



HAL
open science

Contribution à l'optimisation du procédé d'usinage assisté laser

Guenaël Germain

► **To cite this version:**

Guenaël Germain. Contribution à l'optimisation du procédé d'usinage assisté laser. Sciences de l'ingénieur [physics]. Arts et Métiers ParisTech, 2006. Français. NNT : 2006ENAM0051 . pastel-00002127

HAL Id: pastel-00002127

<https://pastel.hal.science/pastel-00002127>

Submitted on 1 Feb 2007

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

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



Ecole doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'Ingénieur

THÈSE

pour obtenir le grade de

Docteur

de

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité "Mécanique, Matériaux et Procédés"

*présentée et soutenue publiquement
par*

Guénaël GERMAIN

le 4 décembre 2006

CONTRIBUTION A L'OPTIMISATION DU PROCEDE D'USINAGE ASSISTE LASER

Directeur de thèse : Jean-Pierre L'Huillier

Codirecteurs de thèse : Arnaud Poitou, Jean-Lou Lebrun

Jury :

M. André Bernard Vannes, Professeur, STMS, École Centrale de Lyon	Rapporteur
M. Daniel Dudzinski, Professeur, LPMM, Université de Metz	Rapporteur
M. Jean-Pierre L'Huillier, Professeur, LPMI, ENSAM Angers	Examinateur
M. Arnaud Poitou, Professeur, GeM, Ecole Centrale de Nantes	Examinateur
M. Jean-Lou Lebrun, Maître de conférences, LPMI, ENSAM Angers	Examinateur
M. Jean-François Chabot, Coordinateur du CCI en usinage, SNECMA	Examinateur
M. Stéphane Auger, Responsable service usinage, CETIM	Invité
M. François Lhuillier, Directeur technique, REALMECA	Invité

Laboratoire Procédés Matériaux Instrumentations
ENSAM, CER d'Angers

*L'ENSAM est un Grand Etablissement dépendant du Ministère de l'Education Nationale, composé de huit centres :
AIX-EN-PROVENCE ANGERS BORDEAUX CHÂLONS-EN-CHAMPAGNE CLUNY LILLE METZ PARIS*

*A mon épouse,
A mes enfants,*

Avant-propos

Ce travail de thèse a été réalisé au Laboratoire Produit Matériaux Instrumentations (LPMI EA 1427) du Centre d'Étude et de Recherche de l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers d'Angers. Cette étude sur l'Usinage Assisté Laser a débuté avec un programme de recherche plus vaste regroupant l'École Centrale de Nantes et l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers d'Angers au sein d'un Contrat de Plan État Région intitulé Programme de Recherche pour l'Amélioration de la Productivité (CPER-PRAP 2000-2006).

Je tiens à remercier M Marian Reska, Directeur du CER de l'ENSAM d'Angers, pour avoir initié cette thématique de recherche ; et M Jean-Pierre L'Huillier, Directeur de thèse.

Je remercie aussi tous les membres du jury de m'avoir permis de valider une étape importante de mes activités de recherche. Je pense particulièrement aux rapporteurs, M André Bernard Vannes, Professeur émérite à l'École Centrale de Lyon, et M Daniel Dudzinski, Professeur à l'Université de Metz qui m'ont apporté des commentaires constructifs et avisés.

Mes remerciements vont aussi à Anne et Franck Morel, Maîtres de Conférences à l'ENSAM, pour leurs soutiens moraux et scientifiques quotidiens.

J'associe à ces remerciements, M Jean-Lou Lebrun et M Patrick Robert pour m'avoir fait partager leur expérience sur la métallurgie et l'usinage. Je pense aussi à M Philippe Dal Santo qui m'a donné de très précieux conseils pour la mise en place des modélisations numériques.

Enfin, je souhaite remercier vivement toutes les personnes (enseignants, techniciens, doctorants et étudiants) qui ont participé de près ou de loin à cette étude : pour m'avoir accompagné sur une partie, pour une aide occasionnelle ou simplement pour l'ambiance de travail qui fut toujours agréable. Merci à Cyril, Malek, Dany, Éric, Huyen... et aux étudiants R. Rosa, H. Gancel, R. Gauvrit, M. Glémin, G. Longuet, J.B. Falguyettes, D. Bourge, Y. Gibory, A. Lavaud, J. Le Borgne, C. Li, R. Dindcherdchu, H. Houssaime, G. Aziz, F. Humeau...

Sommaire

Introduction	1
Partie I. Usinage Assisté Laser Etat de l'Art	3
A. Présentation de l'usinage par enlèvement de matière	5
A.1. Histoire de l'usinage	5
A.2. Génération de surfaces.....	6
A.3. La coupe orthogonale	8
A.4. Formation du copeau	8
B. Usinage avancé	9
B.1. Introduction.....	9
B.2. Présentation des différentes assistances à la coupe	10
B.2.1. Assistance ultrasonore.....	10
B.2.2. Assistance jet d'eau haute pression	11
B.2.3. Assistance magnétique	11
B.2.4. Assistance cryogénique.....	12
B.2.5. Conclusion intermédiaire	13
B.2.6. Assistance par chauffage	13
B.3. Assistance par chauffage localisé	14
B.3.1. Assistance Plasma	14
B.3.2. Assistance laser ou Usinage Assisté Laser (UAL)	14
B.3.2.1. Présentation	14
B.3.2.2. Les différents types de laser pour l'assistance	15
(a) Laser CO ₂	15
(b) Laser Nd-Yag (Néodyme - Yttrium Aluminium Garnet)	15
(c) Laser à semi-conducteurs ou diode laser	15
B.3.2.3. Historique des recherches en UAL	16
B.3.2.4. Principaux résultats	16
(a) Travaux réalisés à l'Ecole Centrale Paris.....	16
(b) Travaux réalisés à l'université de Purdue (USA)	17
(c) Autres travaux.....	20
B.4. Conclusion	22
C. Modélisation de la coupe, du chauffage et de l'UAL	23
C.1. Introduction.....	23
C.2. Modélisations analytiques de la coupe.....	23
C.3. Modélisations par éléments finis de la coupe.....	24
C.3.1. Mise en données de la modélisation.....	24
C.3.1.1. Modélisation du réel	24
C.3.1.2. Définition des paramètres de calcul.....	24
C.3.2. Résultats et validation	28
C.3.3. Conclusion	28
C.4. Modélisation analytique du chauffage laser.....	28
C.4.1. Interaction laser – matière	29
C.4.1.1. Présentation de l'absorption et de l'atténuation du faisceau	29
C.4.1.2. Evolution du coefficient d'absorption	30
C.4.2. Transfert thermique	32
C.4.2.1. Modélisation du chauffage laser.....	32
C.4.2.2. Résolution sur un massif semi-infini	32
(a) Source de chaleur ponctuelle, continue et immobile.....	33
(b) Source de chaleur étendue sur la surface du massif.....	33
(c) Source de chaleur en mouvement (résolution monodirectionnelle).....	34
(d) Source de chaleur en mouvement avec une répartition de puissance Gaussienne	35
C.4.2.3. Résolution dans le cas de l'UAL	35
C.5. Modélisations par éléments finis du chauffage laser	36
C.6. Modélisations par éléments finis de la coupe assistée laser	38
C.7. Conclusion	40

D. Conclusion.....	40
Partie II. Moyens expérimentaux et Etude du chauffage Laser	41
A. Introduction	43
B. Description du tour assisté laser	43
B.1. Machine-outil.....	43
B.2. Source laser.....	45
B.2.1. Description et implantation	45
B.2.2. Caractérisation du faisceau.....	45
B.2.2.1. Perte de puissance	45
B.2.2.2. Géométrie du faisceau	46
B.3. Instrumentation	47
C. Etude du chauffage	47
C.1. Etude de l'angle d'incidence du faisceau.....	47
C.1.1. Procédure expérimentale	47
C.1.2. Configuration des essais et résultats.....	48
C.2. Estimation des paramètres influents (modélisation analytique).....	49
C.2.1. Tir laser fixe sur une pièce massive	49
C.2.1.1. Détermination des relations.....	49
C.2.1.2. Commentaires.....	50
C.2.2. Tir laser en mouvement sur une pièce massive	51
C.2.2.1. Détermination des relations.....	51
(a) Limite de fusion avec un spot laser circulaire.....	51
(b) Limite de fusion avec un spot laser rectangulaire.....	52
(c) Valeurs des températures atteintes avec un spot laser circulaire.....	53
(d) Valeurs des températures atteintes avec un spot laser rectangulaire.....	54
C.2.2.2. Commentaires.....	55
C.2.3. Conclusion sur les paramètres influents	56
C.3. Détermination du champ de température (modélisation éléments finis).....	56
C.3.1. Mise en place de la modélisation	56
C.3.2. Détermination de l'absorption globale	57
C.3.3. Commentaires sur le champ de température	58
C.3.3.1. Prévission de la zone fondue.....	58
C.3.3.2. Description des températures atteintes dans la pièce.....	59
(a) Evolution de la température sur l'axe de déplacement	59
(b) Evolution de la température maximale perpendiculairement à l'axe de déplacement	60
(c) Evolution de la température maximale en profondeur.....	62
C.3.3.3. Placement de l'outil de coupe.....	62
C.3.4. Conclusion sur le champ de température induit par le laser	63
C.4. Estimation des contraintes résiduelles dues au chauffage.....	63
C.4.1. Principe de formation des contraintes résiduelles	64
C.4.2. Estimation des contraintes pendant le chauffage et après le refroidissement.....	65
C.4.3. Conclusion	67
D. Traitement thermique de surface par chauffage laser.....	67
D.1. Présentation du mode de traitement thermique.....	67
D.2. Caractérisation du traitement thermique sur un acier 100Cr6 recuit	68
D.3. Caractérisation du traitement thermique sur un alliage de titane Ti6Al4V recuit.....	70
D.4. Traitement thermique pendant l'usinage	72
D.5. Conclusion.....	73
E. Conclusion.....	73
Partie III. Etude et Compréhension des paramètres du procédé UAL.....	75
A. Introduction	77
B. Etude des paramètres du procédé UAL	78
B.1. Etude des paramètres sur un acier 42CrMo4	78
B.1.1. Choix des paramètres étudiés.....	78

B.1.2. Evolution de l'effort de coupe et de l'état de surface.....	79
B.1.2.1. Evolution de l'effort de coupe.....	79
B.1.2.2. Evolution de l'état de surface.....	79
B.1.3. Effet de la distance Laser / Outil.....	81
B.1.4. Test de tenue de différentes plaquettes de coupe.....	82
B.1.4.1. Mise en place des essais.....	82
B.1.4.2. Tenue des plaquettes en fonction du volume matière usiné.....	83
B.1.5. Conclusion.....	85
B.2. Etude des paramètres sur un acier 100Cr6 traité.....	85
B.2.1. Choix des paramètres étudiés.....	85
B.2.2. Commentaires sur les résultats.....	86
B.2.2.1. Effort de coupe.....	86
B.2.2.2. Etat de surface.....	87
B.2.2.3. Contraintes résiduelles.....	88
B.2.3. Conclusion.....	89
B.3. Etude expérimentale sur un alliage de titane Ti6Al4V.....	89
B.3.1. Choix des paramètres étudiés.....	89
B.3.2. Commentaires sur les résultats.....	90
B.3.2.1. Effort de coupe.....	90
B.3.2.2. Etat de surface.....	91
B.3.2.3. Contraintes résiduelles.....	91
B.3.3. Conclusion.....	92
B.4. Conclusion.....	93
C. Compréhension des phénomènes thermomécaniques.....	93
C.1. Mise en place d'une modélisation par éléments finis de l'UAL.....	93
C.1.1. Modélisation de la coupe conventionnelle.....	93
C.1.2. Modélisation de l'UAL.....	94
C.1.2.1. Modélisation du chauffage.....	94
C.1.2.2. Modélisation de l'UAL.....	95
C.2. Validation de la modélisation.....	95
C.2.1. Mise en place et résultats des essais de validation.....	95
C.2.2. Détermination du coefficient de frottement pièce / outil.....	96
C.2.3. Confrontation des résultats de la simulation vs essais expérimentaux.....	97
C.2.3.1. Présentation des résultats expérimentaux.....	97
C.2.3.2. Validation de la modélisation de la coupe orthogonale conventionnelle.....	98
C.2.3.3. Validation de la modélisation de la coupe orthogonale UAL.....	99
C.2.3.4. Conclusion.....	100
C.3. Commentaire sur la formation du copeau en UAL.....	100
C.3.1. Influence de la vitesse de coupe en UAL sur le champ de température.....	100
C.3.2. Influence de l'UAL sur les températures.....	102
C.3.2.1. Température au niveau de la zone de cisaillement primaire.....	103
C.3.2.2. Température du copeau.....	103
C.3.2.3. Température au niveau du frottement copeau / outil (zone secondaire).....	104
C.3.2.4. Température en surface de la pièce finie.....	104
C.3.3. Influence de l'UAL sur le champ de déformations et de contraintes.....	104
C.4. Conclusion.....	107
D. Influence de l'UAL sur la tenue des pièces en fatigue.....	108
D.1. Tenue en fatigue des pièces en 100Cr6 réalisées en UAL avec traitement thermique de surface.....	109
D.1.1. Présentation des paramètres d'usinage des éprouvettes.....	109
D.1.2. Caractérisation des éprouvettes après usinage.....	109
D.1.2.1. Caractérisation des éprouvettes usinées conventionnellement.....	109
D.1.2.2. Caractérisation des éprouvettes usinées en UAL et traitement thermique.....	110
D.1.3. Résultats des essais de fatigue.....	112
D.2. Tenue en fatigue des pièces en Ti6Al4V recuit réalisées en UAL.....	113
D.2.1. Présentation des paramètres d'usinage des éprouvettes.....	113
D.2.2. Caractérisation des éprouvettes après usinage.....	113
D.2.2.1. Caractérisation des éprouvettes usinées conventionnellement.....	113
D.2.2.2. Caractérisation des éprouvettes usinées en UAL.....	114
D.2.2.3. Caractérisation des éprouvettes usinées en UAL avec traitement thermique.....	115

D.2.3. Résultats des essais de fatigue	115
D.3. Conclusion	116
E. Observations sur l'industrialisation de l'UAL.....	117
E.1. Introduction	117
E.2. Problèmes de mise en œuvre.....	117
E.3. Limitation du procédé due au chauffage superficiel	119
E.4. Influence du chauffage sur la pièce.....	120
E.5. Influence du chauffage sur l'outil	121
E.6. Conclusion	122
F. Conclusion	122
<i>Conclusion générale.....</i>	<i>125</i>
<i>Bibliographie</i>	<i>129</i>
Annexe I Caractéristiques de l'acier 42CrMo4 utilisé.....	137
Annexe II Caractéristiques de l'acier 100Cr6 utilisé.....	140
Annexe III Caractéristiques de l'alliage de titane Ti6Al4V utilisé.....	142
Annexe IV Plan d'expérience.....	145
Annexe V Principe de mesure de dureté sous faible charge.....	147
Annexe VI Méthode d'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X	151
Annexe VII Détermination de la limite de fatigue par la méthode de l'escalier	155
Annexe VIII Observation des copeaux en coupe orthogonale	157
<i>Liste des figures</i>	<i>159</i>
<i>Liste des tableaux</i>	<i>163</i>
<i>Liste des équations.....</i>	<i>163</i>

Introduction

Les procédés d'usinage sont très utilisés dans l'industrie pour mettre en forme les pièces mécaniques. Leurs applications remontent à plusieurs siècles, mais ils restent toujours en constante évolution. La concurrence internationale et l'amélioration de la qualité de pièces fabriquées, poussent à améliorer ces techniques. De plus, de nouveaux matériaux sont mis au point pour améliorer les propriétés des pièces. Ces matériaux, comme les alliages de titane, les alliages de nickel, les céramiques ou les carbures, ont des propriétés mécaniques élevées. La bonne tenue de leurs propriétés mécaniques à haute température les rendent difficilement usinable. Certaines céramiques, et certains carbures, ne peuvent pas être usinés à l'outil coupant mais seulement par abrasion par des procédés de rectification. Afin d'améliorer l'usinabilité de ces matériaux, des assistances à la coupe peuvent être utilisées.

Différents types d'assistances existent comme l'assistance par jet d'eau haute pression, l'assistance cryogénique ou l'assistance laser. Cette dernière consiste à chauffer la pièce en amont de l'outil de coupe avec un faisceau laser de forte puissance. Ce chauffage abaisse la contrainte d'écoulement des métaux, et permet de passer de l'état fragile à l'état ductile sur les matériaux céramiques. Dans les deux cas, l'usinabilité du matériau est améliorée, ce qui se traduit en cours d'usinage par une diminution de l'effort de coupe. Les premières recherches sur l'Usinage Assisté Laser (UAL) ont débuté aux Etats-Unis dans le début des années 80. Les essais réalisés avec des lasers CO₂ ont confirmé l'amélioration de l'usinabilité sur des matériaux aéronautiques (alliage de titane et alliage de nickel), mais le procédé a été jugé non rentable et difficilement industrialisable. En Europe, différentes recherches ont débuté dans les années 90 avec des lasers Nd :YAG et lasers diode, dont le faisceau peut être transporté par fibre optique, ce qui permet une très bonne intégration aux machines-outils.

Dans le cadre d'un Contrat Plan Etat-Région (CPER), regroupant l'Ecole Centrale de Nantes (ECN), le centre d'Angers de l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers (ENSAM) et le CEntre Technique des Industries Mécaniques (CETIM), un tour CN permettant de réaliser des essais UAL a été implanté à l'ENSAM d'Angers. Le procédé UAL est étudié pour observer les gains générés par l'assistance laser tout en assurant l'intégrité des pièces produites. Afin d'avoir une vision globale du procédé, trois aspects sont examinés : l'amélioration de l'usinabilité sur différents matériaux, la mise en évidence de la santé de la pièce après usinage (intégrité de surface, tenue de la pièce en service), et la compréhension de la formation du copeau sous assistance laser. Les travaux s'articulent autour de trois points principaux

La première partie regroupe l'étude bibliographique sur l'UAL. Les différentes assistances à la coupe et plus particulièrement l'assistance laser sont présentées, puis les différents travaux réalisés ces dernières années sur le procédé UAL sont repris brièvement.

La deuxième partie décrit les premières études menées sur la partie thermique du procédé. Le chauffage seul a d'abord été étudié, afin d'estimer, en fonction des différents paramètres de réglages, le champ de température induit par le laser lors de son déplacement. Ces études ont conduit à la validation d'une simulation numérique du chauffage laser dans les conditions de l'UAL.

Puis dans la troisième partie, des études expérimentales sur l'usinage de trois matériaux ont été réalisées. Les travaux en UAL sur l'acier 42CrMo4 ont permis de connaître les effets de différents paramètres du procédé sur l'effort de coupe, et l'état de surface. Différents types d'outils ont été testés en UAL afin d'observer l'évolution de l'usure et ainsi pouvoir déterminer les plus adaptés. L'acier 100Cr6, trempé avec une dureté de 57 HRC, et l'alliage de titane Ti6Al4V ont aussi fait l'objet d'essais expérimentaux, afin d'optimiser les paramètres de l'UAL. L'évolution de l'effort de coupe, de l'état de surface et des contraintes résiduelles ont été observés en fonction de différents paramètres du procédé.

Une simulation numérique de l'usinage assisté laser, par la méthode des éléments finis, a été mise en place et validée pour l'usinage de l'acier 42CrMo4 dans une configuration d'UAL. Une comparaison des résultats pour des simulations avec et sans laser a été réalisée. Cette comparaison a permis retrouver une partie des résultats expérimentaux (baisse de l'effort de coupe, évolution des contraintes résiduelles...) et de comprendre la répercussion du chauffage laser sur la formation du copeau, et sur les sollicitations thermique et mécanique de l'outil.

Les travaux suivants s'intéressent au traitement thermique de la pièce avec le laser pendant une opération d'UAL. Dans les conditions de l'UAL, il est possible d'effectuer une trempe de surface pendant l'opération d'usinage. Ces travaux menés sur l'acier 100Cr6 et sur l'alliage de titane Ti6Al4V ont permis de caractériser les différentes microstructures créées en fonction de la puissance du laser et de la vitesse de déplacement (vitesse de coupe).

Enfin, l'évolution de la tenue en service des pièces après UAL a été observée. L'intégrité de surface et la tenue des pièces en fatigue usinées en UAL ont été qualifiées pour l'alliage de titane, ainsi que pour l'acier 100Cr6 avec un traitement thermique simultané à l'usinage. Les évolutions de la limite de fatigue en fonction de l'intégrité de surface des pièces ont été quantifiées dans ces deux cas.

La dernière partie regroupe des observations et commentaires sur la mise en œuvre de l'UAL et de son industrialisation. Les limitations du procédé liées au chauffage laser sont détaillées. Une modification du procédé (tête laser et outil de coupe) est proposée pour palier ces limitations et minimiser les problèmes de mise en œuvre.

La conclusion reprend les différents résultats et commentaires des travaux réalisés et les perspectives pour les travaux futurs.

Partie I.
Usinage Assisté Laser
Etat de l'Art

A. Présentation de l'usinage par enlèvement de matière

A.1. Histoire de l'usinage

(d'après www.memo.fr et fr.wikipedia.org)

Le Machinisme

Il semble que le machinisme ait commencé réellement à se développer en Grèce à partir des VI^e et V^e siècles avant J.C., grâce à l'apport de techniques en provenance du Proche-Orient. L'effort porta au début, d'une part, sur les machines de guerre, avec l'emploi du nouveau ressort formé de nerfs tordus, et, d'autre part, sur les appareils de levage dont le principe essentiel est, grâce aux leviers, aux poulies et aux moufles, la démultiplication des forces. C'est à la Renaissance que l'humanité occidentale prit véritablement conscience de l'intérêt de la machine, de son universalité, de la possibilité de son développement infini. Les carnets d'ingénieurs, en particulier ceux de Léonard de Vinci, en sont des preuves manifestes

Les premières machines-outils

La révolution technique anglaise du XVIII^e siècle marque le triomphe définitif du machinisme. Les nécessités d'une production largement accrue, la disponibilité de matériaux plus facilement utilisables (métal) entraînent naturellement une mécanisation plus poussée. La machine, dans beaucoup de domaines, prend alors en quelque sorte en charge l'outil, la machine-outil va faire son apparition.

C'est seulement à partir du milieu du XVIII^e siècle, qu'on a pensé à relier directement l'outil à la machine qui, auparavant, n'était destinée qu'à donner le mouvement nécessaire. On peut citer quelques exemples qui touchent aussi bien au travail du bois qu'à celui du métal : la machine à raboter de Focq (1751), le tour à charioter de Vaucanson (1751) et le tour à fileter de Senot (1795) pour les Français, la machine à aléser de Wilkinson (1775) et le tour à fileter de Maudslay (1797) pour les Anglais. Dans le domaine industriel, les progrès consistèrent à automatiser davantage les machines existantes, ainsi la machine à vapeur de Watt conçue dix ans plus tôt a enfin pu être réalisée. La machine-outil connaît un véritable développement, surtout aux Etats-Unis ; en effet, elle facilite beaucoup la fabrication des pièces qui entrent dans les machines : fraiseuse universelle de S. G. Brown et L. Sharpe (1862), tour semi-automatique à tourelle revolver de Hartness (1862), tour automatique de Spencer (1873), machine à tailler les engrenages coniques de Gleason (1874), machine à rectifier universelle de Brown et Sharpe (1876), machine à tailler les engrenages droits de Fellow (1896).

Depuis la Première Guerre mondiale, et surtout depuis la Seconde, le machinisme est passé de la mécanique classique à l'automatisation, c'est-à-dire à la création de machines où il n'y a plus aucune intervention humaine, excepté pour la surveillance et la maintenance. A partir de cette époque, les premières études sur la théorie des mécanismes en usinage ont été abordées. La compréhension et l'optimisation de l'usinage accompagneront le développement des machines-outils...

A.2. Génération de surfaces

L'usinage par enlèvement de matière est réalisé avec le déplacement d'un outil coupant par rapport à la pièce. Généralement, les machines-outils permettent de générer deux mouvements distincts : le mouvement de coupe défini par la trajectoire et la vitesse de coupe et, le mouvement d'avance défini par la trajectoire et la vitesse d'avance. Ces deux mouvements peuvent être appliqués à l'outil, à la pièce ou aux deux.

En tournage (Fig. 1) le mouvement de coupe (M_c) est appliqué à la pièce avec une trajectoire circulaire et une fréquence de rotation définissant la vitesse de coupe (V_c). Le mouvement d'avance (M_f) est appliqué à l'outil avec une trajectoire coplanaire et une vitesse d'avance définie (V_f).

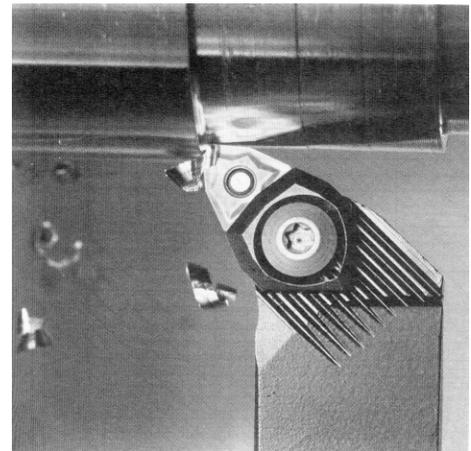
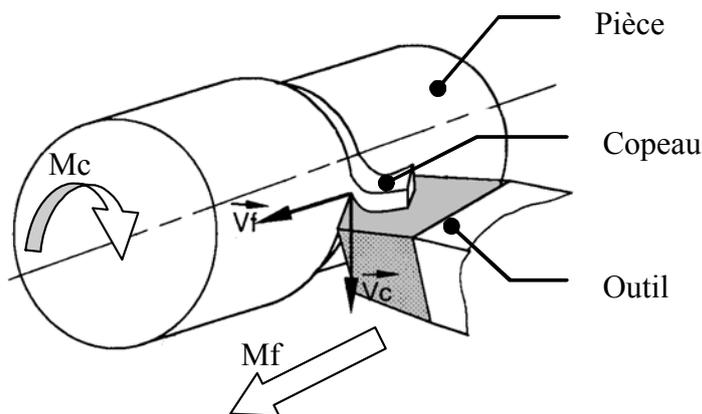


Fig. 1. Opération de chariotage en tournage

Sur une matière donnée, la formation du copeau dépend de la géométrie de l'outil et des paramètres de coupe. La géométrie de l'outil est définie par les normes ISO 3002-1 et 3002-2 qui décrivent la géométrie, les plans et les angles caractéristiques.

La figure suivante (Fig. 2) montre l'emplacement de la face de dépouille et de coupe ainsi que l'arête principale et l'arête secondaire sur un outil de chariotage.

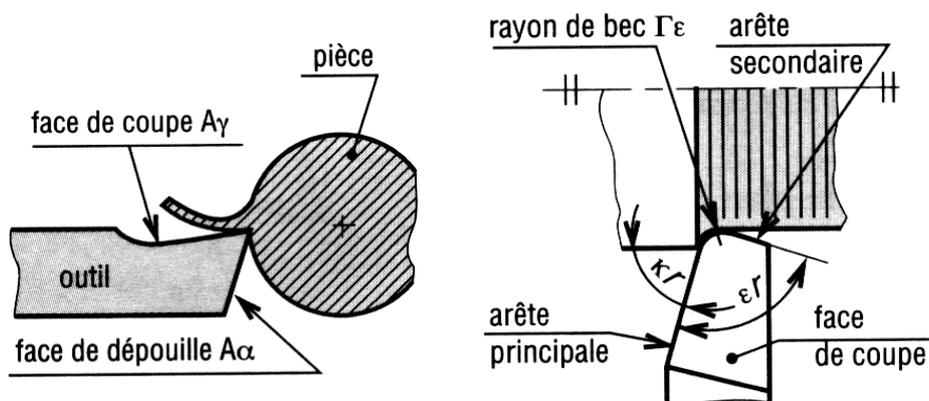


Fig. 2. Représentation des faces et des arêtes d'un outil de chariotage

Ces surfaces sont orientées dans l'espace à l'aide des plans d'outil normalisés (Fig. 3).

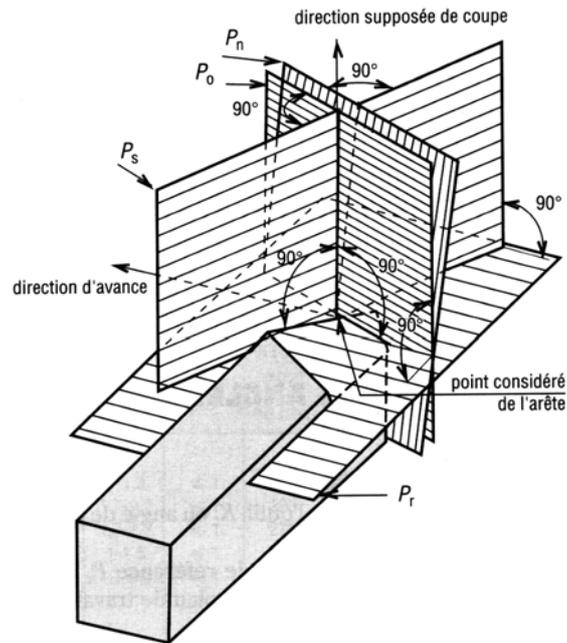


Fig. 3. Plans d'outil en main sur un outil de chariotage d'après la norme NF E 66-503

Pour positionner la face de coupe et de dépouille, il faut définir par rapport aux plans d'outil normalisés, trois angles de coupe et deux angles d'arête (Fig. 4). Les trois angles de coupe sont : l'angle de dépouille noté α (angle entre le plan d'arête P_s et la face de dépouille), l'angle de taillant noté β (angle entre la face de dépouille et la face de coupe) et l'angle de coupe noté γ (angle entre la face de coupe et le plan de référence P_r). Ces trois angles sont mesurés dans un plan spécifique, ils prennent alors la lettre du plan en indice (angle de dépouille mesuré dans P_n : α_n , mesuré dans P_f : α_f). Les deux angles de direction d'arête sont l'angle d'inclinaison d'arête λ_s (angle entre l'arête de coupe et le plan de référence P_r mesuré dans P_s) et l'angle de direction d'arête κ_r (angle entre l'arête de coupe et le plan P_f mesuré dans P_r).

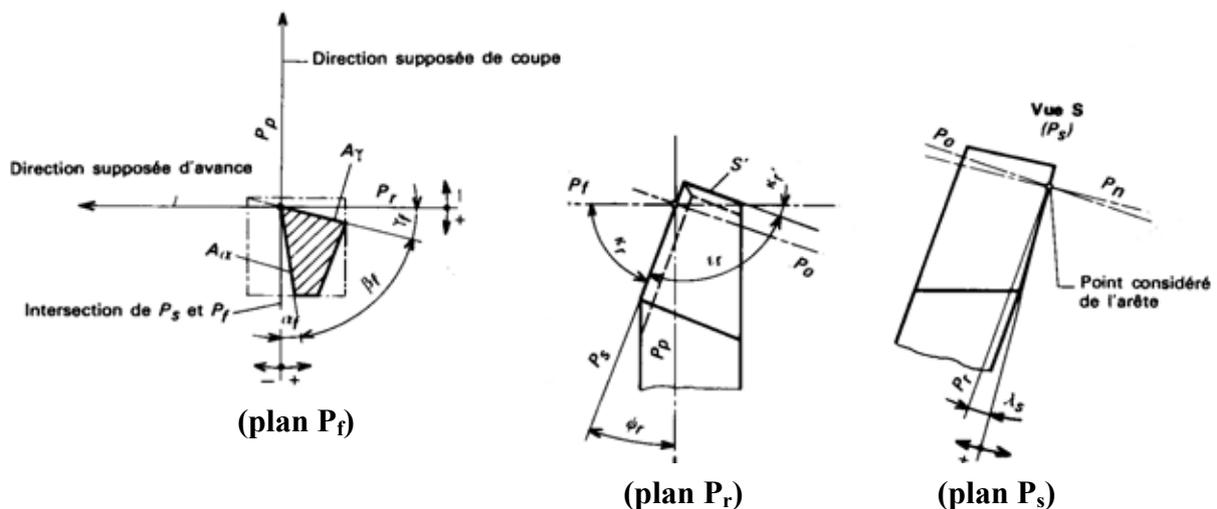


Fig. 4. Plans et angles en main sur un outil de chariotage

A.3. La coupe orthogonale

Le terme de ‘coupe orthogonale’ a été employé pour la première fois par Merchant. Elle est un cas particulier d’une géométrie de coupe. La coupe orthogonale est définie quand l’arête de coupe est rectiligne et perpendiculaire au plan Pf. Cela implique que l’angle d’inclinaison d’arête (λ_s) soit nul, que l’angle de direction d’arête (Kr) soit égal à 90° et que les plans Pf, Pn et Po soient confondus. Dans cette configuration l’arête de coupe reste en tous points perpendiculaire à la vitesse de coupe et à la vitesse d’avance. Cette configuration est très intéressante car elle réduit les paramètres géométriques de l’outil à l’angle de coupe (γ), l’angle de dépouille (α) et au rayon d’arête (R_β). Les conditions de coupe se résument à la vitesse de coupe (V_c) et l’avance (f) qui correspond aussi à la profondeur de passe. Les deux schémas de la figure suivante (Fig. 5) montrent une configuration de coupe semi-orthogonale (a) car la vitesse de coupe n’est pas constante le long de l’arête de coupe, et une configuration en coupe orthogonale (b).

