Lu.

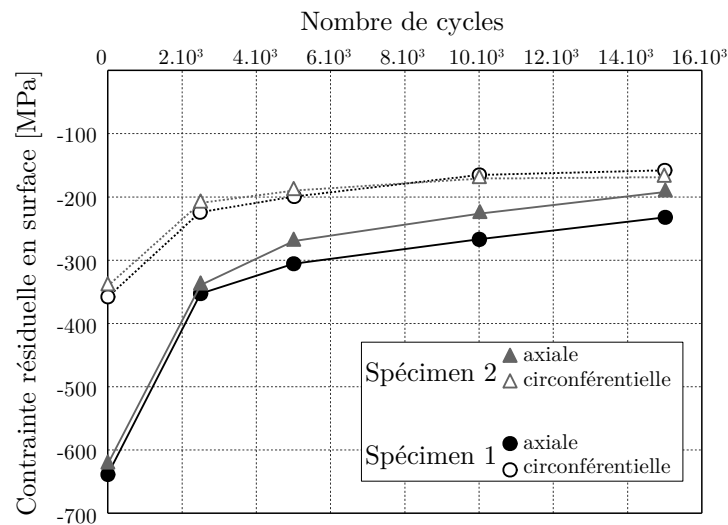


FIGURE 4.10 – Relaxation des contraintes résiduelles en surface en fonction du nombre de cycles. D'après [AVI 13].

Il reste toutefois la question, en présence de forts gradients de contraintes résiduelles, de la valeur de la contrainte à considérer. Les travaux de Lu [LU 03] montrent qu'une approche de type couche-limite permet de mieux rendre compte de l'influence des contraintes résiduelles. Dans ce cas, le calcul ne s'effectue plus sur un seul point du profil de contrainte, mais en considérant une épaisseur de matériau suffisante pour être représentative du volume de matériau au sein duquel le processus d'endommagement survient.

4.3.2.3 Rôle de la dureté

La question de l'influence de la dureté est un problème complexe puisque les contraintes résiduelles introduites par déformation plastique sont intimement liées à la dureté. Néanmoins, les travaux de Sasahara [SAS 05] réalisés sur des surfaces tournées, obtenues en faisant varier la vitesse d'avance et la géométrie d'outil, mettent en évidence un effet de la dureté sur les surfaces présentant des contraintes résiduelles de surface nulles. Ces résultats sont reproduits sur la figure 4.11 où il apparaît clairement que la durée de vie des surface possédant une grande dureté en surface de l'ordre de 300 Hv, est largement supérieure à celles possédant une dureté plus faible. Ces niveaux de dureté relevés sur un AISI 1045 ne sont pas dus à un changement de phase mais bien à de l'écaillage induit par le tournage.

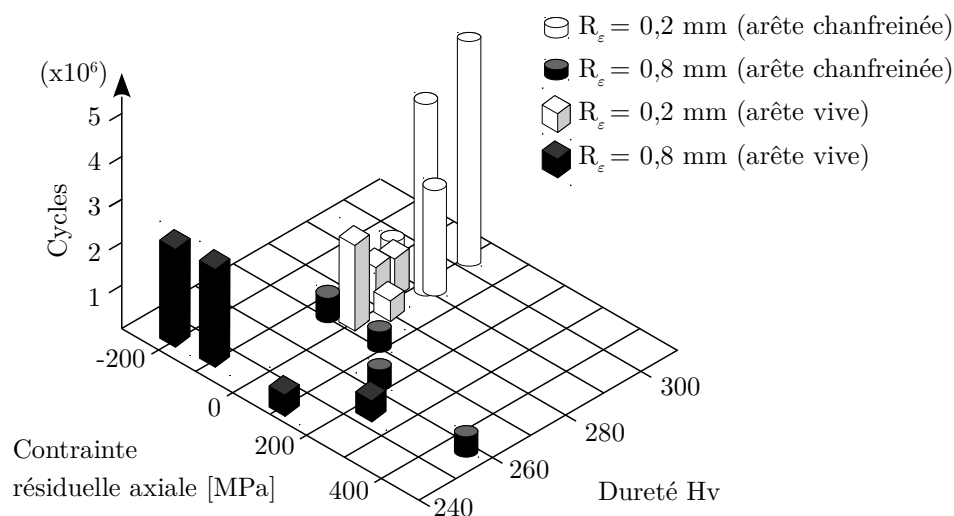


FIGURE 4.11 – Influence de la dureté et des contraintes résiduelles de surface sur la tenue en fatigue d'un acier AISI 1045. D'après [SAS 05].

4.3.2.4 Synthèse

Il se dégage de la littérature que les contraintes résiduelles jouent un rôle majeur sur le comportement en fatigue. Pour améliorer la durée de vie d'une pièce, il paraît préférable d'introduire des contraintes résiduelles de compression. La forme du profil de contrainte résiduelle semble plus importante que la valeur de la contrainte en surface, il est donc nécessaire de retrouver des contraintes résiduelles de compression sur la plus grande profondeur possible afin de retarder au maximum la propagation des fissures de fatigue. Il existe des moyens de prendre en compte l'influence de ces contraintes résiduelles sur la limite en fatigue, mais la relaxation des contraintes au cours de la sollicitation de la pièce impose de réaliser des essais pour la caractériser. Enfin, l'augmentation de la dureté semble améliorer la tenue en fatigue, mais son effet est difficile à distinguer de celui des contraintes résiduelles.

4.3.3 Microstructure

La synthèse bibliographique du chapitre 1 et les observations microstructurales réalisées dans le chapitre 3 montrent que les surfaces usinées présentent, en plus de gradients de propriétés mécaniques et de rugosité, des gradients de microstructures. Ces gradients se caractérisent bien souvent par la présence d'une couche de quelques micromètres d'épaisseur appelée « couche blanche ». La littérature sur le sujet tend à affirmer que la présence d'une « couche blanche » conduit à une diminution importante de la durée de vie en fatigue de roulement [SCH 06b, SMI 07, GUO 10]. Ces études peuvent être sujet à controverses car l'influence des contraintes résiduelles est assez peu prise en compte dans l'analyse du résultat. Par exemple, les travaux de Guo *et al.* concluent que la « couche blanche induite par l'usinage peut réduire la durée de vie d'un facteur 8 » dans le cas de la fatigue de roulement. Cependant, l'analyse des profils de contraintes résiduelles d'une surface avec une couche blanche et une autre sans couche blanche présente des différences importantes qui doivent être prises en compte (voir figure 4.12), puisque ces deux surfaces n'ont pas été obtenues avec les mêmes conditions de tournage.

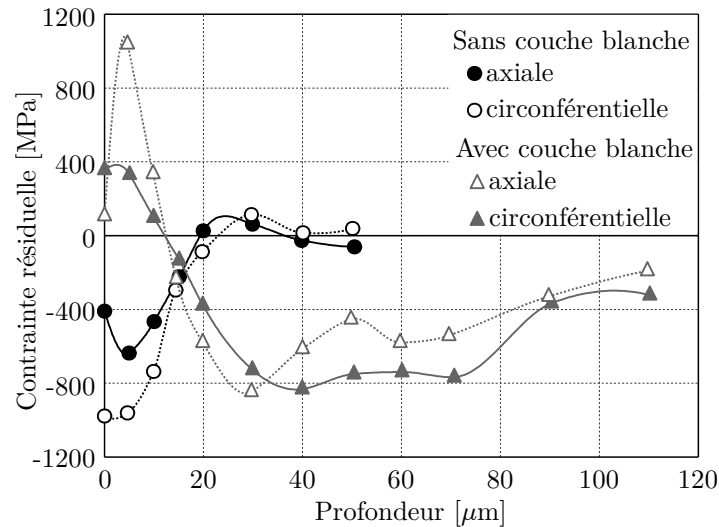


FIGURE 4.12 – Profil de contraintes résiduelles pour une surface avec couche blanche, et une surface sans couche blanche. D'après [GUO 10].

Les caractérisations microstructurales réalisées dans le chapitre 3 montrent que la couche générée en tournage sur le 15-5PH est de nature nanocristalline. Il est notoirement connu que la résistance des aciers à la fatigue est influencée par la taille de grains [SUR 98]. Cet effet bénéfique sur la tenue en fatigue a été observé à de nombreuses reprises dans la littérature [HAN 03, ROL 06, BAG 12, REV 13]. Dans le cas de l'AISI 316L, la création d'une couche nanocristalline permet l'augmentation de la limite d'endurance de l'ordre 20% pour une sollicitation en fatigue de traction-compression ($R_\sigma = -1$) [ROL 06]. Les travaux de Bagherifard *et al.* sur un acier faiblement allié présentant une couche nanocristalline en surface montrent une augmentation de la limite d'endurance de l'ordre de 10% en flexion rotative [BAG 12]. Dans chacun de ces cas, il reste toutefois difficile de séparer l'influence des contraintes résiduelles de l'effet microstructural.

4.3.4 Synthèse

L'étude de la bibliographie sur les conséquences des paramètres d'intégrité de surface que sont la rugosité, les contraintes résiduelles et la microstructure permet de synthétiser les influences de chacun. La limite en fatigue décroît lorsque la rugosité augmente puisque cette dernière joue un rôle de concentrateur de contraintes. Les contraintes résiduelles de compression permettent de retarder significativement la propagation des fissures de fatigue. La valeur de la contrainte en surface ne semble pas être suffisante pour décrire le comportement en fatigue. Il est donc important de tenir compte de la forme du profil de contraintes résiduelles sous la surface. Enfin, il est difficile de quantifier l'impact de la microstructure en surface sur la tenue en fatigue puisque cette dernière est intimement liée aux contraintes résiduelles et à la dureté du matériau. À cet effet, il est donc primordial de s'en affranchir en cherchant à réaliser des éprouvettes où la microstructure ne présente pas de différences notables, comme cela a été développé dans le chapitre 3.

4.4 Durée de vie en fatigue d'éprouvettes en 15-5PH

L'objet de cette section est de présenter les limites d'endurances obtenues sur les surfaces générées et présentées dans le chapitre 2. Pour chacun des quatre cas réalisés, un lot d'éprouvettes présentant des caractéristiques très voisines a été constitué pour pouvoir mettre en évidence l'influence de l'intégrité de surface. L'ensemble des éprouvettes sélectionnées sont représentées dans le repère contrainte résiduelle de surface - rugosité, sur la figure 4.13. Pour chaque cas, la limite d'endurance à 2.10^6 cycles est déterminée en utilisant la procédure présentée dans les section suivantes.

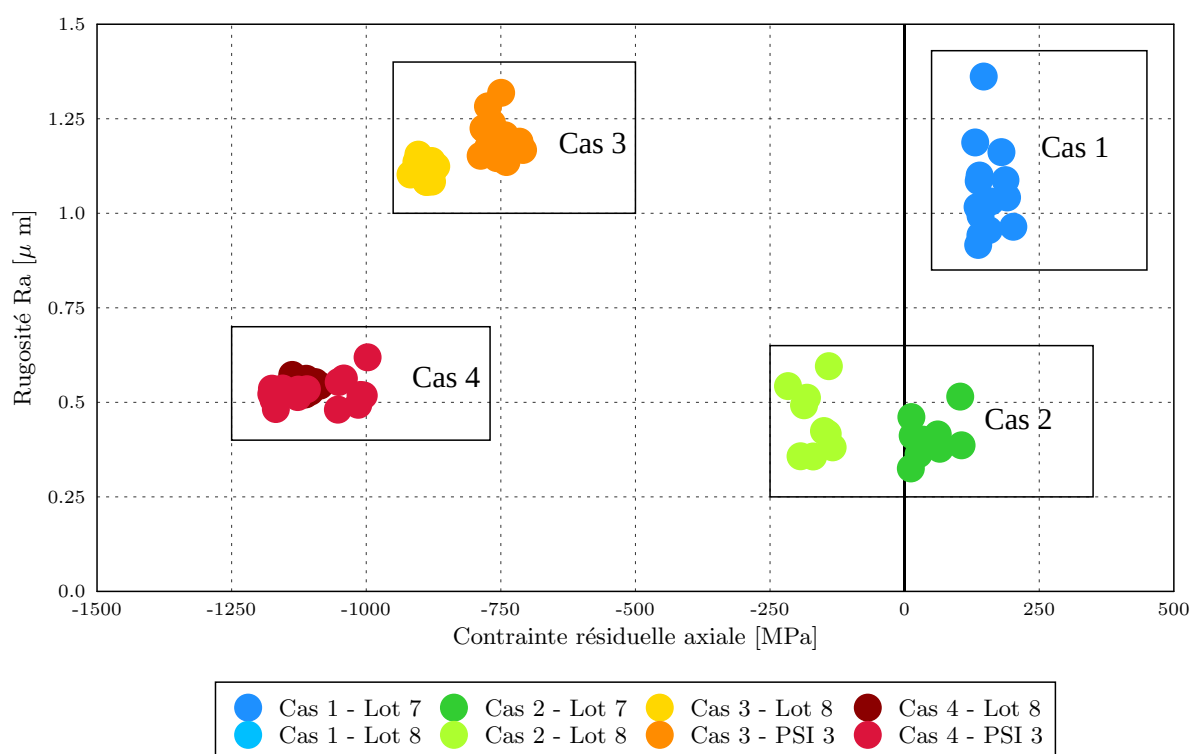


FIGURE 4.13 – Représentation des lots d'essais pour chaque cas étudié.

4.4.1 Méthodes d'estimation et de détermination de la limite d'endurance

Il existe plusieurs méthodes permettant de d'obtenir une valeur de la limite d'endurance d'un matériau. Certaines sont basées sur les caractéristiques mécaniques du matériau obtenues par un essai de traction : la résistance mécanique R_m et l'allongement à rupture $A\%$. Pour les aciers la limite de fatigue est estimée par l'équation 4.13 [BRA 80].

$$\sigma_D = 0,41R_m + 2A\% \quad (4.13)$$

La valeur de l'écart-type s de la zone d'endurance d'un acier sollicité en fatigue par flexion rotative pour 10^7 avec un rapport des contraintes $R_\sigma = -1$ est estimé par l'équation 4.14 [LIE 82].

$$s = 0,045R_m - 12,3 \quad (4.14)$$

Ces estimations ne prennent évidemment pas en compte l'intégrité de surface du matériau. Pour en tenir compte, une procédure d'essais faisant intervenir deux méthodes différentes est utilisée. Cette procédure nécessite l'utilisation d'éprouvettes présentant une intégrité de surface identique pour déterminer la limite d'endurance associée à cette intégrité de surface.

4.4.1.1 Essai Locati

Pour obtenir une estimation de la limite d'endurance qui tienne compte de l'intégrité de surface, l'essai Locati est un excellent candidat. Cette procédure d'essai ne nécessite qu'une seule éprouvette. Elle se base sur l'hypothèse des dommages cumulés de Miner [MIN 45] qui considère que le dommage causé par une succession d'événements est la somme des dommages causés par chacun d'eux. Le dommage total cumulé D par l'éprouvette se calcule :

$$D = \sum_{i=1}^p \frac{n_i}{N_i} \quad (4.15)$$

avec N_i le nombre de cycles à rupture pour le niveau de contrainte σ_i considéré, n_i le nombre de cycles effectués à ce niveau de contrainte, et p le nombre de niveaux de contraintes.

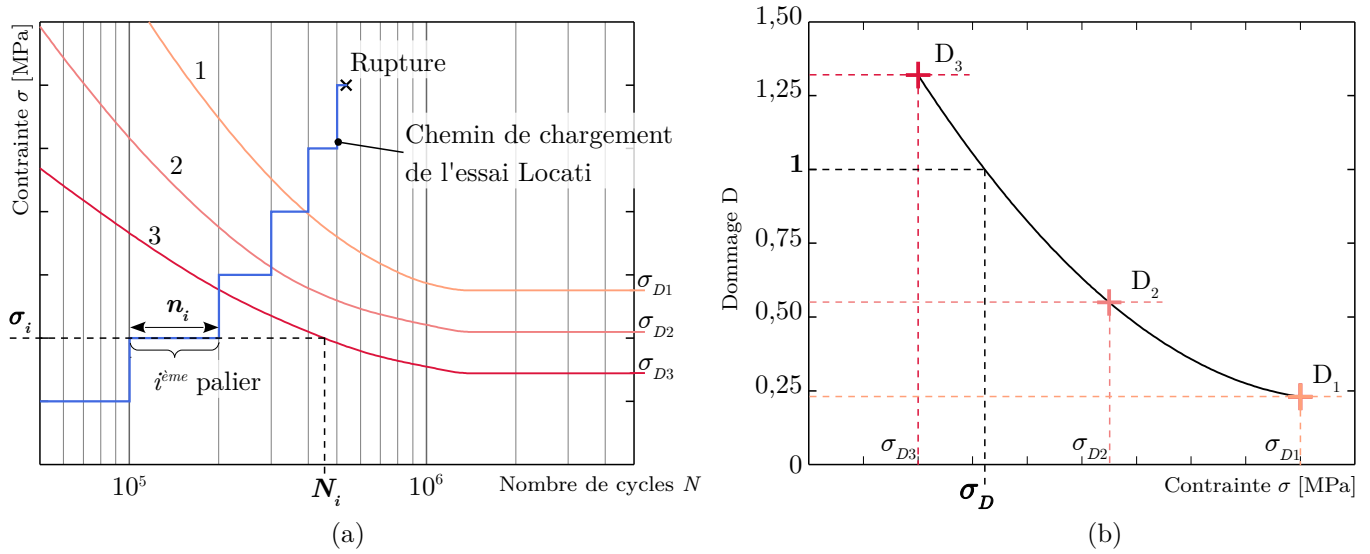
De ce principe, en soumettant une éprouvette à des paliers successifs de niveau de contrainte croissant, il est possible de calculer le dommage cumulé par l'éprouvette en se basant sur trois courbes de Wöhler connues ou supposées. La figure 4.14 permet de visualiser la procédure à suivre pour obtenir une estimation de la limite de fatigue à partir d'un essai réalisé sur une éprouvette sollicitée suivant des paliers de contraintes croissants. À partir de la figure 4.14a et de l'équation 4.15, il est possible de calculer le dommage total, cumulé par l'éprouvette en rapport avec chacune des trois courbes de Wöhler. Connaissant la valeur de la limite de fatigue pour ces trois courbes de Wöhler, il est possible de placer dans un repère contrainte - dommage cumulé (figure 4.14b) les dommages cumulés calculés pour les trois courbes en fonction de ces limites de fatigue et de relier ces trois points à l'aide d'un polynôme.

Finalement, la limite de fatigue de l'éprouvette testée s'obtient avec la figure 4.14b en relevant la contrainte pour laquelle le dommage est égal à un.

Les inconvénients principaux de cette méthode sont qu'elle repose sur l'hypothèse assez forte des dommages cumulés, et bien souvent sur des courbes contraintes-nombre de cycle supposées. Aucune information sur l'écart-type de la limite de fatigue n'est fournie par cette méthode. Cependant, la valeur obtenue peut être utilisée comme point de départ pour déterminer la limite d'endurance du matériau par la méthode du Staircase présentée dans le paragraphe suivant, et permet donc de réduire le nombre d'éprouvettes nécessaire.

4.4.1.2 Méthode staircase

Il existe différentes méthodes statistiques permettant de déterminer la limite d'endurance des matériaux métalliques. Le choix s'est porté vers la méthode staircase en raison de la simplicité de sa mise en œuvre, et du faible nombre d'essais requis pour obtenir une limite d'endurance et une estimation de l'écart-type sur cette limite. Pour d'autres méthodes d'essais, le lecteur pourra se reporter à la lecture de [LIE 01].


 FIGURE 4.14 – Principe de l'obtention de la limite de fatigue σ_D par la méthode Locati.

La méthode staircase, développée par Dixon *et al.* [DIX 48], consiste à tester successivement des éprouvettes identiques à des niveaux de contraintes régulièrement espacés, idéalement d'une valeur voisine de l'écart-type. Si la première éprouvette testée rompt avant un nombre de cycle donné, correspondant à la limite d'endurance N_F (voir figure 4.5) recherchée, la suivante est testée au niveau de contrainte directement inférieur. Si l'éprouvette ne rompt pas, la suivante est testée au niveau immédiatement supérieur. Ainsi de suite jusqu'à épuisement du lot.

Une fois les essais terminés, il faut déterminer le type d'évènement, rupture ou non-rupture, qui s'est produit le moins fréquemment sur l'ensemble des essais. Les niveaux d'essais sont ensuite numérotés en attribuant la valeur $i = 0$ au niveau le plus faible au cours duquel l'évènement s'est produit au moins une fois. Le nombre n_i d'éprouvettes rompues ou non-rompues est relevé pour chaque niveau i de contrainte.

La limite d'endurance $\sigma_D(N_F)$ se calcule avec l'équation 4.16, et l'estimation de l'écart-type s avec l'équation 4.17 :

$$\sigma_D(N_F) = S_0 + d \left(\frac{A}{N} \pm \frac{1}{2} \right) \quad (4.16)$$

« + » si l'évènement le moins fréquent est la non-rupture, « - » s'il s'agit de la rupture.

$$s = 1,62d \left(\frac{NB - A^2}{N^2} + 0,029 \right) \quad (4.17)$$

L'estimation de l'écart-type s ne peut être regardée comme valable que si $0,5 < d/s < 2$ et que $(NB - A^2)/(N^2) > 0,3$ [LIE 01], avec :

- S_0 , le niveau de contrainte le plus faible utilisé avec l'évènement le moins fréquent ;
- d , l'espacement des niveaux de contraintes ;
- $N = \sum_{i=0}^p n_i$, la somme du nombre d'éprouvettes rompues ou non-rompues pour chaque niveau ;

- $A = \sum_{i=0}^p i n_i$, la somme du produit du nombre d'éprouvettes rompues ou non-rompues par la valeur i du niveau ;
- $B = \sum_{i=0}^p i^2 n_i$, la somme du produit du nombre d'éprouvettes rompues ou non-rompues par le carré de la valeur i du niveau.

La valeur de $\sigma_D(N_F)$ obtenue correspond à la limite d'endurance pour un nombre de cycle à rupture N_F avec une probabilité de rupture de 50%.

4.4.2 Déroulement des essais de fatigue

Les essais de fatigue ont été réalisés sur une machine de flexion rotative (voir figure 4.15a) avec un rapport de contrainte $R_\sigma = -1$. La figure 4.15b présente le schéma cinématique du montage de fatigue et le diagramme du moment fléchissant Mfz appliqué à l'éprouvette. Le montage est réalisé afin que ce moment reste constant dans toute l'éprouvette, permettant ainsi d'obtenir une contrainte de sollicitation σ_a maximale dans la section la plus faible de l'éprouvette, calculée grâce à l'équation 4.18.

$$\sigma_a = \frac{Mfz}{Igz/v} = \frac{32Pl}{\pi d^3} \quad (4.18)$$

avec Igz le moment quadratique de la section en mm^4 , v la distance à la fibre neutre, et d le diamètre de la partie utile de l'éprouvette.

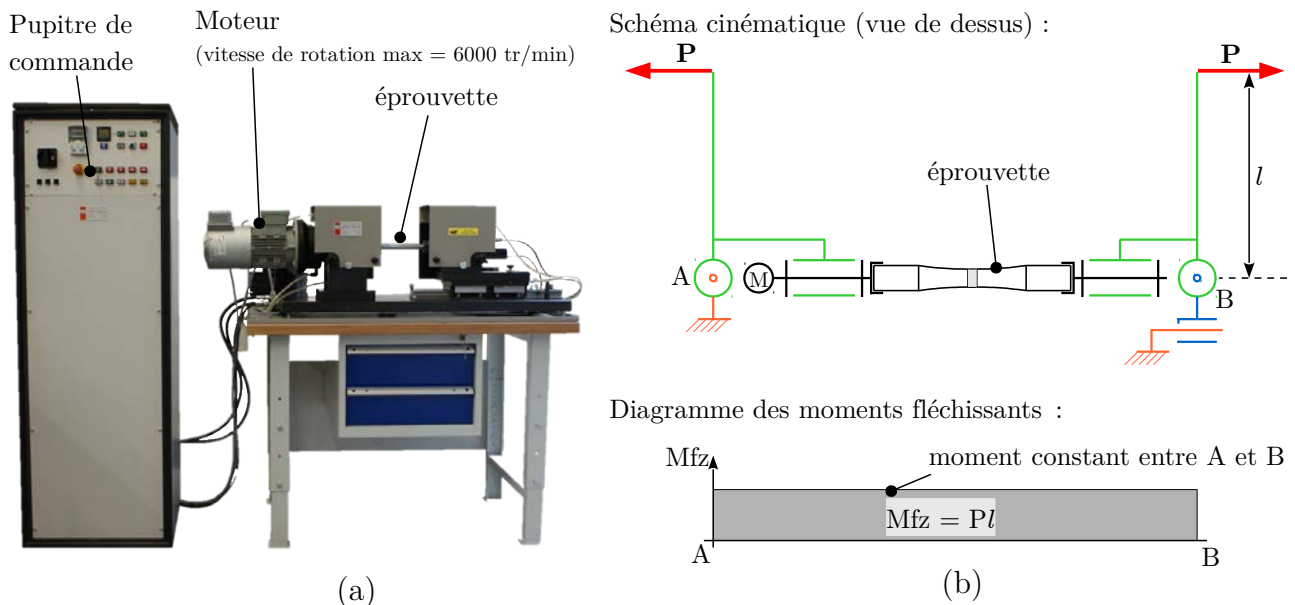


FIGURE 4.15 – (a) Machine de flexion rotative Walter+Bai® UBM 200. (b) Schéma cinématique simplifié de la machine.

