Effet des paramètres de coupe sur la microstructure des couches subsurfaciques induites par tournage dur de l'Inconel 718

par

Heithem TOUAZINE

THÈSE PAR ARTICLES PRÉSENTÉE À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE COMME EXIGENCE PARTIELLE À L'OBTENTION DU DOCTORAT EN GÉNIE
Ph. D.

MONTRÉAL, LE 24 AVRIL 2018

ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE
UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

©Tous droits réservés, Heithem Touazine, 2018

©Tous droits réservés

Cette licence signifie qu'il est interdit de reproduire, d'enregistrer ou de diffuser en tout ou en partie, le présent document. Le lecteur qui désire imprimer ou conserver sur un autre media une partie importante de ce document, doit obligatoirement en demander l'autorisation à l'auteur.

PRÉSENTATION DU JURY

CETTE THÈSE A ÉTÉ ÉVALUÉE

PAR UN JURY COMPOSÉ DE :

M. Mohammad Jahazi, directeur de thèse
Département de Génie Mécanique à l'École de Technologie Supérieure

M. Philippe Bocher, codirecteur de thèse
Département de Génie Mécanique à l'École de Technologie Supérieure

M. Lotfi Guizani, président du jury
Département de génie de la construction à l'École de Technologie Supérieure

M. Victor Songmene, membre du jury
Département de Génie Mécanique à l'École de Technologie Supérieure

M. Carl Blais, examinateur externe
Département de génie des Mines, de la Métallurgie et des Matériaux à l'Université Laval

ELLE A FAIT L'OBJET D'UNE SOUTENANCE DEVANT JURY ET PUBLIC

LE 19 AVRIL 2018

À L'ÉCOLE DE TECHNOLOGIE SUPÉRIEURE

DÉDICACE

À ma mère Najoua Ben Dali et mon père Hammadi Touazine :

Vous avez veillé sur moi depuis ma naissance. Vous avez manifesté beaucoup de sacrifices afin de me voir grandir devant vos yeux. Aujourd'hui, vient mon tour pour vous remercier en vous offrant ce travail qui est le fruit de vos sacrifices. Maman, Papa, je vous dois toute ma vie !

À ma femme Marwa Gorbech ;

Tu as donné sans limite pour que je puisse avancer et finir mon doctorat. Malgré les moments difficiles qu'on a vécus ensemble loin de nos familles, tu étais toujours le refuge ! Aussi, tu m'as donné ma petite princesse Sarah qui a été ma grande source de motivation.

À ma petite sœur Fadoua et mon petit Frère Anis,

Merci pour tout le support moral que vous m'avez donné. J'ai pu enfin terminer ce travail malgré vos niaiseries (Hey ! restes-tu toute ta vie aux études… ?).

À toute ma famille,

Le destin m'a obligé de vivre loin de vous ! Vous m'avez beaucoup manqué et vous allez me manquer beaucoup plus.

À mes amis,

Je vous remercie pour tout le support et pour tous les beaux moments partagés.

REMERCIEMENTS

Je voudrais exprimer ma profonde gratitude aux personnes qui m'ont aidé pendant mon projet de doctorat.

Tout d'abord, je tiens à remercier sincèrement mon directeur de thèse, professeur Mohammad Jahazi, de m'avoir accepté comme étudiant au doctorat, pour son soutien continu, pour son orientation et sa confiance en moi tout au long de mes études supérieures à l'école de technologie supérieure. Je suis également très reconnaissant à mon co-directeur, professeur Philippe Bocher pour ses efforts, son expertise et sa contribution tout au long du projet.

Je voudrais également remercier Dr. Serafettin Engin et Dr. Elvi Dalgaard de Pratt et Whitney Canada et Dr. Nihad Ben Salah et Mr. Arnaud Divialle de Heroux Devtek landing Gear Division pour leur support durant mes stages et au projet CRIAQ MANU 510.

Je remercie également professeur Antoine Tahan pour sa contribution et ses conseils, ma collègue dans le projet Jihane Ajaja, mes collègues à l'ETS et la professeure Myriam Brochu de Polytechnique.

L'appui financier du CRSNG, MITACS est grandement apprécié. J'espère avoir répondu à vos attentes.

EFFET DES PARAMÈTRES DE COUPE SUR LA MICROSTRUCTURE DES COUCHES SUBSURFACIQUES INDUITES PAR TOURNAGE DUR DE L'INCONEL 718

Heithem TOUAZINE

RÉSUMÉ

Les matériaux à haute résistance mécanique (HRM), particulièrement le superalliage à base de nickel-fer Inconel 718 et l'acier faiblement allié 300M, sont très utilisés dans des applications critiques spécialement en industrie aérospatiale. L'Inconel 718 et l'acier 300M sont utilisés respectivement pour la fabrication des pièces critiques comme les disques de turbine et les trains d'atterrissage d'avions. Ces matériaux ont des caractéristiques mécaniques et physiques plus importantes que celles de la plupart des matériaux conventionnels. Les pièces critiques sont fabriquées en grande partie à l'aide des procédés de fabrication conventionnels comme le tournage dur. Ces pièces critiques sont souvent soumises à des charges cycliques et nécessitent donc d'avoir une résistance très élevée en fatigue. En revanche, l'usinage de ces pièces a un impact sur leur durée de vie en service et sur l'intégrité des surfaces usinées en termes de rugosité, contraintes résiduelles, microstructure et endommagement subsurfacique qui influencent la durée de vie en fatigue à différents niveaux.

La présente thèse a pour objectif principal d'étudier l'effet de l'usinage par tournage dur de l'Inconel 718. Plus précisément, l'impact du tournage dur sur l'évolution de la microstructure et sur l'endommagement subsurfacique. L'objectif secondaire de ce projet est d'étudier l'effet des paramètres de coupe sur la qualité des pièces en acier 300M en utilisant des paramètres de finition tout en augmentant la productivité. L'investigation expérimentale se base sur quatre (4) principales étapes :

Premièrement, une analyse critique de la littérature nous a permis de déterminer les lacunes sur lesquelles s'est développée l'originalité de ce projet. Des recherches antérieures ont montré l'absence d'utilisation de méthodes de caractérisation précises et fiables pour quantifier l'endommagement subsurfacique. De même, la littérature présente un manque d'un modèle empirique fiable et précis afin de prédire l'évolution de l'endommagement microstructural. De plus, l'étude de la littérature a présenté une insuffisance concernant les mécanismes qui sont responsables de la fissuration des carbures et de l'apparition d'une couche adoucie dans le cas de l'Inconel 718.

En ce qui concerne l'acier 300M, la littérature présente peu de données concernant l'impact de l'usinage sur la qualité de surface ainsi sur l'amélioration de la productivité d'usinage de ce matériau pour le régime de finition. Alors, l'étude de la littérature a été concentrée sur des aciers similaires, par exemple les aciers AISI 4340 et AISI 52100.

Deuxièmement, une méthode précise de caractérisation a été développée dans le but de quantifier l'impact de l'usinage sur la microstructure et de distinguer entre les défauts de polissage et d'usinage. Cette méthode consiste à protéger la surface avec une couche mince de

nickel pur déposée par électrolyse. Elle permet de quantifier avec précision l'endommagement subsurfacique spécialement l'épaisseur de la couche déformée (DL) et plusieurs types de défauts d'usinage. Parmi les autres avantages de la méthode développée est qu'elle permet d'éviter le détachement des carbures en surface, d'éviter la déformation du bord de l'échantillon et de quantifier adéquatement le pourcentage des carbures fissurées (ACC) en sous couche et dans la limite de la couche affectée qui est de l'ordre de 30 µm. Des techniques de caractérisation avancées ont été utilisées comme la microscopie laser/optique, la microscopie électronique à balayage (MEB), la nanoindentation et la technique de la diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD). La caractérisation microstructurale des pièces en Inconel 718 usinées avec différentes conditions montrent l'apparition d'une couche durcie sous l'effet de l'écrouissage superficiel et de déformations plastiques sévères d'épaisseur maximale égale à 15 µm à partir de la surface usinée. De plus, une couche adoucie a été révélée juste après la couche durcie. L'épaisseur de la couche adoucie est comprise entre 10 µm et 25 µm tout dépendamment des conditions d'usinage.

Troisièmement, un plan d'expériences fiable et économique, qui est le Roquemore 311B, a été sélectionné pour planifier les tests d'usinage. Ainsi, DL et ACC ont été quantifiés pour chaque condition de coupe. Les résultats montrent que dans le domaine d'étude de finition sélectionné, DL varie entre 6 µm et 15,5 µm et ACC varie entre 8,3 % et 20,5 %. L'analyse des résultats à l'aide de la technique de l'analyse de variance ANOVA a permis de déterminer l'impact de chaque paramètre sur l'endommagement subsurfacique pour les deux matériaux. Les résultats ont montré que la vitesse de coupe (Vc) et la vitesse d'avance (f) sont les paramètres les plus significatifs. Afin de simplifier les corrélations entres les paramètres de coupe et l'endommagement subsurfacique, Vc et f ont été transformées en paramètre physique comme l'énergie de déformation (E) et le débit d'enlèvement de matière (MRR). Ainsi, il a été démontré que les épaisseurs de la couche déformée et le pourcentage de carbures fissurés augmentent avec l'augmentation du taux d'enlèvement de matière et de l'énergie de déformation sous la forme racine carrée. De plus, des valeurs de f élevées et de valeurs de Vc faibles engendrent une DL et un ACC élevés.

Les modèles développés ont été validés en utilisant des conditions d'usinage autres que ceux planifiés dans le plan d'expériences spécialement dans le cas de l'Inconel 718. Les modèles proposés ont prédit DL et ACC pour l'Inconel 718 avec des erreurs maximales égales à 12 % et 28 % pour le centre et les extrémités du domaine d'étude respectivement et dans un intervalle de confiance de 95 %.

Quatrièmement, une étude approfondie a été conduite sur deux phénomènes principaux qui sont l'apparition des carbures fissurés, indépendamment de la distance relative à la surface usinée et l'apparition d'une couche adoucie. Afin d'analyser les mécanismes responsables de la fissuration des carbures (Nb, Ti) C, une étude EBSD a été conduite à l'aide des cartes de distribution de facteurs de Schmid et des cartes de distribution de misorientation locale à l'aide des cartes KAM (Kernel Average Misorientation). Les résultats de l'étude EBSD ont montré que le processus de fissuration est lié à l'orientation des grains et à l'accumulation de dislocations. En effet, l'emplacement préférentiel de l'initiation des fissures dans les carbures est situé à l'interface où les grains adjacents présentent un gradient de facteur de Schmid et de

dislocations. Aussi, les résultats de caractérisation par microscopie optique montrent que les carbures commencent à se fissurer à partir d'une taille critique qui a été déterminée égales à 3 µm. Pour ce qui est de l'apparition de la couche adoucie, les résultats montrent que les carbures fissurés sont localisés entre 10 et 25 µm de la surface usinée, ce qui coïncide avec la profondeur de la couche adoucie. Une analyse théorique a permis de corréler l'apparition de cette couche au cisaillement des particules dures dans les sous couches.

Les résultats expérimentaux sur l'acier 300M ont montré que les paramètres d'usinage sélectionnés n'avaient pas d'impact sur l'évolution de la microstructure et sur l'endommagement subsurfacique en termes de dureté, de défauts et couche affectée par usinage. La caractérisation des échantillons usinés confirme que la couche affectée par usinage est d'une épaisseur maximale égale à 1,7 µm pour les conditions les plus sévères. De plus, l'analyse par microscopie électronique n'a pas révélé la présence d'une couche blanche en surface. Ce résultat demeure bénéfique pour notre partenaire industriel Héroux Devtek, car il lui permet d'augmenter sa productivité de 19 % pour la semi finition et entre 50 et 122 % pour la finition sans la dégradation de la qualité de surface.

Dans le cadre de cette thèse, les résultats sur l'évolution de la microstructure lors de l'usinage de 300M, n'ont pas révélé un impact significatif, c'est pour cela, qu'on recommande d'élargir le domaine d'étude pour l'acier 300M dans le but d'étudier profondément l'effet des paramètres de coupe sur l'évolution de la microstructure. Ainsi, on pourra corréler l'effet de l'endommagement microstructural avec la durée de vie en fatigue des pièces usinées.

En ce qui concerne l'Inconel 718, on recommande de corréler le pourcentage des carbures fissurés avec la durée en fatigue des pièces usinées. À noter qu'une investigation a été conduite pour déterminer l'effet des carbures fissurés sur la durée de vie en fatigue des pièces usinée en Inconel 718. En première étape, le modèle proposé a été appliqué avec succès pour trois échantillons soumis à des essais de fatigue dont les conditions d'usinage et la durée de vie en fatigue n'avaient pas été fournies. En deuxième étape, le modèle a été testé pour toutes les conditions planifiées dans le plan d'expériences et pour différents diamètres usinés (0,5 et 2 pouces) en Inconel 718. Les résultats ont montré que quand le pourcentage de carbure fissuré augmente la durée de vie en fatigue diminue de manière significative.

Mots-clés : Inconel 718, tournage dur, microstructure, couche subsurfacique, carbures fissurés, endommagement, dureté, EBSD, KAM

INFLUENCE OF HARD TURNING ON MICROSTRUCTURE EVOLUTION IN THE SUBSURFACE LAYERS OF INCONEL 718

Heithem TOUAZINE

ABSTRACT

High strength materials (HSM), particularly nickel base Inconel 718 superalloy and 300M low alloy steel, are widely used in critical applications for aerospace industry. Inconel 718 and 300M steel are used respectively for manufacturing of critical parts such as turbine disks and aircraft landing gear. These materials have superior mechanical properties compared to most of the conventional materials. Critical parts are manufactured largely using conventional manufacturing processes such as hard turning. These critical parts require a high life service. However, the machining of these parts has an impact on surface integrity in terms of roughness, residual stresses, microstructure and damages which lead to reduced service life particularly with regard to the fatigue life.

The main goal of this thesis is to study the effect of hard turning of Inconel 718. More precisely, the impact of hard turning on microstructure evolution and on subsurface damage is studied. The secondary objective of this project is to study the effect of cutting parameters on the surface quality of 300M steel and increasing productivity by using finishing parameters. Experimental investigations are based on four (4) main stages:

1. A critical analysis of the literature allowed us to identify the lack of information on which the originality of this project was developed. Previous researches have shown the absence of accurate characterization methods for subsurface damage quantification. Similarly, the literature presents a lack of reliable and accurate empirical models for predicting the evolution of microstructural damage. In addition, literature presented a deficiency regarding responsible mechanisms for carbides cracking and the appearance of softened layer beneath the machined surface in the case of Inconel 718.

For 300M steel, previous researches presented few data regarding the impact of machining on surface integrity and increasing productivity for finishing regime.. Moreover, the majority of the studies were concentrated on similar steels for example AISI 4340 and AISI 52100.

2. A precise characterization method has been developed in order to quantify the impact of machining on the microstructure and distinguish between the polishing and machining defects. This method consists in protecting the surface with a thin layer of pure nickel deposited by electrolysis. It allowed to precisely quantifying the subsurface damage, especially the thickness of the deformed layer (DL) by machining and many types of machining defects. Among the other advantages of the developed method is to avoid the detachment of carbides on the surface, to avoid the deformation of the edge of the sample and to adequately quantify the percentage of cracked carbides (ACC) on the subsurface layers within the limit of the affected layer which is in the order of 30 microns. Advanced characterization techniques have been used such as laser/optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), In-situ nanoindentation and

Electron backscatter diffraction (EBSD) techniques. The microstructural characterization of Inconel 718 machined parts with different conditions showed the appearance of a hardened layer under the effect of work hardening and severe plastic deformations comprised between 10 µm and 15 µm below the machined surface. In addition, the appearance of a softened layer between 15 µm and 25 µm is also there depending on the machining conditions.

3. A reliable and cost-effective experiment plan, Roquemore 311B, has been selected to plan the machining tests. Thus, DL and ACC were quantified for each cutting condition. The results show that in the selected finishing domain, values of DL are comprised between 6 µm and 15.5 µm and values of ACC varied between 8.3% and 20.5%. The analysis of the results using the analysis of variance ANOVA allowed the determination of the impact of each parameter on the subsurface damage. In addition, the results showed that the cutting speed (Vc) and the feed rate (f) are the most significant parameters. In order to simplify the correlations between the cutting parameters and the subsurface damage, Vc and f have been transformed into quantities such as the deformation energy (E) and material removal rate (MRR). Thus, direct and strong correlations were found between the cutting parameters and microstructure damage. The best fit used to model the correlation is a square root function. The results showed that the thicknesses of DL and ACC increase with increasing MRR and E. In addition, high values of f and low values of Vc lead to high DL and ACC.

The accuracy of the developed models was validated using machining conditions other than those planned in the experimental design especially in the case of Inconel 718. The proposed models for predicting DL and ACC for Inconel 718 have maximum errors equal to 12% and 28% for the center and extremity of the domain study respectively at 95% of confidence interval.

4. The study investigated two main phenomena which are the appearance of cracked carbides independently of the relative distance to the machined surface and the appearance of a softened layer just after the hardened layer. In order to further analyze the responsible mechanisms for (Nb, Ti) C carbide cracking, EBSD study was conducted using Schmid factor distribution maps and Kernel Average Misorientation maps (KAM). The results showed that the preferential locations of the crack initiation in carbides were located at the interface of grains that present a gradient of Schmid factors. In addition, it can be observed that the carbides located at the grain boundaries are those which are the most easily cracked than the carbides located in the grains. In the same context, the results of the KAM maps confirmed that the initiation of cracks in (Nb, Ti) C carbides started where there was a concentration of dislocation density at grain/carbide boundaries. Also, optical microscopy characterization results showed that the carbides started to crack from a critical size equal to 3 µm. Regarding the appearance of the softened layer, the results showed that the cracked carbides were located between 10 and 25 microns of the machined surface which coincides with the depth of the softened layer. The appearance of this layer has been associated with the shearing of the hard particles in the sub-layers.

Regarding 300M steel, experimental results have shown that the selected machining parameters do not have impact on microstructure evolution and subsurface damage in terms of

hardness, defects and affected layer by machining. The characterization of the machined samples confirms that the layer affected by machining has a maximum thickness of 1.7 μm for the most severe conditions. In addition, SEM analysis did not reveal the presence of a white layer on the surface. This result remains beneficial for our industrial partner Héroux Devtek, because it allows it to increase their productivity until 19 % for semi finishing and from 50 until 122 % for finishing without degradation of the surface quality.

Investigations performed in the frame work of this thesis, showed that microstructure evolution during the machining of 300M, did not reveal a significant impact. For this reason, it is recommended to increase the range of machining parameters for 300M steel in order to deeply study the effect of cutting parameters on the evolution of the microstructure. Thus, we can correlate the effect of microstructural damage on the fatigue life of the machined parts.

Regarding the Inconel 718, it is recommended to correlate the percentage of cracked carbides with the fatigue life of the machined parts. It should be noted that an investigation was carried out into the effect of cracked carbides on the fatigue life of Inconel 718. The first step was to test the effect cracked carbides on fatigue life. Results showed that the proposed model was successfully applied to a three fatigue samples for which the machining conditions and fatigue life were not provided. In the second step, the model was tested on different machined diameters (0.5 and 2 inches) in Inconel 718 and results showed that when the percentage of cracked carbide increases, the fatigue life decreases significantly.

Keywords: Inconel 718, hard turning, microstructure, subsurface layer, damage, cracked carbides, hardness, EBSD, KAM

TABLE DES MATIÈRES

Page

INTRODUCTION 1

CHAPITRE 1 REVUE DE LA LITTÉRATURE 9
1.1 Introduction 9
1.2 Généralités sur l'usinage 10
1.2.1 Définition de l'usinage 10
1.2.2 Paramètres de coupe dans le cas de l'opération de tournage dur 11
1.2.3 Interaction outil-pièce lors de l'opération de l'usinage 13
1.3 Usinage par tournage dur de l'Inconel 718 14
1.3.1 Microstructure de l'Inconel 718 15
1.3.2 Effet de l'usinage sur l'évolution de la microstructure de l'Inconel 718 20
1.3.2.1 Effet sur la qualité de la surface usinée 20
1.3.2.2 Effet sur la dureté 23
1.3.2.3 Effet sur les joints de grains 27
1.3.2.4 Effet sur les grains 30
1.3.2.5 Apparition de la couche blanche 32
1.4 Usinage par tournage dur de l'acier faiblement allié 300M 34
1.4.1 Microstructure de l'acier 300M 35
1.4.2 Effet du tournage dur sur l'évolution de la microstructure des aciers faiblement alliés 36
1.4.2.1 Effet sur la qualité des surfaces usinées 37
1.4.2.2 Effet sur la dureté 38
1.4.2.3 Apparition de déformations plastiques 39
1.4.2.4 Apparition de la couche blanche 41
1.5 Modélisation des altérations microstructurales 43
1.5.1.1 Modélisation analytique 44
1.5.1.2 Modélisation par FEM 45
1.5.1.3 Modélisation empirique 45
1.6 Résumé de l'état de l'art 49

CHAPITRE 2 MÉTHODOLOGIE EXPÉRIMENTALE 51
2.1 Introduction 51
2.2 Élaboration du protocole expérimental 51
2.3 Plans d'expériences 52
2.4 Incertitude de mesure 55
2.4.1 Incertitude de la machine d'usinage 55
2.4.2 Incertitude des mesures de la microdureté 56
2.4.3 Incertitude des mesures de la couche déformée plastiquement 57
2.5 Caractérisation expérimentale 59

2.5.1 Les équipements utilisés 59
2.5.2 Caractérisation du matériau de base 61
2.5.2.1 L'Inconel 718 61
2.5.2.2 L'acier 300M 63
2.5.3 Caractérisation des échantillons usinés 64
2.6 Conclusion 66

CHAPITRE 3 ACCURATE DETERMINATION OF DAMAGED SUBSURFACE LAYERS IN MACHINED INCONEL 718 67
3.1 Introduction 67
3.2 Experiments and characterization 69
3.2.1 Material and methods 69
3.2.2 Nickel coating device 71
3.3 Results and discussion 72
3.3.1 Advantages of nickel coating protection 72
3.4 Measurement of the deformed layer 77
3.5 Quantification of affected machined layers 80
3.6 Quantification and validation with EBSD misorientation maps 81
3.7 Conclusions 82

CHAPITRE 4 MODELING OF THE MICROSTRUCTURE ALTERATION INDUCED BY HARD TURNING OF INCONEL 718 85
4.1 Introduction 86
4.2 Experiments and characterization 87
4.2.1 Materials and methods 87
4.2.2 Design of experiment 88
4.3 Results and discussion 91
4.4 Modeling of the deformed layer thickness evolution 93
4.5 Modeling of cracked carbides evolution after machining 96
4.6 Validation of the proposed models 98
4.7 Conclusions 99

CHAPITRE 5 CHARACTERIZATION OF SUBSURFACE MICROSTRUCTURAL ALTERATIONS INDUCED BY HARD TURNING OF INCONEL 718 101
5.1 Introduction 101
5.2 Material and methods 103
5.3 Results and discussion 105
5.3.1 Distribution and location of cracked carbides 105
5.3.2 EBSD analysis 109
5.3.3 Nanohardness evolution 113

5.4 Conclusions....116

CONCLUSION....117

ANNEXE I INFLUENCE OF HARD TURNING ON MICROSTRUCTURE EVOLUTION IN THE SUBSURFACE LAYERS OF INCONEL 718....121

ANNEXE II ÉTUDE DE L'EFFET DES PARAMÈTRES DE COUPE SUR LA QUALITÉ DE SURFACE DE L'ACIER 300M....121

LISTE DE RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES....131

LISTE DES TABLEAUX

Page

Tableau 1.1 Les paramètres de coupe utilisés pour l'usinage de l'Inconel 718 dans la littérature....12

Tableau 1.2 Les paramètres de coupe utilisés pour l'usinage des aciers faiblement alliés dans la littérature. 12

Tableau 1.3 Composition chimique de l'Inconel 718 en wt.% (Chamanfar et al., 2013). 16

Tableau 1.4 Composition chimique de l'acier 4340 et de l'acier 300M....36

Tableau 1.5 Des différents modèles appliqués à l'usinage....47

Tableau 2.1 Matrice des essais pour l'Inconel 718....54

Tableau 2.2 Matrice des essais pour l'acier 300M 54

Tableau 2.3 Les limites de la machine de coupe MAZAK 100-II MS....56

Tableau 2.4 Détermination de l'incertitude d'étalonnage du microduromètre HV 56

Tableau 2.5 Les mesures ont été faites sur un échantillon en Inconel 718 et le nombre de répétition était de trois....57

Tableau 2.6 Détermination de l'incertitude maximale de la couche déformée plastiquement en µm....58

Tableau 2.7 Les différents équipements utilisés pour atteindre les objectifs de la thèse...60

Tableau 2.8 Les mesures de la taille de grains de la surface vers le centre de l'Inconel 718 63

Table 3.1 Chemical composition of Inconel 718 (wt.%)....69

Table 3.2 The different measured cutting force components according to the selected tests....71

Table 3.3 Quantification of the affected layer by machining 78

Table 4.1 Chemical composition of the investigated superalloy (wt.%) 88

Table 4.2 Assignment of levels to factors....89

Table 4.3 Experimental results obtained using the Roquemore 311B hybrid design....90

Table 4.4 Estimated regression coefficients for DL.....94

Table 4.5 Estimated regression coefficients for ACC.....96

Table 4.6 Validation of the proposed models by two tests.....99

LISTE DES FIGURES

Page

Figure 1.1 Illustration de l'opération de tournage instrumentée qui montre une section verticale de la coupe (en haut à droite) et les détails de la géométrie de l'insert (en bas à droite) (Trent et Wright, 2000) 11

Figure 1.2 Les différentes zones de cisaillement en usinage (Altintas, 2012).....13

Figure 1.3 Mécanique des matériaux à multi échelles (Nicrofer, 2003).....15

Figure 1.4 Vue d'ensemble des différents alliages utilisés dans le moteur d'avion PW4000 de Pratt and Whitney (Paulonis et Schirra, 2001).....16

Figure 1.5 Les différentes phases présentes dans l'Inconel 718 après le forgeage (Chamanfar et al., 2013).....17

Figure 1.6 Les différentes phases présentes dans l'Inconel 718 après un traitement thermique (Chamanfar et al., 2013) 18

Figure 1.7 Exemples de défauts en surface : (a) des débris métalliques et (b) les marques d'avance et les zones de frottement (Pawade et al., 2007) 21

Figure 1.8 Exemple d'un carbure de niobium fissuré lors de l'usinage de l'Inconel 718: (a) Vc = 90 m/min, (b) Vc = 300 m/min (M'Saoubi et al., 2012).....21

Figure 1.9 Illustration de l'effet de l'usinage sur la fissuration des carbures (Ranganath, Guo et Holt, 2009b).....22

Figure 1.10 Influence de la vitesse de coupe et du temps d'usinage sur l'usure de l'outil de coupe (M'Saoubi et al., 2012) 23

Figure 1.11 Impact des paramètres de coupe par tournage dur sur l'évolution de la microdureté : (a) effet de la vitesse de coupe, (b) effet de la profondeur de passe et (c) effet de l'avance (Pawade, Joshi et Brahmankar, 2008) 24

Figure 1.12 Évolution de la nanodureté d'une pièce usinée par tournage dur du superalliage NiCr20TiAl avec des différentes conditions de coupe : Courbe rouge : Vc = 60 m/min, f = 0,25 mm/rev et DoC = 1 mm Courbe noire : Vc = 60 m/min, f = 0,15 mm/rev et DoC = 1 mm 26

Figure 1.13 Adoucissement subsurfacique suite à l'usinage par tournage dur de l'Inconel 718 avec des vitesses de coupe relativement élevées 80-120 m/min (Sharman, Hughes et Ridgway, 2006) 27

Figure 1.14 Déformations localisées en surface usinée de l'Inconel 718 : (a) outil neuf, (b) outil usé (Sharman, Hughes et Ridgway, 2006) 28

Figure 1.15 Effet de l'état de la vitesse de coupe et de l'état de l'outil sur la sévérité des déformations plastiques dans les couches subsurfaciques (M'Saoubi et al., 2012) 28

Figure 1.16 Effet de l'usure de l'outil sur l'épaisseur de la couche déformée plastiquement (Zhou et al., 2011c) 29

Figure 1.17 Quantification de la couche déformée en fonction des paramètres de coupe, du type et de l'état de l'outil (Sharman, Hughes et Ridgway, 2004) ...29

Figure 1.18 Caratérisation qualitative de l'épaisseur de la couche déformée plastiquement dans le cas de l'usinage de l'Inconel 718 (Zhou, Bushlya et Stahl, 2012) 30

Figure 1.19 Cartes EBSD montrant l'évolution des déformations dans 31

Figure 1.20 Cartes EBSD qui montrent la présence des zones recristallisées en surface et en sous-couches d'une pièce en Inconel 718 usinée par tournage dur à l'aide des différentes vitesses de coupe et des différents outils 32

Figure 1.21 Mise en évidence de la couche blanche après tournage dur de l'Inconel 718 avec : (a) image prise à faible agrandissement et (b) image prise à grand grandissement (Bushlya et al., 2011) 33

Figure 1.22 Présence de la phase γ' dans la couche blanche (Bushlya et al., 2011) 33

Figure 1.23 Train d'atterrissage de l'avion Embraer Legacy 35

Figure 1.24 Schématisation de la section d'une surface usinée (Field et Kahles, 1971) 37

Figure 1.25 Défauts générés par tournage dur de l'acier AISI 4340 : (a) image prise par microscope 3D qui montre l'irrégularité de la surface usinée, (b) écoulement de la matière sous l'effet du cisaillement et fissures causée par les copeaux et (c) copeaux collés sur la surface finie (Rashid et Goel, 2016) 38

Figure 1.26. Évolution de la dureté de la surface usinée vers le matériau de base : (a) image montre les localisations des indentations et (b) la courbe d'évolution de la dureté (Smith et al., 2007) 39

Figure 1.27 Illustration de la formation des déformations plastiques dans le cas de tournage dur (Liu et Melkote, 2006) 40

Figure 1.28 Image montrant la couche déformée et la couche blanche d'une pièce en acier AISI 4340 usinée avec tournage dur avec deux vitesses de coupe différentes: (a) Vc = 54 m/min et (b) Vc = 202 m/min (Jomaa, Songmene et Bocher, 2016).....40

Figure 1.29 Effet de l'usinage sur l'épaisseur de la couche déformée et de la couche blanche : (a) effet de la vitesse d'avance et (b) effet de la vitesse de coupe (Jomaa, Songmene et Bocher, 2016).....41

Figure 1.30 L'épaisseur de la couche blanche en fonction des paramètres de coupe de l'acier AISI 52100 usiné par tournage dur (Arfaoui, Zemzemi et Tourki, 2017).....43

Figure 2.1 Les facteurs (*inputs*) et les réponses (*outputs*) du procédé de coupe par tournage dur 52

Figure 2.2 Illustration en trois dimensions du plan d'expérience hybride proposé (cas de l'Inconel 718) : La ligne bleue représente les réplications du centre du plan et les lignes rouges représentent différentes tests 53

Figure 2.3 Tour à commande numérique MAZAK 100-II MS 55

Figure 2.4 Traitement thermique de l'Inconel 718 selon le standard AMS5663.....61

Figure 2.5 Microstructure de l'Inconel 718 traité thermiquement en surface 62

Figure 2.6 Microstructure de l'Inconel 718 traité thermiquement en profondeur 62

Figure 2.7 Microstructure de l'acier 300M traité thermiquement 63

Figure 2.8 Couche protectrice de nickel sur la surface usinée.....64

Figure 2.9 Dispositif de dépôt de nickel 65

Figure 2.10 Coupe transversale d'une surface usinée sans couche protectrice de nickel...65

Figure 3.1 Separation of the machined surfaces with W-EDM 70

Figure 3.2 Microstructure of Inconel 718: (a) optical microscope and (b) electronic microscope 71

Figure 3.3 Nickel coating method: (a) Nickel coating device and (b) Nickel coating performed layer 72

Figure 3.4 Typical polishing defects and zooms related for the test A: (a), (b) following the cutting direction and (c), (d) following the feed direction 73

Figure 3.5 Machining defects and related zooms: (a), (b) following the cutting and (b), (c) following the feed direction 74

Figure 3.6 Method used to characterize the softened layer using microhardness measurements 75

Figure 3.7 Effect of the protective nickel coating on the values of microhardness beneath the machined surface for the test A 76

Figure 3.8 Method used to characterize the depth 77

Figure 3.9 Localisation of the deformed layers for the different tests: (a) cutting direction test A, (b) feeding direction test B, (c) cutting direction test B (d) feeding direction test B (e) cutting direction test C and (f) feeding direction test C 79

Figure 3.10 Evolution of the knoop microhardness beneath the machined surface for the tests A, B and C: Dashed lines (feeding direction) and continuous lines (cutting direction) 81

Figure 3.11 Local misorientation in the surface and subsurface layer for the Inconel 718 machined for the test A: (a) following the feeding direction (b) following the cutting direction. An area in green and red are highly deformed (2° or more), and an area with low deformation is in blue 82

Figure 4.1 Sample cutting procedure in transversal and longitudinal directions..... 88

Figure 4.2 Machined subsurface showing carbide cracking..... 90

Figure 4.3 Deformed grain boundaries near to the machined surface 91

Figure 4.4 Pareto diagram of ACC 92

Figure 4.5 Pareto diagram of DL 93

Figure 4.6 Evolution of E as a function of MRR..... 94

Figure 4.7 Evolution of DL as a function of E 95

Figure 4.8 Evolution of DL as a function of MRR 95

Figure 4.9 Evolution of ACC as a function of E..... 97

Figure 4.10 Evolution ACC as a function of MRR 97

Figure 4.11 Evolution of percents ACC as a function of DL thickness 98

Figure 4.12 Prediction profile of the mean error as a function of the standardized position 99

Figure 5.1 Performed nanoindentation cycle 104

Figure 5.2 Hysitron PI 88 SEM picoindenter: (a) Plugging of the picoindenter inside SEM chamber, (b) Indentation and imaging at real time and (c) Nanoindentation performed at the real time allowing us to avoid hitting (Ti, Nb) C carbides 105

Figure 5.3 Different types of cracked carbides in the as received material 106

Figure 5.4 Different sizes of carbides in the as-received material with 50X magnification lens 107

Figure 5.5 Carbide sizes distribution in the microstructure of Inconel 718....107

Figure 5.6 Example of cracked carbides after machining of Inconel 718: (a) Maximum depth of the analyzed surface, (b) Typical cracked carbide located at 23 μm beneath the machined surface and (c) Large size carbides are easier to fracture 109

Figure 5.7 IQ images of machined Inconel 718 surface showing the presence of cracked and non cracked carbides 110

Figure 5.8 EBSD maps showing the distribution of the Schmid factor in the machined Inconel 718 in the compression direction: (a) Zone 1 (b) Zone 2 and (c) Schmid factor distribution for zone 1, zone 2 and base material....111

Figure 5.9 Kernel Average Misorientation maps of machined Inconel 718 samples...113

Figure 5.10 Spoon shaped curve showing the evolution of nanohardness beneath the machined surface of hard turned Inconel 718 115

LISTE DES ABRÉVIATIONS, SIGLES ET ACRONYMES

ACC	Average of cracked carbides
ANOVA	Analysis of variance
CFC	Cubique à faces centrées
CI	Interval de confiance (confident interval)
DL	Deformed layer
DoC	Depth of cut
DOE	Design of experiments
EBSD	Electron backscatter diffraction
ESR	Electro-slag remelting
H_2O_2	Eau
HCl	Solution d'acide chlorhydrique
HF	Solution de fluorure d'hydrogène
HRM	Matériaux à haute résistance mécanique
KAM	Kernel average misorientation
MEB	Microscopie électronique à balayage
MRR	Material removal rate
PCBN	Polycrystalline cubic boron nitride
RS	Contrainte résiduelle (Residual stress)
SEM	Scanning electron microscopy
TCP	Topologically closed packet
Tf	Température de fusion
VAR	Vacuum arc remelting
WC	Tungsten carbide
WL	White layer
XRD	X-ray diffraction

LISTE DES SYMBOLES ET UNITÉS DE MESURE

Φ	Angle de cisaillement	Degré
γ_c	Angle de coupe	Degré
α	Angle en dépouille	Degré
$\propto$	Coefficient d'expansion thermique	K^{-1}
υ	Coefficient de poisson	
K_{th}	Conductivité thermique	$Wm^{-1}K^{-1}$
R	Constante des gaz parfait	$J\ mol^{-1}K^{-1}$
A, B, C, n et m	Constantes de lissage	
a, b, c et d	Constantes matériau	
σ	Contrainte d'écoulement	MPa
$\bar{\sigma}$	Contrainte équivalente	MPa
σ_{ij}^{mech}	Contrainte mécanique	MPa
RS	Contrainte résiduelle	MPa
σ_{ij}^{therm}	Contrainte thermique	Mpa
DL	Couche déformée (Deformed layer)	µm
MRR	Débit d'enlèvement de matière (Material Removal Rate)	cm^3/min
ε_p	Déformation équivalente	
Zx	Distance entre outil/pièce et Z	mm
Q	Énergie d'activation	$J{\cdot}mol^{-1}$
E	Énergie de déformation (Deformation Energy)	W
Z_{wl}	Épaisseur de la couche blanche	µm
Fx	Force de coupe radiale	N

Fz	Force de coupe tangentielle	N
L	Longueur de coupe	mm
ɤ	Phase austénitique gamma	
δ	Phase delta	
ɤ'	Phase gamma prime	
ɤ''	Phase Gamma seconde	
ACC	Pourcentage des carbures fissurés (Average of Cracked Carbides)	%
DoC	Profondeur de passe (Depth of Cut)	mm
Z	Profondeur en cours d'investigation	µm
R	Rayon de bec de l'outil	µm
R_a	Rugosité arithmétique	µm
T	Température	°C
T_f	Température de fusion du matériau	°C
Vb	Usure de l'outil de coupe	mm
f	Vitesse d'avance (Feed rate)	mm/rev
Vc	Vitesse de coupe (Cutting speed)	m/min
$\dot{\varepsilon}$	Vitesse de déformation	s^{-1}
$\dot{\bar{\varepsilon}}_p$	Vitesse de déformation équivalente	s^{-1}
$\dot{\bar{\varepsilon}}_0$	Vitesse de déformation référence	s^{-1}

NTRODUCTION

Les matériaux à haute résistance mécanique (HRM), particulièrement le superalliage à base de nickel-fer Inconel 718 et l'acier faiblement allié 300M, sont très utilisés dans l'industrie aérospatiale, transport et l'énergie. L'Inconel 718 et l'acier 300M sont utilisés respectivement pour la fabrication de pièces critiques comme les disques de turbine et les trains d'atterrissage. Ces matériaux ont des caractéristiques mécaniques et des capacités thermiques plus importantes que celles de la plupart des matériaux conventionnels. En effet, l'Inconel 718 présente des propriétés supérieures comme la résistance à la corrosion (Ghosh, Yadav et Das, 2008), au fluage (Kuo et al., 2009) et à l'oxydation (Thomas et al., 2006a) à des températures de service élevées de l'ordre de 650 ° C (Klocke, König et Gerschwiler, 1996). En ce qui concerne l'acier 300M, il présente à la fois une grande ténacité et une grande ductilité. Ces propriétés font de cet acier le matériau idéal pour la fabrication de pièces critiques comme les trains d'atterrissage des avions (Varela, Rakurty et Balaji, 2014a).

Parmi les procédés d'usinage conventionnels, le tournage dur est couramment utilisé pour l'usinage de pièces cylindriques comme les disques de turbines et les trains d'atterrissage. Cependant, l'usinage par tournage dur de ces deux matériaux HRM induit des modifications microstructurales et des altérations localisées dans les surfaces usinées et dans les couches subsurfaciques. Dans le cas de l'Inconel 718, des déformations plastiques, des distorsions de joints de grains, des défauts en surface et de la recristallisation peuvent apparaitre (M'Saoubi et al., 2012; Pusavec et al., 2011; Zhou et al., 2011b; Zhou, Bushlya et Stahl, 2012; Zhou et al., 2012; Zou et al., 2009). Les modifications microstructurales et les endommagements sont généralement localisés entre 20 et 40 µm selon les conditions de coupe utilisées. Les paramètres de coupe sont : la vitesse de coupe, la vitesse d'avance, la profondeur de passe, le type et l'état de l'outil de coupe (Kitagawa, Kubo et Maekawa, 1997; Li et al., 2014; M'Saoubi et al., 2012; Ulutan et Ozel, 2011; Zhou, Bushlya et Stahl, 2012). D'après les recherches publiées dans la littérature, la vitesse de coupe, la vitesse d'avance et l'état de l'outil (neuf ou usé) sont les paramètres les plus significatifs (Bartarya et Choudhury, 2012b; M'Saoubi et al.,

2012; Thakur, Ramamoorthy et Vijayaraghavan, 2009; Yang et Tarng, 1998). Ils ont un impact direct sur la microstructure et l'endommagement en surface et dans les couches subsurfaciques. En effet, l'augmentation de la vitesse de coupe, de la vitesse d'avance et de l'usure de l'outil engendrent plus de frottement en surface et par la suite plus de température générée à l'interface outil-pièce, de l'ordre de 500 à 1200 °C (Kitagawa, Kubo et Maekawa, 1997; Thakur, Ramamoorthy et Vijayaraghavan, 2009). De plus, la faible conductivité thermique de l'Inconel 718 (11,1 $Wm^{-1}K^{-1}$) (Nicrofer, 2003), comparée à celle des alliages d'aluminium série 7000 (130 $Wm^{-1}K^{-1}$), contribue à la modification de la microstructure. La chaleur générée sous l'effet du frottement de l'outil sur la pièce reste emmagasinée dans les couches subsurfaciques et engendre des modifications microstructurales dans les sous-couches comme la modification de la dureté et de la recristallisation (M'Saoubi et al., 2012; Sharman, Hughes et Ridgway, 2006).

Des recherches antérieures sur l'effet de l'usinage par tournage dur sur l'intégrité de surface ont essayé d'identifier et de quantifier l'endommagement microstructural ainsi que l'épaisseur de la couche affectée par l'usinage. Par exemple, les travaux de (Zhou, Bushlya et Stahl, 2012) ont rapporté la présence de différents types de défauts d'usinage comme les cavités, la fissuration des carbures et les débris collés. Ils constatent que l'arrête rapportée est plus importante à des vitesses d'avance faibles et que les déformations plastiques sont plus sévères à des vitesses de coupe élevées. Ces types de défauts sont typiques dans le cas de l'usinage de l'Inconel 718, ils ont été constaté par (Sharman, Hughes et Ridgway, 2004) et par (Pawade, Joshi et Brahmankar, 2008). D'autres travaux ont essayé de quantifier l'épaisseur de la couche affectée par l'usinage en utilisant des conditions de coupe de finition et d'ébauche. Par exemple, Zhou et al. (Zhou et al., 2011b) ont essayé de quantifier l'épaisseur de la couche affectée par usinage en fonction des paramètres de coupe et en fonction de l'usure de l'outil. Ils ont trouvé que la couche affectée par usinage est entre 50 et 250 µm. Dans le même contexte, (Sharman, Hughes et Ridgway, 2004) ont quantifié l'épaisseur de la couche affectée par usinage dans le cas de l'usinage avec des conditions de finitions. Ils ont constaté que la profondeur affectée varie entre 8 et 12 µm lorsqu'un outil neuf est utilisé et entre 17 et 36 µm dans le cas d'un outil usé. Zou et al. (Zou et al., 2009) ont trouvé une épaisseur affectée par

usinage de l'ordre de 100 µm en utilisant des conditions similaires à celles utilisées par (Sharman, Hughes et Ridgway, 2004). Des différences similaires ont été constatées aussi pour les profils de microdureté qui décrivent l'évolution de la dureté de la surface usinée vers le matériau de base. Les travaux de (Pawade, Joshi et Brahmankar, 2008) montrent que les valeurs de la microdureté HV en surface et dans les sous-couches augmentent lorsque les valeurs de vitesses de coupe, d'avance et les valeurs de profondeur de passe augmentent sous l'effet de l'écrouissage. Ensuite, elles se stabilisent dans le matériau de base après une profondeur entre 40 et 100 µm. Par contre, Sharman, Hughes et Ridgway (Sharman, Hughes et Ridgway, 2006) ont constaté une réduction de la microdureté dans les sous-couches quand la vitesse de coupe est relativement élevée, entre 80 et 120 m/min. Les auteurs relient la diminution de la dureté dans la couche subsurfacique à l'adoucissement thermique et à la relaxation des contraintes sous l'effet de la température.

En ce qui concerne l'acier 300M, il se comporte différemment de l'Inconel 718 lors de l'opération d'usinage. Les données de la littérature concernant l'évolution de la microstructure en surface et dans les couches subsurfaciques durant son usinage sont très peu nombreuses. Par contre, la littérature a montré que pour les aciers similaires comme l'acier AISI 4340, qui est une version antérieure de l'acier 300M, et l'acier AISI 52100, qui présente une similarité des propriétés mécaniques, l'usinage induit des défauts, des modifications de la dureté, des déformations plastiques et des transformations de phases (Aramcharoen et Mativenga, 2007; Bosheh et Mativenga, 2006; Field et Kahles, 1971; Rashid et Goel, 2016; Smith et al., 2007). Rashid et Goel (Rashid et Goel, 2016) ont identifié les défauts générés par usinage de l'acier AISI 4340. Ils ont montré que la vitesse d'avance est le paramètre qui a le plus d'impact sur la quantité des défauts en surface. Une faible vitesse d'avance et une faible profondeur de passe donnent une meilleure qualité de surface. Une autre forme d'altérations causées par tournage dur est la transformation de phases. Elle est identifiée par l'apparition de la couche blanche en surface et probablement par une couche noire de revenu sous la surface (Smith et al., 2007). Selon Arfaoui et al. (Arfaoui, Zemzemi et Tourki, 2017), l'épaisseur de la couche blanche augmente avec l'augmentation de la vitesse de coupe et de la vitesse d'avance. Elle diminue avec la profondeur de passe. D'autres recherches ont montré que la dureté de la surface usinée

est plus élevée en surface qu'en profondeur. L'augmentation de dureté est reliée à l'apparition de la couche blanche de structure martensitique. Les travaux de Aramcharoen et Mativenga (Aramcharoen et Mativenga, 2007) ont mis en évidence que les valeurs de dureté en surface usinée diminuent avec l'augmentation de la vitesse de coupe et qu'un adoucissement est observé dans les sous-couches à cause de la propagation de la chaleur. Cette partie adoucie peut être identifiée comme une couche noire (Smith et al., 2007). Peu de travaux ont été conduits pour quantifier l'endommagement du tournage. Jomaa et al. (Jomaa, Songmene et Bocher, 2016) ont déterminé l'épaisseur de la couche blanche produite après une opération de tournage à l'aide d'une analyse qualitative par imagerie optique. Les résultats trouvés montrent que la sévérité des déformations plastiques et l'épaisseur de la couche déformée augmentent avec la vitesse de coupe et de la vitesse d'avance.

La modélisation de l'impact de l'usinage sur l'intégrité de la surface usinée nécessite la compréhension des mécanismes en jeu durant l'usinage et demande une compréhension de l'impact des paramètres de coupe sur la surface usinée. Trois approches ont été utilisées pour modéliser l'usinage par tournage dur. Il s'agit de la simulation par éléments finis (FEM), la modélisation analytique et la modélisation empirique. La FEM est utilisée pour modéliser l'épaisseur de la couche blanche, la force de coupe, la distribution de la température de coupe et les contraintes résiduelles en fonction des différents paramètres de coupe et des propriétés physiques des matériaux (Ee, Dillon et Jawahir, 2005; Mitrofanov, Babitsky et Silberschmidt, 2004; Özel et Zeren, 2007; Ramesh et Melkote, 2008; Ranganath, Guo et Hegde, 2009). Elle ne nécessite que quelques expériences. Par contre, elle demande beaucoup de temps de calcul et elle perd en précision à des vitesses de déformation élevées, ce qui est le cas pour l'usinage par tournage dur. La modélisation par la méthode analytique est une des méthodes les plus difficiles. Elle est utilisée pour modéliser les contraintes résiduelles, la couche blanche, et la dureté (Chou et Song, 2003; Österle et Li, 1997; Pawade, Sonawane et Joshi, 2009; Ulutan, Erdem Alaca et Lazoglu, 2007; Zhang et al., 2004). Par exemple, Chou and Evans (Chou et Evans, 1999) ont proposé un modèle analytique qui permet de corréler la propagation de la température et l'épaisseur de la couche blanche pour l'acier AISI 52100. Par contre, cette méthode requiert beaucoup de simplifications et d'hypothèses pour modéliser l'impact de

l'usinage sur l'intégrité de surface à cause des phénomènes complexes durant l'usinage. En ce qui concerne la méthode de modélisation empirique, elle est la méthode la plus utilisée par les chercheurs pour établir des corrélations entre les conditions de coupe et l'intégrité de surface. Les résultats établis montrent un bon accord entre les résultats expérimentaux et ceux prédits. Par exemple, plusieurs modèles empiriques permettent de modéliser et prédire la rugosité de surface (Amini, Fatemi et Atefi, 2014; Ozcelik, Oktem et Kurtaran, 2005; Pawade et Joshi, 2011; Provencher et Balaziski, 2016; Tamang et Chandrasekaran, 2016) et les contraintes résiduelles (Ulutan et al., 2014; Zhou et al., 2014) générées par tournage dur.

Par contre, il existe un manque d'information sur la modélisation empirique de l'endommagement subsurfacique de la microstructure en fonction des paramètres de coupe. En effet, les recherches publiées ne sont pas suffisantes pour comprendre l'évolution de la microstructure en fonction des paramètres de coupe alors que la microstructure a un impact très important sur les propriétés en service des pièces usinées. C'est pourquoi cette thèse propose de conduire une étude expérimentale qui vise à clarifier l'influence des paramètres de coupe par tournage dur sur l'évolution de la microstructure des couches subsurfaciques et sur la détermination des corrélations directes entre les paramètres de coupe et l'évolution de la microstructure à l'aide de modèles fiables et précis.