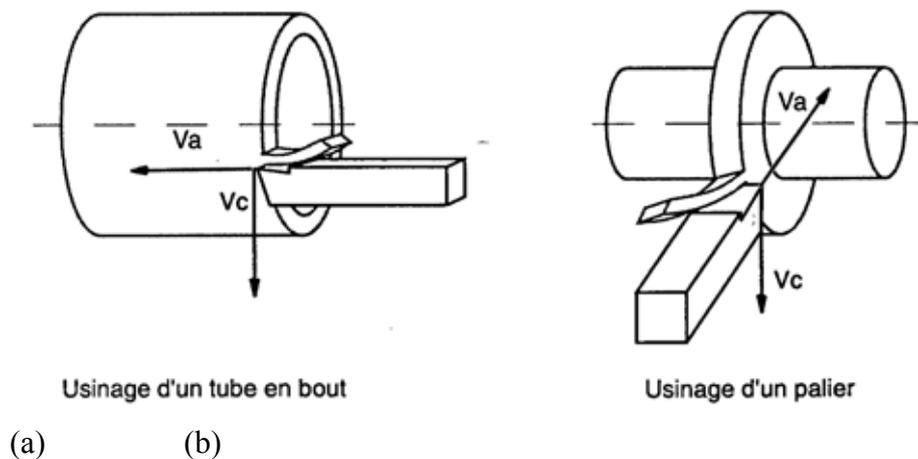


Fig. 5. Configuration d’usinage en coupe (a) semi-orthogonale et (b) orthogonale

Lorsque l’épaisseur du copeau reste faible devant sa largeur, cette configuration permet d’avoir un écoulement de la matière plan (2D).

A.4. Formation du copeau

Pendant la coupe orthogonale, en se plaçant dans le plan Pf, il est possible de définir trois zones de fortes déformations qui permettent la formation du copeau (Fig. 6).

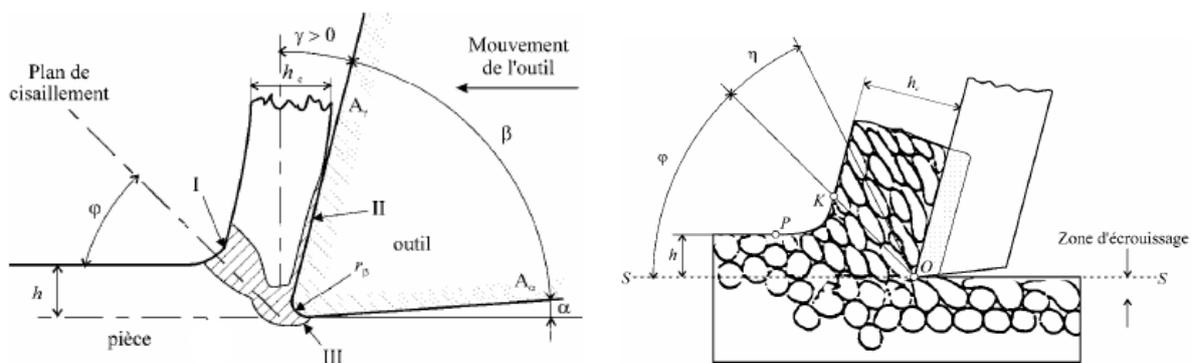


Fig. 6. Zones de déformations lors de la formation du copeau

Zone de cisaillement primaire (I) : Elle s'étend de l'arête de coupe jusqu'à la surface libre du copeau. Cette zone de cisaillement fait un angle ϕ (angle de cisaillement) avec la surface usinée. Les très fortes déformations à très grande vitesse subies par le matériau dans cette zone engendrent un auto-échauffement de la matière très violent.

Zone de cisaillement secondaire (II) : Elle est aussi appelée zone d'écroissage du copeau, et se situe à l'interface de l'outil et du copeau. C'est une zone de frottement et de glissement qui est responsable entre autres de l'usure en cratère sur l'outil et d'une forte génération de chaleur.

Zone tertiaire (III) ou d'écroissage de la pièce : C'est une zone de frottement et de glissement entre la face de dépouille et la surface usinée. Elle donne naissance à l'usure en dépouille sur l'outil et engendre des modifications microstructurales en surface de la pièce (écrouissage, contraintes résiduelles) due au frottement et à la génération de chaleur qui en découle.

L'étude de la formation du copeau est assez délicate car la zone d'étude est très petite (quelques dizaines de millimètres carré) et les phénomènes thermomécaniques sont extrêmement violents, et localisés sur des bandes de quelques micromètres. B. Changeux [Cha_01] estime le taux de déformation dans la zone primaire (I) supérieur à 2 unités avec des vitesses de déformation de 10^4 à 10^6 s⁻¹. Il estime à plus de 400 °C l'échauffement dans cette zone dû au cisaillement intense de la matière et à plus de 800 °C l'échauffement de la zone secondaire (II) dû au frottement outil / copeau. Ces conditions extrêmes rendent donc les mesures extrêmement délicates à réaliser et beaucoup d'inconnues persistent.

Pendant la coupe, seules des valeurs macroscopiques comme les trois composantes de l'effort de coupe, la vitesse de coupe, la profondeur de passe et l'avance par tour peuvent être mesurées assez simplement. L'aspect thermique peut être estimé en mesurant le flux thermique dans l'outil [Pui_02] [Bat_04] et en utilisant des caméras thermiques proches infrarouges qui permettent d'estimer le champ de température de la zone de coupe [Lec_95] [Msa_98a] [Msa_98b]. Pour compléter les mesures effectuées pendant la coupe, d'autres mesures sont effectuées *post-mortem* sur la pièce, le copeau et l'outil. L'étude de l'intégrité de surface de la pièce (rugosité, contraintes résiduelles, écrouissage...), du copeau (morphologie, transformations microstructurales...) et l'outil (usure, dépôt métallique...) donne des indications supplémentaires sur la formation du copeau.

B. Usinage avancé

B.1. Introduction

Tout au long de l'Histoire de l'usinage, l'homme a cherché à améliorer les procédés de fabrication. Le développement de nouveaux procédés et l'optimisation de ceux déjà connus sont étroitement liés au développement socio-économique des pays industrialisés. Encore aujourd'hui, l'évolution des procédés reste la même : augmenter la productivité (baisse des coûts de revient et/ou augmentation des cadences), améliorer la qualité des pièces notamment au niveau de l'intégrité de surface et améliorer l'usinabilité des matériaux afin de pouvoir usiner des matériaux considérés jusqu'à présent comme inusinables.

Les recherches sont axées sur les trois composants indispensables en usinage : l'outil, la pièce et la machine. Les outils, toujours en évolution, ont été développés avec l'emploi de matériaux de plus en plus résistants, et avec l'utilisation de dépôt facilitant l'écoulement du copeau et/ou formant une protection thermique de l'outil. La pièce a aussi fait l'objet de recherches notamment sur les géométries à respecter pour faciliter l'usinage, mais aussi avec des modifications chimiques ou microstructurales pour obtenir un matériau à usinabilité améliorée (ajout d'inclusions...). La machine a permis une très forte évolution des procédés. Les améliorations se sont portées principalement sur l'augmentation des vitesses de production (machine de transfert, robotisation, machines UGV, machines parallèles...) et sur l'accroissement de la complexité des pièces réalisées (centre d'usinage 5 axes, machines multifonctions...) ce qui a conduit à l'augmentation de la rigidité, de la puissance et des vitesses des différentes machines tout en améliorant l'ergonomie et la sécurité des opérateurs et la qualité des pièces.

Mais l'amélioration des procédés peut être aussi recherchée en modifiant le procédé de base avec une assistance à la coupe.

B.2. Présentation des différentes assistances à la coupe

L'usinage sous assistance cherche à améliorer un procédé connu en facilitant la formation du copeau avec l'aide d'un dispositif extérieur. L'assistance peut être mécanique (assistance par ultrasons ou l'assistance jet d'eau haute pression), magnétique (assistance magnétique) ou thermique (usinage cryogénique ou usinage à chaud).

B.2.1. Assistance ultrasonore

L'assistance ultrasons en tournage (Fig. 7) excite l'outil de coupe avec une fréquence de l'ordre de 15 à 20 kHz et une amplitude d'environ 10 à 20 μm suivant la direction axiale, radiale ou tangentielle.

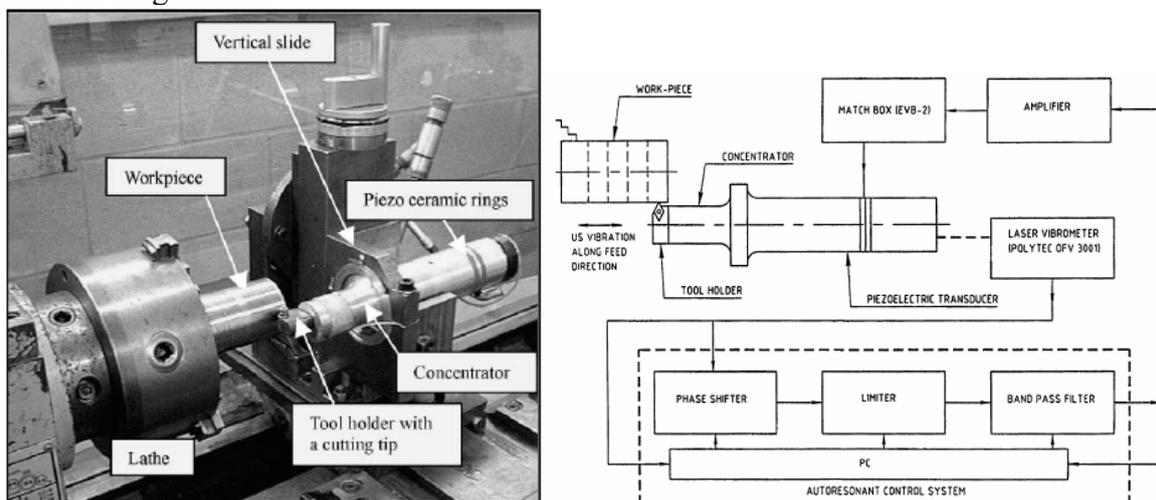


Fig. 7. Dispositif d'assistance ultrason en tournage d'après [Bab_03] et [Bab_04b]

Des études récentes ont montré des améliorations sensibles de l'usinage avec l'assistance ultrasonore. Babitsky *et al.* [Bab_03] ont obtenu, pour des alliages de nickel (NiCrCo20Mo - C263- et NiCr19FeNb -Inconel 718-) une amélioration de l'état de surface (diminution de 25 à 40 % du Ra et diminution de 40 % du Rt). De plus, les auteurs proposent un système d'excitation ultrasonore autorésonant permettant d'améliorer la commande de l'assistance [Bad_04b]. L'assistance ultrasonique n'a qu'une légère influence sur la microstructure des

couches de surface (mesure de la couche écrouie par nano-indentation). Mais elle forme un copeau continu (déformation homogène du copeau sur sa longueur) et elle augmente la température de coupe d'environ 50 % [Bab_04a]. S. Chang [Cha_05] montre une forte diminution des bavures pour les opérations de perçage assisté par ultrasons sur une pièce en aluminium pur. Des modélisations numériques du procédé assisté ultrason ont été mises en place pour montrer l'influence des vibrations sur la coupe [Bab_04a] et [Mit_05].

B.2.2. Assistance jet d'eau haute pression

L'assistance jet d'eau haute pression consiste à projeter un jet d'eau de plusieurs centaines de bars entre la face de coupe de l'outil et le copeau (Fig. 8). Le jet forme ainsi une interface entre le copeau et l'outil.

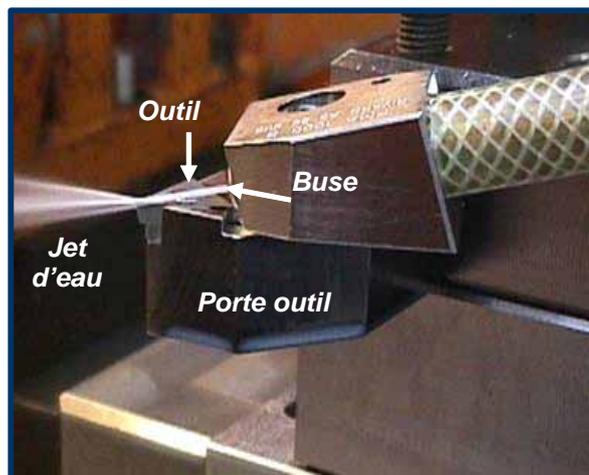


Fig. 8. Dispositif d'assistance jet d'eau haute pression utilisé par Habak [Hab_04]

Les premières études ont été menées par R.J. Pigott and A.T. Cowell dans les années 50 [Fig_52]. De nombreux brevets ont été déposés sur le type et l'implantation des buses. Kovacevica *et al.* [Kov_95] ont étudié l'implantation des buses en fraisage assisté jet d'eau haute pression sur deux matériaux : un acier X5CrNi18-9 et un alliage de titane Ti6Al4V. Suivant l'implantation du jet, ils montrent une diminution de l'effort de coupe qui conduit à l'amélioration de la durée de vie de l'outil, une amélioration de l'état de surface et la suppression d'arêtes rapportées qui se forment pendant l'usinage de l'alliage de titane.

D'autres études comme celle de J. Kaminski et B. Alvedid [Kam_00] et celle de P. Dahlman et M. Escursell [Dah_04] ont rapporté une baisse des températures au niveau de la zone de coupe, une diminution de l'effort de coupe, une augmentation de la durée de vie de l'outil due à une diminution de l'usure, une suppression de l'arête rapportée, une amélioration de l'état de surface et une fragmentation du copeau quelle que soit la vitesse de coupe.

C. Shet [Shet_03] propose une modélisation éléments finis de l'assistance jet d'eau qui lui permet de montrer le rôle du jet sur les champs de température et sur les contraintes résiduelles en fonction de l'implantation du jet.

B.2.3. Assistance magnétique

L'assistance magnétique (Fig. 9) consiste à réaliser l'opération d'usinage dans un champ magnétique engendré par des sources de courant (ex. bobine) ou par des corps aimantés (ex. système de serrage magnétique).

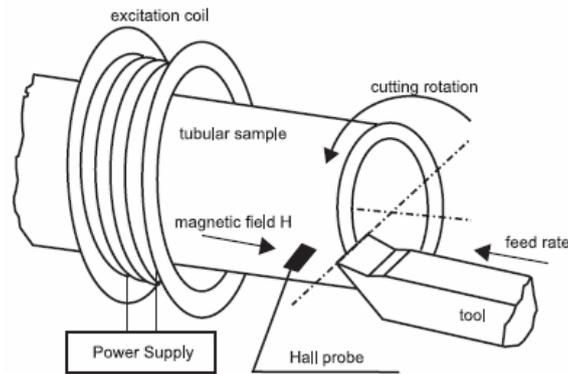


Fig. 9. Schéma du dispositif d'assistance magnétique d'après [Man_04]

D'après M. El Mansori [Man_04] et [Man_06], l'assistance magnétique permet de modifier la formation du copeau (position et morphologie de la zone primaire) et le contact outil-copeau (tribologie). Dans un acier C50, cela induit une diminution de l'usure de l'outil, une forte augmentation de la durée de vie de l'outil (multiplié par deux), mais favorise la formation d'arête rapportée. L'augmentation de la durée de vie de l'outil (usure plus faible) est peut être seulement due à la protection de l'arête de coupe par l'arête rapportée. Des essais de perçage sous assistance dans un acier S235 ont été réalisés par O. Bataineh et al. [Bat_03]. Ils ont montré une diminution de 10 % de l'usure de l'outil et une augmentation de la température de coupe pendant l'assistance magnétique. Leur modélisation éléments finis du procédé montre que le champ magnétique se concentre au niveau de la couche superficielle du matériau, ce qui pourrait avoir pour effet de modifier son comportement mécanique ou la tribologie de la surface de la pièce.

B.2.4. Assistance cryogénique

L'assistance cryogénique permet d'envoyer un jet d'azote liquide entre le copeau et l'outil (Fig. 10). Cette technique est utilisée pour l'usinage de matériaux comme l'alliage de titane (Ti6Al4V). Pour ces matériaux, la température de coupe est très grande car le copeau n'évacue que très peu de chaleur. Cette température élevée affecte l'outil qui s'use très rapidement même à des vitesses de coupe faibles. L'assistance cryogénique permet donc d'évacuer l'énergie calorifique générée par la coupe.

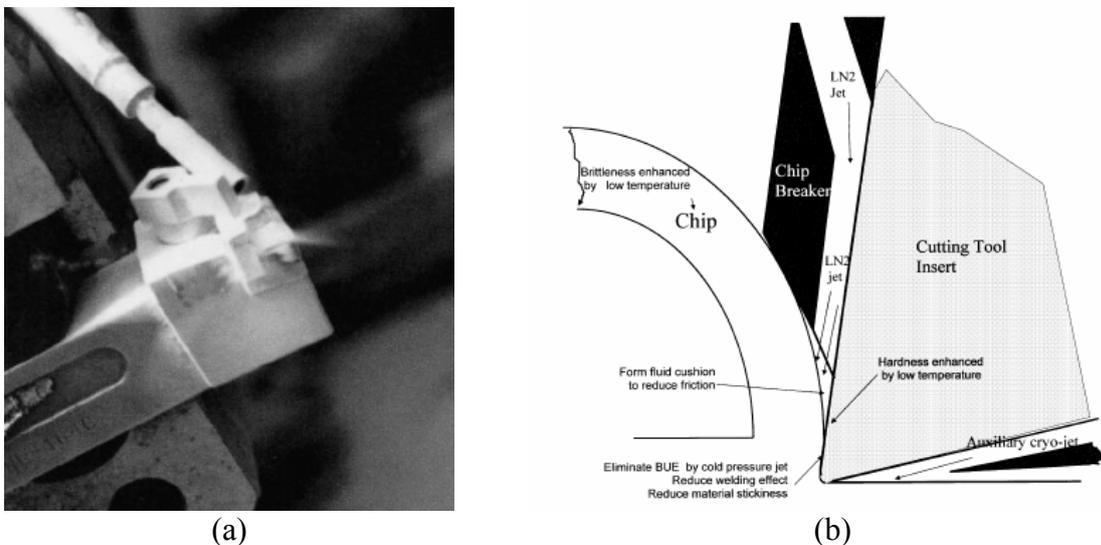


Fig. 10. Dispositif d'assistance cryogénique d'après [Hon_01a]

Hong a étudié la température de coupe avec différentes lubrifications et avec une assistance cryogénique sur un alliage de titane Ti6Al4V. Il a mis au point un nouveau dispositif de buses (Fig. 10b) qui apporte l'azote liquide plus près de la zone de coupe que l'ancien dispositif (Fig. 10a) [Hon_01a]. Des mesures de température et des modélisations éléments finis ont mis en évidence une diminution de la température de coupe d'environ 500 °C (de 900 °C à 400 °C) avec l'assistance cryogénique [Hon_01b] et une augmentation de la durée de vie de l'outil (multipliée par 5 dans certaines configurations) [Hon_01a]. En revanche, les efforts de coupe ont tendance à augmenter avec ce procédé [Hong_01c].

B.2.5. Conclusion intermédiaire

E.O. Ezugwu [Ezu_03] compare différents outils pour l'usinage de pièces aéronautiques (alliage de titane et alliage de nickel) avec différentes assistances, notamment l'assistance jet d'eau haute pression, et l'assistance cryogénique, qui sont toutes les deux déjà utilisées dans l'industrie aéronautique. Il conclut que seule l'assistance jet d'eau haute pression, l'assistance cryogénique et la micro-lubrification permettent de refroidir convenablement la zone de coupe. L'assistance jet d'eau permet de fractionner le copeau mais son utilisation est plus délicate car elle génère des brouillards et des problèmes d'étanchéité de la machine.

L'usinage à chaud permet aussi d'améliorer la coupe. Le chauffage de la pièce peut être réalisé avec différents moyens d'assistance qui seront développés par la suite.

B.2.6. Assistance par chauffage

L'assistance thermique à chaud permet de modifier temporairement le matériau afin d'améliorer son usinabilité. En effet, en chauffant la pièce, les caractéristiques mécaniques chutent avec l'augmentation de la température (Fig. 11). Tous les matériaux voient leurs caractéristiques mécaniques diminuer à haute température même si cette évolution n'est pas identique pour tous.

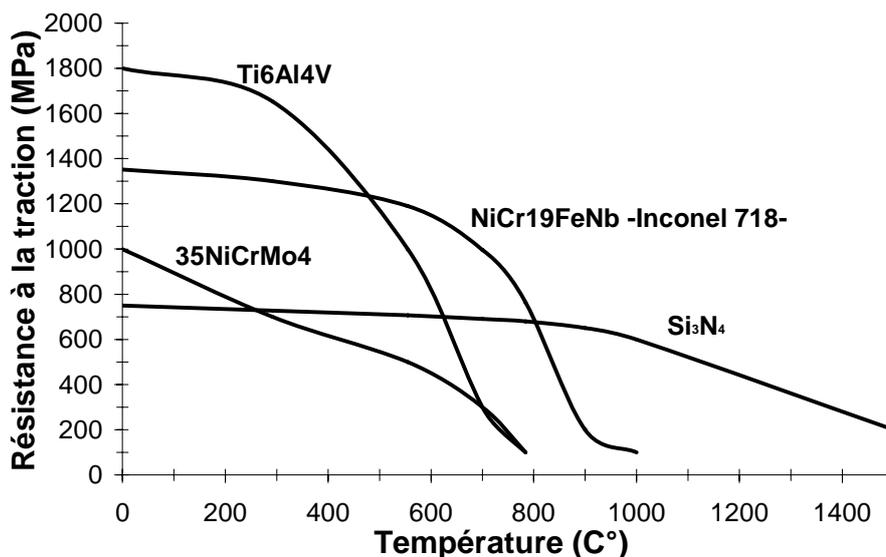


Fig. 11. Evolution de la résistance à la traction en fonction de la température pour différents matériaux [Mal_01]

Les premiers essais ont été réalisés en chauffant la pièce dans la masse avant son usinage. Puis, des chauffages localisés par induction, arc électrique ou torche à gaz ont été testés. Mais

ces méthodes de chauffage n'ont pas été utilisées industriellement. Le chauffage pas assez significatif n'a pas permis d'obtenir des gains suffisants. De plus, ces différentes techniques de chauffage ne sont pas facilement industrialisables.

B.3. Assistance par chauffage localisé

La première méthode donnant des résultats probants est le chauffage par résistance. Un courant électrique de forte intensité (plusieurs centaines d'ampères) circule entre l'outil et la pièce. La zone de coupe qui a une résistance de contact importante est alors chauffée par effet Joule. Mais il est impossible de localiser précisément la zone chauffée, de plus la densité de puissance reste trop faible pour avoir un gain significatif. G. Barrow [Bar_69] a mis en évidence une amélioration de la durée de vie de l'outil de coupe et G.S. Kainth et B.K. Dey [Kai_80] ont montré une diminution de l'effort de coupe d'environ 20 % sur un acier allié.

B.3.1. Assistance Plasma

Pour augmenter la densité de puissance et pouvoir localiser au mieux le chauffage, une torche plasma peut être utilisée. L'utilisation de l'assistance plasma a débuté à la fin des années 70 avec une étude réalisée par A.I.W. Moore [Moo_80]. Puis dans les années 80, des études menées par T. Kitagawa [Kit_84] et [Kit_88] ont montré que l'assistance plasma pouvait améliorer l'état de surface et augmenter la durée de vie de l'outil. Plus récemment, C. Leshock *et al.* [Les_01] ont proposé une modélisation thermique du chauffage et ont étudié l'usinage d'un alliage de nickel (Inconel 718) avec ce type d'assistance. Ils montrent que les températures de surface peuvent atteindre plus de 600 °C avec des vitesses de coupe de plusieurs mètres par seconde. L'effort de coupe diminue avec la température jusqu'à environ 20 % (Fig. 12a), et l'état de surface peut aussi être amélioré par ce procédé (Fig. 12b).

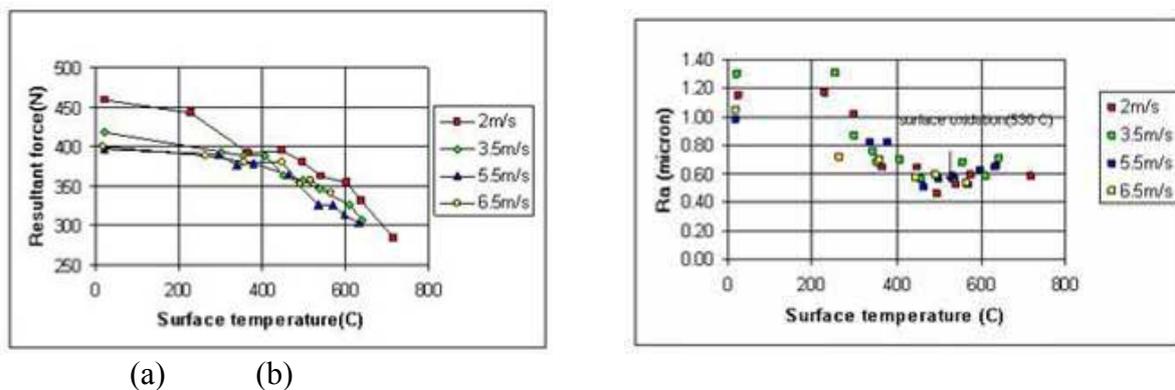


Fig. 12. Evolution (a) de l'effort de coupe et (b) de l'état de surface en fonction de la température de surface pour un usinage assisté plasma d'une pièce en Inconel 718 [Les_01].

L'assistance plasma est relativement intéressante car elle permet d'atteindre une densité de puissance importante et le coût du dispositif n'est pas élevé. Elle peut être comparée à l'assistance laser qui présente un coût supérieur mais dont les densités de puissance atteintes sont nettement supérieures.

B.3.2. Assistance laser ou Usinage Assisté Laser (UAL)

B.3.2.1. Présentation

L'usinage assisté laser est une évolution de l'usinage assisté plasma. Il permet un chauffage localisé avec des densités de puissance très importantes. Le faisceau laser vient chauffer la pièce en amont de l'outil juste avant la coupe (Fig. 13).

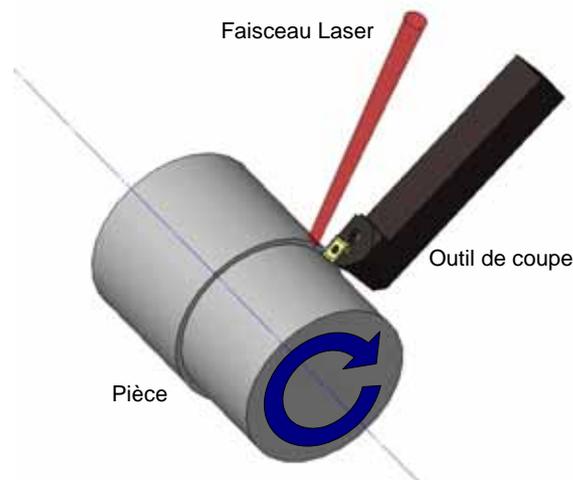


Fig. 13. Schéma du tournage assisté laser

B.3.2.2. Les différents types de laser pour l'assistance

En 1960, le physicien américain Théodore Maiman a obtenu pour la première fois une émission laser au moyen d'un cristal de rubis. Un an plus tard, Ali Javan a mis au point un laser au gaz (hélium et néon), puis en 1966, Peter Sorokin a construit le premier laser à liquide. Ironie de l'histoire, Townes, Bassov, Schawlow et Prokhorov ont reçu en 1964 un prix Nobel pour leurs travaux, alors que T. Maiman, véritable inventeur du laser n'a jamais reçu de prix. Les premières sources laser ont été utilisées industriellement à la fin des années 60. Elles n'ont jamais cessé d'évoluer et même aujourd'hui, leurs puissances sont de plus en plus importantes. Trois sources lasers différentes peuvent être exploitées pour l'assistance laser.

(a) Laser CO₂

Le laser CO₂ a été le premier utilisé pour l'assistance laser, car lui seul avait des puissances suffisantes. Encore aujourd'hui, c'est la source la plus puissante. Son faisceau est caractérisé par une longueur d'onde de 10,6 μm . Son transport s'effectue par jeux de miroirs. Cette contrainte est un frein très important pour l'implantation du laser CO₂ dans des machines nécessitant des déplacements en 3D. Le procédé industriel le plus puissant est un laser de 40 kW utilisé pour le soudage. A l'heure actuelle, une source laser CO₂ d'une puissance de 2 kW a un coût d'environ 150 k€. Le coût de maintenance est assez faible.

(b) Laser Nd-Yag (Néodyme - Yttrium Aluminium Garnet)

Les sources laser Nd :Yag ont été mises au point dans les années 70. Elles développent des puissances plus faibles mais les évolutions des dernières années ont permis d'obtenir des puissances pouvant atteindre les 10 kW. Le faisceau possède une longueur d'onde de 1,06 μm ce qui améliore son absorption dans les matériaux métalliques. Son transport est réalisé par fibre optique ce qui facilite considérablement son implantation sur une machine industrielle. Son coût, pour une source de 2 kW est d'environ 230 k€.

(c) Laser à semi-conducteurs ou diode laser

Ces sources laser mises au point dans les années 80 possédaient des puissances de seulement quelques dizaines de Watt. Mais les progrès des dernières années ont permis de regrouper suffisamment de diodes lasers pour fournir un faisceau de plusieurs kilowatts qui peut être transporté par une fibre optique. La longueur d'onde du faisceau est de 0,8 μm . Ce sont les

sources les plus économiques et les plus compactes. Elles sont facilement intégrables à une machine-outil. Cependant la focalisation du faisceau n'est pas optimale du fait d'une zone irradiée relativement grande (plusieurs mm²). La densité de puissance de ces lasers (maximum 10¹⁰ W.m⁻²) est donc largement inférieure à celle des lasers CO₂ ou YAG (maximum 10¹² W.m⁻²). Avec leurs prochaines évolutions, elles constitueront sûrement les sources les plus intéressantes pour réaliser de l'assistance laser. Actuellement, un laser diode de 2 kW coûte environ 130 k€.

B.3.2.3. Historique des recherches en UAL

Les premières recherches sur l'usinage assisté laser ont été publiées aux Etats-Unis à la fin des années 70. Ces études ont été réalisées avec un laser CO₂ sur des alliages aéronautiques comme le Ti6Al4V et l'Inconel 718. Même si les essais ont été globalement concluants, ce procédé a été jugé non rentable compte tenu du coût et des difficultés d'implantation des sources laser CO₂. Les études ont cessé en 1985.

De nouvelles études ont été entreprises en Europe, à la fin des années 80, avec l'arrivée de sources laser YAG moins coûteuses. Elles ont porté sur l'étude des différents paramètres du procédé pour l'usinage de divers matériaux comme l'acier 35NiCrMo4, l'Inconel 718, le Ti6Al4V et une céramique (Si₃N₄). En France, pendant les années 90, plusieurs thèses sur l'UAL avec un laser CO₂ ont été soutenues à l'Ecole Centrale de Paris. En Europe, de nombreux laboratoires se sont regroupés autour d'un programme de recherche européen BRITE EURAM (BE 3366) de 1990 à 1994. Puis un second programme européen BRITE EURAM a été réalisé de 1997 à 1999 sur l'usinage assisté laser de céramiques techniques.

Dans les années 2000, très peu de laboratoires s'intéressent à l'UAL. La majorité des communications scientifiques est réalisée par *The School Mechanical Engineering (Purdue University, West Lafayette, USA)*. Cependant, de plus en plus de laboratoires participent depuis peu au développement de ce procédé notamment, en France (ENSAM), au Canada (McMaster University) en Chine (Harbing Institute of Technology), à Taiwan (National Chung Cheng University)... Les travaux de ces instituts sont détaillés dans le chapitre suivant.