En premier lieu, trois éprouvettes ont fait l'objet d'un essai Locati afin d'évaluer une plage de limite d'endurance. Ces trois éprouvettes testées ont des caractéristiques d'intégrité de surface « extrêmes », listées dans la table 4.4, afin de balayer la plage de la limite d'endurance estimée. En se basant sur ces estimations de limite d'endurance, les essais staircase pour chacun des lots

d'essais (voir figure 4.13) ont été réalisés pour déterminer la limite d'endurance à $2 \cdot 10^6$ cycles avec 50% de probabilité de rupture, ainsi que l'écart type lorsque cela était possible.

4.4.3 Résultats des essais Locati

Les courbes d'endurance supposées, utilisées pour les essais Locati sont basées sur une courbe de fatigue du 15-5PH obtenue par Raefsky [RAE 68]. La courbe de fatigue de la littérature est tracée sur la figure 4.16. Elle a été obtenue grâce à des essais de flexion rotative en flexion 4 points, sur des éprouvettes de 15-5PH polies pour lesquelles aucune information n'est donnée sur l'état de contrainte résiduelle. La limite d'endurance en fatigue est de 655 MPa. Les courbes supposées, basées sur la courbe de la littérature, et les trajets de chargements effectués pour les trois essais Locati sont, eux aussi, représentés sur la figure 4.16. Les limite d'endurance estimées pour chacun des lots figurent dans la table 4.4.

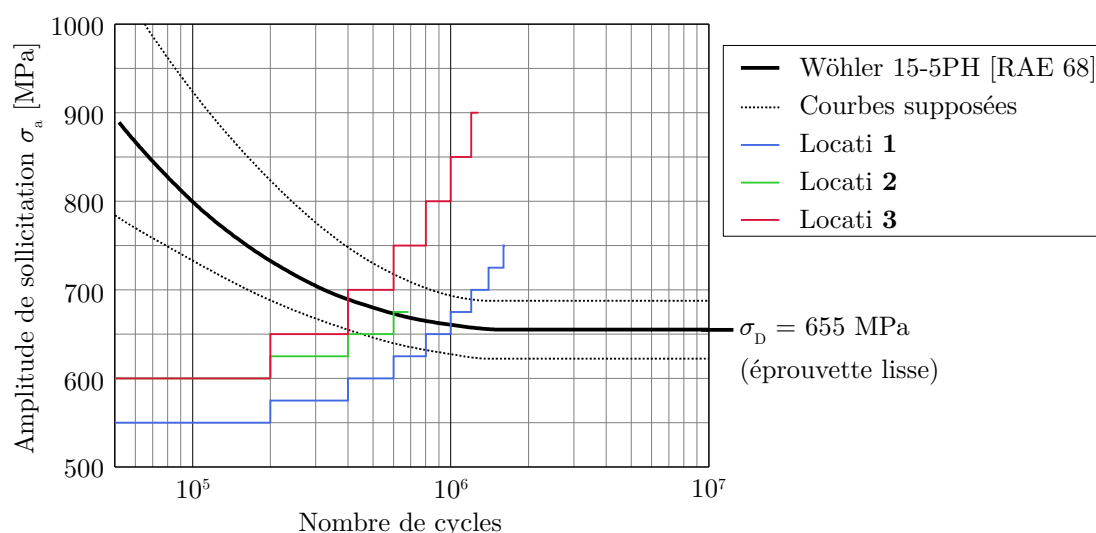


FIGURE 4.16 – Chemin de chargement des essais Locati et représentation de la courbe de Wöhler du 15-5PH obtenue par Raefsky [RAE 68].

Éssai	Rugosité R_a [μm]	σ_{res} axiale de surface [MPa]	σ_D Locati [MPa]
Locati 1	1,24	100	675
Locati 2	0,45	100	620
Locati 3	0,06	-1000	725

TABLE 4.4 – Intégrité de surface des éprouvettes utilisées pour les essais Locati et estimation de leur limite d'endurance.

La comparaison entre les limites d'endurance estimées pour les essais Locati 1 et 2 n'est pas corrélée avec le niveau de rugosité obtenu sur les deux éprouvettes comme observé dans la littérature. L'éprouvette possédant la rugosité la plus élevée a la plus grande durée de vie. Ces résultats, qui serviront de base à la construction des essais Staircase, sont toutefois à considérer très prudemment étant donné la nature de l'essais Locati.

4.4.4 Essais Staircase

Les résultats des essais Staircase réalisés sur les lots d'éprouvettes sélectionnées (voir figure 4.13) sont rassemblés dans la table 4.5. Pour chaque lot d'essais sont indiquées les valeurs moyennes des paramètres d'intégrité de surface ; la limite d'endurance à 50% de probabilité de rupture, calculée d'après la méthode détaillée dans la section 4.4.1.2 ; lorsque les conditions le permettent (voir 4.4.1.2), la valeur de l'estimation de l'écart-type de la limite d'endurance ; et enfin, la valeur du coefficient de concentration de contraintes en fatigue, calculée avec la limite d'endurance du 15-5PH, $\sigma_D(\text{poli}) = 655$ MPa, obtenue par Raefsky sur des éprouvettes polies [RAE 68]. Les estimations des écart-types n'ont pas toutes été calculées en raison d'un nombre d'éprouvettes testées initialement trop faible et/ou du fait de casses d'éprouvettes au niveau des mors de fixation de la machine.

Lot d'essai	Nb. éprouvettes	R_a moyen [μm]	σ_{res} moyenne [MPa]	Endurance σ_D à 2.10^6 cycles [MPa]	Écart-type s [MPa]
Cas 1 - Lot 7/7bis	13	$1,06 \pm 0,12$	156 ± 24	642	20
Cas 2 - Lot 7	5	$0,41 \pm 0,06$	48 ± 37	625	–
Cas 2 - Lot 8	9	$0,45 \pm 0,08$	-168 ± 28	619	–
Cas 3 - PSI 3	10	$1,20 \pm 0,05$	-756 ± 21	662	–
Cas 3 - Lot 8	15	$1,11 \pm 0,02$	-888 ± 12	721	–
Cas 4 - PSI 3	11	$0,53 \pm 0,03$	-1095 ± 68	742	24
Cas 4 - Lot 8	15	$0,54 \pm 0,01$	-1119 ± 15	748	23

TABLE 4.5 – Résultats des essais Staircase

Dans le cadre de la campagne de mise au point du galetage, un lot d'éprouvettes supplémentaire a été également l'objet d'un essai Staircase, dont les résultats figurent dans la table 4.6. Ce lot n'a pas été caractérisé dans sa globalité, mais les résultats obtenus durant les essais de galetage permettent d'affirmer que toutes les éprouvettes possèdent une intégrité de surface assez proche ; à l'exception de la profondeur affectée par les contraintes résiduelles qui est plus importante sur ce lot supplémentaire, $\approx 0,3$ mm ici au lieu de $\approx 0,15$ mm pour les cas 3 et 4. Cela est dû à l'utilisation d'un outil de galetage différent, possédant une bille de $\varnothing 6$ mm, d'un effort de galetage de 300 N et d'une avance $f = 0,05$ mm/tour (voir annexe B).

Lot d'essai	Nb. éprouvettes	R_a moyen [μm]	σ_{res} moyenne [MPa]	Endurance σ_D à 2.10^6 cycles [MPa]	Écart-type s [MPa]
Cas 5	19	$0,05 \pm 0,007$	-1167 ± 31	825	21

TABLE 4.6 – Résultats de l'essai Staircase sur le lot d'éprouvettes de développement du galetage.

4.5 Liens entre intégrité de surface et tenue en fatigue

La figure 4.17 représente les résultats des essais Staircase des cas 1 à 4 dans le repère contraintes-rugosité. À rugosité équivalente, les contraintes résiduelles de compression sur la surface coïncident avec les limites d'endurances les plus élevées, sauf pour le passage du Cas 2 - Lot 7 au Cas 2 - Lot 8. Ces deux lots possèdent sensiblement la même limite d'endurance, mais

la contrainte résiduelle moyenne de surface diffère de plus de 200 MPa, avec de la compression en surface du Cas 2 - Lot 8 (-168 MPa) et de la traction en surface du Cas 2 - Lot 7 (48 MPa).

La diminution de la rugosité est accompagnée par l'augmentation de la limite d'endurance pour les Cas 3 et 4 quel que soit le lot. Toutefois, les contraintes résiduelles de compression en surfaces des deux lots du cas 4 sont plus importantes que celles des lots du cas 3. De plus, la limite d'endurance chute avec la rugosité entre le Cas 1 - Lot 7 et le Cas 2 - Lot 7 alors que les niveaux de contraintes résiduelles de surface sur ces deux cas sont très proches. Il est donc difficile de conclure sur l'influence avérée du niveau de rugosité sur la limite d'endurance du 15-5PH. La valeur de la contrainte en surface ne semble pas non plus suffisante pour expliquer le comportement en fatigue.

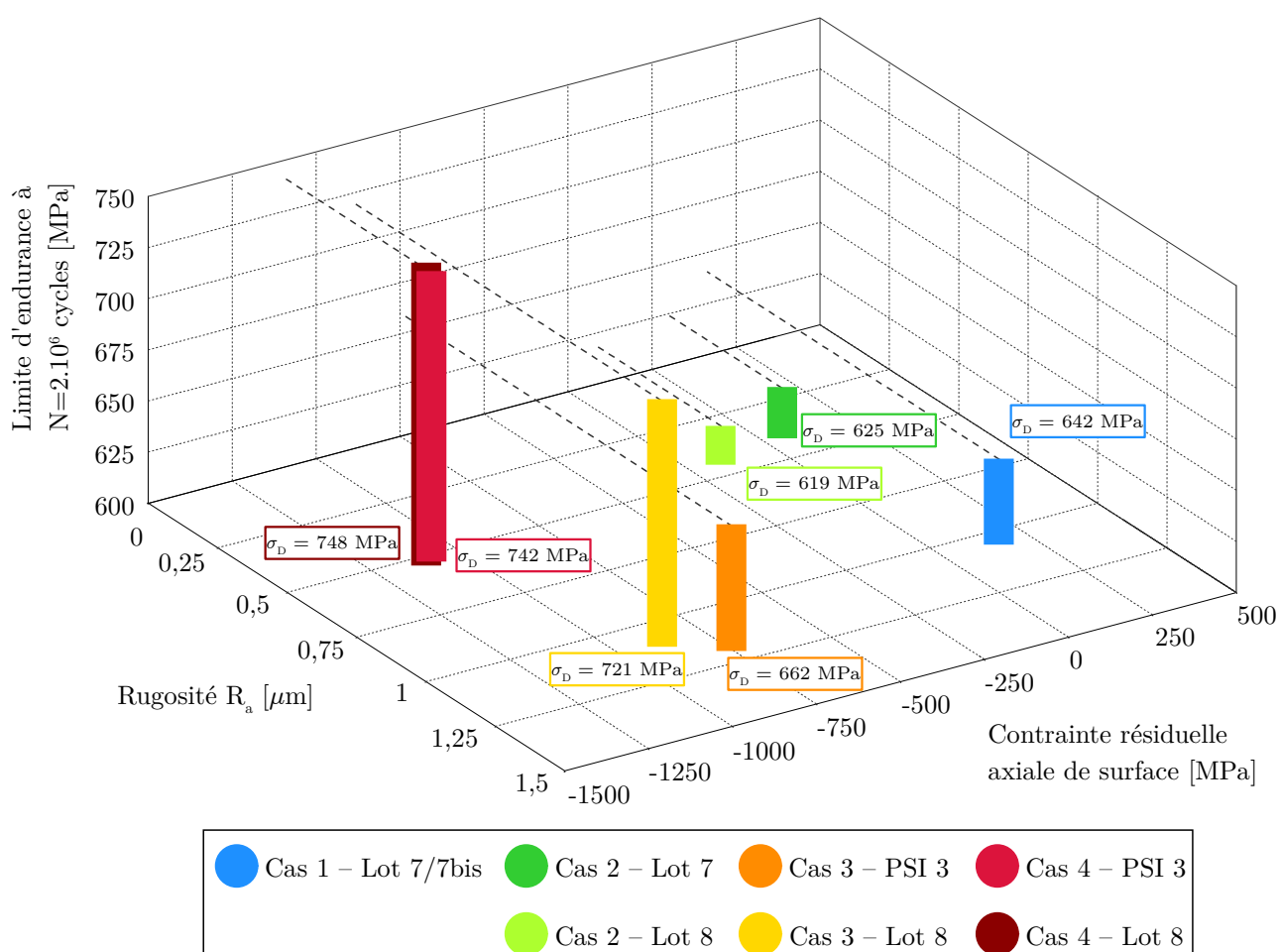
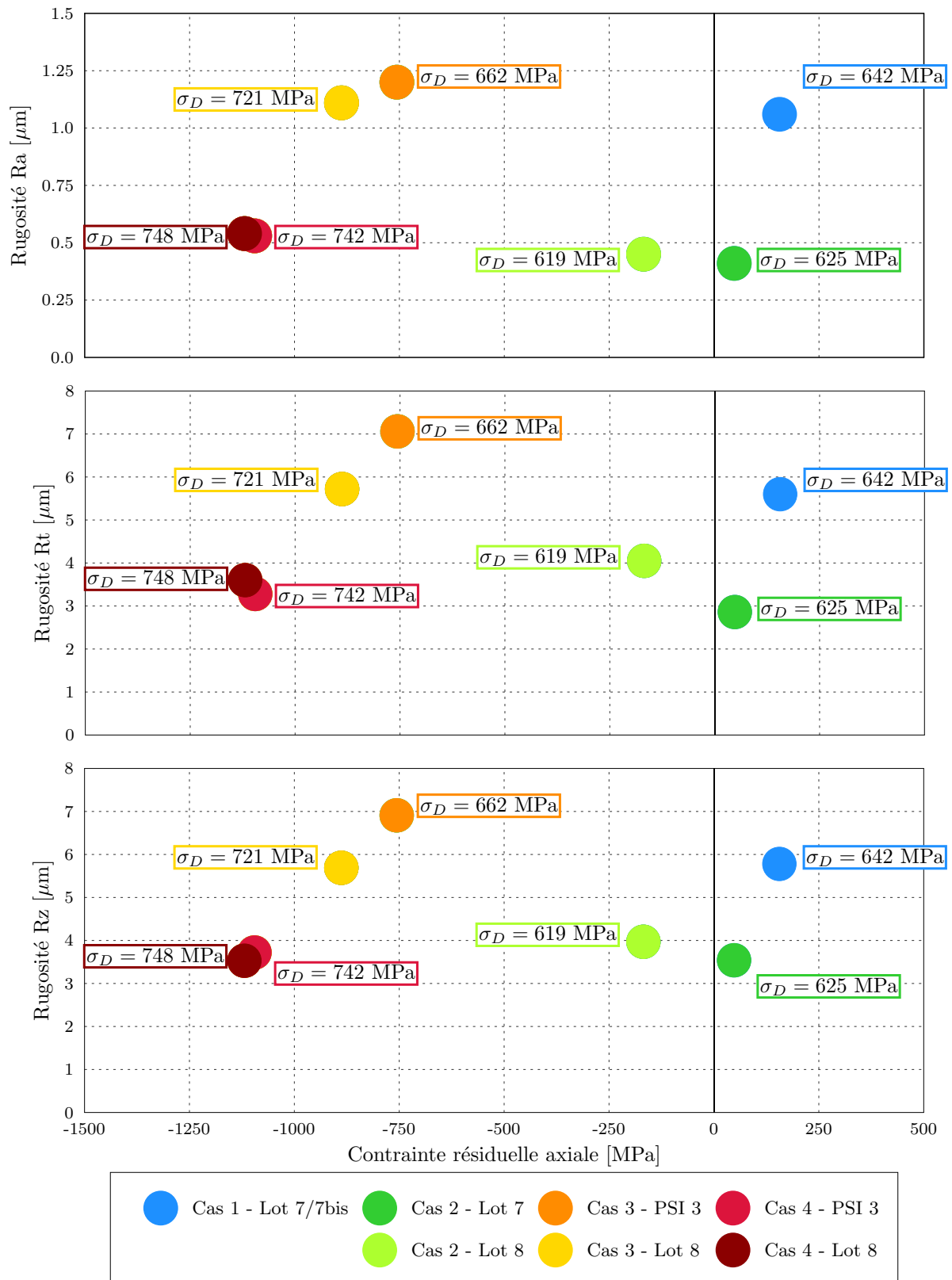


FIGURE 4.17 – Résultats des essais Staircase dans le repère Contraintes-Rugosité.

La figure 4.18 permet de visualiser les résultats en fonction des différents paramètres de rugosités R_a , R_t , R_z . Cette figure met en évidence que quel que soit le paramètre de rugosité considéré, les mêmes tendances apparaissent. Les paramètres locaux, R_t et R_z , ne permettent pas de mettre en évidence une influence particulière de la rugosité qui n'aille pas dans le sens des observations basées sur le paramètre R_a .


 FIGURE 4.18 – Résultats des essais Staircase dans le repère Contraintes-Rugosité (R_a , R_t , R_z).

4.5.1 Analyse comparative - Expérience - Arola - Murakami

Les résultats obtenus après les essais de fatigue sont confrontés aux modèles de prise en compte de la rugosité dans le calcul de la limite d'endurance, présentés dans la section 4.3.1. Pour rappel, le modèle d'Arola [ARO 02] se base sur des mesures de rugosité et l'utilisation de paramètres normalisés pour le calcul d'un coefficient de concentration de contraintes K_t qui peut ensuite être ramené à une valeur de concentration de contrainte en fatigue K_f . L'utilisation de ce modèle nécessite aussi la mesure de rayons de fond d'entaille qui sont mesurés sur les profils de rugosité. Le modèle de Murakami [MUR 02] assimile le profil d'ondulation à une succession d'entailles. Dans le cas du tournage, l'avance par tour f et la hauteur de crête théorique du profil R_t sont utilisés pour calculer le paramètre $\sqrt{\text{area}}$, représentatif de la surface projetée d'un défaut de rugosité. Ce paramètre se détermine à l'aide de la figure 4.7 ou de l'équation 4.19 [MCK 12], où $2b = f$, et $a = R_t$.

$$\begin{aligned} \frac{\sqrt{\text{area}}}{2b} &\cong 2,97 \left(\frac{a}{2b} \right) - 3,51 \left(\frac{a}{2b} \right)^2 - 9,47 \left(\frac{a}{2b} \right)^3 && \text{pour } \frac{a}{2b} < 0,195 \\ \frac{\sqrt{\text{area}}}{2b} &\cong 0,38 && \text{pour } 3 > \frac{a}{2b} > 0,195 \end{aligned} \quad (4.19)$$

Les valeurs moyennes des paramètres de rugosité de chacun des cas est reporté dans la table 4.7, avec les valeurs de facteur d'état de surface en fatigue calculé à partir de l'équation 4.9. Ces valeurs sont comparées avec le facteur d'état de surface en fatigue expérimental calculé avec les limites d'endurance obtenues lors des essais Staircase (voir figure 4.17), et de la limite d'endurance d'une éprouvette polie $\sigma_D(\text{poli}) = 655 \text{ MPa}$. Pour chaque cas, le modèle prédit une diminution de la limite d'endurance puisqu'il ne considère pas les contraintes résiduelles. En revanche, pour les Cas 2 - Lot 7 et Cas 2 - Lot 8 où les contraintes résiduelles de surface sont relativement proches de 0 MPa, les coefficients de concentration de contrainte en fatigue sont assez bien prédits, avec des écarts expérimental-prédiction inférieurs à 10%. Le modèle d'Arola *et al.* est donc adapté dans le cas où le niveau de contraintes résiduelles en surface voire en sous-couche est quasi nul, de même que les valeurs de contraintes résiduelles en profondeur pour ces deux cas (voir chapitre 3, section 3.4.2).

	Paramètres de rugosité				Arola [ARO 02]		$K_f \text{ exp.}$
	$\overline{R_a}$ [μm]	$\overline{R_t}$ [μm]	$\overline{R_z}$ [μm]	$\overline{\rho}$ [μm]	K_t (éq. 4.7)	K_f (éq. 4.9)	
Cas 1 - Lot 7	1,14	5,60	5,78	5	1,44	1,44	1,02
Cas 2 - Lot 7	0,41	2,86	3,54	4,88	1,13	1,13	1,05
Cas 2 - Lot 8	0,45	4,05	3,97	6,58	1,14	1,14	1,06
Cas 3 - Lot 8	1,12	5,72	5,69	5,4	1,42	1,41	0,91
Cas 4 - Lot 8	0,54	3,60	3,53	5,4	1,21	1,20	0,88
Cas 3 - PSI 3	1,20	7,06	6,91	5,4	1,45	1,45	0,99
Cas 4 - PSI 3	0,53	3,28	3,72	5,4	1,17	1,17	0,88

TABLE 4.7 – Calcul du facteur d'état de surface en fatigue d'après Arola [ARO 02] et comparaison avec la valeur $K_f \text{ exp.}$ obtenue expérimentalement.

Les limites d'endurance et K_f , calculées d'après le modèle de Murakami, sont reportées dans la table 4.8 et comparées aux valeurs expérimentales. Dans ce cas encore, l'absence de prise en

compte des contraintes résiduelles conduit à surestimer le facteur d'état de surface en fatigue, mais de manière moins prononcée que le modèle d'Arola.

La figure 4.19 compare les différentes modélisations à l'expérience. Dans la majorité des cas, le coefficient de concentration de contraintes en fatigue est surestimé par rapport à la réalité. En présence de contraintes résiduelles, ces modèles se montrent donc trop conservatifs. Les mêmes tendances ont été observées par Guillemot sur des essais de fatigue en flexion ($R_\sigma = 0,1$) [GUI 10] et par McKelvey *et al.* en flexion rotative [MCK 12], ce qui vient confirmer que ces modèles ne fonctionnent que si l'état de contraintes résiduelles est nul.

	Murakami [MUR 02]				K_f	$K_f \text{ exp.}$
	$a = \frac{f^2}{8R_\epsilon}$ [μm]	$2b = f$ [mm]	$\sqrt{\text{area}}$ [μm]	$\sigma_D(\text{Murakami})$ (eq. 4.11)		
Cas 1 - Lot 7	3,4	0,18	9,79	508	1,29	1,02
Cas 2 - Lot 7	0,84	0,09	2,48	639	1,02	1,05
Cas 2 - Lot 8	0,5	0,04	1,46	698	0,94	1,06
Cas 3 - Lot 8	2,50	0,20	7,31	534	1,23	0,91
Cas 4 - Lot 8	0,76	0,11	2,23	651	1,01	0,88
Cas 3 - PSI 3	2,76	0,21	8,05	525	1,25	0,99
Cas 4 - PSI 3	0,76	0,11	2,23	651	1,01	0,88

TABLE 4.8 – Calcul de K_f d'après Murakami [MUR 02] et comparaison avec la valeur $K_f \text{ exp.}$ obtenue expérimentalement.