Les objectifs de recherche

Les objectifs principaux de cette thèse sont :

- Étudier l'effet des paramètres de coupe par tournage dur de l'Inconel 718.
- Developper une méthode de caractérisation microstructurale afin de quantifier avec précision l'impact de l'usinage sur l'endommagement microstructural;
- Determiner l'épaisseur de la couche affectée par usinage dans le cas du tournage dur de l'Inconel 718 pour les paramètre de finition.
- Elaborer des modèles empiriques fiables et précis qui permettent de prédire l'endomagement microstructurale pour l'Inconel 718.

Les objetifs secondaires sont :

- Étudier l'effet des paramètres de coupe sur la qualité de surface de l'acier 300M dans le régime de finition;
- Quatifier l'épaisseur de la couche affectée par usinage pour l'acier 300M en régime finition;
- Augmenter la productivité en gardant la même qualité de surface.

Aperçu de la thèse

La thèse comporte quatres chapitre :

- Le chapitre 1 est une revue de la littérature sur l'impact de l'usinage par tournage dur sur les superalliage à base de nickel et sur les aciers faiblements alliés. L'accent sera mise sur l'effet des paramètres de coupe sur l'évolution de la microstructure et sur les modèles proposés pour pour modéliser l'usinage;
- Le chapitre 2 présente la méthodologie expérimentale adoptée pour atteindre les objectifs de la thèse. Dans ce chapitre, on précise le choix du plan d'expériences et le developpement d'une méthode de caractérisation microstructurale précise;
- Le chapitre 3 discute l'impact de la méthode de charactérisation microstructurale sur la précision des résultats, spécialement l'edommagement microstructural et l'épaisseur de la couche affectée;
- Chapitre 4 propose des modèles empiriques fiables et précis pour prédire l'endommagement microstructurale et l'épaisseur de la couche affectée par usinage;
- Le chapitre 5 conduit une étude approfondie à l'aide des techniques EBSD et nanoindentation sur deux phénomènes principaux qui sont l'apparition des carbures fissurés dans les couches subsurfacique et l'apparition d'une couche adoucie dans le cas de l'usinage de l'Inconel 718;
- La première annexe présente une caractérisation préliminaire de trois (3) pièces en Inconel 718 usinées avec des différents régimes de coupe : ébauche, semi-finition et super-finition. Les résultats publiés dans le cadre de ce travail montre la necessité de

developper une méthodologie précise de caractérisation microstructurale afin de générer des résultats adéquats.

Une deuxième annexe présente l'étude conduite afin d'augmenter la productivité des pièces usinées en 300M. Dans cette partie, la qualité des pièces usinées a été étudier en se basant l'épaisesur de la couche affectée par usinage, sur l'évolution de la dureté et sur la d'une couche blanche. Les résultats montrent que la productivité peut être augmenter tout en gardant la même qualité de surface.

CHAPITRE 1

REVUE DE LA LITTÉRATURE

1.1 Introduction

Dans la présente thèse, on conduit une investigation expérimentale dans le but de présenter une méthode précise qui permet de quantifier et de modéliser avec précision l'impact de l'usinage sur la microstructure des surfaces usinées pour deux matériaux couramment utilisés dans l'industrie aérospatiale. Les matériaux en question sont : le superalliage à base de nickel-fer l'Inconel 718 et l'acier faiblement allié 300M qui sont respectivement utilisés pour la fabrication des disques de turbine de moteurs d'avions et des trains d'atterrissage. Dans le but de quantifier et de modéliser l'impact de l'usinage sur ces deux matériaux qui se manifestent différemment en l'usinage, on propose une étude expérimentale basée sur quatre (4) étapes. Premièrement, un plan d'expériences a été proposé pour chaque matériau dépendamment des outils et des conditions utilisées par les partenaires industriels. Deuxièment, une méthode de caractérisation précise a été développée dans le but de quantifier l'impact de l'usinage sur la microstructure dans la surface et dans les couches subsurfaciques. Troisièmement, des corrélations entre les paramètres de coupe et l'endommagement macrostructural ont été identifiées. Quatrièmement, les modèles développés ont été validés en utilisant des conditions d'usinage autres que ceux planifiés dans le plan d'expériences spécialement dans le cas de l'Inconel 718.

Dans l'ordre d'atteindre les objectifs cités ci-dessus, une étude bibliographique a été menée afin de regrouper les différentes études sur l'effet des paramètres de coupe par tournage dur sur l'évolution de la microstructure dans les couches subsurfaciques des deux alliages. De plus, les différents modèles utilisés pour prédire l'impact de l'usinage sur l'endommagement subsurfacique ont été documentés et discutés.

1.2 Généralités sur l'usinage

1.2.1 Définition de l'usinage

L'usinage est l'un des procédés de fabrication les plus utilisés dans le domaine aéronautique dans le but de donner la forme finale aux pièces conçues par l'enlèvement des couches indésirables du matériau. En effet, le terme usinage est utilisé pour tous les procédés de mise en forme par enlèvement de matière à l'aide d'un outil tranchant. La recherche scientifique en usinage par enlèvement de matière a vécu une évolution significative depuis l'apparition des machines-outils plus particulièrement à la fin du dix-huitième siècle et au début du dix-neuvième siècle. Taylor, à partir de 1880, a mené les premières études sur l'effet des paramètres de coupe sur la pièce, sur les mécanismes d'enlèvement de matière et sur la durée de vie des outils (Taylor, 1907). D'autres recherches sur l'usinage se sont ajoutées progressivement (Finnie, 1956); (Zorev, 1966); (Boothroyd, 1988). Elles étudiaient l'effet de l'usinage sur l'intégrité des pièces.

Généralement, on distingue deux catégories d'usinage par enlèvement de matière : l'usinage conventionnel comme le tournage, fraisage, perçage, etc. et l'usinage non-conventionnel comme l'électroérosion, ultrasonique, laser, etc. (Stephenson et Agapiou, 1996). Le tournage est la configuration la plus utilisées pour fabriquer des pièces critiques. Il consiste à enlever de la matière uniquement pour des pièces cylindriques. La figure 1.1 illustre l'opération de tournage. Deux mouvements conjugués sont nécessaires pour générer les copeaux : un mouvement de rotation animé par la pièce et un mouvement simultané d'avance et de pénétration donné par l'outil de coupe.

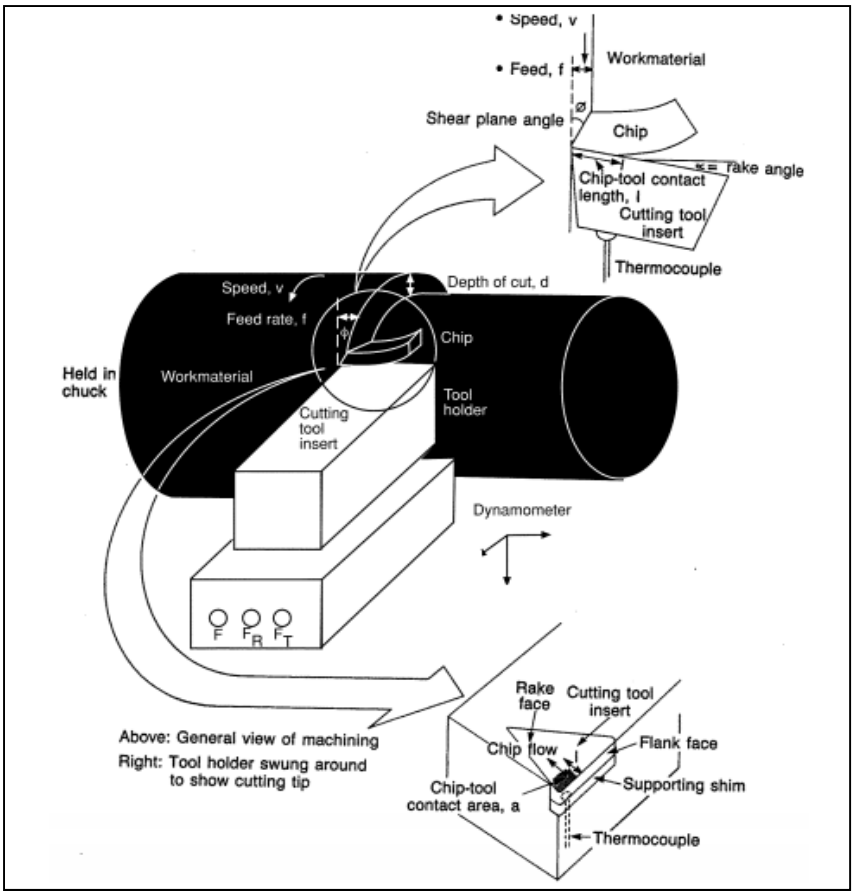


Figure 1.1 Illustration de l'opération de tournage instrumentée qui montre une section verticale de la coupe (en haut à droite) et les détails de la géométrie de l'insert (en bas à droite) (Trent et Wright, 2000)

1.2.2 Paramètres de coupe dans le cas de l'opération de tournage dur

Le tournage dur est l'usinage de matériaux présentant une dureté importante due au traitement thermique subi où la marge de la dureté est plus que 36 HRC (Nicrofer, 2003) et (Schirra, 1997), ce qui est le cas de l'Inconel 718 et de l'acier 300M. Plusieurs paramètres continus et discontinus peuvent être introduits durant l'usinage par tournage dur. Les paramètres continus sont : la vitesse de coupe, la vitesse d'avance, la profondeur de passe (Cozar et Pineau, 1973) (Guo, Li et Jawaher, 2009). (Aruna et Dhanalakshmi, 2010) (Ulutan et Ozel, 2011) (Umbrello, Micari et Jawahir, 2012) (Sarıkaya et Güllü, 2014). Les paramètres discontinus sont : la lubrification (Ávila et Abrão, 2001), le type et les caractéristiques de l'outil (Li et al., 2002)

(Pawade, Joshi et Brahmankar, 2008). Ces paramètres influencent la formation du copeau, son écoulement tout au long de la face de coupe et l'intégrité des pièces usinées.

Plusieurs recherches ont été publiées sur l'effet des paramètres de coupe sur l'intégrité de surface. Elles montrent que les paramètres qui affectent le plus l'intégrité de surface sont la vitesse de coupe, la vitesse d'avance, et la nature de l'outil (Umbrello, Micari et Jawahir, 2012) (M'Saoubi et al., 2012) (Sarıkaya et Güllü, 2014).

L'étude de la littérature permet d'identifier et regrouper les paramètres de coupe fréquemment utilisés pour des applications aéronautiques afin d'usiner l'Inconel 718 et pour les aciers faiblement alliés similaires à l'acier 300M. Les paramètres de coupe pour les superalliages et les aciers faiblement alliés sont indiqués respectivement aux tableaux 1.1 et 1.2.

Tableau 1.1 Les paramètres de coupe utilisés pour l'usinage de l'Inconel 718 dans la littérature.

Paramètres	Unité	Min	Max	Références
Vitesse de coupe	m/min	30	810	(Cozar et Pineau, 1973) (Guo, Li et Jawaher,
Vitesse d'avance	mm/rev	0,04	0,25	2009) (Aruna et Dhanalakshmi, 2010)
Profondeur de passe	mm	0,028	2,5	(Ulutan et Ozel, 2011) (Ulutan et Ozel, 2011)

Tableau 1.2 Les paramètres de coupe utilisés pour l'usinage des aciers faiblement alliés dans la littérature.

Paramètres	Unité	Min	Max	Références
Vitesse de coupe	m/min	54	400	(Lima et al., 2005) (Coelho, Ng et Elbestawi,
Vitesse d'avance	mm/rev	0,01	0,2	2007) (Jiang, 2014) (Huiping, Hongxia et Yinan,
Profondeur de passe	mm	0,1	1,5	2014) (Varela, Rakurty et Balaji, 2014b)

Ces paramètres influent directement sur la microstructure des couches subsurfaciques lors du tournage dur des superalliages à base de nickel spécialement l'Inconel 718 (Bushlya et al., 2011), (Thakur, Ramamoorthy et Vijayaraghavan, 2009), (M'Saoubi et al., 2012), (Cozar et Pineau, 1973; Zhou, Bushlya et Stahl, 2012).

La suite de cette étude bibliographique regroupe et étudie l'effet des paramètres sur l'évolution de la microstructure dans les couches subsurfaciques des pièces finies.

1.2.3 Interaction outil-pièce lors de l'opération de l'usinage

L'engagement de l'outil de coupe dans le matériau engendre la formation du copeau suite au cisaillement de la matière dans une zone localisée très proche de l'arête tranchante de l'outil. Comme indiqué par la figure 1.2, trois zones de déformation peuvent être distinguées lors de l'usinage : une zone de cisaillement primaire, une zone de cisaillement secondaire et une zone de cisaillement tertiaire.

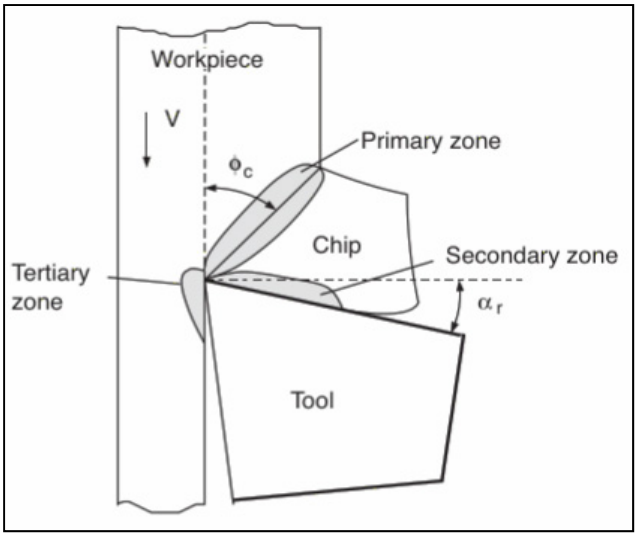


Figure 1.2 Les différentes zones de cisaillement en usinage (Altintas, 2012)

- Zone de cisaillement primaire : c'est une zone soumise à des niveaux de déformations et de températures très élevés sous l'effet de l'écoulement et du cisaillement de la matière. Cette zone est souvent ramenée à un plan de cisaillement faisant un angle de cisaillement (Φc) avec la direction de coupe.
- Zone de cisaillement secondaire : Le copeau formé dans la zone de cisaillement primaire frotte sur la face de coupe de l'outil. Pour les matériaux ductiles, apparaît une forme de contact collant dans une petite zone à l'interface outil/copeau. Cette petite zone est localisée très près de l'arête de coupe. Le copeau se glisse sur l'interface outil-copeau. Elle est le siège d'un frottement intense conduisant à une forte élévation de

température et à une modification des propriétés mécaniques et physico-chimiques de l'outil.

- Zone de cisaillement tertiaire : Elle correspond au frottement entre la face en dépouille de l'outil et le bec de l'outil d'un côté et la surface usinée d'un autre côté. Le phénomène de cisaillement est aussi identifié dans cette zone. Cependant, il est extrêmement difficile de quantifier l'énergie de déformation et la température durant l'usinage dans cette zone. Or, la durée de vie en fatigue de la pièce finale est fortement influencée par la nature et l'ampleur des altérations localisées dans cette zone.

La suite de l'étude bibliographique s'intéresse uniquement à présenter les différents travaux générés sur la quantification des altérations engendrées par usinage dans la zone de cisaillement tertiaire en utilisant les différents paramètres de coupe.

1.3 Usinage par tournage dur de l'Inconel 718

Les interactions matériaux-procédés produisent des modifications microstructurales. Le concept de base de la science des matériaux et de l'ingénierie nous indique que la performance et les propriétés d'un matériau sont fonction de sa microstructure qui résulte du traitement appliqué (Slama et Abdellaoui, 2000). Le traitement d'un matériau implique une séquence d'opérations thermiques et mécaniques spécifiques auxquelles correspondent un nombre de phénomènes physiques dont résulte une microstructure (Whitmore et al., 2012). Selon Nicrofer, le comportement du matériau peut être étudié sur quatre échelles différentes (Nicrofer, 2003) telles qu'illustrées dans la figure 1.3.

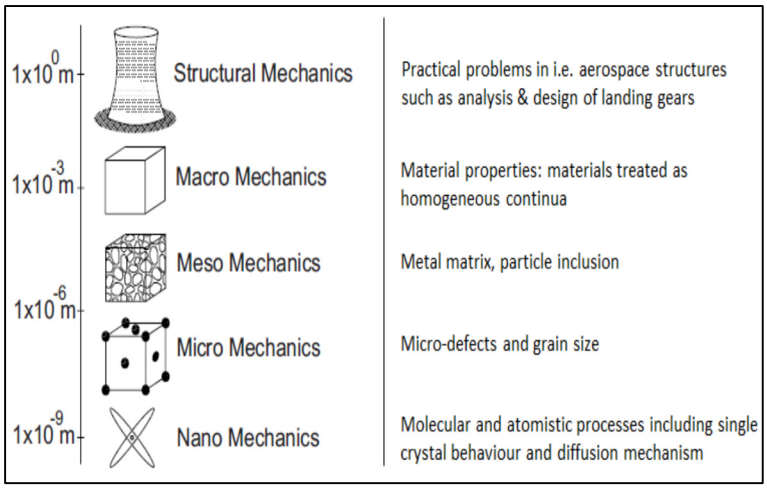


Figure 1.3 Mécanique des matériaux à multi échelles
(Nicrofer, 2003)

Ces modifications ne peuvent pas être localisées si on ne connaît pas la microstructure de base du matériau en question. Dans ce qui suit, nous présentons la microstructure de l'Inconel 718 à l'état forgé et traité ainsi que les différentes phases et leurs influences sur les propriétés mécaniques. De plus, nous présentons l'effet de l'usinage et les paramètres de coupe sur la microstructure à l'échelles microscopique et nanoscopiques.

1.3.1 Microstructure de l'Inconel 718

L'Inconel 718 est le superalliage le plus utilisé par l'industrie aérospatiale en raison de ses propriétés mécaniques et de sa température de service élevées qui est de l'ordre de 650°C (Mohsan, Liu et Padhy, 2017). À titre d'exemple, il représente 57 % du poids du moteur d'avion Pratt et Whitney PW4000 comme indiqué par la figure 1.4.

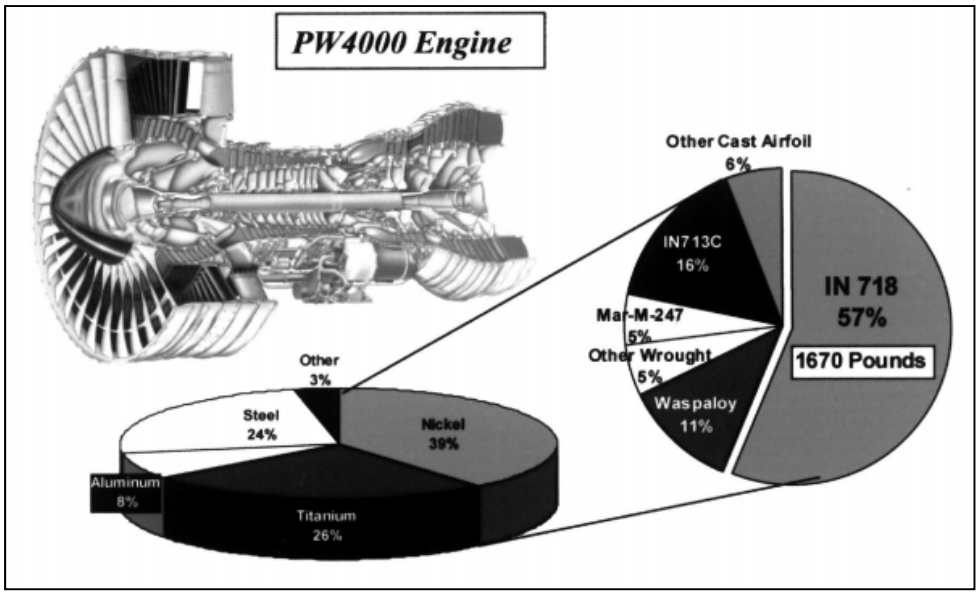


Figure 1.4 Vue d'ensemble des différents alliages utilisés dans le moteur d'avion PW4000 de Pratt and Whitney (Paulonis et Schirra, 2001)

La composition chimique de l'Inconel 718 présente une diversité d'éléments d'alliage, tels que le niobium, le molybdène, l'aluminium et le titane comme indiqué dans le tableau 1.3.

Tableau 1.3 Composition chimique de l'Inconel 718 en wt.% (Chamanfar et al., 2013).

Éléments	Ni	Cr	Fe	Nb	Mo	Al	Ti	C
wt.%	52,5	18,5	19	5,10	3	0,5	1,01	0,08

Chacun de ces éléments contribue à l'augmentation des propriétés mécaniques de ce superalliage :

- Le nickel est le constituant de base de l'alliage 718, il a une forte influence sur la limite d'élasticité et sur la résistance au fluage.
- Le chrome augmente la résistance à la corrosion et à l'oxydation à haute température.
- L'aluminium, le titane et le niobium améliorent les propriétés mécaniques du matériau par la formation des phases intermétalliques γ' Ni_3 (Al, Ti) et γ" (Ni_3Nb) suite à une mise en solution solide suivie d'un vieillissement (Hagel, 1986) (Chang et al., 2006).
- Le fer minimise le coût de fabrication, mais décroît la résistance à la corrosion du superalliage.

La microstructure de ce superalliage comporte plusieurs phases comme l'indiquent les figures 1.5 et 1.6. Ces phases peuvent être pour certaines d'entre elles favorables au matériau et à ses propriétés, par contre d'autres sont considérées comme défavorables. Les phases qui améliorent les propriétés mécaniques sont γ' et γ'' tandis que les phases δ et les phases TCP (*Topologically Closed Packed*) ne sont pas bénéfiques pour les propriétés mécaniques.

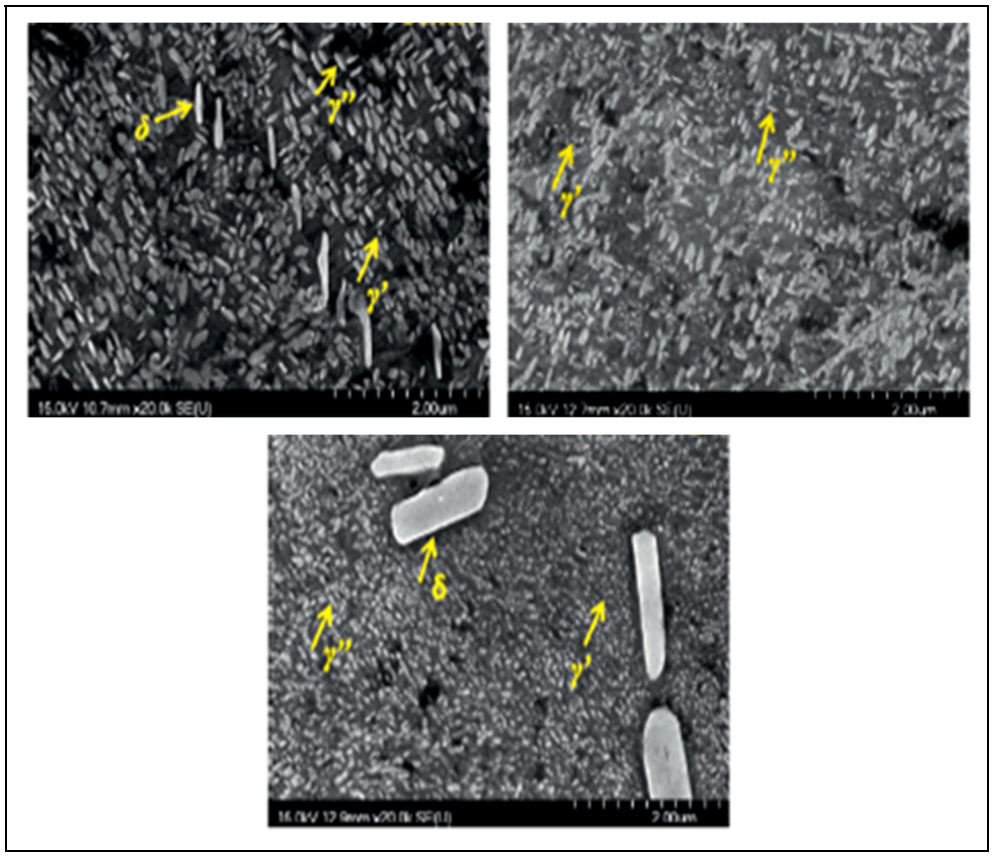


Figure 1.5 Les différentes phases présentes dans l'Inconel 718 après le forgeage (Chamanfar et al., 2013)

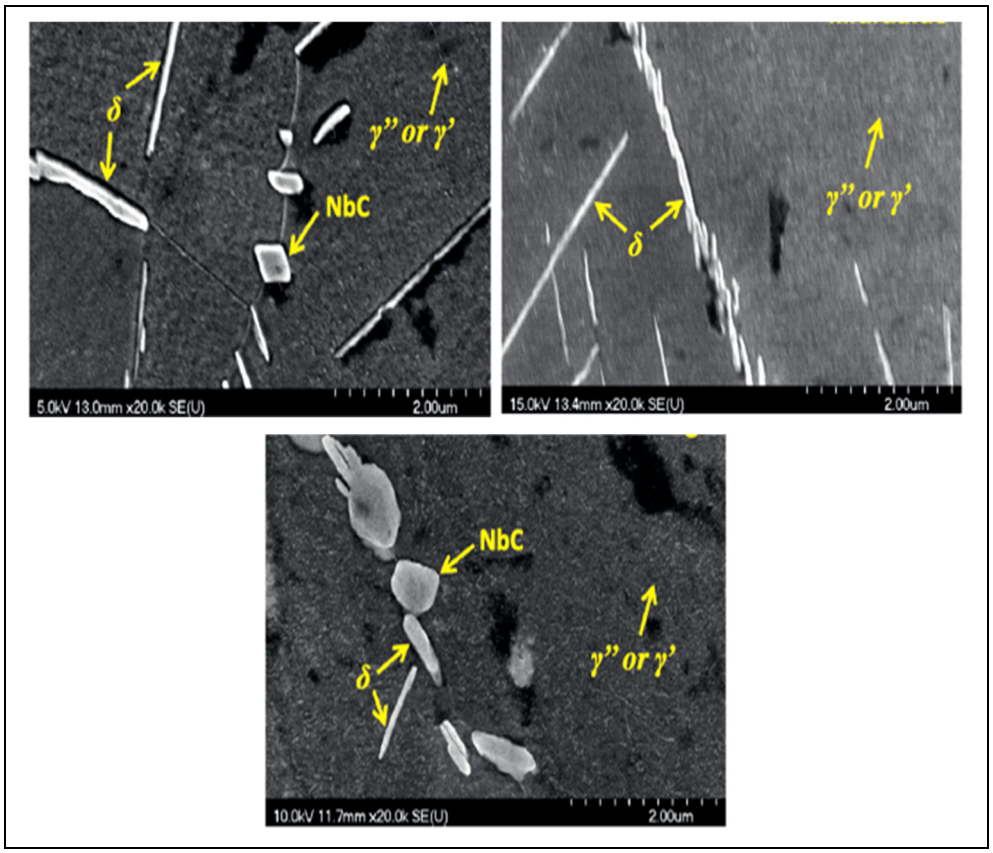


Figure 1.6 Les différentes phases présentes dans l'Inconel 718 après un traitement thermique (Chamanfar et al., 2013)

La phase γ' : de formule chimique idéale Ni_3 (Al, Ti), sa structure cristallographique est cubique à face centrée. La formation de γ' commence à une température égale à 620 °C (Chamanfar et al., 2013). Cette phase représente 10 à 20 % du durcissement du matériau. Pour un traitement thermique de mise en solution solide suivi d'un double vieillissement, la fraction volumique de γ' est égale à 5 %.

La phase γ'' : de formule chimique idéale Ni_3Nb et de structure quadratique centrée dispersée dans la matrice γ. La formation de γ'' commence à une température égale à 720 °C et la température de dissolution de γ' et γ'' est entre 900 et 1000 °C comme mentionné par (Chamanfar et al., 2013) et (Sneddon, 1965). Pour un traitement thermique de mise en solution solide suivi d'un double vieillissement, la fraction volumique de γ'' est égale à 20 % (Chamanfar et al. 2013).

La phase δ : la présence de cette phase dans la microstructure est due à l'exposition du matériau à une température entre 650 et 980 °C durant une longue durée (Kuo et al., 2009) (Chamanfar et al., 2013) et (Azadian, Wei et Warren, 2004). La température de dissolution de la phase δ commence à une température située entre 980 à 1050 °C (Sneddon, 1965). La phase γ'' est une phase métastable, donc elle se transforme en une phase stable δ de structure orthorhombique de formule chimique Ni_3Nb. C'est une phase indésirable, car elle représente un signe de sur-vieillissement pour l'Inconel 718.

Les carbures : ce sont des carbures primaires souvent de type MC (le M correspond à un type ou plus d'atomes métalliques). Le carbone C est présent à des pourcentages massiques de 0,02 % à 0,2 %. Il peut réagir avec du titane, du niobium pour former des carbures répartis de manière aléatoire. Il peut se former aussi des carbures secondaires $M_{23}C_6$ situés principalement aux joints de grains. Ces derniers proviennent de carbures MC qui se sont décomposés durant les traitements thermiques ou durant le service comme montré par l'équation 1.1.

$$MC + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma' \tag{1.1}$$

D'autres types de carbures secondaires sont présents dans la microstructure : M_6C et M_7C_3. De manière générale, les carbures $M_{23}C_6$ et M_7C_3 sont formés après un long maintien à une température relativement basse, située entre 750 °C et 850 °C, comparativement à celle des carbures MC qui se forment à haute température. Les carbures M_6C se forment à une température intermédiaire, entre 850 °C et 900 °C. Les carbures permettent d'augmenter les propriétés mécaniques de l'Inconel 718, car ils assurent une meilleure résistance des joints de grains et contrôlent l'augmentation de la taille des grains.

Les phases TCP : Les phases TCP (*Topologically Closed Packed)* sont sous forme d'aiguilles ou de plaquettes. On trouve dans les TCP la phase σ, la phase de Laves ou bien encore une phase δ (Ni_3Nb) intermétallique dans les superalliages de nickel et de fer-nickel. Elles sont néfastes aux propriétés mécaniques des superalliages. Elles peuvent abaisser les contraintes à la rupture et la ductilité (Chester T.S., Norman S. S. et William C.H., 1987).

1.3.2 Effet de l'usinage sur l'évolution de la microstructure de l'Inconel 718

L'usinage par tournage des superalliages à base de nickel comme l'Inconel 718 engendre des des altérations dans la microstructure qui sont localisées dans la surface usinée et dans les couches subsurfaciques. Les altérations sont sous forme de microfissures, de carbures fissurés, de déformations plastiques, de modifications de dureté (Zhou, Bushlya et Stahl, 2012) (Zou et al., 2009) (Klocke, König et Gerschwiler, 1996) (Zhou et al., 2014) (Zhou et al., 2011a) (Jawahir et al., 2011). Les paramètres de coupe introduits pendant l'opération de tournage dur influent la quantité des défauts dans les pièces finies. De plus, l'usure de l'outil de coupe durant l'usinage a un impact très important sur l'endommagement des pièces (M'Saoubi et al., 2012). Quand l'usure de l'outil augmente, l'endommagement dans les couches subsurfaciques augmente aussi.

La suite de cette section présente l'effet des paramètres de coupe ainsi que l'effet de l'usure de l'outil sur la microstructure et sur l'endommagement surfacique et subsurfacique des pièces usinées.

1.3.2.1 Effet sur la qualité de la surface usinée

La qualité de la surface usinée dépend de la quantité de défauts dans la microstructure particulièrement en surface et en subsurface juste après usinage. Ces défauts peuvent être des marques d'avance, la présence de débris de métal collé sur la surface, le détachement de carbures en surface (cavités), des microfissures, des carbures fissurés. Les figures 1. 7 et 1.8 montrent des exemples typiques de défauts.

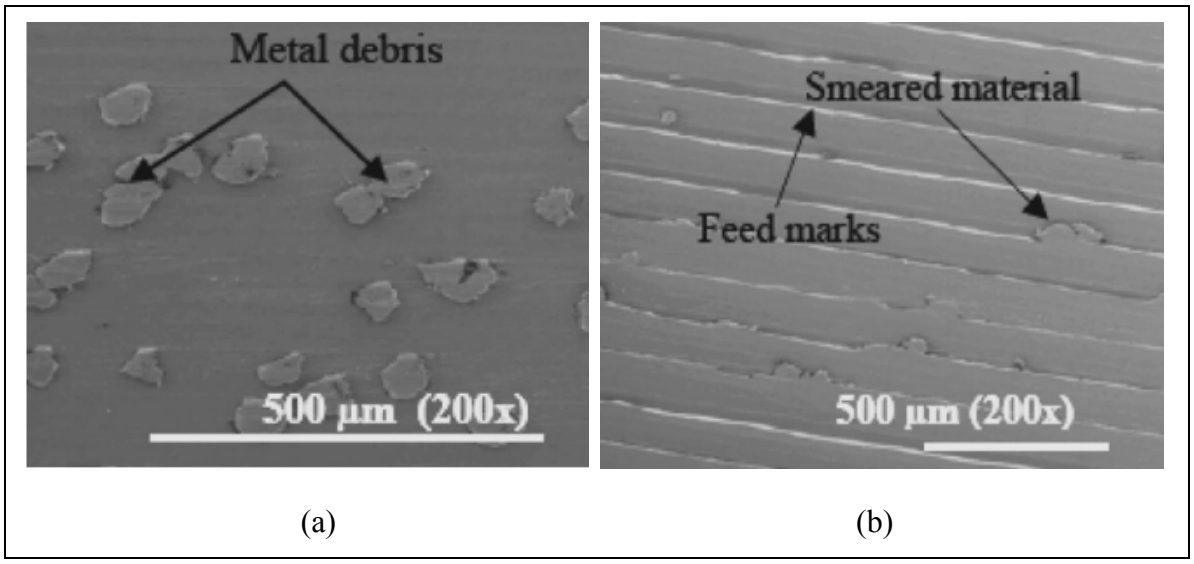


Figure 1.7 Exemples de défauts en surface : (a) des débris métalliques et (b) les marques d'avance et les zones de frottement (Pawade et al., 2007)

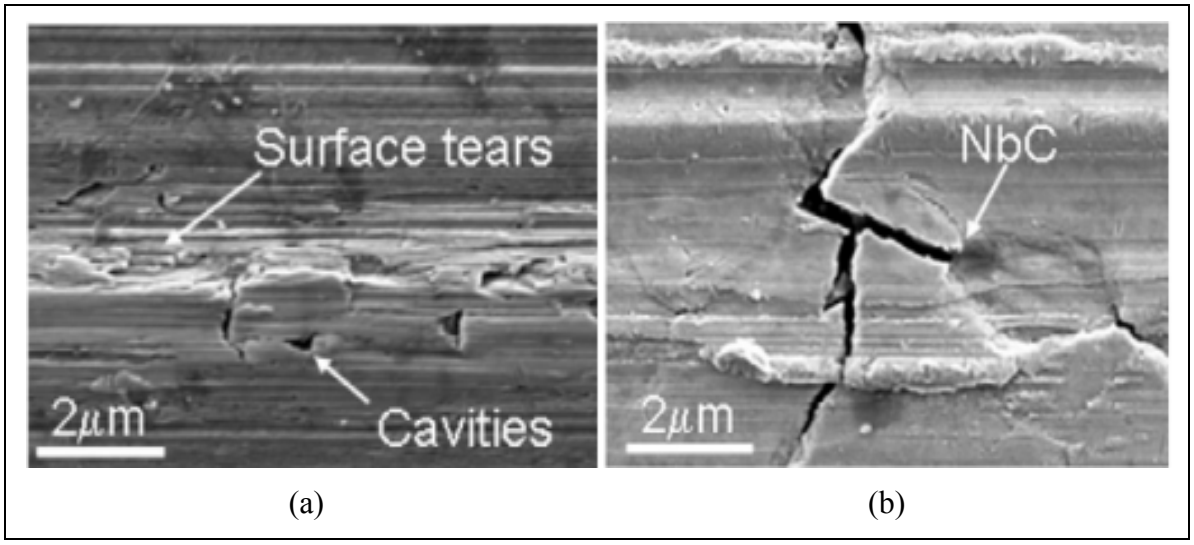


Figure 1.8 Exemple d'un carbure de niobium fissuré lors de l'usinage de l'Inconel 718: (a) Vc = 90 m/min, (b) Vc = 300 m/min (M'Saoubi et al., 2012)

Quantitativement, les carbures fissurés et les défauts en surface dépendent des paramètres de coupe et de l'usure de l'outil (Pawade et al., 2007) (M'Saoubi et al., 2012) (Zhou et al., 2012). Par exemple, l'usure de l'outil dépend principalement de la vitesse de coupe. Lorsque cette dernière augmente, l'usure augmente et il en résulte une plus grande densité de fissures comme montré par la figure 1.8. L'augmentation de l'usure de l'outil engendre un haut gradient

thermique à l'interface outil-pièce lors de l'usinage. L'usure est accompagnée d'une augmentation importante de la déformation plastique dans les couches subsurfaciques. Dans ce contexte, plusieurs investigations ont suggéré que la température générée durant l'usinage peut causer la fissuration des carbures primaires sous l'effet de l'oxydation, qui commence à 400 °C pour les carbures primaires (Ma et al., 2009).

Ranganath (Ranganath, Guo et Holt, 2009b) a expliqué autrement le mécanisme de fissuration des carbures et l'endommagement des surfaces usinées. Il a montré que l'apparition des cavités est causée par l'effet de la pression exercée par le bec de l'outil sur la pièce comme indiqué par la figure 1.9. En conséquence, quand l'usure de l'outil augmente, la pression exercée par l'outil sur la pièce augmente, ce qui engendre plus de chaleur et plus d'altérations en surface.

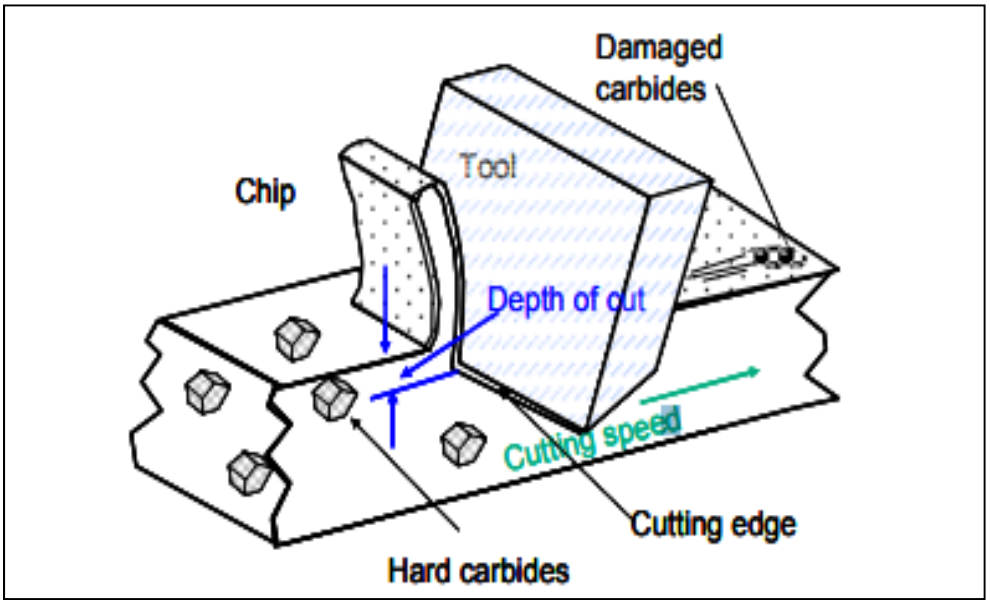


Figure 1.9 Illustration de l'effet de l'usinage sur la fissuration des carbures (Ranganath, Guo et Holt, 2009b)

La figure 1.10 montre l'évolution de l'usure en fonction du temps de coupe et de la vitesse de coupe. L'augmentation de la vitesse de coupe engendre l'augmentation de l'usure de l'outil sous l'effet du frottement. La figure 1.10 montre aussi que l'outil en carbure de tungstène WC est plus résistant à l'usure que l'outil en carbure cémenté CBN.

En revanche, l'effet des paramètres de coupe sur la quantité d'énergie exercée sur la pièce et sur l'évolution des carbures fissurés en surface et dans les couches subsurfaciques, n'est pas bien documenté. De plus, il y a un manque d'information sur le nombre et la profondeur à laquelle on peut détecter des carbures fissurés et des défauts en sous couche. Finalement, l'impact des carbures fissurés sur la durée de vie en fatigue des pièces finies n'a pas été investigué et discuté par les recherches existantes.

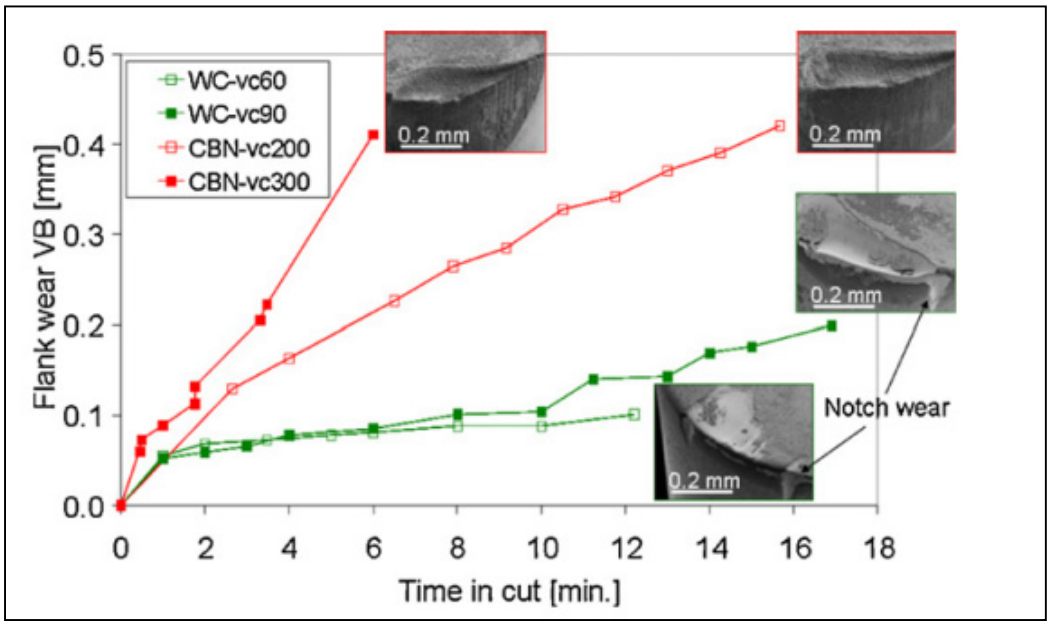


Figure 1.10 Influence de la vitesse de coupe et du temps d'usinage sur l'usure de l'outil de coupe (M'Saoubi et al., 2012)

1.3.2.2 Effet sur la dureté

L'évolution de la dureté à partir de la surface usinée vers le matériau de base est liée directement à l'endommagement de la microstructure suite à l'opération d'usinage. Les profils de microdureté sont très utiles pour estimer l'épaisseur de la couche affectée. Par exemple, Guo et Sahni (Guo et Sahni, 2004) ont utilisé les profils de microdureté pour détecter les changements métallurgiques, dans une pièce en acier AISI 52100 de dureté égale à 62 HRC et usinée par tournage dur. Spécifiquement, ils ont étudié les caractéristiques de la couche blanche en surface et de la couche noire dans les sous-couches.

Les figures 1.11 (a), (b) et (c) résume l'effet de la vitesse de coupe Vc, la profondeur de passe (ap) et la vitesse d'avance (f) sur la microdureté des couches subsurfaciques après usinage. Ces courbes ont été adaptées à partir des travaux de (Pawade, Joshi et Brahmankar, 2008). En augmentant Vc, f et ap, la microdureté HV augmente. Cette augmentation de la dureté est due à l'accroissement de la force de coupe et donc à l'augmentation de l'écrouissage superficiel dans les couches subsurfaciques. Un autre facteur est le chauffage de la surface sous l'effet du frottement de l'outil/pièce suivi par un refroidissement rapide par le lubrifiant.

L'utilisation de la technique de nanoindentation par Zou et al. (Zou et al., 2009) a permis de constater une évolution similaire de la dureté comparativement aux figures 1.11 (a), (b) et (c), pour le superalliage à base de nickel NiCr20TiAl. La dureté augmente en surface sous l'effet de l'écrouissage superficiel et se stabilise progressivement en s'approchant de la partie non affectée qui représente le matériau de base. Cette étude montre que l'épaisseur écrouie entre 40 et 100 µm en fonction des vitesses de coupe et d'avance introduites.

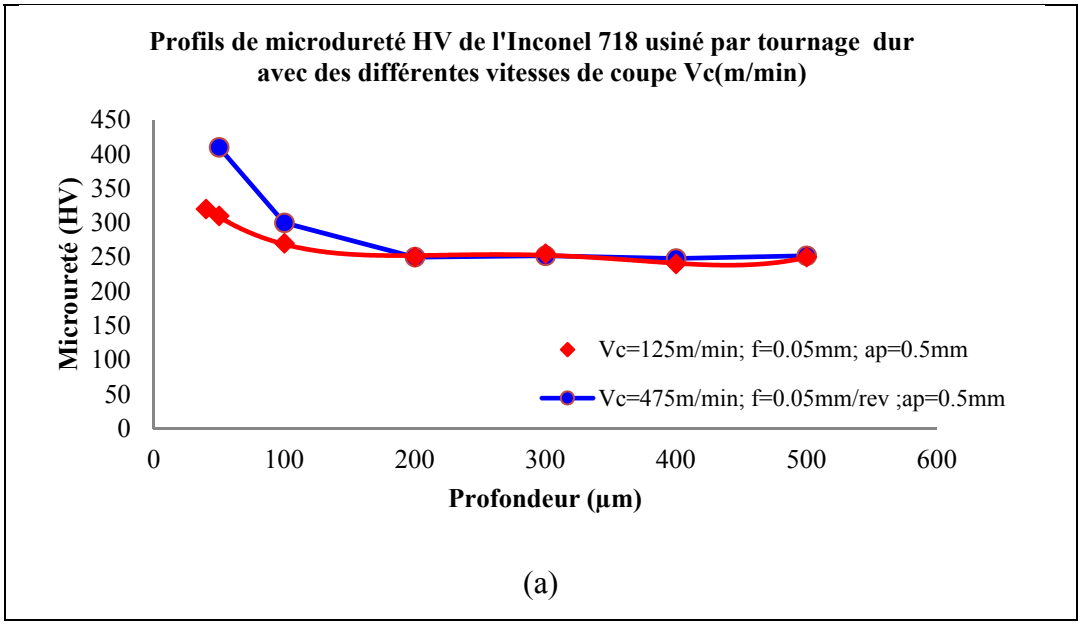


Figure 1.11 Impact des paramètres de coupe par tournage dur sur l'évolution de la microdureté : (a) effet de la vitesse de coupe, (b) effet de la profondeur de passe et (c) effet de l'avance (Pawade, Joshi et Brahmankar, 2008)

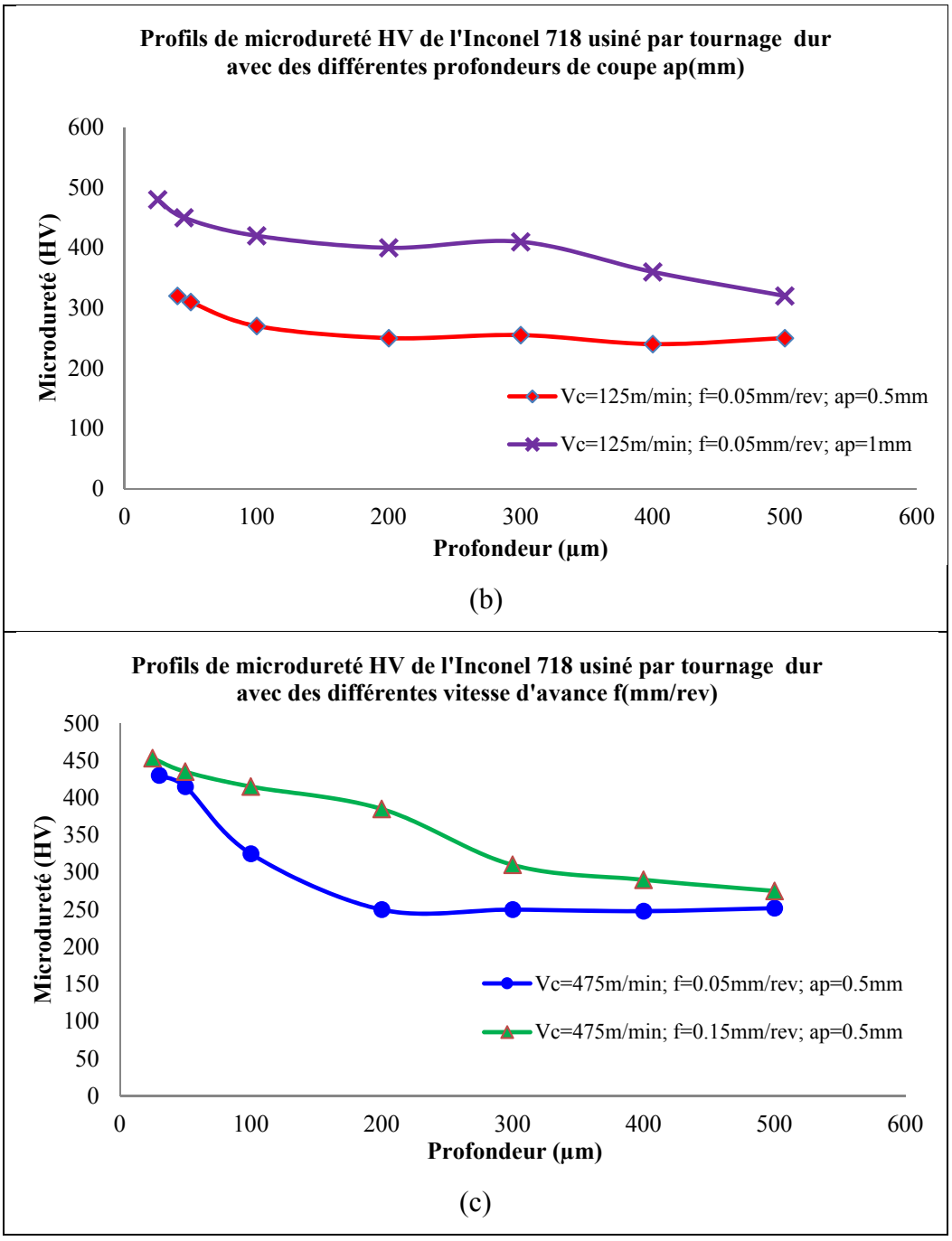


Figure 1.11 (suite)

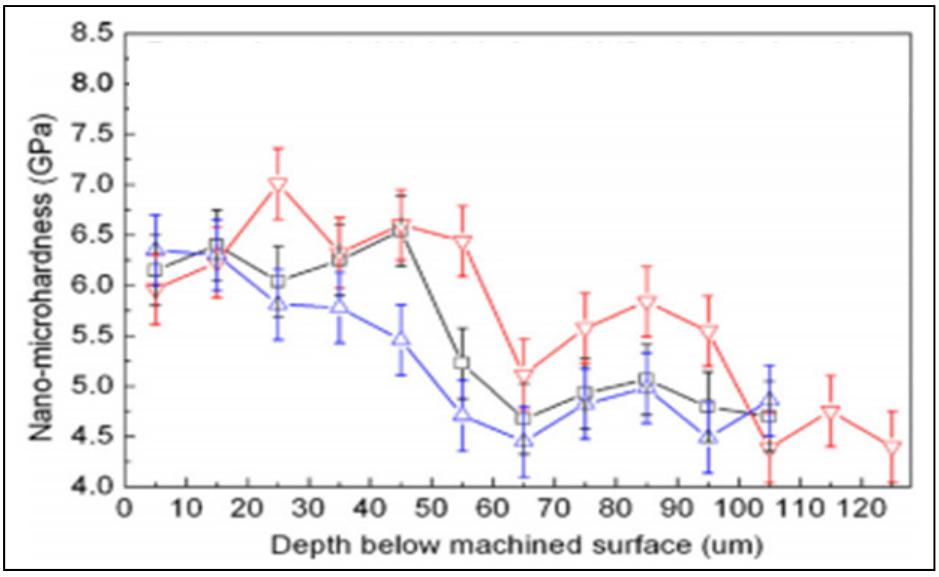


Figure 1.12 Évolution de la nanodureté d'une pièce usinée par tournage dur du superalliage NiCr20TiAl avec des différentes conditions de coupe (Zou et al., 2009) :
Courbe rouge : Vc = 60 m/min, f = 0,25 mm/rev et DoC = 1 mm
Courbe noire : Vc = 60 m/min, f = 0,15 mm/rev et DoC = 1 mm
Courbe Bleue : Vc = 100 m/min, f = 0,15 mm/rev et DoC = 1 mm

Coelho et al. (Coelho et al., 2004) ont investigué les profils de l'évolution de la microdureté de la surface et des couches subsurfaciques. Ils ont observé que les valeurs de la microdureté sont légèrement supérieures à des vitesses de coupe relativement faibles (70 m/min). Cependant, une diminution de la dureté a été constatée à des vitesses de coupe élevées (500 m/min). Sharman et al. (Sharman, Hughes et Ridgway, 2006) ont fait une observation similaire et ont noté une réduction de la microdureté dans les sous couches quand la vitesse de coupe est entre 80 et 120 m/min. Malgré que le travail ne présente pas de mesures de températures dans les couches subsurfaciques, les auteurs relient la diminution de la dureté dans la couche subsurfacique à l'adoucissement thermique. De plus, ils relient l'adoucissement à la relaxation des contraintes sous l'effet de la température.