B.3.2.4. Principaux résultats

Les différentes recherches ont porté principalement sur des alliages aéronautiques (Ti6Al4V ou Inconel) et sur des céramiques. D'autres études de compréhension des mécanismes en UAL ont été réalisées sur des matériaux plus facilement usinables comme les aciers.

(a) Travaux réalisés à l'Ecole Centrale Paris

L'usinage assisté laser de l'acier C40 trempé (dureté d'environ 60 HRc) a été étudié à l'Ecole Centrale de Paris par L. Fan [Fan_94] et par W. Ben Salem [Sal_95]. Fan s'est intéressée à l'interaction Laser-Matière et notamment à la recherche du coefficient d'absorption pour un laser CO₂. Tous deux présentent des réductions de l'effort de coupe en fonction de la distance laser-outil (Fig. 14a), de la puissance du laser (Fig. 14b) et de la vitesse de coupe (Fig. 14c). De plus, ils notent une réduction des vibrations avec la baisse de l'effort de coupe et une amélioration de l'état de surface. Différents résultats en UAL portant sur d'autres matériaux comme l'acier 35NiCrMo16 ou l'Inconel 718 (NiCr19FeNb) ont été présentés par L. Fan et B. Lesourd [Les_95].

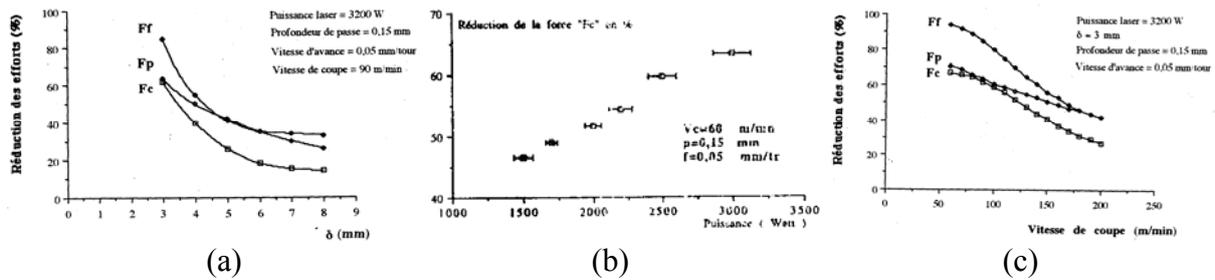


Fig. 14. Réduction de l'effort de coupe lors de l'usinage assisté laser d'un acier C40 en fonction (a) de la distance laser-outil, (b) de la puissance du laser et (c) de la vitesse de coupe.

B. Lesourd [Les_06] a aussi réalisé une étude sur l'alliage de titane Ti6Al4V. Son travail principal a été de mettre en place une simulation numérique de la coupe en UAL, ainsi que quelques essais expérimentaux. Un outil en cermet a été utilisé pour l'usinage de tube en Ti6Al4V d'épaisseur 1 mm avec l'assistance d'un laser CO₂. Avec l'augmentation de la température de surface (jusqu'à 900 °C) l'effort de coupe diminue jusqu'à 45 % pour une avance faible (0,1 mm.tr⁻¹). Cette diminution n'est plus constatée pour une avance élevée (-7 % seulement de l'effort de coupe pour une avance de 0,4 mm.tr⁻¹). Il se rend compte aussi, qu'avec l'augmentation de la température, il faut une vitesse de coupe de plus en plus élevée pour fragmenter le copeau.

Les recherches ont continué avec A. Melhaoui [Mel_97]. Il a étudié l'usinage sous assistance laser d'une pièce de l'industrie automobile, en acier 16MnCr5 recuit. Les paramètres de coupe et d'assistance ont été déterminés pour réduire de 80 % l'usure en dépouille et de 60 % l'usure en cratère. Dans ses travaux, il a aussi comparé l'usinage avec et sans assistance laser d'une céramique à base d'oxyde de zinc. Il en résulte une amélioration de l'état de surface de 10 à 50 % (critère Ra) pour différentes configurations de l'assistance laser. Il met aussi en évidence l'absence de l'usure en cratère sur un outil diamant avec l'assistance laser et une diminution d'environ 80 % de l'usure en dépouille. Il explique cette baisse importante de l'usure par la baisse d'environ 70 % de l'effort de coupe avec l'assistance.

(b) Travaux réalisés à l'université de Purdue (USA)

Les études menées à l'université de Purdue (West Lafayette, USA) portent principalement sur des matériaux céramiques (Nitrure de Silicium, Oxyde de Zirconium, Mullite -3 Al₂O₃ / 2 SiO₂-). S. Lei *et al.* [Lei_00] ont réalisé des essais sur une céramique de nitrure de silicium (%en poids : 90 % de β -Si₃N₄ et 10 % d'YSiAlON) avec un laser CO₂ de 1,5 kW et un outil en PCBN. Les auteurs se sont intéressés aux mécanismes de formation du copeau. Par observation de la microstructure, ils mettent en évidence une déformation plastique dans la zone primaire de cisaillement rendue possible par l'élévation de la température due au laser, et une fragmentation du copeau due à la propagation de fissures intragranulaires (Fig. 15). Ils estiment une diminution de la contrainte dans la zone primaire de cisaillement avec l'augmentation de la température de la pièce et avec une augmentation de l'avance. En revanche, la vitesse de coupe ne semble pas avoir d'influence sur cette contrainte. De plus, aucune évolution de l'effort de coupe dans le temps (jusqu'à 10 min d'usinage) révélant une usure de l'outil, n'est notée. Un modèle analytique permettant d'estimer la contrainte dans la zone primaire de cisaillement en fonction de différents paramètres est proposé en fin d'étude.

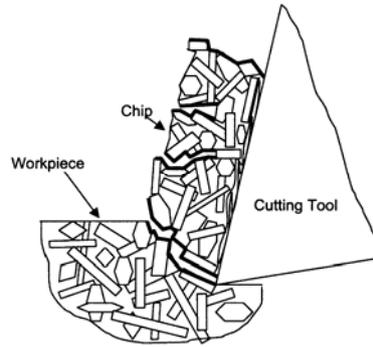


Fig. 15. Schéma de la formation de copeau en UAL d'une pièce en nitrure de silicium [Lei_00]

Les paramètres de coupe préconisés en UAL sont une profondeur de passe de 1 mm, une vitesse de coupe de $25 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, une avance de $0,02 \text{ mm}\cdot\text{tr}^{-1}$ et une puissance laser de 300 W . Dans ces conditions, l'état de surface ($R_a \approx 0,3 \mu\text{m}$) est semblable à ceux obtenus en rectification mais avec un débit copeaux multiplié par 5. La durée de vie de l'outil carbure est d'environ 40 min. Une comparaison économique de l'usinage assisté laser et de la rectification a été réalisée sur une pièce test (Fig. 16). Il en résulte que le coût de l'UAL est d'environ le quart de celui de la rectification.

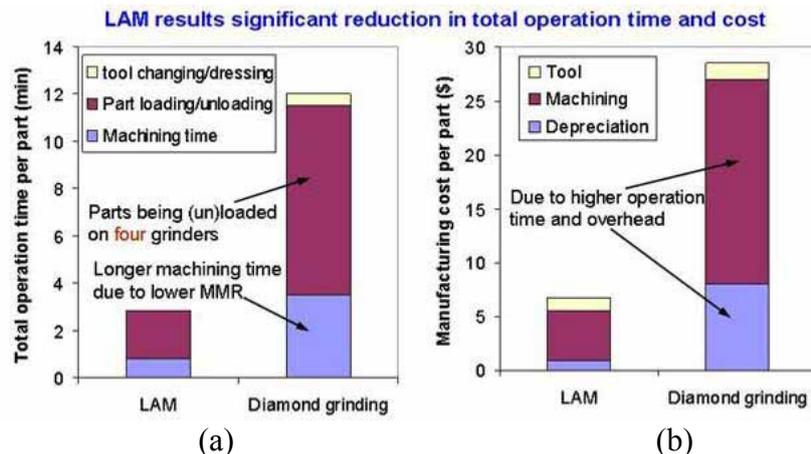


Fig. 16. Comparaison de l'UAL et de la rectification sur le (a) temps et le (b) coût d'usinage d'une céramique [Lei_00].

L'étude de l'UAL des céramiques a continué sur la Mullite. P.A. Rebro, Y.C. Shin et F.P. Incropera [Reb_02] [Reb_04] ont optimisé les paramètres de coupe : outil carbure, vitesse de coupe de $24 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, avance de $0,012$ à $0,016 \text{ mm}\cdot\text{tr}^{-1}$, profondeur de passe de $0,75 \text{ mm}$ et une puissance laser de 170 à 190 W . Ces paramètres de coupe et laser font diminuer l'effort de coupe d'environ 30 à 40 % par rapport à un usinage sans assistance. Le copeau est semi-continu et la surface est jugée satisfaisante avec une rugosité proche de celle de la rectification et sans fissuration apparente (0).

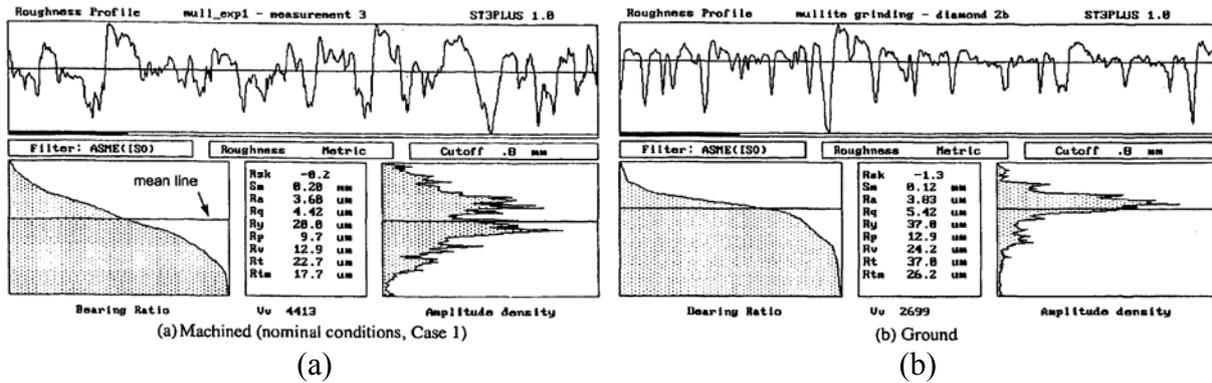


Fig. 17. Profile et valeur des critères d'état de surface pour un usinage de mullite en (a) UAL et en (b) rectification [Reb_02]

Leurs travaux ont aussi porté sur l'usinage d'une fonte à graphite compact vermiculaire qui est relativement difficile à usiner [Skv_05]. En usinage conventionnel, la durée de vie de l'outil est divisée par 20 par rapport aux durées de vie des outils en usinage de fontes grises. Avec une assistance laser, les paramètres de coupe sont : une vitesse de coupe de $100 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, une profondeur de passe de $0,5 \text{ mm}$ et une avance de $0,15 \text{ mm}\cdot\text{tr}^{-1}$, la durée de vie de l'outil augmente de 20 % sans dégradation de l'intégrité de surface (état de surface, changement de phase, fissuration). Une étude du coût de fabrication a été réalisée, sur une chemise de cylindre de moteur, entre l'usinage conventionnel et l'usinage assisté laser (0). Cette étude montre un coût inférieur de 20 % de l'usinage sous assistance.

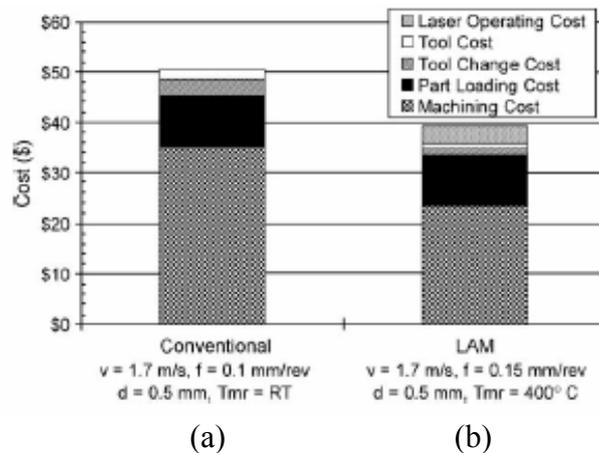


Fig. 18. Comparaison du coût d'usinage d'une pièce en fonte à graphite compact pour (a) un usinage conventionnel ou (b) un UAL.

Une étude semblable a été menée sur l'Inconel 718 (NiCr19FeNb) [And_06]. Les auteurs proposent une étude du chauffage dans le matériau et estime la température de la matière au niveau de la coupe entre 360 et $540 \text{ }^\circ\text{C}$ suivant la puissance laser et la vitesse de déplacement. Ils mettent en évidence une diminution de l'effort de coupe en fonction de l'augmentation de la puissance du laser et une amélioration de l'état de surface (R_a autour de $1 \text{ }\mu\text{m}$). La durée de vie de l'outil en céramique est multipliée par trois entre l'UAL et l'usinage conventionnel. Les auteurs proposent aussi une étude économique des procédés pour la réalisation de 1 m^3 d'usinage soit 58 cm^3 enlevé sur le même matériau. Le résultat de cette étude met en évidence un coût de l'usinage assisté laser trois fois inférieur à celui de l'usinage conventionnel (Fig. 19).

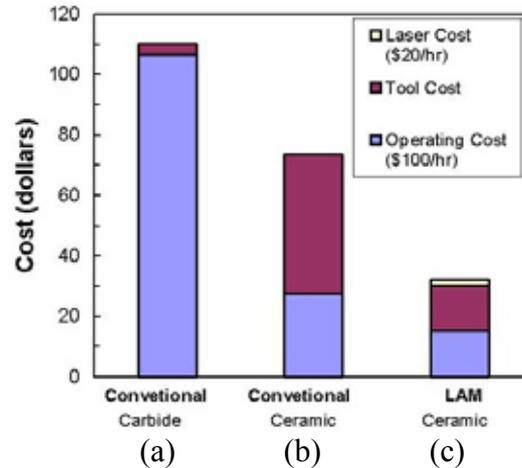


Fig. 19. Comparaison du coût d'usinage de 58 cm³ d'Inconel 718 pour (a) un usinage conventionnel avec plaquette carbure, (b) un usinage conventionnel avec plaquette céramique et (c) en UAL.

Des extensions à l'usinage assisté laser ont été mises en œuvre comme la rectification et le dressage assisté laser de meules en cBN, et le galetage assisté laser.

La rectification et le dressage assisté laser de meules en cBN [Zha_02] est similaire à l'UAL car il consiste à chauffer localement la meule de rectification avec un laser juste avant son dressage par le diamant. Les auteurs relèvent une diminution de l'effort de dressage et une longévité de l'outil diamant. De plus, ils constatent une meilleure intégrité de la meule (structure homogène) après dressage sous assistance.

Le galetage assisté laser [Tia_06] conduit à chauffer la pièce avec le faisceau laser avant l'opération de galetage qui consiste à écraser la surface de la pièce avec l'aide d'une molette. Ce procédé a été testé sur trois matériaux : un superalliage Nickel – Cobalt – Chrome (35 % Ni, 35 % Co, 20 % Cr et 10 % Mo) avec une dureté de 45 HRc, un acier 42CrMo4 à l'état revenu (98 HRb) et un acier 42CrMo4 traité (42 HRc). Quel que soit le matériau, pour une force normale constante appliquée par le galet sur la pièce entre 300 et 500 N, la force tangentielle reste constante et indépendante de la puissance du laser d'assistance. En revanche, la force axiale (suivant le sens de déplacement du galet) diminue avec la puissance laser pour le 42CrMo4 recuit. Elle diminue aussi sur les matériaux durs mais jusqu'à une puissance de 350 W, si la puissance augmente encore (jusqu'à 500 W) l'effort axial a tendance à croître. L'état de surface (Ra) diminue en fonction de la puissance laser. Par exemple pour le superalliage, un effort de 500 N permet d'obtenir un Ra = 0,3 µm en galetage conventionnel, et un Ra = 0,18 µm pour un galetage avec une assistance de 500W. Pour obtenir un Ra = 0,3 µm avec une assistance de 500 W il suffit d'appliquer un effort de 250 N ce qui réduit fortement la déformation de la pièce pendant l'opération. Les contraintes résiduelles en surface et la profondeur durcie par l'opération de galetage restent sensiblement identiques avec et sans assistance laser.

(c) Autres travaux

D'autres laboratoires se sont intéressés récemment à l'UAL. Wang *et al.* [Wan_02] ont étudié l'usinage d'un composite à matrice métallique (Al₂O₃p/Al). Les essais ont été réalisés avec un laser YAG de 200 W et avec un outil carbure. L'effort de coupe diminue de 30 à 50 % en fonction de la puissance laser, et la durée de vie de l'outil augmente de 20 à 30 %. De plus, ils constatent, qu'après usinage, les particules d'Al₂O₃ sont plus nombreuses dans la couche superficielle de la pièce. Les auteurs expliquent ce phénomène par le ramollissement de la

matrice par le chauffage laser qui facilite l'enfoncement des particules d'alumine par l'outil (Fig. 20). L'UAL permettrait donc d'augmenter la concentration de particules d'alumine dans la couche supérieure ce qui durcit la surface usinée. Les valeurs des contraintes résiduelles de compression en surface sont alors multipliées par trois.

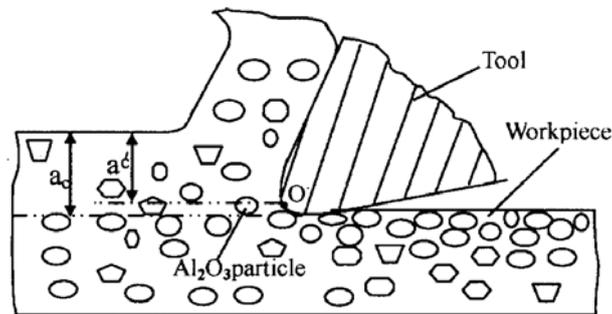


Fig. 20. Schéma de la coupe d'un composite en matrice d'aluminium renforcé d'alumine (Al_2O_3) [Wan_02]

P. Dumitrescu *et al.* [Dum_06] proposent une étude sur l'usinage d'un acier à outil X160CrMoV12 (AISI D2) à haute teneur en carbone (1,5 %) et chrome (12 %) et traité pour avoir une dureté de 60 HRC. L'originalité de cette étude vient de l'utilisation d'une source laser diode pour effectuer l'assistance (Fig. 21). Les lasers diodes sont facilement intégrables et moins chers mais leur densité de puissance reste faible car la surface de spot est relativement importante ($4 \times 0,9 \text{ mm}^2$). La géométrie rectangulaire du spot conduit à optimiser l'orientation (parallèle ou orthogonale à l'avance). Le spot est situé à 25 mm avant l'outil ce qui peut être surprenant compte tenu du refroidissement très rapide après chauffage. Néanmoins la température peut rester relativement élevée compte tenu de la géométrie de la pièce en palier qui limite fortement la diffusion de la chaleur dans la pièce.

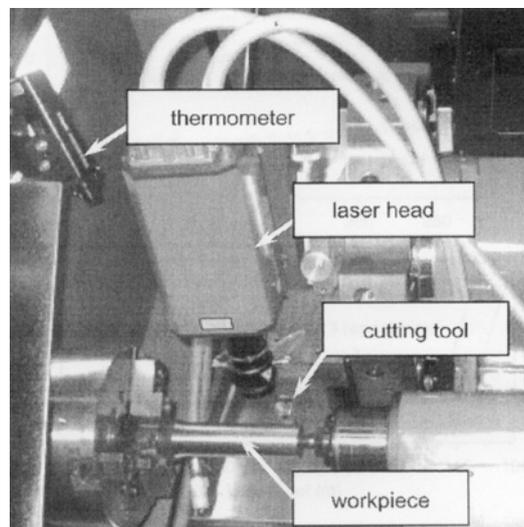


Fig. 21. Tour CN équipé d'un laser diode de 2 kW [Dum_06]

Les essais sont réalisés sur des paliers d'une épaisseur égale à la longueur du spot laser soit environ 4 mm (Fig. 22). Suivant les conditions laser déterminées, la durée de vie de l'outil est multipliée par deux et l'effort de coupe est diminué en fonction de la puissance laser. La figure suivante (Fig. 22) montre l'évolution de l'usure en dépouille en fonction de la longueur usinée et de l'orientation du spot laser. L'usure de l'outil est plus faible en UAL quelle que soit l'orientation du spot. Les auteurs mesurent à 10 mm devant l'outil une température de surface d'environ 400 °C pour une orientation du spot parallèle à l'avance et d'environ 550 °C pour une orientation perpendiculaire.

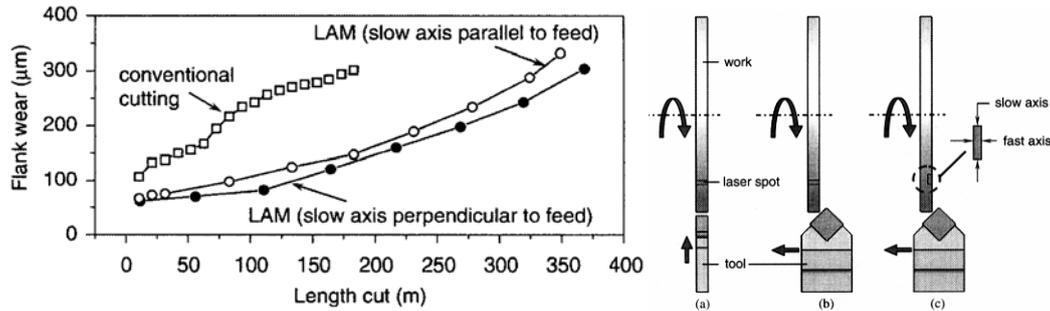


Fig. 22. Comparaison de l'usure en dépouille en fonction de la longueur d'usinage pour un usinage conventionnel et deux usinages assistés laser avec un spot orienté différemment [Dum_06]

Chang [Cha_06a] [Cha_06b] a récemment publié des résultats sur l'usinage assisté laser d'une céramique Al_2O_3 . Il obtient un très bon état de surface (R_a minimale = $0,24 \mu\text{m}$) et une amélioration de l'usure de l'outil. De plus, il détermine l'effet de différents paramètres sur l'état de surface en réalisant un plan d'expérience selon la méthode de Taguchi [Cha_06a] et propose une estimation de la distribution de la température dans la pièce par la méthode lattice Boltzmann [Cha_06b].

Malot [Mal_01] a travaillé sur l'usinage assisté laser du bore. Après avoir testé cette assistance avec un préchauffage en volume du matériau, il s'est orienté vers un nouveau procédé de traitement superficiel. Ces travaux ont abouti à la mise en place de l'Usinage par Faïençage Laser. Ils consistent à faire fondre superficiellement le matériau avec un laser et de le refroidir rapidement (Fig. 23). Les contraintes thermiques très fortes exercées pendant le cycle de chauffage provoquent une fissuration biaxée (faïençage) du matériau. La surface faïencée peut alors être facilement grattée. Ce nouveau procédé permet un usinage avec un débit d'environ $30 \text{ mm}^3 \cdot \text{s}^{-1}$ en garantissant une rugosité proche de la rectification ($R_a = 2$ à $3 \mu\text{m}$).

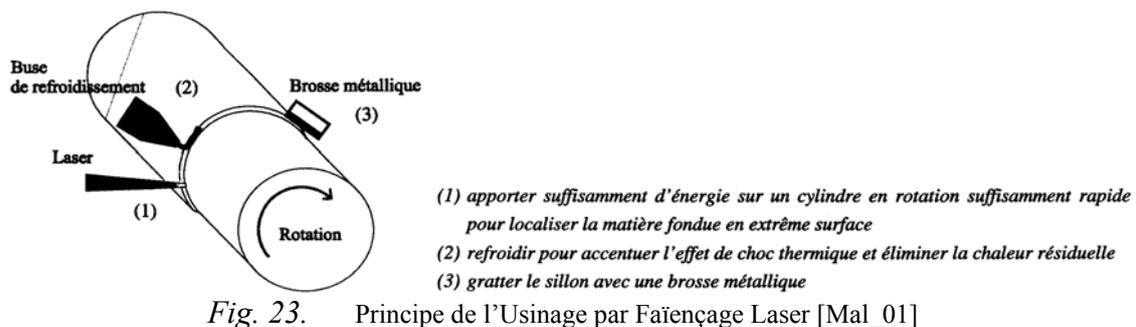


Fig. 23. Principe de l'Usinage par Faïençage Laser [Mal_01]

J. Vigneau (SNECMA) conclut dans un article des Techniques de l'Ingénieur (BM 7 285 – juillet 99) : « L'assistance à l'usinage, notamment par laser, pourrait se développer pour les matériaux présentant les plus fortes difficultés d'usinage et pourrait constituer la seule opportunité d'usinage à l'outil pour de nouveaux alliages ».

B.4. Conclusion

Les études menées sur l'UAL sont principalement réalisées par des essais expérimentaux sur un matériau spécifique. Généralement, elles permettent de montrer la baisse de l'effort de coupe, l'augmentation de la durée de vie de l'outil et d'optimiser l'état de surface en fonction des paramètres du procédé. L'intégrité de surface (contraintes résiduelles, changement de

phase...) et le tenue des pièces en service après usinage sous assistance laser n'ont pas fait l'objet d'étude spécifique. De plus, très peu de travaux ont permis de comprendre les mécanismes de formation du copeau en UAL, notamment aucune étude de l'influence du champ de température sur les zones de déformation n'a été menée. Le chapitre suivant présentera la mise en place la modélisation de l'Usinage Assisté Laser.

C. Modélisation de la coupe, du chauffage et de l'UAL

C.1. Introduction

Afin de comprendre l'UAL, et plus particulièrement l'influence du chauffage induit par le faisceau laser sur la formation du copeau, il est indispensable de réaliser une modélisation complète du procédé. L'enjeu de cette modélisation est de qualifier, voir de quantifier, les changements thermomécaniques dans les différentes zones de déformation (Z_I , Z_{II} et Z_{III}). La détermination des champs locaux (températures, contraintes, déformation...) permet de connaître les sollicitations thermiques et mécaniques au niveau de l'outil, et de la surface de la pièce, en fonction de certains paramètres du procédé. Ce chapitre présentera très rapidement la modélisation analytique de la coupe, car elle ne nous permettra pas d'avoir des informations autres que globales (température moyenne, effort de coupe...). Une présentation plus détaillée de la modélisation de la coupe par éléments finis sera donc effectuée. Des modélisations analytiques, et par éléments finis du chauffage laser, seront explicitées pour dégager les paramètres influençant le champ de température. La modélisation analytique du chauffage laser sera très intéressante pour mettre en évidence les paramètres influents, et montrer leur effet sur le champ de température. La modélisation par éléments finis complètera la modélisation analytique pour déterminer le champ de température au niveau de l'outil. Puis une modélisation par éléments finis de l'UAL sera détaillée.

C.2. Modélisations analytiques de la coupe

M.E. Merchant [Mer_45] fut le premier à développer un modèle analytique de la formation du copeau pour prédire sa géométrie (largeur, longueur du contact avec l'outil) et l'effort de coupe. Ce modèle donne des résultats convenables en coupe orthogonale pour les opérations d'ébauches (hypothèse de déformation plane) et pour un copeau continu. Puis, G. Boothroyd [Boo_65] s'est intéressé à la thermique de la coupe. Ces deux théories restent la base des études actuelles. Plus tard, P.L.B. Oxley [Oxl_89] propose un modèle analytique qui regroupe les aspects mécaniques et thermiques. Plus récemment, A. Molinari et D. Dudzinski [Mol_92], [Dud_97], [Mou_98] ont développé un modèle plus performant qui prévoit la diminution de l'effort de coupe et de la longueur de contact avec l'augmentation de la vitesse de coupe. Cependant tous ces modèles ne sont valables que pour des copeaux continus.

Les modèles analytiques prévoient uniquement des résultats relativement globaux comme l'effort de coupe, la géométrie ou la température moyenne du copeau et de la pièce. Des résultats plus précis nécessiteraient des formulations complexes sans pour autant pouvoir résoudre les problèmes fortement non-linéaires intervenant pendant la coupe. Les modèles analytiques sont donc appropriés pour obtenir des résultats globaux. Des modèles numériques ont été développés au fur et à mesure des progrès des méthodes et moyens de calcul. Ils permettent de prédire des phénomènes locaux comme le champ de température, l'amplitude et la vitesse de déformation subies par le matériau, le champ des contraintes résiduelles après usinage, ...

C.3. Modélisations par éléments finis de la coupe

Les modèles numériques en usinage sont apparus au milieu des années 80. Au début des années 90, le développement des codes de calcul et la montée en puissance des calculateurs ont permis d'enrichir de plus en plus les modélisations. Encore aujourd'hui la modélisation tridimensionnelle de la coupe demande des ressources et des temps de calculs très importants. En revanche, une modélisation bidimensionnelle est beaucoup moins gourmande en temps de calcul. Cette modélisation 2D est alors confrontée à des essais expérimentaux réalisés en coupe orthogonale pour valider ces résultats. En considérant que la largeur de coupe est très supérieure à la profondeur de passe, les calculs de la modélisation 2D sont réalisés en déformations planes. Les paramètres à définir pour la mise en données, ainsi que le type de résultats obtenus et la validation de la simulation seront détaillés dans les chapitres suivants.

C.3.1. Mise en données de la modélisation

Pour mettre en place une modélisation suivant la Méthode par Éléments Finis (MEF) de nombreux paramètres doivent être définis et peuvent être classés en deux parties distinctes.

C.3.1.1. Modélisation du réel

Les géométries de la pièce et de l'outil sont facilement modélisables. Ces modélisations géométriques sont proches de la réalité. La pièce n'est généralement pas modélisée dans son intégralité mais seulement sur une petite partie, par nécessité de limiter le nombre d'éléments. La géométrie de l'outil reste généralement fixe. Elle ne prend donc pas en compte l'usure de l'outil. Certains travaux, comme ceux réalisés par L. Fourment *et al.* [Fou_01], permettent la prise en compte de l'usure de l'outil. Les conditions aux limites imposées conditionnent très fortement les résultats de la simulation. Le choix des conditions aux limites est donc une phase cruciale de la modélisation. Les conditions cinématiques (vitesse de coupe, déplacements imposés...) ne posent pas de problème particulier. Les températures imposées au modèle de la pièce demandent une attention plus importante. Les températures imposées sont réalisées sur une surface loin de la zone de coupe, généralement la surface inférieure du modèle de la pièce. Le fait d'imposer une température constante sur la surface inférieure traduit le fait que la pièce réelle ne chauffe pas à cœur pendant l'usinage.

En revanche, la modélisation des frottements et du comportement du matériau reste très sommaire. Le frottement outil / pièce (et copeau) est généralement modélisé par une simple loi de Coulomb, ou de Coulomb-Orowan (loi de Coulomb avec seuil d'écoulement), qui peut-être très loin de la réalité. Le matériau quant à lui est souvent modélisé par une loi de Jonhson-Cook (parfois avec une loi d'endommagement) qui n'a pas été validée par des chargements multiaxiaux [Gue_05], et sur toute la gamme de déformations, vitesses de déformation et de températures rencontrées pendant l'usinage. La transmission de chaleur entre l'outil et la pièce (résistance de contact) et la répartition de la chaleur générée par le frottement sont aussi prises de façon arbitraire.

C.3.1.2. Définition des paramètres de calcul

Pour mener à bien un calcul par la MEF, il faut choisir le type d'éléments en fonction de l'analyse à réaliser, et définir la taille de ces différents éléments. La taille des éléments doit être suffisamment petite pour rendre compte des très forts gradients mais pas trop petite pour ne pas allonger considérablement les temps de calculs. Différents paramètres doivent être choisis comme par exemple le type de contact entre l'outil et la pièce. Il faut aussi sélectionner le type de résolution (Implicite ou Explicite) et le type de modélisation (Eulérienne, Lagrangienne ou Arbitray Lagrangian Eulerian -ALE-).

Type de résolution

Il existe deux types de résolution des équations d'équilibre thermomécanique. La MEF consiste à discrétiser par éléments finis l'espace-temps. Lors de la résolution, si les positions des nœuds des éléments du maillage à l'instant $t + \Delta t$ sont exprimées en fonction de leurs positions, vitesses et accélérations précédentes ($\leq t$), la résolution est dite Implicite. En revanche, si les positions à l'instant $t + \Delta t$ sont exprimées en fonction de leurs positions, vitesses et accélérations précédentes ($\leq t$) et de leurs valeurs accentuelles ($t + \Delta t$) alors la résolution est dite Explicite.