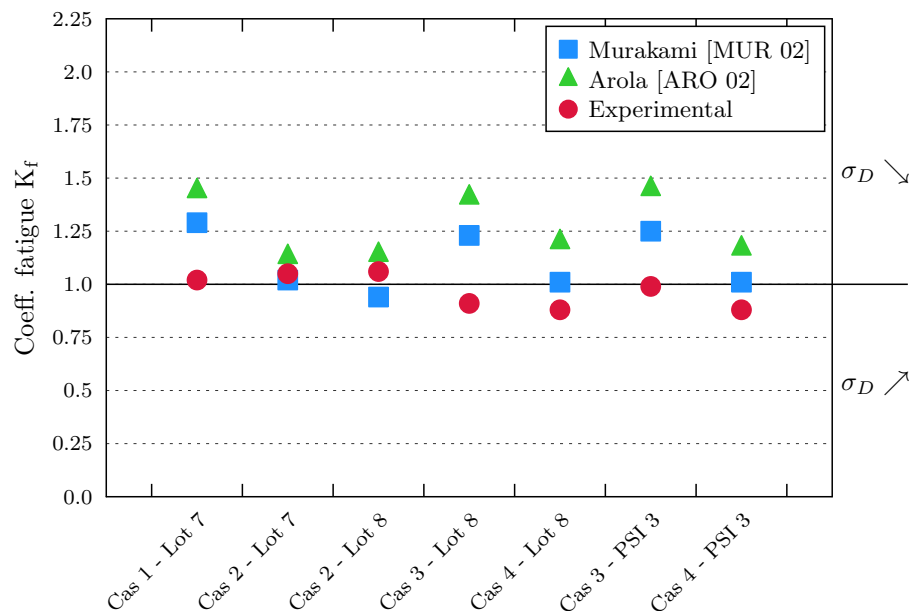


FIGURE 4.19 – Comparaison des K_f obtenus expérimentalement et par les modèles d'Arola et Murakami.

4.5.2 Effet des contraintes résiduelles

Il a été remarqué lors de l'analyse qualitative des résultats, en début de cette section que la contrainte de surface ne semblait pas être un indicateur suffisant de la limite d'endurance. En effet, pour le Cas 2 - Lot 7, alors que les contraintes résiduelles de surface sont en moyenne de traction, la limite d'endurance est supérieure à celle du Cas 2 - Lot 8 qui possède des contraintes résiduelles de compression en surface. Comme cela a été remarqué dans la littérature (voir section 4.3.2), la forme du profil de contrainte sous la surface semble jouer un rôle très important vis-à-vis de la tenue en fatigue.

La figure 4.20 permet de comparer la forme des gradients de contraintes résiduelles dans la direction axiale. Ces gradients sont relevés sur des éprouvettes pour les Cas 1 - Lot 7, Cas 2 - Lot 7 et Cas 2 - Lot 8. Le choix des éprouvettes analysées a été fait en s'assurant que leurs intégrités de surface correspondaient, ou étaient très proches, de l'intégrité de surface moyenne du lot d'essai correspondant.

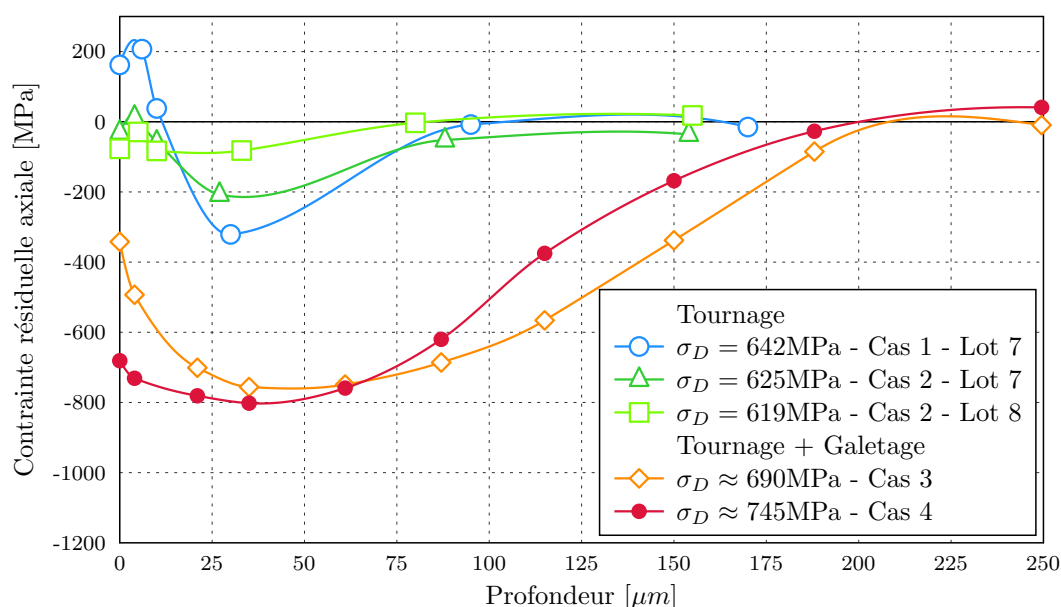


FIGURE 4.20 – Comparaison des profils de contraintes résiduelles dans la direction axiale relevés sur les éprouvettes des différents cas et leur limite d'endurance calculée. Les profils de contraintes des cas 3 et 4 sont des profils obtenus après galetage d'un cylindre de gros diamètre.

La forme des profils de contraintes, ainsi que les valeurs de pic de compression et les profondeurs affectées sont bien corrélées avec les limites d'endurance de chacun des cas. La différence entre les limites d'endurances des Cas 2 - Lot 7 ($\sigma_D = 625\text{MPa}$), et Cas 2 - Lot 8 ($\sigma_D = 619\text{MPa}$), bien que cohérente avec les modèles empiriques basés sur la rugosité, n'était pas corrélée avec la valeur de la contrainte résiduelle de surface. En revanche, la forme des profils de contraintes résiduelles sous ces deux éprouvettes est cohérente avec les résultats des essais Staircase puisque le profil du Cas 2 - Lot 8 est moins bien marqué en intensité que le profil du Cas 2 - Lot 7. Le profil de contraintes résiduelles relevé sur le Cas 2 - Lot 7 montre un pic de compression de -200 MPa , $30\text{ }\mu\text{m}$ sous la surface et la profondeur affectée est de l'ordre de $80\text{ }\mu\text{m}$. Pour le Cas 2 - Lot 8 le pic de compression n'est pas marqué, le niveau de contraintes

résiduelle reste aux alentours de -100 MPa, jusqu'à s'annuler, 80 μm sous la surface.

Pour visualiser l'influence des contraintes résiduelles, l'approche présentée dans la section 4.3.2 consiste à considérer les contraintes résiduelles comme une contrainte moyenne qui vient se superposer à l'amplitude de la sollicitation. Pour rappel, cela revient à exprimer l'amplitude de contrainte admissible en fonction de la limite d'endurance à $R_\sigma = -1$ en l'absence de contraintes résiduelles, du niveau de contraintes résiduelles du cas considéré et de la limite à rupture du matériau (voir équation 4.12). Lu insiste sur l'importance de prise en compte de la relaxation des contraintes résiduelles dans cette approche [LU 03]. En effectuant des analyses de surface sur les éprouvettes n'ayant pas rompue durant le staircase, il a été possible d'évaluer la relaxation des contraintes pour la quasi-totalité des cas. Pour le traitement, quatre cas de figure sont étudiés, avec l'utilisation :

- des contraintes résiduelles de surface avant essais,
- des contraintes résiduelles de surface relaxées,
- de la valeur moyenne du profil de contraintes résiduelles sur une profondeur de 100 micromètres environ,
- d'une estimation de la valeur moyenne du profil des contraintes résiduelles sur 100 micromètre, après relaxation¹.

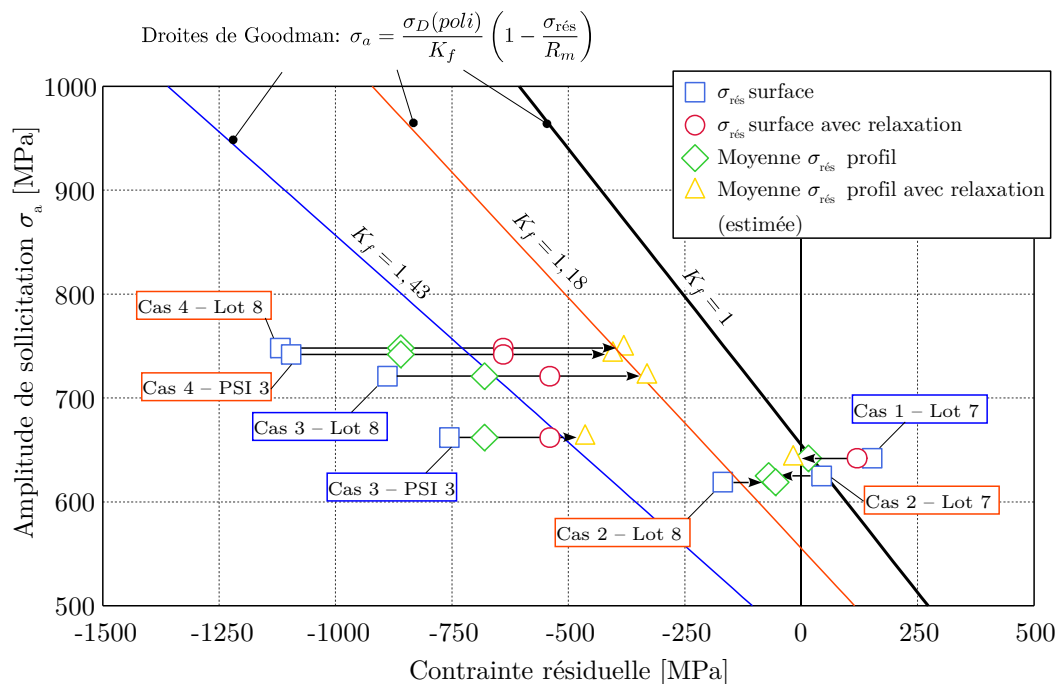


FIGURE 4.21 – Influence des contraintes résiduelles avec et sans relaxation, sur la limite d'endurance pour un essai de fatigue en flexion purement alternée $R_\sigma = -1$.

La figure 4.21 présente le diagramme de Haigh où figurent les résultats d'essais de fatigue en fonction de la valeur de la contrainte résiduelle (de surface, moyenne du profil, avec ou sans relaxation). Sur ce diagramme, sont également tracées trois droites de Goodman. Chacune de

1. À la valeur moyenne du profil de contrainte est soustraite l'écart entre la contrainte résiduelle de surface et la contrainte de surface relaxée

ces droites intègre un facteur d'état de surface en fatigue dû à la rugosité K_f calculé à partir du modèle d'Arola. La prise en compte d'une valeur de contrainte résiduelle moyennée sur le profil, après relaxation permet de réduire l'écart avec la droite de Goodman pour $K_f = 1$. Clairement, négliger ce coefficient K_f conduit le modèle à surestimer très largement les limites de fatigue pour les cas 3 et 4 qui présentent de fortes contraintes de compression en surface et en profondeur. En revanche, la pondération de la limite d'endurance $\sigma_D(\text{poli})$ par les K_f correspondants à chaque cas (pour le cas 4, $K_f \approx 1,18$ et pour le cas 3, $K_f \approx 1,43$) permet au modèle de donner des résultats similaires à l'expérience, excepté dans le cas des éprouvettes du Cas 3 - Lot 8 et des Cas 1 et 2. Toutefois, les profils de contraintes utilisés pour les cas 3 et 4 et la supposition que la relaxation est identique tout au long du profil de contrainte rendent ces observations discutables.

L'utilisation du coefficient K_f dans la formulation de Goodman permet de coupler la prise en compte de l'effet de la rugosité et les contraintes résiduelles sur la limite d'endurance. La limite du modèle réside dans sa formulation : le modèle ne considère qu'un état de contraintes uni-axial, hors il a été montré dans la bibliographie, que les états de contraintes générés par le tournage et le galetage étaient bi-axiaux en surface, et tri-axiaux sous la surface. La non prise en compte de ces états de contraintes par le modèle peut donc conduire à des écarts importants dans le calcul de l'amplitude de la sollicitation admissible.

4.5.3 Courbes de Wöhler - modèle de Basquin

Les éprouvettes non utilisées ou non rompues durant le Staircase ont fait l'objet d'essais de fatigue à des niveaux de contraintes supérieurs à leurs limites d'endurance. Ces éprouvettes servent à déterminer les coefficients du modèle de Basquin (voir équation 4.4). Dans les cas où aucune éprouvette n'était disponible, les coefficients du modèle ont été calculés en prenant le point correspondant à la limite d'endurance déterminée, et 90% de la limite à rupture pour 1000 cycles. Les coefficients A et B du modèle de Basquin pour chaque cas sont reportés dans la table 4.9 et le tracé des courbes se trouve sur la figure 4.22. L'annexe D regroupe l'ensemble des essais de fatigue réalisés et les courbes de Basquin correspondantes. Malgré un nombre d'éprouvettes disponibles parfois faible, il apparaît clairement que l'effet du galetage ne se fait sentir qu'à partir de 70000 cycles, pour des contraintes inférieures à 880 MPa.

	A	B
15-5PH [RAE 68]	$1,32.10^{39}$	11,66
Cas 1 - Lot 7/7bis	$1,63.10^{41}$	12,44
<i>Cas 2 - Lot 7</i>	<i>$2,53.10^{48}$</i>	<i>15,06</i>
Cas 2 - Lot 8	$1,57.10^{33}$	9,63
Cas 3 - Lot 8	$6,71.10^{54}$	16,98
Cas 4 - Lot 8	$6,91.10^{67}$	21,41
<i>Cas 3 - PSI 3</i>	<i>$2,30.10^{54}$</i>	<i>17,04</i>
<i>Cas 4 - PSI 3</i>	<i>$9,79.10^{71}$</i>	<i>22,88</i>
<i>Lot Dév. Galetage</i>	<i>$1,49.10^{104}$</i>	<i>33,56</i>

TABLE 4.9 – Valeurs des coefficients du modèle de Basquin. Les coefficients du modèle de Basquin basés sur la limite d'endurance à 1000 cycles égale à 90% de la limite à rupture figurent en italique.

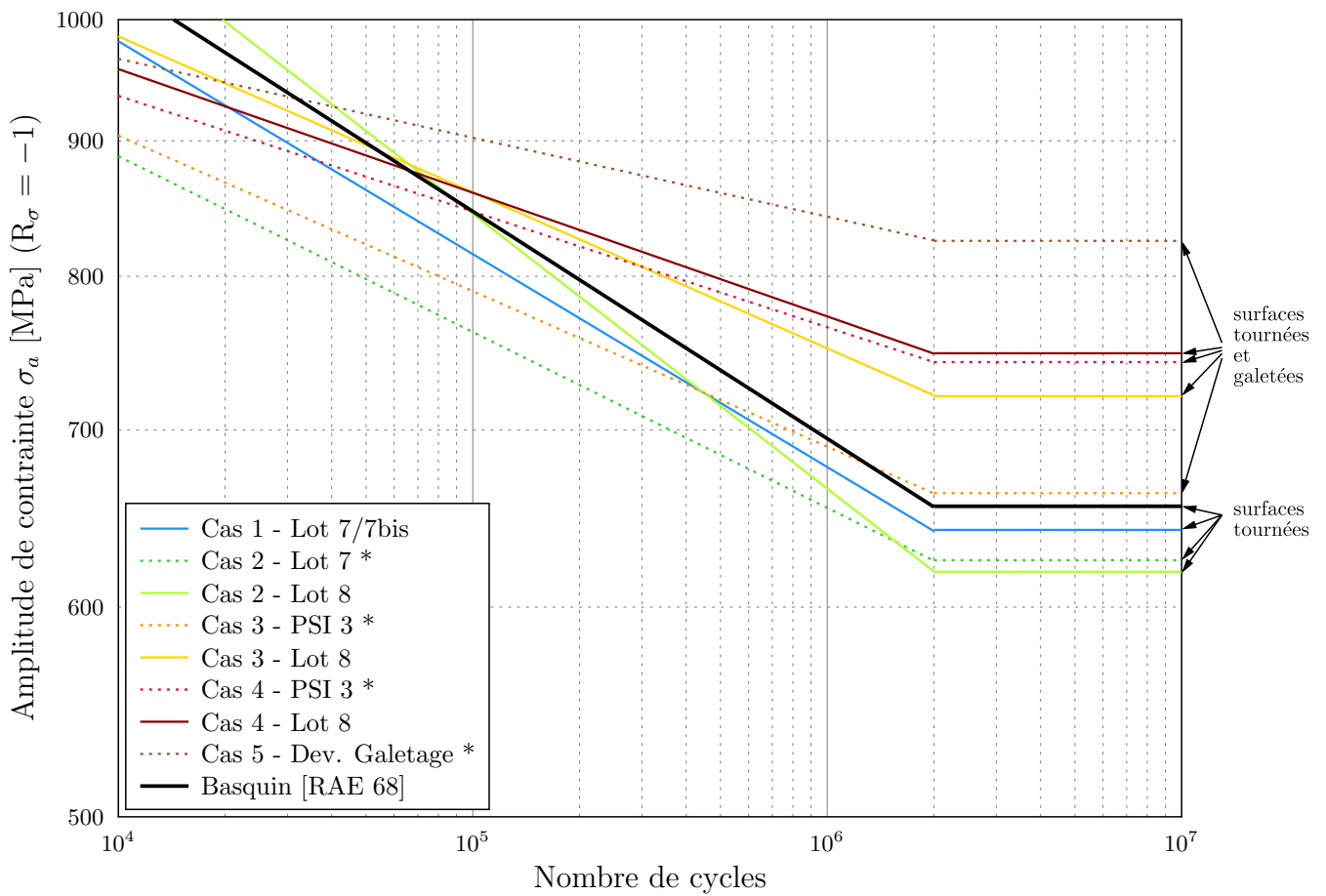


FIGURE 4.22 – Modèle de Basquin appliqué aux différents lots testés. Les coefficients du modèle de Basquin des courbes en pointillés sont basés sur une limite d'endurance à 1000 cycles égale à 90% de la limite à rupture.

4.6 Conclusion

Les travaux réalisés dans le cadre de ce chapitre ont permis d’observer l’effet des paramètres d’intégrité de surface sur la fatigue et de les confronter aux tendances observées dans la littérature, ainsi qu’à certains modèles empiriques.

La rugosité a un rôle influent sur la tenue en fatigue lorsque les contraintes résiduelles sont nulles ou très proches de 0, en surface et en profondeur. Pour des niveaux de contraintes différents, la rugosité ne semble plus avoir d’influence notable. Les modèles développés par Murakami [MUR 02] et Arola [ARO 02] permettent d’estimer à 10% près la limite d’endurance du 15-5PH pour des niveaux de contraintes proches de 0 MPa, et deviennent inefficaces en présence de contraintes résiduelles plus importantes.

Il a également été mis en avant que la valeur de la contrainte en surface est insuffisante pour caractériser l’endurance d’une pièce tournée en 15-5PH. La limite d’endurance pour un cas affichant une contrainte résiduelle de compression en surface est plus faible que celle d’un cas affichant une contrainte de traction en surface. Il faut donc considérer le profil des contraintes résiduelles dans sa globalité puisqu’il a été montré dans ce chapitre qu’il permet d’expliquer la situation paradoxale précédente. Toutefois, il semblerait que s’intéresser uniquement au profil des contraintes résiduelles orientées dans la direction de sollicitation ne soit pas suffisant pour décrire de manière satisfaisante la limite d’endurance. La prise en compte des états bi-axiaux et tri-axiaux des contraintes doit permettre d’améliorer cette description mais nécessite de développer des outils numériques pour obtenir ces états de contrainte. D’où la nécessité de déterminer les contraintes résiduelles circonférentielles, ainsi que l’état de contraintes en profondeur.

Enfin, la modélisation des courbes de Wöhler à partir du modèle de Basquin montre que les effets du galetage semblent ne plus se faire sentir lorsque l’amplitude de sollicitation dépasse les 850 MPa, ce qui correspond environ à 80% de la valeur de la limite élastique.

Il est possible de relier les différentes caractéristiques de l’intégrité de surface aux phases d’amorçage et de propagation de fissures courtes. La rugosité et la valeur de la contrainte résiduelle de surface ont un impact sur la durée N_a de la phase d’amorçage, qui a tendance à augmenter si la contrainte en surface est de compression et la rugosité faible. La durée de la phase de propagation des fissures courtes N_{pfc} est, elle, influencée par le profil de contraintes résiduelles, l’écrouissage et la microstructure. La propagation de la fissure sera retardée d’autant plus que le profil de contraintes résiduelles est de compression et la profondeur affectée importante. Vu les observations réalisées dans ce chapitre, il semblerait que ce dernier paramètre soit le plus influent sur la fatigue du 15-5PH dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles étudié.

Conclusion

L'objectif des travaux présentés dans ce mémoire de thèse était de proposer une méthode permettant de mettre en évidence l'influence des paramètres d'intégrité de surface, sur la tenue en fatigue. Cette étude a été réalisée dans le cadre du projet MIFSU (Modélisation et Fatigue des Surfaces Usinées) financé par l'institut Carnot I@L, à la suite d'une thèse axée sur la modélisation de l'intégrité de surface en tournage de l'acier 15-5PH, financée par un consortium regroupant Airbus Helicopters, Areva et le CETIM. C'est donc sur cette base que se sont initiés les travaux présentés dans ce mémoire. Deux axes principaux et complémentaires ont été suivis. Le premier axe, développé au sein des chapitres 1, 2 et 3, est centré sur l'ingénierie des surfaces et des procédés mais aussi sur la science des matériaux. Il a eu pour but de proposer des méthodes d'obtention de surfaces possédant une intégrité de surface définie au préalable. Le second axe visait à relier le comportement en fatigue des surfaces en fonction des paramètres d'intégrités de surfaces obtenus en utilisant les résultats du premier axe.

Ingénierie des surfaces et des procédés

Après une revue bibliographique des procédés de fabrication et de finition pouvant être utilisés pour l'obtention de pièces de révolution, deux procédés ont été sélectionnés. En premier, le tournage a été choisi ; d'une part car il est une étape nécessaire à l'obtention de la forme finale d'une pièce de révolution ; d'autre part, parce que les conséquences du tournage sur l'intégrité de surface du 15-5PH sont bien connues, et ont été l'objet du travail de thèse de A. Mondelin. Le second procédé choisi est un procédé de finition des surfaces, il s'agit du galetage, faisant l'objet d'un intérêt croissant des chercheurs et de l'industrie pour sa simplicité de mise en œuvre et les avantages qu'il apporte.

Quatre types de surfaces différentes ont été définis, avec l'objectif de dissocier autant que possible les paramètres d'intégrité de surface afin d'étudier de manière indépendante, l'influence de chacun. Les quatre cas visés étaient :

- Un premier cas correspond à l'intégrité de surface obtenue par l'opération de tournage finition dans sa configuration industrielle. Les conditions de tournage utilisées sur gros diamètre conduisent à l'obtention d'une rugosité R_a de l'ordre de $0,9 \mu\text{m}$. Cet usinage conduit à la génération de contraintes résiduelles de traction en surface, comprises entre 200 et 400 MPa ; et d'un profil bi-axial de contraintes résiduelles en « crochet », avec un pic de compression de -400 MPa, situé entre une vingtaine et une cinquantaine de micromètres sous la surface et d'un retour vers 0 MPa aux alentours de 100 micromètres. D'un point de vue microstructural, cela doit produire une « couche blanche » de 1 à 2 micromètres d'épaisseur, suivie d'une couche de transition où la microstructure d'origine semble suivre

la direction d'écoulement de la matière jusqu'à une profondeur de 7 à 10 micromètres, à partir de laquelle la microstructure n'apparaît plus affectée par le procédé.

- Un second cas diffère du premier par la rugosité recherchée. L'objectif est de conserver un profil de contraintes résiduelles très proche, en termes de forme et d'intensités, ainsi qu'une microstructure identique. La modification de l'avance par tour au cours du tournage permet d'obtenir une rugosité plus faible, tout en limitant les modifications sur le profil de contraintes résiduelles, comme cela avait été constaté par Mondelin [MON 12a].
- Le troisième cas vise l'obtention de contraintes résiduelles de compression dès la surface, avec un niveau de rugosité équivalent à celui obtenu pour le premier cas. Des contraintes résiduelles de compression sont recherchées tout le long du profil, sur une profondeur au moins identique à la profondeur affectée en tournage.
- Le quatrième cas a pour but de proposer une surface dont la rugosité est équivalente à celle recherchée pour le deuxième cas, et, à l'instar du 3^e cas, d'obtenir des contraintes résiduelles de compression en surface et d'un profil de forme et d'intensités voisines.