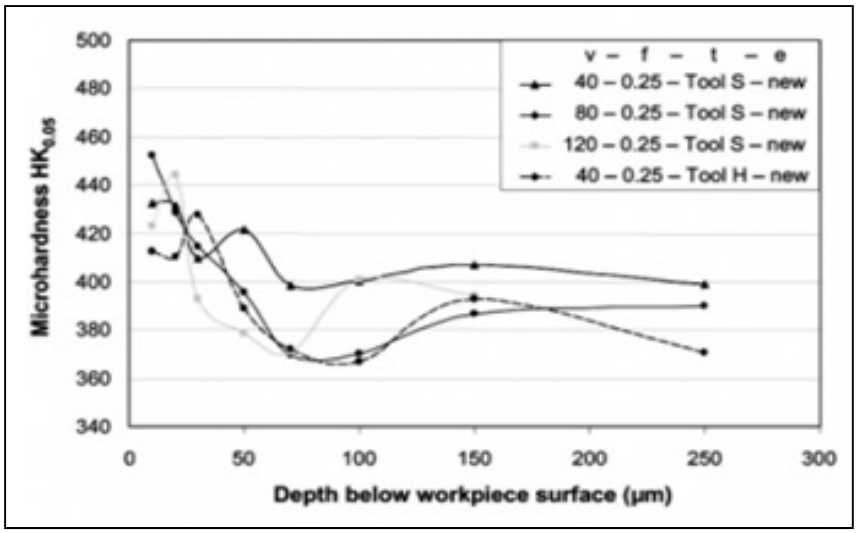


Figure 1.13 Adoucissement subsurfacique suite à l'usinage par tournage dur de l'Inconel 718 avec des vitesses de coupe relativement élevées 80-120 m/min
(Sharman, Hughes et Ridgway, 2006)

1.3.2.3 Effet sur les joints de grains

D'après les travaux publiés (Zou et al., 2009) (M'Saoubi et al., 2012) (Zhou, Bushlya et Stahl, 2012), on remarque qu'il est difficile de révéler la microstructure déformée et de quantifier l'épaisseur de la couche affectée suite à l'usinage par tournage dur de l'Inconel 718. Afin de bien révéler la microstructure des pièces usinées et d'avoir le maximum de détails, il est nécessaire de développer une solution chimique convenable. La figure 1.14 montre que la microstructure observée dans les couches subsurfaciques est affectée par le procédé d'usinage à cause de l'écrouissage, surtout dans le cas de l'usinage avec un outil usé comme indiqué à la figure 1.14 (b). L'usure de l'outil provoque l'augmentation de la surface de contact entre la pièce et l'arrête de coupe ce qui engendre plus de déformations plastiques. De plus, la température augmente à cause de l'augmentation du frottement ce qui engendre plus de déformation et de défauts en surface et en sous couches.

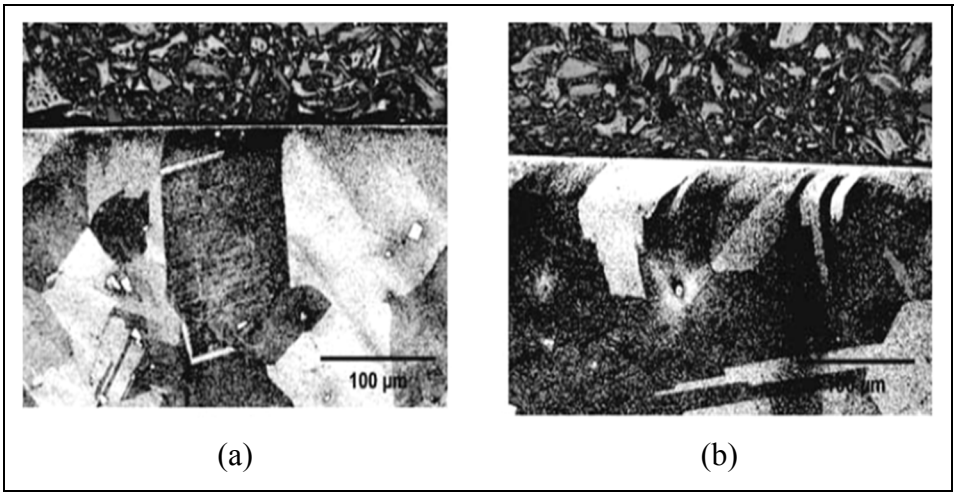


Figure 1.14 Déformations localisées en surface usinée de l'Inconel 718 :
(a) outil neuf, (b) outil usé (Sharman, Hughes et Ridgway, 2006)

M'Saoubi et al. (M'Saoubi et al., 2012) ont trouvé la même constatation. Ces auteurs ont essayé de quantifier l'épaisseur de la couche déformée en fonction de l'état de l'outil comme montré par la figure 1.16 et ont trouvé des valeurs entre 60 et 250 µm.

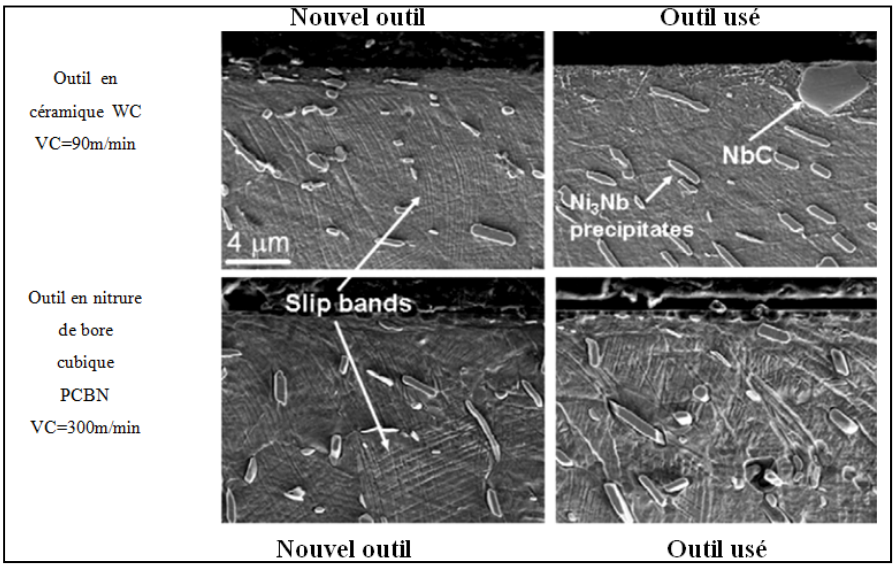


Figure 1.15 Effet de l'état de la vitesse de coupe et de l'état
de l'outil sur la sévérité des déformations plastiques
dans les couches subsurfaciques (M'Saoubi et al., 2012)

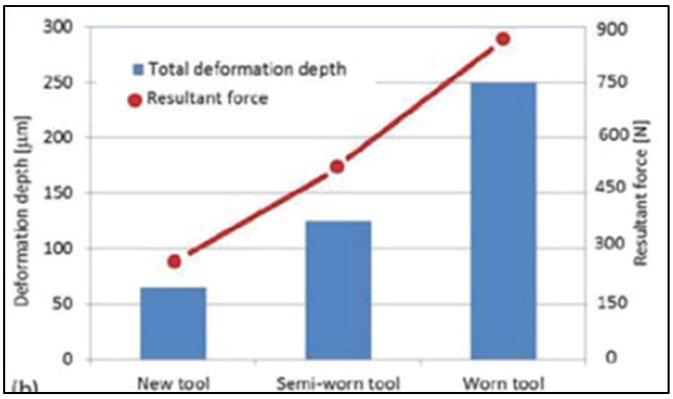


Figure 1.16 Effet de l'usure de l'outil sur l'épaisseur de la couche déformée plastiquement (Zhou et al., 2011c)

De même, (Sharman, Hughes et Ridgway, 2004) ont essayé de quantifier l'épaisseur de la couche déformée en fonction des paramètres de coupe (vitesse de coupe, vitesse d'avance), état de l'outil (neuf, usé) et le type de l'outil (revêtu S, non revêtu H). D'après les mesures prises, la profondeur de la couche déformée est entre 8 et 36 µm en fonction des conditions de coupe. Ils ont constaté que l'épaisseur augmente avec l'augmentation de la vitesse de coupe, de la vitesse d'avance et l'usure de l'outil. Cela est dû à une force de coupe élevée générée par l'introduction d'une vitesse de coupe élevée et l'augmentation de l'usure de l'outil.

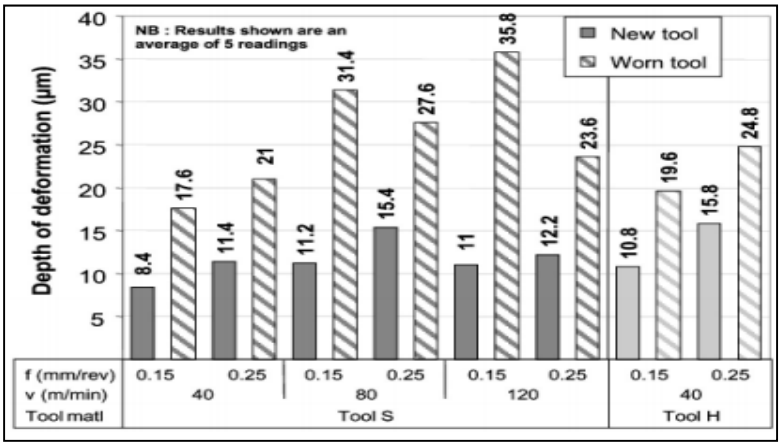


Figure 1.17 Quantification de la couche déformée en fonction des paramètres de coupe, du type et de l'état de l'outil (Sharman, Hughes et Ridgway, 2004)

La différence entre les résultats peut être expliquée par l'absence de méthode standard et précise pour la quantification de l'épaisseur de la couche déformée. En particulier, la distinction des défauts de la préparation métallographique et de ceux de l'usinage. Cette absence peut engendrer une surestimation de l'épaisseur comme indiqué par la figure 1.18. De même, il n'y a pas de modèle qui permet de prédire l'épaisseur de la couche déformée en fonction des paramètres de coupe.

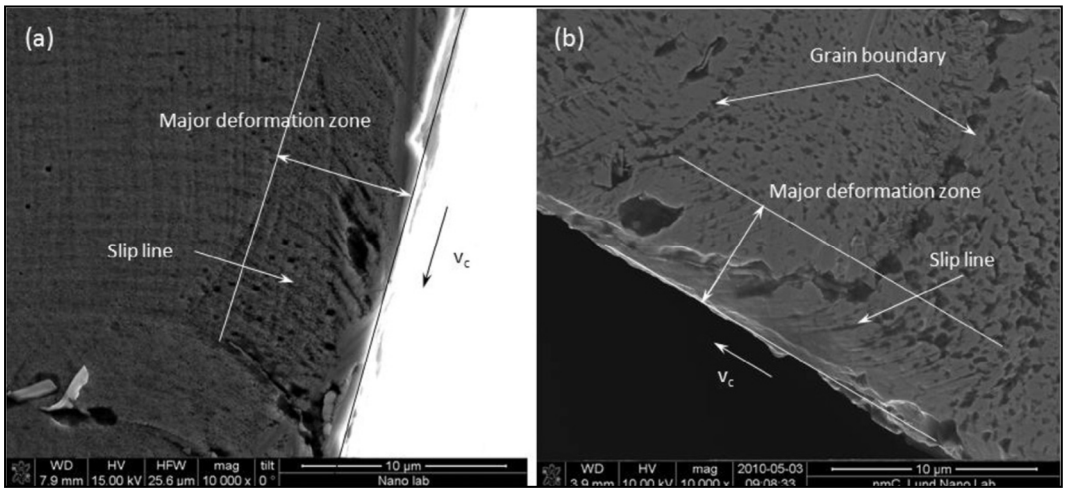


Figure 1.18 Caratérisation qualitative de l'épaisseur de la couche déformée plastiquement dans le cas de l'usinage de l'Inconel 718
(Zhou, Bushlya et Stahl, 2012)

Cette recherche élaborera une méthode de caractérisation précise dans le but de quantifier avec précision l'épaisseur de la couche déformée. Ainsi, un modèle sera mis en place pour prédire précisément l'épaisseur de la couche déformée en variant simultanément les paramètres de coupe ayant l'impact le plus important.

1.3.2.4 Effet sur les grains

Les cartes diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD) montrées à la figure 1.19 présentent la distribution de la misorientation des grains de la surface usinée vers le matériau de base suite à l'usinage avec des différents outils (WC : outil en carbure et CBN : nitrure de bore cubique) et des différentes vitesses de coupe (60 et 90 m/min). Qualitativement, les cartes indiquent que

les déformations localisées tout près de la surface sont plus importantes que celles dans les sous-couches. Les déformations importantes sont montrées par les couleurs rouge, verte et jaune comparativement aux déformations faibles de couleur bleu. En effet, l'accroissement de la vitesse de coupe et de l'usure de l'outil entraine l'augmentation de la quantité de déformations induites par usinage et de l'épaisseur de la couche déformée (M'Saoubi et al., 2012).

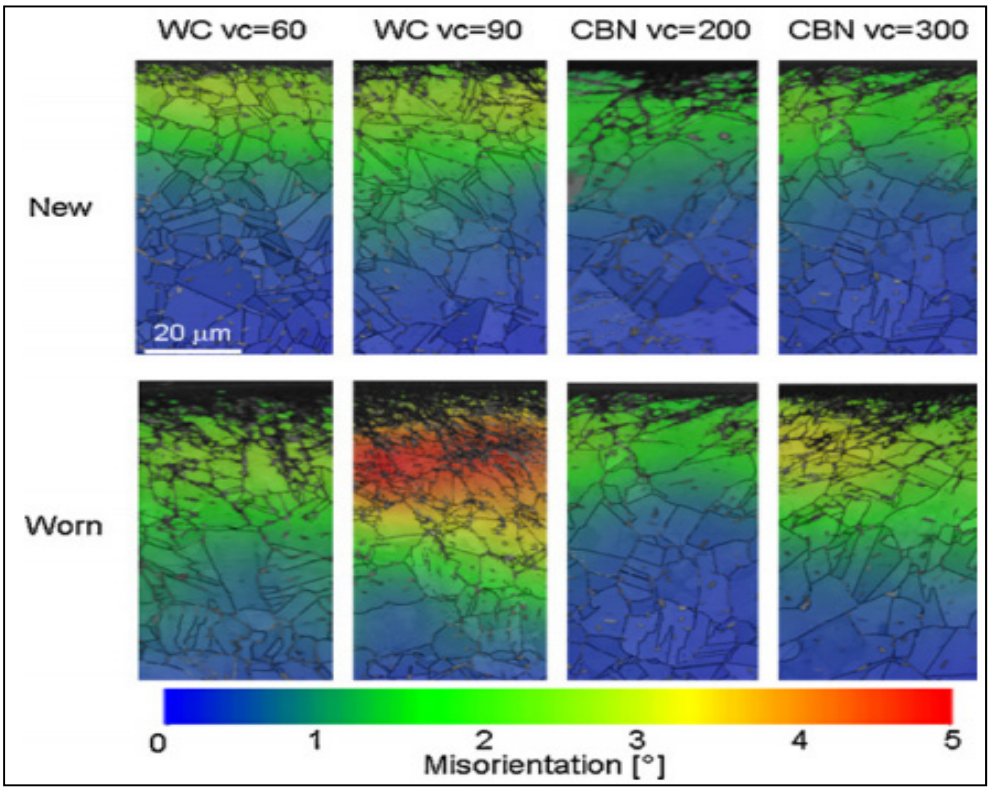


Figure 1.19 Cartes EBSD montrant l'évolution des déformations dans le cas de l'usinage de l'Inconel 718 en fonction de l'état de l'outil et de la vitesse de coupe (M'Saoubi et al., 2012)

La déformation plastique et l'augmentation de la chaleur produite par un outil usé provoquent l'apparition de bandes de glissement comme montré par la figure 1.16 et la recristallisation des grains dans les couches subsurfaciques comme indiqué à la figure 1.17. Les cartes de diffraction d'électrons rétrodiffusés EBSD indiquent que la recristallisation est plus marquée dans le cas d'un outil usé. Ceci est à cause de la déformation plastique induite dans les couches subsurfaciques et de la chaleur par l'effet de frottement, qui peut atteindre 640 °C à une vitesse

de coupe de 60 m/min (Thakur, Ramamoorthy et Vijayaraghavan, 2009) et 1100 °C à des vitesses de l'ordre de 350 m/min (Kitagawa, Kubo et Maekawa, 1997), comme montré à la figure 1.17 (M'Saoubi et al., 2012).

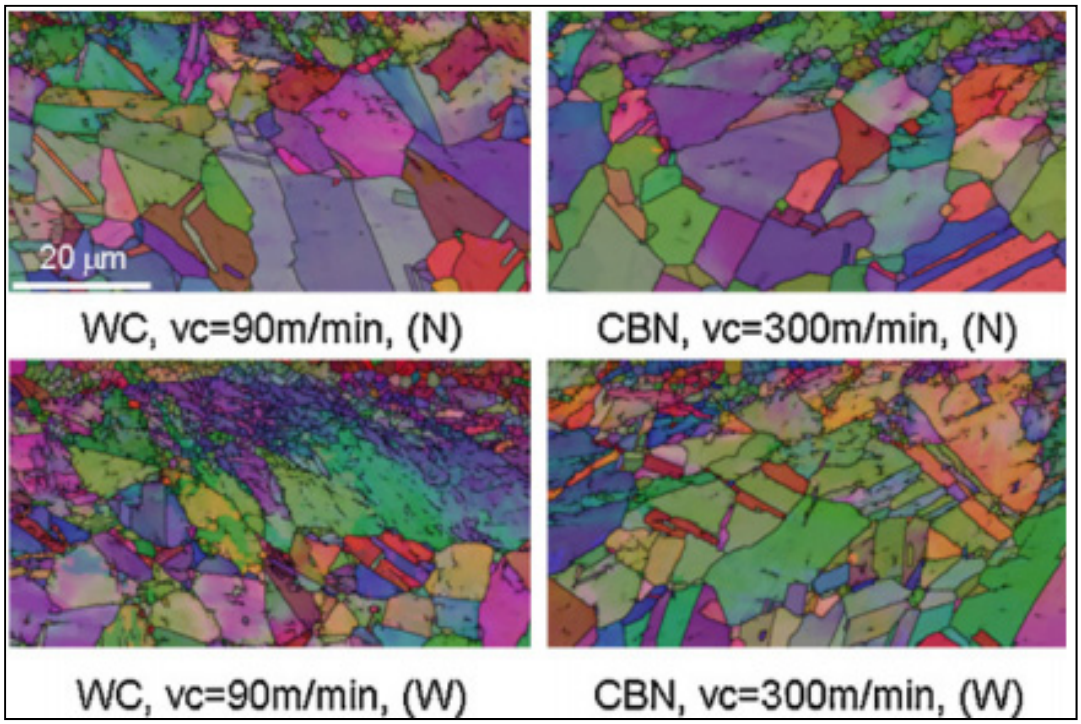
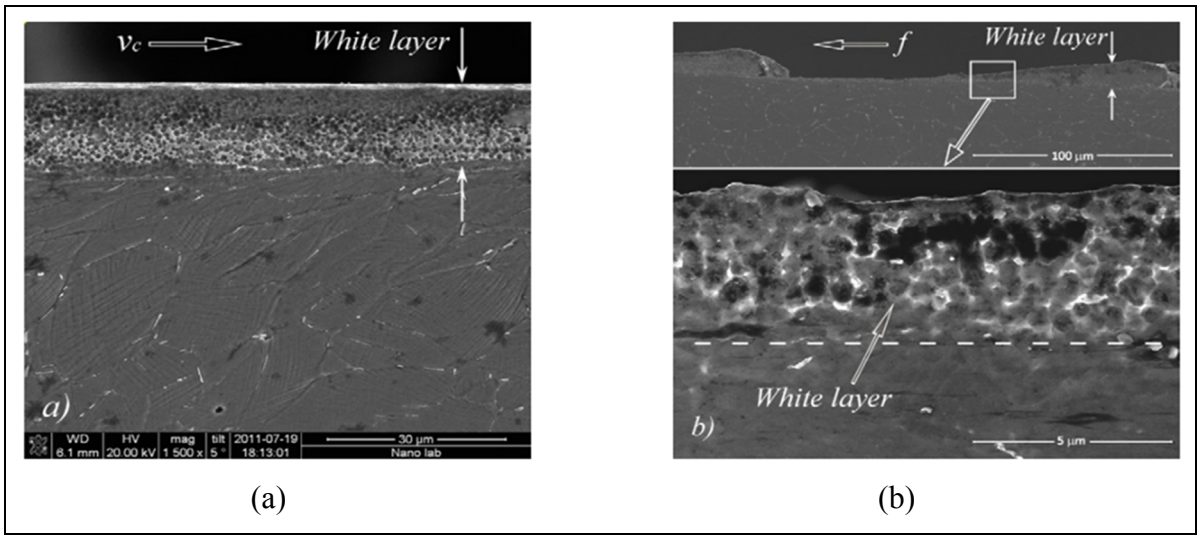


Figure 1.20 Cartes EBSD qui montrent la présence des zones recristallisées en surface et en sous-couches d'une pièce en Inconel 718 usinée par tournage dur à l'aide des différentes vitesses de coupe et des différents outils

1.3.2.5 Apparition de la couche blanche

Très peu de recherches se sont concentrées sur l'apparition de la couche blanche et son mécanisme de formation dans le cas de l'usinage des superalliages à base de nickel. Par exemple, les investigations de (Bushlya et al., 2011) ont mis en évidence la couche blanche à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB) et d'une attaque chimique composée d'une solution de 2 % HF, 50 % H_2O_2, 40 % HCl, 8 % H_2O distillée. Les figures 1.21 (a) et (b) révèlent la couche blanche dans la surface usinée de l'Inconel 718. Ils ont investigué l'apparition de la couche blanche lors de tournage dur de l'Inconel 718. Ils rapportent qu'elle est une zone de non-équilibre, de couleur blanche lors de l'analyse sous MEB et qu'elle est

caractérisée par une densité élevée de dislocations et la présence des grains très fins. Ils constatent qu'elle contient une phase composée de Ni-Fe en solution solide de structure cubique à faces centrées (CFC) et une phase γ''(Ni_3Nb) dans la figure 1.21. La présence de la phase δ dans la couche blanche n'est pas détectée par le microscope à transmission, ce qui montre que la quantité de cette dernière est très faible.



(a) (b)

Figure 1.21 Mise en évidence de la couche blanche après tournage dur de l'Inconel 718 avec : (a) image prise à faible agrandissement et (b) image prise à plus fort grossissement (Bushlya et al., 2011)

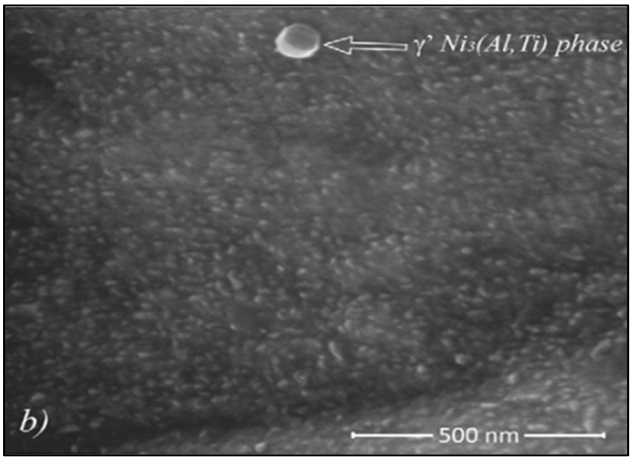


Figure 1.22 Présence de la phase γ' dans la couche blanche (Bushlya et al., 2011)

Le mécanisme de formation des couches blanches dans le cas des superalliages est plus compliqué que dans le cas des aciers. Dans le cas des aciers, la formation des couches blanche est généralement liée aux transformations des phases (transformation martensitique). Les mécanismes sont expliqués dans la section 1.4.2.3.

D'après Bushlya et al. (Bushlya et al., 2011), l'apparition de la couche blanche dans les superalliages est due à la dissolution de γ' à l'interface outil-pièce et la formation de γ'' et de δ à cause du refroidissement rapide sous l'effet du lubrifiant. En effet, comme indiqué dans la section 1.3.1 les phases γ'' et δ se forment à des températures plus élevées que γ'. De plus, la recristallisation dynamique aura lieu au niveau des couches subsurfaciques suite à la déformation plastique sévère lors de l'usinage conjuguée au blocage des mouvements de dislocations par l'effet des phases γ' et γ'' et des carbures présents dans les joints de grains contribue également à l'apparition de la couche blanche (Bushlya et al., 2011).

1.4 Usinage par tournage dur de l'acier faiblement allié 300M

Une recherche continue est menée pour améliorer la performance des trains d'atterrissage. La fabrication de ces pièces critiques nécessite l'utilisation d'aciers à haute résistance mécanique. Plusieurs matériaux peuvent être utilisés dans la fabrication des trains d'atterrissage. Parmi ces matériaux, on trouve l'acier AISI 4340 et l'acier 300M, qui est une version modifiée de l'acier 4340 suite à l'ajout de vanadium et de silicium. La figure 1.23 montre un exemple de train d'atterrissage fabriqué en acier 300M. Les applications critiques de l'acier 300M nécessitent un bon compromis entre la ténacité et la ductilité. Afin d'obtenir des propriétés mécaniques élevées, des techniques de fusion avancées telles que ESR (*Electroslag remelting*) et VAR (*Vacuum arc remelting*) sont utilisées pour la fabrication de cet acier.

Pour des aciers similaires au 300M comme AISI 4340, plusieurs recherches ont montré que les pièces usinées sont exposées à différentes altérations mécaniques et métallurgiques (Arfaoui, Zemzemi et Tourki, 2017; Smith et al., 2007; Thiele et Melkote, 2000). Les altérations mécaniques sont identifiées par l'introduction des contraintes résiduelles de traction ou de

compression en surface et dans les sous-couches, des modifications de la dureté du matériau de base par un adoucissement ou un durcissement et l'introduction de déformations plastiques. D'autre part, les altérations métallurgiques comportent le changement de phase par l'apparition de la couche blanche et de la couche noire.



Figure 1.23 Train d'atterrissage
de l'avion Embraer Legacy

1.4.1 Microstructure de l'acier 300M

Le tableau 1.4 présente la composition chimique de l'acier 300M. La modification de la composition chimique par rapport à l'acier 4340 se fait par l'augmentation de silicium de 1,45 à 1,80 % et l'ajout de 0,05 à 0,1 % de vanadium, ainsi qu'une légère augmentation des pourcentages de carbone et de molybdène. Chaque élément d'alliage dans la composition chimique de l'acier 300M a un rôle très important dans l'amélioration des propriétés mécaniques :

- Le silicium : son rôle est de stabiliser l'austénite et d'augmenter la résistance à la rupture et la ténacité.

- Le vanadium : son rôle est d'empêcher la croissance des grains d'austénite au cours du traitement thermique par la formation de fins carbures.
- Le carbone : l'augmentation du pourcentage du carbone améliore la trempabilité.
- Le molybdène : il augmente la résistance à la fragilisation par l'hydrogène et la fissuration sous l'effet de la corrosion sous contrainte.

Tableau 1.4 présente une comparaison entre la composition chimique en (wt.%) de l'acier 4340 et le 300M. La différence entre les deux matériaux est la présence de vanadium et la quantité de silicium dans l'acier 300M.

Tableau 1.4 Composition chimique de l'acier 4340 et de l'acier 300M

300M	**C**	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Ni**	**Cr**	**Mo**	**V**	**Autres**
Min.	**0,4**	**1,45**	0,65	-	-	1,65	0,70	**0,30**	**0,05**	-
Max.	**0,45**	**1,80**	0,90	0,01	0,01	2,00	0,95	**0,45**	**0,1**	0,05
4340	**C**	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Ni**	**Cr**	**Mo**	**V**	**Autres**
Min.	0,38	0,20	0,6	-	-	1,65	0,70	0,20	-	-
Max.	0,43	0,35	0,80	0,01	0,01	2,00	0,90	0,30	-	0,05

1.4.2 Effet du tournage dur sur l'évolution de la microstructure des aciers faiblement alliés

D'une manière générale, l'usinage par tournage des aciers à haute résistance mécanique engendre des modifications géométriques, microstructurales et mécaniques qui sont localisées en surface usinées et en sous-couches comme indiqué à la figure 1.24 (Bosheh et Mativenga, 2006). Plusieurs chercheurs ont étudié l'effet de l'usinage sur les propriétés géométriques comme la rugosité et la topographie de la surface usinée, et sur les propriétés mécaniques comme l'évolution des contraintes résiduelles. Par contre, la recherche bibliographique a montré un manque d'informations concernant l'impact de l'usinage sur l'évolution de la microstructure spécialement pour l'acier 300M comme l'endommagement, l'évolution de la microdureté, nanodureté, la formation de la couche blanche et les transformations de phases suite à l'usinage.

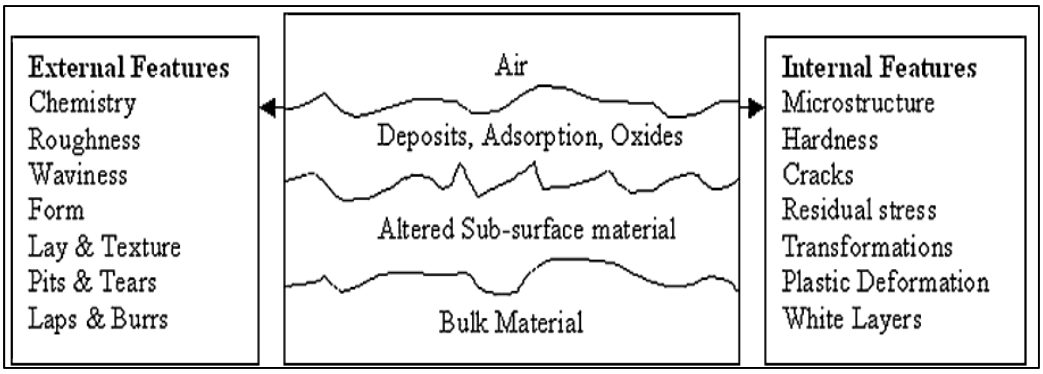


Figure 1.24 Schématisation de la section d'une surface usinée
(Field et Kahles, 1971)

1.4.2.1 Effet sur la qualité des surfaces usinées

Les travaux de Bailey (Bailey, 1974) ont identifié des défauts dans le cas de l'usinage par tournage dur de l'acier AISI 4340 ayant une dureté égale à 56 HRC. Dans leurs travaux, les défauts sont organisés selon deux catégories : les défauts à échelle grossière et les défauts à échelle fine. Les défauts à échelle grossière sont associés à des copeaux continus et apparaissent sous la forme de particules collées à la surface usinée. Par contre, les défauts à échelle fine sont associés à la formation des copeaux discontinus et apparaissent sous la forme de cavités et de microfissures. Les travaux de (Rashid et Goel, 2016) ont identifié les défauts générés par usinage de l'acier AISI 4340 comme montré à la figure 1.25. Ils montrent que la vitesse d'avance est le paramètre qui a le plus d'impact sur la quantité des défauts en surface. Une faible vitesse d'avance donne une meilleure qualité de surface.

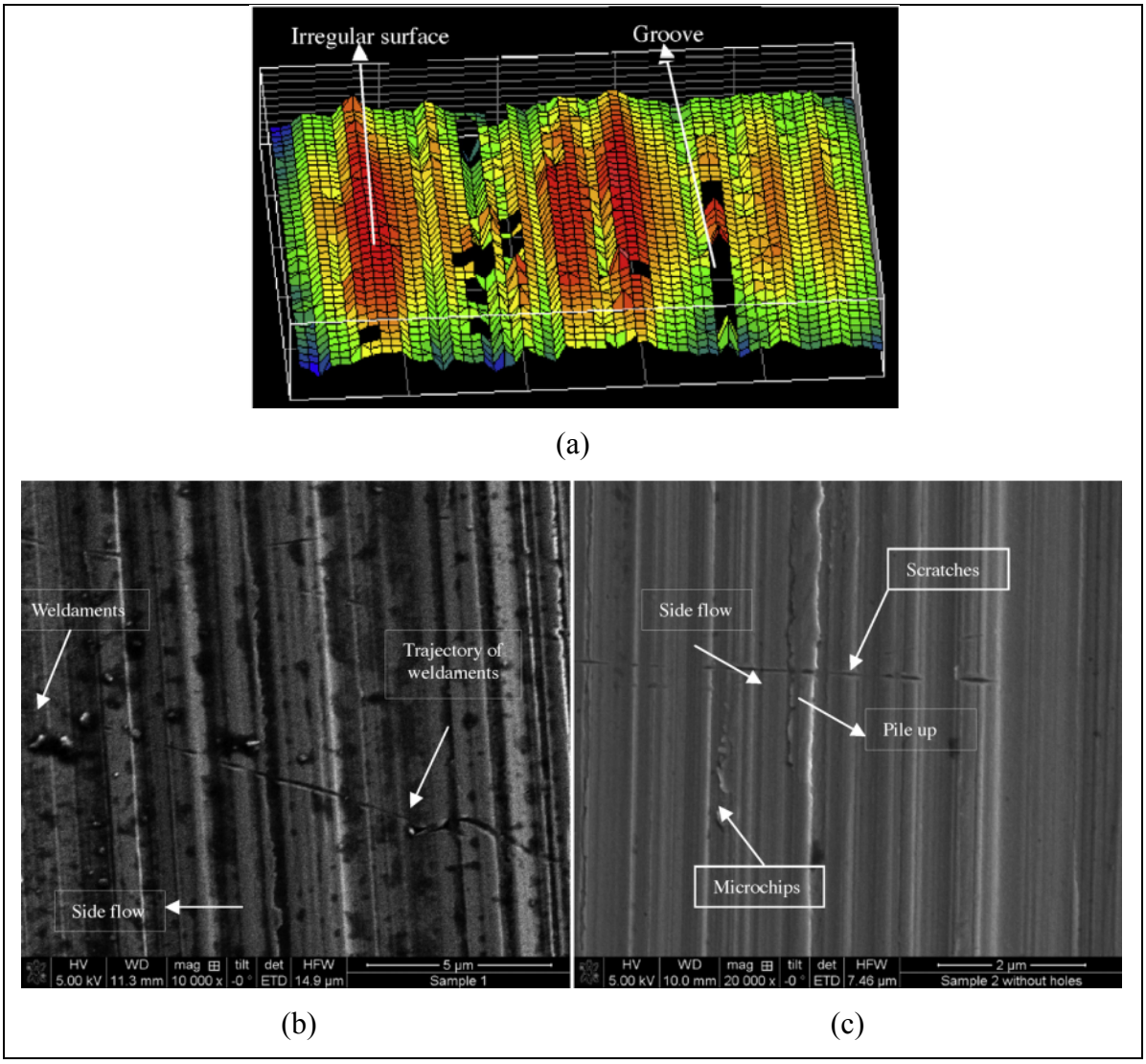


Figure 1.25 Défauts générés par tournage dur de l'acier AISI 4340 : (a) image prise par microscope 3D qui montre l'irrégularité de la surface usinée, (b) écoulement de la matière sous l'effet du cisaillement et fissures causée par les copeaux et (c) copeaux collés sur la surface finie (Rashid et Goel, 2016)

1.4.2.2 Effet sur la dureté

Des mesures de nanodureté des couches subsurfaciques de l'acier AISI 52100 ont été élaborées par (Smith et al., 2007). L'analyse par microscopie électronique et la nanodureté confirment la présence d'une couche blanche d'une dureté plus élevée que celle du matériau de base et d'une couche adoucie, appelée couche noire, moins dure que le matériau de base comme indiqué à la figure 1.26. Les résultats montrent que la dureté en surface est plus élevée que celle du

matériau de base. Cette élévation de la dureté est le résultat de la structure martensitique de la couche blanche qui apparait en surface après usinage par tournage dur. Les travaux de Aramcharoen et Mativenga (Aramcharoen et Mativenga, 2007) confirment que la dureté est plus élevée en surface. Par contre, les valeurs de dureté diminuent à des vitesses de coupe rapides de l'ordre de 800 m/min alors qu'elles augmentent pour des vitesses de coupe conventionnelles de l'ordre de 200 m/min. De plus, ces auteurs ont constaté qu'un adoucissement a eu lieu à une profondeur de 50 µm. Ils ont expliqué cet adoucissement par l'effet de la propagation de la chaleur dans les couches subsurfaciques.

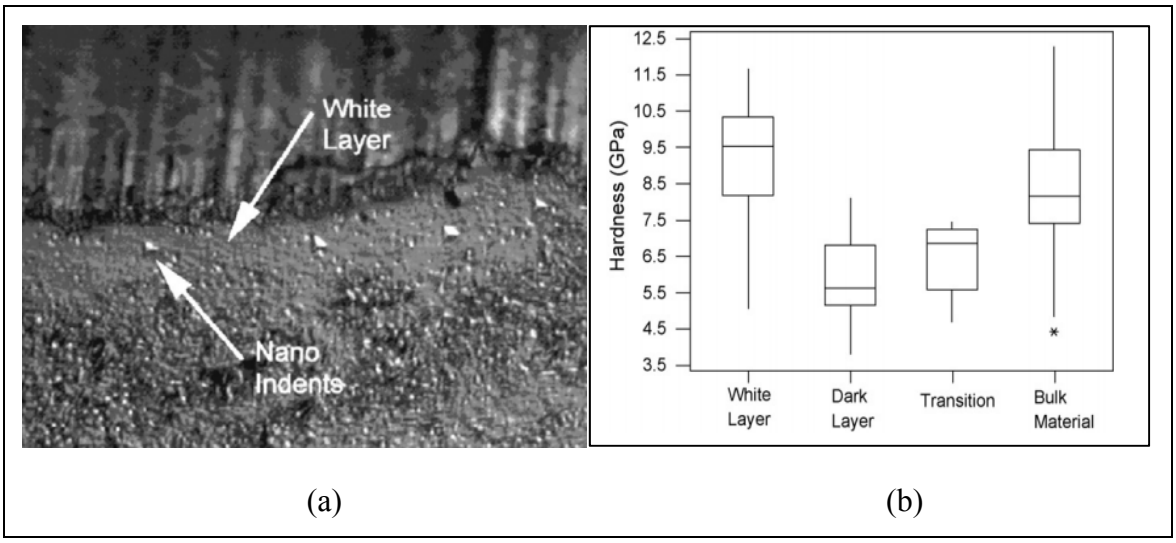


Figure 1.26. Évolution de la dureté de la surface usinée vers le matériau de base : (a) image montre les localisations des indentations et (b) la courbe d'évolution de la dureté (Smith et al., 2007)

1.4.2.3 Apparition de déformations plastiques

Durant l'opération du tournage dur, le matériau situé autour l'arrête de coupe est soumis à une grande quantité de pression sous l'effet de l'écoulement de la matière. Le niveau de déformation varie en fonction de la géométrie de l'outil et des paramètres de coupe de l'usinage comme la vitesse de coupe, la vitesse d'avance et la profondeur de passe (Thiele et Melkote, 2000). Un exemple de l'effet de la géométrie de l'outil sur la quantité des déformations plastiques est illustré à la figure 1.27. Thiele et Melkote (Thiele et Melkote, 2000) ont montré

que la quantité de déformations plastiques est plus importante dans le cas de l'usinage avec un outil à bec arrondi que dans le cas de l'usinage avec un outil à bec aigu.

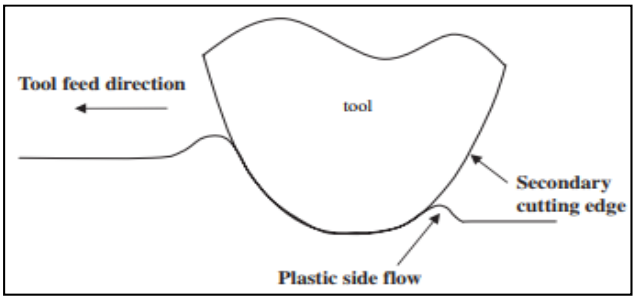


Figure 1.27 Illustration de la formation des déformations plastiques dans le cas de tournage dur (Liu et Melkote, 2006)

Jomaa et al. (Jomaa, Songmene et Bocher, 2016) ont caractérisé la couche déformée plastiquement de l'acier AISI 4340 usiné par tournage. Ils ont déterminé l'épaisseur à l'aide d'une analyse qualitative par imagerie optique comme indiqué aux les figures 1.28 et 1.29. Les résultats montrent que la sévérité des déformations plastiques et l'épaisseur de la couche déformée augmentent avec la vitesse de coupe et la vitesse d'avance. À titre d'exemple, l'épaisseur de la couche déformée passe de 2 µm à 5 µm lorsque la vitesse de coupe augmente de 54 m/min à 202 m/min.

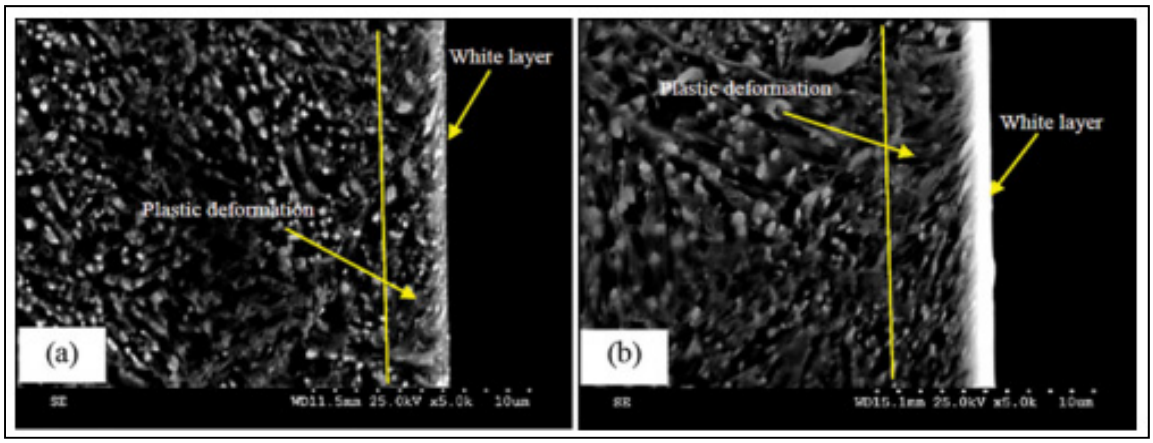


Figure 1.28 Image montrant la couche déformée et la couche blanche d'une pièce en acier AISI 4340 usinée avec tournage dur avec deux vitesses de coupe différentes: (a) Vc = 54 m/min et (b) Vc = 202 m/min (Jomaa, Songmene et Bocher, 2016)

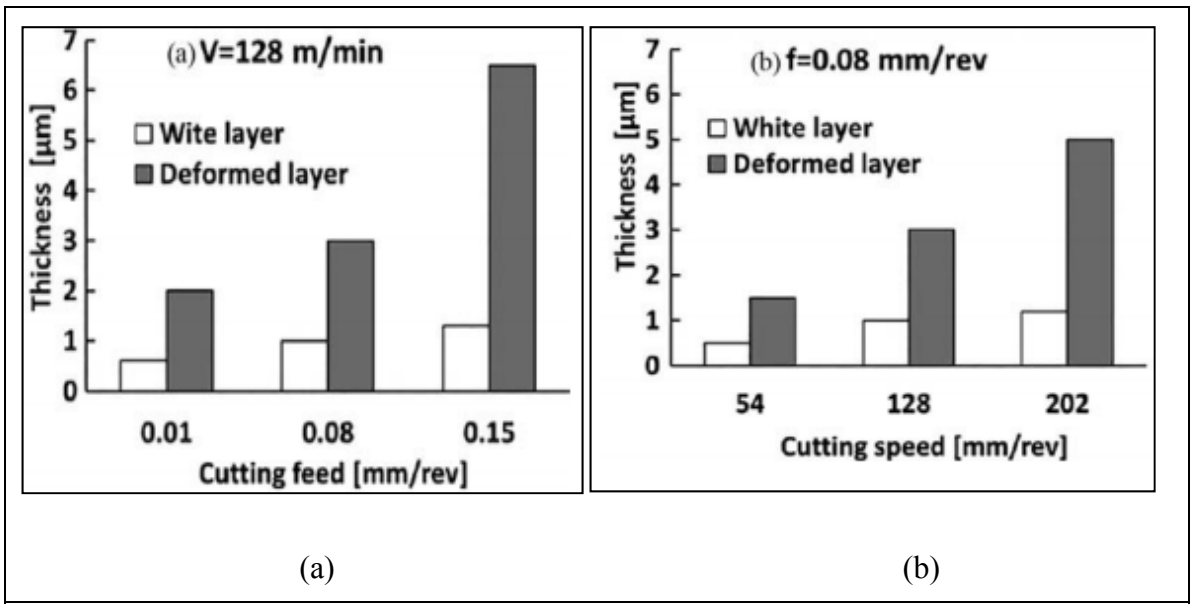


Figure 1.29 Effet de l'usinage sur l'épaisseur de la couche déformée et de la couche blanche : (a) effet de la vitesse d'avance et (b) effet de la vitesse de coupe (Jomaa, Songmene et Bocher, 2016)

1.4.2.4 Apparition de la couche blanche

Trois théories ont été proposées pour expliquer l'apparition de la couche blanche lors de l'usinage des aciers à haute résistance mécanique.

- **Théorie 1 :**

Selon Chou et Evans (Chou et Evans, 1999) et Barry et Byrne (Barry et Byrne, 2002), la forte concentration de l'austénite résiduelle dans la structure de la couche blanche confirme la présence d'une transformation martensitique lors de l'usinage. La combinaison de l'augmentation de la température avec la forte pression exercée par l'outil, engendre une transformation austénitique en surface. Lors du dégagement de l'outil, la surface se refroidit avec une vitesse de l'ordre de 10^4 C/s, ce qui permet la transformation martensitique. Une partie de l'austénite n'a pas le temps de se transformer en martensite, ce qui explique l'existence de l'austénite résiduelle dans la surface de la couche blanche.

- **Théorie 2 :**

Cho et al. (Cho et al., 1993), Mgbokwere et al. (Mgbokwere, Nutt et Duffy, 1994), et Zhang et al. (Zhang et al., 1997) ont associé la formation de la couche blanche à la restauration dynamique. Ils ont indiqué que les déformations plastiques sévères induisent la réorientation et l'allongement de lattes de martensite suivant la direction de cisaillement. De plus, l'augmentation de la température sous l'effet de la déformation dans une zone localisée produit des zones de forte et de faible densité de dislocations qui aident à former des sous-grains.