La résolution Implicite est toujours stable, mais elle n'est pas appropriée pour des phénomènes très dynamiques qui évoluent beaucoup entre t et $t + \Delta t$. Elle est généralement réservée pour des phénomènes statiques ou faiblement dynamiques. La résolution Explicite doit avoir un pas de temps très petit pour converger ($\Delta t < \text{longueur du plus petit élément} / \text{célérité d'une onde dans le matériau}$) mais permet de rendre compte des phénomènes très dynamiques comme les chocs et la coupe.

Types de modélisation

La modélisation de la coupe peut être réalisée avec l'une des trois formulations suivantes : Eulérienne, Lagrangienne et ALE. Chaque type de formulation sera détaillé pour dégager leurs avantages et inconvénients.

Modélisations Eulériennes

Dans ce type de modélisation, le maillage représentant la pièce (et l'outil) reste fixe. La matière s'écoule dans le maillage à la vitesse imposée à l'entrée et à la sortie. Cette simulation permet de prévoir les champs de contrainte, de déformation, de vitesse de déformation et de température dans la pièce. Cette modélisation est appropriée pour les problèmes d'écoulement de fluides mais peut-être utilisée pour la coupe en régime stationnaire avec un copeau continu. Dans ce cas, les modèles nécessitent plusieurs réactualisations des surfaces libres et des surfaces de contact avant d'obtenir la solution stationnaire (Fig. 24).

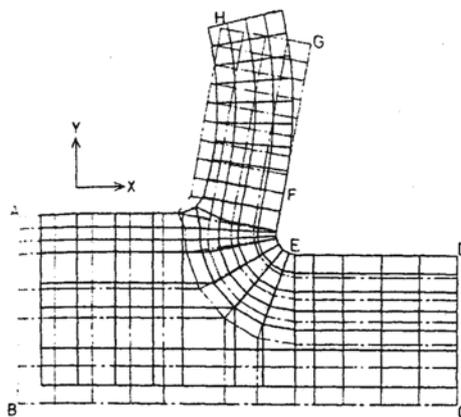


Fig. 24. Configuration initiale et finale issues du modèle Eulérien de Iwata [Iwa_84]

Ces modélisations ont été mises en place dès le début des années 80 par K. Iwata [Iwa_84], sans prise en compte de l'aspect thermique. Ces modèles restent limités car ils sont valables seulement dans le cas de copeaux continus et en régime stationnaire. Ils ne permettent pas non plus de montrer correctement la formation du copeau comme pourrait le faire un modèle Lagrangien.

Modélisations Lagrangiennes

Les maillages des modélisations Lagrangiennes sont fixes par rapport à la matière. Une déformation de la pièce maillée conduit à une déformation du maillage. Ce type de modélisation permet de simuler des régimes instationnaires et n'a pas besoin d'une définition géométrique préalable du copeau. Une des premières modélisations Lagrangienne a été réalisée par J.S. Strenkowski et J.T. Carrol [Str_85] qui présentent un modèle où l'outil et la pièce sont discrétisés par éléments finis. Ils simulent en 2D la coupe orthogonale d'une pièce en aluminium (2024) jusqu'à l'état stationnaire (Fig. 25).

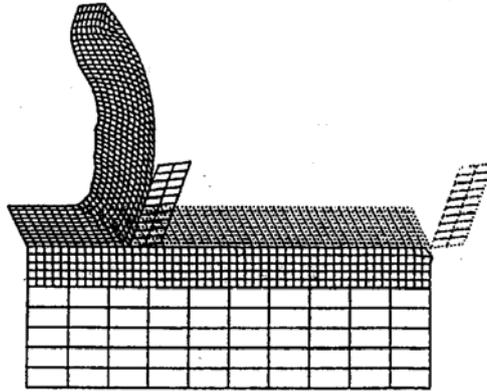


Fig. 25. Configuration initiale et finale du modèle de Strenkowski et Carrol [Str_85]

Ces modèles peuvent prévoir les différents champs mécaniques et thermiques dans la pièce et l'outil. En revanche, le principal inconvénient vient du fait que le maillage reste fixe par rapport à la matière. Si la matière subit des déformations importantes (comme pendant l'usinage) le maillage est distordu rendant des éléments trop déformés. Dès lors, la simulation est arrêtée. Pour éviter cela, deux méthodes peuvent être utilisées : l'implantation d'un critère de séparation ou le remaillage systématique.

Critère de séparation

L'implantation d'un critère de séparation de nœuds permet de 'déboutonner' le copeau de la pièce suivant une ligne prédéfinie (Fig. 26).

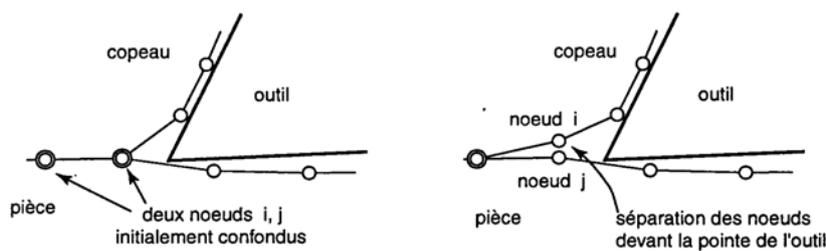


Fig. 26. Séparation (déboutonnage) des nœuds avec l'avance de l'outil

Le principe du déboutonnage impose une ligne de séparation du copeau par rapport à la pièce. De plus, les différents résultats sont fortement dépendants du critère de séparation qui est généralement basé sur une valeur limite de déformation plastique cumulée du matériau [Str_85] et/ou sur un critère géométrique [Yan_89]. Ces critères sont inévitablement arbitraires et ne représentent pas pleinement la réalité des phénomènes thermomécaniques dans les zones de déformations. De plus, malgré la séparation commandée du copeau avec la pièce, le maillage peut être distordu ce qui n'évite pas un éventuel remaillage.

Remaillage

Le remaillage systématique de la pièce est effectué avant une distorsion trop importante des éléments. Il augmente considérablement le temps de calcul et introduit des approximations d'interpolations lors du transfert de champ. Les très forts gradients de déformation et de température au niveau de la pointe de l'outil demandent un maillage très fin de cette zone. Le mailleur doit donc affiner cette zone avec l'avance de l'outil. La figure suivante (Fig. 27) illustre le modèle numérique de T. Marusich [Mar_95] fondé sur ce type d'approche.

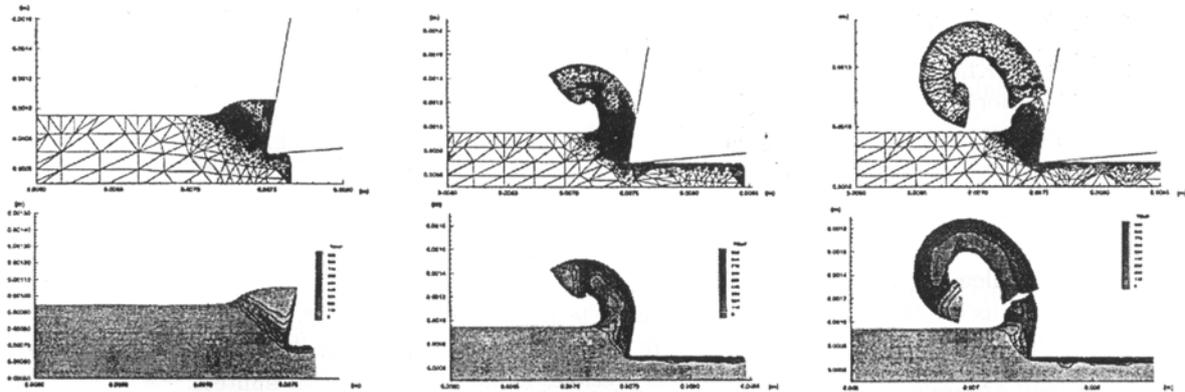


Fig. 27. Modèle numérique Lagrangien avec remaillage (maillage et champ de température) [Mar_95]

Modélisations ALE (*Arbitrary Lagrangian Eulerian*)

La méthode Eulérienne permet d'éviter la distorsion du maillage qui reste fixe mais les surfaces libres doivent être déterminées par un algorithme spécifique. En revanche, la méthode Lagrangienne permet de connaître les déformations des surfaces libres, mais le maillage se déforme avec la pièce, ce qui peut stopper la simulation prématurément en cas de grandes déformations. La méthode ALE est un compromis des deux premières méthodes en combinant leurs avantages dans la même modélisation. Le maillage suit globalement la déformation de la matière (prévision de la déformée) mais les nœuds ne sont pas liés à la matière ce qui permet de limiter la distorsion des mailles. Pendant le calcul les points peuvent être relocalisés pour éviter de trop fortes distorsions en gardant le maillage initial (connectivité des nœuds entre eux). Cette méthode évite l'utilisation de critères de séparation des nœuds et la création d'un nouveau maillage (remaillage). La figure suivante (Fig. 28) [Gho_91] montre les maillages après déformation d'un lopin par un poinçon dans le cas d'une modélisation Lagrangienne sans remaillage (a) et dans le cas d'une modélisation ALE (b). Nous pouvons ainsi remarquer que la méthode ALE a bien relocalisé les nœuds rendant le maillage plus homogène.

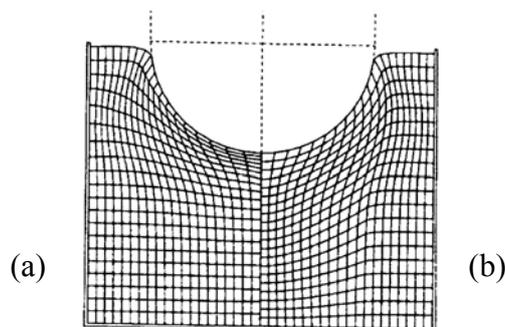


Fig. 28. Comparaison du maillage avec une méthode Lagrangienne (a) et ALE (b) après déformation d'un lopin par un poinçon [Gho_91]

Dans les années 90, R. Rakotomalala [Rak_93], P. Joyot [Joy_93] et O. Pantalé [Pan_96] combinent des formalismes Lagrangien et Eulérien pour résoudre les problèmes de réactualisation des surfaces libres et de contacts associés aux modèles Eulériens. La formulation ALE en relocalisant les nœuds ne permet pas d'éviter un remaillage si les déformations sont trop importantes. F. Ali [Ali_01] montre les limites d'une méthode ALE en comparaison à une méthode Lagrangien avec remaillage. J.-L. Bacaria [Bac_01] propose l'utilisation d'une méthode ALE avec un critère d'endommagement pour prédire la segmentation du copeau.

C.3.2. Résultats et validation

L'intérêt d'une simulation par éléments finis est de pouvoir connaître les grandeurs locales et leurs évolutions dans le temps. Les résultats possibles sont la géométrie du copeau, les champs mécaniques (contraintes, déformation, vitesse de déformation, contraintes résiduelles...) et les champs thermiques (températures, flux...) dans la pièce, le copeau et l'outil. Toutes ces valeurs permettent de comprendre les phénomènes mis en jeu pendant la formation du copeau. Mais ces résultats dépendent tout particulièrement des lois utilisées (loi de frottement, loi de comportement...) qui ne reflètent que grossièrement la réalité. Il est donc indispensable de confronter chaque modélisation avec des essais expérimentaux. Le problème revient alors à connaître pendant un essai de coupe des valeurs mesurables. Les seules valeurs qui sont généralement utilisées pour valider une modélisation sont l'effort de coupe et la géométrie du copeau. La modélisation n'est alors validée qu'avec des valeurs globales et sur une plage de fonctionnement fixée. Il est possible d'améliorer cela, en les complétant par les mesures des champs thermiques dans la zone de coupe, du flux thermique transmis dans l'outil et des contraintes résiduelles dans la pièce après usinage.

C.3.3. Conclusion

Même si les codes de calcul permettent de prévoir les champs locaux (déformation, contraintes, température...), les résultats dépendent dans une large mesure des conditions aux limites imposées. La loi de comportement du matériau, Les lois de frottement copeau/outil et outil/pièce sont encore méconnues et sont identifiées dans des plages de paramètres donnés (déformation, vitesse de déformation, température...) qui ne correspondent pas forcément à celles rencontrées pendant la coupe.

C.4. Modélisation analytique du chauffage laser

Le tableau suivant (Tableau. 1) indique le symbole, l'unité et une définition succincte des termes utilisés pour la modélisation du chauffage.

Symbole	Unité	Définition
A		Absorptivité du matériau ou coefficient d'absorption
a	m^{-1}	Coefficient d'atténuation du matériau
$C_p(T)$	$J.Kg^{-1}.K^{-1}$	Chaleur spécifique du matériau dépendante de la température
h	$W.m^{-2}.K^{-1}$	Coefficient de convection
$k(T)$	$W.m^{-1}.K^{-1}$	Conductivité thermique du matériau dépendant de la température
k_e		Coefficient d'extinction optique du matériau
P	W	Puissance du faisceau incident
$P(\delta)$	W	Puissance du faisceau à la profondeur δ
P_a	W	Puissance du faisceau absorbée par le matériau
Q_v	$W.m^{-3}$	Production volumique de chaleur émise en un point et à l'instant 't'
t	s	Variable temporelle

T	K	Température en un point et à l'instant 't'
T ₀	K	Température en un point et à l'instant t=0
V	m.s ⁻¹	Vitesse de déplacement du faisceau laser
x,y,z	m	Coordonnées du point considéré
Z _a	m	Profondeur d'absorption du faisceau pour une atténuation de 63 %
Z _{zat}	m	Profondeur de la zone affectée thermiquement
α(T)	m ² .s ⁻¹	Diffusivité thermique du matériau dépendant de la température
ε		Emissivité du matériau
λ	m	Longueur d'onde du faisceau laser
ρ(T)	Kg.m ⁻³	Masse volumique du matériau dépendante de la température
σ	W.m ⁻² .K ⁻⁴	Constante de Stefan-Boltzman (5,6697.10 ⁻⁸)
τ	s	Temps d'interaction du chauffage laser

Tableau. 1 Définition des termes utilisés dans la modélisation du chauffage

C.4.1. Interaction laser – matière

(d'après les techniques de l'ingénieur M1643)

C.4.1.1. Présentation de l'absorption et de l'atténuation du faisceau

Les lasers qui émettent dans l'infrarouge ont un effet essentiellement thermique. Le faisceau irradiant la pièce est soit absorbé, soit réfléchi, soit transmis. Dans le cas des pièces massives, la transmission est nulle. L'absorptivité, A, est définie par le rapport de la puissance convertie en chaleur dans le matériau sur la puissance totale du faisceau incident (Eq. 1). On peut aussi définir la réflectivité, R, qui est le complément à 1 de l'absorptivité.

$$P_a = A.P$$

Eq. 1. Puissance absorbée du faisceau en fonction de la puissance incidente

La loi de Beer-Lambert (Eq. 2) montre que la puissance absorbée du faisceau décroît sous forme exponentielle dans la matière.

$$P_a(z) = P_a \cdot \exp(-a.z) \quad \text{avec} \quad a = \frac{4\pi.k_e}{\lambda}$$

Eq. 2. Loi de Beer-Lambert et expression du coefficient d'atténuation

La profondeur d'absorption du faisceau est calculée pour une atténuation arbitraire de 63 % (Eq. 3).

$$z_a = \frac{\lambda}{4\pi.k_e}$$

Eq. 3. Profondeur d'absorption du faisceau laser (définie à 63 % d'atténuation)

Cette équation permet de déterminer que la profondeur d'absorption, Z_a, est de l'ordre de 20 nm dans un matériau métallique. Le phénomène peut donc être considéré comme superficiel. Le chauffage de la matière en profondeur se fait exclusivement par la diffusivité thermique, α, et dépend du temps d'interaction du laser sur la matière, τ. La profondeur affectée thermiquement peut être évaluée en première approximation (Eq. 4).

$$z_{zat} = \sqrt{4.\alpha.\tau}$$

Eq. 4. Profondeur affectée thermiquement

C.4.1.2. Evolution du coefficient d'absorption

Le coefficient d'absorption est le paramètre essentiel pour connaître l'énergie calorifique transmise à la pièce, mais il est très difficile de l'estimer. De plus, il varie spécialement avec les paramètres suivants :

Longueur d'onde du faisceau incident

Pour de nombreux matériaux métalliques, le coefficient d'absorption augmente avec la diminution de la longueur d'onde du faisceau incident. Ainsi dans un alliage métallique, l'absorption d'un faisceau d'un laser YAG (1,06 μm) est meilleure que celle d'un faisceau d'un laser CO₂ (10,6 μm). La figure suivante (Fig. 29) montre l'évolution du coefficient de réflexion en fonction de la longueur d'onde.

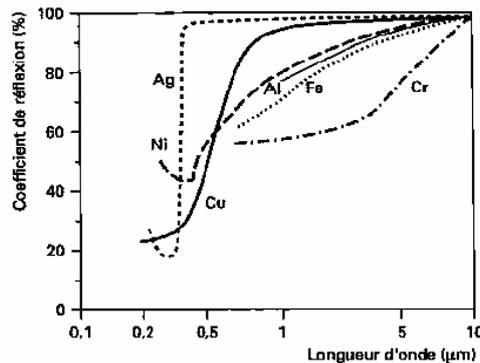


Fig. 29. Evolution du coefficient de réflexion en fonction de la longueur d'onde du faisceau sous une incidence normale

Angle d'incidence du faisceau

L'angle d'incidence est l'angle compris entre le faisceau laser et la normale à la surface. Un angle d'incidence nul correspond à un faisceau perpendiculaire à la surface. L'absorption varie très peu pour des angles d'incidences faibles (Fig. 30). En revanche, pour un angle particulier appelé 'angle de Brewster', elle devient maximale. L'angle de Brewster varie en fonction du matériau, de la température et de la longueur d'onde. L'angle de Brewster est l'angle d'incidence à la surface pour lequel le rayon réfléchi et le rayon absorbé forment un angle droit, à cet angle d'incidence l'onde est presque totalement absorbée.

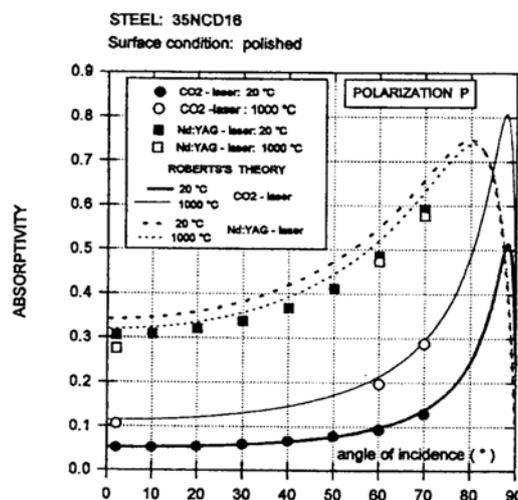


Fig. 30. Evolution du coefficient d'absorption en fonction de l'angle d'incidence de faisceaux de laser CO₂ et YAG pour un acier 35NiCrMo16 [Ste_95]

Etat de surface

Une rugosité élevée produit une augmentation de l'absorption. Cela est dû notamment à des effets de Brewster et à des phénomènes de réflexions multiples (effet puit). La figure suivante (Fig. 31) met en évidence l'évolution de l'absorption d'un acier 35NiCrMo16 en fonction de la rugosité arithmétique moyenne du critère (Ra) pour deux types de laser.

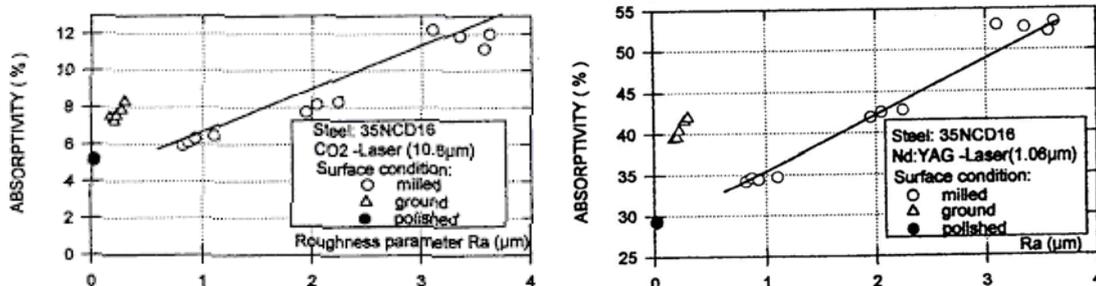


Fig. 31. Evolution du coefficient d'absorption d'un acier 35NiCrMo16 en fonction de l'état de surface pour deux longueurs d'ondes [Ste_95]

Température

La figure (Fig. 32a) montre une augmentation de l'absorption avec la température pour différentes nuances d'aciers. Cette augmentation n'est pas identique pour tous les matériaux. Une diminution de l'absorption en fonction de la température est même possible selon la longueur d'onde du laser (Fig. 32b).

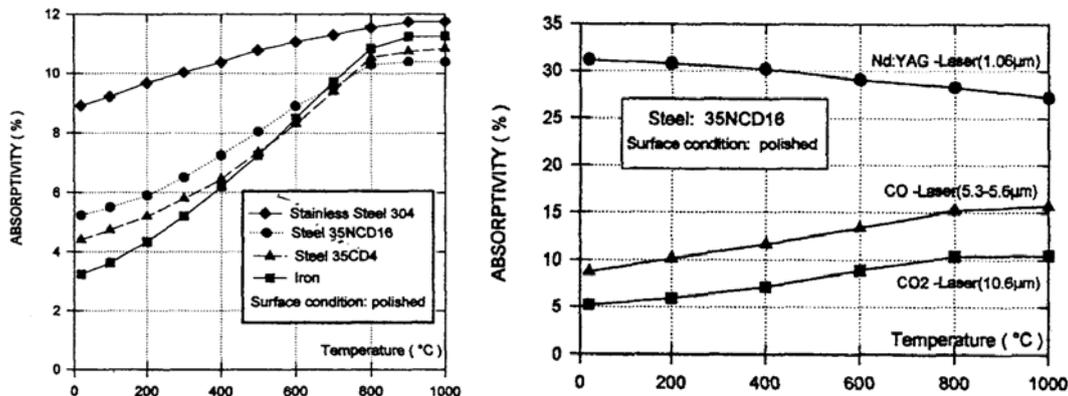


Fig. 32. Evolution du coefficient d'absorption en fonction de la température pour différents aciers pour une longueur d'onde de 10,6µm (a) et suivant la longueur d'onde pour un acier 35NiCrMo16 (b) [Ste_95]

Dépôt

L'absorption peut être sensiblement augmentée, jusqu'à 80 %, avec un dépôt ou traitement de surface. Mais cette méthode complique considérablement l'industrialisation du procédé mis en œuvre.

Puissance laser

La puissance du faisceau laser peut influencer le coefficient d'absorption. Fan [Fan_94] a mesuré, sur un acier C40 rectifié, une diminution de l'absorption de 23 % à 19 % avec l'augmentation de la puissance d'un laser CO₂ de 1 à 3 kW.

C.4.2. Transfert thermique

C.4.2.1. Modélisation du chauffage laser

La modélisation du transfert thermique dans un milieu isotrope peut être réalisée avec la formulation de l'équation de la chaleur (Eq. 5), des conditions aux limites (Eq. 7) et des conditions initiales (Eq. 8).

$$\nabla[k(T).\nabla T] + Q_v = \rho(T)\frac{\partial}{\partial t}[C_p(T).T]$$

Eq. 5. Equation de transfert de chaleur

La diffusivité thermique est définie par la relation suivante (Eq. 6).

$$\alpha(T) = \frac{k(T)}{\rho(T).C_p(T)}$$

Eq. 6. Diffusivité thermique du matériau

Le chauffage laser peut être modélisé de deux façons distinctes.

La première modélisation représente le chauffage laser comme purement surfacique. Dans ce cas, la production volumique de chaleur Q_v est nulle. Le faisceau laser est alors pris en compte dans les conditions aux limites. Un flux thermique d'une valeur égale au flux absorbé par le matériau est alors imposé sur une surface qui correspond à la zone d'interaction. Cette formulation complique la résolution analytique des équations car les conditions aux limites varient en fonction du déplacement du faisceau laser. En revanche, une telle modélisation pourra facilement être utilisée pour une simulation par éléments finis.

La deuxième modélisation considère que le faisceau laser induit un chauffage volumique sur une profondeur très faible. Dans ce cas, le chauffage laser est directement pris en considération dans le terme Q_v . Les conditions aux limites représentent seulement les flux de chaleur évacués par convection et par rayonnement (Eq. 7) à la surface de la pièce.

$$-k(T)\frac{\partial T}{\partial \vec{n}} = h.(T - T_0) + \varepsilon.\sigma.(T^4 - T_0^4) \text{ avec } \vec{n} \text{ vecteur normal à la surface}$$

Eq. 7. Conditions aux limites de la modélisation

Enfin la condition initiale est exprimée par l'équation (Eq. 8) qui impose le champ de température en tous points pour $t = 0$.

$$T(x, y, z, 0) = T_0(x, y, z)$$

Eq. 8. Condition initiale

C.4.2.2. Résolution sur un massif semi-infini

Les différentes résolutions présentées permettront d'établir des ordres de grandeurs et d'estimer l'effet de différents paramètres sur le champ de température. L'utilisation de ces résultats sera présentée dans le chapitre II.

(a) Source de chaleur ponctuelle, continue et immobile

La résolution du transfert thermique d'une source de chaleur ponctuelle immobile a été retranscrite par Fan [Fan_94]. La source est considérée avec une puissance constante et immobile au centre du repère. La convection et le rayonnement sont négligés. La température en tout point du massif peut être calculée par la relation suivante (Eq. 9).

$$T(x, y, z, t) = T_0 + \frac{P_a}{4.\pi.k.R} \operatorname{erfc}\left(\frac{R}{2\sqrt{\alpha.t}}\right) \quad \text{avec} \quad R = x^2 + y^2 + z^2$$

Eq. 9. Température pour une source de chaleur ponctuelle et immobile

La fonction erfc est la fonction Erreur complémentaire définie par l'équation suivante (Eq. 10).

$$\operatorname{erfc}(x) = \int_x^{\infty} \frac{2.e^{-u^2}}{\sqrt{\pi}}.du \quad \text{avec} \quad x \in \mathfrak{R}$$

Eq. 10. Fonction Erreur complémentaire erfc

(b) Source de chaleur étendue sur la surface du massif

La solution pour une source de chaleur homogène sur un disque de diamètre (d) immobile est relatée par Fan (Eq. 11).

$$T(x, y, z, t) = T_0 + \frac{P_a.\sqrt{\alpha}}{\pi.d^2.k} \int_0^t \iint_{\sqrt{(x-u)^2+(y-v)^2} \leq \frac{d}{2}} \frac{\exp\left(-\frac{(x-u)^2+(y-v)^2+z^2}{4.\alpha.(t-\tau)}\right)}{\alpha.[\pi.(t-\tau)]^{\frac{3}{2}}} .du.dv.d\tau$$

Eq. 11. Température pour une source de chaleur circulaire et immobile

Cette relation peut être simplifiée pour les points situés sur l'axe du disque. Dans ce cas, la relation devient la suivante (Eq. 12).

$$T(0,0,z,t) = T_0 + \frac{8.P_a.\sqrt{\alpha.t}}{\pi.d^2.k} \left[\operatorname{ierfc}\left(\frac{z}{2\sqrt{\alpha.t}}\right) - \operatorname{ierfc}\left(\frac{\sqrt{z^2 + \left(\frac{d}{2}\right)^2}}{2\sqrt{\alpha.t}}\right) \right]$$

Eq. 12. Température sur l'axe d'une source de chaleur circulaire et immobile

La fonction $x \rightarrow \operatorname{ierfc}(x)$ est l'intégrale première de la fonction d'erreur complémentaire (Eq. 13)

$$\operatorname{ierfc}(x) = \int_x^{\infty} \operatorname{erfc}(u).du = \frac{e^{-x^2}}{\sqrt{\pi}} - x.\operatorname{erfc}(x)$$

Eq. 13. Fonction $x \rightarrow \operatorname{ierfc}(x)$

(c) Source de chaleur en mouvement (résolution monodirectionnelle)

L. Fan décrit la résolution d'une source de chaleur se déplaçant à une vitesse V . Si la vitesse est relativement grande ou le diamètre du faisceau important, une résolution monodimensionnelle est acceptable. En effet, lors du déplacement du faisceau laser, un point de la surface de la pièce est soumis au chauffage pendant un temps correspondant à τ , donné par l'expression suivante (Eq. 14).

$$\tau = \frac{d}{V}$$

Eq. 14. Temps d'interaction pour un faisceau en mouvement

Pendant ce temps, la distance de diffusion de la chaleur est donnée par l'Eq. 4, soit :

$$z_{zat} = \sqrt{4 \cdot \alpha \cdot \frac{d}{V}}$$

La modélisation peut être considérée comme monodirectionnelle si la profondeur chauffée est négligeable devant le diamètre du spot, soit :

$$z_{zat} \ll d \Leftrightarrow \sqrt{4 \cdot \alpha \cdot \frac{d}{V}} \ll d \Rightarrow \frac{V \cdot d}{\alpha} \gg 4$$

Fan cite Debuigne qui a montré que la résolution analytique monodimensionnelle peut être appliquée si la relation suivante est satisfaite (Eq. 15).

$$\frac{V \cdot d}{\alpha} > 64$$

Eq. 15. Condition définissant le domaine de validité de la résolution monodirectionnelle

L'équation de la conduction de la chaleur monodimensionnelle (Eq. 16) est alors :

$$\frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \frac{1}{\alpha} \cdot \frac{\partial T}{\partial t}$$

Eq. 16. Equation de la conduction de chaleur monodimensionnelle

La modélisation d'un tir fixe laser d'une durée égale à τ est réalisée en prenant en compte un flux thermique comme condition aux limites pendant une durée égale au tir laser.

Le champ de température dû au déplacement du faisceau à une vitesse V est calculé à l'aide de l'équation de la conduction de chaleur (Eq. 16) et en considérant le temps d'interaction (Eq. 14). La solution dans la zone qui se trouve juste sous la tache du faisceau laser sur une profondeur de $2\sqrt{\alpha \cdot t}$ peut être exprimé par les équations suivantes (Eq. 17).

$$T(z, t) = T_0 + \frac{2 \cdot I \cdot \sqrt{\alpha \cdot t}}{k} \cdot \text{ierfc} \left(\frac{z}{2\sqrt{\alpha \cdot t}} \right) \quad \text{pour } 0 \leq t \leq \tau$$

$$T(z, t) = T_0 + \frac{2I\sqrt{\alpha t}}{k} \cdot \text{ierfc} \left(\frac{z}{2\sqrt{\alpha t}} \right) - \frac{2I\sqrt{\alpha(t-\tau)}}{k} \cdot \text{ierfc} \left(\frac{z}{2\sqrt{\alpha(t-\tau)}} \right) \quad \text{pour } t \geq \tau$$

Avec $I = \frac{A \cdot P}{S_{spot}}$ (densité de puissance du faisceau laser)

Eq. 17. Equations définissant la température pour une résolution monodirectionnelle

(d) Source de chaleur en mouvement avec une répartition de puissance Gaussienne

La solution analytique pour une source de chaleur avec une répartition de puissance Gaussienne en mouvement a été rapportée par Chen [Che_95] (Eq. 18). Le mouvement est une translation dans la direction de l'axe x avec une vitesse constante de valeur V_x . La source de chaleur s'allume à $t = 0$ et s'éteint pour $t = \tau$. Le rayonnement et la convection sont négligés. Le faisceau est considéré au centre du repère pour $t=0$. Les propriétés thermophysiques sont indépendantes de la température.

$$T(x, y, z, t) = T_0 + \frac{8.P_a.\sqrt{\alpha}}{k.\pi^{\frac{3}{2}}}\int_{\sqrt{t-\tau}}^{\sqrt{t}} \frac{\exp\left[-4.\frac{[x-V_x.(t-u^2)]^2 + y^2}{d^2 + 16.\alpha.u^2} - \frac{z^2}{4.\alpha.u^2}\right]}{d^2 + 16.\alpha.u^2}.du$$

Eq. 18. Température pour une source en translation avec une répartition Gaussienne

C.4.2.3. Résolution dans le cas de l'UAL

Des études analytiques du chauffage laser dans le cadre de l'UAL ont été menées à l'université de Purdue. Rozzi *et al.* [Roz_98a] [Roz_98b] ont déterminé le champ de température volumique (3D) induit par un faisceau laser dans un barreau de nitrure de silicium en rotation. Le modèle prend en compte le déplacement du faisceau laser dans deux directions (axiale et circonférentielle), la convection naturelle et la convection forcée autour du spot par le jet d'air de protection de la tête laser (Fig. 33). Il ne prend pas en compte l'outil de coupe, ni la perte de matière due à l'usinage. Les paramètres thermo-physiques de la pièce sont considérés comme dépendants de la température. Les phénomènes de radiation sont négligés.