L'obtention des 1^{er} et 2^e cas, reposant uniquement sur une opération de tournage, a mis en évidence des aspects inattendus. L'utilisation des conditions d'usinage sur des éprouvettes de petits diamètres conduisent à l'obtention d'une intégrité de surface erratique. Le niveau de rugosité obtenu est globalement satisfaisant malgré une dispersion attribuée à la mauvaise évacuation du copeau durant l'opération de tournage, ainsi qu'une vitesse de coupe V_c trop basse et des phénomènes vibratoires. En revanche, une très forte dispersion de la valeur de la contrainte résiduelle en surface a été obtenue, celle-ci passant de la compression à la traction d'une éprouvette à l'autre. Des modifications de paramètres de tournage ont été proposées pour tenter de réduire cette dispersion mais sans succès. Une analyse comparative réalisée sur des surfaces obtenues dans les mêmes conditions, mais sur un cylindre de plus gros diamètre, a permis de mettre en avant le diamètre de la pièce usinée comme facteur principal expliquant cette dispersion. Le diamètre influe fortement sur la dynamique de la coupe et donc sur les mécanismes physiques à l'origine de la formation des contraintes résiduelles. Ces mécanismes sont bien caractérisés et modélisés dans le cas du tournage de pièces de diamètre important. Cependant, dans des conditions « extrêmes » (vitesses de coupe et diamètres faibles), les modèles ne parviennent pas à reproduire correctement les intensités et les interactions des chargements thermomécaniques à l'origine des contraintes résiduelles. Les analyses microstructurales réalisées n'ont pas montré de différences majeures entre les microstructures obtenues par le tournage d'un cylindre de gros diamètre (thèse de Mondelin), et celles obtenues sur les éprouvettes de petits diamètres dans cette thèse. Des caractérisations au MET ont permis d'observer avec une plus grande précision la microstructure de la couche de surface et de valider la recristallisation dynamique comme mécanisme de formation de cette couche.

L'obtention des 3^e et 4^e cas n'a pas posé de difficultés particulières. Les travaux de mise au point du galetage ont confirmé que le procédé faisait preuve d'une très bonne répétabilité, et ce même sur les éprouvettes de petit diamètre. Deux géométries d'outil différentes ont été testées afin de trouver la plus adaptée pour contrôler la rugosité et évaluer les différents profils de contraintes obtenus. Il a ainsi été montré que le profil de contraintes résiduelles obtenu dépendait principalement de l'effort de galetage appliqué, et que la modification de l'avance par tour n'apportait que des modifications mineures. Ainsi il est possible de piloter la rugosité de la surface obtenue, tout en garantissant un niveau de contraintes résiduelles stable. Alors que la littérature laissait penser que le galetage conduisait à d'importantes modifications microstructurales, les analyses MEB et EBSD n'ont pas mis en évidence de différences notoires avec le gradient de

microstructure obtenu en tournage. L'analyse de deux lames minces, prélevées sur une couche tournée et tournée + galetée, au MET ainsi qu'en STEM et ASTAR, permettent une très bonne visualisation, dans les deux cas, des grains nanométriques recristallisés qui constituent la couche de surface et de grains allongés dans la couche intermédiaire.

Influence de l'intégrité de surface sur la tenue en fatigue.

Malgré les difficultés d'obtention de certaines intégrités de surfaces ciblées, il a été possible de constituer des lots d'éprouvettes possédant des caractéristiques de surface similaires. L'influence de la rugosité et des contraintes résiduelles ont été observées. Les résultats obtenus montrent une hausse sensible de la limite d'endurance pour les surfaces galetées, alors que les surfaces issues du tournage présentent des limites d'endurances inférieures à celle d'une surface polie. Globalement le galetage apporte jusqu'à 28% d'augmentation de la limite d'endurance dans le cas le plus extrême testé, avec des contraintes de compression de l'ordre de -1100 MPa en surface, une profondeur affectée par les contraintes de compression plus élevée, et une rugosité $R_a < 0,06 \mu\text{m}$.

Deux modèles, Murakami [MUR 02] et Arola [ARO 02], ont été utilisés pour évaluer l'influence de la rugosité sur la limite d'endurance. Si ces deux modèles donnent une estimation assez proche de la limite d'endurance dans le cas où les niveaux de contraintes résiduelles atteints sur et sous la surface sont faibles, ils ne conviennent pas pour estimer cette limite dans les autres cas. Sur deux surfaces présentant une rugosité différente mais des contraintes résiduelles de compression en surface et un profil de contraintes semblable, les modèles estiment une différence de limite d'endurance de l'ordre de 25% alors qu'expérimentalement elle est inférieure à 5%. La rugosité semble donc être un facteur de second ordre face aux contraintes résiduelles.

Une approche de la prise en compte des contraintes résiduelles, dans la direction principale de sollicitation a permis de mettre en avant que la valeur de la contrainte résiduelle en surface ne suffit pas à décrire le comportement en fatigue. En effet, une situation paradoxale a été rencontrée, où une surface présentant des contraintes résiduelles de compression en surface possède une limite d'endurance plus faible qu'une surface de rugosité équivalente mais avec des contraintes résiduelles de traction en surface. La caractérisation du profil de contraintes résiduelles dans les deux cas permet d'expliquer ce résultat surprenant a priori : la surface en traction présente un profil de contrainte où la valeur du pic de compression sous la surface, ainsi que la profondeur affectée sont plus importantes que la surface avec les contraintes de compression en surface. Les résultats obtenus ont été confrontés avec une approche basique de prise en compte des contraintes résiduelles qui confirme l'importance de considérer, non pas la valeur en surface, mais le profil de contraintes résiduelles stabilisé. Ce profil s'obtient soit de manière expérimentale en cyclant une éprouvette, soit par le biais de la modélisation, ce qui nécessite une caractérisation mécanique complète du matériau au préalable. Toutefois, la considération d'un état de contraintes uni-axial semble insuffisant pour faire le lien avec l'endurance de la pièce.

Finalement, la modélisation des courbes de Wöhler à partir du modèle de Basquin a permis de montrer que les éprouvettes galetées, avec des niveaux et profils de contraintes résiduelles importants, possèdent une durée de vie plus importantes que les surfaces obtenue par tournage. Cette amélioration se fait sentir jusqu'à des niveaux de contraintes atteignant les 850 MPa environ. Au-delà, l'intégrité de surface ne semble plus jouer de rôle particulier.

En conclusion, le travail présenté dans ce mémoire met en évidence l'effet bénéfique d'un profil de contraintes résiduelles de compression sur la limite d'endurance de l'acier 15-5PH, où la rugosité a un effet de second ordre. La phase de fabrication d'éprouvettes est une étape critique qui est à surveiller en raison de l'importante dispersion relevée au cours de l'étude. Il est nécessaire d'effectuer un contrôle unitaire de chaque éprouvette afin de garantir sa conformité lors de la première fabrication d'un lot. Si l'intégrité de surface obtenue est suffisamment stable, un contrôle statistique stricte permettra de garantir un niveau de dispersion acceptable. Le fait de réaliser les essais de fatigue sur un lot d'éprouvettes dont l'intégrité de surface est similaire permet de réduire l'incertitude sur la détermination de la limite d'endurance de pièces possédant la même intégrité de surface. Pour parvenir à constituer des lots d'essais de fatigue, un effort important et inattendu a été fourni dans le cadre de cette étude :

- au total, 525 ébauches ou éprouvettes ont été usinées ;
- parmi ces 525 éprouvettes, 211 ont été totalement caractérisées en rugosité et contraintes résiduelles, soit presque 850 points de mesures pour chaque caractérisation ;
- l'usinage de ces 211 éprouvettes a été monitoré en effort ;
- enfin, pas moins de 100 éprouvettes ont fait l'objet d'essais de fatigue.

Perspectives

Le travail réalisé dans ce manuscrit a permis de déterminer les précautions à prendre pour étudier l'effet de l'intégrité de surface sur la tenue en fatigue. La prise en compte de tous les aspects évoqués (dispersion due à l'usinage, méthodes de caractérisation des surfaces, méthodologie d'essais de fatigue) ouvre la voie vers des perspectives qui pourront permettre d'améliorer la compréhension des mécanismes liés à l'intégrité de surface et qui contribuent à piloter la durée de vie en fatigue de pièces obtenues en tournage.

Le premier point qui nécessiterait d'être développé concerne le tournage de pièces de diamètre faible. Ce travail a en effet mis en évidence l'aspect critique de cette étape, en pointant le manque de connaissance qui existe, que ce soit d'un point de vue expérimental, que d'un point de vue modélisation. Actuellement, les modèles ne permettent pas de prédire de manière fiable la distribution des contraintes résiduelles obtenues par tournage de pièces de faibles diamètres avec des conditions de coupe qui se situent en dehors des limites du couple outil-matière. Par ailleurs, un apport dans la prise en compte des phénomènes dynamiques inhérents au tournage de telles pièces, tels que les vibrations, est indispensable puisqu'il a été montré que cela pouvait fortement influencer la génération des contraintes résiduelles.

Pour caractériser l'influence de l'intégrité de surface sur la tenue en fatigue, il paraît important de disposer d'une description détaillée de l'état de contraintes résiduelles sur, et sous la surface ; la valeur de la contrainte résiduelle dans la direction de sollicitation n'étant pas suffisante. La prise en compte de cet état 3D des contraintes résiduelles peut se faire de deux moyens. Expérimentalement, cela nécessite la fabrication d'éprouvettes possédant la même intégrité de surface, et d'obtenir le profil de contrainte avant, et après cyclage ; permettant ainsi de caractériser la relaxation des contraintes résiduelles et les profils à considérer par la suite. Numériquement, cela nécessite de connaître précisément les lois de comportement du matériau étudié et de réaliser des calculs permettant d'obtenir les distributions de contraintes en 3D après relaxation à prendre en compte.

Les différents modèles évoqués ne prennent pas en compte les interactions entre la rugosité

et les contraintes résiduelles. Il semble donc important d'identifier les mécanismes à l'origine de l'amorçage et de la propagation de fissures conduisant à la rupture afin de comprendre le couplage qui existe entre la rugosité et les contraintes résiduelles. Pour cela, une cartographie précise de l'état de surface et de l'état de contraintes résiduelles par diffraction des rayons X rasants associée à une instrumentation du banc d'essai pour détecter l'apparition de fissures de fatigue peut être envisagé. Ainsi le lieu d'amorçage pourrait être localisé précisément ainsi que l'intégrité de surface de son voisinage. Cependant il convient de s'affranchir au préalable de contraintes techniques propres à la machine d'essai : pas d'asservissement en position de la rotation, application de la charge par gravité, vibrations...

Enfin, la prise en compte de l'intégrité de surface sur la tenue en fatigue est une problématique de plus importante pour les industriels lors des phases de dimensionnement et d'industrialisation de leurs pièces. Bien souvent l'environnement de fonctionnement de ces pièces est différent de l'air ambiant. La prise en compte des atmosphères au sein duquel vont évoluer les pièces est de première importance puisque des phénomènes de corrosions par exemple vont fortement influencer leur durée de vie. Ainsi, il semble intéressant d'effectuer la même démarche décrite dans ce manuscrit dans des environnements différents, afin de caractériser les interactions qui existent.

Grâce aux expériences reportées dans ce mémoire et à l'identification de certains verrous technologiques et scientifiques évoquées ci-avant, il peut être envisagé à terme, de proposer des critères de dimensionnement en fatigue moins conservatifs, voir même des modèles numériques de prédiction de la limite d'endurance ayant pour données d'entrée les paramètres de fabrication.

Annexe A

Fabrication préliminaire d'éprouvettes à intégrité maîtrisée

Cette annexe a pour objectif de synthétiser toutes les étapes qui ont été nécessaires à l'obtention des éprouvettes destinées aux essais de fatigue. Ces étapes sont présentées sous la forme d'un synoptique détaillant les conditions de fabrication utilisées ainsi que les intégrités de surface obtenues. Les conditions d'usinage de référence (correspondant au cas 1) initialement prévues sont listées dans la table A.1 avec les conditions d'usinage initialement prévues pour le cas 2 (mêmes contraintes résiduelles, rugosité faible).

Cas	V_c [m/min]	f [mm/tour]	a_p [mm]	Réf. Plaquette	Réf. Porte Plaquette
1 (référence)	150	0,18	0,6	DNMG 15-06-12 QM 4215	PDJNL 25 25 M15
2	150	0,18	0,6	RNMG 09-03-00 QM 4225	PRGNL 20 20 K 09

TABLE A.1 – Conditions d'usinage de référence

Les ébauches ont été prélevées par électro-érosion sur des lopins de 15-5PH, en s'assurant que les contraintes résiduelles au niveau du lieu de prélèvement étaient nulles. Après des essais à but exploratoire à l'ENISE, des essais de faisabilité ont été réalisés grâce à la collaboration de l'ENSAM de Cluny pour la réalisation d'une trentaine de pièces, selon les conditions références. Les résultats moyennement satisfaisants ont conduit à tester un sous-traitant industriel et un nouveau montage d'usinage. Ici encore, si les premiers résultats semblaient prometteurs, des lots plus importants ont montré une dispersion très importante de l'intégrité de surface produite, malgré tout le soin apporté durant la fabrication. Ces différentes étapes sont récapitulées sur le synoptique, figure A.1.

Le choix initial de la géométrie était dicté par les caractéristiques de la machine de flexion rotative sur laquelle devait se dérouler les essais. Il est très vite apparu que cette machine ne convenait pas à la réalisation d'essais sur matériaux à haute caractéristiques mécaniques. Un investissement a donc été réalisé afin d'acquérir une nouvelle machine de flexion rotative, permettant de réaliser des essais sur des éprouvettes de plus gros diamètre. Vu les problèmes rencontrés précédemment et afin de limiter les coûts, la décision a été prise d'internaliser l'usinage de toutes les éprouvettes. En conséquence, les conditions de coupes ont été ajustées (voir table A.2), et les différentes étapes de mise au point des surfaces sont résumées sur le synoptique, figure A.2. La suite du développement est l'objet du chapitre 2.

Cas	V_c [m/min]	f [mm/tour]	a_p [mm]	Réf. Plaque	Réf. Porte Plaque
1	90	0,18	0,6	DNMG 15-06-12 QM 4215	PDJNL 25 25 M15
2	90	0,18	0,6	RNMG 09-03-00 QM 4225	PRGNL 20 20 K 09

TABLE A.2 – Conditions d'usinage de référence

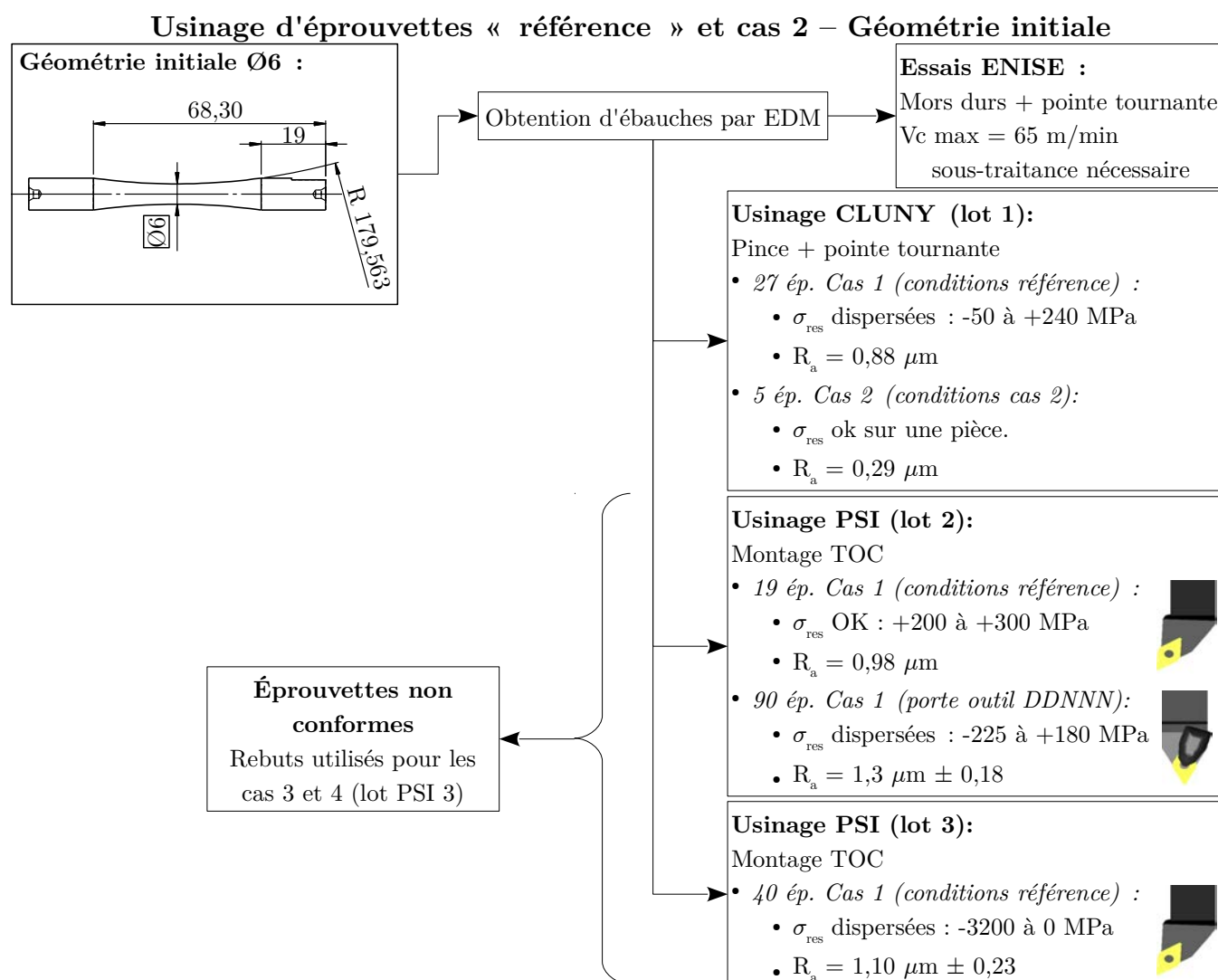


FIGURE A.1 – Synoptique des essais de fabrication des éprouvettes cas 1 (référence) et 2.

Usinage d'éprouvettes « référence » et cas 2 – Géométrie modifiée

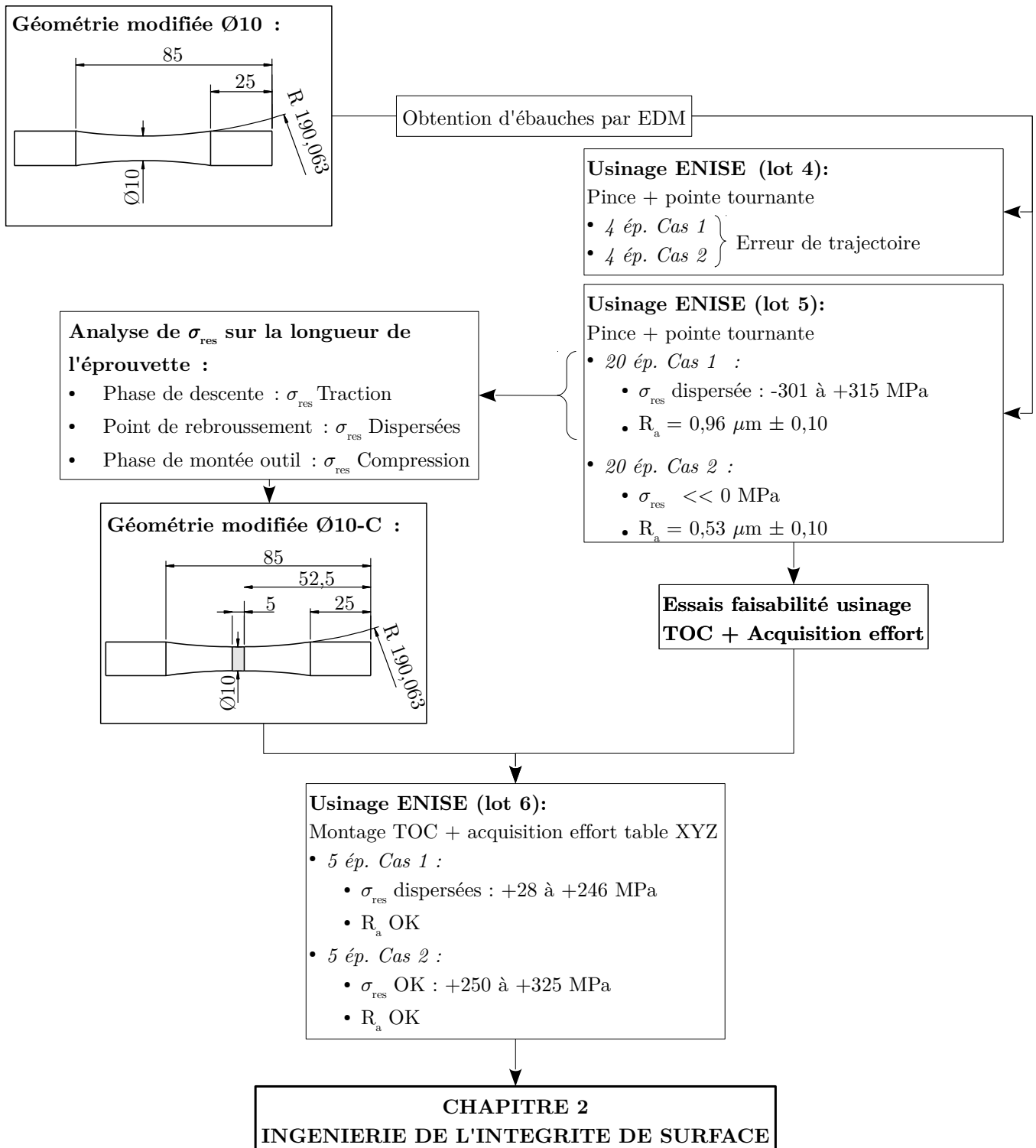


FIGURE A.2 – Synoptique des différents essais de fabrication des éprouvettes correspondant au cas 1 (référence) et 2 après modifications de la géométrie des éprouvettes.

Annexe B

Modification de l'intégrité de surface du 15-5PH induite par le galetage

Le texte qui suit reprend une publication en cours de soumission dans la revue International Journal of Machining and Machinability of Materials.

Sommaire

B.1	Introduction	144
B.2	Material and methods	145
B.2.1	Material and sample preparation	145
B.2.2	Roller-burnishing principle	145
B.2.3	Characterization of surface integrity	146
B.3	Results and discussion	147
B.3.1	Initial surface integrity	147
B.3.2	Impact on surface roughness	148
B.3.3	Analysis of microstructure and residual stress	150
B.4	Conclusions	155

B.1 Introduction

During machining and finishing processes, surface and sub-surface support intensive thermomechanical loadings inducing modifications of surface characteristics such as roughness, microstructure and residual stress. These parameters are commonly included in the terminology "surface integrity" introduced by [FIE 64]. This definition has been improved by [REC 08a], including the notion of reliability and service performance. From a short literature review, it can be shown that surface treatments, inducing a very low surface roughness associated with deep compression residual stress, have a beneficial influence on the fatigue life. [NOV 04] reviews the impact of various surface treatments on fatigue life. They conclude that mechanical and thermal treatments can improve the fatigue performance, depending on material properties. Later, [SAS 05] focused is work on the effect of residual stress and surface hardness on fatigue life. As a major conclusion, he stated that inducing compressive residual stress and a high surface hardness increase the fatigue strength compared to the virgin material.

Mechanical surface treatments, especially burnishing, are a very good candidate to obtain such surface integrity characteristics and some authors have studied the impact on surface roughness, residual stress and on the microstructure of this treatment on various materials. Roller burnishing consists of rolling a ball on a surface which plastically deforms the peak of roughness and moves the material to the "valleys" of the roughness profile. [LOH 88] provided in 1988 a literature survey and stated that the burnishing intensity (i.e. the contact pressure between the tool and the workpiece) and the feed of the ball were the most influential parameters. It has been shown in [WAG 99] that surface modifications induced by these treatments lead to an enhanced fatigue strength of titanium and aluminium alloys due to delay in crack propagation caused by compressive residual stress. Later, [ALT 05] focused his work on deep rolling to sum up the main conclusions of the literature about its impact on roughness, residual stress and on the microstructure of an AISI 1045 : a very good surface finish can be achieved by deep rolling, with R_a lower than values usually reached by other finish processes such as grinding (in this study, R_a below $0.06 \mu\text{m}$ were achieved during set-up); moreover, deep rolling induces a compressive residual stress field under the surface consistent with the Hertz theory for hard materials and increases work hardening. The microstructure produced by deep rolling hardly depends on the process parameters as well as the material itself. For body center cubic materials, such as AISI 1045, a microstructure layer resembling dislocation cell structures rather than nanocrystalline grains with high angle boundaries was observed in [ALT 05]. The notion of dynamic recrystallization has been introduced by [PU 12] to explain the sub-surface microstructure observed after burnishing. Recently, [ROD 12] investigate the consequences of roller-burnishing on shafts made of AISI 1045 and they insist in the improvement of the part, through the reduction of surface roughness and the enhancement of mechanical properties of the surface.