- **Théorie 3 :**

C'est une nouvelle théorie développée par Zurecki et al. (Zurecki, Ghosh et Frey, 2003). Ils expliquent la formation de couche blanche comme étant le résultat de la dissolution des carbures à cause de la température élevée qui est générée par les déformations plastiques. Il est à noter que plus la quantité de carbone dans le matériau de base augmente, plus le point de fusion de l'acier diminue.

L'épaisseur de la couche blanche est affectée par les paramètres du procédé d'usinage. La vitesse de coupe et la vitesse d'avance sont les paramètres les plus significatifs (Arfaoui, Zemzemi et Tourki, 2017). L'augmentation de la vitesse de coupe, de la vitesse d'avance provoquent l'augmentation de l'épaisseur de la couche blanche comme montré dans la figure 1.30.

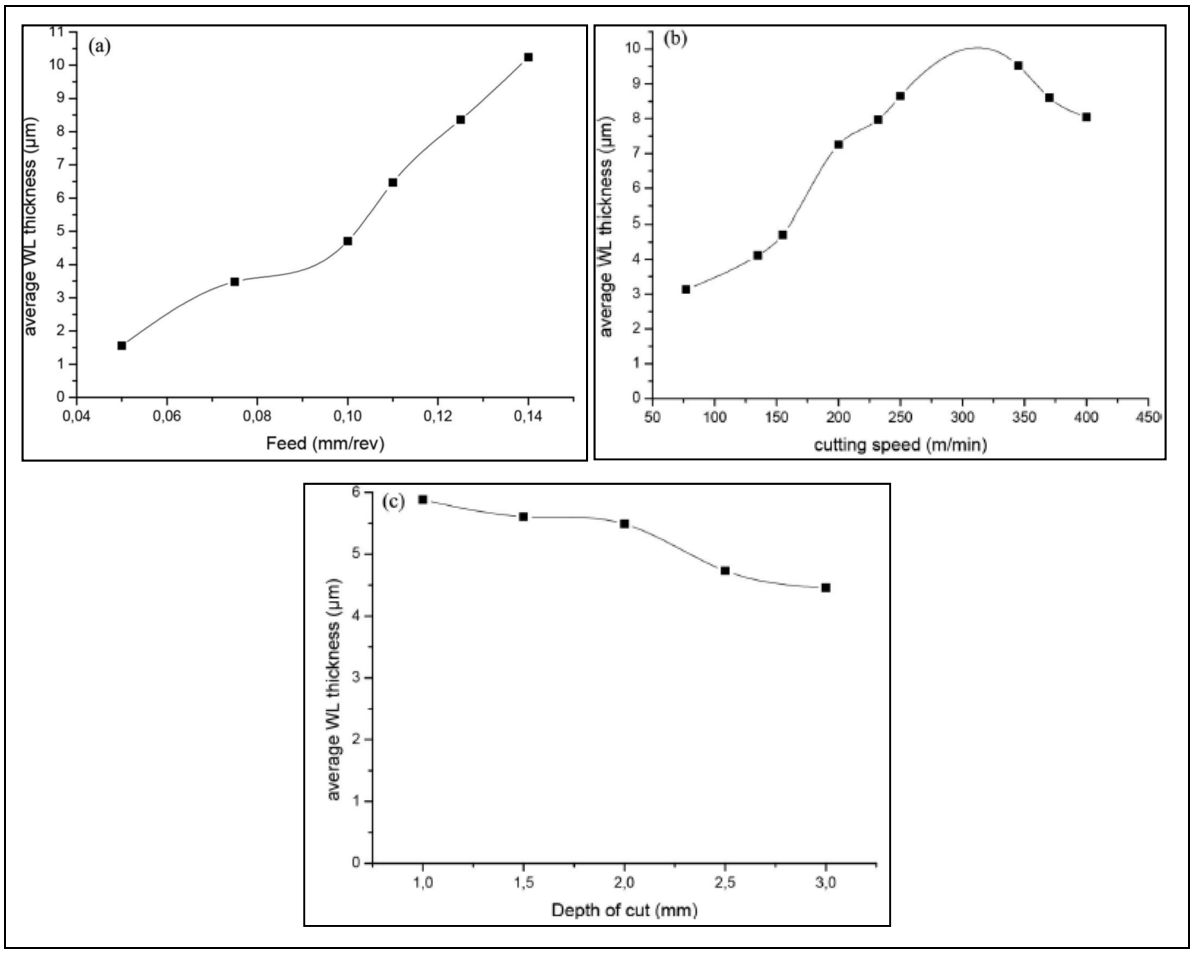


Figure 1.30 L'épaisseur de la couche blanche en fonction des paramètres de coupe de l'acier AISI 52100 usiné par tournage dur (Arfaoui, Zemzemi et Tourki, 2017)

1.5 Modélisation des altérations microstructurales

La littérature présente trois méthodes de modélisation pour décrire l'impact de l'usinage sur l'intégrité de surface. Ces méthodes sont la modélisation analytique, la simulation par éléments finis et la modélisation empirique. Le tableau 1.5 regroupe les équations des différents modèles présentés dans la littérature.

1.5.1.1 Modélisation analytique

Parmi les trois méthodes de modélisation, la méthode analytique est la plus difficile à mettre en œuvre. Ulutan et Ozel (Ulutan et Ozel, 2011) expliquent que la difficulté de modéliser par la méthode analytique tient au grand nombre d'inconnus du procédé d'usinage et aux hypothèses qu'il faut adopter pour résoudre le problème. Même si cette méthode est difficile, elle est réalisable. En effet, elle est basée sur la physique du procédé et sur les expériences. Elle peut être utilisée pour modéliser et prédire la rugosité de surface, les contraintes résiduelles, la dureté et l'épaisseur de la couche blanche. Par exemple, les travaux de Chou et Evans (Chou et Evans, 1999) présentent un modèle qui permet de corréler la température avec l'épaisseur de la couche blanche comme montré par l'équation 1.2. Par contre, dans le but de valider le modèle, plusieurs hypothèses ont été posées qui consistent à négliger l'usure de l'outil et à considérer seulement la vitesse de coupe comme paramètre principal. Les hypothèses adoptées augmentent les erreurs de prédiction. Ulutan et al. (Ulutan et Ozel, 2011) ont élaboré un modèle qui permet de prédire la distribution des contraintes résiduelles en surface pour l'acier AISI 52100. Leur modèle est basé sur la force de coupe et sur la température de copeau comme mentionné par l'équation 1.3. Les résultats trouvés à l'aide de ce modèle corroborent les résultats expérimentaux. En ce qui concerne la modélisation analytique de l'Inconel 718, peu de travaux ont été publiés. Zhang et al. (Zhang et al., 2004) ont élaboré un modèle analytique dans le cas de l'usinage de l'Inconel 718 qui relie la vitesse de déformation à la contrainte, la température et l'énergie d'activation, comme indiqué dans équation 1.4.

En résumé, les modèles analytiques élaborés sont basés sur la force de coupe et son impact sur la chaleur, le cisaillement de la matière et le frottement. Tous ces aspects mécaniques et thermiques engendrent des déformations plastiques, de l'écrouissage et des transformations de phases.

1.5.1.2 Modélisation par FEM

La modélisation par FEM ne nécessite pas une série d'expériences. Elle permet de prédire la distribution des contraintes résiduelles, la distribution de la température (Chen, El-Wardany et Harris, 2004; Outeiro, Umbrello et M'Saoubi, 2006; Özel et Zeren, 2007; Yang et Richard Liu, 1999) et la formation de la couche blanche (Ramesh et Melkote, 2008; Ranganath, Guo et Hegde, 2009; Umbrello et al., 2010). De plus, elle permet de tester la sensibilité de procédé d'usinage par rapport aux paramètres de coupe comme dans le cas du modèle de Johnson Cook (JC) (Johnson et Cook, 1983), présenté dans l'équation 1.5. Par contre elle nécessite une calibration des paramètres matériaux et un temps de calcul élevé. Plusieurs chercheurs ont utilisé la simulation 2D pour prédire la distribution des déformations, de la température, des contraintes résiduelles et de l'épaisseur de la couche blanche. Cependant, la plupart des opérations d'usinage dans le milieu industriel sont des opérations 3D. C'est pour cela, récentes études ont été focalisées sur la simulation 3D du procédé d'usinage en se basant sur la formation de copeaux à l'aide du critère de l'endommagement. Par exemple, Chen et al. (Chen, El-Wardany et Harris, 2004) ont utilisé le modèle de JC pour prédire la distribution des contraintes résiduelles en utilisant le code de calcul ABAQUS FE. Ils montrent que la prédiction à l'aide du module d'endommagement pour les copeaux segmentés améliore la prédiction des contraintes résiduelles. De plus, Calamaz et al. (Calamaz, Coupard et Girot, 2008) ont modifié le modèle de JC pour prédire la formation de copeau en incluant l'adoucissement du matériau comme indiqué par l'équation 1.6. Özel (Özel, 2009) a apporté des modifications sur le modèle de JC. Il a ajouté l'effet du rayon de l'outil de coupe pour mieux prédire la distribution des contraintes et de la température.

1.5.1.3 Modélisation empirique

Plusieurs chercheurs ont utilisé cette méthode pour modéliser l'impact de l'usinage sur l'intégrité de surface. La méthode empirique nécessite l'établissement d'une corrélation à travers une équation mathématique entre les entrées du procédé (Input) et les sorties mesurables (Output). En effet, une série d'expériences est nécessaire afin de varier les paramètres de coupe comme la vitesse de coupe, la vitesse d'avance, la profondeur de passe,

le type de l'outil. Beaucoup de travaux ont utilisé la modélisation empirique afin de prédire la force de coupe (Pawade et Joshi, 2011), les contraintes résiduelles (Capello, 2005; Jacobus, DeVor et Kapoor, 2000; Sridhar et al., 2003), la rugosité de surface (Ozcelik, Oktem et Kurtaran, 2005; Pawade et Joshi, 2011) et l'épaisseur de la couche blanche (Duan et al., 2013). Dans ce cadre, plusieurs techniques de régression peuvent être utilisées comme la régression linéaire, non linéaire et polynomiale. Pawade et al. (Pawade et al., 2007) ont contribué à ce type d'études expérimentales par la détermination de l'effet des paramètres de coupe Vc, f et E sur la rugosité de surface. Ils ont constaté que la vitesse de coupe est le paramètre le plus significatif alors que la profondeur de passe n'a pas d'impact sur la variation de la rugosité en surface. D'autres paramètres ont été ajouté par Axinte et Dewes (Axinte et Dewes, 2002) à l'étude de Pawade et al. (Pawade et al., 2007), comme l'angle et la longueur de coupe pour l'acier AISI H13 pour prédire l'évolution de la rugosité et les contraintes résiduelles, comme montré par l'équation 1.7. Shi et al. (Shi, Wang et Liu, 2006) ont établi une relation empirique en utilisant une régression linéaire entre l'épaisseur de la couche blanche en fonction des paramètres de coupe, de la géométrie de l'outil et de la conductivité thermique du matériau, comme indiqué par l'équation 1.8.

La littérature présente plusieurs modèles empiriques pour les aciers. Par contre peu de modèles pour les superalliages. Les modèles empiriques présentés dans la littérature ont été générés pour déterminer l'effet des paramètres de coupe sur l'intégrité de surface spécialement la rugosité et les contraintes résiduelles. Bien que les modèles présentés permettent de prédire avec précision la rugosité et les contraintes résiduelles, ils présentent plusieurs termes et interactions entre les paramètres de coupe. Les interactions forcent le modèle à prédire. Dans le cadre de cette thèse, on propose de générer des modèles empiriques simples et fiables qui permettent de prédire avec précision l'évolution de la microstructure et l'endommagement subsurfacique sans forcer le modèle à prédire avec des termes d'interactions.

Tableau 1.5 Des différents modèles appliqués à l'usinage

À modéliser	Équations	Matériau	Signification des termes	Équation
Épaisseur de la couche blanche	$\frac{2.Z_{wl}}{Vb} = f(Vc)$	AISI 52100	Z_{wl}: Épaisseur de la couche blanche Vb: Usure de l'outil de coupe	(1.2)
Distribution des contraintes	$\sigma_{xx} = \sigma_{xx}^{mech} + \sigma_{xx}^{therm}$ $\sigma_{xx} = \sigma_{zz}^{mech} + \sigma_{zz}^{therm}$ $\sigma_{xz} = \sigma_{xz}^{mech} + \sigma_{xz}^{therm}$ $\sigma_{yy} = \upsilon(\sigma_{xx}^{mech} + \sigma_{xx}^{therm}) - \propto ET$ $\sigma_{ij}^{mech} = f\ (Z, x, Fx, Fz)$ $\sigma_{ij}^{therm} = f\ (Z, , \propto, T, E, \upsilon, G)$	AISI 52100	σ_{ij}^{mech} : Contrainte mécanique σ_{ij}^{therm} : Contrainte thermique Z: Profondeur en cours d'investigation x : Distance entre outil/pièce et Z Fx : Force de coupe radiale Fz : Force de coupe tangentielle $\propto$: Coefficient d'expansion thermique υ : Coefficient de poisson T : Température E : Module d'Young	(1.3)
Vitesse de déformation	$\varepsilon^{\cdot} = A.\exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) = (sinh.\alpha.\sigma)^{1/m}$	Inconel 718	σ: Contrainte $\varepsilon^{\cdot}$: Vitesse de déformation A : Constant matériau Q : Énergie d'activation R : Constant des gaz parfaits T : Température m, α : Constantes matériau	(1.4)

Tableau 1.5 (Suite)

À modéliser	Équations	Matériau	Signification des termes	Équation
Contrainte d'écoulement	$\bar{\sigma} = (A+B.\varepsilon_p^n).\left[1 + C.\,\mathrm{Ln}\left(\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}_p}{\dot{\bar{\varepsilon}}_{po}}\right)\right].\left[1 - (\frac{T - T_0}{T_f - T_0})^m\right]$	Inconel 718	$\bar{\sigma}$: Contrainte équivalente ε_p: Déformation équivalente $\dot{\bar{\varepsilon}}_p$: Vitesse de déformation équivalente $\dot{\bar{\varepsilon}}_0$: Vitesse de déformation référence T : Température absolue T_0 : Température ambiante T_f : Température de fusion du matériau A : Limite d'élasticité pour $\dot{\bar{\varepsilon}}_0$ B : Module de durcissement. C : Coefficient de sensitivité à la $\dot{\bar{\varepsilon}}_p$ N : Coefficient de durcissement M : Coefficient d'adoucissement thermique	(1.5)
Contraintes découlement	$\sigma = \left[A + B.\,\varepsilon^n \left(\frac{1}{\exp(\varepsilon^a)}\right).\right].\left[1C.\,\mathrm{Ln}\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon_0}}\right)\right].\left[1 - (\frac{T-T_0}{T_f-T_0})^m\right].\left[D + (1-D)\tanh(\frac{1}{(\varepsilon+S)^c})\right]$ Avec : $D = 1 - (\frac{T}{T_m})^d$ $S = (\frac{T}{T_m})^b$	Ti–6Al–4V	σ : Contrainte d'écoulement $\dot{\bar{\varepsilon}}_0$: Vitesse de déformation de référence A, B, C, n et m : constantes de lissage a, b, c et d : constantes matériau	(1.6)

Tableau 1.5 (suite)

À modéliser	Équations	Matériau	Signification des termes	Équation
La Rugosité et les contraintes résiduelles	$R_a = a_1 + b_1V_c + c_1f + d_1\alpha + e_1V_cf + g_1V_c\alpha + h_1f\alpha + i_1V_cf\alpha + j_1L + k_1L^{0,5} + m_1L^{1,5} + n_1L^2 + p_1L^3$ $\sigma = a + bV_c + cf + d\alpha + ex^{0,5} + f_zzV_cx^{0,5} + gf\alpha + hfx^{0,5} + kfV_c\alpha x^3$	AISI H13	R_a= Rugosité arithmétique $a_1, b_1, c_1, d_1, e_1, f_1, g_1$ $h_1, i_1, j_1, m_1, n_1 + p_1$: Coefficients de régression V_c : Vitesse de coupe L : Longueur de coupe f_z : Avance par dent α: Angle en dépouille σ : Contrainte a, b, c, d, e, f, g, h, k : Coefficients de régression	(1.7)
Épaisseur de la couche blanche	$Z_{wl} = a + bC_1 + cV_b + dV_c + e\gamma_c + gR + + hf + iK_{th} + \varepsilon$	AISI 52100	Z_{wl}: Épaisseur de la couche blanche $a, b, c, d, e, g, h, \varepsilon$: Coefficients de régression V_c : Vitesse de coupe f : Vitesse d'avance γ_c: Angle de coupe K_{th} : Conductivité thermique R : Rayon de bec outil C : Lubrifiant Vb: Usure de l'outil de coupe	(1.8)

1.6 Résumé de l'état de l'art

Le présent chapitre a présenté une revue de littérature sur l'impact de l'usinage sur les pièces usinées. Nous nous sommes concentrés sur les résultats publiés qui étudient l'effet des paramètres de coupe sur l'endommagement et l'évolution de la microstructure dans les couches subsurfaciques des superalliages et des aciers faiblement alliés. De plus, on a présenté les

différents modèles appliqués à l'usinage. Les présents points sont les conclusions spécifiques de cette revue :

- La qualité de la surface usinée dépend de la quantité de défauts dans la microstructure particulièrement en surface et en couche subsurfacique juste après usinage. Plusieurs types de défauts ont été observés pour l'Inconel 718, comme les marques d'avance, la présence de débris de métal collé sur la surface, le détachement de carbures en surface (cavités), les microfissures, les carbures fissurés et les déformations plastiques. Pour le 300M, les altérations ont été présentées sous forme de déformations plastiques, des transformations de phases ;
- Durant l'usinage de ces alliages, des altérations mécaniques et métallurgiques apparaissent en surface à cause des déformations plastiques et la chaleur générée sous l'effet de la pression exercée par l'outil de coupe. Une couche blanche et une couche noire apparaissent dans le cas de l'usinage des aciers. Par contre, la couche blanche a été moins observée dans le cas de l'usinage des superalliages ;
- Les surfaces usinées pour les superalliages et les aciers deviennent plus durs sous l'effet de l'écrouissage superficiel. Par contre, en sous-couches, les données de la littérature sont contradictoires spécialement pour le cas de l'usinage de l'Inconel 718. Certains travaux présentent un adoucissement thermique dans les couches subsurfaciques ;
- La vitesse de coupe, la vitesse d'avance et l'usure de l'outil sont les paramètres les plus significatifs. En augmentant ces derniers, la quantité de défauts, la sévérité des déformations, la dureté en surface et l'épaisseur de la couche blanche augmentent ;
- La littérature ne présente pas une méthode de caractérisation standard et fiable qui permet de quantifier les défauts d'usinage et de les distinguer de ceux de la préparation métallographique ;
- Dans la littérature, peu de modèles empiriques ont été présentés pour prédire l'effet de l'usinage sur l'intégrité de surface, spécialement l'endommagement surfacique et subsurfacique et l'évolution de la microstructure lors de l'usinage.

CHAPITRE 2

MÉTHODOLOGIE EXPÉRIMENTALE

2.1 Introduction

Le plan de recherche a été élaboré selon la méthodologie suivante : Tout d'abord, une revue de littérature a été conduite pour déterminer l'effet des paramètres de coupe sur l'évolution de la microstructure dans les couches subsurfaciques pour les superalliages et les aciers faiblement alliés. De plus, nous avons étudié les différents modèles utilisés pour prédire le comportement de la microstructure dans les couches subsurfaciques pour l'inconel 718 et l'acier 300M. L'analyse de la littérature nous a permis de déterminer les lacunes sur lesquelles s'est développée l'originalité de ce projet. Elle a montré l'absence d'utilisation de méthode de caractérisation précise et fiable pour quantifier l'endommagement subsurfacique et le manque de modélisation empirique de l'évolution microstructurale et de l'endommagement subsurfacique. Ensuite, un plan d'expériences fiable a été sélectionné permettant la modélisation du comportement non linéaire du tournage dur. Des techniques de caractérisations avancées ont été utilisées afin de caractériser les couches subsurfaciques, ce qui a permis l'identification des mécanismes gouvernant l'évolution de la microstructure. Enfin, suite à l'identification des mécanismes en jeu, des modèles empiriques ont été développés afin de prédire l'évolution de la microstructure en fonction des paramètres de coupe.

2.2 Élaboration du protocole expérimental

L'étude de la littérature a permis de sélectionner trois (3) facteurs qui ont un impact sur l'endommagement microstructural, à savoir la vitesse de coupe Vc (m/min), la vitesse d'avance f (mm/rev) et la profondeur de coupe DoC (mm). Afin d'éliminer l'effet de l'usure de l'outil de coupe, une nouvelle arrête a été utilisée pour chaque test. Au cours de chaque essai, la valeur de la force de coupe tangentielle (Fz) a été mesurée à l'aide d'une table dynamométrique 9121

KISTLER. Afin de traiter les données et générer des modèles empiriques et des graphiques représentant l'évolution de l'épaisseur de la couche déformée (DL) et le pourcentage moyen des carbures fissurés (ACC) à un intervalle de confiance (IC) de 95 %, le logiciel statistique STATGRAPHICS centurion XVI a été utilisé.

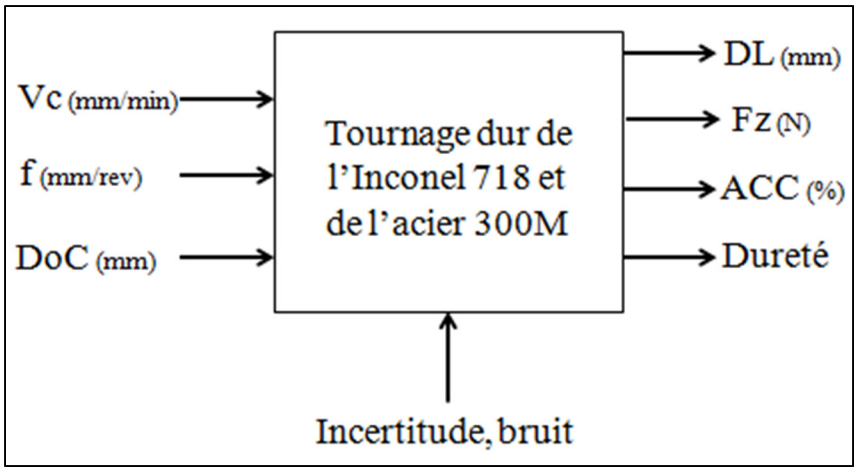


Figure 2.1 Les facteurs (*inputs*) et les réponses (*outputs*) du procédé de coupe par tournage dur

2.3 Plans d'expériences

Le plan d'expériences proposé pour les deux matériaux est le plan hybride Roquemore 311B. Le plan hybride composé est illustré en 3D par la figure 2.2. Ce plan comporte cinq niveaux pour la vitesse de coupe et pour la vitesse d'avance et quatre niveaux pour la profondeur de passe. Étant donné les contraintes de temps associées à notre projet, ce plan s'avère le plus rapide et le plus efficace pour modéliser l'endommagement et l'évolution de la microstructure. Pour les trois facteurs, cette conception est efficace en termes de prédiction de nombre de tests expérimentaux. Il a les mêmes caractéristiques que le plan composite centré. Les recherches ont montré que le plan Roquemore 311B est la conception la plus appropriée pour les trois facteurs car la variance de prédiction est la plus stable et la dispersion est la plus faible. De plus, le plan sélectionné permet de modéliser les réponses de second ordre, qui sont le type de réponses mesurées dans le cas de l'usinage par tournage dur.

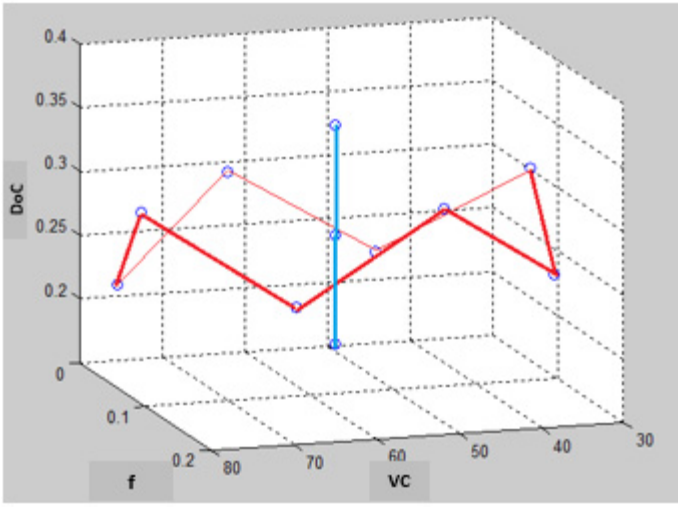


Figure 2.2 Illustration en trois dimensions du plan d'expérience hybride proposé (cas de l'Inconel 718) : La ligne bleue représente les réplications du centre du plan et les lignes rouges représentent différents tests

Comme recommandé par le Roquemore 311B, onze (11) tests ont été réalisés dans cette étude expérimentale pour chaque matériau. En outre, la stabilité et la répétabilité des expériences ont été vérifiées en utilisant deux (2) répétitions du centre du plan. En effet, les paramètres de finition de nos partenaires industriels, Pratt & Whitney Canada (P&W) et Heroux Devtek Landing Gear Division, correspondent au centre du plan d'expérience proposé et sont dupliqués deux fois dans le but d'évaluer la répétabilité des expériences comme montré par les Tableaux 2.1 et 2.2.

Tableau 2.1 Matrice des essais pour l'Inconel 718

Essai	Vc	f	DoC	Observation
1	58	0,142	0,351	
2	58	0,142	0,179	
3	49	0,264	0,30	
4	58	0,142	0,265	Centre
5	83	0,186	0,300	
6	67	0,020	0,300	
7	33	0,098	0,300	
8	58	0,142	0,265	Centre
9	67	0,264	0,230	
10	83	0,098	0,230	
11	49	0,02	0,230	
12	33	0,186	0,230	
13	58	0,142	0,265	Centre
14	55	0,076	0,254	Validation
15	49	0,051	0,127	Validation

Tableau 2.2 Matrice des essais pour l'acier 300M

Essai	Vc	f	DoC	Observation
1	69	0,253	0,500	
2	85	0,153	0,623	
3	85	0,153	0,207	
4	85	0,153	0,415	Centre
5	130	0,188	0,500	
6	101	0,052	0,500	
7	40	0,117	0,500	
8	85	0,153	0,415	Centre
9	101	0,253	0,330	
10	130	0,117	0,330	
11	69	0,052	0,330	
12	40	0,188	0,330	
13	85	0,153	0,415	Centre
14	85	0,178	0,508	Validation
15	55	0,153	0,254	Validation

2.4 Incertitude de mesure

La génération des résultats adéquats nécessite la planification des expériences et la détermination des incertitudes des instruments de mesure utilisés pour la caractérisation des réponses, particulièrement l'épaisseur de la couche affectée par usinage et les mesures de la dureté.

2.4.1 Incertitude de la machine d'usinage

Les essais d'usinage par tournage dur ont été réalisés à l'École de Technologie Supérieure à l'aide d'une machine à commandes numériques de marque MAZAK 100-II MS, tel que montré à la figure 2.2.



Figure 2.3 Tour à commande numérique utilisée :
MAZAK 100-II MS

Les éléments qui la composent sont principalement : 1re broche, 2e broche, tourelle, contre poupée. Les limites de la machine de coupe MAZAK 100-II MS sont regroupées dans le tableau 2.3.

Tableau 2.3 Les limites de la machine de coupe MAZAK 100-II MS

Rubrique	Valeur
Diamètre max d'usinage	280 mm
Vitesse de rotation max de la 1re broche	35 à 6000 min^{-1}
Vitesse de rotation max de la 2e broche	35 à 6000 min^{-1}
Couple max de la 1re broche	184 Nm
Couple max de la 2e broche	90 Nm

Il faut noter que les documents fournis par le constructeur de la machine de coupe ne contiennent aucune information sur l'incertitude à niveau de confiance de 95 %. Nous avons considéré que l'erreur de la machine est négligeable.

2.4.2 Incertitude des mesures de la microdureté

L'usinage de l'Inconel 718 et de l'acier 300M induit un durcissement superficiel et probablement un adoucissement dans les couches subsurfaciques lors de l'usinage. Pour bien quantifier l'évolution de la microdureté HV, la détermination de l'erreur de la machine de microdureté est nécessaire pour quantifier adéquatement les valeurs de microdureté des pièces usinées. Les étapes suivantes ont été suivies pour déterminer l'erreur de la machine de microdureté Clemex JS-2000 (voir tableau 2.7) :

- Incertitude de calibrage du microduromètre : L'étalonnage a été fait avec une cale étalon de 700HV et le nombre de répétition était de trois.

Tableau 2.4 Détermination de l'incertitude d'étalonnage du microduromètre HV

Mesure 1	Mesure 2	Mesure 3	Incertitude à 95 %	Incertitude d'étalonnage
698 HV	702 HV	705 HV	701,667 +/- 8,724 HV	4,362 HV

- Incertitude de répétition des mesures : Le tableau 2.5 présente les trois mesures prises pour le même échantillon et pour le même emplacement.

Tableau 2.5 Les mesures ont été faites sur un échantillon en Inconel 718 et le nombre de répétition était de trois

Mesure 1	Mesure 2	Mesure 3	Incertitude à 95 %	Incertitude d'étalonnage
465,16 HV	468,08 HV	478,12 HV	470,45 +/- 16,89 HV	8,45 HV

- Incertitude sur la résolution :

$U_{résolution} = \frac{\delta^2}{12}$; Avec δ est la résolution effective du système de mesure

$U_{résolution} = \frac{0.1^2}{12} \sim 0{,}001$ HV

- Incertitude du fabriquant : Nous n'avons pas d'information sur l'incertitude du fabriquant dans les conditions idéales. Nous l'avons supposée négligeable.

Alors l'incertitude des mesures de microdureté HV est égale à :

$$U_{HV}^2 = U_{étalon}^2 + U_{résolution}^2 + U_{répétition}^2 + U_{fabriquant}^2 \quad (2.1)$$

Donc :

$$U_{HV} = \sqrt{U_{étalon}^2 + U_{résolution}^2 + U_{répétition}^2 + U_{fabriquant}^2} = 9{,}51 \text{ HV} \quad (2.2)$$

L'incertitude élargie à 95 % est :

$$\Delta \text{ (Dureté HV)} = U = 2\ U_{HV} = \pm 19 \text{ HV} \quad (2.3)$$

2.4.3 Incertitude des mesures de la couche déformée plastiquement

Le tournage dur induit des distorsions et des couches déformées plastiquement sous l'effet de l'écrouissage superficiel et le haut gradient de la température engendré par le frottement de l'outil sur la pièce à usiner. Les mesures de l'épaisseur de la couche déformée plastiquement ont été réalisées à l'aide du microscope laser Olympus LEXT OLS4100.

La détermination de l'erreur de la machine a suivi les étapes ci-dessous :

- Incertitude du calibrage : Pour calculer les distances, le calibrage du microscope a été fait à l'aide d'une acquisition automatique. L'erreur de calibrage est presque négligeable. Nous l'avons supposée égale à zéro.
- Incertitude de répétition des mesures : Le tableau 2.6 regroupe les mesures des épaisseurs des couches déformées plastiquement pour trois conditions d'usinage D1, D3 et D3.

Tableau 2.6 Détermination de l'incertitude maximale de la couche déformée plastiquement en µm

Étape	Condition D1	Condition D2	Condition D3
Mesure 1	6,25 à 10,11 µm	5,10 à 10,88 µm	4,20 à 7,91 µm
Mesure 2	6,01 à 10,04 µm	4,87 à 11,3 µm	4,11 à 8,02
Mesure 3	6,08 à 9,94 µm	5,03 à 10,98	3,99 à 8,01
Épaisseur min moyenne à 95 %	6,11 ± 0,31 µm	5 ± 0,3 µm	4,1 ± 0,27 µm
Épaisseur max moyenne à 95 %	10,03 ± 0,21 µm	11,05 ± 0,54 µm	7,98 ± 0,15 µm
Incertitude max de répétition	0,155 µm	0,27 µm	0,135 µm

D'après ces mesures, nous avons supposé que l'erreur de répétition est égale à 0,27µm (la valeur maximale est dans le tableau 2.6).

- Incertitude résolution : L'incertitude résolution est donnée par l'équation 2.4 :

$$U_{résolution} = \frac{\delta^2}{12} \tag{2.4}$$

Avec δ est la résolution effective du système de mesure. Alors :

$$U_{résolution} = \frac{0{,}01^2}{12} \sim 0{,}833\ 10^{-5}\ \mu m \tag{2.5}$$

Ainsi :

$$U_{\mu m} = \sqrt{U_{résolution}^2 + U_{répétition}^2} = 0{,}27 \mu m \tag{2.6}$$

L'incertitude élargie à 95 % est donnée par l'équation (2.7):

$$\Delta \text{ (Épaisseur de la couche déformée plastiquement)} = U = 2\ U_{\mu m} = \pm 0{,}54\ \mu m \qquad (2.7)$$

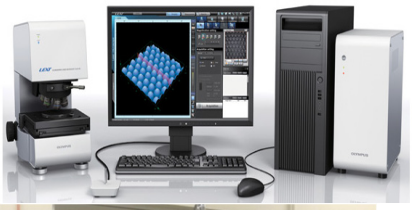
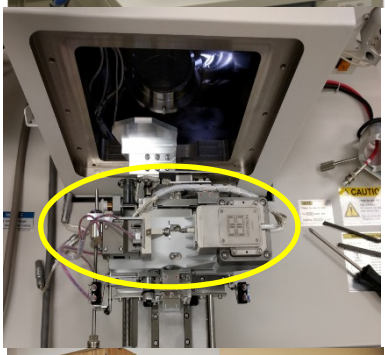
2.5 Caractérisation expérimentale

Cette section présente la méthodologie de caractérisation microstructurale de la microstructure de départ et des échantillons usinées ainsi que les différents équipements utilisés pour atteindre les objectifs fixés.

2.5.1 Les équipements utilisés

Des techniques de caractérisation avancées de la microstructure ont été utilisées pour la quantification de l'endommagement microstructural et la caractérisation de l'évolution de la microstructure dans les couches subsurfaciques. Les techniques utilisées sont la microscopie laser, la microscopie électronique à balayage MEB, la nanoindentation, la microdureté et la diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD). Le tableau 2.7 regroupe les différents équipements utilisés pour la caractérisation de la microstructure des pièces usinées pour les deux matériaux.

Tableau 2.7 Les différents équipements utilisés pour atteindre les objectifs de la thèse

Équipement	Photo	Objectif
Microscope électronique Hitachi TM3030		Caractérisation de la microstructure initiale de l'Inconel 718 et de l'acier 300M
Microscope 3D laser Olympus Lext OLS4100		- Quantification de l'épaisseur de la couche déformée plastiquement - Quantification du pourcentage des carbures fissurés - Élaboration des cartes EBSD pour l'Inconel 718 et l'acier 300M - Quantification de la couche affectée par usinage
La diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD) à l'aide du MEB Hitachi SU-82		
In-situ Nanoindenteur Hysitron		- Étude de l'évolution de la nanodureté de la surface vers le matériau de base de l'Inconel 718 - Identification du comportement des couches subsurfaciques
Microduromètre Clemex Js-2000		- Étude de l'évolution de la nanodureté de la surface vers le matériau de base de l'Inconel 718 et de l'acier 300M

2.5.2 Caractérisation du matériau de base

Afin de bien quantifier l'endommagement et l'effet de l'usinage sur la l'évolution de la microstructure, il était nécessaire d'étudier la microstructure du matériau de base et de vérifier l'homogénéité de la microstructure pour les deux matériaux en question.

2.5.2.1 L'Inconel 718

Les pièces en Inconel 718 sont de diamètre 50,8 mm (2 pouces). Elles ont été traitées thermiquement selon le standard AMS 5663 comme montré à la figure 2.3.

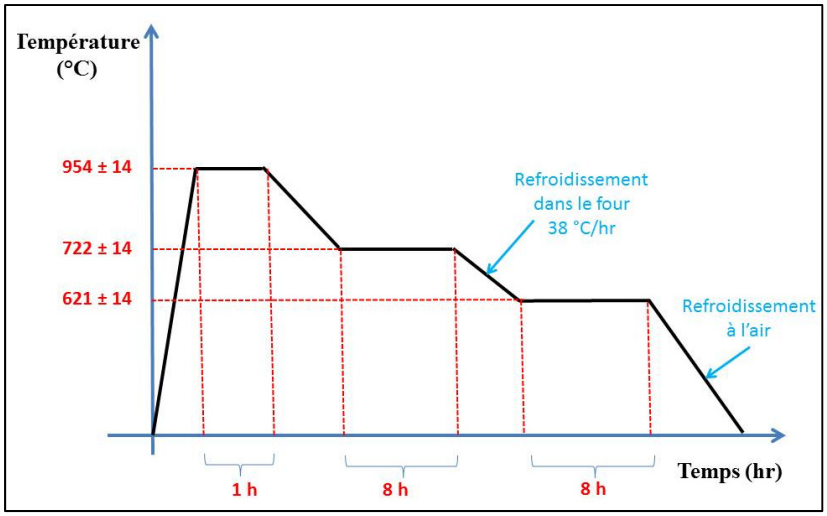
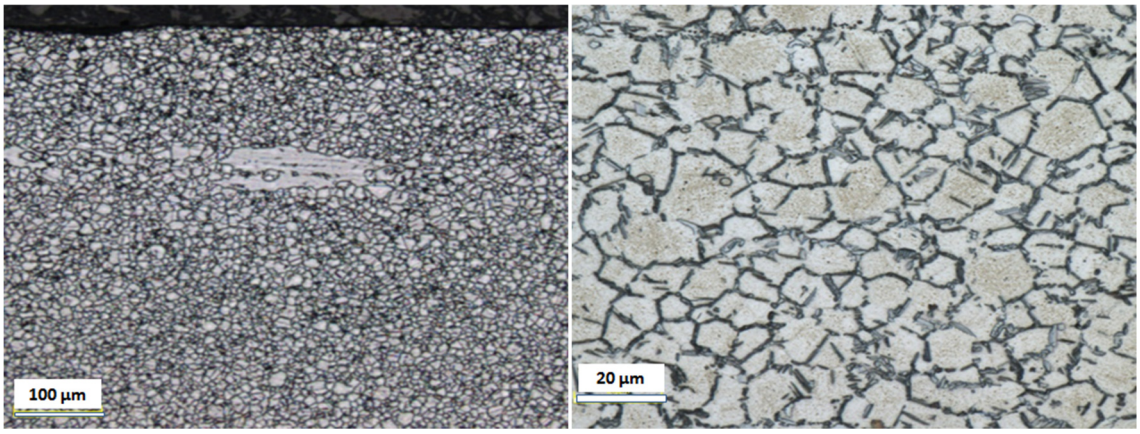


Figure 2.4 Traitement thermique de l'Inconel 718 selon le standard AMS5663

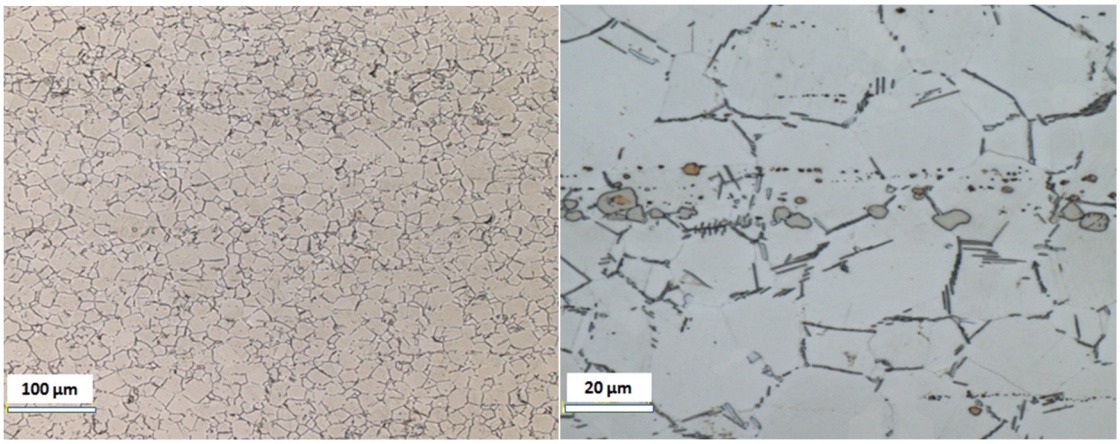
Un attaquant chimique existant a été modifié pour bien révéler la microstructure. La solution chimique utilisée est composée de 15 ml H_2O_2 (concentration 30 %) et 30 ml HCl. L'analyse de la microstructure de la barre de 2 po montre qu'elle n'est pas homogène de la surface vers le centre comme montrée par les figures 2.5 et 2.6. Elle présente une variation de la taille de grains de 9 µm en surface à 20,65 µm au centre. Les résultats de caractérisation de la taille de grain sont regroupés dans le tableau 2.8.

Dans le but d'avoir une microstructure homogène, nous avons procédé à un usinage d'ébauche dans le but d'éliminer l'épaisseur hétérogène en termes de tailles de grains et de microstructure. L'épaisseur enlevée est de l'ordre de 2250 µm.



(a) (b)

Figure 2.5 Microstructure de l'Inconel 718 traité thermiquement en surface



(a) (b)

Figure 2.6 Microstructure de l'Inconel 718 traité thermiquement en profondeur

Tableau 2.8 Les mesures de la taille de grains de la surface vers le centre de l'Inconel 718

	Surface			**Centre**		
Taille de grains (µm)	8,88	8,74	9,44	19,64	19,95	22,67
Taille de grains ASTM	10,67	10,72	10,50	8,39	8,34	7,97
Taille de grains moyenne (µm)	9,02 +/- 0,92			20,65 +/- 1,75		
Taille de grains moyenne ASTM	10,63 +/- 0,29			8,23 +/- 0,57		

2.5.2.2 L'acier 300M

Contrairement à la microstructure de l'Inconel 718, celle de l'acier 300M double revenu présente une microstructure relativement homogène. La martensite de revenu et la bainite constituent principalement la microstructure de l'acier 300M comme montré à la figure 2.7.

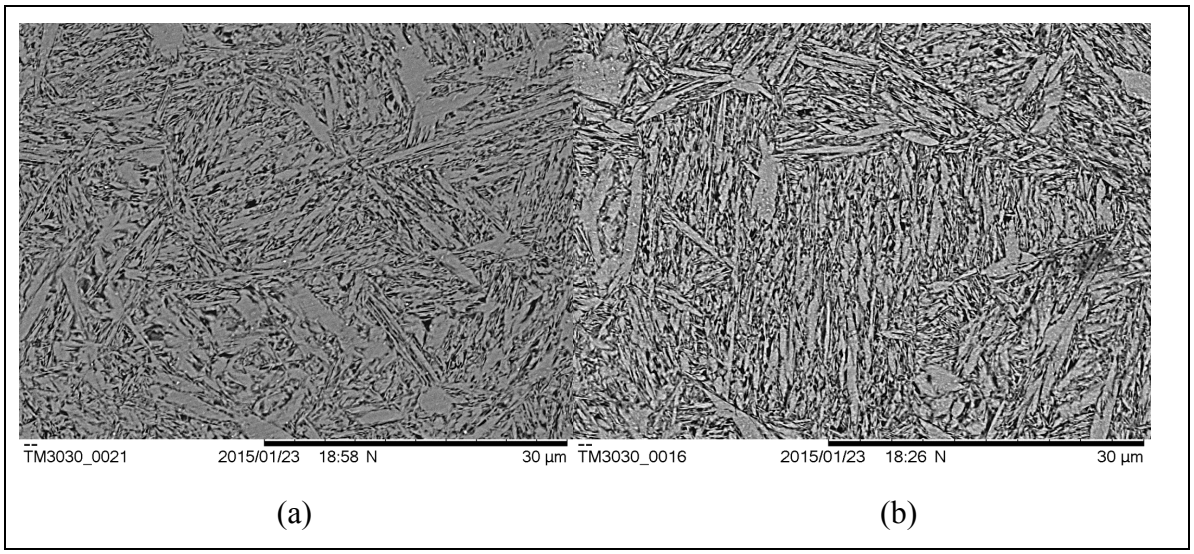


Figure 2.7 Microstructure de l'acier 300M traité thermiquement

2.5.3 Caractérisation des échantillons usinés

Les échantillons en Inconel 718 et acier 300M usinés par tournage dur ont été découpés selon les directions transversale et longitudinale comme indiqué à la figure 4.1. Avant d'enrober et polir les échantillons découpés, une couche de nickel d'épaisseur optimale égale à 100 µm a été déposée sur la surface usinée comme montré à la figure 2.8.

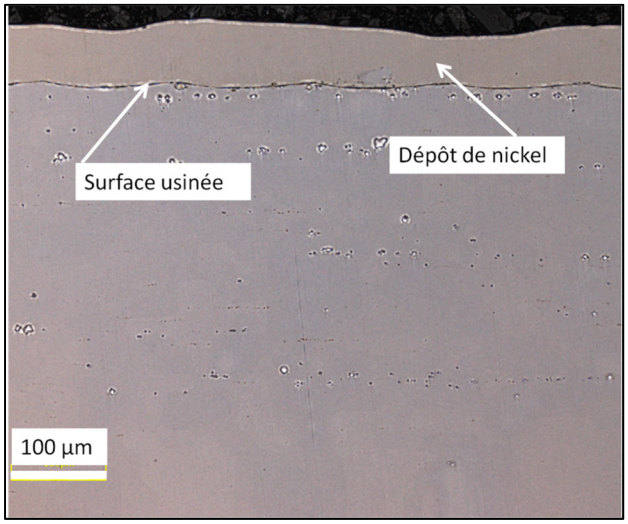


Figure 2.8 Couche protectrice de nickel
sur la surface usinée

Le montage est constitué d'un générateur de courant continu, d'électrodes de nickel pur et d'une solution électrolytique composée de sulfate de nickel, chlorure de nickel, acide borique et sulfate de sodium comme montré à la figure 2.9. Afin d'avoir un placage adhérent, des additifs comme la coumarine et la saccharine ont été ajoutés. À l'aide d'une série d'expériences, la densité de courant appliquée et la température ont été optimisés. Ils sont respectivement 3 A/dm^2, 45°C. Après la déposition de la couche de nickel, les échantillons ont été nettoyés à l'acide chloridrique (HCl).

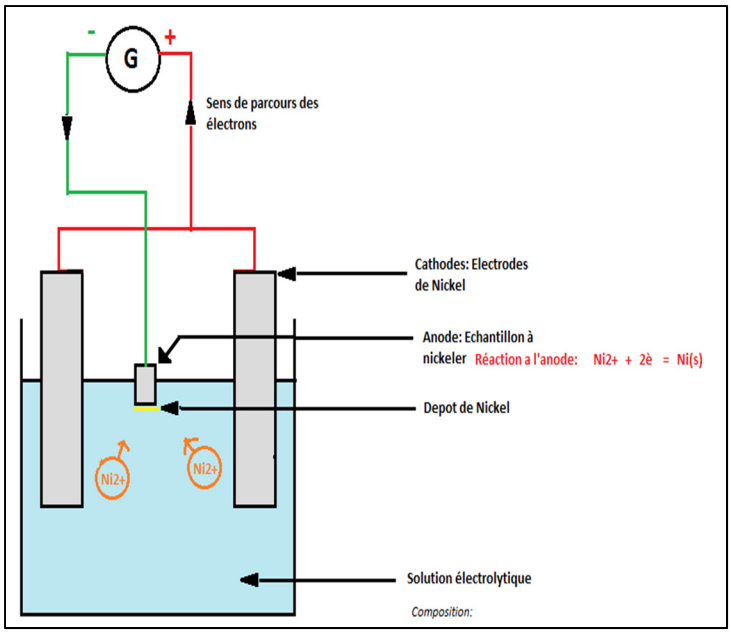


Figure 2.9 Dispositif de dépôt de nickel

Le dépôt de nickel permet de protéger la surface usinée durant la préparation métallographique et de distinguer entre les défauts d'usinage initialement présents en surface usinée et les défauts ajoutés par tout effet extérieur comme la préparation métallographique tel que montré à la figure 2.10.

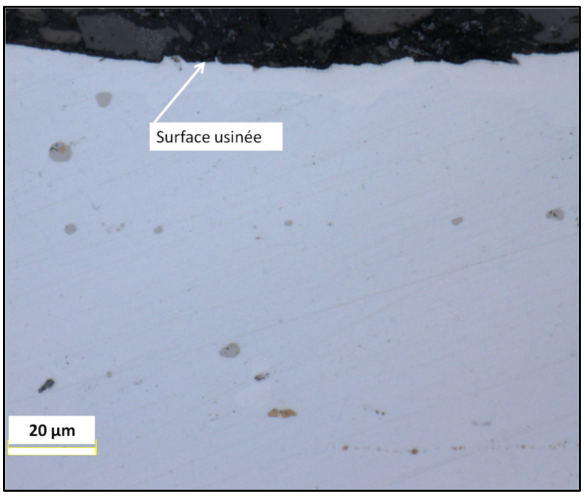


Figure 2.10 Coupe transversale d'une surface usinée sans couche protectrice de nickel

2.6 Conclusion

La planification à l'avance du protocole expérimentale nous a permis de :

- Déterminer l'incertitude des instruments de mesure et des équipements utilisés durant la thèse ;
- Se familiariser avec la microstructure de base de l'Inconel 718 et de l'acier 300M ;
- Développer une méthode de caractérisation précise qui permet de distinguer entre les défauts d'usinage et les défauts de la préparation métallographique ;
- Mettre la base pour générer des résultats adéquats et précis.