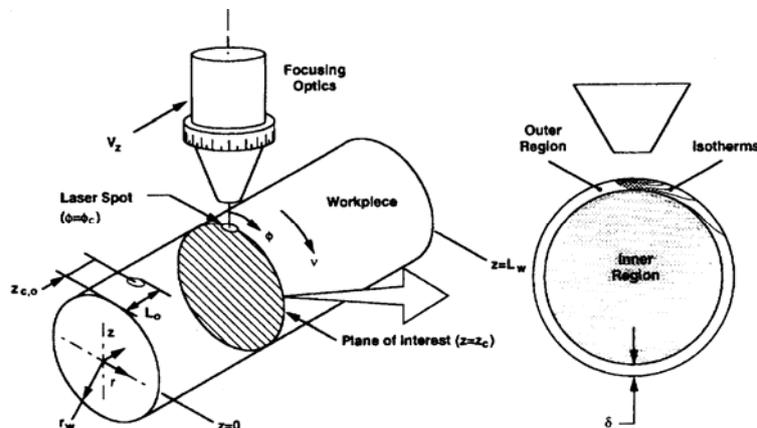


Fig. 33. Schéma de la modélisation effectuée par Rozzi *et al* [Roz_98b].

Les résultats donnent des valeurs correctes du champ de température notamment à l'endroit supposé de l'outil de coupe. La température au niveau de l'outil augmente avec la puissance du laser et avec la diminution du diamètre du faisceau. La conduction axiale dans la pièce est d'autant plus importante que la vitesse d'avance du faisceau est faible. La profondeur chauffée diminue fortement avec l'augmentation de la vitesse de rotation de la pièce. De plus, les auteurs concluent que la convection naturelle peut-être négligée. En revanche, la convection forcée autour du spot laser par le jet d'air (jet d'air pour la protection de la lentille de focalisation contre les fumées et les projections de copeaux) doit être prise en considération.

Cette modélisation a été enrichie par l'auteur [Roz_00a] pour prendre en compte notamment la génération de chaleur au niveau de la zone de cisaillement primaire, l'évolution de la géométrie de la pièce avec l'enlèvement de matière pendant l'usinage et un préchauffage de la matière par le laser avant l'usinage (Fig. 34). Les résultats de cette nouvelle modélisation ont été détaillés dans diverses configurations du procédé [Roz_00b].

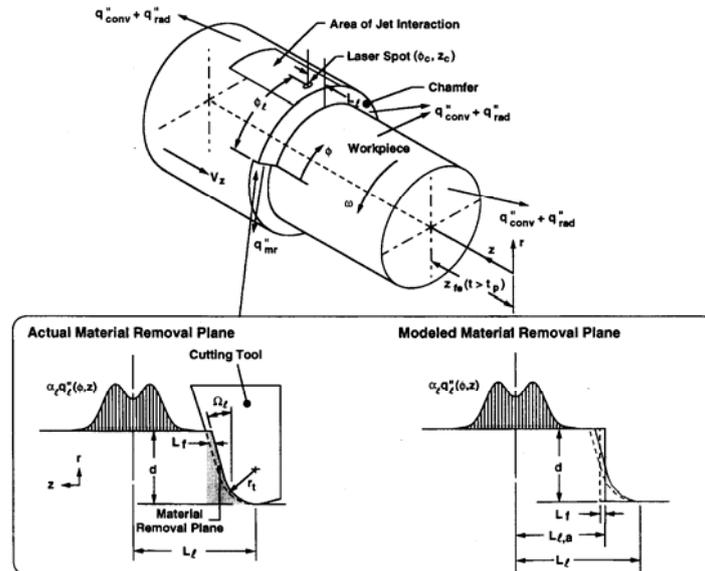


Fig. 34. Schéma de la modélisation effectuée par Rozzi *et al* [Roz_00a].

La prise en compte de la génération d'énergie thermique dans la zone primaire augmente fortement la température de surface au niveau de la coupe. Ce phénomène permet de nuancer la conclusion formulée lors de la première modélisation [Roz_98a] qui annonçait une forte diminution de la température avec l'augmentation de la fréquence de rotation de la pièce. En effet, si la fréquence de rotation augmente, les températures induites par le laser diminuent mais la génération de chaleur dans la zone primaire augmente. Ainsi, la diminution de la température au niveau de la coupe est beaucoup moins influencée par la fréquence de rotation, alors que la conduction dans la pièce reste plus faible avec une fréquence élevée.

L'augmentation de la distance axiale (L_ℓ) de faisceau laser à l'outil favorise l'augmentation de la température de la partie de la pièce non usinée. Les auteurs préconisent une distance axiale (L_l) égale à 0,8 fois le diamètre du spot laser pour avoir des conditions thermiques les plus favorables.

Cette modélisation a été par la suite adaptée par P.A. Rebro *et al.* pour l'usinage de mullite [Reb_04]. Elle permet de connaître les températures en fonction des différents paramètres du procédé et ainsi pouvoir les optimiser pour éviter la formation de fissures pendant l'usinage de la céramique.

C.5. Modélisations par éléments finis du chauffage laser

La modélisation du faisceau laser se déplaçant à une vitesse constante sur une pièce ne pose pas de problème particulier. Le faisceau est modélisé par un flux thermique. Les auteurs [Fre_99], [Fan_94] et [Mal_01] considèrent le flux avec une répartition gaussienne. Les caractéristiques du matériau (densité, conductivité, capacité calorifique...) sont supposées dépendre de la température.

Le principal problème réside dans la détermination du coefficient d'absorption. Il est introduit dans la modélisation afin de retrouver la profondeur de la zone fondue expérimentalement [Fan_94] [Mal_01]. Le coefficient d'absorption déterminé est considéré comme indépendant de la puissance laser et de la vitesse de déplacement, ce qui revient à négliger son évolution avec la température.

L. Fan [Fan_94] note une bonne adéquation de la profondeur de l'isotherme de fusion simulée avec la profondeur fondue expérimentalement pour différentes vitesses de déplacement (2 à 6 m.min⁻¹) et pour différentes puissances laser (1 à 3 kW). Elle considère que les caractéristiques du matériau sont dépendantes de la température et fait intervenir la chaleur latente de fusion. En revanche, elle remarque que la largeur de la zone fondue expérimentalement est beaucoup plus petite (de 20 à 60 % avec l'augmentation de la vitesse de déplacement) que la largeur de l'isotherme de fusion trouvée par la simulation. La simulation prévoit donc des zones fondues avec une profondeur équivalente aux profondeurs expérimentales mais avec une largeur beaucoup plus petite. Elle explique cela par une inertie du changement de phase en surface, mais il serait plus probable que cela vienne des différents courants du bain de fusion (Marangoni, Lorentz...).

La modélisation réalisée par T. Malot (Fig. 35) a été enrichie en tenant compte de l'aspect mécanique, afin d'estimer les contraintes introduites dans le matériau par le chauffage laser [Mal_01].

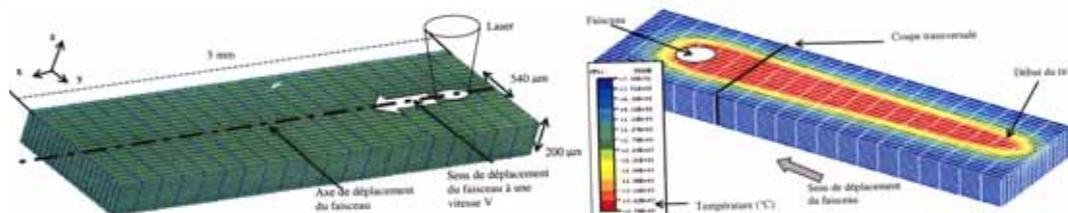


Fig. 35. Maillage et isotherme pour une puissance de 2,5 kW et une vitesse de 2,4 m.s⁻¹ [Mal_01]

Il visualise des contraintes de compression en surface autour du faisceau laser (Fig. 36a) dues à la dilatation de la matière chauffée qui est bloquée par la périphérie restée froide. La figure (Fig. 36b) présente une vue transversale à l'axe de déplacement du faisceau à l'extrémité arrière du faisceau. Autour du bain de fusion (aucune contrainte du bain de fusion), la zone chauffée est comprimée. Puis, en sous couche, les contraintes deviennent en traction. La formation des contraintes résiduelles lors du chauffage en surface de la pièce sera détaillée dans la Partie II.C.4 'Estimation des contraintes résiduelles dues au chauffage'.

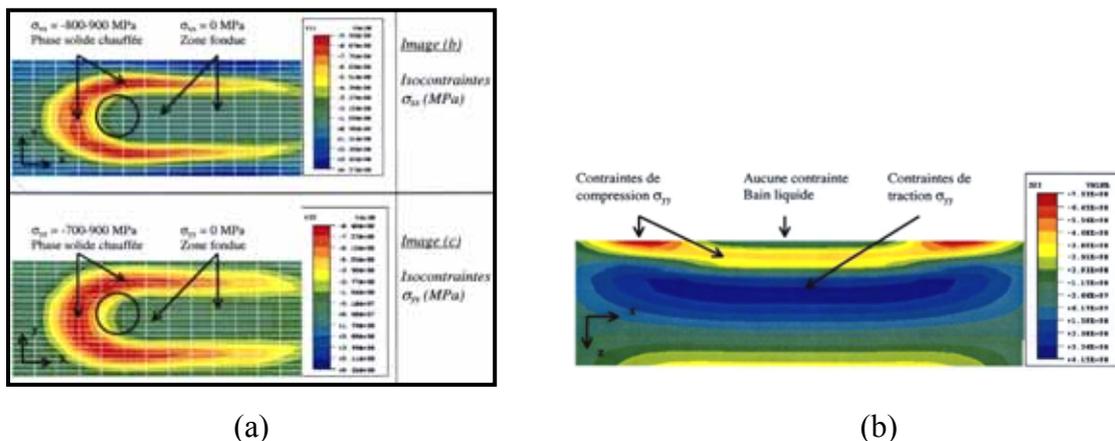


Fig. 36. Isocontrainte en surface (a) et en profondeur (b) pour une simulation avec une puissance de 1,5 kW et une vitesse de déplacement de 2,4 m.s⁻¹ [Mal_01]

C.6. Modélisations par éléments finis de la coupe assistée laser

La simulation de l'usinage assisté laser doit être obtenue par la modélisation du chauffage laser suivie d'une simulation de la coupe. Seul Lesourd [Les_96] a proposé une simulation de l'usinage assisté laser d'un alliage de titane (Ti6Al4V) qui prend en compte la coupe. En revanche, le chauffage laser est modélisé en imposant une température initiale homogène dans la pièce avec une valeur dépendante de la puissance laser.

Sa modélisation a été réalisée avec le logiciel Abaqus/Standard® en 2D (déformations planes) avec une méthode Lagrangienne et un critère de séparation des nœuds. La figure suivante (Fig. 37) montre le maillage initial de la modélisation avec des conditions aux limites imposées :

- P1 faces encastrées,
- P2 ligne de liaison copeau/pièce régie par le critère de séparation,
- P3 face soumise à une vitesse de déplacement suivant l'axe 2 et bloquée suivant l'axe 1,
- P4 surface bloquée suivant l'axe 1 et libre sur l'axe 2.
- P5 face de contact copeau / outil avec prise en compte de frottement.

Le critère de séparation consiste à séparer les nœuds en vis-à-vis en fonction du temps suivant le déplacement de l'outil. B. Lesourd utilise une séparation en assurant un transfert des contraintes à travers l'interface pendant un certain temps après la séparation des nœuds. Ce transfert de contraintes permet de rendre plus réaliste la séparation de matière.

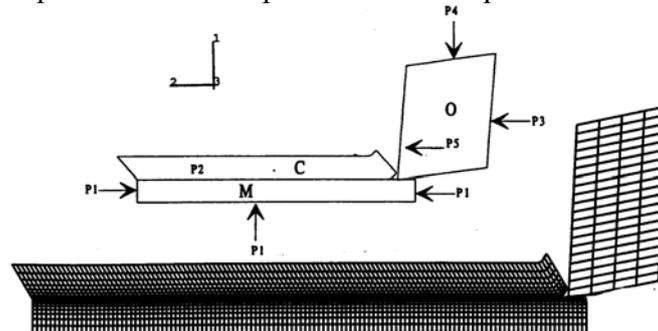


Fig. 37. Maillage initial et conditions aux limites de la modélisation de Lesourd [Les_96]

La loi de comportement du matériau a été choisie de type multiplicatif avec un adoucissement thermique d'ordre exponentiel. La contrainte d'écoulement est donc formulée par l'équation :

$$\sigma = \sigma_0 \left(1 + \varepsilon_{pl}^n \right) \left(1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^{\frac{1}{p}} \right) \frac{e^{-\frac{T}{T_a}}}{e^{-\frac{T_{amb}}{T_0}}} \quad \text{avec} \quad \begin{cases} \sigma_0 = 1025 \text{ MPa} \\ T_0 = 890^\circ\text{C} \\ n = 0,37 \end{cases} \quad \text{et} \quad \begin{cases} \dot{\varepsilon}_0 = 57,5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1} \\ \frac{1}{p} = 0,424 \end{cases}$$

Les résultats permettent, entre autres, de comparer la morphologie du copeau en fonction de la vitesse de coupe et de la température. La figure (Fig. 38) montre le festonnage du copeau de plus en plus prononcé en fonction de la vitesse de coupe pour un usinage avec une température initiale égale à 20 °C et une profondeur de passe de 0,2 mm. L'indépendance du maillage sur les résultats n'a pas été étudiée. Il est d'ailleurs fort probable que la forme et la taille des éléments influencent la morphologie du copeau.

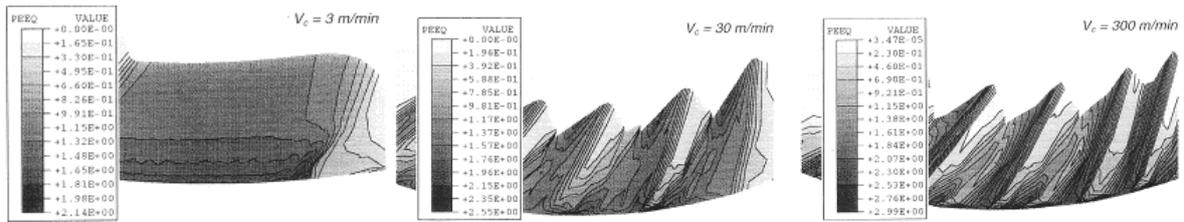
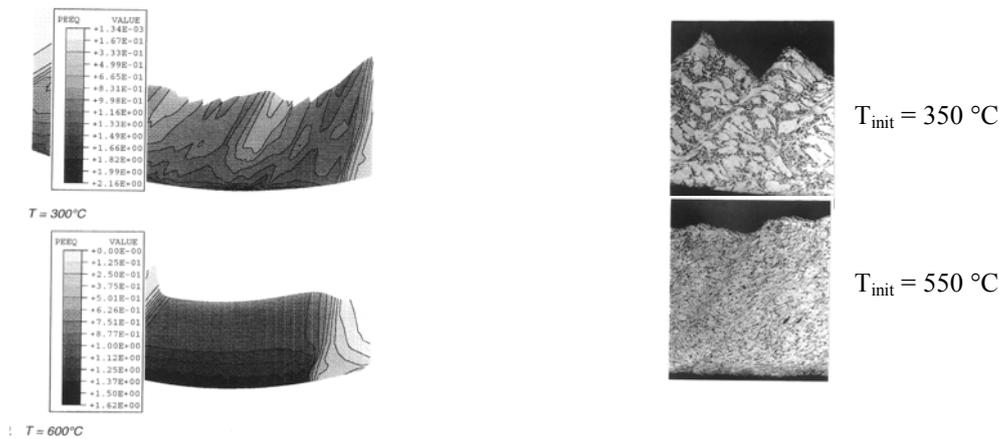


Fig. 38. Morphologie du copeau en fonction de la vitesse de coupe

La figure (Fig. 39) présente l'évolution de la morphologie du copeau simulé et expérimental en fonction de la température initiale de la pièce. Il apparaît que le copeau est moins festonné avec l'élévation de la température initiale.



Simulations numériques pour une température initiale de 300 et 600°C, une vitesse de coupe de 30 m.min⁻¹ et une profondeur de passe de 0,2 mm

Micrographies de copeaux obtenues avec une température initiale de la pièce de 350 et 550 °C avec une vitesse de coupe de 40 m.min⁻¹ et une profondeur de passe de 0,4 mm.

Fig. 39. Morphologie du copeau en fonction de la température initiale

Les différentes simulations réalisées en fonction de la température initiale de la pièce mettent en évidence la diminution de l'effort de coupe (F_x) avec l'augmentation de la température (Tableau. 2). Elles indiquent aussi que l'élévation de la température du copeau (ΔT) due au réchauffement de la matière qui passe dans la zone de cisaillement primaire est d'autant moins importante que la température initiale est grande. Ces deux constats résultent de la diminution de la contrainte d'écoulement avec l'augmentation de la température.

T_{init} (°C)	20	150	300	450	600	900
ϕ (°)	36,8	34,3	34,1	33,7	33,2	32,3
cc	1,43	1,45	1,48	1,51	1,52	1,65
Y (μm)	240	250	265	285	300	300
F_x (N)	450	400	355	313	280	233
ΔT (°C)	537	461	400	340	300	230
P_{max} (Mpa)	745	630	525	432	364	252

Tableau. 2 Influence de la température initiale pour des simulations avec une vitesse de coupe de 10 m.min⁻¹ et une profondeur de passe de 0,2 mm.

Ce tableau montre qu'avec l'augmentation de la température initiale de la pièce, les résultats de la simulation indiquent : une diminution de l'angle de cisaillement primaire (ϕ), une diminution de l'épaisseur de copeau (augmentation du coefficient de compression, cc), une légère augmentation de la longueur de la zone de contact copeau / outil (Y) et une forte diminution de la pression de contact copeau / outil (P).

C.7. Conclusion

Les modélisations analytiques de la coupe ne permettent pas de représenter fidèlement les mécanismes de formation du copeau en UAL car il existe un couplage très fort entre les phénomènes thermiques et mécaniques. En revanche, le champ de température en amont de la coupe peut être estimé, et les paramètres procédé influents peuvent être trouvés. Une modélisation plus fine peut-être mise en place par la méthode des éléments finis, mais aucune simulation complète du procédé n'a encore été réalisée.

D. Conclusion

L'amélioration de l'usinage est recherchée sur de nombreux aspects comme la conception de nouvelles machines, de nouveaux outils, par l'optimisation des paramètres de coupe, mais aussi par le développement d'assistance à la coupe. De nombreuses assistances à la coupe sont actuellement étudiées même si seules l'assistance jet d'eau haute pression et l'assistance cryogénique sont utilisées industriellement.

L'assistance par chauffage laser quant à elle fait l'objet de recherches sur des matériaux difficilement usinables et sur des céramiques. Plusieurs auteurs constatent une amélioration de l'usinabilité (baisse de l'effort de coupe, augmentation de la durée de vie de l'outil) et une amélioration de l'état de surface. Le procédé est aussi vu comme concurrentiel à la rectification des céramiques avec des gains de productivité très importants. En revanche, l'intégrité de surface (contraintes résiduelles, changement de phase possible...) et la tenue en service des pièces après UAL n'ont pas fait l'objet d'étude spécifique.

Le procédé a surtout été étudié par des plans d'expérience avant de mettre en évidence les effets des paramètres sur l'état de surface et l'effort de coupe. Quelques recherches ont été aussi menées pour connaître le champ de température induit par le laser. En revanche, aucune modélisation complète du procédé (chauffage laser et formation du copeau) n'a été proposée pour comprendre l'influence du chauffage sur les zones de déformation. Les travaux proposés dans les chapitres suivants permettent d'établir des conclusions sur l'intégrité de surface et sur la tenue en service des pièces réalisées en UAL. Ils montrent aussi la possibilité d'effectuer un traitement thermique de surface de la pièce pendant l'usinage. De plus, la compréhension des mécanismes thermomécaniques en UAL est réalisée sur les bases des résultats obtenus par des simulations numériques du procédé.

Partie II.

Moyens expérimentaux

et

Etude du chauffage Laser

A. Introduction

Suite à la partie bibliographique, où sont présentées différentes études qui ont été menées en UAL et sur l'étude du chauffage laser, cette partie présente, dans un premier temps, les moyens expérimentaux mis en œuvre pour l'étude. Puis dans un deuxième temps, elle décrit l'étude conduite sur le chauffage laser.

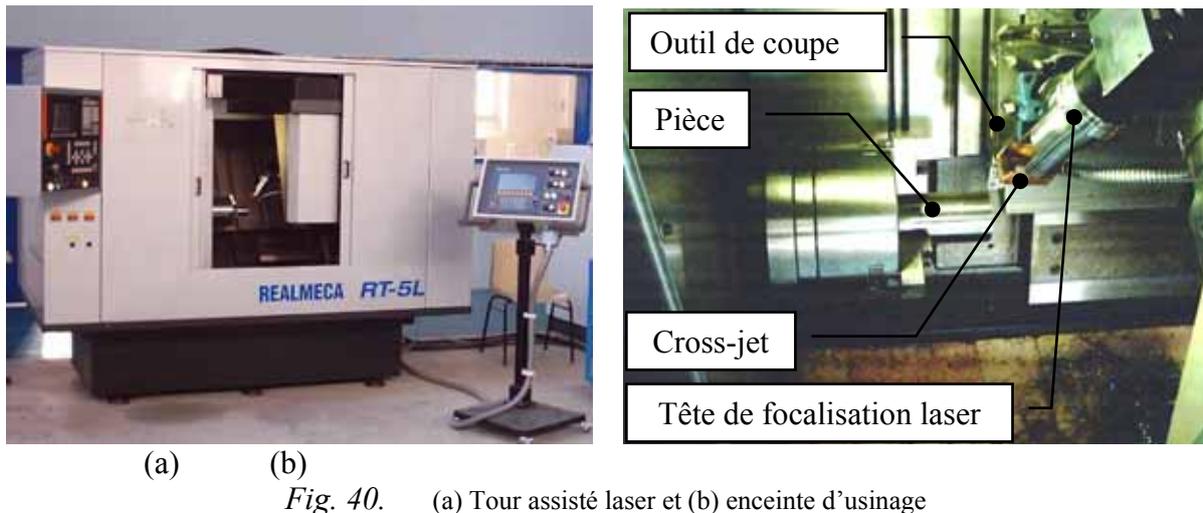
Avant l'étude du procédé UAL, il est indispensable de qualifier le moyen de production. Même si le tour à commande numérique est une machine classique il est important de connaître les différentes adaptations à réaliser pour l'UAL. La source laser doit aussi être connue et plus particulièrement le faisceau laser émis. En effet, le faisceau laser a fait l'objet d'une étude pour déterminer la répartition de puissance réelle et sa géométrie (diamètre, point focal). Une fois le faisceau laser connu, une étude a été mise en place pour connaître l'influence des paramètres purement thermiques comme l'angle d'incidence du faisceau par rapport à la surface de la pièce. Puis des modélisations ont été réalisées pour estimer le rôle des différents paramètres comme la puissance et le diamètre du spot sur les températures induites par le chauffage. Les premières modélisations, assez simplistes, permettent de déterminer des relations analytiques qui donnent l'ordre de grandeur du champ thermique (température maximale, profondeur atteinte...). Une modélisation par la méthode des éléments finis sera aussi présentée pour connaître le champ de température induit par le faisceau laser. Le coefficient d'absorption a été estimé par confrontation de la simulation numérique avec des essais réels. La connaissance du champ de température permet de connaître les profondeurs affectées thermiquement et d'optimiser le placement de l'outil de coupe par rapport au faisceau laser. Une estimation des contraintes résiduelles induites par le chauffage laser a aussi été réalisée. Enfin, des essais de traitements laser ont été effectués sur différents matériaux pour connaître les types de microstructures créées en fonction des paramètres de chauffage laser (vitesse de déplacement, puissance).

B. Description du tour assisté laser

Cette partie décrit le moyen de production et son instrumentation, pour réaliser de l'usinage assisté laser. La présentation des modifications du tour à commande numérique pour accueillir la tête de focalisation laser en toute sécurité pour l'opérateur sera faite. La source laser Nd :YAG, utilisée dans cette étude, sera plus particulièrement détaillée. Le faisceau laser sera aussi qualifié en termes de géométrie et de puissance.

B.1. Machine-outil

La machine utilisée pour cette étude a été spécialement développée par l'entreprise REALMECA pour l'usinage assisté laser (Fig. 40a). Un tour RT-5 pour tournage dur a été adapté afin de recevoir un portique dans l'enceinte d'usinage (Fig. 40b). Ce portique permet le déplacement de la tête de focalisation laser. La tête de focalisation se termine par une pièce nommée 'Cross-jet' qui est alimentée par de l'air sous pression (3 bar). Le cross-jet expulse l'air sous pression perpendiculairement au faisceau laser pour chasser les copeaux et les fumées afin qu'ils ne puissent pas rentrer dans la tête de focalisation. Une lentille de protection est placée juste devant la lentille de focalisation pour la protéger en cas d'insuffisance de la lame d'air du cross-jet.



(a) (b)
Fig. 40. (a) Tour assisté laser et (b) enceinte d'usinage

La tête de focalisation laser peut se déplacer suivant trois axes de translations (X , Y , Z) et deux axes de rotations (A , B). Les cinq degrés de liberté disponibles permettent au faisceau laser de suivre les déplacements de l'outil de coupe (Fig. 41). La commande numérique (NUM 1060) a aussi été adaptée pour asservir en position et en vitesse les sept axes simultanément. Un mode RTCP dynamique (Rotation Tool Center Point) a été spécialement développé pour garder constante l'inclinaison du faisceau par rapport à la surface usinée. Des fonctions auxiliaires supplémentaires (de type M) permettent de synchroniser la vitesse d'avance du laser avec celle de l'outil et d'ouvrir l'obturateur mécanique et de process pour déclencher le tir.

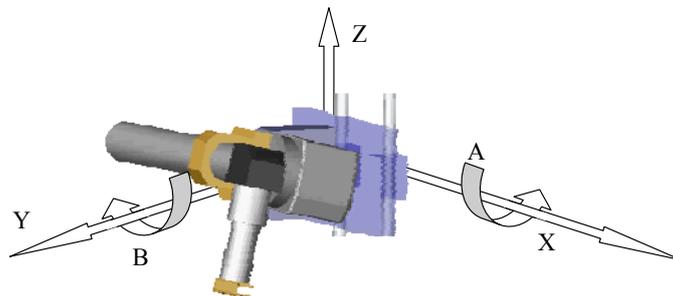


Fig. 41. Axes de déplacement de la tête de focalisation laser

Une circulation d'eau est prévue pour refroidir les outils en cas d'usinage long. Des outils spécifiques de tournage sont alors nécessaires (Fig. 42).



Fig. 42. Outils de coupe avec refroidissement intégré

Pour la sécurité des opérateurs, les hublots sont réalisés avec des filtres optiques qui bloquent la longueur d'onde du laser.

B.2. Source laser

B.2.1. Description et implantation

La source laser de marque ROFIN associée au tour est de type Nd :YAG continu avec une puissance maximale de 2,5 kW. Les modules de pompage sont réalisés par lampe flash DC (Fig. 43a). Le faisceau laser est transporté par fibre optique jusqu'à la tête de focalisation (Fig. 43b). Un pupitre de commande permet de régler le niveau de puissance à une valeur constante ou suivant une loi de commande en fonction du temps. Un rapport cyclique pour un tir discontinu (en créneau) peut aussi être défini.

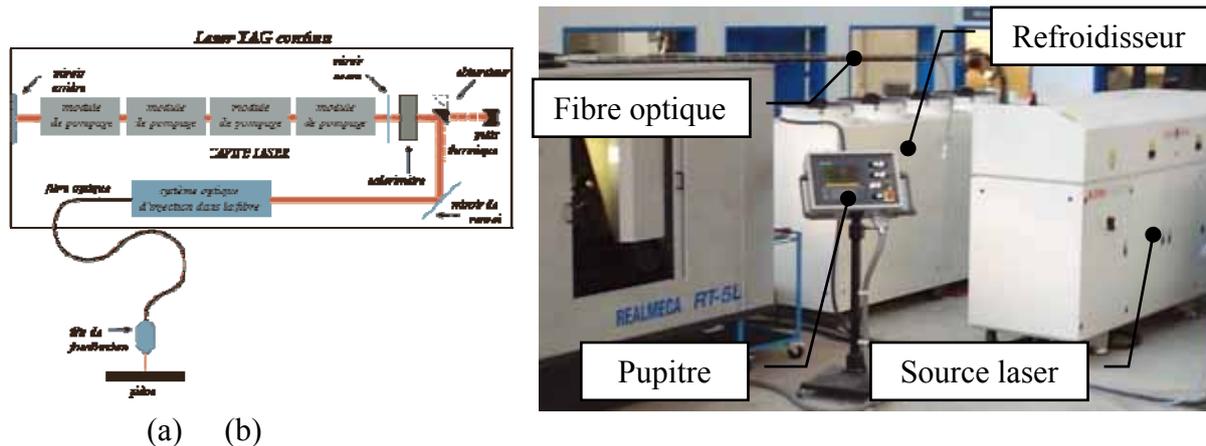


Fig. 43. (a) Schéma de principe et (b) implantation de la source laser YAG continu

Un faisceau laser de faible puissance de type Hélium-Néon permet le positionnement visuel du spot laser sur la pièce.

B.2.2. Caractérisation du faisceau

B.2.2.1. Perte de puissance

La puissance réglée et affichée sur le pupitre de commande du laser est mesurée par le calorimètre à la sortie de la chambre de pompage (Fig. 43a). Les pertes entre la chambre de pompage et la sortie de la tête laser ne sont pas négligeables. Des mesures réalisées, par l'entreprise ROFIN, avec un calorimètre au niveau du faisceau laser incident sont retranscrites en fonction de la puissance affichée sur le pupitre (Tableau. 3).

Puissance affichée (W)	220	590	950	1290	1580	1890	2200	2460
Puissance mesurée (W)	200	560	890	1190	1450	1670	1940	2150

Tableau. 3 Correspondance de la puissance affichée avec la puissance réelle incidente

Les pertes en ligne varient entre 5 % et 12 % en fonction de la puissance réglée. La répartition de la densité de puissance dans le faisceau laser est de forme Gaussienne. Cette répartition correspond au mode de transmission TREM 00 de la source laser (Fig. 44).

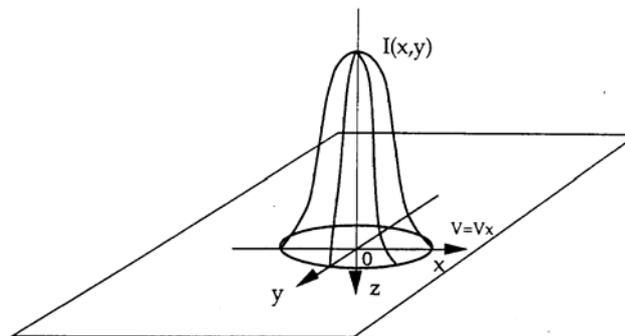


Fig. 44. Répartition de la densité de puissance dans un faisceau en mode TEM00

B.2.2.2. Géométrie du faisceau

Le faisceau arrive par la fibre optique, puis il est focalisé par une lentille convergente de distance focale 200 mm. Le faisceau n'a donc pas un diamètre constant le long de son axe. Sa forme est proche d'un paraboloïde.

Une étude a donc été réalisée pour mesurer la divergence du faisceau et pour déterminer la localisation du plan focal et le diamètre du spot au niveau de ce plan. Différents tirs laser ont été réalisés sur du papier thermique et sur un film plastique noir (absorption proche de 100 %). Les diamètres des impacts laser ont été mesurés en fonction de la distance de l'extrémité de la tête de focalisation (cross-jet) et la pièce. Ces tirs ont été effectués avec un faible angle d'incidence (10°) pour minimiser la déformation elliptique du faisceau laser. Les résultats sont moyennés et retranscrits sur la courbe présentée sur la figure suivante (Fig. 45). Une courbe de tendance parabolique a été tracée pour modéliser l'évolution du diamètre en fonction de la distance cross-jet / point considéré.