So far, the history of the part has not been taken into account clearly in studies. Although the surface integrity is mainly influenced by the last operation, previous manufacturing operations also have an impact on the surface. Thus, it is necessary to characterize the surface and sub-surface before and after burnishing in order to understand its impact on the characteristics of the surface, especially on the surface roughness, residual stress and microstructure.

This study aims to show how the roller burnishing process can be applied on shafts made of 15-5PH to improve the surface integrity. First, a full description of the machined surface integrity before burnishing will be provided. Then, several tests were performed to evaluate the consequences of the process parameter (burnishing speed, feed, normal force, burnishing

C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Nb	S	P	Fe
0.07	1.0	1.0	14 to	3.5	2.5 to	0.15 to	0.03	0.04	Bal.
Max.	Max.	Max.	15.5	5.5	4.5	0.45	Max.	Max.	•

TABLE B.1 – Chemical composition of 15-5PH in %wt.

ball diameter and number of passes) on the surface integrity (surface roughness, residual stress, hardness, microstructure).

B.2 Material and methods

B.2.1 Material and sample preparation

The material used is a 15-5PH martensitic stainless steel. Its composition is reported in table B.1. Bars have been heat treated in the H1025 state (quenched from 1020-1050°C followed by annealing for 4 hours at 550°C and air cooling). This grade is commonly used for power transmission in aeronautical applications. The samples were first prepared by turning a cylinder of 150 mm diameter with industrial cutting conditions ($V_c = 150$ m/min; $f = 0.18$ mm/rev; $a_p = 0.6$ mm) on a CNC lathe. A sample of the turned surface was kept as a reference for comparison with turned + burnished surfaces.

B.2.2 Roller-burnishing principle

For the present study, a CNC lathe coupled with a roller burnishing system consisting of a high-pressure supply pump plugged into a tool with a 6 mm or 2 mm diameter SiN ceramic ball. The operation is presented in figure B.1a. On this kind of hydrostatic system, the force applied on the ball only depends on the pump pressure. Since the ball cage has a free space, the ball is able to move and absorb the small inaccuracy of the part as well as the small deviations in the toolpath.

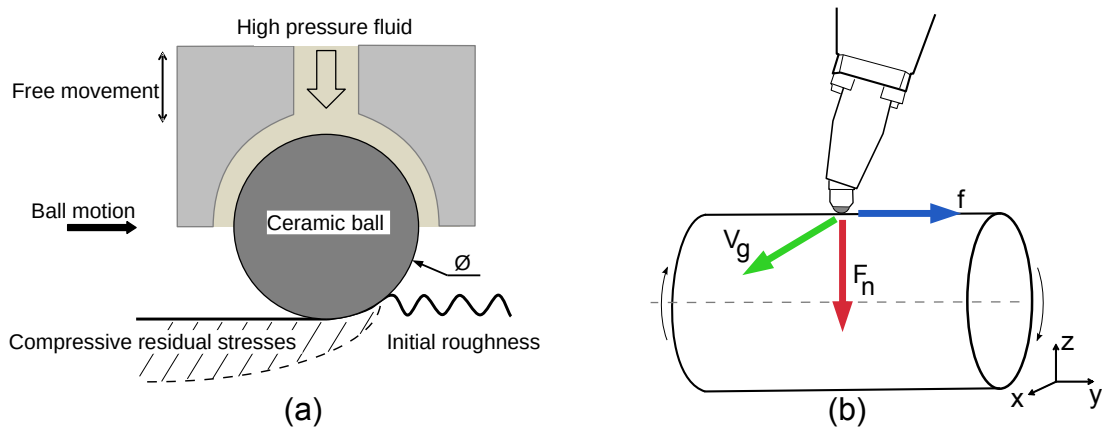


FIGURE B.1 – (a) Principle of ball-burnishing. (b) Representation of the burnishing parameters.

The process variables of ball burnishing, presented in figure B.1b, are the normal force (F_n),

V_g [m/min]	f [mm/rev]	F_n [N]	N_b Number of passes	ϕ [mm]
10	0.05	70	1	2
50	0.1	150	2	6
100	0.2	250	3	
		300		

TABLE B.2 – List of parameters values used in this study

the burnishing speed (V_g), the burnishing feed per revolution (f), the number of passes (N_b), and the ball diameter (ϕ). The normal force was controlled during tests thanks to a dynamometer at the interface between the burnishing tool holder and the turret of the lathe. Different tests conditions, selected among the values listed in table B.2, were used in order to characterize the sensitivity of process parameters. After roller burnishing, surface analyses were performed : surface roughness measurements ; residual stress analysis by X-ray diffraction ; microstructure observations with Scanning Electron Microscopy (SEM) and Electron Back-Scattered Diffraction (EBSD).

B.2.3 Characterization of surface integrity

This section aims to present all the techniques used to characterize the surface integrity obtained before and after roller burnishing.

Roughness measurements were made in the axial direction with a stylus profilometer, following the recommendations of the [ISO 97] standard . Three profile measurements around the cylinder were made to calculate a mean value of R_a .

Residual stress analyses were obtained by X-ray diffraction according to the $\sin^2\Psi$ method with the following conditions extracted from [MON 11] : Diffraction conditions :

- Cr $K\alpha$ radiation at 18 kV and 4 mA ;
- $\lambda = 0.229$ nm, planes $\{211\}$;
- Bragg's angles : $2\theta = 155^\circ$;
- Ω acquisition mode ;

Acquisition conditions :

- 7 β -angles from $(-30^\circ$ to $+30^\circ$ in axial and circumferential directions ;
- β oscillations : $\pm 6^\circ$.

Stress calculation :

- Elliptic treatment method ;
- radio-crystallographic elasticity constants :
 - $1/2 S_2 = 5.92 \times 10^{-6} MPa^{-1}$
 - $S_1 = -1.28 \times 10^{-6} MPa^{-1}$

In-depth residual stress distribution has been characterized by successive layer removal by an electrochemical polishing system.

In order to investigate the consequences of the processes on the microstructure, turned and turned + burnished samples were cut in the circumferential direction. Then, they were prepared by semi-automatic polishing with diamond suspension in order to perform scanning electron microscopy (SEM). For Electron Back Scattered Diffraction observation (EBSD), an additional

polishing step with colloidal silica was carried out. In each case, the first microns under the surface are observed. Typical conditions used for SEM and EBSD observations are :

- SEM :
 - Secondary electron imaging
 - Diaphragm diameter : $30\ \mu\text{m}$
 - Beam acceleration voltage : 10 kV
 - Working distance : 10 to 12 mm
- EBSD :
 - Diaphragm diameter : $60\ \mu\text{m}$
 - Beam acceleration voltage : 10 kV
 - Working distance : 13 mm.
 - Step size : 10 to 15 nm.

Micro hardness profiles are obtained on a Vickers micro indenter with a load of 0.01 kgf ($Hv_{0.01}$) in order to investigate the immediate sub-surface properties of the samples.

B.3 Results and discussion

B.3.1 Initial surface integrity

The initial surface integrity obtained after turning according to the conditions described in section B.2 has been characterized. Figure B.2a presents the residual stress profile in axial and circumferential direction.

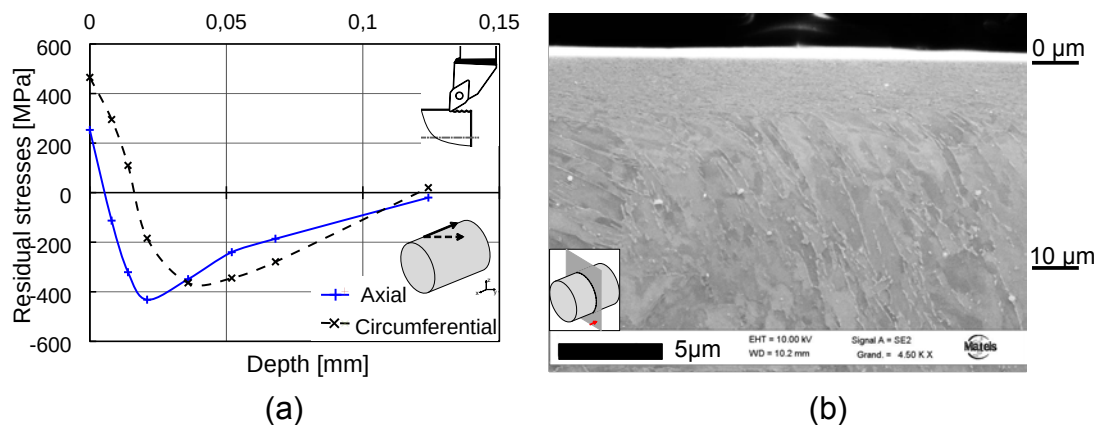


FIGURE B.2 – Initial surface integrity characteristics : (a) initial residual stress distribution under the surface and (b) surface microstructure after samples preparation with industrial cutting conditions $V_c = 150\ \text{m/min}$; $f = 0.18\ \text{mm/rev}$; $a_p = 0.6\ \text{mm}$ ([MON 12b])

In figure B.2a, it appears that tensile stress is present at the surface down to a compressive peak at a depth of 0.02 and 0.04 mm below the surface. The stress then increases slightly to zero at 0.12 mm deep. An average roughness R_a of $1.2\ \mu\text{m}$ has been obtained. Microstructure analyses shows a thin layer of very small grains, $1.5\ \mu\text{m}$ thick followed by a transition zone where it can be noticed that the material seems to flow in the cutting direction – from right to left – until $8\ \mu\text{m}$ deep in figure B.2b, then the original microstructure is found. On the same steel grade, it

has been suggested by [MON 13] that this layer is the consequence of dynamic recrystallization induced by great deformation and the intense thermal gradient generated during turning.

From the description of the initial surface state after machining, it will be possible to observe the consequences of various roller-burnishing parameters on surface roughness and on residual stress distribution, as well as on the microstructure for an extreme case.

B.3.2 Impact on surface roughness

B.3.2.1 Roller-burnishing with a $\phi 6$ mm ball

Figure B.3 presents the surface profile for a surface obtained by turning and for a surface obtained by turning + roller burnishing. A strong modification of the surface roughness appears clearly. Here, R_a is reduced from $1.2 \mu\text{m}$ for the machined surface to $0.15 \mu\text{m}$ for the burnished surface. At the same time, the R_z parameter, characterizing the maximum height of the profile, decreases from $5.8 \mu\text{m}$ to $0.64 \mu\text{m}$. The rest of the paper will focus on the R_a parameter because this parameter is the most suitable to describe the general aspect of the surface.

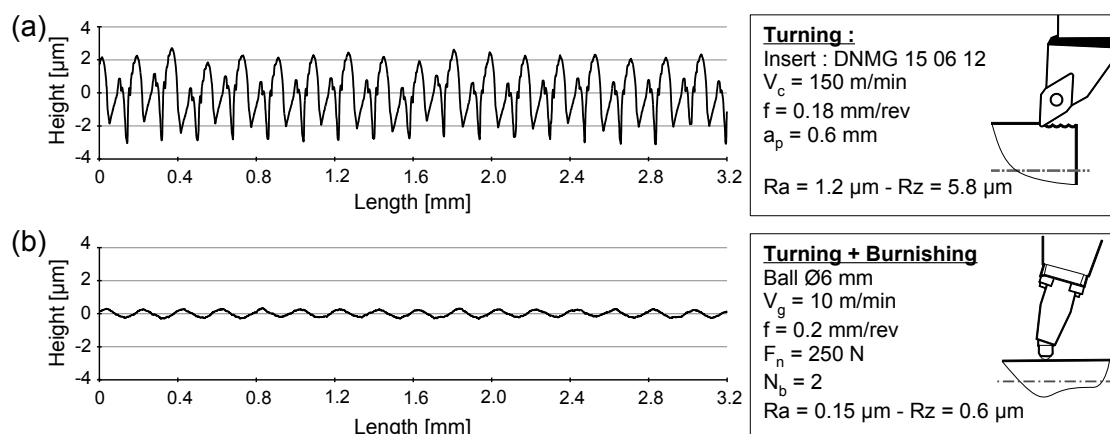


FIGURE B.3 – Roughness profile for (a) a machined surface and (b) a burnished surface.

Figure B.4 presents the influence of feed, burnishing speed, and number of passes on the average roughness R_a . It can be observed that R_a strongly depends on the feedrate. For the same number of passes and the same normal force, the roughness is divided by 3 from $f = 0.2 \text{ mm/rev}$ to $f = 0.05 \text{ mm/rev}$ (figure B.4a). On the contrary, the burnishing speed does not affect the surface roughness for a given number of passes (figure B.4b).

Increasing the number of passes reduces the surface roughness. The second pass leads to a strong decrease, whereas the third pass seems to have a lower influence. It can be assumed that the major part of the roughness peaks was moved to fill the valleys of the roughness profile during the first two passes. One can also assume that this slight influence may be due to the amount of plastic deformation accumulated in the roughness peaks, which has almost reached its maximum during the second pass for the normal force considered.

Whatever the burnishing conditions, the surface roughness is always improved, in comparison to machining. The height difference between peak and valley is strongly decreased (R_z parameter), leading to a lower stress concentration factor which is beneficial for fatigue strength. In the

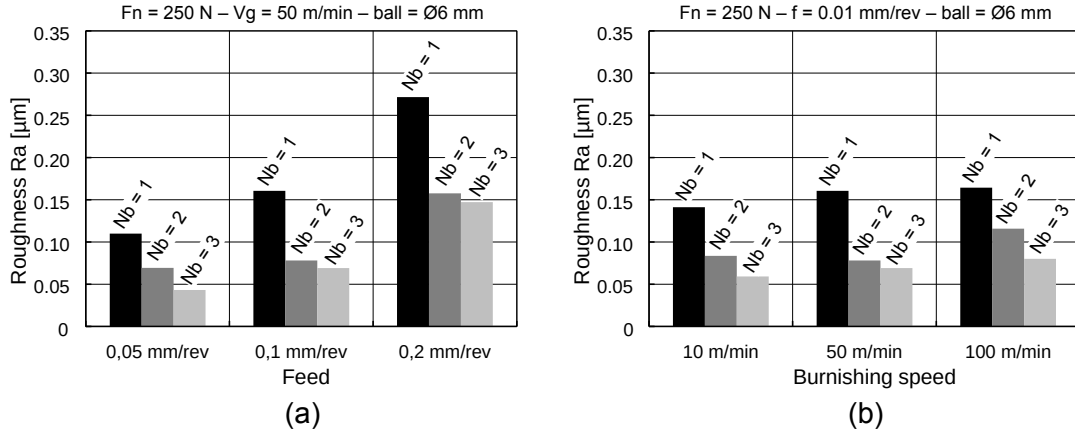


FIGURE B.4 – Roughness measurements after multi-passes burnishing tests for (a) $V_g = 50$ m/min, $F_n = 250$ N, $\phi_{ball} = 6$ mm and (b) $f = 0.1$ mm/rev, $F_n = 250$ N, $\phi_{ball} = 6$ mm.

best case, the R_a is reduced by more than an order of magnitude : from $1.2 \mu\text{m}$ for the machined surface to $0.04 \mu\text{m}$ for the following conditions : $V_g = 50$ m/min ; $f = 0.05$ mm/rev $F_n = 250$ N, $\phi = 6$ mm ; $N_b = 3$ (figure B.4b).

B.3.2.2 Roller burnishing with a $\phi 2$ mm ball

Tests performed with a $\phi 2$ mm roller burnishing ball shows that the surface roughness is strongly influenced by the feed (figure B.5) as for the $\phi 6$ mm ball. A sudden increase in roughness value is observed for a feed higher than 0.1 mm/rev. Indeed, the contact width depends on the normal force F_n and on the hardness of the material. For the 15-5PH into H1025 state, the Brinell hardness is around HB=350. Thanks to equation (B.1) from [TAB 00], the contact width d can be calculated. In the case of roller-burnishing with the $\phi 2$ mm ball and $F_n = 70$ N, the contact width is found to be $d = 0.166$ mm. It means that for feed f larger than d , there will be some part of the material unaffected by the burnishing and some part of the initial roughness will remain, affecting the final roughness.

$$HB = \frac{2F_n}{g\pi\phi\left(\phi - \sqrt{\phi^2 - d^2}\right)} \quad (\text{B.1})$$

However, even for feed lower than d , the number of passes seems to have a limited influence on the surface roughness as opposite to burnishing performed with the $\phi 6$ mm ball. As assumed in [KER 10], the contact severity, defined by the ratio between the half contact width $a = d/2$ and the ball radius $R = \phi/2$ (figure B.6), is proportional to the deformation level under the contact B.2. It is possible to compare the deformation induced by the $\phi 6$ mm and $\phi 2$ mm ball as shown by equation (B.2).

$$\varepsilon^r \propto \frac{a}{R} \quad (\text{B.2})$$

For a $\phi 2$ mm ball, $a/R = 0,083$ is greater than the contact severity for a $\phi 6$ mm ball, $a/R = 0,05$. It means that for the smallest ball, the deformation level is higher than for a

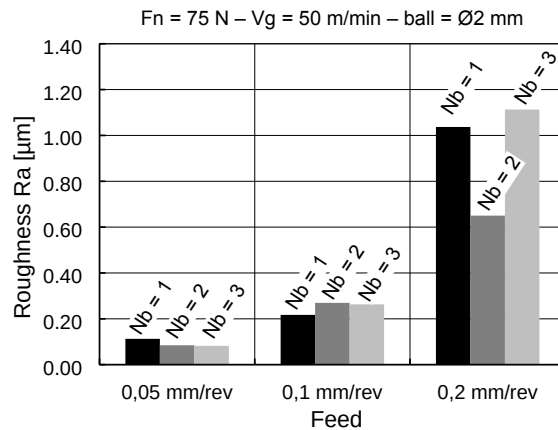


FIGURE B.5 – Roughness measurements after multi-passes burnishing tests for $V_g = 50$ m/min, $F_n = 75$ N, $\phi = 2$ mm

$\phi 6$ mm ball. This is the reason why the maximum plastic deformation that could be accumulated is reached after one pass with the $\phi 2$ mm ball whereas a second pass is required with a $\phi 6$ mm ball.

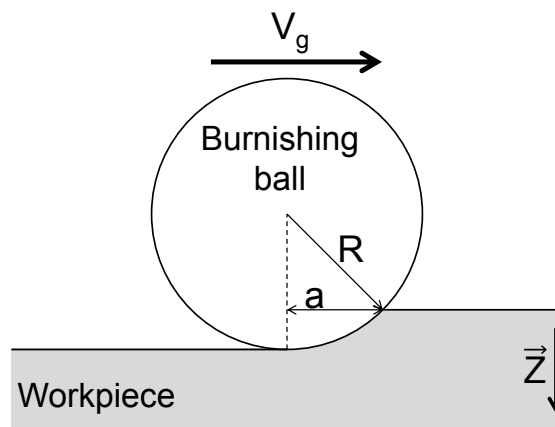


FIGURE B.6 – Contact geometrical parameters

B.3.3 Analysis of microstructure and residual stress

B.3.3.1 Impact on microstructure

The surface hardness is modified by roller burnishing due to plastic deformation (figure B.7). The value on the extend surface is increased from 430 Hv_{0.01} to 460 Hv_{0.01} on the burnished surface, representing only a 7% increase. Micro hardness tests are sensitive to microstructure (carbides, grains boundaries, dislocations...), especially when they are performed with a very small load (0,098 N in this study). Close to the surface, for the turned surface and for the turned + burnished surface, microstructure shows very small grains, carbides or evidence of

work-hardening (figure B.8a). These similar microstructures close to the surface, may explain the small differences between the two hardness values. However, regarding the affected depth for both surfaces, the profile is modified over 0.3 mm depth for the burnished surface and 0.1 mm depth for the machined surface.

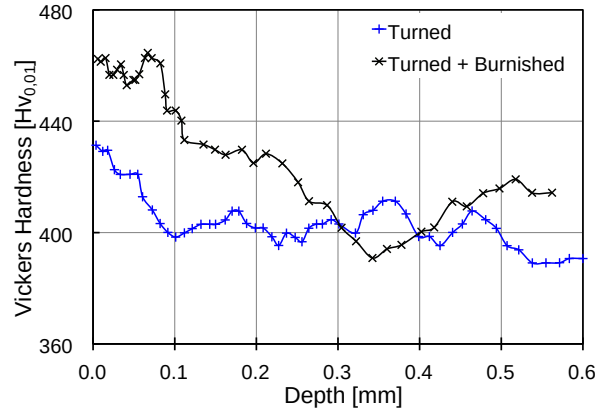


FIGURE B.7 – Vickers hardness profile ($Hv_{0,01}$) for a machined surface and a burnished surface with $\phi 6$ mm ball, $F_n = 250$ N, $V_g = 50$ m/min, $f = 0.1$ mm/rev and $N_b = 1$.

On the extreme surface, thanks to EBSD observations shown in figure B.8b and B.8c, it can be noticed that the $1.5 \mu\text{m}$ nano-sized grains surface layer generated through turning is almost not altered by roller burnishing. These nano-sized grains only seem to be slightly deformed, compared to their morphology before burnishing. After this layer, the work-hardening generated by the roller burnishing is clearly visible through the contrast effects visible in the grains in figure B.8a. The comparison between the micrograph of a burnished surface (figure B.8a) and a turned surface (figure B.2b) reveals a strong difference of microstructure beyond the nano-sized grains surface layer.

B.3.3.2 Residual stress analysis of roller burnishing with a $\phi 6$ mm ball

Figure B.9 presents the influence of the burnishing speed on the residual stress profile. As expected, a strong impact is observed on residual stress. The initial profile is completely modified. The affected depth is multiplied by 3 (from 0.1 to 0.3 mm) as it has been observed for micro hardness. It can be noticed that, as well as for the influence on R_a , the burnishing speed V_g has no influence on the residual stress profile for the investigated speed range. No viscosity effect is observed. This is coherent since [MON 12b] have shown a limited sensitivity of viscosity for this material. Moreover, the viscosity is only observable by modifying the strain by a decade.

Figure B.10 presents the influence of feed f on the residual stress profile. It appears that the feed also seems to have a limited influence on residual stress. This result is consistent with results from literature obtained on an AISI 1045 by [ROD 12].

Figure B.11 plots the influence of normal force on residual stress profiles. As expected, normal force modifies the residual stress distribution. The maximum value of the compressive peak is reached for the highest normal force ($\sigma_{axial} = -1100$ MPa for $F_n = 300$ N and $\sigma_{axial} = -820$ MPa for $F_n = 150$ N) and the affected depth is increased in both directions (from 0.25 mm to 0.38 mm). This trend is coherent with observations made in [ALT 05] work. These results are also

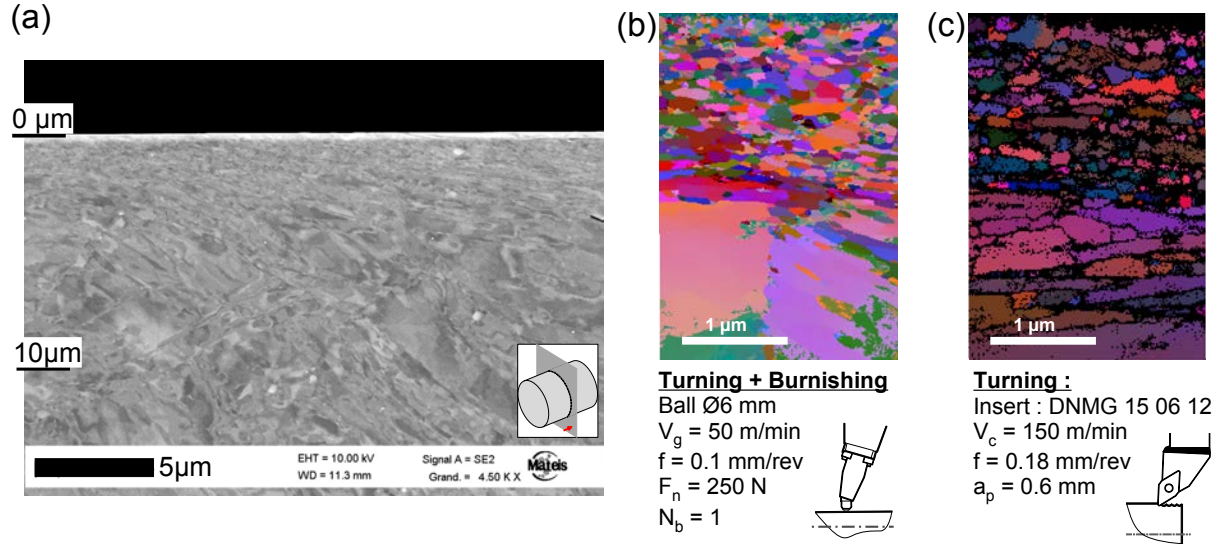


FIGURE B.8 – (a) Surface microstructure after turning + burnishing ($\phi 6$ mm ball, $F_n = 250$ N, $V_g = 50$ m/min, $f = 0.1$ mm/rev and $N_b = 1$). Orientation maps of sub-surface nano-grains layer for turned + burnished surface (b), and turned surface (c).