CHAPITRE 3

ACCURATE DETERMINATION OF DAMAGED SUBSURFACE LAYERS IN MACHINED INCONEL 718

Heithem Touazine, Mohammad Jahazi and Philippe Bocher

Article published in International Journal of Advanced Manufacturing and Technology
Received: 12 March 2016 /Accepted: 7 June 2016
DOI 10.1007/s00170-016-9039-9

Abstract: The machining of high strength materials used in aeronautical applications generates damage on the subsurface layer, which can significantly affect the fatigue life of the machined components. It is then important to distinguish between the damages due to machining from those caused by mechanical polishing operations used for sample observation. In this study, a new method is proposed to characterize and quantify properly the affected layer by machining and eliminating the impact from the defects originated during mechanical polishing. A protective layer of nickel coating was deposited on the machined surface. An optimum thickness of 100 μm was determined for the nickel layer to avoid any damage to the subsurface layer during sample preparation. The subsurface layer was analyzed using an automatic Knoop microhardness machine, laser-digital microscope, and electron backscatter diffraction (EBSD) microscopy.

Keywords: Machining, Microstructure, Subsurface layers, Damages, Microhardness, Deformed layer.

3.1 Introduction

Surface integrity after machining can be characterized by microhardness, affected subsurface layer, and machining induced damages. These characteristics are critical in determining the fatigue life of machined components (Guo et Schwach, 2005; Huang et Ren, 1991; Sharman et al., 2001). For example, Guo and Schwach (Schwach et Guo, 2006) reported the hardness

of the subsurface layer affects the fatigue life of AISI 52100 steel after machining. Also, Zhou et al. (Zhou, Bushlya et Stahl, 2012) reported different types of defects such as cavities, carbides cracking and detachment from matrix, and cracks formed during machining. The same results have been reported by Zou et al. (Zou et al., 2009) after machining of NiCr20TiAl superalloy. In addition, Zhou et al. reported that the machining condition, specially tool wear increasing during machining, can induce a sever plastic deformation and recrystallization in the subsurface and a degradation of the machined part quality (Zhou et al., 2011b).

Nickel-iron-based superalloys are extensively used in aerospace turbines and turbine gas power generators, because they present superior mechanical properties and corrosion resistance at high temperatures up to 650 °C due to their microstructure (Klocke, König et Gerschwiler, 1996). A combination of the body-centered tetragonal Ni3Nb, γ″ precipitates, and the face-centered cubic Ni_3 (Al, Ti) γ' precipitates distributed in the γ matrix enables it to operate at high temperatures. The δ phase particles are the result of γ″ transformation to more stable state of Ni3Nb over long time exposure at temperatures above 650 °C. In addition, the microstructure contains (Nb, Ti) C carbides with orthorhombic structure, localized at grain boundaries, which inhibit grain growth at high temperatures thereby improving creep properties (Chamanfar et al., 2013; Kuo et al., 2009).

However, the machining of Inconel 718 induces defects such as plastic deformation and microcracks (Klocke, König et Gerschwiler, 1996; Touazine, Jahazi et Bocher, 2014; Zhou, Bushlya et Stahl, 2012; Zhou et al., 2014; Zou et al., 2009) in the subsurface layers, thereby affecting the fatigue life of machined components (Li et al., 2014). These discontinuities are localized in the first 20 μm from the machined surface (Zhou, Bushlya et Stahl, 2012; Zhou et al., 2014), making the formal quantification of the affected subsurface layers difficult and delicate. Current literature has insufficient data on characterization methods of the affected subsurface area, and often, contributions from sample preparation are not distinguished from the actual damages caused by machining (Zou et al., 2009). This may result on overestimation of the damage or considering damages due to sample preparation as those caused by machining. For example, Samuels (Samuels, 2003) has reported that mechanical polishing

induces defects such as plastic deformation and damages to the sample's edge. These defects can be interpreted as a result of machining, but they are actually coming from mechanical polishing operation.

The present investigation focuses on the development of a new method to characterize the subsurface layers affected by machining and minimize the impact of sample preparation on the final results, thereby providing an accurate quantitative estimation of the level of microstructural damage. The validity and accuracy of the proposed method are demonstrated by precisely measuring the width of the deformed layer and the morphology of the grains up to the surface of the machined samples using electron backscatter diffraction (EBSD).

3.2 Experiments and characterization

3.2.1 Material and methods

Heat-treated machined Inconel 718 samples according to the standard heat treatment procedure AMS 5663 were used for the experiments. The material presents an ASTMgrain size of 9.5 measured using the MIP image analysis software (Nahamin Pardazan Asia;). The chemical composition of the Inconel 718 used is presented in Table 3.1. Hard-turning tests were carried out on a MAZAK-NEXUS CNC center. The workpiece has a diameter of 50 mm. The hard turning was performed in two machined surfaces. In order to minimize distortion during cutting operation, wire electrical discharge machining (W-EDM) was performed using AgieCharmilles CUT 30 P machine in order to separate the two machined surfaces as shown in Figure 3.1.

Table 3.1 Chemical composition of Inconel 718 (wt.%)

Element	Ni	Fe	Cr	Nb	Ti	Mo	V	Al	Ta	Si	C
wt.%	52.97	18.51	18.36	4.47	1.02	3.14	0.09	0.39	0.22	0.22	0.07

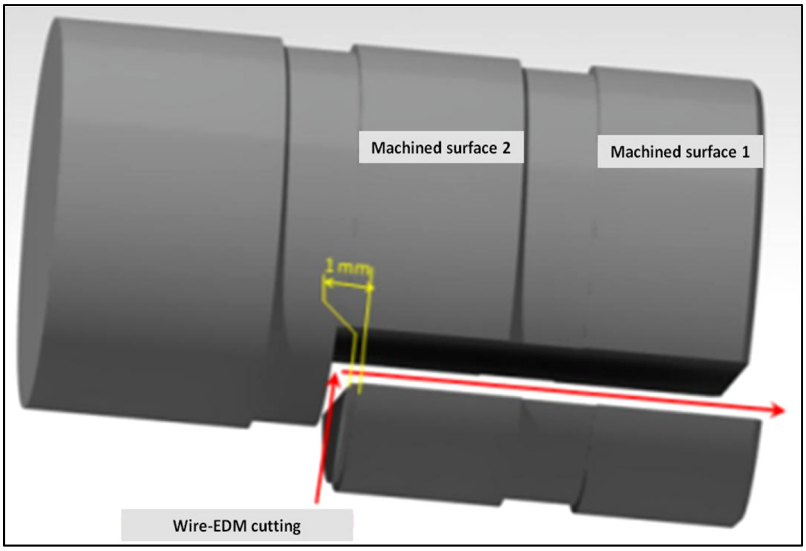
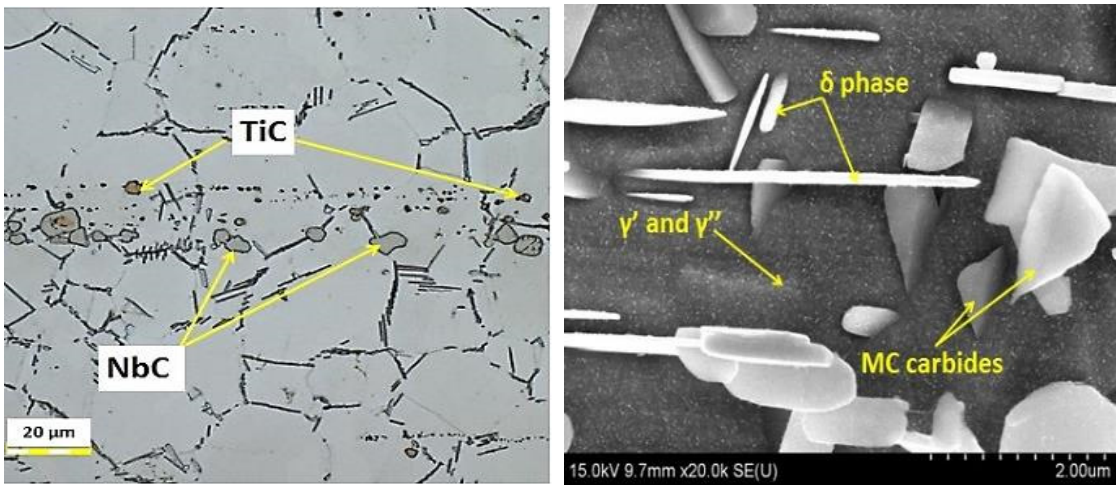


Figure 3.1 Separation of the machined surfaces with W-EDM

In order to investigate the subsurface layers and properly quantify the thickness of the deformed layer, an electrolytic etchant was developed in the present investigation. The solution consisted of one third H_2O_2 and two thirds of HCl. The electroetching parameters were 3.5 V and 3 s contact time. The etchant solution allowed a clear revealing of all the microstructure elements such as grain boundaries, carbides, δ phases, as well as γ′ and γ″ precipitates, as shown in Fig.3.2 (a) and (b). An OLYMPUS LEXT OLS 4100 confocal microscope was used to assess the defects for the mirror polished samples and quantify the depth of deformed layers for the etched ones. In order to evaluate the microhardness and estimate the thickness of the softened layer in the subsurface, a Knoop microhardness matrix was performed with CLEMEX ST 2000 automatic microhardness tester using a load of 10 gF. EBSD analyses were carried out on a Hitachi SU-82 scanning electron microscope equipped with EBSD setups from Oxford Instrument.



(a) (b)

Figure 3.2 Microstructure of Inconel 718: (a) optical microscope and (b) electronic microscope

Three machined samples were selected from a design of experiment (DOE) using response surface methodology. The cutting parameters are specified in Table 3.2 together with the cutting forces as measured by Kistler dynamometer model 9121.

Table 3.2 The different measured cutting force components according to the selected tests

Test	Cutting speed (m/min)	Feed rate (mm/rev)	Depth of cut (mm)	Radial force (N)	Feed force (N)	Tangential force (N)
A	58	0.142	0.265	106.1	66.0	169.4
B	83	0.186	0.300	110.9	87.6	244.4
C	49	0.020	0.230	51.6	39.4	55.3

3.2.2 Nickel coating device

A layer of nickel was deposited on the machined surface using nickel electrodes, a DC generator and a Watts solution as shown in Fig.3.3 (a). The coating parameters were optimized in order to achieve a 100 µm thin layer, as it was found that thickness below 100 µm was not sufficient in holding on the machined surface during the mechanical polishing stages. The optimum coating parameters were determined to be 3 mA/dm^2, 1 h, and 45 °C of current

density, coating time, and temperature, respectively. Throughout the study, both the cutting (perpendicular to the feed direction) and feeding directions (parallel to the feed direction) were coated with the 100 µm nickel layering and analyzed in both directions as shown in Fig.3.3 (b). It must be noted that the optimum conditions also allowed producing very fine nickel particles that took the form of the surface very precisely, thereby covering and protecting even very small defects.

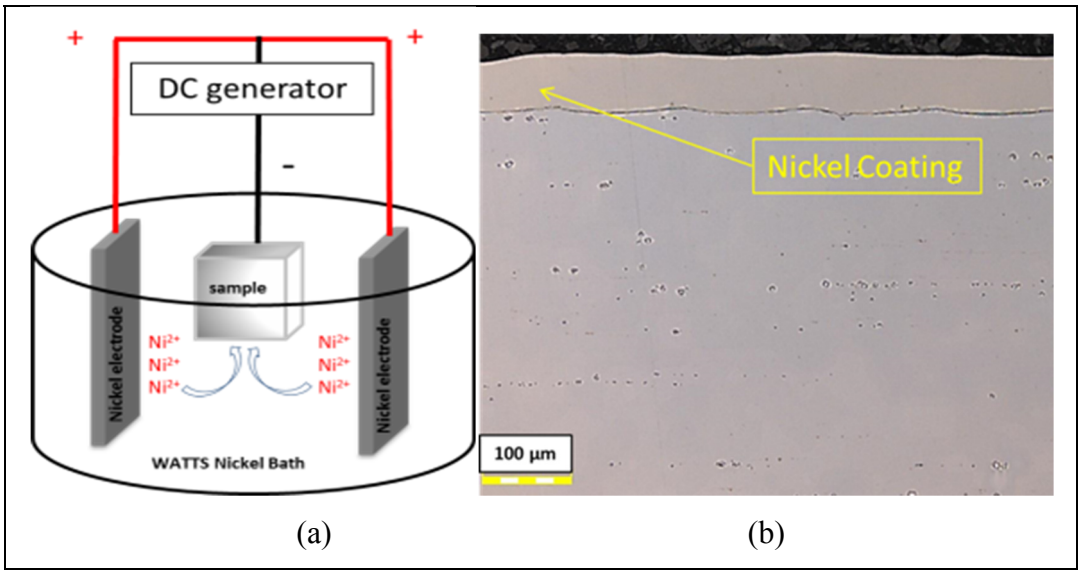


Figure 3.3 Nickel coating method: (a) Nickel coating device and
(b) Nickel coating performed layer

3.3 Results and discussion

3.3.1 Advantages of nickel coating protection

Major defects can be found on the surface prepared with no nickel coating as revealed in the images in Fig.3.4 (a) to (d), where defects can be observed along both cutting and feeding directions.

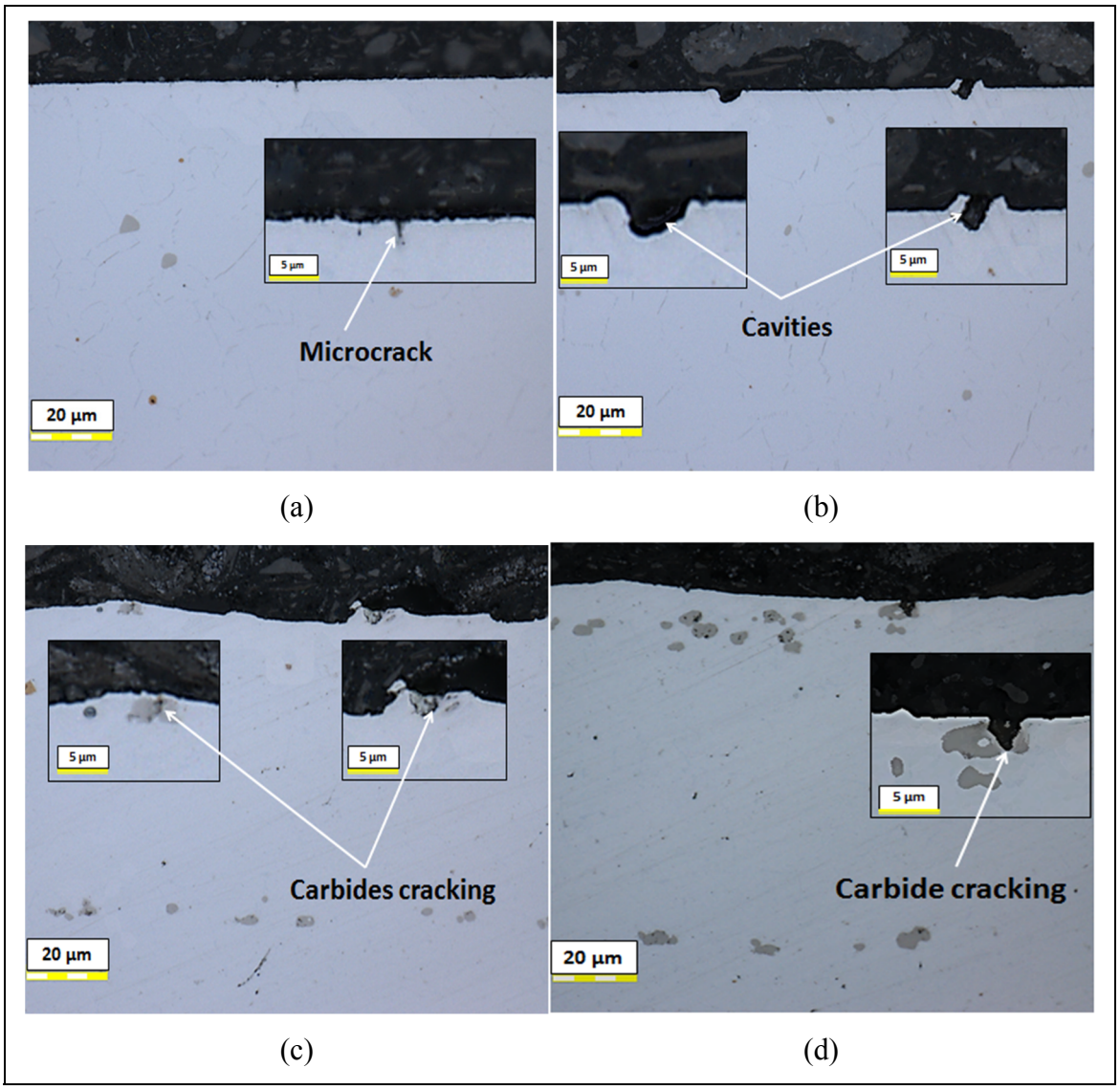


Figure 3.4 Typical polishing defects and zooms related for the test A:
(a), (b) following the cutting direction and (c), (d) following the feed direction

The samples prepared with the protective nickel layer did not display such a large quantity of defects as shown in Fig. 3.5 (a) to (d). Defects due to sample preparation originate from the effect of the force applied to the sample edges during polishing, which may result, for example, in carbide detachment and ultimately to microcracks.

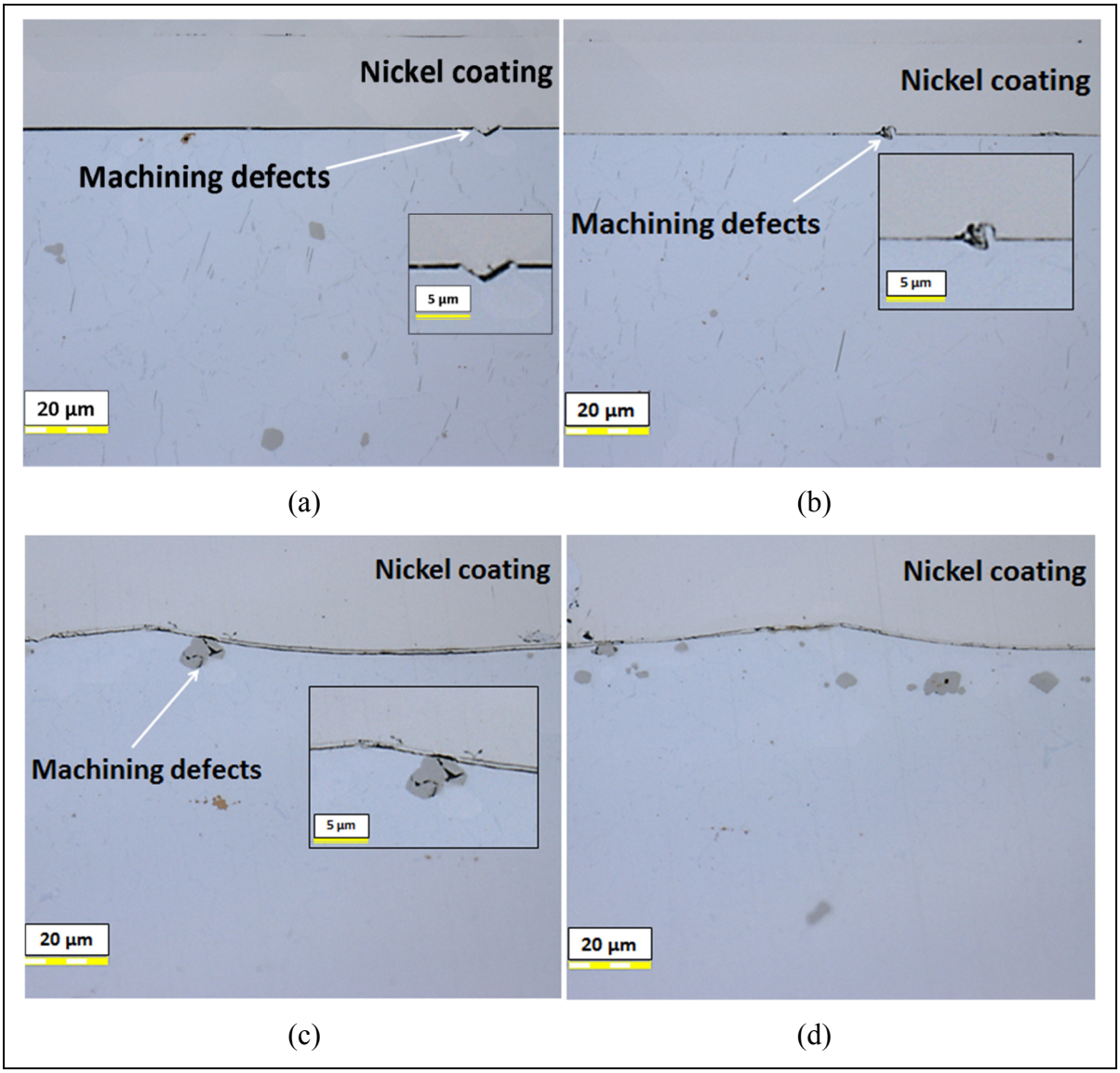


Figure 3.5 Machining defects and related zooms: (a), (b) following the cutting and (b), (c) following the feed direction

In order to test the effect of surface protection on microhardness, Knoop microhardness matrix was performed as shown in Fig.3.6 on coated and uncoated surfaces machined under similar conditions. The measurements were applied on a cross section and followed the feeding and cutting directions from the affected surface to the bulk material. The indentations were applied at a distance of about 5 ± 1 µm from the nickel coating. Three zones can be identified from the hardness profiles: a hard layer (zone 1); a soft layer (zone 2); and a region with significant variations and average values typical of the matrix (zone 3).

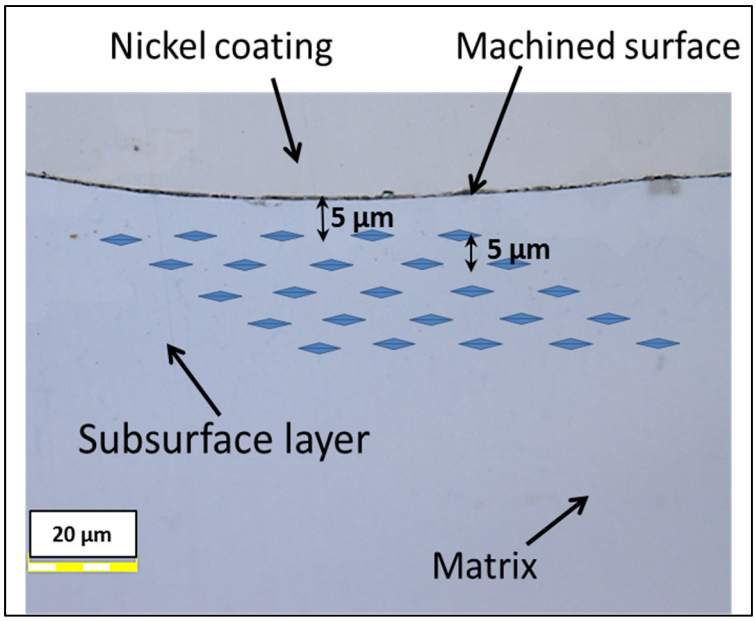


Figure 3.6 Method used to characterize the softened layer using microhardness measurements

The microhardness evolutions beneath the machined surface are represented in Fig. 3.7. It can be seen that hardness drops in the first 10 µm for the cutting direction and in the first 15 µm following the feed direction. In addition, microhardness values are always higher in the cutting direction than in the feeding direction. The thickness of the soft layer is about 23 µm in the coated samples. This finding confirms that polishing operation without protecting the sample with an appropriate coating can introduce defects in the machined surface and particularly in the first few microns.

These defects can relax compressive residual stresses and decrease hardness in the subsurface regions very close to the machined surface layer. In addition, polishing can deform the subsurface about 10 to 15 µm beneath the machined surface, resulting in curved edges and introducing more plastic deformation in the subsurface. By protecting sample's surface region with suitable coating, more control becomes possible to precisely study surface damages due to machining and eliminate any influence of polishing operation on subsurface layer characteristics.

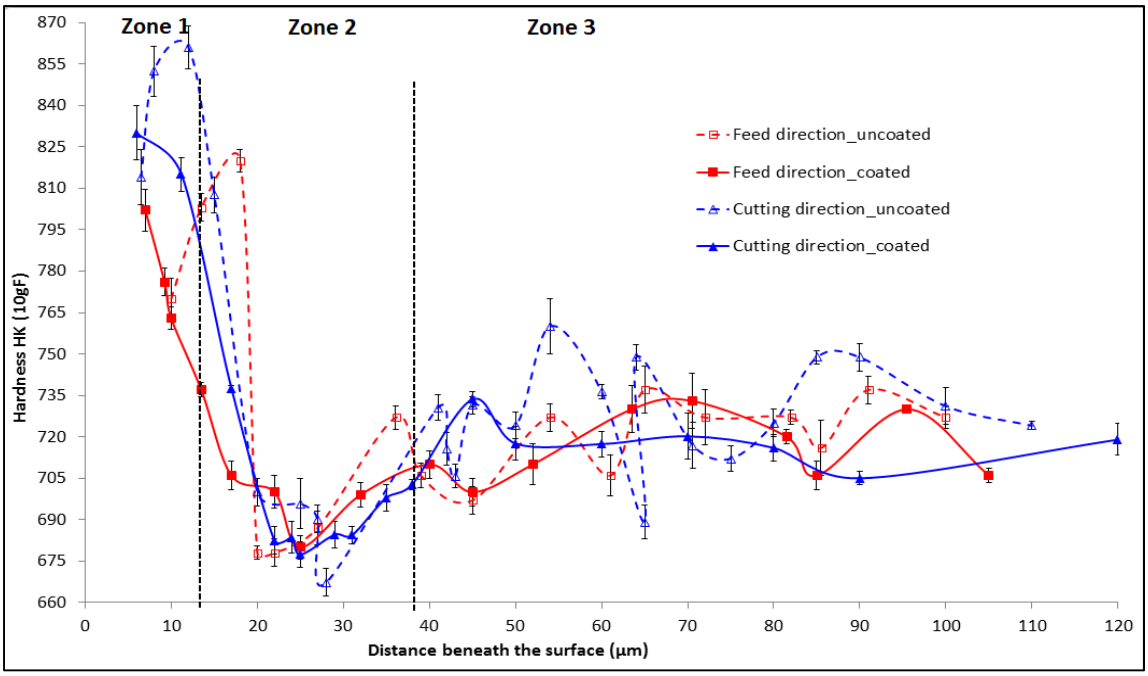


Figure 3.7 Effect of the protective nickel coating on the values of microhardness beneath the machined surface for the test A

The occurrence of a hardened layer in the subsurface region of machined metallic materials has been previously reported by Zhou et al. (Zhou et al., 2011a) and Jawahir et al. (Jawahir et al., 2011). Specifically, Pusavec et al. (Pusavec et al., 2011) reported the presence of a 40 µm hardened layer in Inconel 718 alloys due to severe machining. The microhardness profile performed in the work of Pusavec et al. (Pusavec et al., 2011) after machining showed that microhardness reaches a maximum value of 800 HV on the machined surface exactly in the first 10 µm beneath the surface. Afterward, the microhardness decreases until reaching a hardness value of 500 HV representing the matrix at a depth of 40 µm. By comparison, in our work, the maximum hardness values are in the first 12 to 20 µm depending on the cutting conditions, followed by a softened layer. The main causes for the observed difference are probably (1) the initial hardness of the Inconel 718 (the material used by Pusavec et al. is nine HRC softer than the one used in our research study) and (2) the difference in the geometry of the indenter used in each study. Therefore, machining can induce more plastic deformation in the subsurface. It must be also mentioned that different cutting conditions such as machining parameters and tool characteristics can impact hardness evolution in the subsurface layers and

be an additional factor for the observed differences between our results and those of Pusavec et al. In addition, Umbrello reported that the thickness of hardened layer after dry machining of Inconel 718 was about 60 to 130 µm for different cutting conditions (Umbrello, 2013). In this region, the microstructure is severely deformed, and therefore, the dislocation density is very high. On the other hand, the presence of a softened layer below the hardened layer has been reported by Sharman et al. (Sharman, Hughes et Ridgway, 2004) and by Thakur et al. (Thakur, Mohanty et Gangopadhyay, 2014). The phenomenon is likely to be due to both the heat generated by friction during machining and/or the presence of tensile residual stresses in the subsurface (Mary et Jahazi, 2006). It is important to note also that the low thermal conductivity of the Inconel 718 (11 WmK^{-1}) contributes to the thermal softening process by conserving the heat in the subsurface layers during machining. To the knowledge of the authors, no model or experimental results are available to quantify the contribution of each of the two above effects on the hardness profile.

3.4 Measurement of the deformed layer

Confocal microscope was used to measure the thickness of the deformed layer from the surface to the last distorted grain boundary and to the last defect as presented in Fig. 3.8.

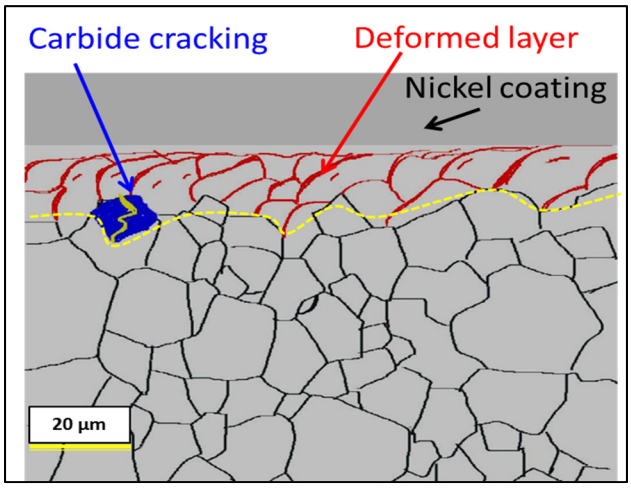


Figure 3.8 Method used to characterize the depth of deformed layer using laser microscope

In order to have accurate results and a significant statistical analysis, at least 15 images at a magnification of X1000 were used for each machining condition. All values are presented with a confidence interval of 95 % in Table 3.3. The analysis of the obtained data shows that the thickness of deformed layer is different from both cutting and feeding directions, as displayed in the images for tests A, B, and C in Fig.3.9 (a) to (f). Distorted grain boundaries can be clearly identified in the cutting direction, but evidences were also found in the feed direction. This is probably due to the different intensities of the cutting force components as reported in Table 3.1. The higher values of the cutting forces suggest that the deformation in the cutting direction (represented by radial and tangential force) is higher than in the feed direction (represented by the feed force), resulting in higher grain deformations and machining defects in the cutting direction.

Table 3.3 Quantification of the affected layer by machining

Test	Analysis direction	Deformed layer (µm)	Hard layer (µm)	Soft layer (µm)	Max. hardness (HK)	Min. hardness (HK)
A	Feed	6.3	13.5	15	802	680
	Cutting	10.5	20	23	830	677
B	Feed	7	10	15	804	676
	Cutting	10	15	20	812	691
C	Feed	9	8	10	778	680
	Cutting	9.4	12	13	800	678

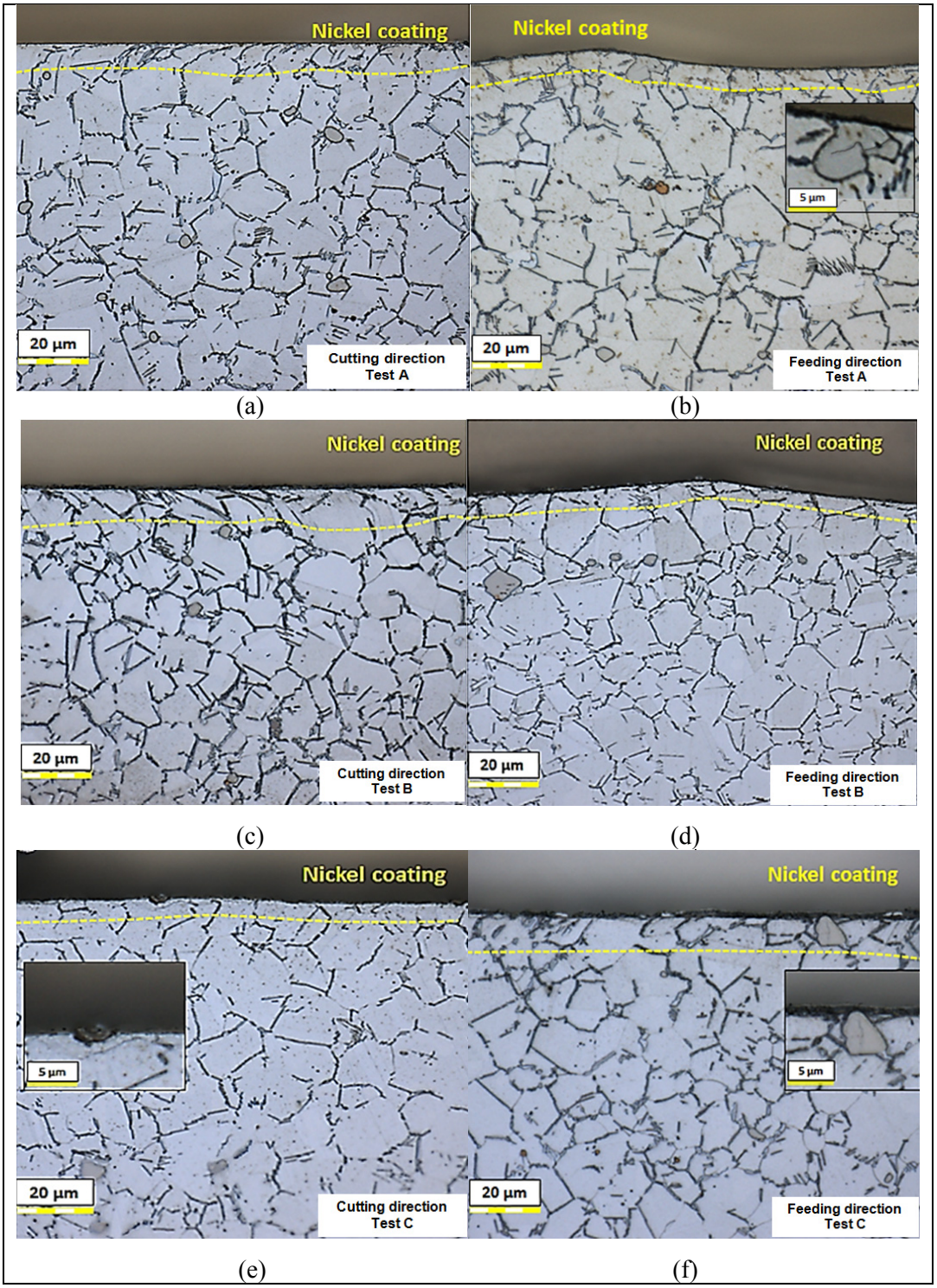


Figure 3.9 Localisation of the deformed layers for different tests: (a) cutting direction test A, (b) feeding direction test B, (c) cutting direction test B, (d) feeding direction test B (e) cutting direction test C and (f) feeding direction test C

3.5 Quantification of affected machined layers

The influence of machining conditions on the surface layer was quantified using the coated samples. The cutting and feed direction hardness profiles from the three selected cutting conditions are shown in Fig.3.10, and the summary of the measured values from these graphs are reported in Table 3.3. For all conditions, it is confirmed that hardness is higher in the cutting direction than in the feed one. The hardness values following the cutting direction are higher than in the feed direction. This ascertainment could be explained as follows: As shown in Fig.3.6, first, the feed marks caused by the tool during machining are visible along the longitudinal section of the machined sample (i.e., feed direction). The distance between two feed marks′ vertices is about few micrometers, and it can be seen that the hardness at the bottom of the feed mark is higher than at its top. This is due to higher stress concentration and, therefore, more distortion in these regions (compare Fig.3.9 (a), (c), (e) with 3.9 (b), (d), (f). In contrast, in the cutting direction, which represents a cross section, it is not possible to distinguish the feed marks′ vertices, because the thickness of the abrasive cut off wheel (few millimeters) is much higher than the distance between two vertices. Therefore, when measuring hardness in the feed direction, the obtained value will be a combination of the bottom (high hardness) and top (low hardness) regions of the feed marks resulting in a lower average value for the hardness in the cutting direction. Relative to the average matrix′s hardness, the maximum hardness was found to be about 115 HK higher, whereas the minimum ones were 43 HK lower.

The maximum hardness varies significantly from one cutting condition to the next (from 778 to 830 HK), while the lowest values stay quite similar (around 680 HK). The observed variations in the affected layers and the hardness of the softened and hardened layers are functions of the cutting parameters. In fact, the depth of deformed layer and the microhardness values changed with changing cutting parameters. Published research on the effect of cutting parameters on surface integrity of machined part shows that hardness increases with increasing cutting speed, feed rate, and depth of cut (Sharman, Hughes et Ridgway, 2004; Umbrello, 2013).

Furthermore, higher cutting speed, feed rate, and depth of cut produce a deeper affected layer in the material. Finally, the magnitude of the cutting forces during is a critical factor when selecting machining parameters. The increasing of the cutting forces causes more deformation in depth, resulting in hardness increase (Sharman, Hughes et Ridgway, 2006; Wang et al., 2014).

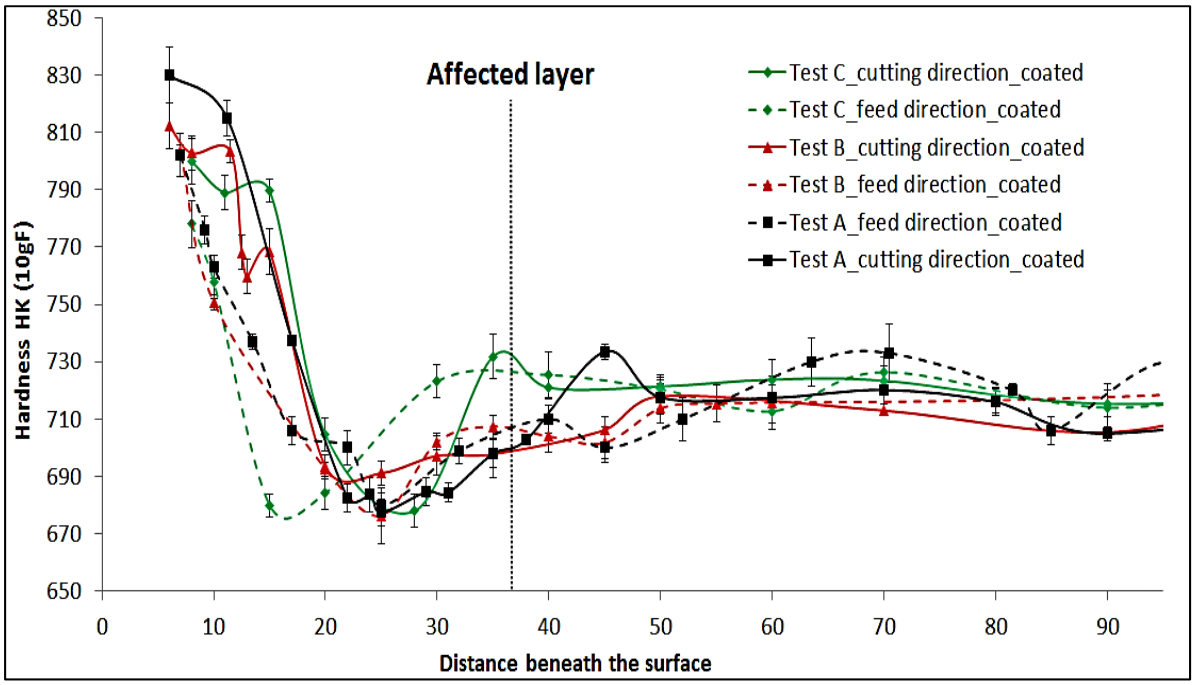
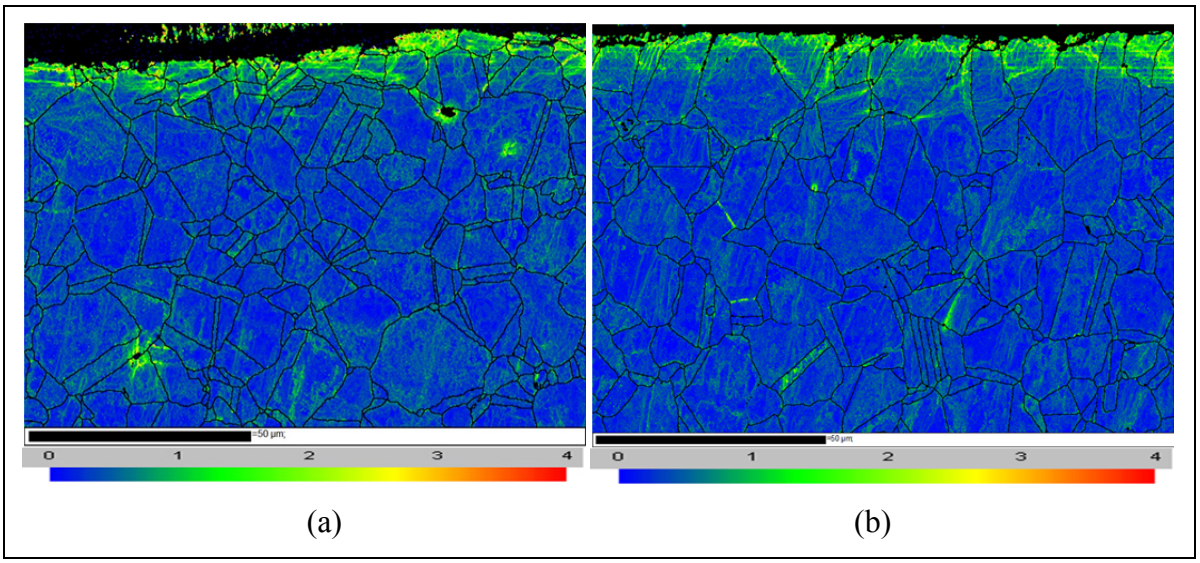


Figure 3.10 Evolution of the knoop microhardness beneath the machined surface for the tests A, B and C: Dashed lines (feeding direction) and continuous lines (cutting direction)

3.6 Quantification and validation with EBSD misorientation maps

In order to further study the limits of the deformed zones, EBSD maps were acquired close to the edge of the machined surface. Full indexation was obtained for samples with the nickel coating allowing grain misorientations in the range of 1° to 7° to be displayed as illustrated Fig.3.11 on the samples processed in test condition A. They are localized in a deformed layer with a thickness of around 7.8 and 11.9 µm following the feed and cutting direction, respectively. The results are consistent with the measurement of the deformed layer made by laser confocal microscope (6.3 and 10.5 µm, respectively). It is also worth noting that in

addition to revealing the deformed layer, the misorientation maps obtained from EBSD reveal that significant deformation is present further below the surface around carbides or twin boundaries. This is a confirmation of the particularities of these microstructures, which are known to accumulate deformation in a strain field, which will become potential fatigue nucleation sites (Miao, Pollock et Wayne Jones, 2009; 2012; Stinville et al., 2015).



(a) (b)

Figure 3.11 Local misorientation in the surface and subsurface layer for the Inconel 718 machined for the test A: (a) following the feeding direction, (b) following the cutting direction. An area in green and red are highly deformed (2° or more), and an area with low deformation is in blue

3.7 Conclusions

A method for accurate characterization of damaged surface and subsurface layers using nickel coating was developed and validated on machined Inconel 718 samples. A combination of laser microscope, microhardness, and EBSD measurements were used to confirm and the validity and accuracy of the developed method. The results indicated that the deposition of the nickel layer prevents the generation of defects during sample preparation, allowing the identification of actual machining defects. Likewise, the protective nickel layer enables the proper measurements of the hardness close to the sample's edge. The hardness values revealed

the presence of a work hardened and a softened layer below the surface after machining. The quantification of the deformed layer was validated by EBSD mapping. The latter technique revealed that large deformation can accumulate around carbides and twin boundaries at locations much deeper than the affected layer reported by the traditional hardness and optical measurement techniques.

CHAPITRE 4

MODELING OF THE MICROSTRUCTURE ALTERATION INDUCED BY HARD TURNING OF INCONEL 718

Heithem Touazine, Jordan Akab, Mohammad Jahazi, Antoine Tahan, Walid Jomaa and Philippe Bocher

Article published in International Journal of Advanced Manufacturing and Technology
Received: 21 December 2016 /Accepted: 7 July 2017
DOI 10.1007/s00170-017-0787-y

Abstract: The machining of nickel-based superalloys used for aeronautical applications generates damage, deformation, and carbide cracking in machined surface and subsurface layers as a result of microstructural heterogeneities which reduce the fatigue life of aeronautic machined components. In this study, Inconel 718 was hard turned with a carbide tool using different cutting conditions according to a Roquemore 311B hybrid design of experiments (DOE) method. The main objective of the study was to model the effect of cutting parameters on the evolution of the microstructure and to accurately predict the alterations induced by machining, especially the deformed layer thickness (DL) and the average number of cracked carbides (ACC). The material removal rate (MRR) and the deformation power (E) were calculated in order to obtain a strong correlation between controlled cutting parameters and microstructure alterations. Damages were quantified using a confocal laser-digital microscope and were validated with the proposed models. These models showed a direct relation between both MRR and E with DL and ACC, with good prediction at a 95% confidence interval (CI).

Keywords: Hard turning, Modeling, Microstructure, alteration, Deformed layer, Cracked carbides.

4.1 Introduction

Nickel-based superalloys, such as Inconel 718, are widely used in the aerospace industry because of their great mechanical properties, including creep (Kuo et al., 2009), oxidation (Thomas et al., 2006a) and corrosion resistance (Ghosh, Yadav et Das, 2008), as well as high temperature workability (Chamanfar et al., 2013). Inconel 718 is commonly used in aircraft engines and gas turbine hot sections (Fournier et Pineau, 1977; Klocke, König et Gerschwiler, 1996; Rao et al., 2003), and accounts for approximately 75 % of the composition of modern jet engines (Ezugwu, Bonney et Yamane, 2003). Nevertheless, some microstructural characteristics such as work hardening (Ren et Liu, 2016) and carbide particles (Zhou, Bushlya et Stahl, 2012) make it difficult to machine; additionally, the materials generate surface integrity alterations and discontinuities. In our previous study, we reported on microstructural alterations induced by the hard turning of Inconel 718 in subsurface layers, including a deformed layer, cracked niobium carbides, and higher hardness due to work hardening (Touazine, Jahazi et Bocher, 2016; Ulutan et Ozel, 2011). According to Zhou et al. (Zhou, Bushlya et Stahl, 2012) the cracking of niobium carbides results from the pressure applied by the tool on the machined surface. In their investigations, Kitagawa et al. (Kitagawa, Kubo et Maekawa, 1997) and Zhou et al. (Zhou et al., 2011b) reported that machining conditions, especially tool wear during machining, could induce recrystallization and severe plastic deformation in the subsurface layers, resulting in the degradation of the machined part quality.

Discontinuities and defects generated in the subsurface layers during the machining of Inconel 718 can have a significant impact on the fatigue life of machined components (Huang et Ren, 1991; Jeelani et Collins, 1988). The formation of these discontinuities depends on cutting parameters, such as the cutting speed, the depth of cut, and the feed rate. Coelho et al. (Coelho et al., 2004) investigated the effect of work hardening on the machined subsurface by considering the evolution of microhardness. They observed that the surface hardness values obtained were slightly higher for lower cutting speeds. Reporting on the deformed layer, Sharman et al. (Sharman, Hughes et Ridgway, 2004) found that the thickness of deformation increased with an increasing feed rate and cutting speed.

The literature contains several publications on experimental modeling and predictions of roughness (Amini, Fatemi et Atefi, 2014; Ozcelik, Oktem et Kurtaran, 2005; Pawade et Joshi, 2011; Provencher et Balaziski, 2016; Tamang et Chandrasekaran, 2016) and residual stresses (Ulutan et al., 2014; Zhou et al., 2014) generated during the machining of nickel based superalloys under different cutting conditions. However, that is far from the case when it comes to the experimental modeling of microstructural alterations. There is a need for an accurate experimental model to predict the evolution of the thickness of the DL and ACC based on cutting conditions.

In the above context, the present authors reported on an experimental method that accurately quantifies the thickness of the damaged layer generated during hard turning operation (Touazine, Jahazi et Bocher, 2016). The present study focuses on the development of statistical models describing the evolution of the (DL) and (ACC), based solely on experimental data obtained using a response surface methodology (RSM). The validity and accuracy of the proposed models are verified by two additional cutting conditions, namely, the cutting speed (Vc), the depth of cut (DoC), and the feed rate (f), in the valid numerical range established in the (DOE).

4.2 Experiments and characterization

4.2.1 Materials and methods

Hard turning tests were carried out using a MAZAKNEXUS CNC center and carbide tools on a 50-mmdiameter workpiece of investigated nickel-based superalloy. The chemical composition of the investigated alloy is presented in Table 4.1. Machined specimens were then heat treated as per AMS 5663, and an average grain size of 20 μm was measured according to ASTM E112-13. 30 mm by 20 mm samples were cut from these specimens by wire electrical discharge machining (W-EDM) using an AGIECHARMILLES CUT 30 P machine to minimize distortion during cutting. Sectioning was performed in two directions: transversal (perpendicular to the feed direction) and longitudinal (parallel to the feed direction of the tool), as shown in Fig.4.1.

Table 4.1 Chemical composition of the investigated superalloy (wt.%)

Element	Ni	Fe	Cr	Nb	Ti	Mo	V	Al	Ta	Si	C
wt.%	52.97	18.51	18.36	4.47	1.02	3.14	0.09	0.39	0.22	0.22	0.07

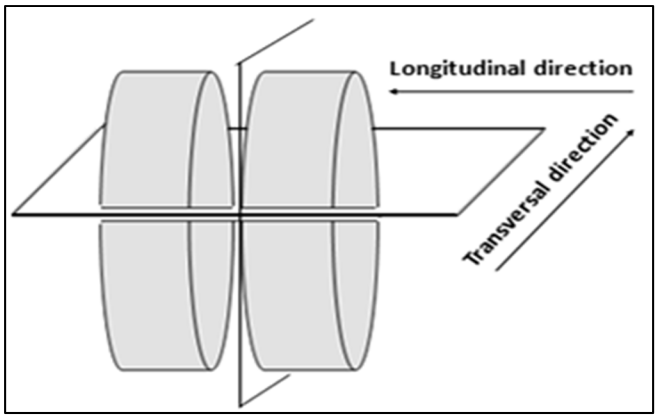


Figure 4.1 Sample cutting procedure in transversal and longitudinal directions

Deformed grains at the sample surface and subsurface were revealed using a chemical etchant solution with a 1/3 H_2O_2 (30%) and 2/3 HCl composition. The quantification of the microstructure alterations, i.e., in terms of the deformed layer thickness and average of cracked carbides ACC, was conducted using an OLYMPUS LEXT OLS 4100 laser confocal microscope.