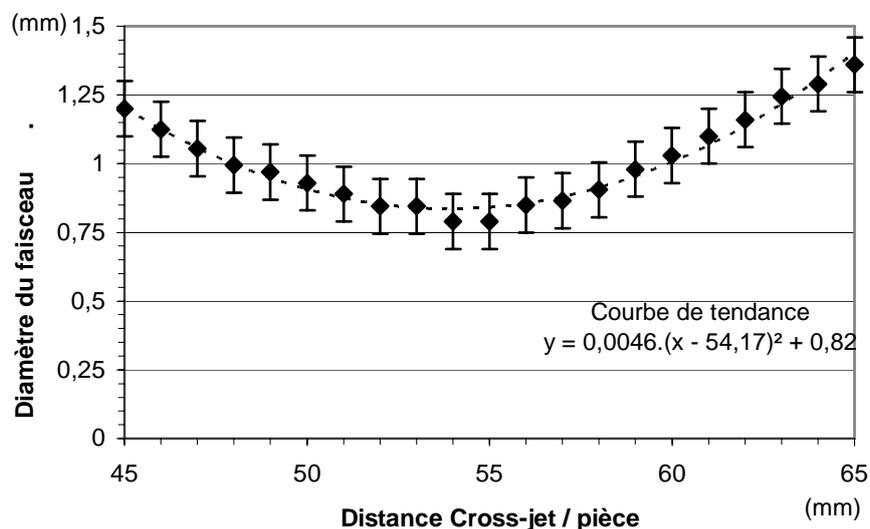


Fig. 45. Evolution du diamètre du faisceau laser avec la distance cross-jet / pièce

Le plan focal se situe à une distance d'environ 54 mm de l'extrémité de la tête de focalisation. Le diamètre du faisceau au niveau du plan focal est d'environ 0,8 mm. Au niveau du plan focal, la densité de puissance est maximale, elle atteint une valeur de 4.10^8 W.m^{-2} .

B.3. Instrumentation

La machine est instrumentée avec une platine dynamométrique de marque Kistler et de type 9257B supportant le porte-outil et l'outil de coupe. Un amplificateur de charge (Kistler type 5019) permet d'amplifier les signaux des trois composantes de coupe et les transmet à un adaptateur (BNC 2095 National Instrument) puis à un module (SCXI-1100 National Instrument) qui convertit les données analogiques en données numériques. Les signaux numériques sont ensuite reçus par une carte d'acquisition PCI sur un poste informatique qui rend possible leurs traitements sur un logiciel approprié (Labview National Instrument).

Ce dispositif permet de mesurer les trois composantes de l'effort de coupe pendant l'usinage. La plage de mesure est de ± 5000 N pour les composantes radiale et axiale, et de -5000 à $+10000$ N pour la composante tangentielle.

C. Etude du chauffage

L'étude du chauffage a permis de connaître l'influence de plusieurs paramètres sur le champ de température induit par le laser. Dans un premier temps, des essais expérimentaux ont été conduits sur l'influence de l'angle d'incidence du faisceau par rapport à la surface de la pièce. Puis les modélisations analytiques, décrites dans le chapitre 'Modélisation analytique du chauffage laser', ont permis de dégager l'influence de la puissance laser, du diamètre du spot laser et de la vitesse de déplacement du faisceau sur le champ thermique créé dans la pièce. Ainsi les grandes tendances des paramètres du procédé sur le champ thermique sont connues. Puis une modélisation plus fine a été réalisée par la méthode des éléments finis. Cette modélisation numérique a permis de calculer le champ thermique pour des paramètres imposés. Pour valider cette modélisation, des résultats de la simulation ont été confrontés à des essais expérimentaux. Le coefficient d'absorption a ainsi été déterminé pour le matériau étudié dans les conditions de puissance et vitesse utilisées en UAL. La connaissance du champ thermique, pour un matériau et des paramètres procédés donnés, permet d'optimiser le placement de l'outil de coupe par rapport au faisceau. De plus, les températures et la profondeur des zones chauffées renseignent sur l'existence, ou non, de changements de phases en surface de la pièce. Enfin, la détermination des contraintes résiduelles provoquées par le chauffage laser sera détaillée.

C.1. Etude de l'angle d'incidence du faisceau

C.1.1. Procédure expérimentale

L'évolution de l'angle d'incidence du faisceau laser avec la normale à la surface peut modifier de manière plus ou moins importante l'absorption du faisceau laser. Des essais ont donc été réalisés pour quantifier cette influence. Des tirs statiques ont été effectués sur une pièce en 42CrMo4 (Fig. 46a) équipée de thermocouple (Fig. 46b). Les dix thermocouples sont chacun soudés au fond d'un trou de même profondeur (Fig. 46c). Les trous sont usinés de façon à avoir un fond plat et être situés à une distance constante d'environ 0,05 mm de la surface de tir.

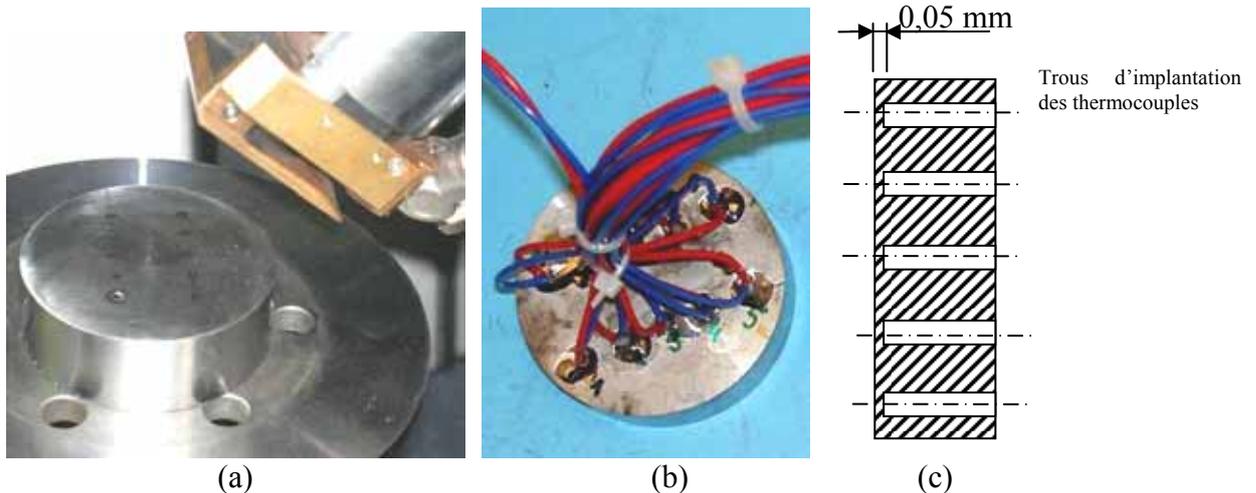


Fig. 46. (a) Configuration du tir statique, (b) éprouvette instrumentée de thermocouples et (c) schéma d'implantation des trous recevant les thermocouples

Les thermocouples de type K ont été fabriqués avec un fil d'alumel et un fil de chromel. Les fils utilisés ont un diamètre de 0,127 mm (réf: AL et CH-005-100 de chez Omega). Une gaine céramique adaptée de diamètre extérieur de 0,8 mm (réf: TRM-005132-6 de chez Omega) permet d'isoler électriquement les fils. Le diamètre de la perle obtenue est de l'ordre de 0,5 mm (Fig. 47). Ce type de thermocouple a un domaine de validité de mesure qui s'étend de -270°C à 1370°C .

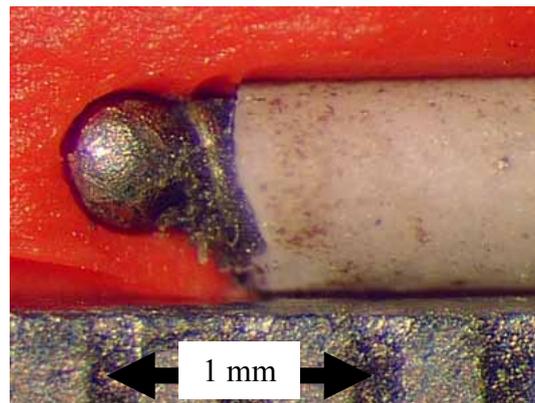


Fig. 47. Thermocouple de type K utilisé

La température étant déterminée à partir de la mesure d'une différence de potentiel entre les deux métaux du thermocouple, le temps de réponse est très rapide (environ 7 ms). La fréquence d'acquisition maximale est de 250 kHz multiplexée suivant le nombre de thermocouples utilisés (jusqu'à 32 thermocouples). Les thermocouples sont reliés à une station (SCXI 1000) équipée d'un module d'acquisition de température (SCXI 1102) pourvu d'une carte (SCXI 1300) de compensation de soudure froide.

C.1.2. Configuration des essais et résultats

Les tirs laser d'une puissance de 500 W pendant 100 ms sont réalisés au niveau de chaque thermocouple avec des angles d'incidence différents. La température de chaque thermocouple est mesurée lors du tir. La figure (Fig. 48) représente l'évolution de la température maximale enregistrée en fonction de l'angle d'incidence du faisceau laser avec la normale à la surface. La température maximale atteinte dans la pièce est directement liée au coefficient

d'absorption du faisceau laser dans le matériau. Ainsi, la figure suivante (Fig. 48) reflète l'évolution du coefficient d'absorption en fonction de l'angle d'incidence.

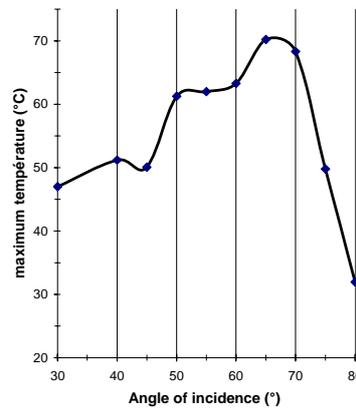


Fig. 48. Evolution de la température en fonction de l'angle d'incidence.

L'évolution de la température maximale (ou de l'absorption) reste faible jusqu'à un angle d'incidence d'environ 40°. Elle augmente pour atteindre un maximum aux environs de 70°, puis elle chute fortement pour être presque nulle à 90°. Cette évolution correspond à l'évolution de l'absorption présentée par G. Sten [Ste_95] (Fig. 30) et retranscrite dans le chapitre 'Partie I.C.4.1.2 Evolution du coefficient d'absorption'. L'angle de Brewster, angle d'absorption maximale, est d'environ 68° pour les paramètres de tirs utilisés, mais la configuration de la machine ne permet pas d'atteindre une telle valeur en usinage. En configuration UAL, l'angle d'incidence peut difficilement dépasser les 30° sous peine de collision ou de dépassement de course sur les axes.

Même si l'évolution reste faible pour les angles inférieurs à 30°, tous les usinages seront réalisés avec une inclinaison de 20° sur chaque axe de rotation (A et B), ce qui correspond finalement à un angle d'incidence de 27°.

C.2. Estimation des paramètres influents (modélisation analytique)

Ce chapitre a pour objectif de mettre en évidence les effets des différents paramètres du procédé sur le champ de température induit par le laser.

C.2.1. Tir laser fixe sur une pièce massive

C.2.1.1. Détermination des relations

Pour un tir fixe sur une pièce massive, nous pouvons appliquer l'équation (Eq. 12) qui a été établie pour une source de chaleur continue homogène sur un disque immobile.

Pour un tir laser d'une durée importante $t \rightarrow \infty$, le régime devient stationnaire. L'équation peut alors être simplifiée car

$$\lim_{t \rightarrow \infty} \left[\sqrt{t} \left[\operatorname{ierf} \left(\frac{z}{2\sqrt{\alpha t}} \right) - \operatorname{ierf} \left(\frac{\sqrt{z^2 + \left(\frac{d}{2}\right)^2}}{2\sqrt{\alpha t}} \right) \right] \right] = \frac{\sqrt{z^2 + \left(\frac{d}{2}\right)^2} - z}{2\sqrt{\alpha}}$$

Eq. 19.

Le champ de température stationnaire sur l'axe du faisceau peut être calculé par l'équation suivante (Eq. 20).

$$T(0,0,z,\infty) = T_0 + \frac{2.P_a}{\pi.d^2.k} (\sqrt{4z^2 + d^2} - 2z)$$

Eq. 20. Température stationnaire sur l'axe d'une source de chaleur circulaire et immobile

En régime stationnaire, la température évolue très fortement en sous-couche, comme le montre le tracé (Fig. 49) de l'équation précédente (Eq. 20).

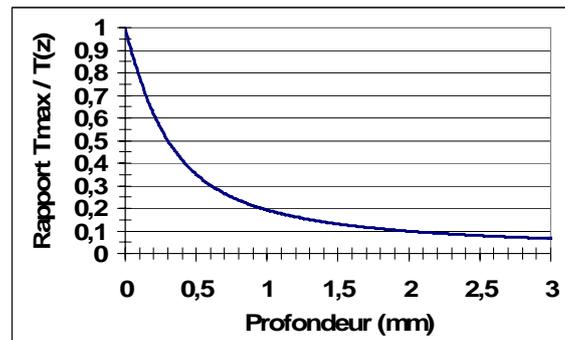


Fig. 49. Courbe d'évolution du rapport $T_{\max} / T(z)$ en fonction de la profondeur pour un spot fixe de diamètre 0,8 mm

Au centre du faisceau la température se stabilise à une valeur qui est déterminée par la relation suivante (Eq. 21).

$$T(0,0,0,\infty) = T_0 + \frac{2.P_a}{\pi.d.k}$$

Eq. 21. Température stationnaire au centre d'une source de chaleur circulaire et immobile

C.2.1.2. Commentaires

Les relations indiquent que la température est directement proportionnelle à la puissance absorbée. Il en résulte que la température est proportionnelle à la puissance du laser incident et inversement proportionnelle à l'absorption du faisceau. L'absorption est donc un paramètre très influent sur les températures.

La relation (Eq. 21) montre que la température maximale (centre du faisceau) se stabilise à une valeur dépendante de la conductivité du matériau, du diamètre du spot et de la puissance absorbée. Il existe donc une puissance limite à ne pas dépasser pour éviter la fusion de la surface. Cette relation (Eq. 21) permet d'estimer, pour un acier soumis à un tir laser fixe avec un spot de diamètre 0,8 mm, la puissance absorbée pour avoir fusion en surface. Cette puissance est de l'ordre de 90 W, ce qui correspond à une puissance incidente d'environ 450 W, si le coefficient d'absorption moyen est de 0,2. Il est donc possible d'effectuer un traitement de surface localisé sans avoir une fusion de la surface.

Les températures atteintes, en régime établi, permettent de chauffer la pièce sur plusieurs millimètres, mais la température chute fortement en profondeur. La relation établie dans ce chapitre (Eq. 20) permet d'estimer que pour un tir avec un spot de diamètre 0,8 mm, la température a été divisée par deux à une profondeur de 0,3 mm, et par dix pour une profondeur de 2 mm.

C.2.2. Tir laser en mouvement sur une pièce massive

C.2.2.1. Détermination des relations

Pour pouvoir utiliser la modélisation monodimensionnelle, il faut vérifier la condition exposée par l'équation (Eq. 15). En UAL, le diamètre du spot laser est de 0,8 mm et la vitesse de déplacement correspond à la vitesse de coupe. En considérant un matériau métallique avec une diffusivité moyenne de $1,3 \cdot 10^{-5} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$, la condition est vérifiée pour les vitesses supérieures à $1 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$. La modélisation monodimensionnelle peut alors s'appliquer en faisant attention à ne pas utiliser des vitesses de coupe trop faibles.

(a) Limite de fusion avec un spot laser circulaire

Pendant le déplacement, la température maximale en surface est atteinte à l'arrière du spot. Le temps d'interaction correspond donc au temps de passage du faisceau laser, ce qui a été formulé dans l'expression (Eq. 14). La température maximale en surface peut être calculée en utilisant l'équation 'Eq. 17' pour $z = 0$. En introduisant les paramètres précédés, la formulation est la suivante (Eq. 22).

$$T_{\max} = T_0 + \frac{8 \cdot P_a}{\pi \cdot k \cdot d^2} \cdot \sqrt{\frac{\alpha \cdot \tau}{\pi}} = T_0 + \frac{8 \cdot P_a}{(\pi \cdot d)^2} \cdot \frac{\sqrt{\alpha}}{k} \cdot \frac{1}{\sqrt{V}}$$

Eq. 22. Température maximale en surface pour un spot laser circulaire

La température de fusion, T_f , est atteinte pour une valeur de puissance absorbée égale à P_{af} :

$$P_{af} = \frac{1}{8} (T_f - T_0) (\pi \cdot d)^2 \cdot \sqrt{V} \cdot \frac{k}{\sqrt{\alpha}}$$

Eq. 23. Puissance absorbée minimale pour avoir fusion en surface

La figure (Fig. 50) illustre la courbe de limite de fusion pour un matériau métallique (42CrMo4) avec une conductivité de $47 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$, une diffusivité de $1,3 \cdot 10^{-5} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ et une température de fusion de 1550°C . Cette courbe a été tracée avec un diamètre de spot de 0,8 mm et un coefficient d'absorption de 0,27.

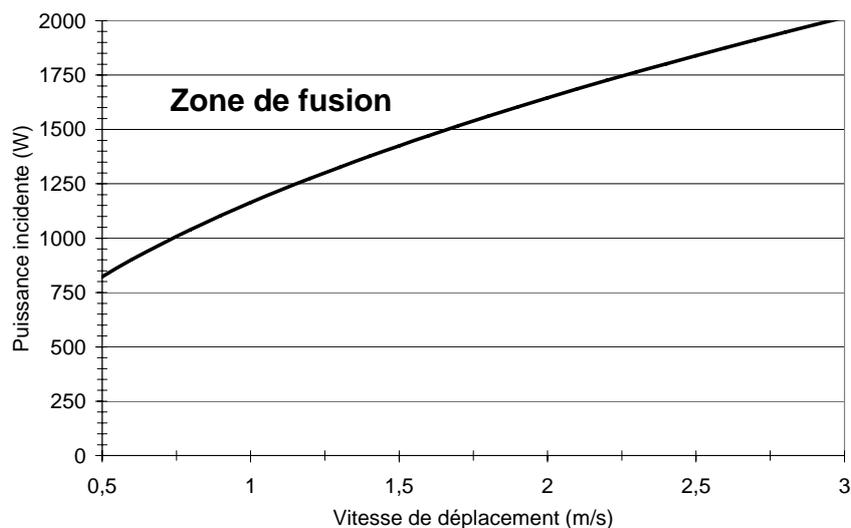


Fig. 50. Courbe limite de fusion sur un acier, en fonction de la puissance incidente du laser et de sa vitesse de déplacement (spot circulaire)

Cette courbe (Fig. 50) est importante car en UAL il faut éviter la fusion en surface. La fusion provoque deux problèmes majeurs. Le premier problème est la fusion des copeaux qui peuvent alors venir se recoller sur la surface usinée. Ce point sera notamment constaté lors de la fabrication des éprouvettes en alliage de titane (Fig. 121). Le deuxième problème vient de la fusion partielle des copeaux qui s'agglutinent sur la plaquette de coupe. Les copeaux forment alors un amalgame qui, coulé à l'outil, le détériore rapidement.

(b) Limite de fusion avec un spot laser rectangulaire

La température maximale atteinte peut être calculée pour un spot rectangulaire de longueur, L , et de largeur, l , qui se déplace à une vitesse V dans la direction de sa longueur. En appliquant le même raisonnement que précédemment, la température maximale en surface (Eq. 24) et la puissance absorbée pour avoir fusion (Eq. 25) peuvent être déterminées.

$$T_{\max} = T_0 + \frac{2.P_a}{k.L.l} \sqrt{\frac{\alpha.\tau}{\pi}} = T_0 + \frac{2.P_a}{l.\sqrt{\pi.L}} \cdot \frac{\sqrt{\alpha}}{k} \cdot \frac{1}{\sqrt{V}}$$

Eq. 24. Température maximale en surface pour un spot laser rectangulaire

$$P_{af} = \frac{1}{2}(T_f - T_0)l.\sqrt{\pi.L}.\sqrt{V} \cdot \frac{k}{\sqrt{\alpha}}$$

Eq. 25. Puissance absorbée minimale pour avoir fusion en surface

Sur l'acier 42CrMo4, la courbe de fusion pour un spot rectangulaire de longueur 3,35 mm et de largeur 0,15 mm est tracée sur la figure suivante (Fig. 51). Ce spot rectangulaire, a la même surface que le spot circulaire de diamètre 0,8 mm, ce qui correspond à la même densité de puissance.

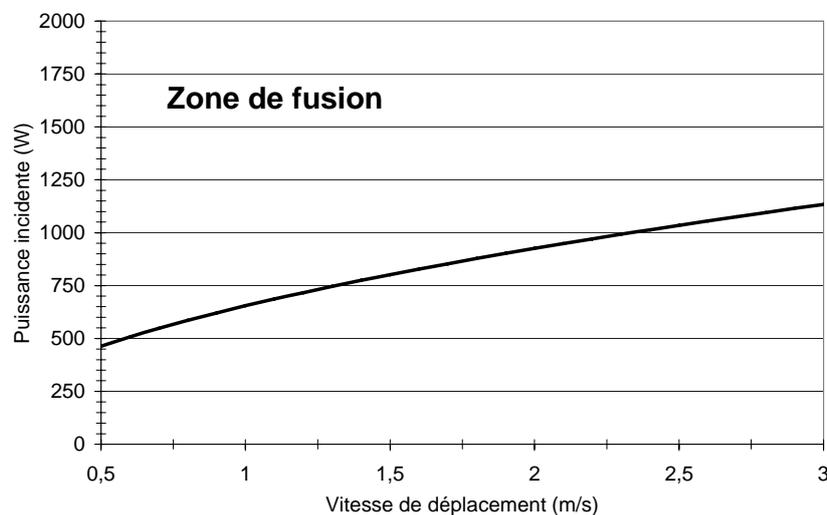


Fig. 51. Courbe limite de fusion d'un acier en fonction de la puissance incidente du laser et de sa vitesse de déplacement (spot rectangulaire)

Le spot rectangulaire permet la fusion de la surface de la pièce avec une puissance inférieure à celle nécessaire avec un spot circulaire de même densité de puissance. Avec la géométrie du spot rectangulaire retenu, la puissance doit être divisée par deux, pour obtenir la fusion de surface par rapport au spot circulaire.

(c) Valeurs des températures atteintes avec un spot laser circulaire

Pour un spot circulaire, l'équation 'Eq. 17', en fonction des paramètres précédé, se présente comme suit (Eq. 26).

$$T(x, z, V, P) = T_0 + \frac{2P_a \sqrt{\alpha \cdot \frac{x}{V}}}{\pi \cdot k \cdot R^2} \cdot \text{ierfc} \left(\frac{z}{2\sqrt{\alpha \cdot \frac{x}{V}}} \right) - \frac{2P_a \sqrt{\alpha \cdot \left(\frac{x-2 \cdot R}{V} \right)}}{\pi \cdot k \cdot R^2} \cdot \text{ierfc} \left(\frac{z}{2\sqrt{\alpha \cdot \frac{x-2 \cdot R}{V}}} \right)$$

Eq. 26.

Pour un point situé en surface à 5 mm derrière le spot laser, la température peut être calculée en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement du faisceau (Fig. 51).

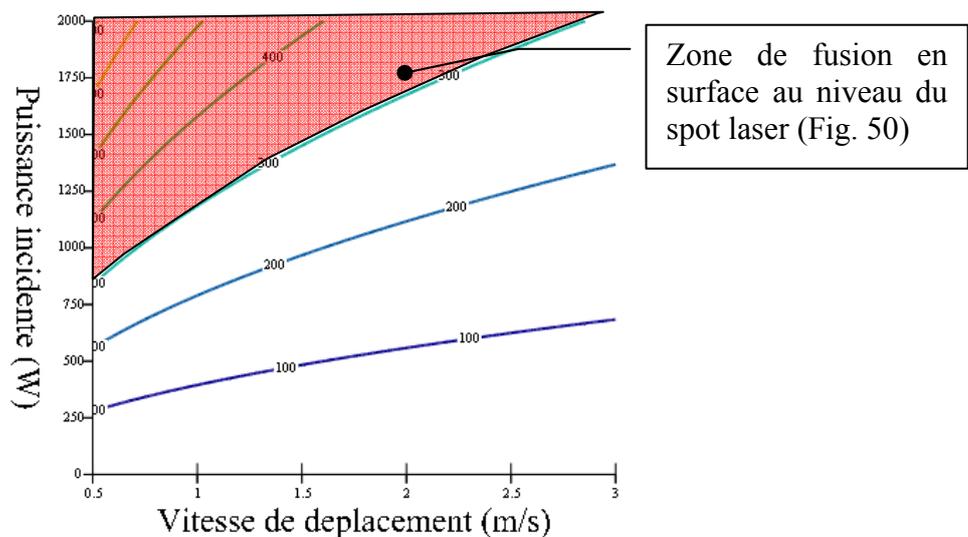


Fig. 52. Température de surface à 5 mm en aval du spot laser circulaire, en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement

Les températures observées à ce point restent relativement basses. En effet, en évitant la zone provoquant une fusion en surface au niveau du spot laser, le modèle prévoit des températures inférieures à 300 °C. De plus, la figure suivante (Fig. 53) indique que la température à l'arrière du spot laser chute rapidement sur l'axe de déplacement et en profondeur.

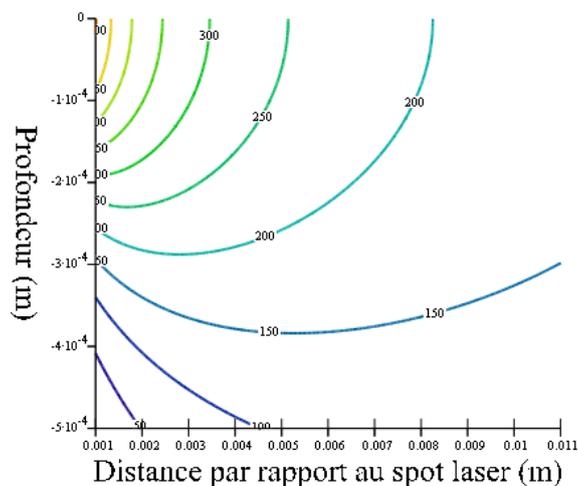


Fig. 53. Champ de température en fonction de la distance par rapport au spot laser et à la profondeur, pour un tir de 1000 W à une vitesse de déplacement de 1 m.s⁻¹

(d) Valeurs des températures atteintes avec un spot laser rectangulaire

De même que pour un spot laser circulaire, l'équation 'Eq. 17', en fonction des paramètres procédé, se présente comme suit (Eq. 27) pour un spot rectangulaire de surface $L \times l$.

$$T(x, z, V, P) = T_0 + \frac{2P_a \sqrt{\alpha \cdot \frac{x}{V}}}{k.L.l} \cdot \text{ierfc} \left(\frac{z}{2\sqrt{\alpha \cdot \frac{x}{V}}} \right) - \frac{2P_a \sqrt{\alpha \cdot \left(\frac{x-L}{V} \right)}}{k.L.l} \cdot \text{ierfc} \left(\frac{z}{2\sqrt{\alpha \cdot \frac{x-L}{V}}} \right)$$

Eq. 27.

Pour un point situé en surface à 5 mm derrière le spot laser de géométrie rectangulaire ($L \times l = 3,35 \times 0,0015 \text{ mm}^2$), la température peut être calculée en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement du faisceau (Fig. 54).

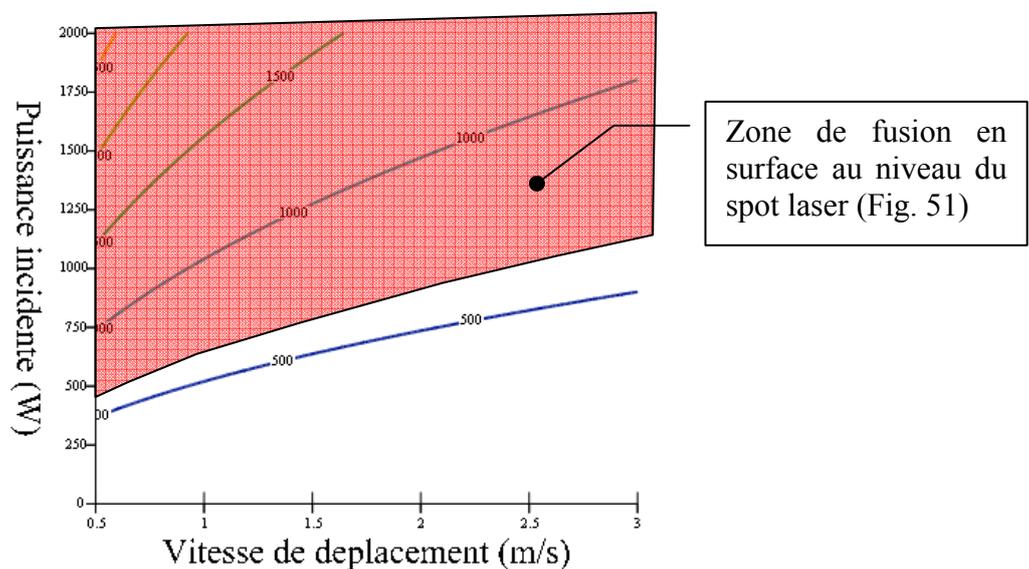


Fig. 54. Température de surface à 5 mm en aval du spot laser rectangulaire, en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement

Les températures observées pour ce point sont plus élevées avec cette géométrie de spot laser. En effet, le modèle prévoit des températures pouvant atteindre 600 °C tout en évitant la fusion en surface au niveau du spot laser. De plus, la figure suivante (Fig. 55) indique que la température à l'arrière du spot laser chute moins rapidement suivant l'axe de déplacement et la profondeur. Les températures sont beaucoup plus importantes tout en ayant une puissance laser plus faible (500 W au lieu de 1000 W).

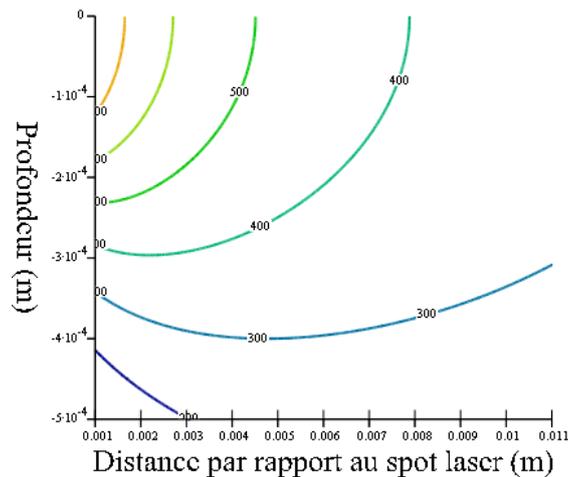


Fig. 55. Champ de température en fonction de la distance par rapport au spot laser et à la profondeur, pour un tir de 500 W à une vitesse de déplacement de 1 m.s^{-1}

C.2.2.2. Commentaires

La température maximale atteinte en surface est proportionnelle à la puissance absorbée (Eq. 22). Elle décroît fortement avec l'augmentation du diamètre du spot. Les températures atteintes seront donc plus importantes si la surface de la pièce se situe au niveau du plan focal (diamètre du spot minimal). L'absorption du faisceau laser est un facteur très important car il conditionne la puissance absorbée.

La température de surface évolue inversement proportionnellement avec la racine carrée de la vitesse mais proportionnellement à la puissance laser. Pour augmenter la productivité en UAL, il pourrait être intéressant de travailler avec des vitesses de coupe plus élevées et une puissance laser un peu plus importante. En effet, si la puissance laser est doublée la vitesse de coupe peut être multipliée par quatre, pour la même température de surface obtenue. Mais l'UAL est d'autant plus efficace quand le matériau à usiner atteint une température élevée en profondeur. En augmentant la vitesse et la puissance laser, la température en surface peut rester identique mais la profondeur affectée est plus faible. En effet, avec l'augmentation de la vitesse le temps entre le chauffage et l'usinage diminue d'autant. La diffusion de la chaleur en profondeur est alors réalisée sur un temps plus court. En effet, en multipliant par quatre la vitesse de coupe la profondeur affectée thermiquement sera divisée par deux (Eq. 4). Comme la température maximale décroît avec la racine carrée de la vitesse de déplacement, la puissance à fournir pour avoir fusion de la surface évolue proportionnellement à la racine carrée de la vitesse de déplacement du faisceau.