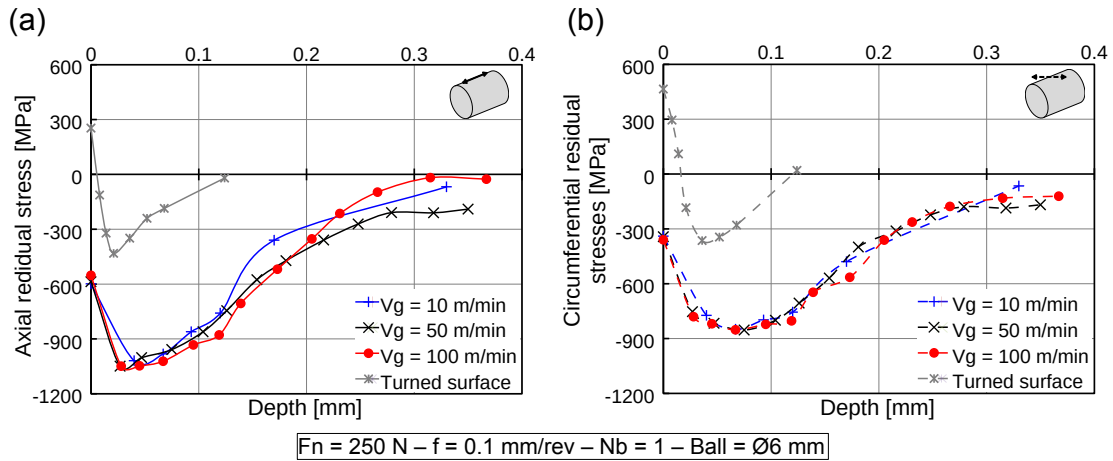


FIGURE B.9 – Residual stresses profile under the surface for various burnishing speeds in axial (a) and tangential (b) directions, for $f = 0.1$ mm/rev, $F_n = 250$ N, $N_b = 1$, $\phi = 6$ mm.

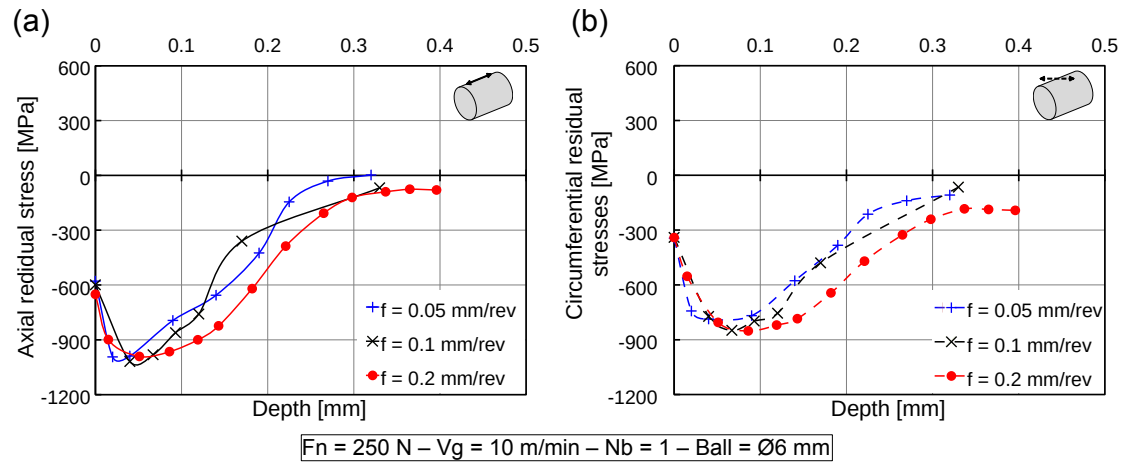


FIGURE B.10 – Residual stresses profile under the surface for various burnishing feeds in axial (a) and tangential (b) directions, for $V_g = 50$ m/min, $F_n = 250$ N, $N_b = 1$, $\phi = 6$ mm.

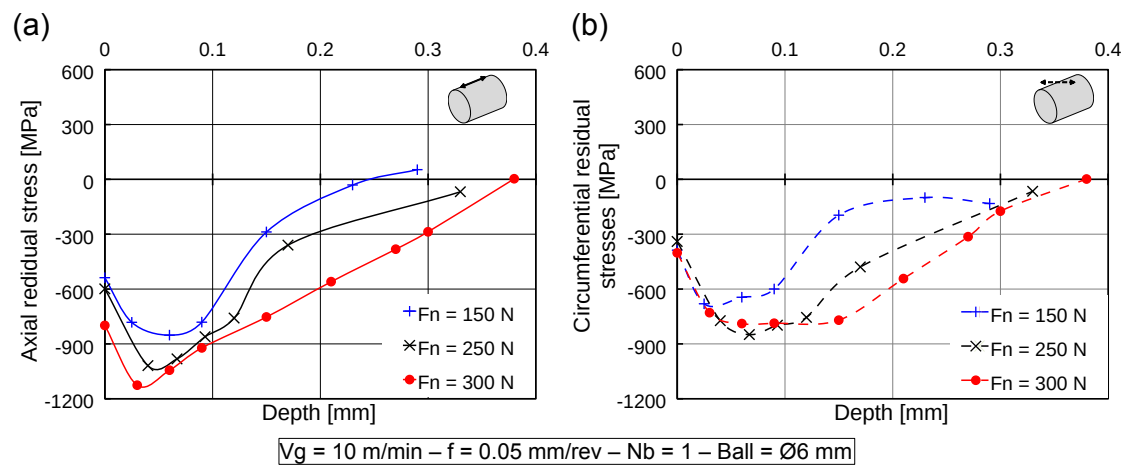


FIGURE B.11 – Residual stresses profile under the surface for various normal forces in axial (a) and tangential (b) directions for, $V_g = 10$ m/min, $f = 0.1$ mm/rev, $N_b = 1$, $\phi = 6$ mm.

consistent with the contact theory developed by [KER 10]. Indeed, the higher the normal force, the higher the contact severity, and consequently also the deformation level.

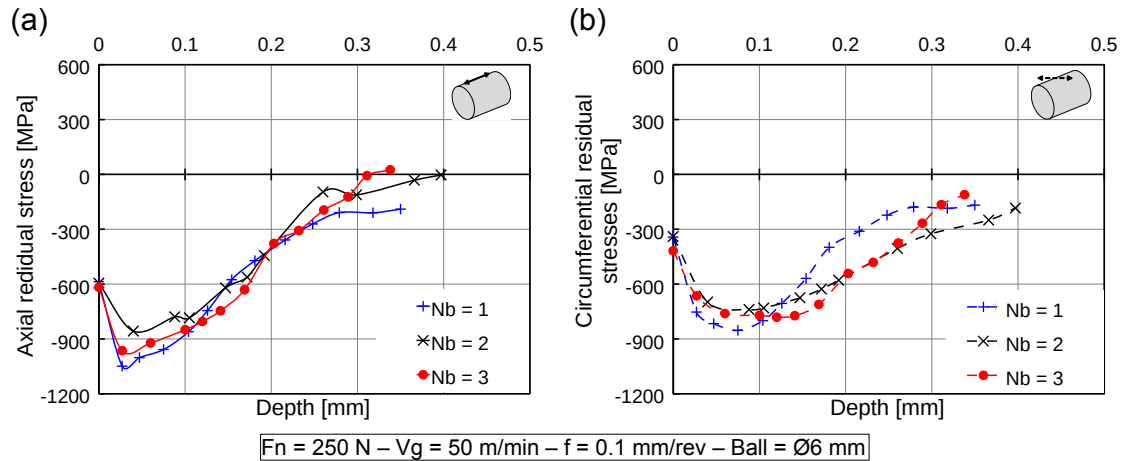


FIGURE B.12 – Residual stresses profile under the surface for various number of passes in axial (a) and circumferential (b) directions, for $V_g = 50$ m/min, $f = 0,1$ mm/rev, $F_n = 250$ N, $\phi = 6$ mm.

Concerning the number of passes (figure B.12), there is no evidence of a significant influence in the circumferential direction : the value of the compressive peak is almost the same for the three cases and the affected depth remains very similar. However, a focus on the compressive residual stress peak on the axial direction shows an increase of its value, from -820 MPa for $N_b = 1$ to less than -1000 MPa for $N_b = 3$ with a slightest increase between $N_b = 2$ and $N_b = 3$. This observation confirms the assumed saturation of plastic deformation after the second pass of burnishing made on section B.3.2. This assumption has also been reported in studies by [ALT 05].

B.3.3.3 Comparison of residual stress field for a $\phi 6$ mm ball and a $\phi 2$ mm ball

Due to the difference in ball diameter, it is difficult to make a simple comparison between the residual stress profiles obtained since the normal force is very different ($75 \leftrightarrow 250$ N). However, by comparing the contact severity, as defined in [KER 10], it becomes possible to investigate the influence of the ball diameter. In figure B.13, the residual stress profiles are plotted versus the adimensional parameter z/a , with z : the depth ; and a : contact half-width calculated with the equation (B.1) (see figure B.6 for the representation of the parameters). Results tends to show that the affected depth is around 2 to 3 times the contact half-width a and that the maximum compressive stress is found in the range of 0.5-1 times a , the contact half-width. The contact severity a/R does not influence the size of the affected zone, as it has been pointed out in the numerical study of [KER 10].

However, a small influence on the residual stress maximum intensity is observed : for an increasing a/R ratio, the maximum compressive residual stress seems to decrease, especially in the axial direction (figure B.13). This difference with the result of the study may be attributed to the fact that the contact is a rolling contact and not a sliding contact as in [KER 10].

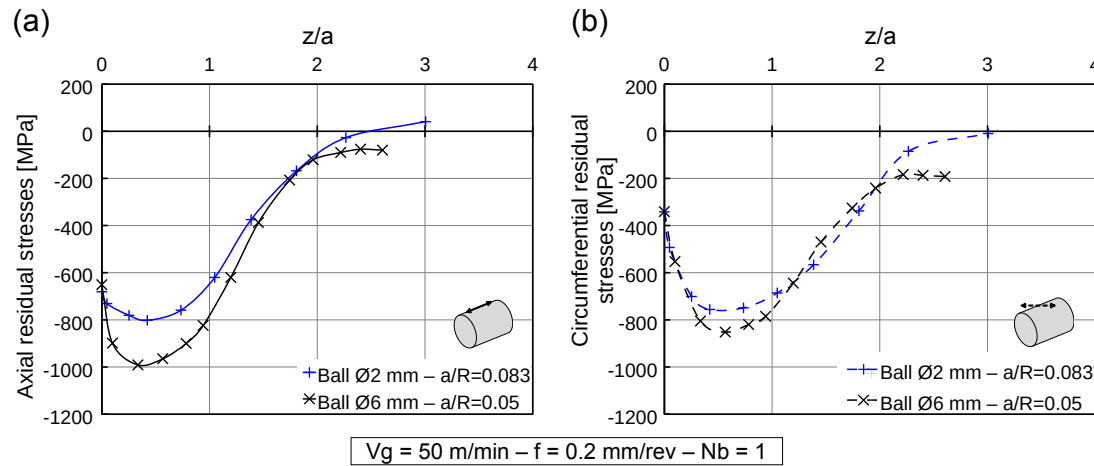


FIGURE B.13 – Residual stresses profile for $\phi 6$ and $\phi 2$ mm ball according to the burnishing contact severity a/R in axial (a) and circumferential (b) directions for $V_g = 50$ m/min, $f = 0.2$ mm/rev and $N_b = 1$. For $\phi 6$ and $\phi 2$ mm ball, $F_n = 250$ N and 75 N respectively.

B.4 Conclusions

The influence of roller-burnishing on shafts made of 15-5PH has been studied in this paper. Based on experimental results and comparisons with a turned surface, some conclusions can be made :

- Roller burnishing considerably improves a turned surface through a decrease in the roughness and generation of large compressive residual stress under the surface. These improvements are beneficial for fatigue life of 15-5PH as has been reported in [CHO 13].
- The feed rate and in a lesser degree, the number of passes, are two parameters controlling the roughness achieved by ball burnishing.
- The burnishing speed hardly affects the surface roughness. In order to produce a low roughness, it is necessary to use the largest ball diameter possible. So it is possible to work at high speed, leading to a very good productivity by optimizing the couple feed-ball diameter.
- Microstructure observations have shown that the 1-2 μm thick layer under the surface, composed of nano-sized grains, remains unaltered after burnishing. However, below this layer, evidence of work hardening is observed. No evidence of new dynamic recrystallization induced by roller burnishing, is observed on the extreme surface. This paper shows that this recrystallized layer is generated during the turning before the burnishing.
- Residual stress analysis has shown that profiles obtained after roller burnishing can only be modified by a variation of the normal force. The number of passes has only an influence through the maximum plastic deformation threshold of the material. Neither the burnishing speed nor the feed rate seems to affect residual stress distribution.
- The hardness profile is increased by roller burnishing and the affected depth is equivalent to the depth affected by residual stresses. These affected depths are found to be consistent with the contact severity, which only depends on the ball radius and contact width. Also the compressive peak value is increased with the increase of the contact severity.

Annexe C

Conditions opératoires pour la préparation d'échantillons avec conservation de l'acuité du bord

Ce qui suit détaille la gamme suivie afin de préparer les échantillons pour les observations microstructurales présentées dans ce manuscrit. Tous les consommables, sauf mention contraire, sont fournis par la société Struers.

C.1 Découpe et enrobage

- Découpe de l'échantillon avec une micro-tronçonneuse Secotom et une meule en alumine. Vitesse de rotation 3000 tour/min, avance [0,01 - 0,05] mm/sec.
- Enrobage à chaud : résine bakélite Durofast

C.2 Polissage

Toutes les étapes de polissage sont réalisées sur une polisseuse semi-automatique Buehler EcoMet 250, en pression individuelle sur chaque échantillon. La rotation de la tête et du plateau sont de même sens. Les différentes étapes suivies sont détaillées dans la table C.1

C.3 Réactif pour révéler la microstructure du 15-5PH

Ce réactif est le réactif n°24 dans le handbook « Metallographic and Materialographic Specimen Preparation, Light Microscopy, Image Analysis and Hardness Testing » [GEE 07]. Sa composition est détaillée dans la table C.2.

Étape	Durée	Support	Lubrifiant	Pression	Vitesse plateau [tr/min]	Vitesse tête [tr/min]
1	1 minute	Papier SiC P1200	Eau	20 N	150	30
2	[6-8] minutes	MD Largo	DiaPro Allegro 9 μm	25 N	150	30
3	3,5 minutes	MD-Dur	DiaPro Dur 3 μm	20 N	150	30
4	3,5 minutes	MD-Nap	DiaPro Nap-R 1 μm	15 N	150	30
5	[1-2] minutes	MD-Chem	25% OPS + 25% Alumine colloïdale 0,05 μm + 50% Eau distillée	15 N	150	30

TABLE C.1 – Gamme de polissage utilisée.

Réactif n°24		
Acide nitrique	HNO_3	5 mL
Acide chlorhydrique	HCl	200 mL
Chlorure de fer (III)	FeCl_3	65 g

TABLE C.2 – Composition du réactif utilisé pour révéler la microstructure du 15-5PH pour observations au microscope optique.

Annexe D

Courbes de Wöhler

D.1 Cas 1 - Lot 7/7b

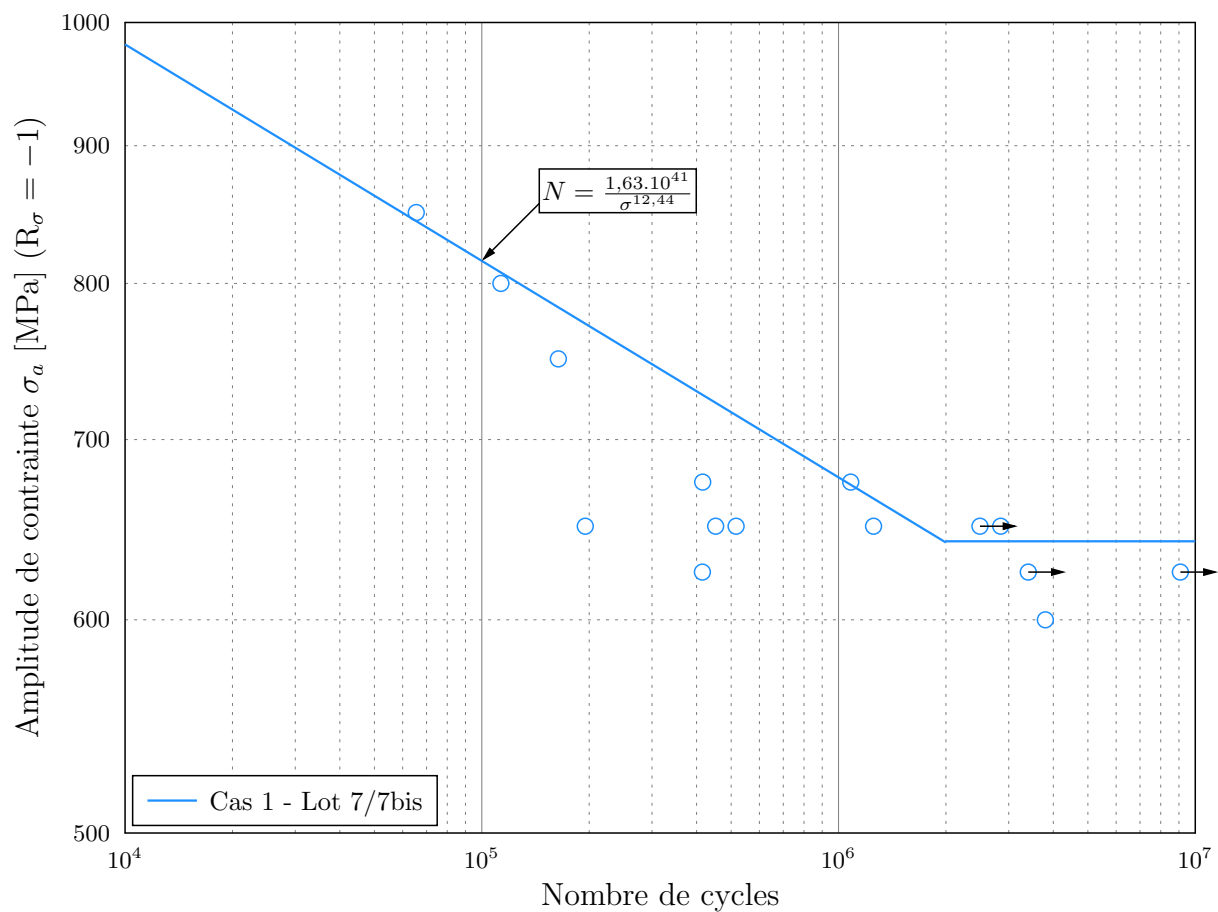


FIGURE D.1 – Modèle de Basquin et points d'essais pour les éprouvettes du Cas 1 - Lot 7.

D.2 Cas 2 - Lot 7

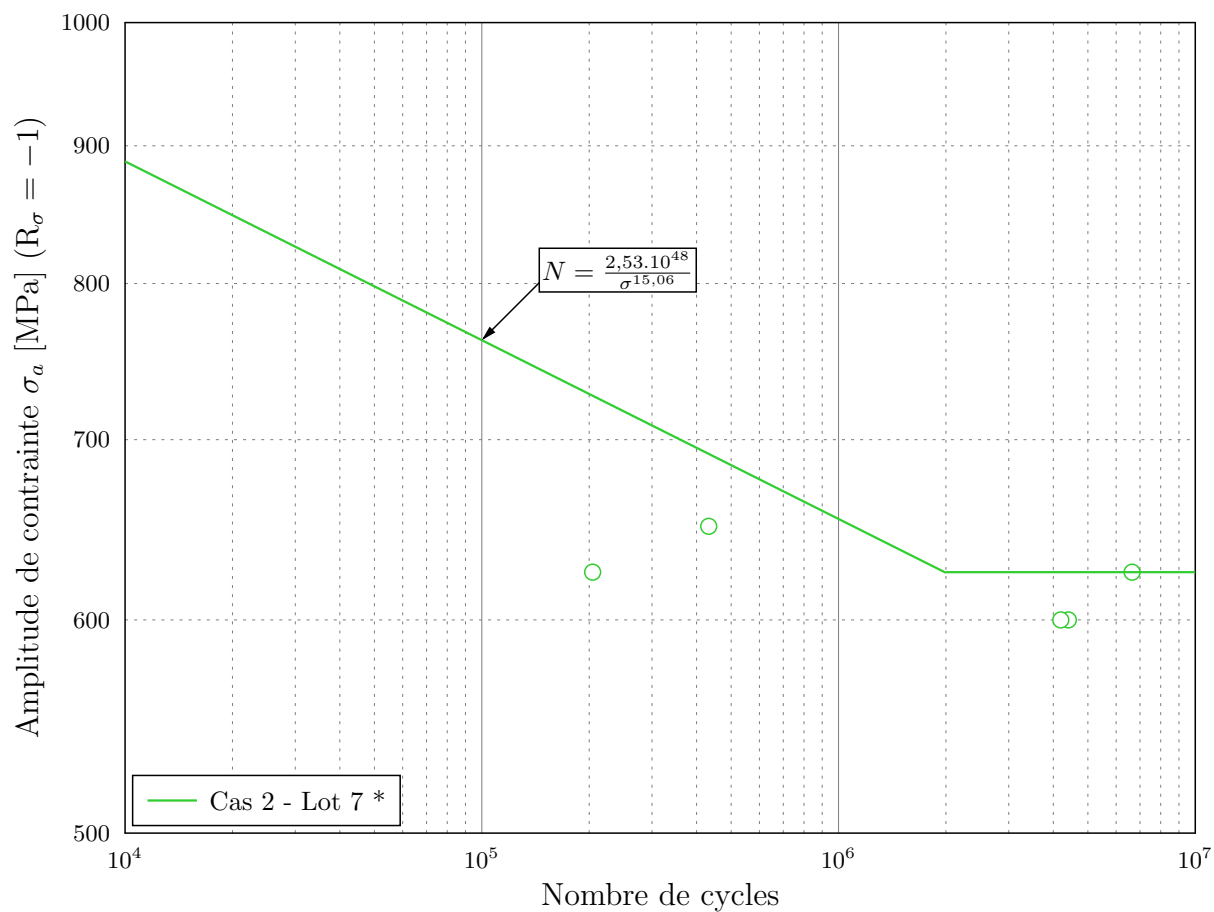


FIGURE D.2 – Modèle de Basquin et points d'essais pour les éprouvettes du Cas 2 - Lot 7.