4.2.2 Design of experiment

In order to study the effect of cutting parameters on the microstructural alterations, the experimental study was conducted using the hybrid design of experiments which was developed by Roquemore 311B (1976). For three factors, this design is effective in terms of the number of runs and with few experimental tests still have the same characteristics as central composite designs. Rosadelima and Lou found that Roquemore 311B is the most suitable design for three input factors since it had the most stable prediction variance, which had also the lowest dispersion. Similarly, Fang et al. (Fang, He et Song, 2015) showed that 311B is the

best DOE performer in terms of scaled prediction variance performance for second-order response.

In this study, the designed plan included three (3) factors and eleven (11) runs. The stability and the repeatability of the setup were verified using three (3) replications of the center design. The control factors selected were the cutting speed Vc (m/min), the feed rate f (mm/rev), and the depth of cut DoC (mm). In order to eliminate the effect of tool wear, a new carbide tool was used for each run. Table 4.2 shows the different levels of cutting parameters tested.

Table 4.2 Assignment of levels to factors

Factor	**Unit**	**Level 1**	**Level 2**	**Level 3**	**Level 4**	**Level 5**
V_c	m/min	33.0	49.0	58.0	67.0	83.0
f	mm/rev	0.020	0.098	0.142	0.186	0.264
DoC	mm	0.179	0.230	0.265	0.300	0.351

As recommended by the Roquemore 311B, eleven (11) tests were performed in this experimental study. Also, the stability and the repeatability of the setup were verified using two (2) replications of the center design, as shown by the runs 8 and 13 in Table 4.3.

For each run, tangential cutting force (FZ) was measured using a 9121 KISTLER dynamometer table. In addition, the depth of the deformed layer and the average of cracked carbides were quantified and reported in Table 4.3, Figs.4.2 and 4.3 show a typical example of the cracked carbides and deformations observed in the subsurface after machining.

Table 4.3 Experimental results obtained using the Roquemore 311B hybrid design

Control factors				Calculated values		Measured values		
Run	V_c (m/min)	f (mm/rev)	DoC (mm)	MRR (cm^3/min)	E (W)	F_z (N)	DL (µm)	ACC (%)
1	58	0.142	0.351	2.9	204	211	11.9	14.8
2	58	0.142	0.179	1.5	120	124	11.3	12.9
3	49	0.264	0.300	3.9	245	300	15.5	20.5
4	58	0.142	0.265	2.2	163	168	10.0	16.0
5	83	0.186	0.300	4.6	338	244	13.6	19.5
6	67	0.020	0.300	0.4	80	71	7.2	9.9
7	33	0.098	0.300	1.0	84	153	7.5	8.3
8	58	0.142	0.265	2.2	161	167	9.0	14.0
9	67	0.264	0.230	4.1	251	225	12.4	18.0
10	83	0.098	0.230	1.9	169	122	8.5	14.3
11	49	0.020	0.230	0.2	45	55	6.0	10.0
12	33	0.186	0.230	1.4	102	186	8.0	14.3
13	58	0.142	0.265	2.2	161	167	11.2	15.4

In order to generate statistical models and graphs representing the evolutions of the DL and average ACC at a CI of 95%, statistical software STATGRAPHICS centurion XVI was used.

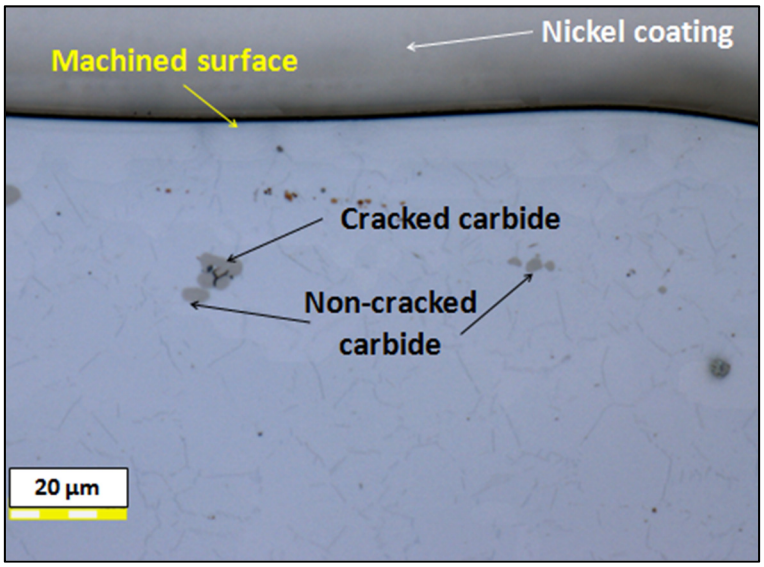


Figure 4.2 Machined subsurface showing carbide cracking

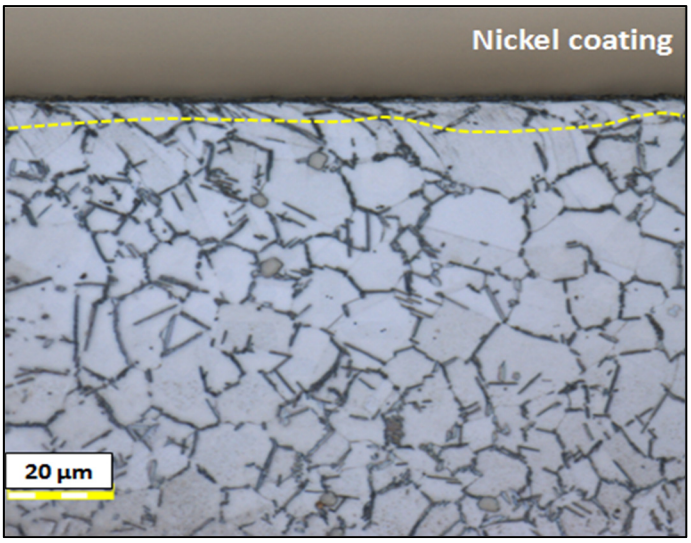


Figure 4.3 Deformed grain boundaries near to the machined surface

4.3 Results and discussion

A typical machined subsurface is shown in Fig.4.2, where the presence of both cracked and non-cracked carbides is observed. The ACC was calculated by counting all carbides located within 30 µm of the machined surface. Figure 4.3 shows deformed grain boundaries near the machined surface of a typical specimen. The limit of the deformed grain boundaries are highlight by a Yellow line based on visual inspection using optical microscopy. The thickness of DL was measured from the machined surface to the deepest distorted grain boundary, as described by Touazine et al. All calculated values are reported in Table 4.3.

The experimental results were analyzed in order to evaluate the impact of cutting parameters on microstructural alterations. Pareto diagrams were represented by Figs.4.4 and 4.5. The vertical blue line corresponds to the threshold value beyond which factors become statistically significant at 95% confidence interval. In the case of three factors and 95% of confidence interval, the threshold value is equal to 2.353. Also, Figs. 4.4 and 4.5 show that the feed has the greatest effect on ACC and DL compared to Vc and DoC. The higher amount of plastic deformation generated with increasing the feed rate can explain these tendencies. In fact, greater strain accumulation is produced which may cause the cracking of the carbide particles.

The results are in good agreement with those published by Liu et al. (Liu et al., 2015) and by Pawade et al. (Pawade et al., 2007). Also, Sadat and Bailey concluded that the intensity of the surface damage increases with increasing feed rate (Sadat et Bailey, 1986).

In the present experimental study, the classic RSM technique was not considered for the determination of a statistical correlation between cutting parameters (Vc, f and DoC) and microstructural damages (ACC and DL). Instead, for further analysis and in order to properly evaluate the effect of the cutting parameters on DL and ACC, MRR (cm3/min) and estimated deformation power E (W) were calculated using Eqs. 4.1 and 4.2.

$$MRR = Vc.f.DoC \tag{4.1}$$

$$E = Fz.Vc \tag{4.2}$$

The use of E and MRR as separate inputs for the predictive models presents three main advantages: (1) more degrees of freedom will be added and universal correlation can be easily drawn; (2) Reduce the number of factors and the interactions between the three (3) cutting parameters, which can be generated with a different combination of Vc, f and DoC; (3) Avoid the nonlinear behavior of the responses using polynomial statistical correlation with RSM technique and simplify the equation by eliminating interactions between cutting parameters.

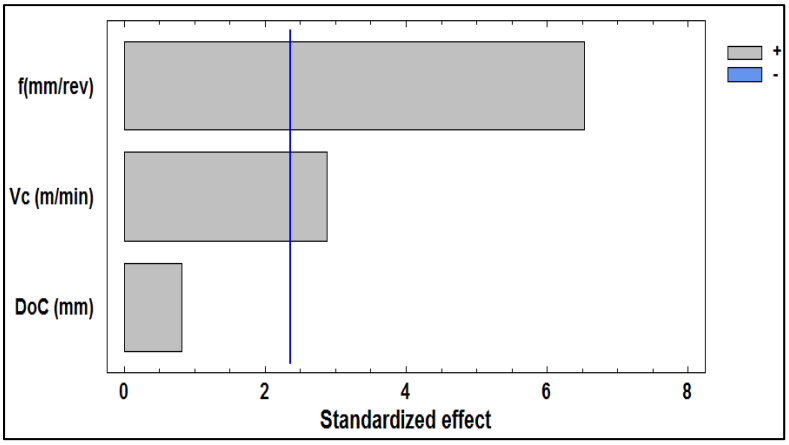


Figure 4.4 Pareto diagram of ACC

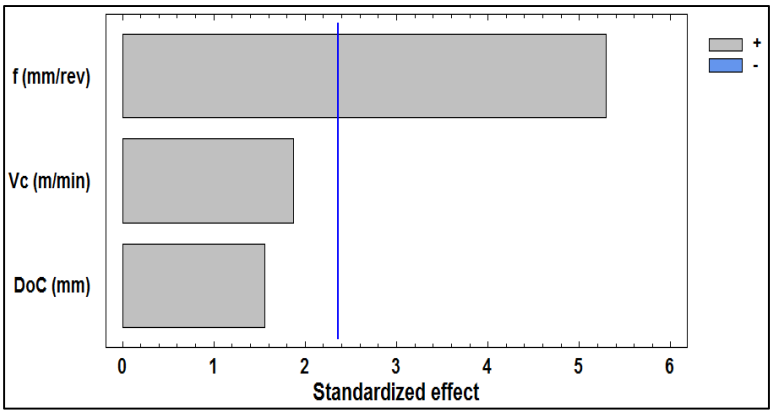


Figure 4.5 Pareto diagram of *DL*

4.4 Modeling of the deformed layer thickness evolution

During machining, the deformed layer evolves with different cutting parameters. This evolution can influence the hardness, thickness, and type of defects generated on the affected surface after final machining. Only few studies have examined the relationship between microstructural alterations and cutting parameters (Caruso et al., 2016; Chen et al., 2015)

A statistical regression analysis of the results was carried out in order to establish a correlation between E, MRR, and DL. Fig.4.6 shows that an increase in MRR generates a proportional increase in E. As showed by Eq. 4.1, MRR increases as a function of increasing cutting speed, feed rate, and depth of cut, which consequently, increases the amount of power required for material removal. For the cutting conditions examined here (see Table 4.3), the calculated MRR is between 0.2 and 4.6 cm3/min and E between 45 and 338 W.

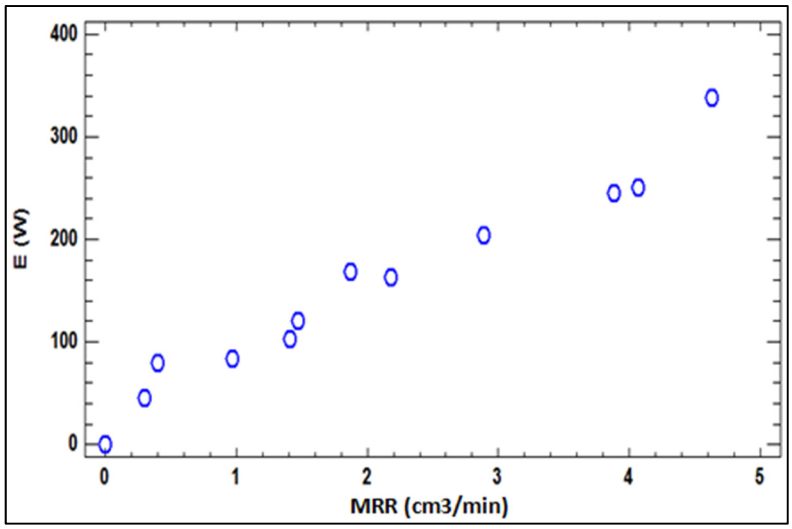


Figure 4.6 Evolution of E as a function of MRR

An analysis of variance (ANOVA) was carried out to describe the correlation between the output (DL) and inputs (MMR and E). Table 4.4 provides a summary of the statistics obtained for the best fit curves. This analysis reveals that the evolution of the DL is best described by a square root function. The adjusted coefficients of correlation R2 adj are 97.5 and 89.3% and P value is 0 for both configurations, indicating a strong correlation between the inputs and output of the model.

Table 4.4 Estimated regression coefficients for DL

Curve fitting	R^2 (%)	R^2_{adj} (%)	P-value	Model equation
$DL = a\sqrt{MRR}$	97.5	97.5	0	$DL = 7.06\sqrt{MRR}$
$DL = a\sqrt{E}$	89.3	89.3	0	$DL = 0.82\sqrt{E}$

Figs.4.7 and 4.8 show an increase in DL thickness with increasing E and MRR. Specifically, thickness values varying between 6 and 15.5 µm were measured for MRR values ranging between 0.2 and 3.9 cm3/min and E values between 45 and 245 W. This could be attributed to the pressure generated by engaging the tool into the material, which induces plastic deformation in the subsurface layers. In fact, several research reports (Bartarya et Choudhury, 2012a; ÇOLAK, 2012; Rahman, Seah et Teo, 1997; Rao, Rao et Srihari, 2013) have

demonstrated that an increase in cutting parameters generates higher cutting forces (i.e., increases E), resulting in severe plastic deformation in the subsurface layers. A comparison between values obtained experimentally versus those predicted using the model is also presented in Figs.4.7 and 4.8. Since all the experimental values are located within a 95% confidence interval, it can be concluded that the regression model fits the values observed very well.

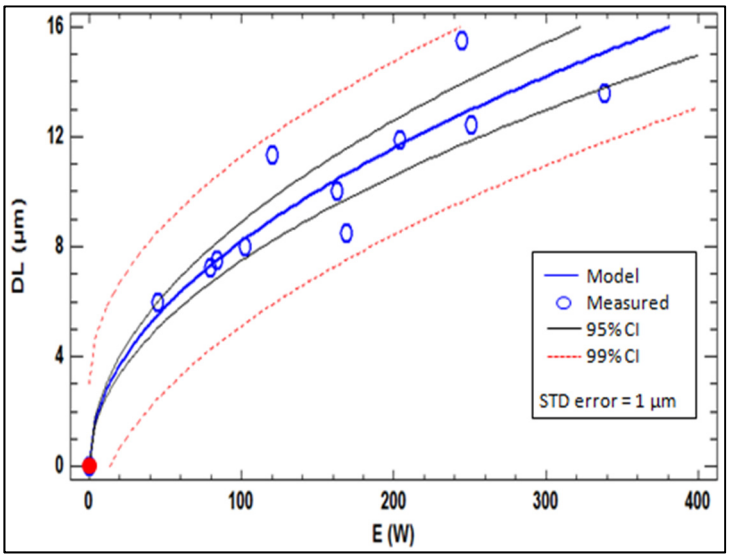


Figure 4.7 Evolution of DL as a function of E

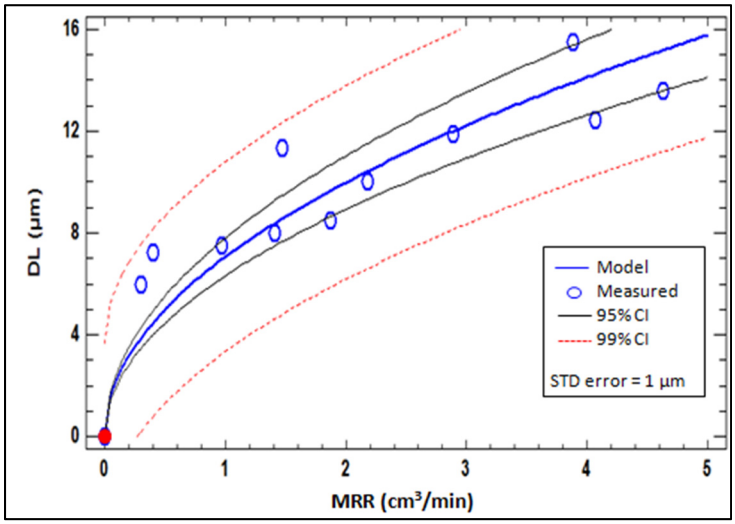


Figure 4.8 Evolution of DL as a function of MRR

4.5 Modeling of cracked carbides evolution after machining

A statistical model was obtained following the same procedure as described in Section 4.1, to establish a correlation between E, MRR, and ACC. Statistics obtained for the best fitting curves are summarized in Table 4.5. A simultaneous increase of E and MRR results an enhancement of ACC (see Fig.4.9 and 4.10), which is in line with the conclusions drawn from Fig.4.6.

Table 4.5 Estimated regression coefficients for ACC

Curve fitting model	R^2 (%)	R^2_{adj} (%)	P value	Equation constants
$ACC = a\sqrt{MRR} + b$	90.2	89.2	0	$ACC = 7.37\sqrt{MRR} + 4.02$
$ACC = a\sqrt{E} + b$	89.6	88.5	0	$ACC = 0.98\sqrt{E} + 2.30$

In order to precisely determine the contribution of machining on the enhancement and evolution of the cracked carbides in the subsurface layer, the percentage of the cracked carbides in the as-received material was measured on polished surfaces and found to be 2.6%. Therefore, this value was taken as the initial boundary condition for the modeling of the ACC evolution of as shown in Fig.4.9 and 4.10. It can be seen on these figures that a square root function with the intercept point at 2.6% well describes the variation of ACC with E and MRR. The adjusted coefficients of correlation R^2_{adj} are 88.5 and 89.2% and the P value is 0 for both conditions, demonstrating a strong correlation between the model's inputs, MRR and E, and output ACC. Given that (i) $MRR \propto E$, (ii) $DL = f(\sqrt{MRR}, \sqrt{E})$ and (iii) $ACC = f\left(\sqrt{MRR}, \sqrt{E}\right)$, it is expected that a relationship between DL and ACC exists, which is confirmed by Fig.4.11.

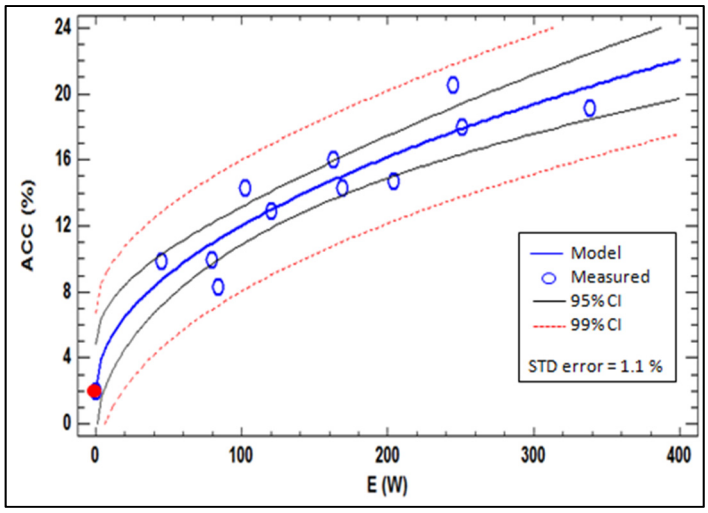


Figure 4.9 Evolution of ACC as a function of E

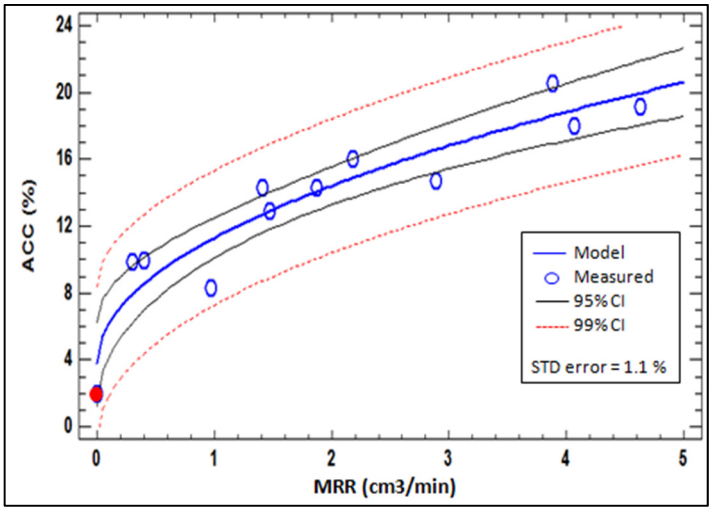


Figure 4.10 Evolution ACC as a function of MRR

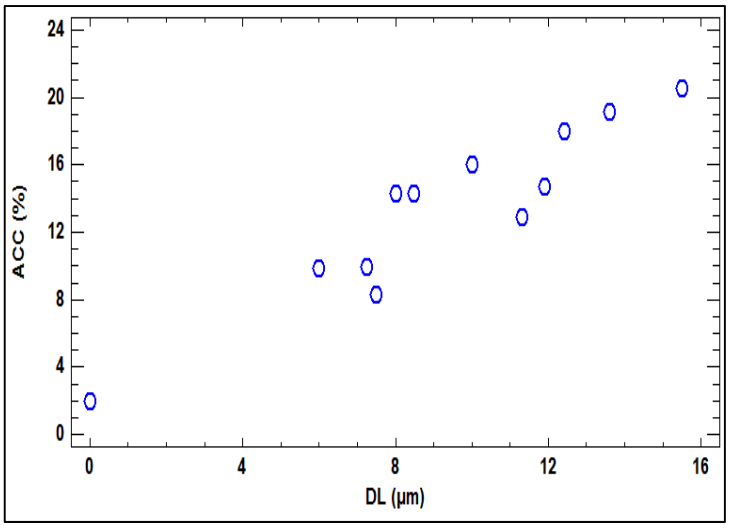


Figure 4.11 Evolution of percents ACC as a function of DL thickness

4.6 Validation of the proposed models

The accuracy of the developed models was evaluated using two additional test conditions, as shown in Table 4.6. Validation tests were chosen from the study domain defined by the DOE. The values calculated by the models for both DL thickness and ACC were in good agreement with experimental ones. The maximum calculated relative error when using E as input was 3.6% for DL and −10% for ACC, the maximum relative calculated error determined using MRR as input was 29% for the DL and −10% for ACC. The 29% error could be due to the super finishing condition used for validation of the proposed model. This condition leads to a material removal rate equal to 0.3 cm^3/min which is very close to the minimum MRR used as input in the DOE (i.e., 0.2 cm^3/min). The close proximity between the measured and predicted values confirms the validity and good predictability of the proposed model. This is illustrated in Fig.4.12 where the variation of error level as a function of machining standardized position is presented. At the extreme of the range of study field, the error is much greater than the conditions in-between the extreme values. It is worth noting that, even with 28% error, the maximum calculated error (i.e., the difference between the calculated experimental and predicted values) is only 1.6 µm for a predicted value of DL equal to 4 µm. On the other hand, as shown in Table 4.6, the validation condition number 13, which corresponds to testing

conditions in the DOE interval, the calculated error is 12% for DL corresponding to a 1 µm difference between calculated and predicted values of DL. Therefore, it can be said that the errors calculated using the model are reasonable, and as a result, the response equations describing the microstructure alteration can be used to predict damage in the material using any combinations of cutting speed, feed rate, and depth of cut in the studied domain.

Table 4.6 Validation of the proposed models by two tests

Test	**Vc** m/min	**f** mm/rev	**DoC** mm	**Fz** N	**MRR** cm^3/min	**E** W	**DL exp** µm	**DL pred** µm	**DL error** µm	**ACC exp** %	**ACC pred** %	**ACC error** %
13	55	0.0762	0.254	110	1.1	**101**	8.3	8.2	1	10.9	12.0	- 10
14	49	0.0508	0.127	54	0.3	**44**	5.6	5.4	4	8.9	8.6	3
13	55	0.0762	0.254	110	**1.1**	101	8.3	7.3	12	10.9	12.0	-10
14	49	0.0508	0.127	54	**0.3**	44	5.6	4.0	29	8.9	8.9	0

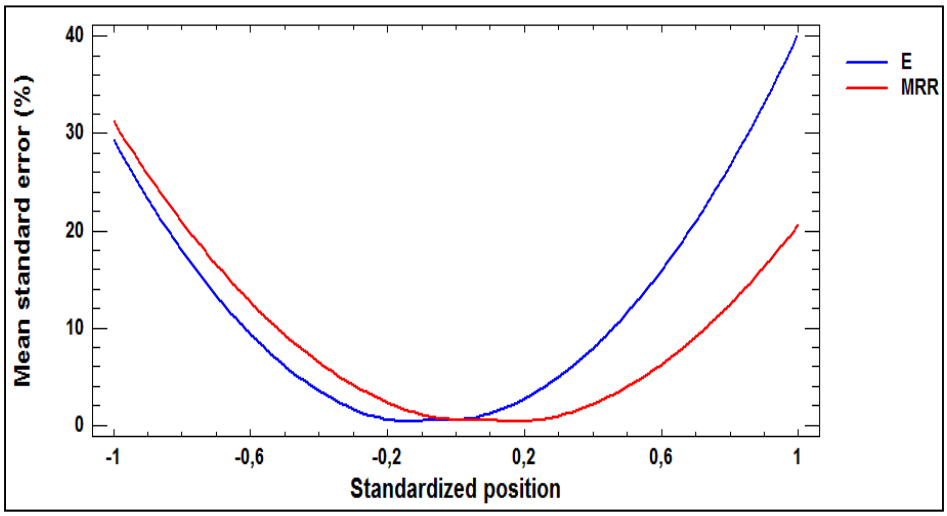


Figure 4.12 Prediction profile of the mean error as a function of the standardized position

4.7 Conclusions

In this study, experimental results were used to develop models able to predict microstructural damages induced by hard turning of Inconel 718 located in the subsurface layer, especially the thickness of the deformed layer and the average of the cracked carbides, using response surface methodology. The following conclusions can be drawn from the study:

- A strong correlation was identified between the thickness of the deformed layer and average of the cracked carbides.
- The evolution of the microstructure alteration as a function of material removal rate and deformation power can be well described by square root function.
- The thicknesses of the deformed layer and average of cracked carbides increase as material removal rate and deformation power increase.
- A higher feed rate and low cutting speed value leads to a higher deformed layer thickness and a higher percentage of cracked carbides.

CHAPITRE 5

CHARACTERIZATION OF SUBSURFACE MICROSTRUCTURAL ALTERATIONS INDUCED BY HARD TURNING OF INCONEL 718

Heithem Touazine, Kanwal Chadha, Mohammad Jahazi and Philippe Bocher

Article submitted in Materials Characterization, March 2018

Abstract

Conventional machining especially hard turning is commonly used in aerospace industry to produce the final shape of cylindrical parts. However, the process generates damages and microstructural alterations on the surface and at the subsurface layer, in particular the cracking of hard carbides particles. The present paper focuses on investigating the mechanisms responsible for carbide cracking and the formation of a softened layer at a depth between 10 and 30 µm below the machined surface. Advanced techniques, such as laser confocal microscopy and Field Emission Gun Scanning Electron Microscope (FEG-SEM) equipped with In-Situ picoindenter and electron backscatter diffraction (EBSD), were used to characterize and analyze the evolution of the microstructure in the affected layer and propose the possible governing mechanisms for the observations.

Keywords: Hard turning, Subsurface damage, Cracked carbides, In-situ SEM picoindenter, Nanohardness, Soft layer, EBSD, Schmid factor, KAM.

5.1 Introduction

Inconel 718 is one of the most used superalloys in the aerospace industry for the fabrication of turbine disks, blades and shafts. It covers more than 50 % of the aircraft engine especially the hot section (Ezugwu, Bonney et Yamane, 2003) due to its superior properties such us resistance

to corrosion, oxidation and creep (Chamanfar et al., 2013; Ghosh, Yadav et Das, 2008; Kuo et al., 2009; Thomas et al., 2006a) at high temperatures up to 650 °C (Arunachalam, Mannan et Spowage, 2004; Rao et al., 2003). The good properties of Inconel 718 is due to the presence of secondary phases such gamma prime γ' Ni_3 (Al, Ti), gamma double prime γ" (Ni_3Nb) and the delta δ. The microstructure contains also hard particles such us titanium and niobium carbides (Ti, Nb) C located within the grains and at the grain boundaries (Chamanfar et al., 2013). The advantage of those carbides is to improve creep resistance and to prevent grain growth at high working temperatures (Chamanfar et al., 2013; Kuo et al., 2009). However, machining of Inconel 718 presents many challenges mainly due to the significant work hardening and the presence of (Ti, Nb) C carbide particles in the microstructure (Ham et Engineering, 1970; Rahman, Seah et Teo, 1997). In fact, the hard carbide particles produce abrasive wear on the cutting tools (Brandt, Gerendas et Mikus, 1990; Dudzinski et al., 2004; Rahman, Seah et Teo, 1997) which induces surface damages and discontinuities in the machined surface and subsurface layers (Dudzinski et al., 2004; Ezugwu, Wang et Machado, 1999; Rahman, Seah et Teo, 1997). Such damages to the surface integrity could result in reduced service life and if very severe could lead to the scrapping of the finished component (Huang et Ren, 1991; Krook, Recina et Karlsson, 2005; Wang et al., 2017).

Most of the existing studies have focused on tool wear (Brandt, Gerendas et Mikus, 1990; Chen, El-Wardany et Harris, 2004; Kitagawa, Kubo et Maekawa, 1997; Li et al., 2014; Zhou et al., 2011b) or the influence of cutting parameters on surface integrity, especially on roughness (Ozcelik, Oktem et Kurtaran, 2005; Pawade et Joshi, 2011; Provencher et Balazinski, 2017; Provencher et Balaziski, 2016; Tamang et Chandrasekaran, 2016) and residual stresses evolution (Capello, 2005; Sharman, Hughes et Ridgway, 2006; Ulutan et al., 2014; Ulutan, Erdem Alaca et Lazoglu, 2007; Zhou et al., 2014). Only few studies have investigated the effect of machining parameters on microstructure evolution of superalloys [26-29] and particularly on the mechanisms responsible for microstructure alterations. For example, Ranganath et al. (Ranganath, Guo et Holt, 2009a) and Long et al. (Long et al., 2010) studied the impact of machining process and tool geometry parameters on carbide cracking in superalloys. They found that sharp tool, small noise radius and small feed rate decrease the

amount of the cracked and scattered carbides. But, no explanation was provided about the mechanisms responsible for carbide cracking. In a recent study Touazine et al. (Touazine et al., 2017) proposed a model to predict the evolution of cracked carbides as a function of machining parameters. It was shown that the amount of cracked carbides increased with increasing material removal rate and deformation energy. On the other hand, Sharman et al. (Sharman, Hughes et Ridgway, 2006), reported the presence of a softened layer in the subsurface of a machined Inconel 718. They observed a hardness drop and related it to thermal softening and relaxation of residual stresses under the effect of temperature. Similar results based on microhardness profiles were reported by the present authors on an Inconel 718 (Touazine, Jahazi et Bocher, 2016). The depth of the softened region was between 10 and 30 µm beneath the machined surface.

The possible causes for the cracking of (Ti, Nb) C carbides and the presence of a softened layer in the subsurface of machined Inconel 718 samples remain still to be clarified. The present study will focus on further characterizing these two phenomena and discuss the possible mechanisms responsible for their occurrence. The experimental investigation was carried out using FEG-SEM equipped with EBSD backscatter diffraction and in-situ picoindenter.

5.2 Material and methods

Inconel 718 samples were treated according to the AMS 5663 standard to reach a hardness of 47 HRC. Specimens were machined using MAZAK-NEXUS CNC center with uncoated tungsten carbide. The grain size was measured according to ASTM E112-13 to be 20 µm. The specimens were sectioned from 51 mm diameter bar using wire electrical discharge machining in order to reduce mechanical damage and distortion in the machined surface. Before metallographic preparation, the machined samples were coated with pure nickel coating in order to protect the surface during polishing operation (Touazine, Jahazi et Bocher, 2016).

The effect of machining on subsurface damage and the location of cracked carbides with respect to the machined surface were examined on mirror polished samples using an

OLYMPUS LEXT OLS 4100 laser confocal microscope and a Hitachi SU-8230 FEG-SEM. In addition, image analysis was performed using OLYMPUS LEXT OLS 4100 to determine the distribution of the carbide sizes on the as received Inconel 718 microstructure. The maximum depth of the affected layer by machining was determined to be 30 µm (Touazine et al., 2017) and in order to reduce the counting error only carbides larger than 3 µm and in order to reduce the counting error only carbides larger than 3 µm were analyzed. Bruker EBSD detectors were used in order to perform a Schmidt factor distribution maps for studying the mechanisms of carbide cracking. The indentations were performed with 15 mN load, 5 seconds charging time, 5 seconds holding time and 5 seconds discharging time, as shown in Fig.5.1. Nanoindentation tests were performed using HYSITRON PI 88 SEM Picoindenter inside scanning electron microscope chamber, as shown in Fig.5.2 (a) and (b). A single indentation was applied in each grain as illustrated in Fig.5.2 (c). For each depth, an average of 5 measurements for hardness and displacement was taken.

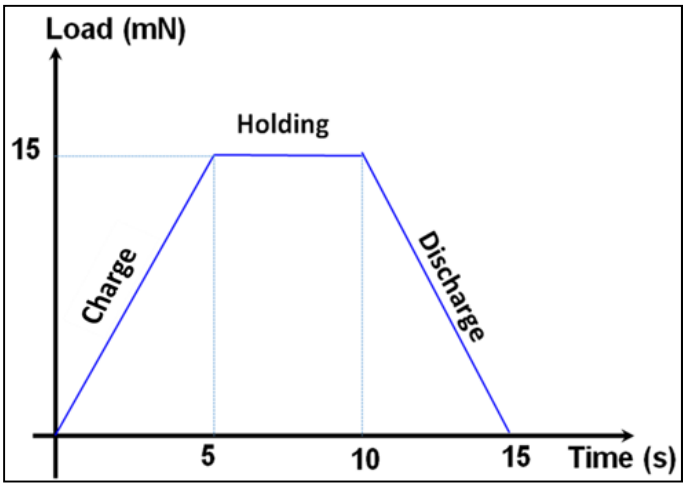


Figure 5.1 Performed nanoindentation cycle

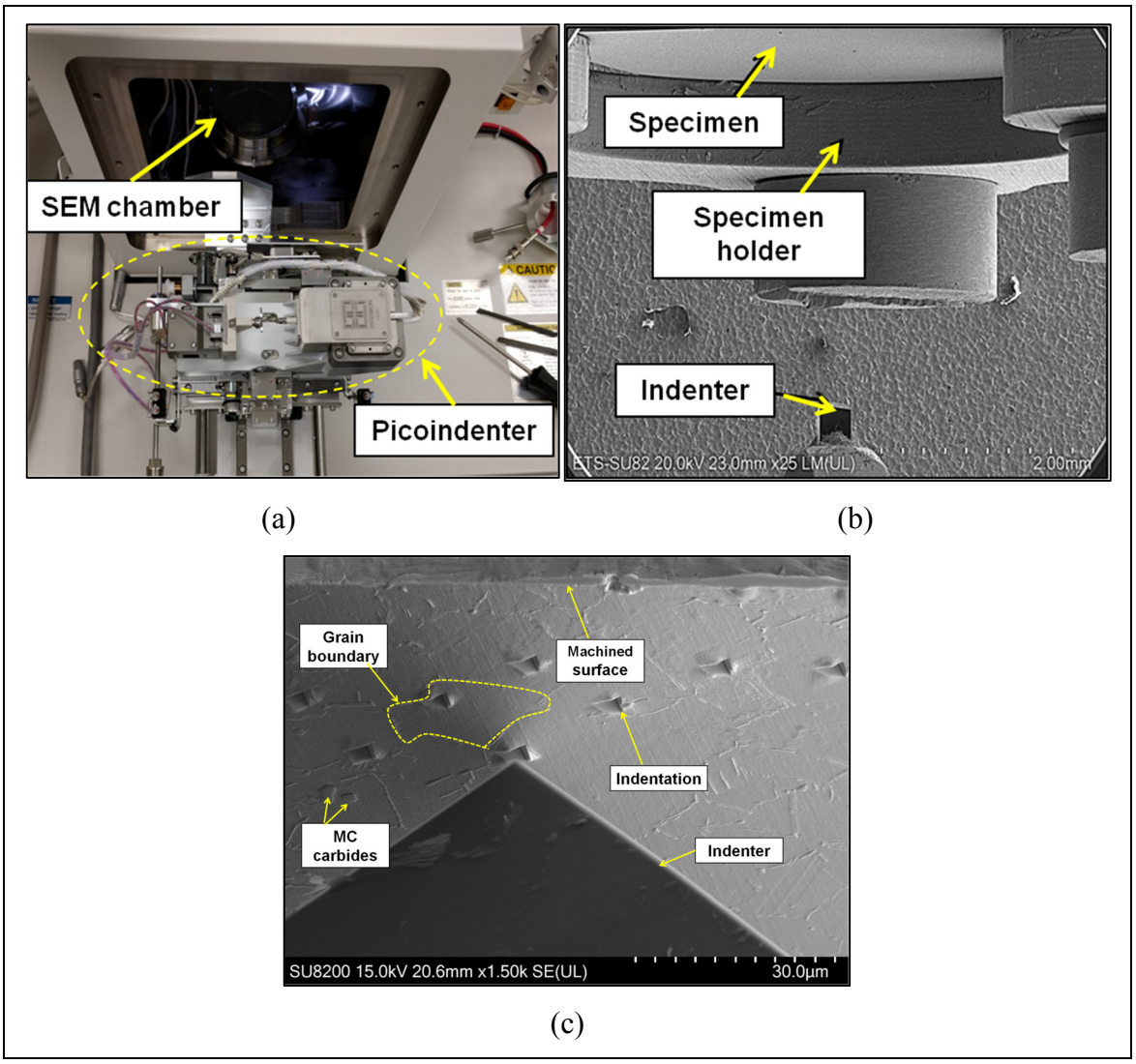


Figure 5.2 Hysitron PI 88 SEM picoindenter: (a) Plugging of the picoindenter inside SEM chamber, (b) Indentation and imaging at real time and (c) Nanoindentation performed at the real time allowing us to avoid hitting (Ti, Nb) C carbides

5.3 Results and discussion

5.3.1 Distribution and location of cracked carbides

The as-received material contains 2.6 % of cracked oriented randomly through the microstructure, as shown in Fig.5.3 (a) and (b). The concentrated deformation during machining induced more cracked carbides than other deformation process such as forging. A

previous work indicated that the amount of cracked carbides increases with increasing material removal rate and deformation energy during machining of Inconel 718 (Touazine et al., 2017).

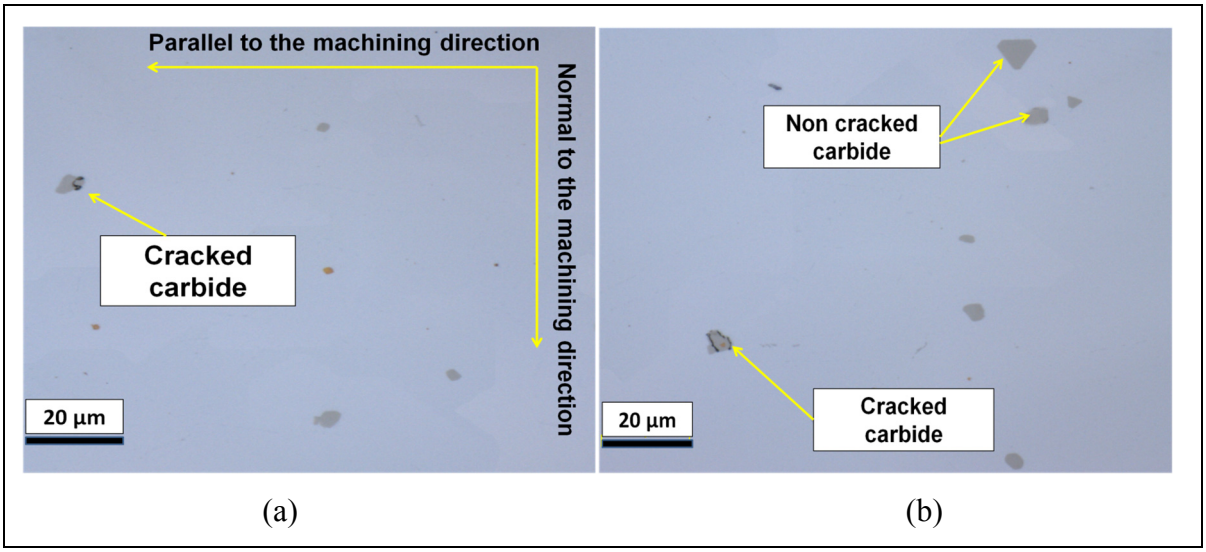


Figure 5.3 Different types of cracked carbides in the as received material

In addition, the microstructure presents different sizes of (Ti, Nb) C carbides, as shown in Fig.5.4. To draw a representative distribution of carbide size of the studied material, more than 6000 carbides were analyzed using image analysis technique with a lens of 50X magnification. The results indicated that 76% of carbides were less than 3 µm, as shown in Fig.5.5. It should mention that the amount of cracked carbides changes with changing the cutting parameters.

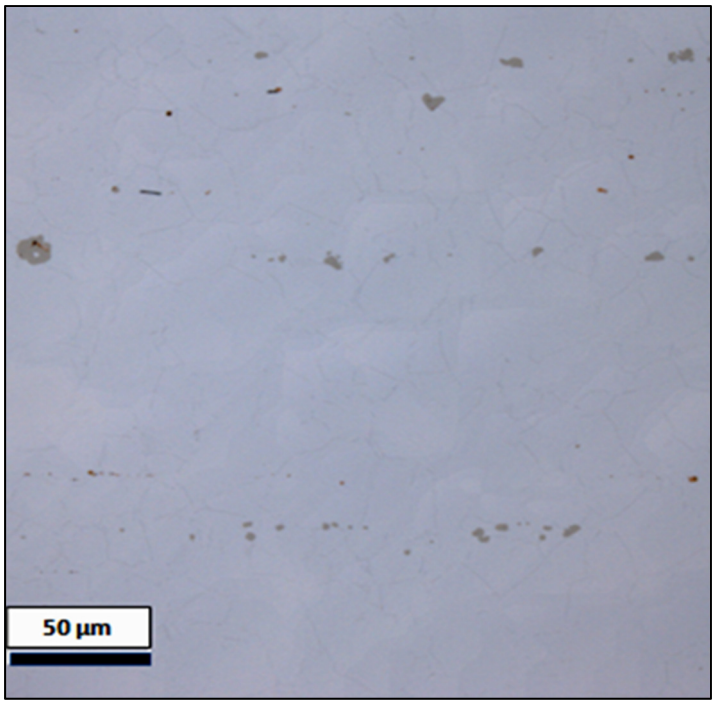


Figure 5.4 Different sizes of carbides in the as-received material with 50X magnification lens

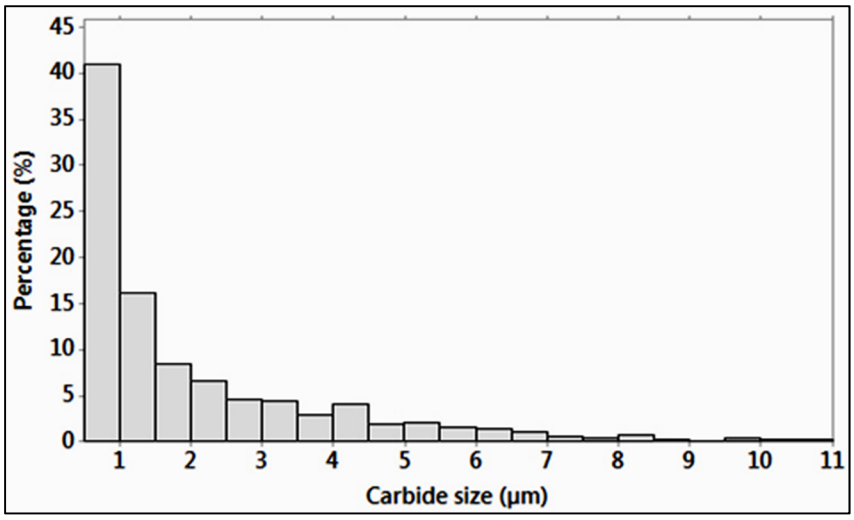


Figure 5.5 Carbide sizes distribution in the microstructure of Inconel 718

Optical microscopy was used to distinguish between cracked and non-cracked carbides under different finishing cutting conditions, as presented in Fig.5.6 (a), (b) and (c). In general, the analyses showed that carbides comprised between 0.5 and 3 μm were not cracked.

The maximum depth of the subsurface layer affected by machining was 30 μm. Microscopic examination of the subsurface layer did not reveal any specific distribution of carbides, whether cracked and non-cracked ones. Fig.5.6 (a), (b) and (c) show some illustrative examples, where it can be seen that the cracked carbides are below the non-cracked one (Fig. 5.5 (a); while in Fig.5.6 (b), the cracked carbide is seen below few non cracked ones with a size less than 3 μm, and lastly in Fig.5.6 (c) the cracked carbide is seen above all non-cracked ones. Thus, there is no consistency in the presence of cracked carbides with respect to the depth beneath the machined surface. Also, the microscopic analysis indicated that the majority of the cracked carbides were located in a depth comprised between 12 and 23 μm beneath the machined surface for different cutting conditions as shown in Fig.5.6 (a), (b) and(c).

A similar behavior was found by Ranganath et al. (Ranganath, Guo et Hegde, 2009) and by Guo and Anurag (Guo et Anurag, 2000). They explained that the carbide cracking occurs simultaneously with the rotation along the cutting direction during material removal process for the big sized carbides. Whereas, small carbides flow with the material and rotate along the cutting direction without cracking.

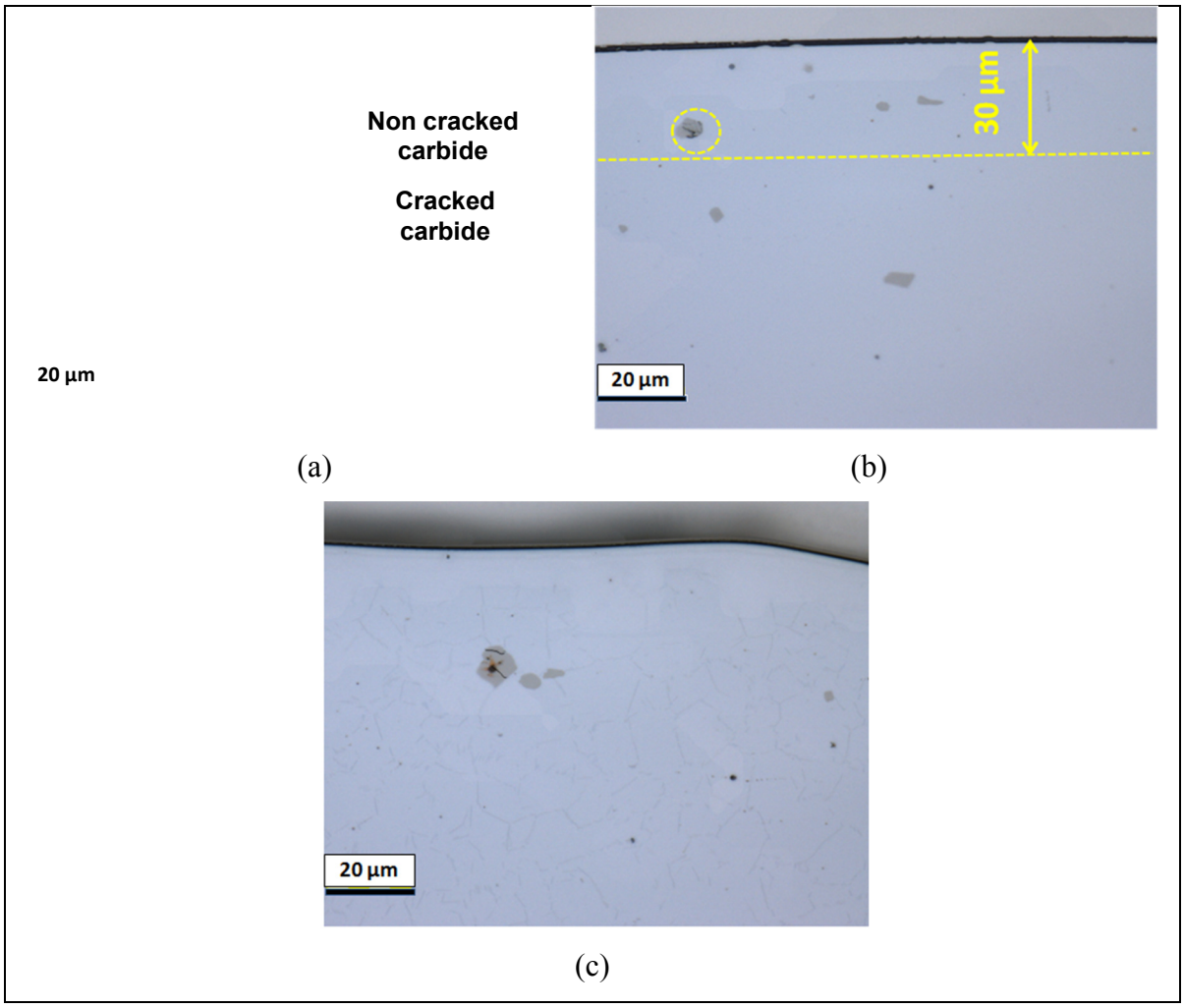


Figure 5.6 Example of cracked carbides after machining of Inconel 718: (a) Maximum depth of the analyzed surface, (b) Typical cracked carbide located at 23 µm beneath the machined surface and (c) Large size carbides are easier to fracture

5.3.2 EBSD analysis

Figs.5.7 (a) and (b) show the Image Quality (IQ) maps of two random locations of machined Inconel 718 sample. The black lines in the images denote High Angle Grain Boundaries (HAGB, $\theta > 15°$). The machined surface can be seen in the top region of the IQ map which is concentrated below 10µm of the surface. The IQ maps depict a clear visualization of the presence of carbides located in the subsurface layer. Using EBSD technique, grains and carbides could be distinguished based on the crystallographic structure and lattice parameters

(Laigo et al., 2008). The presence of cracked carbides along with the non-cracked ones can be seen very clearly. Similar observations were reported in Fig.5.6 (a) to (c) where cracked carbides were visible at different depths and locations. IQ maps provide a very clear image of cracks and grains and their misorientation relation with respect to the neighbouring ones, as shown in Fig.5.7 (a) and (b). However, it is still difficult to predict the reason for the presence of cracked carbides along with the non-cracked ones with respect to the depth beneath the machined surface.