La géométrie du spot laser est un paramètre très influent. En utilisant un spot rectangulaire de dimension $L \times l = 3,35 \times 0,15 \text{ mm}^2$, au lieu d'un spot circulaire de diamètre 0,8 mm, le chauffage est beaucoup plus efficace. En effet, ces deux géométries ont la même surface, donc la même densité de puissance pour une puissance de faisceau fixée. Or, le spot rectangulaire induit des températures beaucoup plus élevées (environ deux fois supérieures à une distance de 5 mm) avec une puissance plus faible, 500 W, au lieu de 1000 W pour le spot circulaire. De plus, les températures en profondeur sont aussi plus importantes. Par comparaison, pour le point distant de 5 mm par rapport au spot laser et à une profondeur de 0,5 mm, la température est de $230 \text{ }^\circ\text{C}$ avec le spot rectangulaire d'une puissance de 500 W, et seulement de $105 \text{ }^\circ\text{C}$ avec le spot circulaire d'une puissance de 1000 W.

C.2.3. Conclusion sur les paramètres influents

Cette première approche purement analytique a permis de montrer l'influence des principaux paramètres (géométrie du spot, puissance, vitesse de coupe, absorption, diamètre du spot) sur les grandeurs caractéristiques du champ thermique.

Lors d'un tir fixe et continu sur une pièce, la température maximale est proportionnelle à la puissance absorbée. Il existe donc une puissance seuil pour avoir fusion de la surface. Il est donc possible d'effectuer un traitement thermique très localisé sur la pièce. Mais le gradient thermique sous la surface est très important ce qui fait chuter la température très rapidement. Pour un acier, en évitant la fusion en surface, les températures permettant un traitement thermique (supérieure à AC1) pourront être atteintes dans une couche maximum de 0,2 mm.

Lors d'un tir en mouvement, la température maximale en surface est proportionnelle à la puissance absorbée et inversement proportionnelle à la racine carrée de la vitesse de déplacement. Mais pour optimiser l'UAL, il ne suffit pas d'avoir une température importante en surface. Le chauffage de la pièce doit aussi se faire en profondeur. L'augmentation de la productivité en UAL par l'augmentation de la vitesse de coupe conduit à une diminution de la température de la surface. Mais cette diminution peut être rendue inexistante avec l'augmentation de la puissance laser. En revanche, l'augmentation de la vitesse de coupe conduit à une diminution de la profondeur affectée thermiquement. L'efficacité du chauffage est alors moins bonne pour l'UAL. En revanche, l'utilisation d'un faisceau laser avec un spot de géométrie rectangulaire permet d'optimiser le chauffage. En effet, cette géométrie permet de chauffer la pièce en profondeur avec des températures plus élevées que celles atteintes avec un spot circulaire tout en ayant besoin d'une puissance laser plus faible.

L'approche analytique est intéressante car elle a permis de connaître les principaux effets des paramètres du procédé sur le champ thermique. En revanche, elle ne permet pas de prendre en compte l'évolution des caractéristiques thermiques et mécaniques du matériau en fonction de la température. Une étude complémentaire a donc été réalisée pour définir la géométrie et les valeurs des températures atteintes lors du chauffage en UAL.

C.3. Détermination du champ de température (modélisation éléments finis)

Cette modélisation par éléments finis permet, en complément de l'étude analytique, de déterminer le champ thermique créé par le faisceau laser. Les résultats permettront de préciser les profondeurs affectées thermiquement, de prévoir les changements de phase probable, et d'ajuster le placement de l'outil par rapport au champ de température.

C.3.1. Mise en place de la modélisation

Une modélisation du chauffage laser a été mise en place pour prévoir la zone affectée thermiquement en fonction de la puissance laser et de la vitesse de déplacement. Cette modélisation a été réalisée sous le logiciel Abaqus/Standard®.

Dans le chapitre 'Caractérisation du faisceau' (Partie II.B.2.2), la géométrie et la répartition de la densité de puissance du faisceau ont été déterminées. Le faisceau laser a donc été modélisé par un flux thermique avec une répartition gaussienne sur un diamètre de 0,8 mm. Une subroutine Fortran (DFLUX) permet le déplacement du flux thermique sur la surface supérieure de la pièce (Fig. 56). Les caractéristiques thermiques du matériau sont données en annexe.

Le maillage est composé d'éléments quadrilatères à 8 nœuds. Seule la moitié de la pièce est modélisée car le phénomène est symétrique. Ses dimensions sont $20 \times 2,5 \times 1 \text{ mm}^3$. La température initiale de la pièce est de 20°C . La face inférieure garde une température imposée de 20°C pendant tout le temps du calcul. J.C. Rozzi *et al.* [Roz_98a] [Roz_98b] ont montré que la convection peut être négligée lors de la modélisation thermique en UAL. La convection et la radiation ont été négligées.

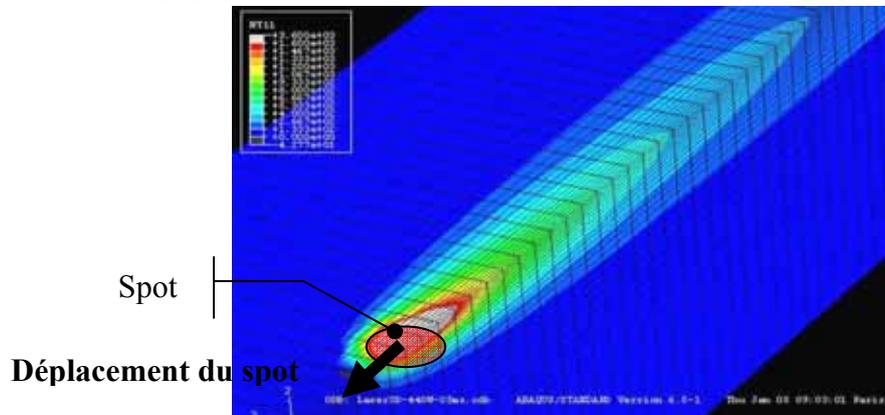


Fig. 56. Champ thermique induit par un faisceau laser de 1000 W à une vitesse de $0,5 \text{ m.s}^{-1}$

C.3.2. Détermination de l'absorption globale

Lors de la modélisation, la valeur du flux thermique imposée à la pièce doit correspondre au flux thermique entrant réellement dans la pièce, et non au flux du faisceau laser incident. Le coefficient d'absorption représente la fraction de la puissance absorbée par la pièce par rapport à la puissance incidente. L'absorption a été déterminée par expérimentation afin de retrouver par simulation les résultats des essais de références. La comparaison entre les essais de références et la simulation sera effectuée sur le volume de matériau fondu (Fig. 57). Le volume fondu est représenté par la surface fondue pour une section donnée. Des simulations ont été réalisées avec différentes puissances laser, et avec deux vitesses de déplacement $0,5$ et 1 m.s^{-1} . En parallèle, des essais ont été effectués sur un acier (42CrMo4) avec sept puissances lasers (500, 750, 1000, 1250, 1500, 1750 et 2000 W) et deux vitesses de déplacement ($0,5$ et 1 m.s^{-1}). Pour chaque essai, une micrographie de la section a été effectuée pour mesurer la profondeur et la largeur de la zone fondue. La section de matériau fondu a été calculée et comparée à la simulation numérique.

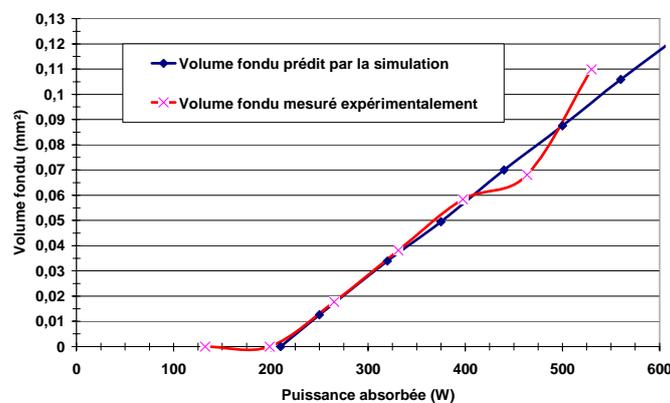


Fig. 57. Comparaison des surfaces fondues simulées et expérimentales pour une vitesse de déplacement de $0,5 \text{ m.s}^{-1}$

Le coefficient d'absorption global a été déterminé pour minimiser l'écart moyen entre la courbe expérimentale et la courbe résultant des simulations. Une valeur de 0,26 de ce coefficient permet une bonne corrélation des deux courbes (57) et donne une bonne prédiction de la zone affectée thermiquement (Fig. 58). Cette valeur reste la même quelles que soient la puissance et la vitesse de déplacement. Le coefficient d'absorption global peut donc être considéré comme indépendant de la puissance incidente et de la vitesse de déplacement, ce qui revient à le considérer comme indépendant de la température de la pièce. Ce constat paraît surprenant car le coefficient d'absorption est dépendant de la température (Fig. 32) [Ste_95]. Or les essais ont été réalisés avec la création d'une zone fondue. Le coefficient d'absorption trouvé correspond donc au coefficient moyen entre la température ambiante et la température de fusion du matériau. En effet, la température de surface de la pièce évolue jusqu'à la température de fusion entraînant l'évolution du coefficient d'absorption.

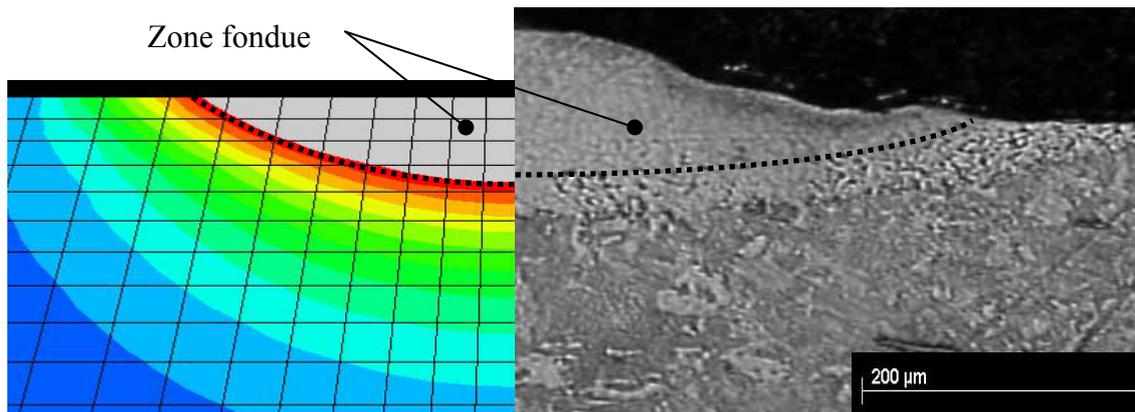


Fig. 58. Comparaison géométrique de la zone affectée thermiquement de l'essai avec une puissance de 1500 W (soit 447 W absorbées) avec la simulation numérique ($P = 440$ W).

De plus, le coefficient d'absorption global déterminé ne correspond pas au coefficient d'absorption réel de l'interaction laser / matière puisqu'il prend en compte la puissance réglée sur le pupitre et non la puissance incidente réelle du faisceau. Il englobe donc les pertes de puissance en ligne. En tenant compte des pertes en ligne, le coefficient d'absorption laser / matière est estimé à 0,28. Cette valeur paraît cohérente car elle est voisine de celles déterminées par L. Fan [Fan_94] sur un acier similaire et par G. Stern [Ste_95] (Fig. 32b).

C.3.3. Commentaires sur le champ de température

C.3.3.1. Prédiction de la zone fondue

Le coefficient d'absorption globale a été déterminé pour avoir le même volume fondu expérimentalement et numériquement. Les figures (Fig. 59) et (Fig. 60) comparent la largeur et la profondeur de la zone fondue expérimentalement avec celles prédites par la simulation. Alors que le volume fondu est correct, la géométrie de la zone fondue est différente. Il apparaît que la simulation prédit une profondeur légèrement plus faible mais une largeur plus importante. Cette distorsion de la géométrie de la zone fondue est certainement due à la simplification de la modélisation. En effet, la modélisation ne prend pas en compte les mouvements du bain de fusion dus aux courants de Marangoni ou aux forces de Lorentz. En effet, les mouvements du bain de fusion créés par la convection et par la tension de surface induisent des variations géométriques de ce bain de fusion. Ces phénomènes sont connus et étudiés dans les bains de fusion de soudage [Hei_82]. De plus, lors de l'expérimentation le faisceau laser était fixe et la pièce était soumise à une fréquence de rotation permettant de respecter la vitesse de déplacement

du spot. Dans ce cas, le bain de fusion subit une accélération centrifuge qui peut changer sa géométrie.

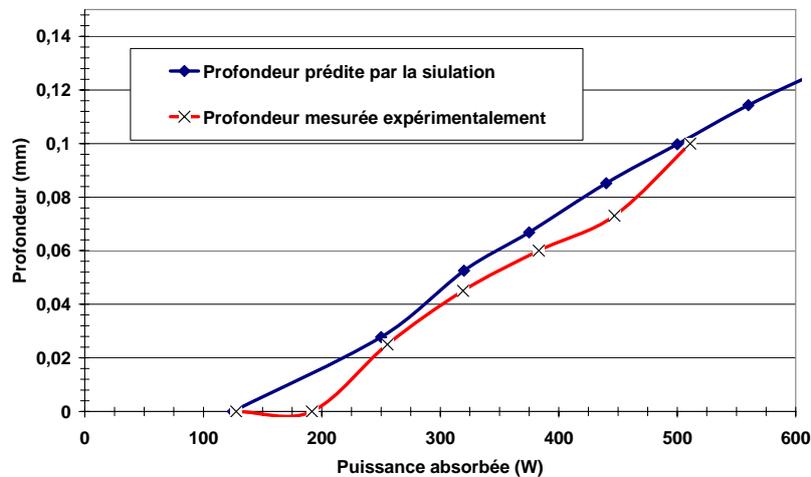


Fig. 59. Comparaison de la profondeur de la zone fondue expérimentalement avec la simulation numérique pour une vitesse de déplacement de $0,5 \text{ m.s}^{-1}$

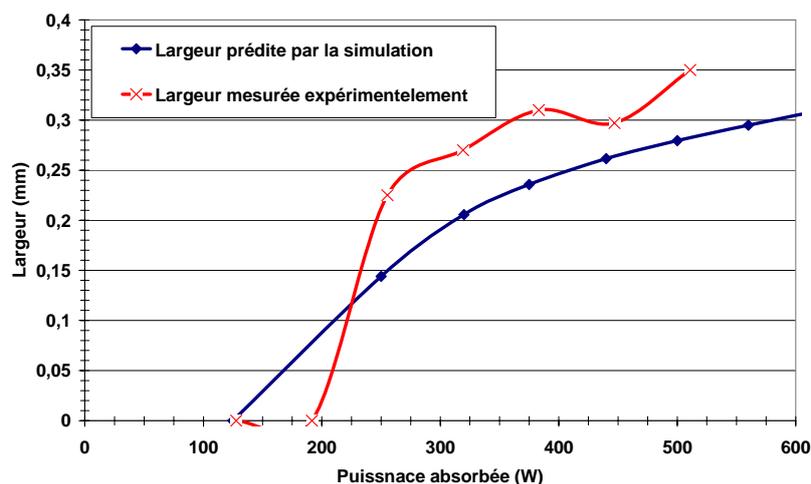


Fig. 60. Comparaison de la largeur de la zone fondue expérimentalement avec la simulation numérique pour une vitesse de déplacement de $0,5 \text{ m.s}^{-1}$

C.3.3.2. Description des températures atteintes dans la pièce

(a) Evolution de la température sur l'axe de déplacement

Les réseaux de courbes tracés sur les figures (Fig. 61) et (Fig. 62) représentent, pour deux vitesses de déplacement, l'évolution de la température maximale en surface au niveau de l'axe faisceau en fonction de la puissance laser absorbée. Ils montrent une cinétique du chauffage laser en surface extrêmement violente puisqu'elle est estimée à plusieurs millions de degrés par seconde. Le refroidissement est aussi extrêmement rapide. La vitesse de refroidissement est de plusieurs millions de degrés par seconde au début du refroidissement, puis elle chute rapidement pour atteindre quelques milliers de degrés par seconde. Dans ces conditions de chauffage et de refroidissement très rapide les changements phases ne se produisent pas à la même température. Arata [Ara_78] a estimé que le premier changement de phase lors d'un chauffage laser d'un acier se produit à environ 850°C , au lieu de 723°C en chauffage lent.

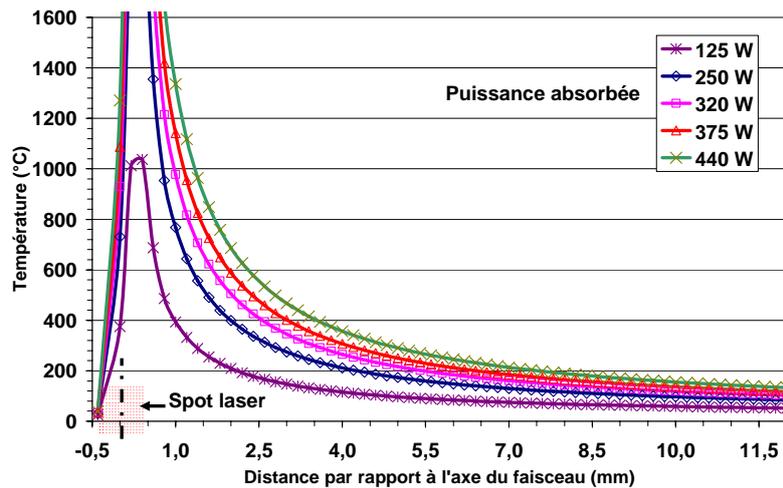


Fig. 61. Evolution de la température sur l'axe de déplacement du faisceau, pour une vitesse de déplacement de $0,5 \text{ m.s}^{-1}$, en fonction de la distance par rapport à l'axe du faisceau et de la puissance absorbée.

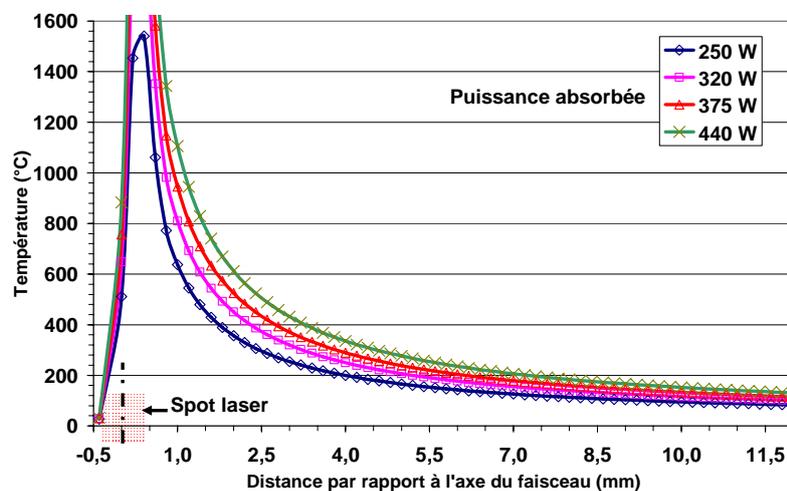


Fig. 62. Evolution de la température sur l'axe de déplacement du faisceau, pour une vitesse de déplacement de 1 m.s^{-1} , en fonction de la distance par rapport à l'axe du faisceau et de la puissance absorbée.

La température maximale est atteinte sur le front arrière du spot laser. A l'arrière du spot laser les températures évoluent fortement en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement. En revanche, les différences de température, pour les différentes puissances laser sont très faibles à une distance plus importante. En effet, à une distance de 10 mm de l'arrière du spot laser toutes les températures (quelles que soit la puissance et la vitesse de déplacement) se situent entre 60 °C et 120 °C . L'outil devra être placé relativement proche du spot laser pour mettre en évidence une différence significative des résultats en fonction de la puissance laser.

(b) Evolution de la température maximale perpendiculairement à l'axe de déplacement

Les réseaux de courbes tracés sur les figures (Fig. 63) et (Fig. 64) représentent l'évolution de la température maximale atteinte en surface en fonction de la distance par rapport à l'axe du faisceau et de la puissance laser absorbée. Cette évolution est relevée dans un plan perpendiculaire au déplacement du faisceau laser.

La distribution de la température maximale atteinte montre un maximum sur l'axe de déplacement et diminue fortement sur les bords du faisceau. Cette distribution est directement

liée au temps d'interaction laser matière. En effet, sur l'axe de déplacement la matière est chauffée pendant un temps correspondant au diamètre du spot divisé par la vitesse de déplacement. En revanche, sur les bords latéraux du spot, le temps d'interaction est quasi nul. Le chauffage est alors essentiellement dû à la diffusion thermique. Cette chute de température est accentuée par la forme Gaussienne de la répartition de puissance dans le faisceau. Les températures sont alors relativement faibles autour du spot car la diffusion latérale est faible. Par exemple, pour une vitesse de déplacement de 1 m.s^{-1} (Fig. 64) la température en périphérie du spot reste inférieure à 200 °C alors que la température dépasse les 1000 °C en son centre.

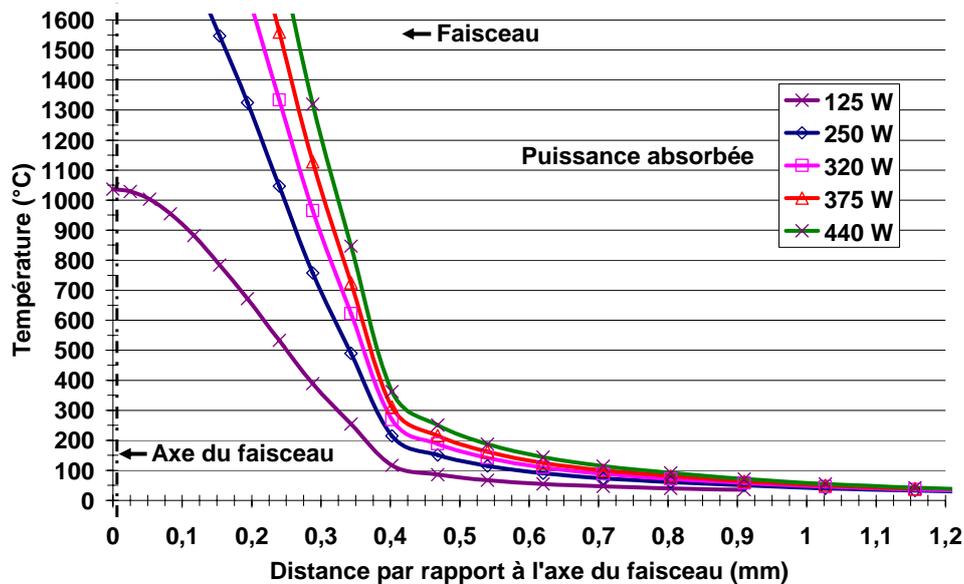


Fig. 63. Evolution de la température maximale atteinte en surface, pour une vitesse de déplacement de $0,5 \text{ m.s}^{-1}$, en fonction de la distance par rapport à l'axe du faisceau et de la puissance absorbée.

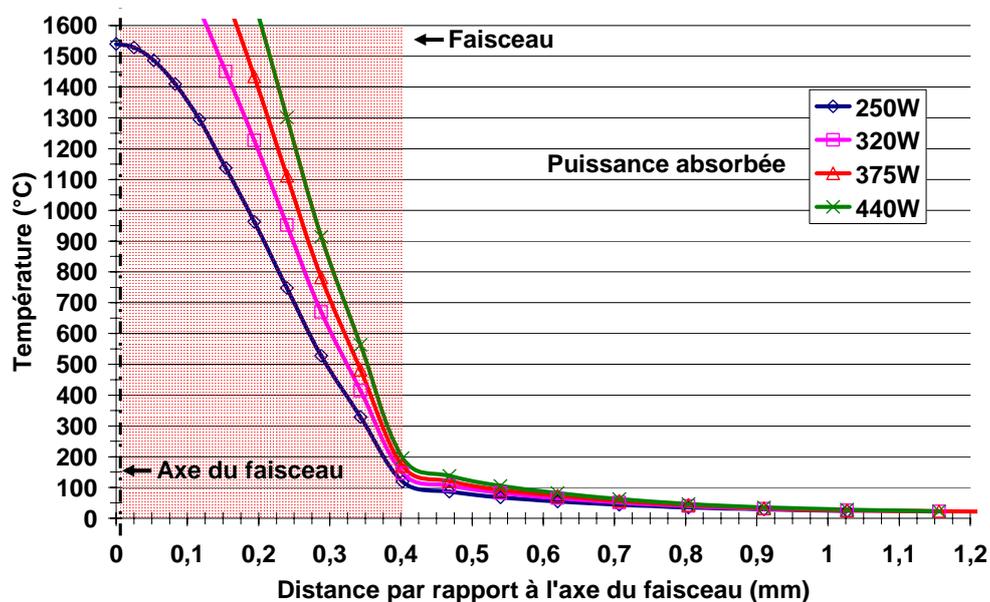


Fig. 64. Evolution de la température maximale atteinte en surface, pour une vitesse de déplacement de 1 m.s^{-1} , en fonction de la distance par rapport à l'axe du faisceau et de la puissance absorbée.

Ces résultats montrent que le faisceau laser permet un chauffage efficace de la matière seulement sur une largeur légèrement inférieure à son diamètre.

(c) Evolution de la température maximale en profondeur

Les réseaux de courbes tracés sur les figures (Fig. 65) et (Fig. 66) représentent l'évolution de la température maximale atteinte en fonction de la profondeur et de la puissance laser absorbée. Il apparaît que la zone chauffée est de plusieurs dixièmes de millimètres et évolue en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement. Cette profondeur affectée augmente avec la puissance laser et diminue avec la vitesse de déplacement.

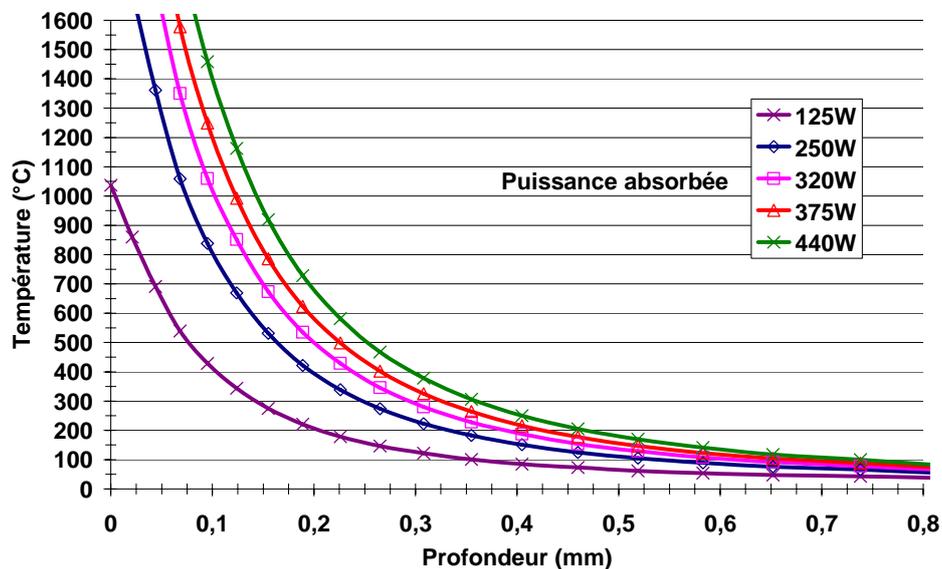


Fig. 65. Evolution de la température suivant la profondeur, pour une vitesse de déplacement de $0,5 \text{ m.s}^{-1}$, en fonction de la puissance absorbée.

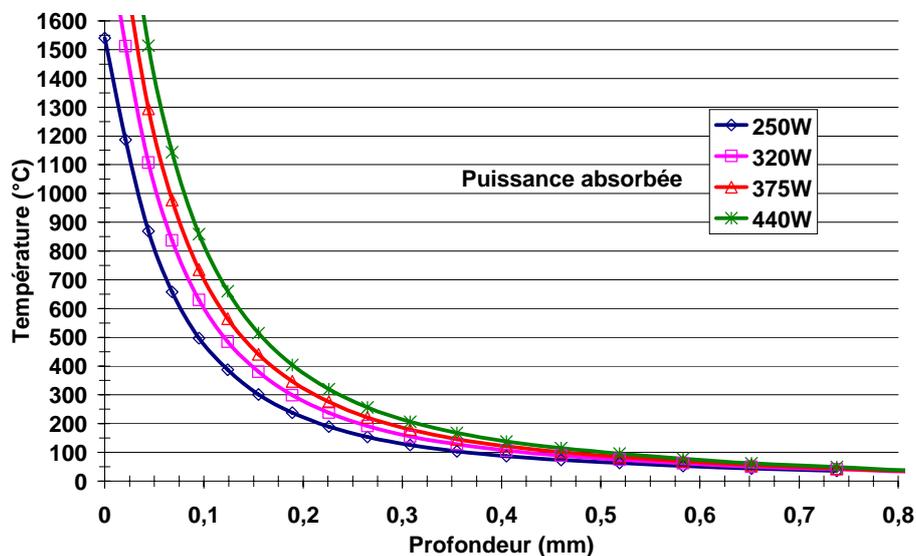


Fig. 66. Evolution de la température suivant la profondeur, pour une vitesse de déplacement de 1 m.s^{-1} , en fonction de la puissance absorbée.

Les courbes présentées correspondent au chauffage laser seul. En UAL, la profondeur affectée thermiquement dépend du temps de diffusion entre la zone chauffée et l'outil de coupe. Ces courbes correspondent alors à la profondeur maximale qui peut être atteinte en UAL.

C.3.3.3. Placement de l'outil de coupe

La prévision du champ de température créé par le faisceau laser permet de visualiser le volume de matière ayant une température supérieure à 600 °C (Fig. 67). Cela correspond à la

zone où le matériau a de faibles caractéristiques mécaniques (Fig. 11). Suivant la puissance du laser, de la vitesse de coupe et du matériau à usiner, il est alors possible de placer au mieux l'outil par rapport au faisceau laser. Pour plus d'efficacité, l'outil doit rester dans une zone où le matériau a une température supérieure à 600 °C. Pour un usinage d'un acier avec une vitesse de coupe de $0,5 \text{ m.s}^{-1}$ et une puissance laser absorbée de 440 W, soit une puissance affichée d'environ 1600 W, l'outil doit être placé à moins de 3 mm de l'axe du faisceau laser. Avec une vitesse de coupe de 1 m.s^{-1} , la distance à respecter diminue à environ 2 mm.

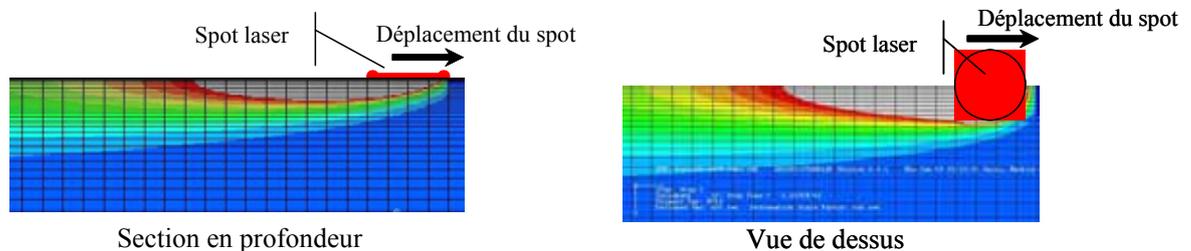


Fig. 67. Champ de température estimé par la simulation numérique

La zone de matière ayant une température supérieure à 600°C est relativement petite. L'outil doit donc rester très près du faisceau laser ce qui peut créer des problèmes de réflexion directe du laser sur l'outil. L'image précédente (Fig. 67) montre aussi la diffusion de la température dans la pièce qui impose à l'outil d'être assez loin du faisceau pour œuvrer dans une zone chauffée en profondeur.

C.3.4. Conclusion sur le champ de température induit par le laser

Une modélisation numérique du chauffage laser a été réalisée par la méthode des éléments finis. Le coefficient d'absorption a été déterminé afin de retrouver par la simulation, le volume fondu lors des essais expérimentaux. Le coefficient déterminé est un coefficient moyen indépendant de la puissance et de la vitesse de déplacement, sa valeur a donc été choisie constante à 0,26.

Le laser provoque un chauffage très rapide et très localisé. Le champ de température a une largeur proche du diamètre du faisceau et une longueur dépendant de la vitesse de déplacement et de la puissance laser. Les cinétiques de chauffage et de refroidissement sont extrêmement grandes. Dans ces conditions les températures de changement de phase sont décalées. Il est alors assez difficile de prévoir précisément les changements de phase provoqués par le chauffage laser.