D.3 Cas 2 - Lot 8

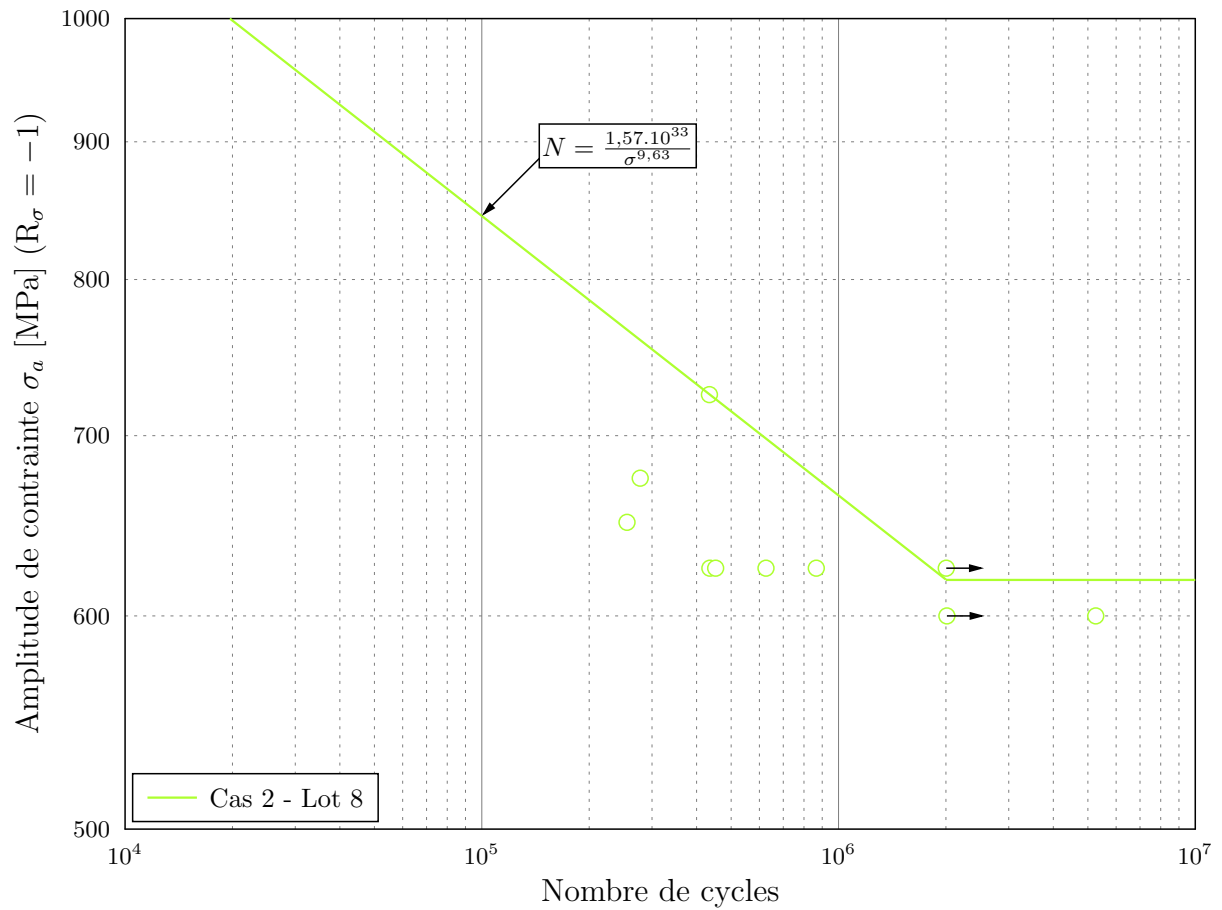


FIGURE D.3 – Modèle de Basquin et points d'essais pour les éprouvettes du Cas 2 - Lot 8.

D.4 Cas 3 - Lot 8

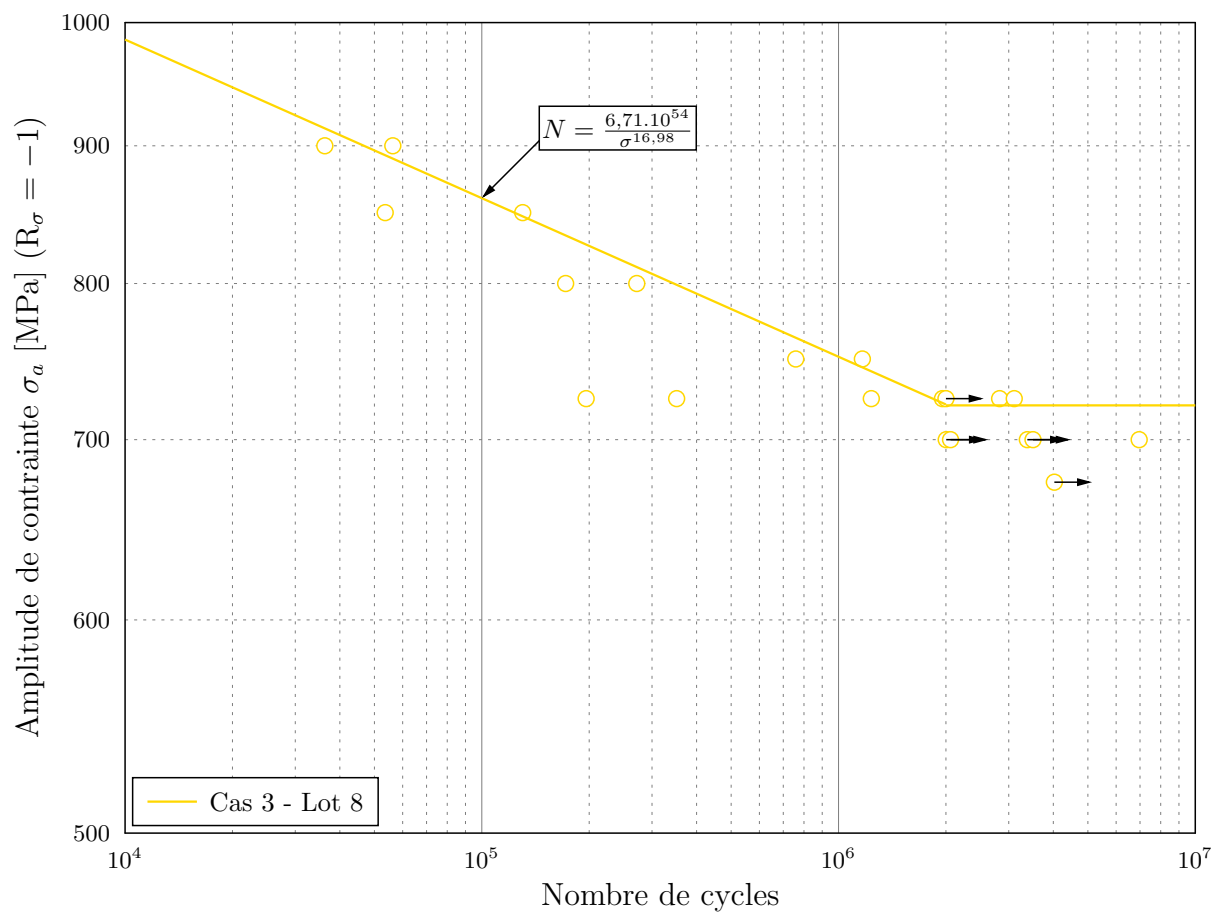


FIGURE D.4 – Modèle de Basquin et points d'essais pour les éprouvettes du Cas 3 - Lot 8.

D.5 Cas 4 - Lot 8

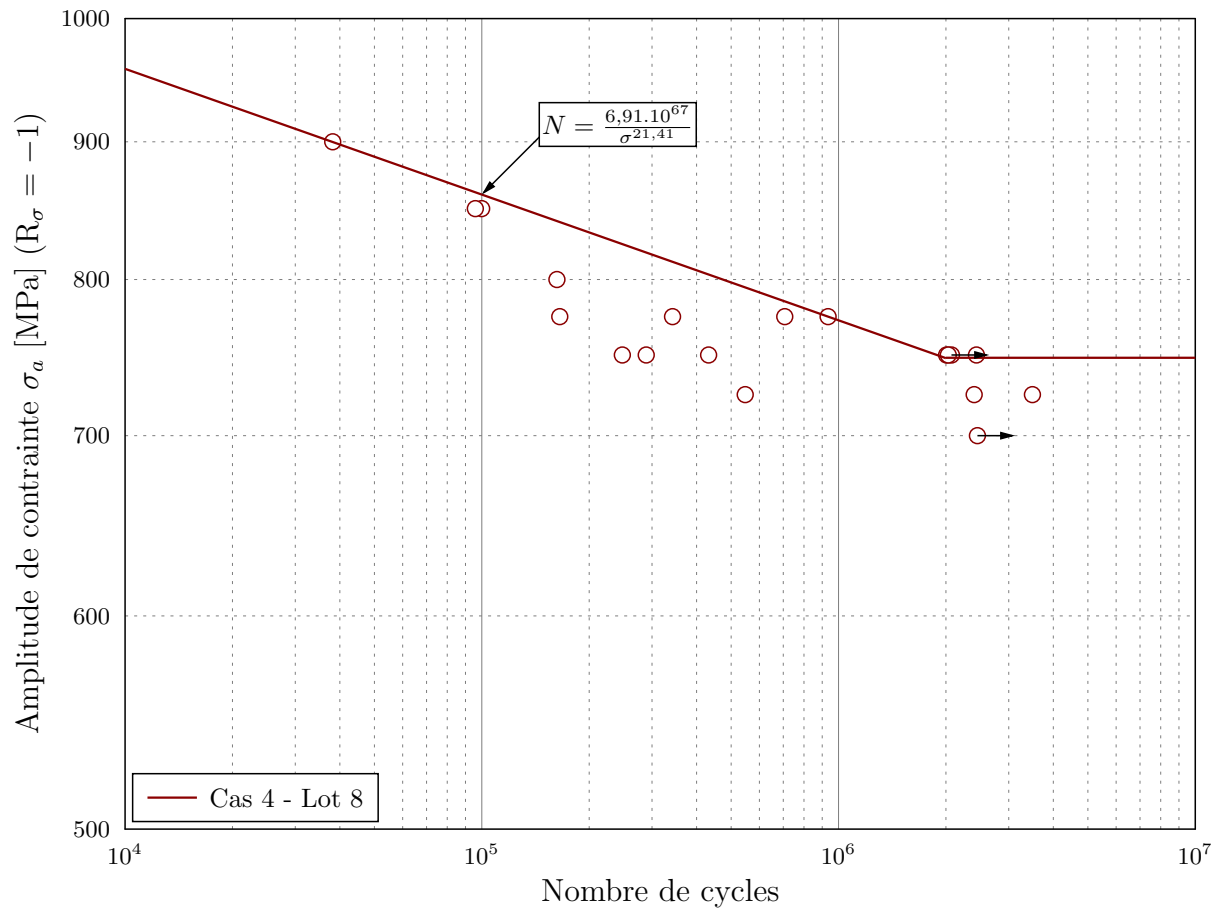


FIGURE D.5 – Modèle de Basquin et points d'essais pour les éprouvettes du Cas 4 - Lot 8.

D.6 Cas 3 - PSI 3

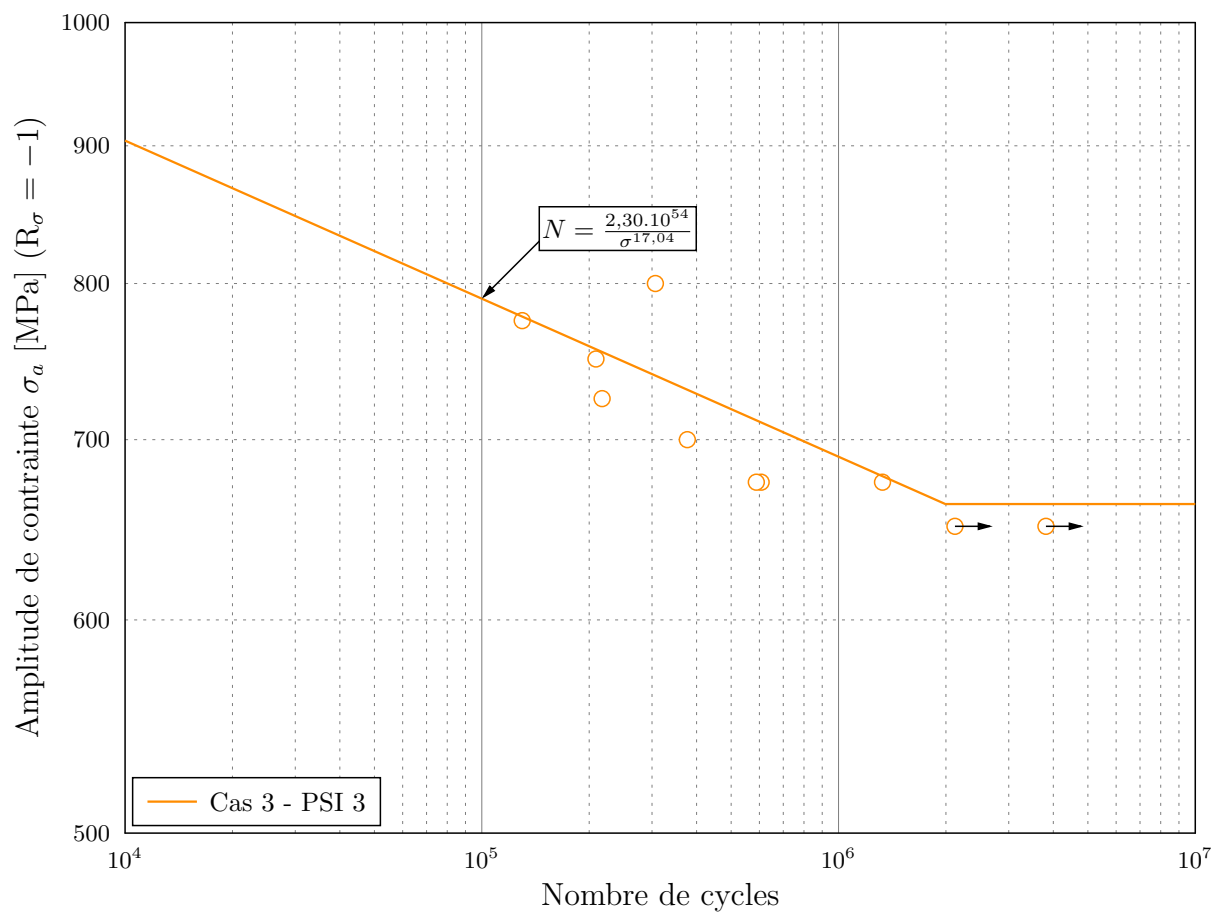


FIGURE D.6 – Modèle de Basquin et points d'essais pour les éprouvettes du Cas 3 - PSI 3.

D.7 Cas 4 - PSI 3

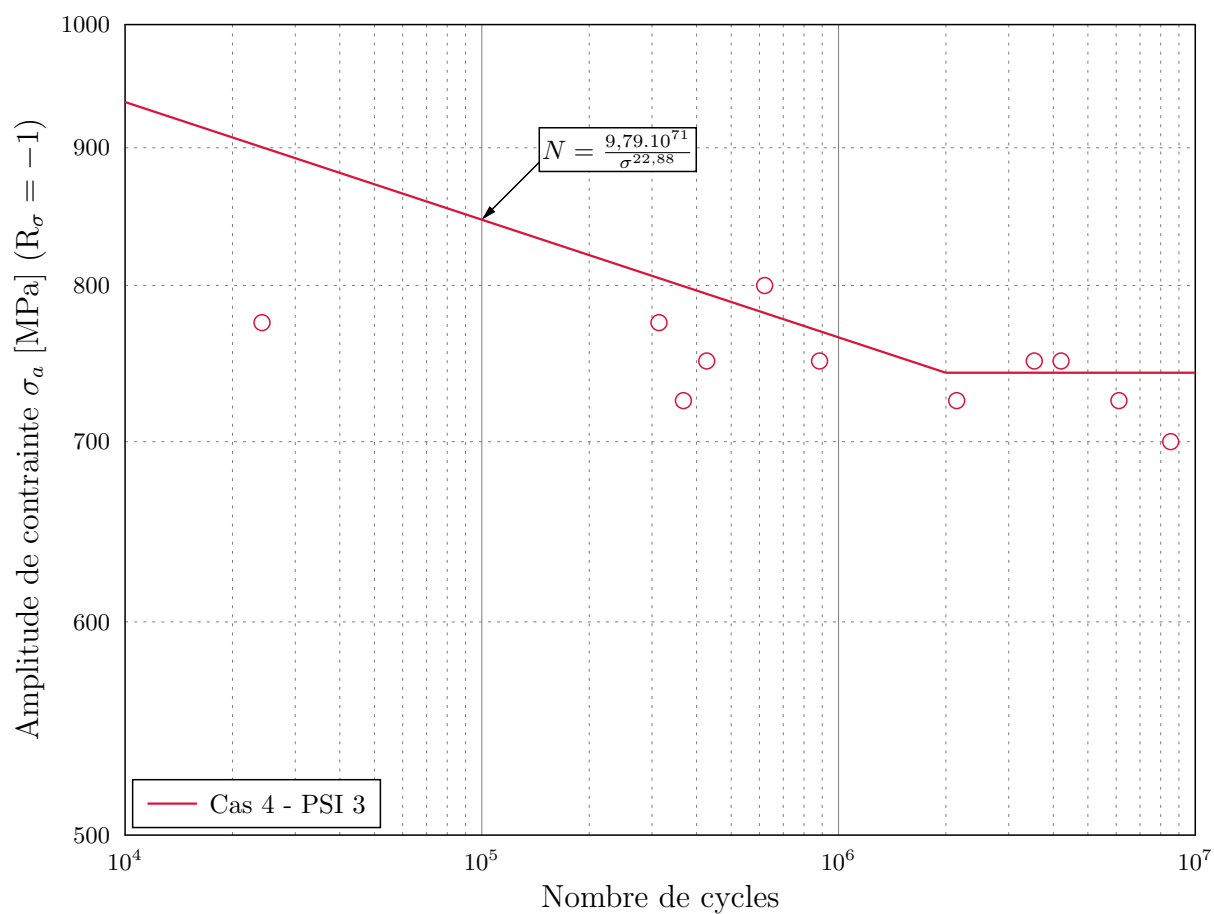


FIGURE D.7 – Modèle de Basquin et points d'essais pour les éprouvettes du Cas 4 - PSI 3.

D.8 Cas 5 - Développement galetage

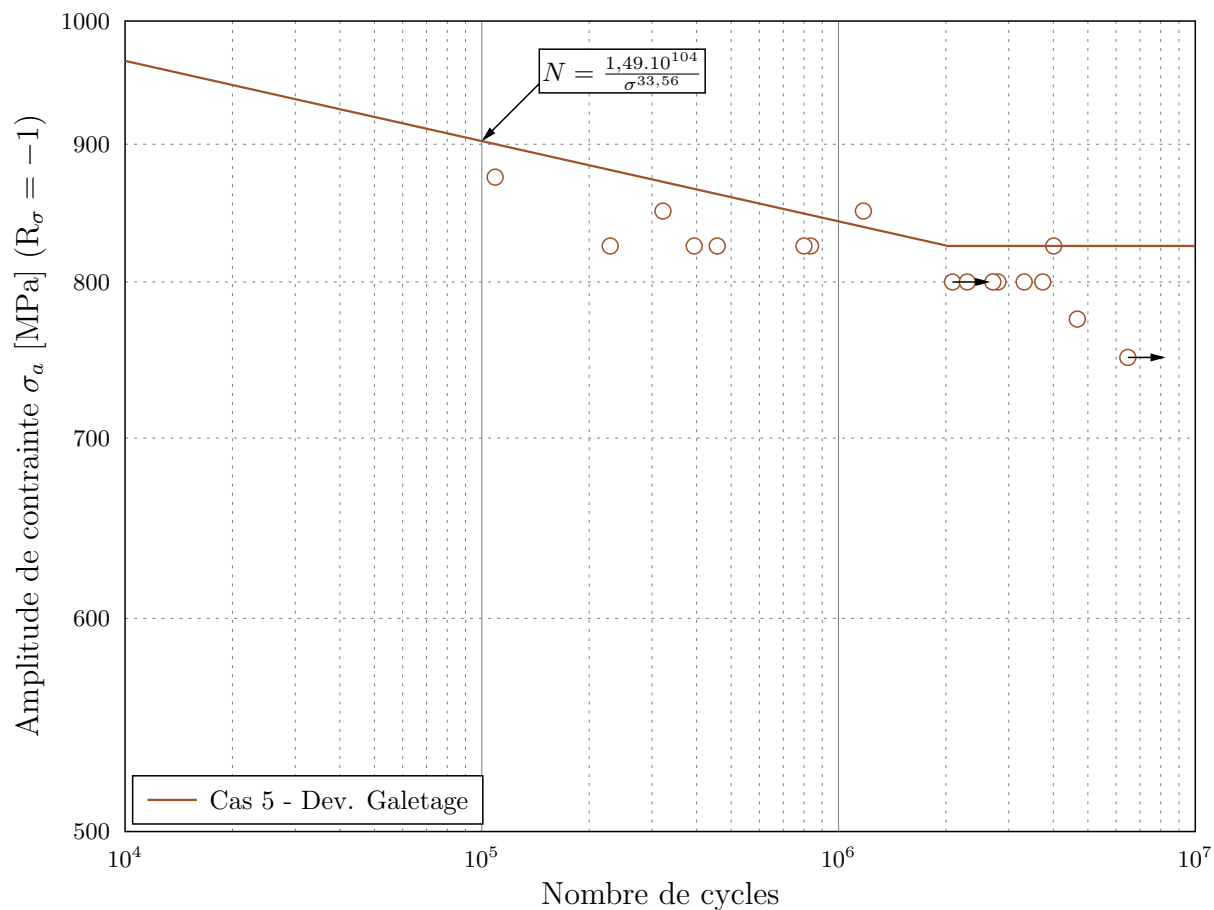


FIGURE D.8 – Modèle de Basquin et points d'essais pour les éprouvettes du Cas 5 - développement galetage.

Références bibliographiques

- [AFN 09] AFNOR
Essais non-destructifs - Méthode d'essai pour l'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X. NF EN 15305 n° NF EN 15305, 2009, AFNOR. NF EN 15305.
- [ALT 00] ALTENBERGER I., SCHOLTES B.
Recent developments in mechanical surface optimization. *Materials science forum*, vol. 347 Trans Tech Publ, 2000, p. 382–398.
- [ALT 05] ALTENBERGER I.
Deep Rolling - The Past, The Present and The Future. *Proceedings of ICSP 9*, 2005.
- [ARO 02] AROLA D., WILLIAMS C. L.
Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces. *International Journal of Fatigue*, vol. 24, n° 9, 2002, p. 923–930.
- [AS 08] AS S. K., SKALLERUD B., TVEITEN B. W.
Surface roughness characterization for fatigue life predictions using finite element analysis. *International Journal of Fatigue*, vol. 30, n° 12, 2008, p. 2200–2209.
- [AST 07] ASTAKHOV V.
Effects of the cutting feed, depth of cut, and workpiece (bore) diameter on the tool wear rate. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 34, n° 7-8, 2007, p. 631-640, Springer-Verlag.
- [AVI 13] AVILÉS R., ALBIZURI J., RODRÍGUEZ A., DE LACALLE L. L.
Influence of low-plasticity ball burnishing on the high-cycle fatigue strength of medium carbon AISI 1045 steel. *International Journal of Fatigue*, vol. 55, n° 0, 2013, p. 230 - 244.
- [BAG 09] BAGHERI S., GUAGLIANO M.
Review of shot peening processes to obtain nanocrystalline surfaces in metal alloys. *Surface Engineering*, vol. 25, n° 1, 2009, p. 3–14, Maney Publishing.
- [BAG 12] BAGHERIFARD S., GUAGLIANO M.
Fatigue behavior of a low-alloy steel with nanostructured surface obtained by severe shot peening. *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 81, n° 0, 2012, p. 56 - 68. Fracture and Damage Analysis in Design.
- [BAR 02] BARRY J., BYRNE G.
TEM study on the surface white layer in two turned hardened steels. *Materials Science and Engineering : A*, vol. 325, n° 1–2, 2002, p. 356 - 364.
- [BAS 10] BASQUIN O.
The exponential law of endurance tests. *Proc. ASTM*, vol. 10, 1910, p. 625–630.