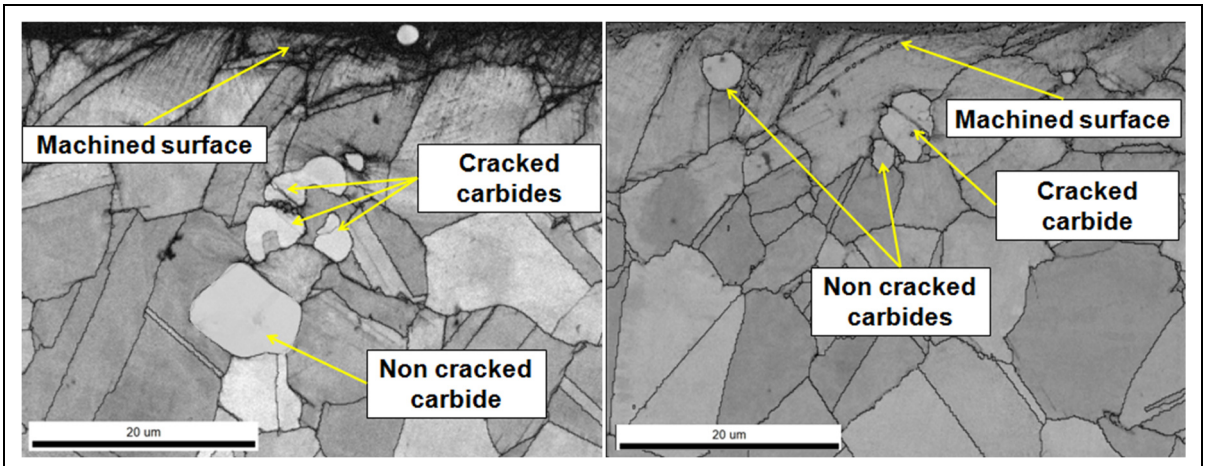


Figure 5.7 IQ images of machined Inconel 718 surface showing the presence of cracked and non-cracked carbides

EBSD maps showing distribution of Schmid factor beneath the machined surface were generated by considering the direction of compression as perpendicular to the transverse direction of the machined sample. High and low values of the Schmid factor indicate that the grains are soft and hard, respectively (Birosca, 2015). As illustrated in Fig.5.8 (a), (b) and (c), most of the grains in the as received and the machined material have a relatively high Schmid factor of more than 0.4 and the distributions of Schmid factors were slightly different for the two zones of the same machined sample. In addition, Schmid factor maps showed that the grains in the affected layer by machining present a gradient of Schmid factor under the effect of deformation induced by machining. It was determined that the preferential location of crack initiation in the carbides was at the boundaries of grains presenting a gradient of Schmid factor.

However, the carbide encircled in black in Fig.5.8 (a) was not cracked because it was located outside of the affected area by machining. It was surrounded with non deformed grains which do not present a gradient of Schmid factor as demonstrated by the uniform color of the grains around the circled carbide in Fig.5.9 (a). Furthermore, it can be observed that the carbides located at the grain boundaries are the ones which are easiest to be cracked, as shown in Fig.5.7 (b) and Fig.5.8 (b).

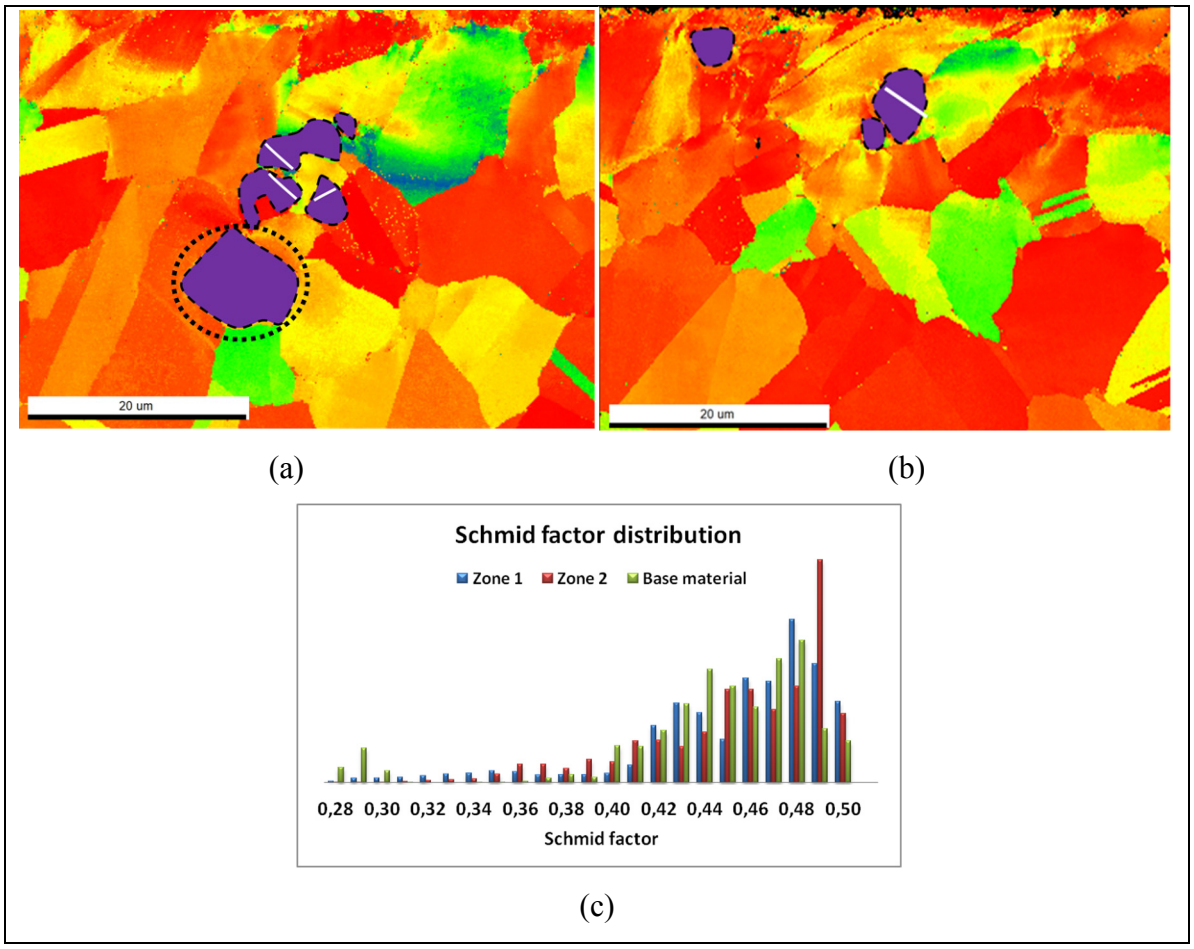


Figure 5.8 EBSD maps showing the distribution of the Schmid factor in the machined Inconel 718 in the compression direction: (a) Zone 1, (b) Zone 2 and (c) Schmid factor distribution for zone 1, zone 2 and base material

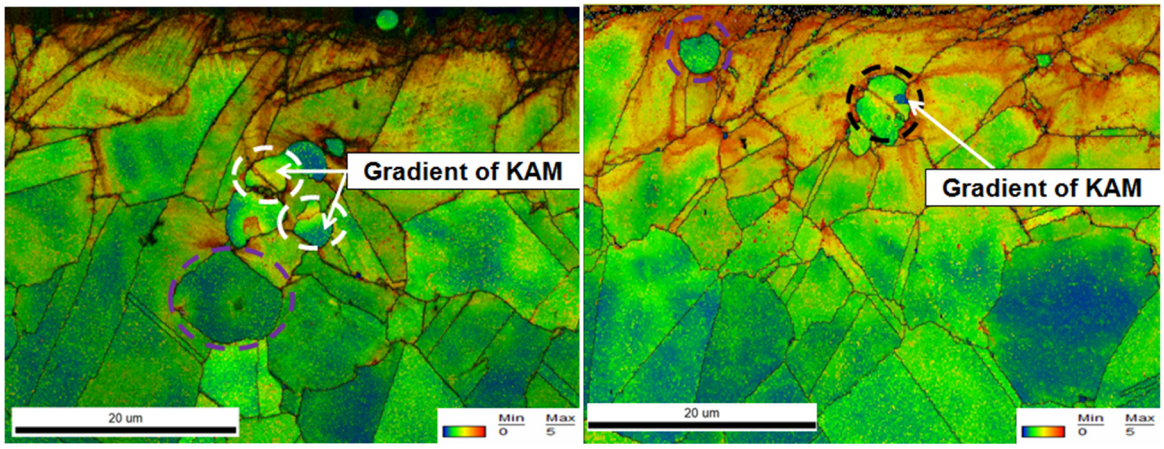
The relation between cracked carbides formation with the gradient of the Schmid factor of grains adjacent to cracked carbides probably indicates that the cracking process is related to a dislocation accumulation and grain orientation. In those boundaries, dislocations are expected

to be piled up at grain boundaries with a large difference in Schmid factor as a result of the blocking of slip systems (Abuzaid et al., 2012; Jiang, Gao et Reed, 2015; Zhang et al., 2012).

Observation of the cracked carbides in the subsurface region showed that almost all the *cracks* had a 45°angle with the machined surface (i.e. the horizontal line). This is in contrast with those in the as received material, which did not show any preferential orientation, as indicated above and shown in Fig.5.3 (a) and (b). This finding suggests that the deformation of the material during machining brings the larger precipitates to cleave under the maximum resolved shear stress (45 deg) due to the large difference of deformation path between the top and the bottom of the carbides. On the other hand, the smaller carbides flow with the deformed matrix and therefore do not necessarily crack. Agrawal et al. (Agrawal et al., 2002) and Lee (Lee, 2009) reported observed similar behavior in Aluminum alloys. On the basis of the above findings, the rotation of carbides during material removal process combined with the higher dislocation density caused by the gradient of Schmid factor of grains adjacent to the carbides could initiate and facilitate the cracking.

In order to further analyze the grains adjacent to the cracked carbides, Kernel Average Misorientation (KAM) maps were generated using TSL-OIM^{TM} software. The level of KAM within the grain gives the level of dislocation density in them. In the KAM analysis, higher is the dislocation density (or in other words strain), higher will be the KAM value (Bhattacharjee et al., 2014; Wilkinson et Britton, 2012). Fig.5.9 (a) and (b) showed the KAM maps of the random image of Inconel 718. It can be seen that the cracking of the carbide is initiated due to the presence of KAM gradient values between 12 and 25 μm, i.e. dislocation density at the interface carbide/grain. In Fig.5.9 (a), the crack (encircled in white color) initiates from the left side of the carbide, which is red in color indicating high KAM, whereas on the right side of the grain, relatively low levels of KAM can be seen. In Fig.5.8 (b), similar observation is done from the cracked carbide (encircled in black color), where presence of two gradients can be seen, i.e. high KAM on the left side of the carbide and relatively low KAM on the right side but not within the carbide (shown with white arrows). The observation from Fig.5.9 (a) and (b) indicates that cracking initiates when there is a sharp gradient of dislocation density at the

edges of the carbides. The proposed mechanism holds strong with the observation of the non-cracked carbides (encircled in violet in Fig.5.9 (a) and (b)) where the surrounding areas of these carbides do not show the presence of a KAM gradient or high Schmid factor values. However, for some grains located near the machined surface the correlation between high Schmid factor and low dislocation density is not fully respected, as shown in Fig.5.8 (a) and (b) and Fig.5.9 (a) and (b). Birosca (Birosca, 2015) in their study of deformation of RR1000 nickel-based superalloy also observed a similar behavior for some grains. For example, they found that in general high Schmid factors (between 0.42 and 0.5) were associated with Geometrically Necessary Dislocation (GND) of about $10^{2.4}/\mu m^2$ while for lower Schmid factor values the GND was about twice higher. On the other hand, for some grains they found irregularities as in the present case. No specific reason was provided for the observed deviations.



(a) (b)

Figure 5.9 Kernel Average Misorientation maps of machined Inconel 718 samples

5.3.3 Nanohardness evolution

Nanoindentations were performed with the objective to investigate the presence of a softened layer at the machined subsurface using Berkovich indenter from the machined surface to the bulk material. For each indentation, depth of indentation and hardness values were measured. Hardness is defined by dividing the maximal indentation load (P_{max}) by maximal projected contact area (A_{max}) as shown by the following Eq.5.1.

$$H = \frac{P_{max}}{A_{max}} \tag{5.1}$$

Thanks to the picoindenter device, the (Ti, Nb) C carbides present in the microstructure of the Inconel 718 were avoided in order to measure the material hardness and to reduce the standard deviation of measurements. The results are reported in Fig.5.10 where the hardness evolution is reported by the blue curve and the indentation depth with the red curve. The hardened layer has a depth of about 12 µm and 0.4 GPa harder than the bulk material. The dispersion for the hardness values suggests a heterogeneous deformation throughout the machined surface, which may be related to different orientation and hardness of the grains in the as received material. The hardness then drops and a 10 µm thick layer softer than the bulk material with 0.35 GPa is observed. Simultaneously, the depth of the indentations (displacement) was measured. The obtained values confirm the presence of both a hardened and a softened layer with displacements of the order of 1980 nm in the first 12 µm and of between 2050 nm and 2125 nm of depth between 12 and 23 µm. This enhancement of hardness just below the surface is directly related to the work hardening and the plastic deformations induced during machining. The hardened region is characterized by intense deformation of grains and deflection of grain boundaries due to the tool pressure and material shearing. The 12 µm thickness of the hardened layer was confirmed with the KAM maps which showed a high concentration of local misorientation represented in red color in Fig.5.9 (a) and (b).

The presence of a softened layer after hard turning of Inconel 718 is in agreement with the results reported by Sharman et al. (Sharman, Hughes et Ridgway, 2004) and by Thakur et al. (Thakur, Mohanty et Gangopadhyay, 2014) on turning of Inconel 718 and Incoloy 825, respectively. Frictional heat generated during machining and/or the presence of tensile residual stresses in the subsurface layers has been proposed as possible mechanisms for the formation of the softened layer. In addition to the above factors, the low thermal conductivity of the Inconel 718 (11 WmK^{-1}) contributes also to the thermal softening process by conserving the heat in the subsurface layers during machining. However, quantifying the contribution of each of the above mechanisms appears to be very complex as they all occur at the same time.

The enhancement of hardness in heat treated nickel superalloys is related to the presence of secondary phases and (Ti, Nb) C carbide particles (Maj et al., 2017; Narayan Singh et al., 2018; Thomas et al., 2006b). The results obtained in the present investigation showed that cracked carbides were concentrated in the subsurface layer at a depth corresponding to the softened region, as shown by Fig.5.6 (a), (b) and (c), and Fig.5.7 (a) and (b). EBSD results showed that the region comprised between 12 and 25 µm depth presented a high gradient of Schmid factor and KAM misorientations. The presence of this gradient at this specific depth is probably the main factor leading to the shearing of the hard carbides located between 12 and 25 µm depth, as shown in Fig.5.10. These levels of deformation could also lead to the shearing of secondary phases resulting to the observed local softening.

Finally, it must be the depth of the softened layer is expected to change with the cutting conditions and therefore the amount of the cracked carbides will be changed too.

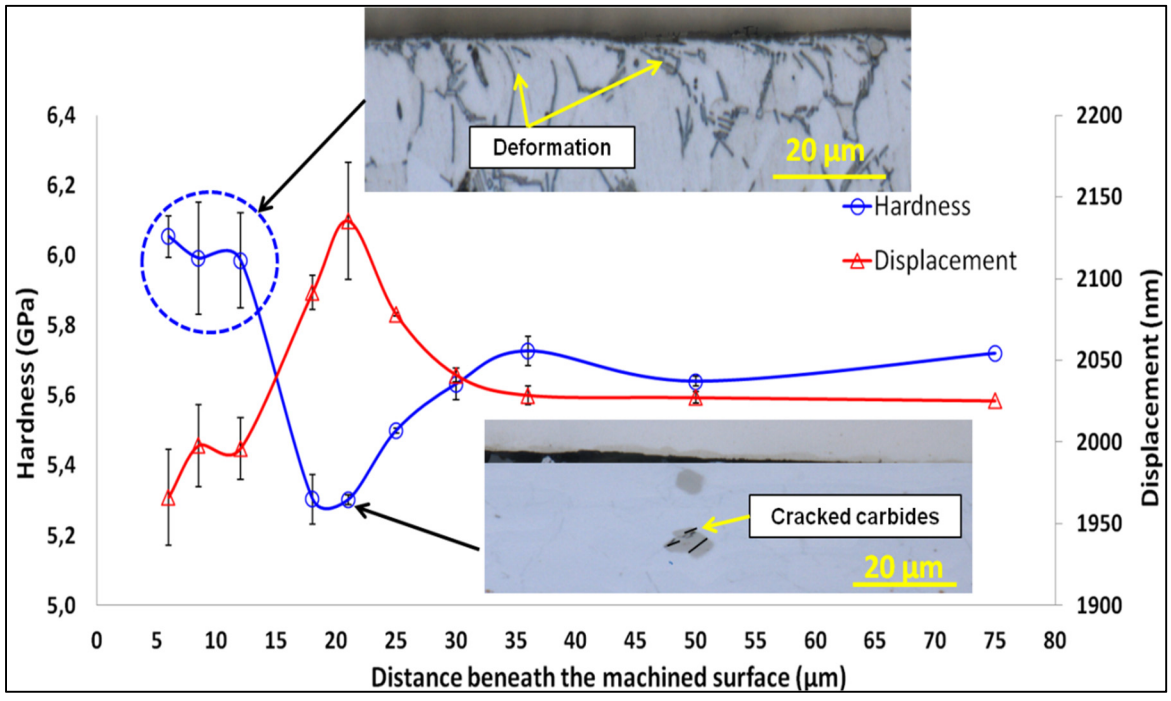


Figure 5.10 Spoon shaped curve showing the evolution of nanohardness beneath the machined surface of hard turned Inconel 718

5.4 Conclusions

In this study, a combination of laser confocal, EBSD, and in-situ SEM nanoindentation were used to characterize the subsurface layer of hard turned Inconel 718 and propose possible governing mechanisms for the observations. Experimental analysis of Inconel 718 machined samples has documented the mechanisms responsible for the appearance of cracked carbides in the surface and especially in the subsurface layer. In addition, the following conclusions can be drawn from the study:

1- Lower hardness values and the presence of a softened layer could be related to the high amount of the cracked carbides in the subsurface layer just below the hardened layer.
2- Carbides above a threshold size of 3 μm are easier to be cracked than the smaller ones.
3- Cracks become denser when the carbide size increases and cracks appear to occur during rotation of the large carbides under the effect of material shearing.
4- A combination of high gradient of Schmid factor and high local Kernal Average Misorientation leads to the cracking of (Ti, Nb) C carbides located at the grain boundaries

CONCLUSION

Cette thèse a pour objectif principal d'étudier l'effet du tournage dur sur l'évolution de la microstructure de l'Inconel 718. Plus précisément, l'effet des paramètres de coupe par tournage sur l'endommagement subsurfacique de ces deux matériaux qui ont un comportement différent. Au cours de cette investigation, nous avons concentré le travail sur le développement d'une méthode de caractérisation précise des pièces usinées, d'établir une corrélation entre les paramètres de coupe par tournage dur et l'évolution de l'endommagement microstructurale dans les couches subsurfaciques par la transformation des paramètres en quantités physiques et de comprendre les mécanismes qui gouvernent les altérations caractérisées.

Cette étude expérimentale a été menée à l'aide d'une planification expérimentale qui a combinée la technique des plans d'expériences et des techniques avancées de caractérisation. Les résultats générés montrent que l'endommagement de la microstructure est fortement corrélé aux paramètres de coupe introduits lors de l'usinage. En effet, l'endommagement de l'Inconel 718 a été présenté par l'épaisseur de la couche déformée (DL) et par le pourcentage des carbures fissurés dans les couches subsurfaciques (ACC). La modélisation et la prédiction de l'endommagement subsurfacique sous formes de DL et ACC pourrait aider à mieux comprendre l'effet de l'usinage par tournage dur sur la microstructure et ainsi d'optimiser le procédé et augmenter la productivité avec une meilleure qualité de surface.

Afin d'atteindre les objectifs de ce travail, tout d'abord, une étude bibliographique nous a permis d'identifier les lacunes de l'effet de l'usinage sur l'évolution de la microstructure pour les deux matériaux en question. Dans cette partie, on a identifié des lacunes sur l'effet de tournage dur sur l'évolution de la microstructure et sur la modélisation de l'endommagement subsurfacique. L'étude bibliographique a montré aussi que la vitesse de coupe, la vitesse d'avance, la profondeur de passe et l'usure de l'outil de coupe sont les paramètres les plus significatifs et qu'ils n'y ont pas de modèles expérimentaux qui permettent de prédire l'endommagement de la microstructure en fonction des paramètres de coupe. Aussi, la littérature ne présente pas une méthode de caractérisation standard permettant de caractériser

les pièces usinées de façon similaire afin de quantifier l'endommagement subsurfacique dans les mêmes conditions.

Dans un premier temps, une technique de caractérisation précise a été développée dans le but d'identifier les défauts d'usinage de ceux de la préparation métallographique. Cette méthode consiste à déposer une couche de nickel sur la surface usinée afin de la protéger, de conserver les carbures près de la surface et d'éliminer la déformation du bord de l'échantillon sous l'effet du polissage mécanique. Mis à part des avantages cités ci-dessous, cette méthode nous a permis de quantifier la couche affectée par l'usinage à l'aide d'un microscope optique et éviter la surestimation de l'endommagement. De plus, elle nous a permis de quantifier adéquatement les valeurs de la dureté dans les couches subsurfaciques. La méthode de caractérisation développée a été validée par et la technique EBSD.

Ensuite, l'investigation expérimentale a été focalisée sur l'étude de l'impact du tournage dur sur l'endommagement subsurfacique et sur la modélisation de ce dernier en fonction des paramètres de coupe. Afin de simplifier le travail, une nouvelle arrête de coupe a été utilisée pour chaque test. Les expériences ont été planifiées selon le plan hybride Roquemore 311B. Les paramètres de coupe sélectionnés (Vc, f et DoC) ont été transformés en énergie de déformation (E) et en débit d'enlèvement de matière (MRR). La transformation des variables a abouti à une relation décrivant évolution de l'endommagement selon une fonction raciné carrée. Les modèles proposés ont été validés par deux conditions de finition utilisées par le partenaire industriel. L'erreur maximale calculée, et qui représente la différence entre les valeurs expérimentales et prédites, est égale à 12% par rapport au centre du domaine d'étude. L'erreur s'est élevée à 28% quand on l'a validé avec une condition extrême. Les valeurs prédites corroborent les valeurs expérimentales dans un intervalle de confiance de 95%.

Enfin, la caractérisation de l'endommagement microstructurale a montré que la concentration la plus élevée des carbures fissurés est située dans les couches subsurfaciques entre 10 et 30 μm en profondeur par rapport à la surface usinée. Un mécanisme basé sur l'influence de l'orientation cristallographique des carbures et la distribution des facteurs de Schmid sur la

fissuration des carbures (Nb, Ti) C a été proposé sur la base d'une analyse EBSD. En effet, les carbures situés dans des interfaces qui présentent une différence de valeurs de facteur de Schmid (élevée/faible) ont tendance de se fissurer facilement. De plus, l'analyse expérimentale a montré que plus la taille des carbures est grande plus facilement qu'ils se fissurent.

Les principales conclusions suivantes peuvent être tirées de ce travail :

- Le dépôt d'une couche micrométrique de nickel empêche la génération de défauts lors de la préparation des échantillons et permet l'identification précise des défauts d'usinage. De même, la couche protectrice de nickel permet de mesurer correctement la dureté près du bord de l'échantillon ;
- Les échantillons usinés en Inconel 718 montrent la présence d'une couche durcie en surface et d'une couche adoucie sous la surface ;
- Une forte corrélation a été identifiée entre l'épaisseur de la couche déformée et le pourcentage moyen des carbures fissurés ;
- Une fonction a été proposée pour décrire l'évolution de l'endommagement microstructurale (DL et ACC) en fonction du taux d'enlèvement de matière (MRR) et de la puissance de déformation (E). Cette relation indique que DL et ACC augmentent avec l'augmentation de E et MRR ;
- L'usinage avec des vitesses de coupe élevées et des vitesses d'avance faibles engendre une importante couche déformée et induit plus de carbures fissurés dans les sous couches ;
- Pour l'Inconel 718, plus que la taille des carbures augmente plus que la fissuration devient de plus en plus facile. Les carbures ayant une taille inférieure à 3 µm n'ont pas été fissurés.
- La fissuration des carbures (Ti, Nb) C s'amorcent dans les carbures localisés aux joints de grains dont les grains adjacents présentes un gradient de facteur de Schmid et un gradient de misorientations locales ;
- La chute de la dureté et la présence d'une couche adoucie pourraient être liées à la quantité élevée de carbures fissurés dans les couches subsurfacique. L'épaisseur de la

couche adoucie est entre 10 et 30 µm sous la surface usinée dépendant des conditions d'usinage de finition.

Bien que ce travail présente une contribution scientifique pour le thème effet de l'usinage sur l'évolution de la microstructure spécialement pour le superalliage l'Inconel 718, certains résultats obtenus peuvent être mieux développés dans le futur :

- Corréler l'endommagement subsurfacique comme l'épaisseur de la couche déformée et le pourcentage des carbures fissurés avec la durée en fatigue des pièces usinées. À noter qu'une investigation a été conduite sur l'effet des carbures fissurés sur la durée de vie en fatigue de l'Inconel 718. Le modèle proposé a été appliqué avec succès à trois échantillons soumis à des essais de fatigue dont les conditions d'usinage et la durée de vie en fatigue n'avaient été fournies.

ANNEXE I

INFLUENCE OF HARD TURNING ON MICROSTRUCTURE EVOLUTION IN THE SUBSURFACE LAYERS OF INCONEL 718

Heithem Touazine, Mohammad Jahazi and Philippe Bocher

Conference paper published in ASME 2014 International Mechanical Engineering Congress and Exposition

Received: 10 June 2014 / Accepted: 07 July 2014

DOI: 10.1115/IMECE2014-37348

Abstract: This study investigated the effects of semi finish, finish and critical finish machining parameters on the microstructural evolution of subsurface layers in Inconel 718. In order to assess the microstructural evolution in the subsurface layer following machining, advanced characterization methods including opto-digital microscopy, X-ray diffraction and nanoindentation were used. Results showed that friction between the tool and the workpiece during machining lead to microstructural changes such as hardness enhancement on the surface and softening on the subsurface. It was also observed that damage in the machined surface is related to the presence of defects such as cracks, cavities and carbide detachment from the surface. Finally, residual stress measurements revealed that, within the investigated parameters, the cutting speed has the most significant effect on surface integrity.

Keywords: Hard turning, Surface damages, Deformed layer, Nanohardness, Surface residual stress.

1. Introduction

Superalloys are used in the manufacturing of aerospace components such as turbine disks where high service temperatures are required (Kortabarria, Arrazola et Ostolaza, 2013; Ulutan et Ozel, 2011). Surface integrity of subsurface and surface layers resulting from machining is

crucial for fatigue life improvement (Novovic et al., 2004). Yet, machining processes including hard turning affects surface integrity and induces microstructural alterations such as surface hardness enhancement resulting from work hardening, plastic deformation, microcracks, white layer formation, recrystallization and tensile thermal residual stresses (Bushlya et al., 2011; Jawahir et al., 2011; Pawade, Joshi et Brahmankar, 2008; Ulutan et Ozel, 2011; Zhou et al., 2011b).

In order to achieve dimensional tolerance, manufacturing of aerospace components require a multi-step machining procedure which includes semi finishing, finishing and critical finishing. This study intends to investigate the microstructural evolution of an Inconel 718 superalloy according to multi-step hard turning.

2. Experimental investigations

Table A I-1 summarizes the machining parameters used during the different cutting steps: semi-finish, finish and critical finish. Using those parameters, 3D turning tests were carried out on a MAZAK center using age hardened cylindrical forged bars with a standard AMS heat treatment procedure. Machined specimens were sectioned, mounted and etched using an electrolytic solution containing 15 ml and 30 ml of H_2O_2 and HCl respectively in order to reveal grain boundaries and investigate the subsurface layers modifications. Grain size measurements were carried out using the MIP image analysis software (Nahamin Pardazan Asia, www.metsofts.com) as per ASTM 6 as shown in Figure A I-1. The hardness was measured to be 38±1 HRC. The chemical composition of Inconel 718 was determined through an EDAX technique and results are presented on Table A I-2.

Table A I.1 Machining parameters

Machining step	Cutting speed (m/min)	Feed rate (mm/rev)	Depth of cut (mm)	Tool
Semi-finish	50	0.13	1.02	Carbide
Finish	60	0.08	0.25	Carbide
Critical finish	50	0.05	0.13	Carbide

Table A I.2 Chemical composition of Inconel 718 (wt.%)

Element (wt.%)	Ni	Fe	Cr	Nb	Ti	Mo	V	Al	Ta	Si	C
Standard error	52.97	18.51	18.36	4.47	1.02	3.14	0.09	0.39	0.22	0.22	0.07

An OLYMPUS DSX 500 opto-digital microscope was used to assess the microstructure evolution during the various machining steps. Nanohardness measurements were carried out on the workpiece cross-section using a load of 1mN with a HYSITRON Tribo-Indenter and a Berkovich tip. An analysis of residual stresses was performed using the $\sin^2\psi$ method on the same diffractometer using a Cr filter and a Brag angle of 152.6º in the Crystallographic plane {311}. The measurements were performed at β angles of ±17.3, ±13.7, ±0.4, and 0º. The applied oscillation was 2 degrees at each mentioned β in order to improve the peaks intensities. X-ray elastic constant of 14478 MPa was taken into account for calculations.

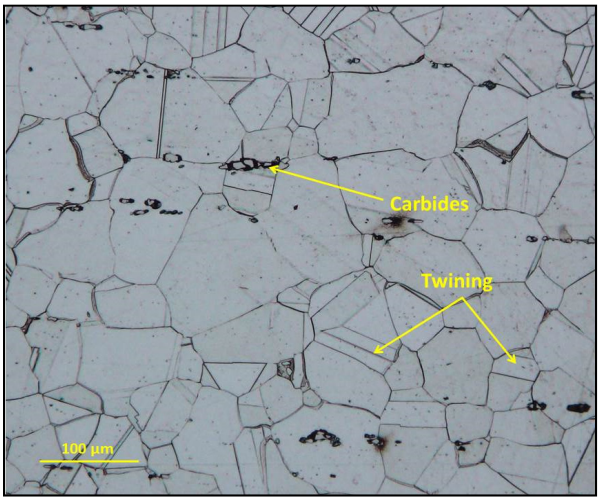


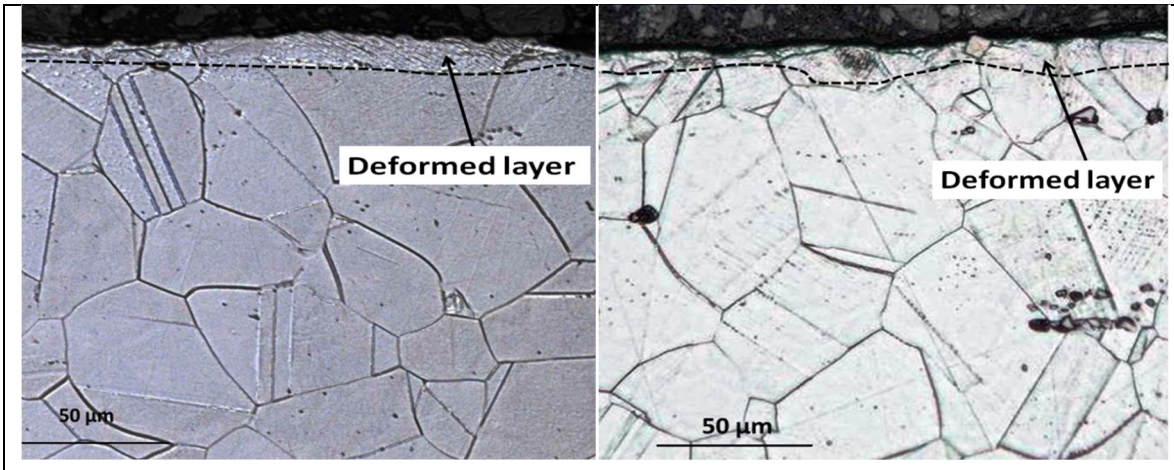
Figure A I-1 Separation of the machined surfaces with W-EDM

3. Results

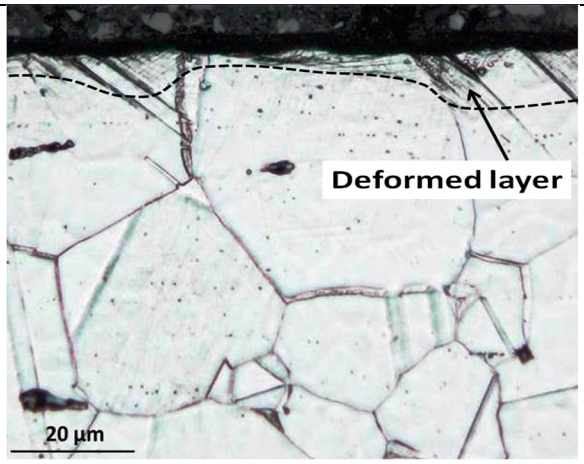
3.1 Plastic deformation

Figure A I-2 (a), (b) and (c) reveals typical subsurface damage produced by hard turning. The force applied by the tool during machining deformed the grain according to the cutting direction. Grain and grain boundaries deformations are explained by the effect of the cutting force applied from the tool to the workpiece and of the high cutting temperatures induced during removing material. The obtained results reveal that the severity of plastic deformation in finish and critical finish is more than the one in the semi finish step, as shown in the Table A I-3.

The extent of plastic deformation can be explained through the degree of grain boundaries distortion. Figure A I-2 (b) and Figure A I-2 (c) show that the grain boundaries are more deformed than the grain boundaries shown on Figure A I-2 (a). This deformation leads to crack initiation at grain boundaries as shown on Figure A I-3 (c). Published reports in the literature indicate that the structural alteration beneath the surface increased when cutting speed, depth of cut and tool wear are increased (Zhou et al., 2011c).



(a) (b)



(c)

Figure A I-2 Deformed layers after hard turning: (a) semi finish, (b) finish and (c) critical finish

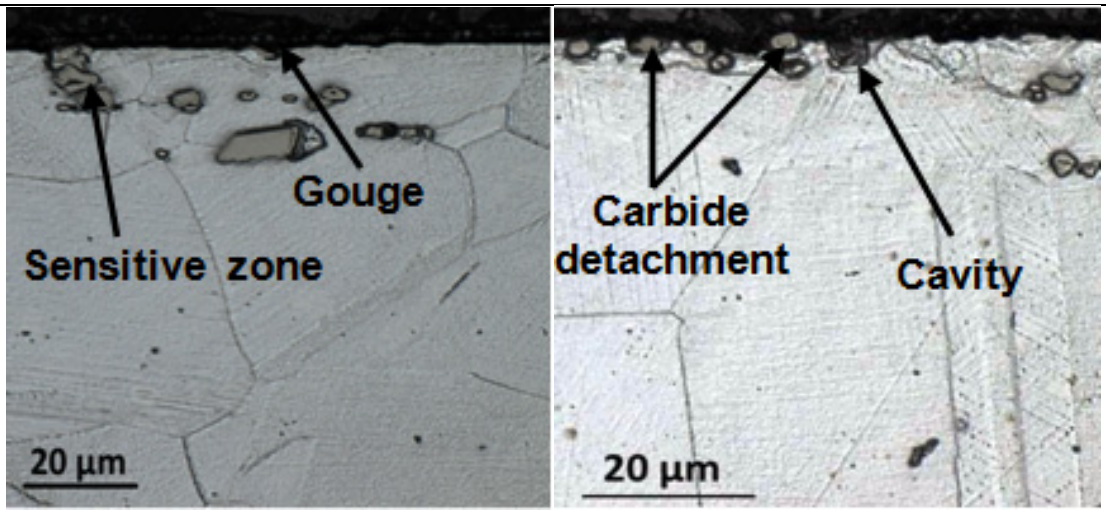
In addition, Fig.3.2 shows that the deformed zone is not uniform in the surface. The Table A I.3 summarizes the average minimum and maximum deformed zone thickness.

Table A I.3 Average deformed layers thickness after hard turning

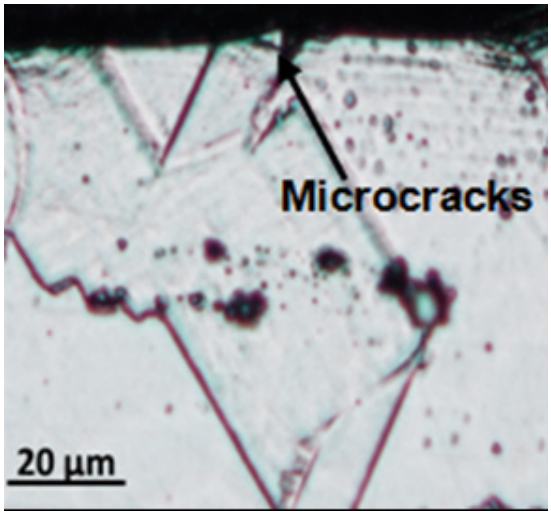
	Semi finish	**Finish**	**Critical finish**
Minimum average thickness (µm)	6.11 ± 0.31	5 ± 0.3	4.1 ± 0.27
Maximum average thickness (µm)	10.03 ± 0.21	11.05 ± 0.54	8 ± 0.135

3.2 Defects in machined surface

As depicted in Figure A I-3 (a), (b) and (c) many types of surface discontinuities and defects such as gouge, brittle carbide zone, carbide detachment, cavities and microcracks. It can be seen that the degradation of surface quality of a stage to the next is very clear. Plucking of particles and carbides from the surface cause dragging and tearing defects in the next pass from the surface like microcracks in the critical finish. Moreover, each cutting step causes residual effects in the surface that will be affected by the next machining step.



(a) (b)



(c)

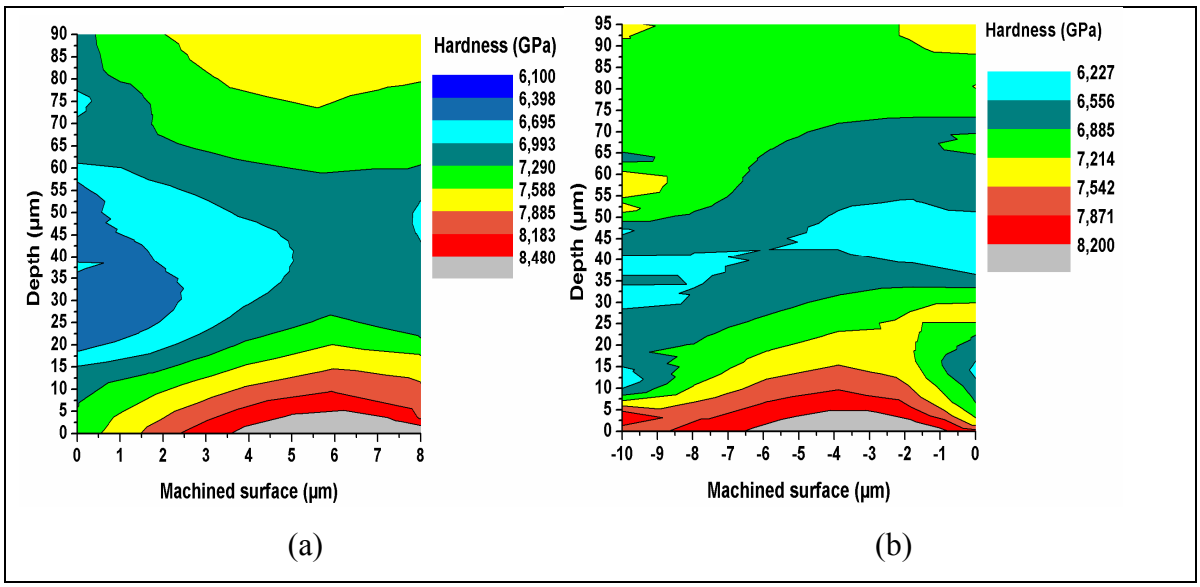
Figure A I-3 Surface defects in hard turned layers of Inconel 718: (a) semi finish, (b) finish and (c) critical finish

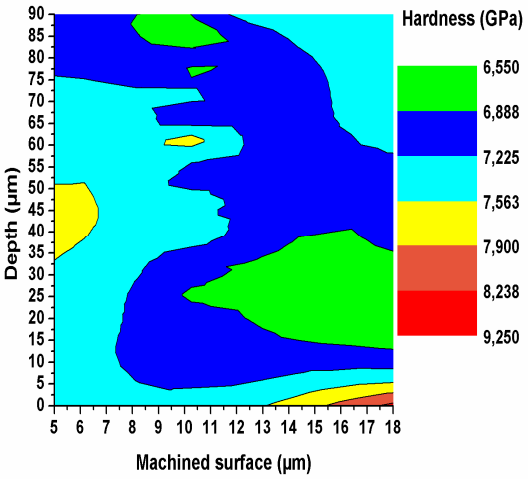
3.3 Nanohardness measurements

In order to ensure the accuracy of nanohardness measurements of the subsurface layers, specific preparation was required for all samples. To this end, samples were cut along their longitudinal section resulting in a rectangular shape thereby increasing the accuracy and reliability of the hardness measurements. Standard polishing procedures according to ASTM E3-11 was used for the initial preparation of the samples (Standard Guide for

Preparation of Metallographic Specimens, 2017). In order to remove¸, or at least to minimize, the stresses induced during the polishing procedure all the samples were placed in an automatic vibromet polisher for twenty-four hours. A matrix of (10*6) indentations covering the area between the surface and bulk material was carried out using the following conditions: load of 1 mN (indent size 2 µm), 5 s loading time, 5 s discharge time and 2 s break time. The spacing between each indent was kept at 6 µm i.e. at least 3 times the size of the indent.

The hardness maps Figure A I-4 (a), (b) and (c) illustrated a nonhomogenous distribution in the subsurface layer. Age hardened Inconel 718 contains γ', γ" precipitates, primary and secondary carbides distributed over the entire surface (Chou et Evans, 1999). The layers affected by hard turning are harder than the bulk material. The percentage of hardness increases compared to the average values of the bulk material are 4.5 % 6.7 % and 5.6 % for semi finish, finish and critical finish, respectively. However, the subsurface layers appear to be softened as illustrated in Figure A I-5.





(c)

Figure A I-4 Hardness maps in the hard turned surface and balk material: (a) semi finish, (b) finish and (c) critical finish

The low thermal conductivity of Inconel 718 is 11$Wm^{-1}K^{-1}$ compared to steels 45 W/mK and aluminum alloys 120 $Wm^{-1}K^{-1}$ (11,12) increases the concentration of heat at the tool workpiece interface. Ginting and Nouari (Altenberger et al., 1999) explained that the thermal softening effect on the subsurface layers is greater than the work-hardening effect on the surface, which is the reason for lower hardness values in the subsurface. A similar behavior is observed in the present study as shown in Figure A I-5. Just after the first 10 microns of the hardened layer, a thermal softening occurs. The softening is clearly demonstrated in the semi finish as well as the finish steps. The depth of the softened layer is in the range of 60 µm, while it is about 30 µm for the critical finish step. It can be concluded that the thermal gradient generated in the first two mentioned steps is more than critical finish step. This result can be explained by the higher values of depth of cut (1.02 mm) and feed rate (0.18 mm/rev) in the semi finish and the higher cutting speed (590 m/min) in the finish step. According to the literature, the main source of temperature increase during machining is the cutting speed (Li et al., 2012; Shatla, Kerk et Altan, 2001)

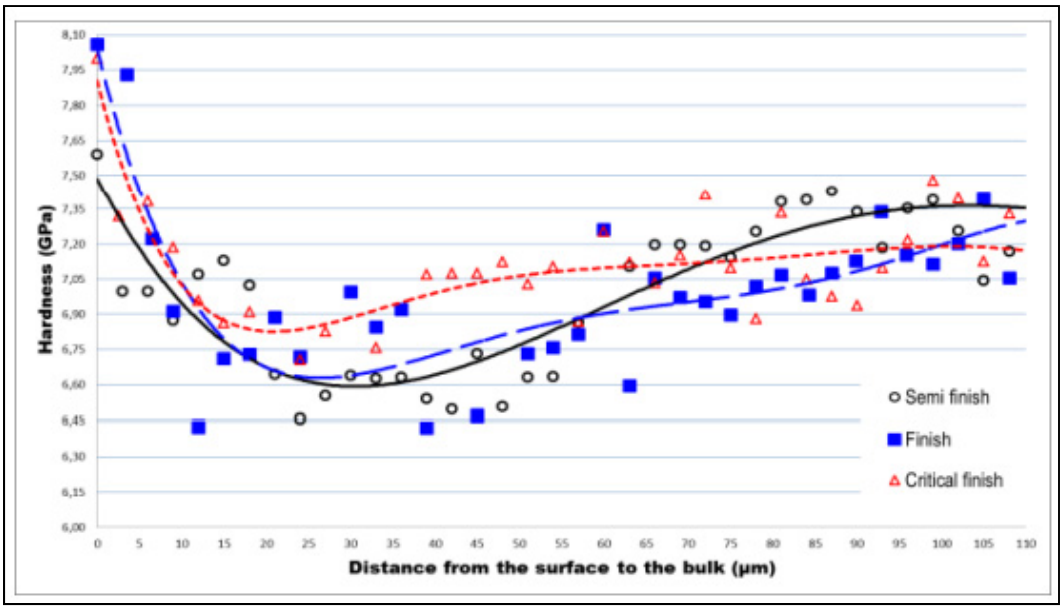


Figure A I-5 Nanohardness beneath the machined surface

3.4 Surface residual stress

Surface residual stress measurements were taken after each machining step in both the cutting and feeding directions as illustrated in Fig Figure A I-6 and Figure A I-7. Results show that residual stresses are tensile in nature and are influenced by the cutting speed. Semi finish and critical finish steps showed that the intensity of the tensile residual stresses at the surface is almost identical. However, the variation of cutting speed from 524 to 590 m/min increased the residual stress from 600 to 1200 MPa. Such high tensile residual stresses at the surface can be related to the substantial increase in the material hardness result from severe plastic deformation and work hardening during machining (Arunachalam, Mannan et Spowage, 2004; Pawade, Joshi et Brahmankar, 2008).

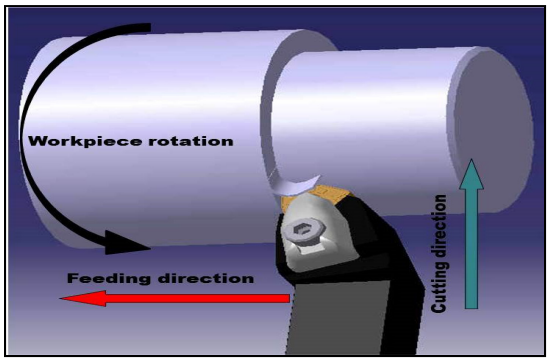


Figure A I-6 Illustration of the cutting and feeding direction in turning

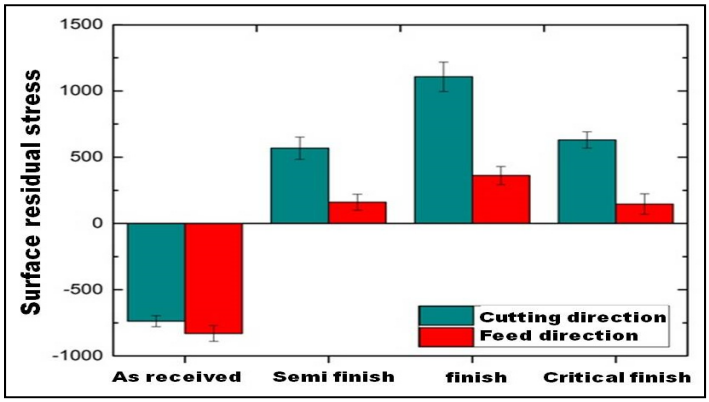


Figure A I-7 surface residual stress

5. Conclusion

In the presented work, an attempt was made to characterize the subsurface deformation and defects of Inconel718 after hard turning using three different machining steps. Optical images, nanoindentation and X-ray diffraction (XRD) were used in order to quantify and detect the depth of deformation zone, defects and residual stress in the hard-turned surfaces. The results indicated that many types and defects are present in the surface and subsurface layers such as: microcracks, cavities, softening in the subsurface layers and tensile residual stress. The work hardened layers in the three steps of machining semi finish, finish and critical finish does not exceed 11µm.

ANNEXE II

ÉTUDE DE L'EFFET DES PARAMÈTRES DE COUPE SUR LA QUALITÉ DE SURFACE DE L'ACIER 300M

1. Introduction

On propose dans cette partie de conduire une étude expérimentale afin d'augmenter la productivité de l'usinage par tournage dur de l'acier 300M. L'augmentation de la productivité a été basée sur la caractérisation de l'endommagement microstructurale des échantillons usinée à l'aide des paramètres industriels de finition. La qualité de surface usinée a été déterminée à l'aide de l'épaisseur de la couche déformée, de l'évolution de la dureté de la surface vers le matériau non affecté et de la présence ou bien de l'absence de la couche blanche. Les expériences ont été planifiées selon la technique des plans d''expériences en utilisant la configuration Roquemore 311B. Des techniques de caractérisations avancées ont été utilisées telles que la microscopie électronique à balayage, la microdureté et la nanodureté.

2. Planification des expériences

Le plan d'expériences proposé afin d'augmenter la productivité de l'usinage de l'acier 300M est le plan hybride Roquemore 311B. Les caractéristiques de ce plan ont été expliquées dans le Chapitre 2, section 2.1. Le but cette planification expérimentale est d'augmenter la productivité tout en gardant la même qualité de surface. Les paramètres utilisés en industrie ont été prises en compte dans les combinaisons proposées par le plan d'expérience. Le tableau A II.1 indique les paramètres utilisés en industrie pour l'usinage de finition et semi finition de l'acier 300M. La planification des expériences se base sur deux modes d'usinage : Le mode finition et le mode semi finition dont les débits d'enlèvement de matières sont de 2,14 et de 7,69 cm^3/min, respectivement.

Tableau A II. 1 Paramètres de coupe de l'acier 300M utilisé par l'industrie

Mode d'usinage	Vc (m/min)	f (mm/rev)	DoC (mm)	MRR (cm^3/min)
Semi finition	85	0,18	0,51	7,69
Finition	55	0,15	0,25	2,14

3. Quantification de l'endommagement microstructurale

La caractérisation des échantillons usinés n'a pas montré la présence des défauts significatifs en surface tels que la présence de microfissures, la présence de cavités et la présence de débris. Les figures A II.1, A II.2 et A II.3 montrent des coupes transversales de trois (3) pièces usinées avec des différents MRR. Les figures confirment que l'usinage n'a pas d'impact significatif sur la quantité de défauts en surface.

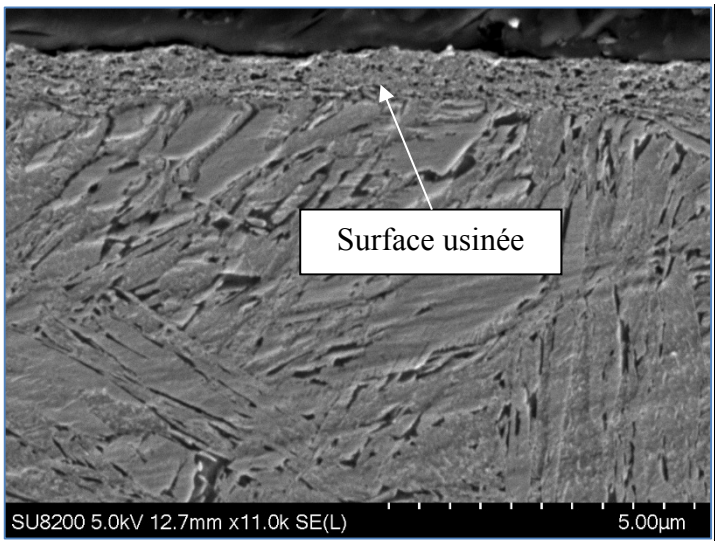


Figure A II.1 Coupe transversale test 3 avec MRR = 2,69 cm^3/min

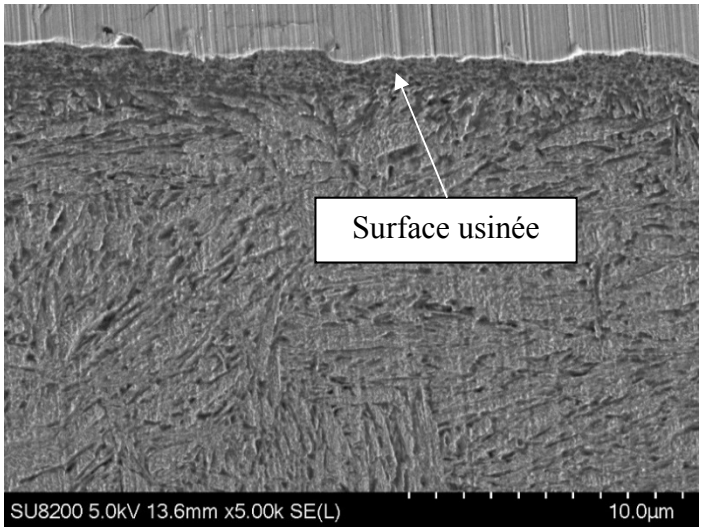


Figure A II.2 Coupe transversale test 6 avec
MRR = 5,02 cm^3/min

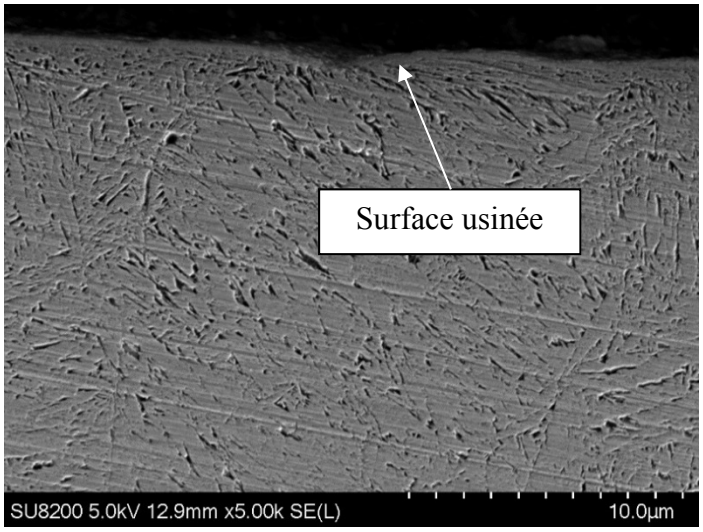


Figure A II.3 Coupe transversale test 2 avec
MRR = 8,10 cm^3/min

Dans la suite de travail, la quantification de l'endommagement a été basée sur deux critères qui sont :

- L'épaisseur de la couche déformée
- L'évolution de la dureté

3.1 Quantification de l'épaisseur de la couche déformée

L'épaisseur de la couche déformée a été basée sur l'épaisseur de la couche écrouie sous l'effet de l'usinage. Les figures A II.4 A II.5 montrent des exemples des couches déformées dans deux sections transversales des pièces usinées. Les deux pièces ont été usinées avec deux MRR différents qui sont 5,40 et 2,69 cm^3/min.

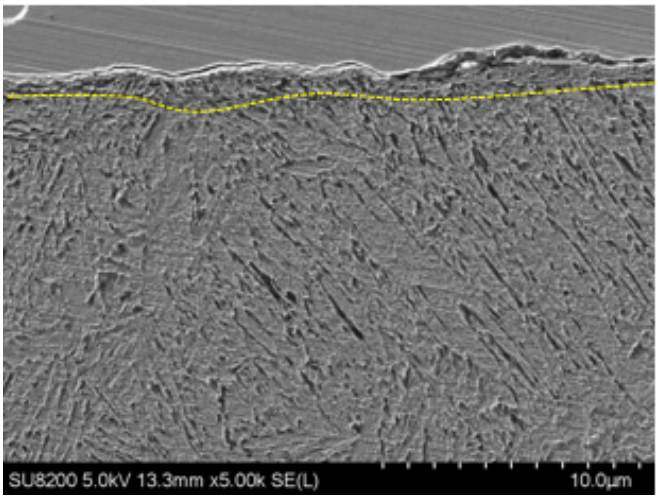


Figure A II.4 Quantification de la couche déformée
Vc = 85 m/min, f = 0,15 mm/rev et DoC = 0,41

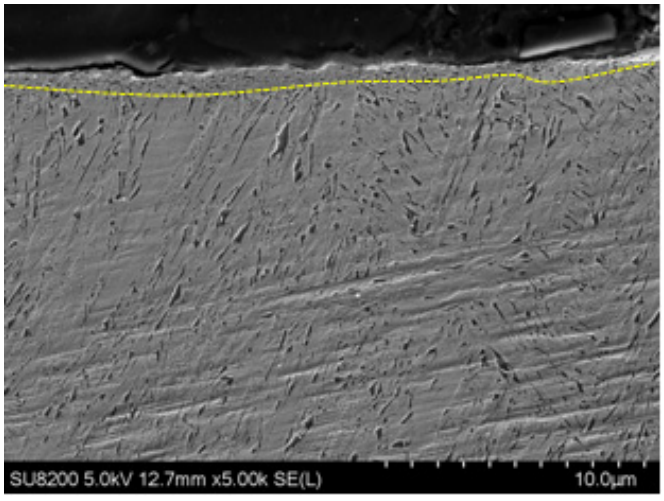


Figure A II.5 Quantification de la couche déformée
Vc = 85 m/min, f = 0,15 mm/rev et DoC= 0,21 mm

Les épaisseurs des couches déformées ont été quantifiées pour tous les échantillons usinés selon le plan des expériences sélectionné. Le tableau A II.2 regroupe les résultats trouvés. Les résultats montrent que l'épaisseur de la couche déformée est comprise entre 0,4 et 1,7 µm pour les essais planifiés. De plus, la caractérisation des coupes transversales ne montre pas la présence d'une couche blanche pour tous les essais. Nous constatons que les paramètres de coupe sélectionnés n'ont pas d'impact significatif sur l'épaisseur de la couche affectée et n'induisent pas une couche blanche en surface.

Tableau A II. 2 Paramètres de coupe de l'acier 300M

	Vc (m/min)	f (mm/rev)	DoC (mm)	MRR cm^3/min	Sorties	
					DL (µm)	Couche blanche
1	85	0,15	0,41	5,40	1,70	Non
2	85	0,15	0,63	8,10	1	
3	85	0,15	0,21	2,69	0,40	
4	69	0,25	0,50	8,73	0,87	
6	130	0,12	0,33	5,02	1,23	
8	40	0,11	0,50	2,34	0,96	
9	130	0,12	0,33	5,02	1,12	
10	101	0,25	0,33	8,43	1,25	

3.2 Quantification de l'évolution de la dureté

L'évolution de la dureté a été caractérisée à l'aide de deux techniques qui sont la microdureté HK et nanodureté. Tout d'abord, la microdureté a été quantifiée pour trois différents tests usinés avec trois différents MRR qui sont 2,69, 2,34 et 8,43 cm^3/min. Les résultats montrent qu'il n'y a pas d'impact significatif sur les valeurs de la microdureté en surface et dans les

couches subsurfaciques pour les trois tests mentionnés qui couvrent des MRR faibles et élevés, comme indiqué par la Figure A II.6.

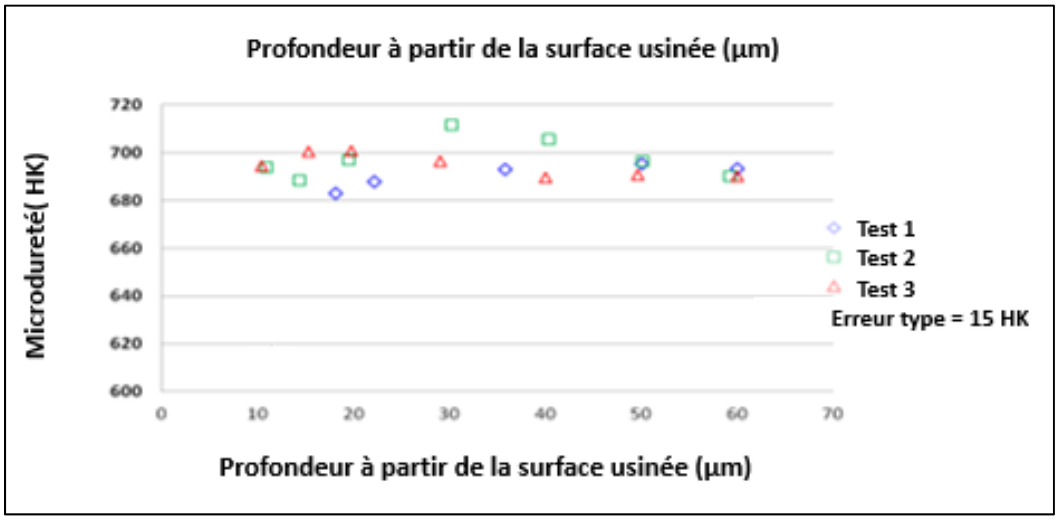


Figure A II.6 Évolution de la microdureté dans les couches subsurfaciques

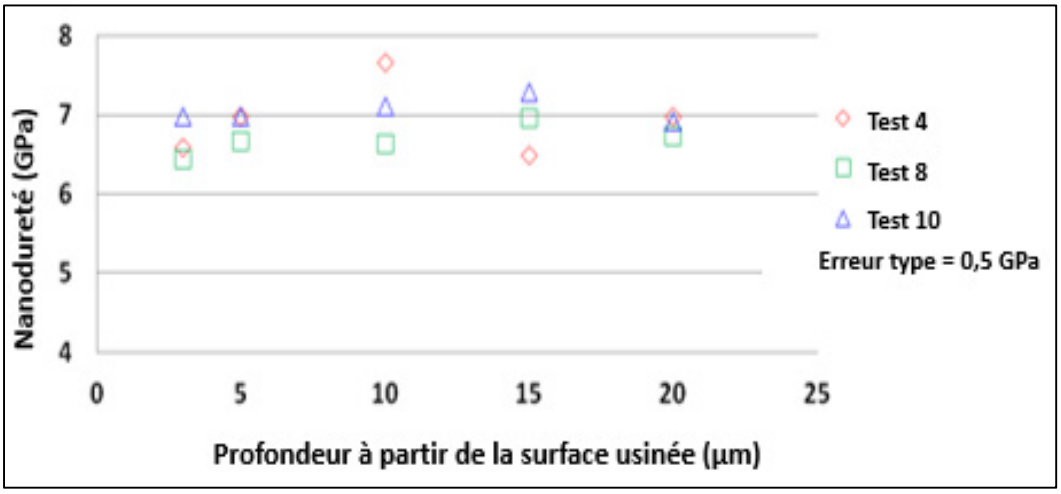


Figure A II.7 Évolution de la microdureté dans les couches subsurfaciques

Ensuite, la technique de nanoindentation a été utilisée dans le but de vérifier l'impact d'autres tests sur la dureté. Les tests 1, 2 et 3 ont été sélectionnés qui présentent des différèrent MRR qui sont 5,40, 8,10 et 2,69 cm^3/min comme indiqué par la Figure A II.7. Les résultats ne montrent pas un effet significatif sur les valeurs de dureté dans les premiers 20 µm.Nous constatons que les tests sélectionnés n'ont pas d'impact significatif sur la dureté.

4. Conclusion

Le présent travail a été conduit dans le but d'augmenter la productivité d'usinage de l'acier 300M en se basant sur des paramètres industriels. Les résultats de caractérisation microstructurale selon l'épaisseur de la couche déformée et les valeurs des duretés qu'il n y'a aucune influence significative sur l'endommagement microstructural suite à l'usinage de l'acier 300M pour les paramètres sélectionnés. On conclut qu'on peut augmenter la productivité de 19% pour la finition et entre 50 et 122 % pour la semi finition par rapport aux paramètres indiqués dans le Tableau A II.1.

LISTE DE RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

Abuzaid, Wael Z., Michael D. Sangid, Jay D. Carroll, Huseyin Sehitoglu et John Lambros. 2012. « Slip transfer and plastic strain accumulation across grain boundaries in Hastelloy X ». *Journal of the Mechanics and Physics of Solids,* vol. 60, nº 6, p. 1201-1220.

Agrawal, H., A. M. Gokhale, S. Graham, M. F. Horstemeyer et D. J. Bamman. 2002. « Rotations of brittle particles during plastic deformation of ductile alloys ». *Materials Science and Engineering: A,* vol. 328, nº 1, p. 310-316.

Altintas, Yusuf. 2012. *Manufacturing Automation : Metal Cutting Mechanics, Machine Tool Vibrations, and CNC Design*. Cambridge, UNKNOWN: Cambridge University Press.

Amini, S., M. H. Fatemi et R. Atefi. 2014. « High Speed Turning of Inconel 718 Using Ceramic and Carbide Cutting Tools ». *Arabian Journal for Science and Engineering,* vol. 39, nº 3, p. 2323-2330.

Aramcharoen, A., et P. T. Mativenga. 2007. « White layer formation and hardening effects in hard turning of H13 tool steel with CrTiAlN and CrTiAlN/MoST-coated carbide tools ». *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,* vol. 36, nº 7, p. 650.

Arfaoui, S., F. Zemzemi et Z. Tourki. 2017. « Relationship between cutting process parameters and white layer thickness in orthogonal cutting ». *Materials and Manufacturing Processes*, p. 1-9.

Aruna, M., et V. Dhanalakshmi. 2010. « response surface methodology in finish turning inconel 718 ». *International Journal of Engineering Science and Technology,* vol. 2, p. 4292-4297.

Arunachalam, R. M., M. A. Mannan et A. C. Spowage. 2004. « Surface integrity when machining age hardened Inconel 718 with coated carbide cutting tools ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture,* vol. 44, nº 14, p. 1481-1491.

Ávila, R. F., et A. M. Abrão. 2001. « The effect of cutting fluids on the machining of hardened AISI 4340 steel ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 119, nº 1, p. 21-26.

Axinte, D. A., et R. C. Dewes. 2002. « Surface integrity of hot work tool steel after high speed milling-experimental data and empirical models ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 127, nº 3, p. 325-335.

Azadian, S., L.Y. Wei et R. Warren. 2004. « Delta phase precipitation in Inconel 718 ». *Materials Characterization,* vol. 53, nº 1, p. 7-16.

Bailey, John A. 1974. « On surface damage during machining of AISI 4340 STEEL ». *Wear,* vol. 27, nº 2, p. 161-173.

Barry, J., et G. Byrne. 2002. « TEM study on the surface white layer in two turned hardened steels ». *Materials Science and Engineering: A,* vol. 325, nº 1, p. 356-364.

Bartarya, Gaurav, et S. K. Choudhury. 2012a. « Effect of Cutting Parameters on Cutting Force and Surface Roughness During Finish Hard Turning AISI52100 Grade Steel ». *Procedia CIRP,* vol. 1, p. 651-656.

Bartarya, Gaurav, et S. K. Choudhury. 2012b. « Effect of Cutting Parameters on Cutting Force and Surface Roughness During Finish Hard Turning AISI52100 Grade Steel ». *Procedia CIRP,* vol. 1, nº Supplement C, p. 651-656.

Bhattacharjee, Pinaki Prasad, M. Zaid, G. D. Sathiaraj et B. Bhadak. 2014. « Evolution of Microstructure and Texture During Warm Rolling of a Duplex Steel ». *Metallurgical and Materials Transactions A,* vol. 45, nº 4, p. 2180-2191.

Birosca, S. 2015. « The deformation behaviour of hard and soft grains in RR1000 nickel-based superalloy ». In *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. Vol. 82, p. 012033. IOP Publishing.

Boothroyd, G. 1988. *Fundamentals of metal machining and machine tools*. CRC Press.

Bosheh, S. S., et P. T. Mativenga. 2006. « White layer formation in hard turning of H13 tool steel at high cutting speeds using CBN tooling ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture,* vol. 46, nº 2, p. 225-233.

Brandt, G., A. Gerendas et M. Mikus. 1990. « Wear mechanisms of ceramic cutting tools when machining ferrous and non-ferrous alloys ». *Journal of the European Ceramic Society,* vol. 6, nº 5, p. 273-290.

Bushlya, V., J. M. Zhou, F. Lenrick, P. Avdovic et J. E. Ståhl. 2011. « Characterization of White Layer Generated when Turning Aged Inconel 718 ». *Procedia Engineering,* vol. 19, p. 60-66.

Calamaz, Madalina, Dominique Coupard et Franck Girot. 2008. « A new material model for 2D numerical simulation of serrated chip formation when machining titanium alloy Ti–6Al–4V ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture,* vol. 48, nº 3, p. 275-288.

Capello, Edoardo. 2005. « Residual stresses in turning: Part I: Influence of process parameters ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 160, nº 2, p. 221-228.

Caruso, S., S. Imbrogno, S. Rinaldi et D. Umbrello. 2016. « Finite element modeling of microstructural changes in Waspaloy dry machining ». *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, p. 1-14.

Chamanfar, A., L. Sarrat, M. Jahazi, M. Asadi, A. Weck et A. K. Koul. 2013. « Microstructural characteristics of forged and heat treated Inconel-718 disks ». *Materials & Design,* vol. 52, p. 791-800.

Chang, S., S. Lee, T. Tang, H. Ho et J. Chen. 2006. « Improvement in the Microstructure and Tensile Properties of Inconel 718 Superalloy by HIP Treatment ». *Materials Transactions,* vol. 47, p. 2877 to 2881.

Chen, L., T. I. El-Wardany et W. C. Harris. 2004. « Modelling the Effects of Flank Wear Land and Chip Formation on Residual Stresses ». *CIRP Annals,* vol. 53, nº 1, p. 95-98.

Chen, Yujie, Cristina Bunget, Laine Mears et Thomas R Kurfess. 2015. « Investigations in subsurface damage when machining γ′-strengthened nickel-based superalloy ». *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*.

Chester T.S., Norman S. S. et William C.H. (98-119). 1987. *Superalloys II, High temperature materials for aerospace and industrial power*.

Cho, Kyung-Mox, Sunghak Lee, S. R. Nutt et J. Duffy. 1993. « Adiabatic shear band formation during dynamic torsional deformation of an HY-100 steel ». *Acta Metallurgica et Materialia,* vol. 41, nº 3, p. 923-932.

Chou, Y. Kevin, et Chris J. Evans. 1999. « White layers and thermal modeling of hard turned surfaces ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture,* vol. 39, nº 12, p. 1863-1881.

Chou, Y. Kevin, et Hui Song. 2003. « Thermal Modeling for Finish Hard Turning Using a New Tool ». nº 37203, p. 183-192.

Coelho, R. T., L. R. Silva, A. Braghini et A. A. Bezerra. 2004. « Some effects of cutting edge preparation and geometric modifications when turning INCONEL 718™ at high cutting speeds ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 148, nº 1, p. 147-153.

Coelho, Reginaldo T., Eu-Gene Ng et M. A. Elbestawi. 2007. « Tool wear when turning hardened AISI 4340 with coated PCBN tools using finishing cutting conditions ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture,* vol. 47, nº 2, p. 263-272.

ÇOLAK, O. 2012. « Investigation on Machining Performance of Inconel 718 in High Pressure Cooling Conditions ». *Journal of Mechanical Engineering,* vol. 58, p. 683-690.

Cozar, R. , et A. Pineau. 1973. « Morphology o f γ' and γ'' precipitates and thermal stability of Inconel 718 type alloys ». In *Metallurgical Transactions*. Vol. 4, p. 47-59.

Duan, Chunzheng, Weisen Kong, Qinglong Hao et Feng Zhou. 2013. « Modeling of white layer thickness in high speed machining of hardened steel based on phase transformation mechanism ». *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,* vol. 69, nº 1, p. 59-70.

Dudzinski, D., A. Devillez, A. Moufki, D. Larrouquère, V. Zerrouki et J. Vigneau. 2004. « A review of developments towards dry and high speed machining of Inconel 718 alloy ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture,* vol. 44, nº 4, p. 439-456.

Ee, K. C., O. W. Dillon et I. S. Jawahir. 2005. « Finite element modeling of residual stresses in machining induced by cutting using a tool with finite edge radius ». *International Journal of Mechanical Sciences,* vol. 47, nº 10, p. 1611-1628.

Ezugwu, E. O., J. Bonney et Y. Yamane. 2003. « An overview of the machinability of aeroengine alloys ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 134, nº 2, p. 233-253.

Ezugwu, E. O., Z. M. Wang et A. R. Machado. 1999. « The machinability of nickel-based alloys: a review ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 86, nº 1, p. 1-16.

Fang, Juntao, Zhen He et Linxi Song. 2015. « Evaluation of Response Surface Designs in Presence of Errors in Factor Levels ». *Communications in Statistics - Theory and Methods,* vol. 44, nº 18, p. 3769-3781.

Field, M., et J.F. Kahles. 1971. *Review of Surface Integrity of Machined Components*. Defense Technical Information Center.

Finnie, I. . 1956. « Review of Metal-Cutting Analyses of the past Hundred Years ». *Mech. Eng.,* vol. 78, p. 715-721.

Fournier, D., et A. Pineau. 1977. « Low cycle fatigue behavior of inconel 718 at 298 K and 823 K ». *Metallurgical Transactions A,* vol. 8, nº 7, p. 1095-1105.

Ghosh, S., S. Yadav et G. Das. 2008. « Study of standard heat treatment on mechanical properties of Inconel 718 using ball indentation technique ». *Materials Letters,* vol. 62, nº 17-18, p. 2619-2622.

Guo, Y., et S. Anurag. 2000. *Particle Rotations During Plastic Deformation in Hard Turning and Grinding*. Society of Manufacturing Engineers.

Guo, Y. B., et J. Sahni. 2004. « A comparative study of hard turned and cylindrically ground white layers ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture,* vol. 44, nº 2, p. 135-145.

Guo, Y. B., et Dale W. Schwach. 2005. « An experimental investigation of white layer on rolling contact fatigue using acoustic emission technique ». *International Journal of Fatigue,* vol. 27, nº 9, p. 1051-1061.

Hagel, Chester T. Sims and William C. (100-101). 1986. *Superalloys II*. New York.

Ham, I., et Pennsylvania State University. Department of Industrial Engineering. 1970. *Report on Computerized Machinability Study for Inconel-718*. n° 257. Pennsylvania State University, Department of Industrial Engineering.

Huang, Qi, et Jing Xin Ren. 1991. « Surface integrity and its effects on the fatigue life of the nickel-based superalloy GH33A ». *International Journal of Fatigue,* vol. 13, nº 4, p. 322-326.

Huiping, Zhang, Zhang Hongxia et Lai Yinan. 2014. « Surface Roughness and Residual Stresses of High Speed Turning 300 M Ultrahigh Strength Steel ». *Advances in Mechanical Engineering,* vol. 6, p. 859207.

Jacobus, Kurt, RE DeVor et SG Kapoor. 2000. « Machining-induced residual stress: experimentation and modeling ». *Journal of Manufacturing Science and Engineering,* vol. 122, nº 1, p. 20-31.

Jawahir, I. S., E. Brinksmeier, R. M'Saoubi, D. K. Aspinwall, J. C. Outeiro, D. Meyer, D. Umbrello et A. D. Jayal. 2011. « Surface integrity in material removal processes: Recent advances ». *CIRP Annals - Manufacturing Technology,* vol. 60, nº 2, p. 603-626.

Jeelani, S., et M. R. Collins. 1988. « Effect of electric discharge machining on the fatigue life of Inconel 718 ». *International Journal of Fatigue,* vol. 10, nº 2, p. 121-125.

Jiang, R., N. Gao et P. A. S. Reed. 2015. « Influence of orientation-dependent grain boundary oxidation on fatigue cracking behaviour in an advanced Ni-based superalloy ». *Journal of Materials Science,* vol. 50, nº 12, p. 4379-4386.

Jiang, Wenping. 2014. « Bio-inspired self-sharpening cutting tool surface for finish hard turning of steel ». *CIRP Annals - Manufacturing Technology,* vol. 63, nº 1, p. 517-520.

Johnson, Gordon R, et William H Cook. 1983. « A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures ». In *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*. Vol. 21, p. 541-547. The Netherlands.

Jomaa, W., V. Songmene et P. Bocher. 2016. « An Investigation of Machining-Induced Residual Stresses and Microstructure of Induction-Hardened AISI 4340 Steel ». *Materials and Manufacturing Processes,* vol. 31, nº 7, p. 838-844.

Kitagawa, T., A. Kubo et K. Maekawa. 1997. « Temperature and wear of cutting tools in high-speed machining of Inconel 718 and Ti-6Al-6V-2Sn ». *Wear,* vol. 202, nº 2, p. 142-148.

Klocke, F., W. König et K. Gerschwiler. 1996. « Advanced Machining of Titanium- and Nickel-Based Alloys ». In *Advanced Manufacturing Systems and Technology*, sous la dir. de Kuljanic, E. Klocke1996. p. 7-21. Vienna: Springer Vienna. < http://dx.doi.org/10.1007/978-3-7091-2678-3_2 >.

Kortabarria, A., P. J. Arrazola et K. Ostolaza. 2013. « Multi Revolution Finite Element Model to Predict Machining Induced Residual Stresses in Inconel 718 ». *Procedia CIRP,* vol. 8, p. 111-116.

Krook, Maria , Viktor Recina et Karlsson, Birger 2005. « Material properties affecting the machinability of
Inconel 718 ». In *The Minerals, Metals & Materials Society TMS*. sous la dir. de Loria, E.A.

Kuo, C. M., Y. T. Yang, H. Y. Bor, C. N. Wei et C. C. Tai. 2009. « Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy ». *Materials Science and Engineering: A,* vol. 510–511, p. 289-294.

Laigo, J., F. Christien, R. Le Gall, F. Tancret et J. Furtado. 2008. « SEM, EDS, EPMA-WDS and EBSD characterization of carbides in HP type heat resistant alloys ». *Materials Characterization,* vol. 59, nº 11, p. 1580-1586.

Lee, Soon Gi. 2009. « Particle cracking and rotation during plastic deformation of 7075 aluminum alloy ». *Metals and Materials International,* vol. 15, nº 4, p. 591-596.

Li, L., N. He, M. Wang et Z. G. Wang. 2002. « High speed cutting of Inconel 718 with coated carbide and ceramic inserts ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 129, nº 1, p. 127-130.

Li, W., Y. B. Guo, M. E. Barkey et J. B. Jordon. 2014. « Effect Tool Wear During End Milling on the Surface Integrity and Fatigue Life of Inconel 718 ». *Procedia CIRP,* vol. 14, nº Supplement C, p. 546-551.

Lima, J. G., R. F. Ávila, A. M. Abrão, M. Faustino et J. Paulo Davim. 2005. « Hard turning: AISI 4340 high strength low alloy steel and AISI D2 cold work tool steel ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 169, nº 3, p. 388-395.

Liu, Chang, Chengzu Ren, Guofeng Wang, Yinwei Yang et Lu Zhang. 2015. « Study on surface defects in milling Inconel 718 super alloy ». *Journal of Mechanical Science and Technology,* vol. 29, nº 4, p. 1723-1730.

Liu, Kai, et Shreyes N. Melkote. 2006. « Effect of plastic side flow on surface roughness in micro-turning process ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture,* vol. 46, nº 14, p. 1778-1785.

Long, Yu, Changsheng Guo, Santosh Ranganath et Ronald A. Talarico. 2010. « Multi-Phase FE Model for Machining Inconel 718 ». nº 49460, p. 263-269.

M'Saoubi, Rachid, Tommy Larsson, José Outeiro, Yang Guo, Sergey Suslov, Christopher Saldana et Srinivasan Chandrasekar. 2012. « Surface integrity analysis of machined Inconel 718 over multiple length scales ». *CIRP Annals - Manufacturing Technology,* vol. 61, nº 1, p. 99-102.

Ma, Jianhua, Meining Wu, Yihong Du, Suqin Chen, Wu Jin, Li Fu, Qiongyao Yang et Aifei Wen. 2009. « Formation of nanocrystalline niobium carbide (NbC) with a convenient route at low temperature ». *Journal of Alloys and Compounds,* vol. 475, nº 1, p. 415-417.

Veuillez sélectionner un type de document autre que « Generic » afin de faire afficher la référence bibliographique.

Mary, C. , et M. Jahazi. 2006. « Linear Friction Welding of IN-718 Process Optimization and Microstructure Evolution ». *Advanced Materials Research,* vol. 15-17, p. 357-362.

Mgbokwere, C. O., S. R. Nutt et J. Duffy. 1994. « Shear band formation in 4340 steel: A TEM study ». *Mechanics of Materials,* vol. 17, nº 2, p. 97-110.

Miao, Jiashi, Tresa M. Pollock et J. Wayne Jones. 2009. « Crystallographic fatigue crack initiation in nickel-based superalloy René 88DT at elevated temperature ». *Acta Materialia,* vol. 57, nº 20, p. 5964-5974.

Miao, Jiashi, Tresa M. Pollock et J. Wayne Jones. 2012. « Microstructural extremes and the transition from fatigue crack initiation to small crack growth in a polycrystalline nickel-base superalloy ». *Acta Materialia,* vol. 60, nº 6–7, p. 2840-2854.

Mitrofanov, A. V., V. I. Babitsky et V. V. Silberschmidt. 2004. « Finite element analysis of ultrasonically assisted turning of Inconel 718 ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 153-154, nº Supplement C, p. 233-239.

Mohsan, Aziz U. I. Hassan, Zhanqiang Liu et G. K. Padhy. 2017. « A review on the progress towards improvement in surface integrity of Inconel 718 under high pressure and flood cooling conditions ». *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,* vol. 91, nº 1, p. 107-125.

Narayan Singh, Aditya, A. Moitra, Pragna Bhaskar, G. Sasikala, Arup Dasgupta et A. K. Bhaduri. 2018. « Effect of thermal aging on microstructure, hardness, tensile and impact properties of Alloy 617 ». *Materials Science and Engineering: A,* vol. 710, nº Supplement C, p. 47-56.

Nicrofer, alloy718. 2003. « High-temperature and corrosion-resistant alloy ». *Material Data Sheet No. 4027*.

Novovic, D., R. C. Dewes, D. K. Aspinwall, W. Voice et P. Bowen. 2004. « The effect of machined topography and integrity on fatigue life ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture,* vol. 44, nº 2, p. 125-134.

Österle, W., et P. X. Li. 1997. « Mechanical and thermal response of a nickel-base superalloy upon grinding with high removal rates ». *Materials Science and Engineering: A,* vol. 238, nº 2, p. 357-366.

Outeiro, J. C., D. Umbrello et R. M'Saoubi. 2006. « Experimental and numerical modelling of the residual stresses induced in orthogonal cutting of AISI 316L steel ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture,* vol. 46, nº 14, p. 1786-1794.

Ozcelik, Babur, Hasan Oktem et Hasan Kurtaran. 2005. « Optimum surface roughness in end milling Inconel 718 by coupling neural network model and genetic algorithm ». *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,* vol. 27, nº 3, p. 234-241.

Özel, Tuğrul. 2009. « Experimental and Finite Element Investigations on the Influence of Tool Edge Radius in Machining Nickel-Based Alloy ». nº 43611, p. 493-498.

Özel, Tuğrul, et Erol Zeren. 2007. « Finite element modeling the influence of edge roundness on the stress and temperature fields induced by high-speed machining ». *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,* vol. 35, nº 3, p. 255-267.

Paulonis, D. F. , et J. J. Schirra. 2001. « Alloy 718 at Pratt and Whitney- Historical perspective and future challenges ». In *TMS*. sous la dir. de Loria, E .A.

Pawade, R. S., Suhas S. Joshi et P. K. Brahmankar. 2008. « Effect of machining parameters and cutting edge geometry on surface integrity of high-speed turned Inconel 718 ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture,* vol. 48, nº 1, p. 15-28.

Pawade, R. S., Suhas S. Joshi, P. K. Brahmankar et M. Rahman. 2007. « An investigation of cutting forces and surface damage in high-speed turning of Inconel 718 ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 192–193, p. 139-146.

Pawade, R. S., Harshad A. Sonawane et Suhas S. Joshi. 2009. « An analytical model to predict specific shear energy in high-speed turning of Inconel 718 ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture,* vol. 49, nº 12, p. 979-990.

Pawade, Raju Shrihari, et Suhas S. Joshi. 2011. « Multi-objective optimization of surface roughness and cutting forces in high-speed turning of Inconel 718 using Taguchi grey relational analysis (TGRA) ». *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,* vol. 56, nº 1, p. 47-62.

Provencher, Paul R., et Marek Balazinski. 2017. « Principal component idealizations of the dominant modes of variability in the mechanics of the cutting process in metal turning ». *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*.

Provencher, Paul R., et Marek Balaziski. 2016. « Automatic identification of feed marks in machined surface roughness profiles by correlating random variations ». *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,* vol. 82, nº 5, p. 1305-1315.

Pusavec, F., H. Hamdi, J. Kopac et I. S. Jawahir. 2011. « Surface integrity in cryogenic machining of nickel based alloy—Inconel 718 ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 211, nº 4, p. 773-783.

Rahman, M., W. K. H. Seah et T. T. Teo. 1997. « The machinability of inconel 718 ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 63, nº 1, p. 199-204.

Ramesh, Anand, et Shreyes N. Melkote. 2008. « Modeling of white layer formation under thermally dominant conditions in orthogonal machining of hardened AISI 52100 steel ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture,* vol. 48, nº 3, p. 402-414.

Ranganath, S., C. Guo et P. Hegde. 2009. « A finite element modeling approach to predicting white layer formation in nickel superalloys ». *CIRP Annals,* vol. 58, nº 1, p. 77-80.

Ranganath, Santosh, Changsheng Guo et Sean Holt. 2009a. « Experimental Investigations Into the Carbide Cracking Phenomenon on Inconel 718 Superalloy Material ». *ASME 2009 International Manufacturing Science and Engineering Conference, Volume 2,* vol. 2, nº MSEC2009-84085, p. 33-39.

Ranganath, Santosh, Changsheng Guo et Sean Holt. 2009b. « Experimental Investigations Into the Carbide Cracking Phenomenon on Inconel 718 Superalloy Material ». nº 43628, p. 33-39.

Rao, C. J., D. Nageswara Rao et P. Srihari. 2013. « Influence of Cutting Parameters on Cutting Force and Surface Finish in Turning Operation ». *Procedia Engineering,* vol. 64, p. 1405-1415.

Rao, G. Appa, Mahendra Kumar, M. Srinivas et D. S. Sarma. 2003. « Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of hot isostatically pressed superalloy inconel 718 ». *Materials Science and Engineering: A,* vol. 355, nº 1–2, p. 114-125.

Rashid, Waleed Bin, et Saurav Goel. 2016. « Advances in the surface defect machining (SDM) of hard steels ». *Journal of Manufacturing Processes,* vol. 23, p. 37-46.

Ren, Xiaoping, et Zhanqiang Liu. 2016. « Influence of cutting parameters on work hardening behavior of surface layer during turning superalloy Inconel 718 ». *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,* vol. 86, nº 5, p. 2319-2327.

Sadat, Abdul B., et John A. Bailey. 1986. « Some observations on surface damage during machining of a bearing bronze ». *Wear,* vol. 108, nº 3, p. 255-268.

Samuels, L.E. . 2003. *Metallographic polishing by mechanical methods*, 4th edition. ASM International.

Sarıkaya, Murat, et Abdulkadir Güllü. 2014. « Taguchi design and response surface methodology based analysis of machining parameters in CNC turning under MQL ». *Journal of Cleaner Production,* vol. 65, p. 604-616.

Schirra, J. 1997. « Effect of Heat Treatment Variations on the Hardness and Mechanical Properties of Wrought InconeI 718 ». *United Technologies Corporation - Pratt & Whitney*.

Schwach, Dale W., et Y. B. Guo. 2006. « A fundamental study on the impact of surface integrity by hard turning on rolling contact fatigue ». *International Journal of Fatigue,* vol. 28, nº 12, p. 1838-1844.

Sharman, A. R. C., D. K. Aspinwall, R. C. Dewes, D. Clifton et P. Bowen. 2001. « The effects of machined workpiece surface integrity on the fatigue life of γ-titanium aluminide ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture,* vol. 41, nº 11, p. 1681-1685.

Sharman, A. R. C., J. I. Hughes et K. Ridgway. 2004. « Workpiece Surface Integrity and Tool Life Issues When Turning Inconel 718™ Nickel Based Superalloy ». *Machining Science and Technology,* vol. 8, nº 3, p. 399-414.

Sharman, A. R. C., J. I. Hughes et K. Ridgway. 2006. « An analysis of the residual stresses generated in Inconel 718™ when turning ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 173, nº 3, p. 359-367.

Shi, Jing, Jia-Yeh Wang et C. R. Liu. 2006. « Modelling White Layer Thickness Based on the Cutting Parameters of Hard Machining ». *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture,* vol. 220, nº 2, p. 119-128.

Slama, C., et M. Abdellaoui. 2000. « Structural characterization of the aged Inconel 718 ». *Journal of Alloys and Compounds,* vol. 306, nº 1–2, p. 277-284.

Smith, Stephen, Shreyes N. Melkote, Edgar Lara-Curzio, Thomas R. Watkins, Larry Allard et Laura Riester. 2007. « Effect of surface integrity of hard turned AISI 52100 steel on fatigue performance ». *Materials Science and Engineering: A,* vol. 459, nº 1, p. 337-346.

Sneddon, Ian N. 1965. « The relation between load and penetration in the axisymmetric boussinesq problem for a punch of arbitrary profile ». *International Journal of Engineering Science,* vol. 3, nº 1, p. 47-57.

Sridhar, B. R., G. Devananda, K. Ramachandra et Ramaraja Bhat. 2003. « Effect of machining parameters and heat treatment on the residual stress distribution in titanium alloy IMI-834 ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 139, nº 1, p. 628-634.

Stephenson, David A., et John S. Agapiou. 1996. *Metal Cutting Theory and Practice*.

Stinville, J. C., N. Vanderesse, F. Bridier, P. Bocher et T. M. Pollock. 2015. « High resolution mapping of strain localization near twin boundaries in a nickel-based superalloy ». *Acta Materialia,* vol. 98, p. 29-42.

Tamang, S. K., et M. Chandrasekaran. 2016. « Integrated optimization methodology for intelligent machining of inconel 825 and its shop-floor application ». *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, p. 1-13.

Taylor, F. W. 1907. « On the Art of Cutting Metals ». *ASME Trans.,* vol. 28, p. 31-350.

Thakur, A., A. Mohanty et S. Gangopadhyay. 2014. « Comparative study of surface integrity aspects of Incoloy 825 during machining with uncoated and CVD multilayer coated inserts ». *Applied Surface Science,* vol. 320, nº Supplement C, p. 829-837.

Thakur, D. G., B. Ramamoorthy et L. Vijayaraghavan. 2009. « Study on the machinability characteristics of superalloy Inconel 718 during high speed turning ». *Materials & Design,* vol. 30, nº 5, p. 1718-1725.

Thiele, Jeffrey D., et Shreyes N. Melkote. 2000. « Effect of Tool Edge Geometry on Workpiece Subsurface Deformation and Through-Thickness Residual Stresses for Hard Turning of AISI 52100 Steel ». *Journal of Manufacturing Processes,* vol. 2, nº 4, p. 270-276.

Thomas, A., M. El-Wahabi, J. M. Cabrera et J. M. Prado. 2006a. « High temperature deformation of Inconel 718 ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 177, nº 1–3, p. 469-472.

Thomas, A., M. El-Wahabi, J. M. Cabrera et J. M. Prado. 2006b. « High temperature deformation of Inconel 718 ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 177, nº 1, p. 469-472.

Touazine, H., M. Jahazi et P. Bocher. 2014. « Influence of Hard Turning on Microstructure Evolution in the Subsurface Layers of Inconel 718 ». nº 46438, p. V02AT02A018.

Touazine, Heithem, Jordan Akab, Mohammad Jahazi, Antoine Tahan, Walid Jomaa et Philippe Bocher. 2017. « Modeling of the microstructure alteration induced by hard turning of Inconel 718 ». *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*.

Touazine, Heithem, Mohammad Jahazi et Philippe Bocher. 2016. « Accurate determination of damaged subsurface layers in machined Inconel 718 ». *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, p. 1-9.

Trent, Edward M., et Paul K. Wright. 2000. *Metal Cutting*, Fourth edition. Butterworth–Heinemann

Ulutan, D., Y. M. Arisoy, T. Özel et L. Mears. 2014. « Empirical Modeling of Residual Stress Profile in Machining Nickel-based Superalloys Using the Sinusoidal Decay Function ». *Procedia CIRP,* vol. 13, p. 365-370.

Ulutan, D., B. Erdem Alaca et I. Lazoglu. 2007. « Analytical modelling of residual stresses in machining ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 183, nº 1, p. 77-87.

Ulutan, D., et T. Ozel. 2011. « Machining induced surface integrity in titanium and nickel alloys: A review ». *International Journal of Machine Tools and Manufacture,* vol. 51, nº 3, p. 250-280.

Umbrello, D., A. D. Jayal, S. Caruso, O. W. Dillon et I. S. Jawahir. 2010. « MODELING OF WHITE AND DARK LAYER FORMATION IN HARD MACHINING OF AISI 52100 BEARING STEEL ». *Machining Science and Technology,* vol. 14, nº 1, p. 128-147.

Umbrello, Domenico. 2013. « Investigation of surface integrity in dry machining of Inconel 718 ». *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,* vol. 69, nº 9, p. 2183-2190.

Umbrello, Domenico, Fabrizio Micari et I. S. Jawahir. 2012. « The effects of cryogenic cooling on surface integrity in hard machining: A comparison with dry machining ». *CIRP Annals - Manufacturing Technology,* vol. 61, nº 1, p. 103-106.

Varela, P. I., C. S. Rakurty et A. K. Balaji. 2014a. « Surface Integrity in Hard Machining of 300M Steel: Effect of Cutting-edge Geometry on Machining Induced Residual Stresses ». *Procedia CIRP,* vol. 13, nº Supplement C, p. 288-293.

Varela, P. I., C. S. Rakurty et A. K. Balaji. 2014b. « Surface Integrity in Hard Machining of 300M Steel: Effect of Cutting-edge Geometry on Machining Induced Residual Stresses ». *Procedia CIRP,* vol. 13, p. 288-293.

Wang, Fuzeng, Jun Zhao, Anhai Li et Jiabang Zhao. 2014. « Experimental Study on Cutting Forces and Surface Integrity in High-Speed Side Milling of Ti-6Al-4V Titanium Alloy ». *Machining Science and Technology,* vol. 18, nº 3, p. 448-463.

Wang, Xiangyu, Chuanzhen Huang, Bin Zou, Guoliang Liu, Hongtao Zhu et Jun Wang. 2017. « Experimental study of surface integrity and fatigue life in the face milling of inconel 718 ». *Frontiers of Mechanical Engineering*.

Whitmore, L., H. Harald, E. Karadeniz, R. Radis et M. Stockinger. 2012. « Transmission electron microscopy of single and double aged 718Plus superalloy ». *Materials Science and Engineering: A,* vol. 534, nº 0, p. 413-423.

Wilkinson, Angus J., et T. Ben Britton. 2012. « Strains, planes, and EBSD in materials science ». *Materials Today,* vol. 15, nº 9, p. 366-376.

Yang, W. H., et Y. S. Tarng. 1998. « Design optimization of cutting parameters for turning operations based on the Taguchi method ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 84, nº 1, p. 122-129.

Yang, Xiaoping, et C. Richard Liu. 1999. « MACHINING TITANIUM AND ITS ALLOYS ». *Machining Science and Technology,* vol. 3, nº 1, p. 107-139.

Zhang, B., D. J. Mynors, A. Mugarra et K. Ostolaza. 2004. « Representing the superplasticity of Inconel 718 ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 153-154, nº Supplement C, p. 694-698.

Zhang, Baofa, Wanci Shen, Yingjie Liu, Xiangyun Tang et Yuanfei Wang. 1997. « Microstructures of surface white layer and internal white adiabatic shear band ». *Wear,* vol. 211, nº 2, p. 164-168.

Zhang, Z. J., P. Zhang, L. L. Li et Z. F. Zhang. 2012. « Fatigue cracking at twin boundaries: Effects of crystallographic orientation and stacking fault energy ». *Acta Materialia,* vol. 60, nº 6, p. 3113-3127.

Zhou, J. M. , V. Bushlya, R. L. Peng et J. E. Stahl. 2011a. « Identification of Subsurface Deformation in Machining of Inconel 718 ». *Applied Mechanics and Materials,* vol. 117-119, p. 1681-1688.

Zhou, J. M., V. Bushlya, R. L. Peng, S. Johansson, P. Avdovic et J. E. Stahl. 2011b. « Effects of Tool Wear on Subsurface Deformation of Nickel-based Superalloy ». *Procedia Engineering,* vol. 19, p. 407-413.

Zhou, J. M., V. Bushlya, R. L. Peng, S. Johansson, P. Avdovic et J. E. Stahl. 2011c. « Effects of Tool Wear on Subsurface Deformation of Nickel-based Superalloy ». *Procedia Engineering,* vol. 19, nº 0, p. 407-413.

Zhou, J. M., V. Bushlya et J. E. Stahl. 2012. « An investigation of surface damage in the high speed turning of Inconel 718 with use of whisker reinforced ceramic tools ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 212, nº 2, p. 372-384.

Zhou, Jinming, Volodymyr Bushlya, Pajazit Avdovic et Jan Eric Ståhl. 2012. « Study of surface quality in high speed turning of Inconel 718 with uncoated and coated CBN tools ». *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,* vol. 58, nº 1, p. 141-151.

Zhou, Jinming, Volodymyr Bushlya, Ru Lin Peng, Zhe Chen, Sten Johansson et Jan Eric Stahl. 2014. « Analysis of Subsurface Microstructure and Residual Stresses in Machined Inconel 718 with PCBN and Al2O3-SiCw Tools ». *Procedia CIRP,* vol. 13, p. 150-155.

Zorev, N. M. 1966. *Metal Cutting Mechanics*. Coll. « Pergamon Press ». Oxford, 1-2 p.

Zou, Bin, Ming Chen, Chuanzhen Huang et Qinglong An. 2009. « Study on surface damages caused by turning NiCr20TiAl nickel-based alloy ». *Journal of Materials Processing Technology,* vol. 209, nº 17, p. 5802-5809.

Zurecki, Zbigniew, Ranajit Ghosh et John H. Frey. 2003. « Investigation of White Layers Formed in Conventional and Cryogenic Hard Turning of Steels ». nº 37203, p. 211-220.