- [BAS 71] BASTENAIRE F., POMEY G., RABBE P.
Etude statistique des durées de vie en fatigue et des courbes de Wöhler de cinq nuances d'acier. *Mémoires scientifiques de la revue de métallurgie*, vol. 68, 1971, p. 645–664.
- [BAY 95] BAYOUMI M. R., ABDELLATIF A.
Effect of surface finish on fatigue strength. *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 51, n° 5, 1995, p. 861 - 870.
- [BRA 80] BRAND A., FLAVENOT J., GREGOIRE R., TOURNIER C.
Recueil de données technologiques sur la fatigue. rapport, 1980, CETIM.
- [BRI 96] BRINKSMEIER E., BROCKHOFF T.
Utilization of Grinding Heat as a New Heat Treatment Process. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 45, n° 1, 1996, p. 283 - 286.
- [BRI 04] BRINKSMEIER E., LUCCA D., WALTER A.
Chemical Aspects of Machining Processes. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 53, n° 2, 2004, p. 685 - 699.
- [BRI 09] BRINKSMEIER E., HEINZEL C., BLEIL N.
Superfinishing and grind-strengthening with elastic bonding system. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, n° 20, 2009, p. 6117 - 6123. Special Issue : 1st International Conference on Abrasive Processes.
- [BRI 11] BRINKSMEIER E., GLÄBE R., KLOCKE F., LUCCA D.
Process Signatures – an Alternative Approach to Predicting Functional Workpiece Properties. *Procedia Engineering*, vol. 19, n° 0, 2011, p. 44 - 52. 1st CIRP Conference on Surface Integrity (CSI).
- [BRI 14] BRINKSMEIER E., KLOCKE F., LUCCA D. A., SÖLTER J., MEYER D.
Process Signatures – A New Approach to Solve the Inverse Surface Integrity Problem in Machining Processes. *Procedia CIRP*, vol. 13, n° 0, 2014, p. 429 - 434. 2nd CIRP Conference on Surface Integrity (CSI).
- [BRO 99] BROCKHOFF T., BRINKSMEIER E.
Grind-Hardening : A Comprehensive View. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 48, n° 1, 1999, p. 255 - 260.
- [BUR 94] BURYTA D., SOWERBY R., YELLOWLEY I.
Stress distributions on the rake face during orthogonal machining. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 34, n° 5, 1994, p. 721 - 739.
- [CAP 99] CAPELLO E., DAVOLI P. B. G. B. A.
Residual stresses and surface roughness in turning. *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 121, 1999, p. 346–351.
- [CAP 05] CAPELLO E.
Residual stresses in turning : Part I : Influence of process parameters. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 160, n° 2, 2005, p. 221–228.
- [CHO 13] CHOMIENNE V., VERDU C., RECH J., VALIORGUE F.
Influence of Surface Integrity of 15-5PH on the Fatigue Life. *Procedia Engineering*, vol. 66, n° 0, 2013, p. 274 - 281. Fatigue Design 2013, International Conference Proceedings.
- [COU 11] COURBON C.
Vers une modélisation physique de la coupe des aciers spéciaux : intégration du comporte-

- ment métallurgique et des phénomènes tribologiques et thermiques aux interfaces. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lyon, 2011.
- [DIX 48] DIXON W. J., MOOD A. M.
A Method for Obtaining and Analyzing Sensitivity Data. *Journal of the American Statistical Association*, vol. 43, n° 241, 1948, p. 109–126.
- [DUA 12] DUAN C., ZHANG L.
Adiabatic shear banding in {AISI} 1045 steel during high speed machining : Mechanisms of microstructural evolution. *Materials Science and Engineering : A*, vol. 532, n° 0, 2012, p. 111 - 119.
- [ELA 00] EL-AXIR M. H.
An investigation into roller burnishing. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 40, n° 11, 2000, p. 1603–1617.
- [ESN 11] ESNOUF C.
Caractérisation microstructurale des matériaux : Analyse par les rayonnements X et électronique. PPUR Presses polytechniques, 2011.
- [FIE 64] FIELD D., KAHLES J.
The surface integrity of machined and ground high strength steels. rapport, 1964, DMIC 210.
- [FRA 05] FRANÇOIS D.
Essais mécaniques des métaux Essais de dureté. *Techniques de l'ingénieur Essais mécaniques sur les métaux et alliages*, vol. base documentaire : TIB531DUO., n° ref. article : m4160, 2005, Editions T.I. fre.
- [GAO 07] GAO Y.-K., BIN LI X., XIANG YANG Q., YAO M.
Influence of surface integrity on fatigue strength of 40CrNi2Si2MoVA steel. *Materials Letters*, vol. 61, n° 2, 2007, p. 466–469.
- [GEE 07] GEELS K.
Metallographic and materialographic specimen preparation, light microscopy, image analysis, and hardness testing, vol. 46. ASTM International, 2007.
- [GRI 01] GRIFFITHS B.
Manufacturing surface technology : surface integrity & functional performance. Manufacturing engineering modular series Butterworth-Heinemann, 2001.
- [GRU 01] GRUM J.
A review of the influence of grinding conditions on resulting residual stresses after induction surface hardening and grinding. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 114, n° 3, 2001, p. 212 - 226.
- [GUI 10] GUILLEMOT N.
Prise en compte de l'intégrité de surface pour la prévision de la tenue en fatigue des pièces usinées en fraisage. Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure de Cachan, 2010.
- [GUO 10] GUO Y., WARREN A., HASHIMOTO F.
The basic relationships between residual stress, white layer, and fatigue life of hard turned and ground surfaces in rolling contact. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, vol. 2, n° 2, 2010, p. 129–134.
- [HAB 06] HABAK M.
Etude de l'influence de la microstructure et des paramètres de coupe sur le comportement en

- tournage dur de l'acier à roulement 100C6. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Arts et Métiers, 2006.
- [HAM 04] HAMDI H., ZAHOUANI H., BERGHEAU J.-M.
Residual stresses computation in a grinding process. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 147, n° 3, 2004, p. 277 - 285.
- [HAN 03] HANLON T., KWON Y.-N., SURESH S.
Grain size effects on the fatigue response of nanocrystalline metals. *Scripta Materialia*, vol. 49, n° 7, 2003, p. 675 - 680. Viewpoint Set No. 31. Mechanical Properties of Fully Dense Nanocrystalline Metals.
- [HEI 07] HEINZEL C., BLEIL N.
The Use of the Size Effect in Grinding for Work-hardening. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 56, n° 1, 2007, p. 327 - 330.
- [HEN 05] HENAFF G., MOREL F.
Fatigue des structures. 2005.
- [ISO 97] ISO
Geometrical Product Specifications (GPS) - Surface texture : Profile method - Terms, definitions and surface texture parameters. 4287 :1997, 1997, ISO.
- [JAV 08] JAVIDI A., RIEGER U., EICHLSEDER W.
The effect of machining on the surface integrity and fatigue life. *International Journal of Fatigue*, vol. 30, n° 10-11, 2008, p. 2050-2055.
- [KER 10] KERMOUCHE G., RECH J., HAMDI H., BERGHEAU J.
On the residual stress field induced by a scratching round abrasive grain. *Wear*, vol. 269, 2010, p. 86-92.
- [KHE 07] KHELLOUKI A., RECH J., ZAHOUANI H.
The effect of abrasive grain's wear and contact conditions on surface texture in belt finishing. *Wear*, vol. 263, n° 1-6, 2007, p. 81 - 87. 16th International Conference on Wear of Materials.
- [KLI 11] KLINK A., GUO Y., KLOCKE F.
Surface Integrity Evolution of Powder Metallurgical Tool Steel by Main Cut and Finishing Trim Cuts in Wire-EDM. *Procedia Engineering*, vol. 19, n° 0, 2011, p. 178 - 183. 1st CIRP Conference on Surface Integrity (CSI).
- [KLO 13] KLOCKE F., ZEIS M., HARST S., KLINK A., VESELOVAC D., BAUMGÄRTNER M.
Modeling and Simulation of the Electrochemical Machining (ECM) Material Removal Process for the Manufacture of Aero Engine Components. *Procedia CIRP*, vol. 8, n° 0, 2013, p. 265 - 270. 14th CIRP Conference on Modeling of Machining Operations (CIRP CMMO).
- [KOI 59] KOISTINEN D., MARBURGER R.
A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels. *acta metallurgica*, vol. 7, n° 1, 1959, p. 59-60, Pergamon.
- [LAC 05] DE LACALLE L. L., LAMIKIZ A., MUÉOA J., SÉNCHÉZ J.
Quality improvement of ball-end milled sculptured surfaces by ball burnishing. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 45, n° 15, 2005, p. 1659-1668.
- [LAH 83] LAHANIER C. PARNIÈRE P. M. G.
Caractérisation de solides cristallisés par diffraction des rayons X. *Techniques de l'ingénieur*, 1983.

- [LEB 84] LEBLOND J., DEVAUX J.
A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size. *Acta Metallurgica*, vol. 32, n° 1, 1984, p. 137 - 146.
- [LIE 82] LIEURADE H.-P.
La Pratique des essais de fatigue : méthodes expérimentales et analyse des résultats. Pyc édition, 1982.
- [LIE 01] LIEURADE H.-P., DEGALLAIX S., DEGALLAIX G., GAUTHIER J.-P.
Essais mécaniques et lois de comportement, Annexe 6, p. 143-214. Hermes Science, 2001.
- [LOH 88] LOH N., TAM S.
Effects of ball burnishing parameters on surface finish : A literature survey and discussion. *Precision Engineering*, vol. 10, n° 4, 1988, p. 215-220.
- [LU 03] LU J.
Fatigue des alliages ferreux - Facteurs d'influence. *Techniques de l'ingénieur*, , 2003, Editions T.I. ref. article : bm5043.
- [MAE 14] MAETZ J.-Y.
Evolution de ma microstructure d'un acier inoxydable lean duplex lors du vieillissement. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2014.
- [MAH 06] MAHER S.
Caractérisation non destructive de la transformation martensitique de l'acier 304L induite par déformation cyclique. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2006.
- [MAR 96] MARTIN U., I. A., B. S., KREMMER K., OETTEL H.
Characterization of the defect depth profile of shot peened steels by transmission electron microscopy. *Proceedings of ICSP 6*, 1996, p. 142-153.
- [MCK 12] MCKELVEY S., FATEMI A.
Surface finish effect on fatigue behavior of forged steel. *International Journal of Fatigue*, vol. 36, n° 1, 2012, p. 130 - 145.
- [MIL 93] MILLER K. J.
Materials science perspective of metal fatigue resistance. *Materials Science and Technology*, vol. 9, n° 6, 1993, p. 453-462.
- [MIN 45] MINER M. A.
Cumulative damage in fatigue. *Journal of Applied Mechanics*, vol. 12, 1945, p. 159-154.
- [MON 11] MONDELIN A., VALIORGUE F., RECH J., CORET M., FEULVARCH E.
3D Numerical Prediction of Residual Stresses in Turning of 15-5PH. *Advanced Materials Research*, vol. 223, 2011, p. 411-420.
- [MON 12a] MONDELIN A.
Modélisation de l'intégrité des surfaces usinées : Application au cas du tournage finition de l'acier inoxydable 15-5PH. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lyon, 2012.
- [MON 12b] MONDELIN A., VALIORGUE F., RECH J., CORET M., FEULVARCH E.
Hybrid model for the prediction of residual stresses induced by 15-5PH steel turning. *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 58, n° 1, 2012, p. 69-85.
- [MON 13] MONDELIN A., VALIORGUE F., RECH J., CORET M., FEULVARCH E.
Modeling of Surface Dynamic Recrystallisation During the Finish Turning of the 15-5PH Steel. *Procedia CIRP*, vol. 8, n° 0, 2013, p. 311 - 315.

- [M'S 99] M'SAOUBI R., OUTEIRO J., CHANGEUX B., LEBRUN J., DIAS A. M.
Residual stress analysis in orthogonal machining of standard and resulfurized AISI 316L steels. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 96, n° 1-3, 1999, p. 225 – 233.
- [MUR 02] MURAKAMI Y.
Metal Fatigue : Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions. Elsevier, 2002.
- [NEU 61] NEUBER H.
Theory of Stress Concentration for Shear-Strained Prismatical Bodies With Arbitrary Nonlinear Stress-Strain Law. *Journal of Applied Mechanics*, vol. 28, n° 4, 1961, p. 544-550.
- [NIK 08] NIKITIN I., BESEL M.
Correlation between residual stress and plastic strain amplitude during low cycle fatigue of mechanically surface treated austenitic stainless steel AISI 304 and ferritic-pearlitic steel SAE 1045. *Materials Science and Engineering : A*, vol. 491, n° 1-2, 2008, p. 297-303.
- [NOV 04] NOVOVIC D., DEWES R. C., ASPINWALL D. K., VOICE W., BOWEN P.
The effect of machined topography and integrity on fatigue life. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 44, n° 2-3, 2004, p. 125-134.
- [NOY 87] NOYAN I., COHEN J.
Determination of Strain and Stress Fields by Diffraction Methods. *Residual Stress*, Materials Research and Engineering, p. 117-163 Springer New York, 1987.
- [OLI 09] OLIVEIRA J., SILVA E., GUO C., HASHIMOTO F.
Industrial challenges in grinding. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 58, n° 2, 2009, p. 663 - 680.
- [OUT 06] OUTEIRO J.-C. M. A. D. A.
Influence of Work Material Properties on Residual Stresses and Work Hardening Induced by Machining. *Materials Science Forum*, vol. 524-525, 2006, p. 575-580.
- [OUT 13] OUTEIRO J., COSTES J.-P., KORNMEIER J.
Cyclic Variation of Residual Stress Induced by Tool Vibration in Machining Operations. *Procedia CIRP*, vol. 8, 2013, p. 493 - 497.
- [PAR 62] PARZEN E.
On Estimation of a Probability Density Function and Mode. *The Annals of Mathematical Statistics*, vol. 33, n° 3, 1962, p. 1065-1076, The Institute of Mathematical Statistics.
- [PAR 63] PARIS P., ERDOGAN F.
A critical analysis of crack propagation laws. *Journal of Fluids Engineering*, vol. 85, n° 4, 1963, p. 528-533, American Society of Mechanical Engineers.
- [PAS 98] PASSERON A.
Tournage. *Techniques de l'ingénieur Procédés d'usinage*, vol. base documentaire : TIB190DUO., n° ref. article : bm7086, 1998, Editions T.I.
- [PET 74] PETERSON R. E.
Stress Concentration Factors. Wiley and Sons, New-York, 1974.
- [POU 99] POULACHON G.
Aspects phénoménologiques, mécaniques et métallurgique en tournage c-BN des aciers durcis. Thèse de doctorat, Arts et Métiers, Cluny., 1999.
- [POU 04] POUCHOU J., NATIONAL MICROSCOPIE ÉLECTRONIQUE À BALAYAGE ET MICRONALYSES G.
L'analyse EBSD : principes et applications. EDP sciences, 2004.

- [PU 12] PU Z., SONG G.-L., YANG S., OUTEIRO J., JR. O. D., PULEO D., JAWAHIR I.
Grain refined and basal textured surface produced by burnishing for improved corrosion performance of AZ31B Mg alloy. *Corrosion Science*, n° 57, 2012, p. 192-201.
- [RAE 68] RAEFSKY M.
Fatigue properties of 17-4 PH and 15-5 PH steel in the H-900 and H-1050 condition. rapport, 1968, Boeing Vertol Co Philadelphia PA.
- [REC 03] RECH J., MOISAN A.
Belt grinding : a way to optimize the surface integrity of cut surfaces. *International conference MMSS*, 2003, p. 125-132.
- [REC 05] RECH J., BATTAGLIA J., MOISAN A.
Thermal influence of cutting tool coatings. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 159, n° 1, 2005, p. 119 - 124.
- [REC 08a] RECH J., HAMDI H., VALETTE S.
Workpiece Surface Integrity. *Machining : fundamentals and recent advances*, Annexe 3, p. 59-96 Springer, 2008.
- [REC 08b] RECH J., KERMOUCHE G., CLAUDIN C., KHELLOUKI A., GRZESIK W.
Modelling of the residual stresses induced by belt finishing on a AISI52100 hardened steel. *International Journal of Material Forming*, vol. 1, n° 1, 2008, p. 567-570, Springer-Verlag.
- [REC 08c] RECH J., KERMOUCHE G., GRZESIK W., GARCÍA-ROSALES C., KHELLOUKI A., GARCÍA-NAVAS V.
Characterization and modelling of the residual stresses induced by belt finishing on a AISI52100 hardened steel. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 208, n° 1-3, 2008, p. 187 - 195.
- [REV 13] REVILLA-GOMEZ C., BUFFIERE J.-Y., VERDU C., PEYRAC C., DAFLON L., LE-FEBVRE F.
Assessment of the Surface Hardening Effects from Hammer Peening on High Strength Steel. *Procedia Engineering*, vol. 66, n° 0, 2013, p. 150 - 160. Fatigue Design 2013, International Conference Proceedings.
- [ROD 12] RODRIGUEZ A., DE LACALLE L. L., CELAYA A., LAMIKIZ A., ALBIZURI J.
Surface improvement of shafts by the deep ball-burnishing technique. *Surface and Coatings Technology*, n° 206, 2012, p. 2817-2824.
- [ROL 06] ROLAND T., RETRAINT D., LU K., LU J.
Fatigue life improvement through surface nanostructuring of stainless steel by means of surface mechanical attrition treatment. *Scripta Materialia*, vol. 54, n° 11, 2006, p. 1949 - 1954.
- [SAS 05] SASAHARA H.
The effect on fatigue life of residual stress and surface hardness resulting from different cutting conditions of 0.45 *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 45, n° 2, 2005, p. 131-136.
- [SCH 93] SCHOLTES B., VÖHRINGER O.
Origin, determination and assessment of near-surface microstructural alterations due to shot peening processes. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, vol. 24, n° 12, 1993, p. 421-431, WILEY-VCH Verlag GmbH.

- [SCH 02] SCHULZE V.
Characteristics of surface layers produced by shot peening. *Proceeding of the Eighth International Conference on Shot Peening ICSP-8 in Garmisch-Partenkirchen DGM*, 2002, p. 145–160.
- [SCH 06a] SCHULZE V.
Modern Mechanical Surface Treatment : States, Stability, Effects. Wiley-VCH, 2006.
- [SCH 06b] SCHWACH D. W., GUO Y.
A fundamental study on the impact of surface integrity by hard turning on rolling contact fatigue. *International Journal of Fatigue*, vol. 28, n° 12, 2006, p. 1838–1844.
- [SHE 06] SHERBY O., WADSWORTH J., LESUER D., SYN C.
The c/a Ratio in Quenched Fe-C and Fe-N Steels - A Heuristic Story. *Materials Science Forum*, vol. 539 - 543, 2006, p. 215 – 222.
- [SMI 07] SMITH S., MELKOTE S. N., LARA-CURZIO E., WATKINS T. R., ALLARD L., RIESTER L.
Effect of surface integrity of hard turned AISI 52100 steel on fatigue performance. *Materials Science and Engineering : A*, vol. 459, n° 1-2, 2007, p. 337–346.
- [STI 14] STICCHI M., SCHNUBEL D., KASHAEV N., HUBER N.
Review of residual stress modification techniques for extending the fatigue life of metallic aircraft components. *Applied Mechanics Reviews*, , 2014.
- [STR 14] STROMEYER C.
The determination of fatigue limits under alternating stress conditions. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A*, vol. 90, n° 620, 1914, p. 411–425, The Royal Society.
- [SUR 98] SURESH S.
Fatigue of materials. Cambridge university press, 1998.
- [SUR 08] SURARATCHAI M., LIMIDO J., MABRU C., CHIERAGATTI R.
Modelling the influence of machined surface roughness on the fatigue life of aluminium alloy. *International Journal of Fatigue*, vol. 30, n° 12, 2008, p. 2119–2126.
- [TAB 00] TABOR D.
The hardness of metals. Oxford university press, 2000.
- [TAY 91] TAYLOR D., CLANCY O. M.
The fatigue performance of machined surfaces. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 14, n° 2-3, 1991, p. 329–336, Blackwell Publishing Ltd.
- [TON 00] TONSHOFF H., ARENDT C., AMOR R. B.
Cutting of Hardened Steel. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 49, n° 2, 2000, p. 547 - 566.
- [TOR 02] TORRES M., VOORWALD H.
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, 2002, p. 877 - 886.
- [TRE 91] TRENT E. M.
Metal cutting. *Butterworth-Heinemann Ltd.*, , 1991, page 273.
- [UMB 09] UMBRELLO D., FILICE L.
Improving surface integrity in orthogonal machining of hardened AISI 52100 steel by modeling white and dark layers formation. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 58, n° 1, 2009, p. 73 - 76.

- [VAL 07] VALIORGUE F., RECH J., HAMDI H., GILLES P., BERGHEAU J.
A new approach for the modelling of residual stresses induced by turning of 316L. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 191, n° 1-3, 2007, p. 270–273. Advances in Materials and Processing Technologies, July 30th - August 3rd 2006, Las Vegas, Nevada.
- [WAG 99] WAGNER L.
Mechanical surface treatments on titanium, aluminum and magnesium alloys. *Materials Science and Engineering A*, vol. 263, n° 2, 1999, p. 210–216.
- [WAN 06] WANG T., YU J., DONG B.
Surface nanocrystallization induced by shot peening and its effect on corrosion resistance of 1Cr18Ni9Ti stainless steel. *Surface and Coatings Technology*, vol. 200, n° 16–17, 2006, p. 4777 - 4781.
- [WIC 00] WICK A., SCHULZE V., VÖHRINGER O.
Effects of warm peening on fatigue life and relaxation behaviour of residual stresses in AISI 4140 steel. *Materials Science and Engineering : A*, vol. 293, n° 1–2, 2000, p. 191 - 197.
- [Zä 09] ZÄH M., BRINKSMEIER E., HEINZEL C., HUNTEMANN J.-W., FÖCKERER T.
Experimental and numerical identification of process parameters of grind-hardening and resulting part distortions. *Production Engineering*, vol. 3, n° 3, 2009, p. 271-279, Springer-Verlag.
- [ZHA 97] ZHANG B., SHEN W., LIU Y., TANG X., WANG Y.
Microstructures of surface white layer and internal white adiabatic shear band. *Wear*, vol. 211, n° 2, 1997, p. 164 - 168.
- [ZUR 03] ZURECKI Z., GHOSH R., FREY J. H.
Investigation of White Layers Formed in Conventional and Cryogenic Hard Turning of Steels. *ASME 2003 International Mechanical Engineering Congress and Exposition*, 2003, p. 211–220.

NOM : CHOMIENNE

DATE de SOUTENANCE : le 13 novembre 2014

Prénoms : Vincent

TITRE : Étude de l'influence de l'intégrité de surface en tournage de l'acier 15-5PH sur la tenue en fatigue en flexion rotative.

NATURE : Doctorat

Numéro d'ordre : 2014-ISAL-0105

École doctorale : ED Matériaux de Lyon

Cote B.I.U. - Lyon : T 50/210/19 /

et bis CLASSE :

RÉSUMÉ : Ce mémoire présente une méthode visant à mettre en évidence l'influence de l'intégrité de surface obtenue en tournage, sur la fatigue de l'acier 15-5PH. Le travail réalisé consiste à développer des moyens d'obtention de surfaces à intégrités maîtrisées, puis à réaliser des essais de fatigue pour observer l'influence des paramètres d'intégrité.

Les procédés de tournage et de galetage sont utilisés pour obtenir des lots d'éprouvettes possédant différentes intégrités de surfaces. Ces éprouvettes sont ensuite toutes caractérisées, en rugosité et contraintes résiduelles, de manière non destructive. Certaines éprouvettes font l'objet d'analyses complémentaires pour caractériser l'état de la matière sous la surface. Ces analyses permettent de constituer des lots d'éprouvettes possédant des caractéristiques de surfaces très proches. Toutefois, il a été mis en évidence une très grande sensibilité de l'intégrité de surface générée vis-à-vis du diamètre de la pièce usinée, ce qui se traduit par une dispersion importante des intégrités de surface obtenues.

Les lots constitués sont ensuite testés en fatigue sur une machine de flexion rotative ($R_\sigma = -1$) selon la méthode Staircase. Cette méthode permet de déterminer la limite d'endurance avec 50 % de probabilité de rupture pour un nombre de cycles donné. Les résultats sont ensuite confrontés aux intégrités de surface des lots pour déterminer les caractéristiques les plus influentes. Une comparaison des données expérimentales est réalisée avec les modèles de la littérature. Il est montré que ces modèles ne parviennent pas à décrire de manière satisfaisante le comportement en fatigue vis à vis de la rugosité ou du niveau de contraintes résiduelles.

L'analyse de ces résultats montre que le profil de contraintes résiduelles, dans le cas du 15-5PH, est la caractéristique la plus influente sur la tenue en fatigue. La rugosité n'apparaît pas comme un facteur d'influence notable, à l'exception des cas où les contraintes résiduelles ont un niveau très faible. Des pistes d'améliorations sont enfin suggérées pour améliorer la prise en compte de l'intégrité de surface dans le cadre d'un dimensionnement en fatigue.

MOTS-CLÉS: Surface Integrity, Residual stress, roughness, fatigue.

Laboratoire(s) de recherche :

MATÉIS - UMR CNRS 5510 - INSA de Lyon

LTDS - UMR CNRS 5513 - École Nationale d'Ingénieurs de St-Etienne

25 avenue Jean Capelle

58 rue Jean Parot

69621 Villeurbanne Cedex (FRANCE)

42023 Saint-Etienne (FRANCE)

Directeur(s) de thèse : Catherine VERDU (Professeur) et Joël RECH (Professeur)

Président du jury : Gérard POULACHON (Professeur)

Composition du jury : Franck MOREL (Professeur, Rapporteur)

Farhad REZAI-ARIA (Professeur, Rapporteur)

Frédéric VALIORGUE (Maître de Conférences, Examineur)

Fabien LEFEBVRE (Ingénieur, Docteur, Examineur)