En revanche, la simulation permet de placer au mieux l'outil de coupe. Il doit être très proche du faisceau (quelques millimètres) pour rester dans une zone où la température est suffisante pour abaisser la résistance du matériau. Mais il doit être aussi suffisamment éloigné pour usiner une couche chauffée en profondeur. La profondeur du champ de température est de l'ordre de plusieurs dixièmes de millimètres suivant la puissance et la vitesse de déplacement.

C.4. Estimation des contraintes résiduelles dues au chauffage

Les contraintes résiduelles influent énormément sur la tenue en service des pièces. En effet, elles favorisent (ou non) la tenue à la corrosion, l'apparition de microfissures, la tenue en fatigue, ... L'UAL en chauffant la pièce et en modifiant les sollicitations mécaniques pendant l'usinage (effort de coupe) conduit à des contraintes résiduelles qui peuvent être différentes de l'usinage conventionnel. De plus, ce procédé peut effectuer un traitement thermique de

surface pendant l'opération d'usinage ce qui conduit aussi à modifier fortement le champ des contraintes résiduelles. Ce chapitre explique sommairement l'apparition des contraintes résiduelles suivant les différentes sollicitations (mécanique, thermique et métallurgique). Une simulation numérique du chauffage laser a aussi été réalisée pour mieux connaître les zones soumises aux contraintes.

C.4.1. Principe de formation des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles sont des contraintes multiaxiales statiques qui existent dans un matériau qui n'est soumis à aucune sollicitation extérieure. Les contraintes sont en équilibre mécanique dans le matériau. Les origines des contraintes résiduelles sont très variées, mais elles peuvent être classées en trois catégories : les contraintes d'origine mécanique, d'origine thermique et métallurgique. En général, lors d'un chargement complexe (thermomécanique par exemple) il y a superposition des contraintes résiduelles engendrées par les différents mécanismes. L'usinage comprend un chargement mécanique exercé par l'outil sur la pièce et un chargement thermique par l'échauffement de la zone de coupe et notamment au niveau de la zone ZIII (frottement outil/pièce).

Une sollicitation d'origine mécanique, entraîne des contraintes de compression en surface. En effet, la couche superficielle subit une déformation plastique en traction, alors que la couche inférieure reste dans le domaine élastique. Au moment du relâchement, la décharge élastique de la couche superficielle se réalise d'où la présence de contraintes résiduelles de compression en surface (Fig. 68a). La figure (Fig. 68a) permet de visualiser les déformations des différentes couches qui conduisent au profil d'évolution des contraintes résiduelles en profondeur. La figure suivante (Fig. 68b) montre le trajet de chargement pour une sollicitation uniaxiale en traction (trajet 0-1) suivi d'un déchargement élastique (trajet 1-2).

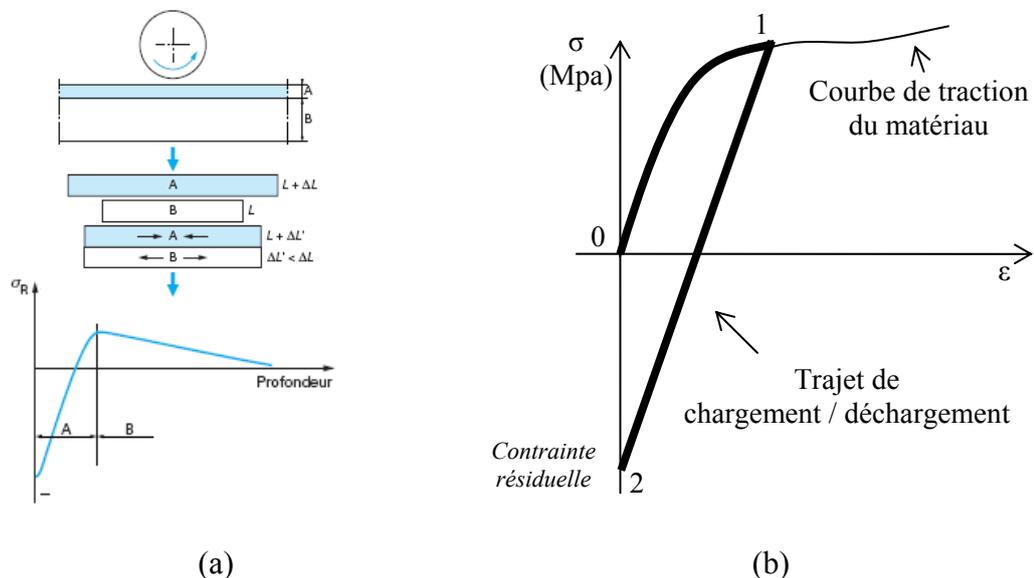


Fig. 68. (a) Déformation des couches lors d'une rectification en absence d'échauffement [Lu_03] et (b) Trajet de chargement / déchargement lors d'une sollicitation en traction

Contrairement à l'effet mécanique, les contraintes résiduelles en surface engendrées par effet thermique sont en traction. En effet, lors de l'échauffement la couche superficielle se dilate mais elle est bloquée par la couche inférieure. Elle est alors comprimée tandis que la couche inférieure reste dans le domaine élastique. Au moment du refroidissement, la décharge élastique de la couche superficielle se produit conduisant à des contraintes résiduelles de

traction. (Fig. 69a). La figure (Fig. 69a) permet de visualiser les déformations des différentes couches qui conduisent au profil d'évolution des contraintes résiduelles en profondeur. La figure suivante (Fig. 69b) montre le trajet de chargement pour une sollicitation uniaxiale en traction (trajet 0-1) suivi d'un déchargement élastique (trajet 1-2).

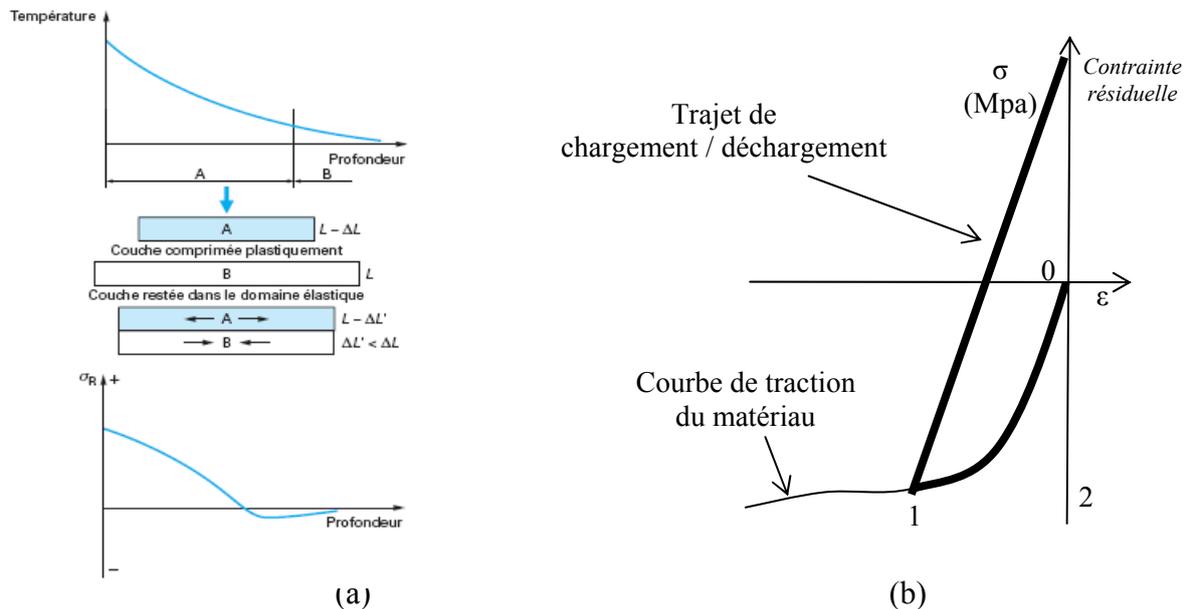
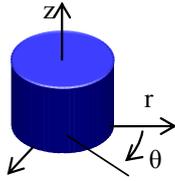


Fig. 69. (a) Déformation des couches lors d'un chauffage en surface [Lu_03] et (b) Trajet de chargement / déchargement lors d'une sollicitation en compression

Lors d'un changement de phase, les contraintes résiduelles dépendent du changement de volume de la microstructure. Par exemple, pour un acier refroidi rapidement après un chauffage à une température supérieure à la température d'austénisation, il y a création de martensite. Le changement de phase martensitique s'accompagne d'une augmentation de volume. Dans ces conditions, si une couche martensitique est créée en surface, et que la couche inférieure ne subit aucun changement de phase, alors des contraintes résiduelles en compression apparaissent dans la couche martensitique.

C.4.2. Estimation des contraintes pendant le chauffage et après le refroidissement

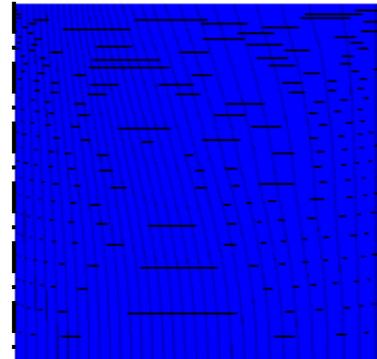
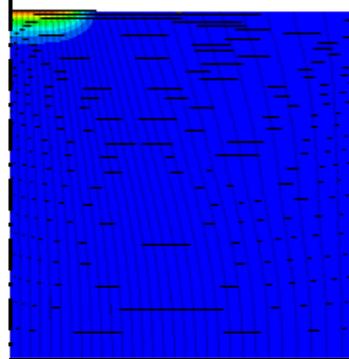
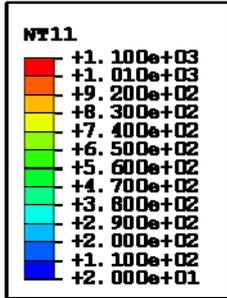
Une simulation numérique a été mise en place sur le logiciel Abaqus® pour connaître précisément les zones sollicitées et les niveaux de contraintes résiduelles atteints après un tir laser sur une pièce. La modélisation de la pièce a été réalisée par des éléments quadrilatères axisymétriques. Elle a une forme cylindrique de diamètre 5 mm et de hauteur 2,5 mm. Une température initiale de 20 °C a été imposée. La température de la surface inférieure a été maintenue à 20 °C. Les propriétés du matériau correspondent à celle du 42CrMo4 (voir annexe). Le tir laser a été modélisé par un flux thermique sur une surface de diamètre 0,8 mm d'une valeur de $3,3 \cdot 10^8 \text{ W.m}^{-2}$ pendant un temps de 1 ms. Le flux thermique immobile a été placé au centre de la pièce. La valeur du flux thermique correspond à une densité de puissance de 620 W sur la surface du spot. Le temps d'interaction est de l'ordre de grandeur de celui rencontré en UAL avec une vitesse de déplacement d'environ 1 m.s^{-1} . Puis une seconde étape d'une durée de 1 s a été réalisée pour simuler le refroidissement de la pièce. Les changements de phases non pas été pris en compte dans cette simulation. A l'état initial (au début du tir), la pièce n'avait aucune contrainte et elle avait une température homogène de 20 °C. A la fin du tir laser et à la fin du refroidissement, les valeurs du champ de température et des champs des contraintes normales sont regroupées dans le tableau suivant (Tableau. 4).



Fin du tir laser

Fin du refroidissement

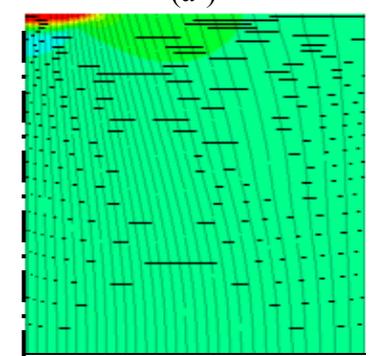
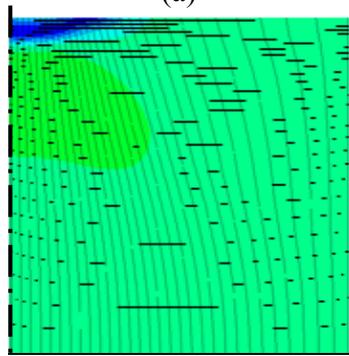
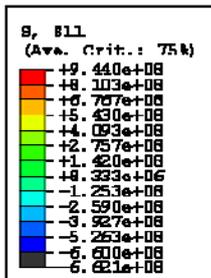
Champ de température
(°C)



(a)

(a')

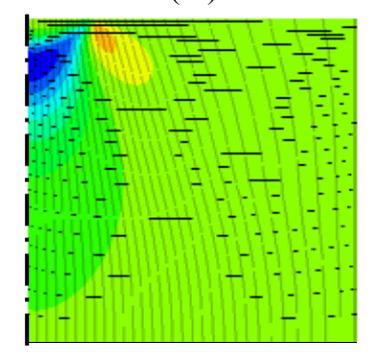
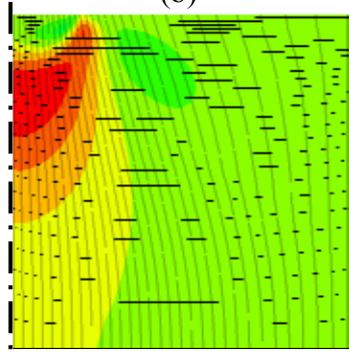
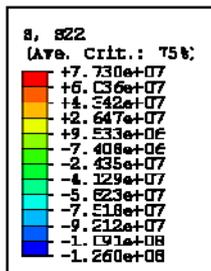
Champ des contraintes σ_{rr}
(Pa)



(b)

(b')

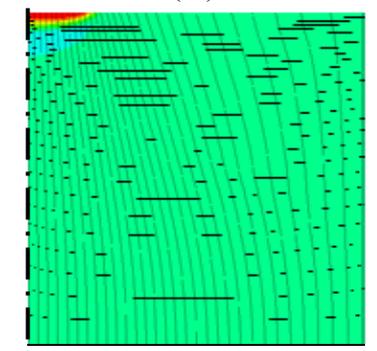
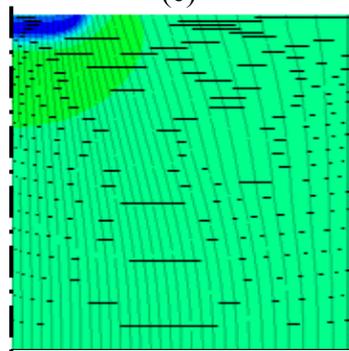
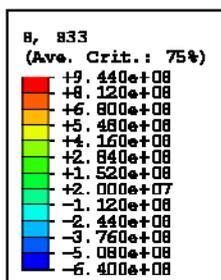
Champ des contraintes $\sigma_{\theta\theta}$
(Pa)



(c)

(c')

Champ des contraintes σ_{zz}
(Pa)



(d)

(d')

Tableau. 4 Champs de températures et de contraintes après un tir laser, et après le refroidissement de la pièce

A la fin du tir laser, la température maximale (1100 °C) reste inférieure à la température de fusion du matériau (a). La pièce est chauffée à une température supérieure à 50°C sur un diamètre de 1,2 mm et sur une profondeur de 0,26 mm. La zone chauffée se dilate mais elle est bloquée par le pourtour resté froid. Des contraintes de compression apparaissent au niveau de la zone chauffée. Les maximums des contraintes sont calculés à -639 MPa pour σ_{rr} (b), -32 MPa pour $\sigma_{\theta\theta}$ (c) et, -662 MPa pour σ_{zz} (d). Les contraintes $\sigma_{\theta\theta}$ restent faibles devant les contraintes dans les autres directions. Les contraintes maximales se situent en périphérie de la zone la plus chaude. En effet, pour les zones les plus chaudes la baisse de la contrainte d'écoulement induit une diminution des contraintes admissibles par le matériau. Les contraintes au centre du faisceau laser sont donc inférieures aux contraintes maximales. Les valeurs relevées sont de -320 MPa pour les contraintes σ_{rr} et σ_{zz} . Pour respecter l'équilibre mécanique de la pièce, des contraintes de traction apparaissent sur les bords et en profondeur de la pièce. Les maximums des contraintes de traction σ_{zz} et σ_{rr} sont atteintes au même point qui se situe sur l'axe du faisceau à une profondeur de 0,4 mm et ont une valeur identique de 105 MPa. Les valeurs atteintes par les contraintes de traction restent dans le domaine élastique du matériau.

A la fin du refroidissement, la température (a') redevient homogène avec une valeur de 20°C. Le refroidissement de la zone chauffée conduit à de fortes contraintes résiduelles de tractions. Une zone de très forte contrainte d'un diamètre d'environ 0,7 mm se situe sur la partie centrale de la pièce avec une profondeur d'environ 20 μm . Dans cette zone les contraintes σ_{zz} (d') et σ_{rr} (b') ont une valeur d'environ 940 MPa. Les couches inférieures sont soumises à des contraintes de compression (équilibre mécanique) qui ne dépassent pas 240 MPa.

C.4.3. Conclusion

Après un rappel sur la formation des contraintes résiduelles suivant les différents types de sollicitations (mécanique, thermique et métallurgique) une étude a été réalisée pour estimer le niveau des contraintes créées par un tir laser (changement de phase négligé). Le chauffage laser provoque donc de fortes contraintes résiduelles de traction qui se situent au niveau de la zone chauffée. Cette constatation laisse présager des contraintes résiduelles plus en traction en UAL que celles observée en usinage conventionnel. D'autant plus qu'avec la diminution de l'effort de coupe, l'effet mécanique de l'outil qui induit des contraintes de compression, sera plus faible en UAL.

D. Traitement thermique de surface par chauffage laser

En UAL, le faisceau laser permet de chauffer intensément la pièce pour améliorer l'usinabilité du matériau. Mais il peut aussi effectuer un traitement thermique en surface. Ce chapitre va permettre de qualifier les changements microstructuraux suite à un traitement thermique par chauffage laser. Il sera aussi montré que le traitement thermique de surface peut également être réalisé simultanément à un usinage assisté laser. En effet, le spot laser peut chauffer en même temps la pièce en amont de l'outil (UAL) et la surface usinée pour effectuer un traitement.

D.1. Présentation du mode de traitement thermique

Usuellement les traitements thermiques de surface par chauffage laser sont réalisés avec des densités de puissance de quelques $\text{kW}\cdot\text{cm}^{-2}$ (puissance de quelques kW avec un spot de

diamètre d'environ 5 mm) et des vitesses de déplacement de 5 à 50 mm.s⁻¹. Certains auteurs comme T. Hirogaki sur l'acier [Hir_01], ou Y.S. Tian sur le Ti6Al4V [Tia_05], ont réalisé des essais à plusieurs centaines de mm.s⁻¹ avec des densités de puissance d'environ 15 kW.cm⁻². Dans ces conditions, les vitesses de balayage restent faibles pour avoir un temps d'interaction relativement important pour effectuer un traitement thermique significatif avec des densités de puissance peu importante (diamètre de faisceau important).

Des essais ont été réalisés pour montrer la possibilité d'effectuer des traitements thermiques superficiels avec des densités de puissance et des vitesses de déplacement beaucoup plus grandes [Ger_06c]. Les densités de puissance utilisées supérieures à 200 kW.cm⁻² et des vitesses de déplacement entre 500 et 2000 mm.s⁻¹. Des traitements de surface ont été effectués, avec différentes vitesses de balayage et quatre niveaux de puissances laser, sur deux matériaux à l'état recuit : un alliage de titane (Ti6Al4V) et un acier à roulement (100Cr6). Lors des essais, les pièces étaient dans la configuration d'un usinage assisté laser mais sans outil de coupe. La vitesse de déplacement du faisceau était imposée par la fréquence de rotation de la pièce. Le balayage axial du faisceau laser sur la pièce était fixé avec une avance de 0,1 mm.tr⁻¹. Le diamètre du spot laser étant de 0,8 mm, chaque point de la pièce a donc été chauffé 8 fois par le spot, mais la pièce avait un diamètre suffisant pour que la surface puisse refroidir entre chaque tour. Le traitement obtenu correspond donc au traitement réalisé lors du chauffage le plus intense.

Des observations et des mesures de la couche traitée ont été conduites afin de qualifier le type de microstructure créé et de quantifier les profondeurs traitées. Des essais de dureté sous faible charge ont aussi été effectués en utilisant un micro-indenteur NanoXP MTS, équipé d'un indent Berkovitch, en imposant un déplacement de 2 µm dans l'échantillon. Les courbes de charge-déplacement ont été interprétées avec le modèle d'Oliver et Phan [Oli_92].

D.2. Caractérisation du traitement thermique sur un acier 100Cr6 recuit

Des essais ont été effectués selon trois vitesses de coupe 50, 100 et 150 m.min⁻¹ et avec quatre puissances laser 750, 1000, 1500 et 2000 W. Quand la couche supérieure de la pièce est chauffée au-dessus de la transformation austénitique elle se transforme en martensite car le refroidissement est très rapide. Le refroidissement est principalement dû à la dissipation de la chaleur dans la pièce massive. Selon Arata [Ara_78] la température de la transformation α-γ est située à 850°C pour les vitesses très rapides de chauffage induites par les lasers. Dans ces conditions, la profondeur de la zone traitée correspond à l'isotherme 850°C.

L'image suivante (Fig. 70a) montre une micrographie de la zone traitée pour l'essai réalisé avec une puissance de 2 000 W et une vitesse de balayage de 150 m.min⁻¹.

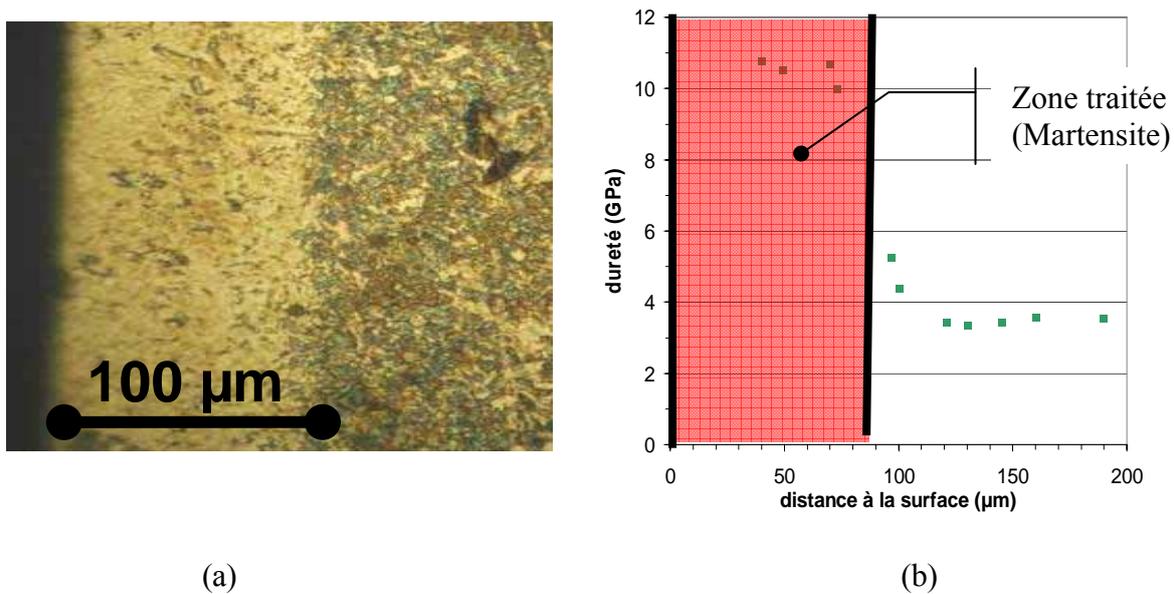


Fig. 70. (a) micrographie de la zone traitée et (b) évolution de la microdureté suivant la profondeur

La dureté en surface a fortement augmenté sur une profondeur correspondant à la couche transformée en martensite (Fig. 70b). Sa valeur a presque triplé par rapport à la dureté initiale. L'état de surface n'est pas dégradé par le traitement de surface tant qu'il n'y a pas de fusion superficielle. La profondeur de la zone traitée retenue (Fig. 71) correspond à la profondeur où la valeur de la microdureté est de 8 GPa.

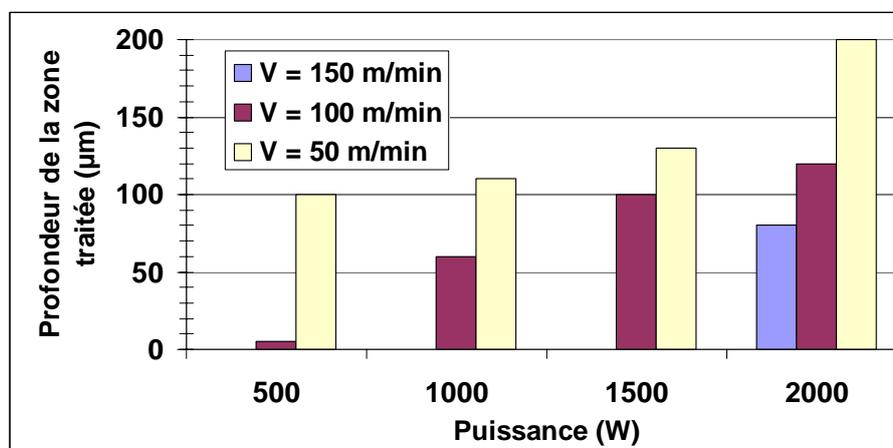


Fig. 71. Profondeur de la zone traitée en fonction de la puissance laser et de la vitesse de déplacement pour un acier 100Cr6.

La profondeur de la zone durcie peut atteindre plusieurs dixièmes de millimètre en fonction de la puissance et de la vitesse. Pour une vitesse de $150 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ seule la puissance de 2 000 W permet d'effectuer un traitement. La profondeur de la zone traitée augmente avec la puissance laser et avec la réduction de la vitesse de déplacement. En fait, elle est proportionnelle à l'énergie calorifique fournie (Fig. 72).

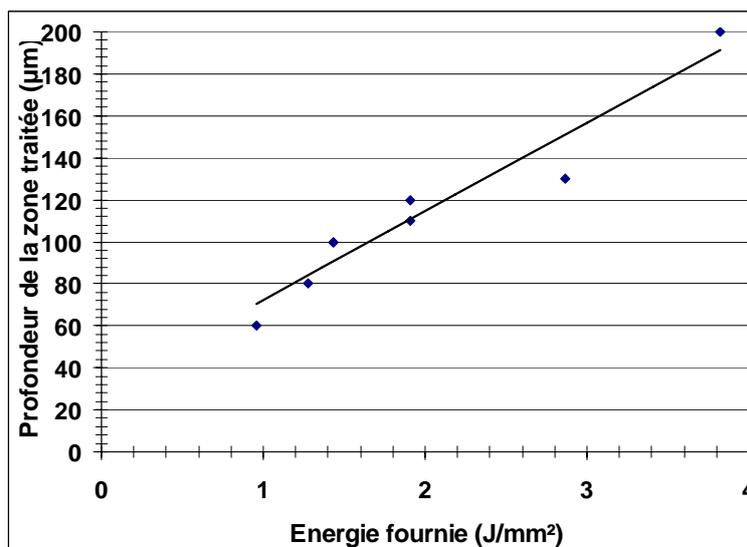


Fig. 72. Profondeur de la zone traitée pour un acier 100Cr6 en fonction de l'énergie calorifique fournie.

La profondeur de la zone martensitique est donc proportionnelle au rapport de la puissance laser sur la vitesse de déplacement du faisceau.

D.3. Caractérisation du traitement thermique sur un alliage de titane

Ti6Al4V recuit

Le Ti6Al4V est composé de deux phases : la phase α et la phase β . A l'état recuit les deux phases sont agencées suivant une microstructure équiaxe, mais suivant les traitements thermiques effectués de nombreuses autres microstructures peuvent être créées, notamment la microstructure lamellaire ou aiguillée après un chauffage supérieure à 1025°C et un refroidissement rapide.

Les essais de traitement ont été réalisés avec deux vitesses de déplacement (26 m.min⁻¹ et 54 m.min⁻¹) et quatre puissances laser (500, 1000, 1500 et 2000 W). Suivant les différents essais, quatre microstructures sont observées (Fig. 73).

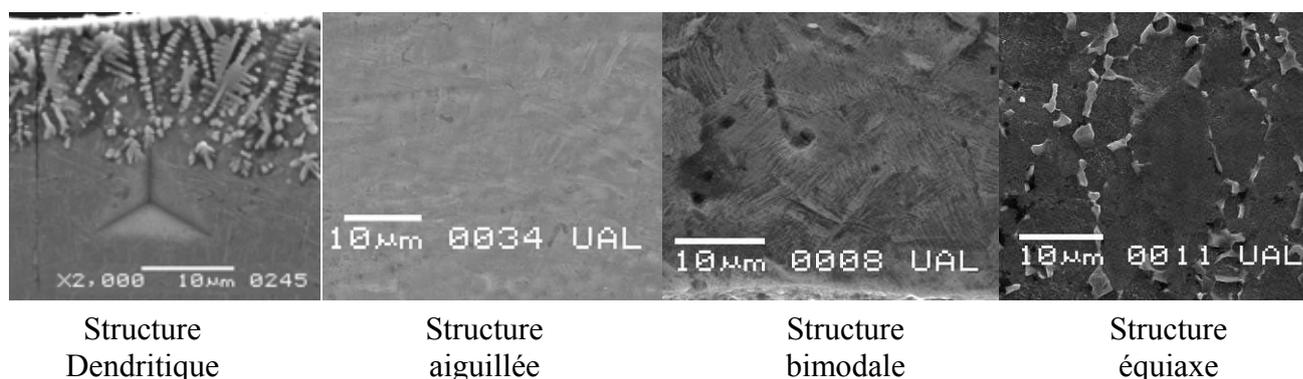


Fig. 73. Différentes structures du Ti6Al4V créées par traitement thermique

Pour les fortes puissances, une couche dendritique apparaît à la surface suite à la fusion de l'alliage. Des fissures sont visibles à partir de cette microstructure dendritique (Fig. 73). Ces fissures sont certainement dues aux contraintes engendrées par le refroidissement rapide de la surface. Une microstructure aiguillée est créée sous la couche dendritique ou en surface s'il y

n'a pas de couche dendritique. Cette zone aiguillée est plus ou moins fine suivant les vitesses de refroidissement. Puis une zone de transition avec une microstructure bimodale est visible entre la zone aiguillée et la microstructure initiale (équiaxe). L'image suivante (Fig. 74) présente sur une même pièce les différentes structures créées.

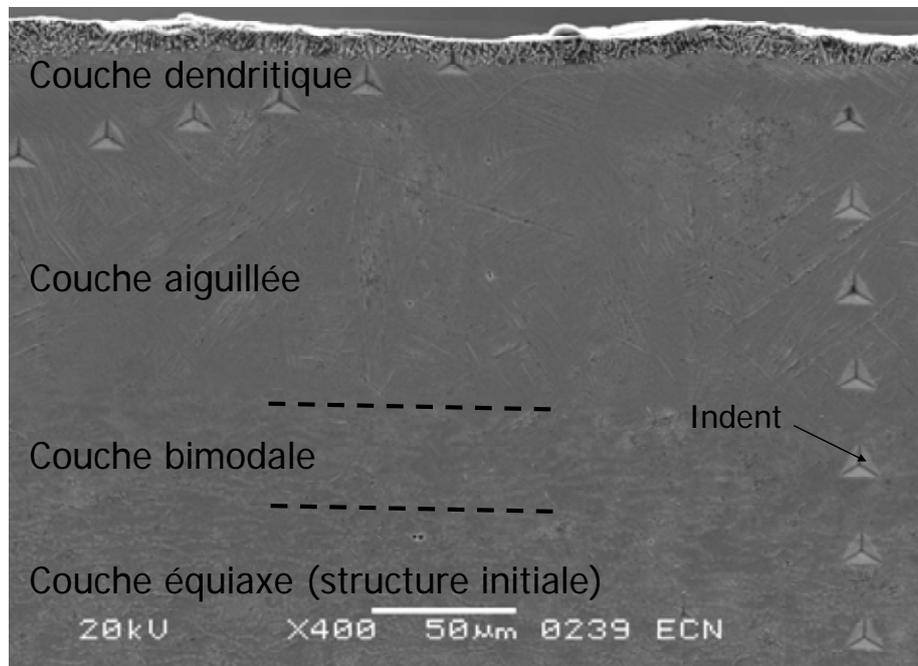


Fig. 74. Microstructures observées pour un usinage avec $P=1000W$ et $V = 26m.min^{-1}$

La dureté sous faible charge des différentes microstructures en fonction de la profondeur a été mesurée (Fig. 75). Les zones dendritiques et aiguillées fines ont une dureté supérieure au matériau initial (équiaxe). Les zones aiguillées (aiguilles plus grosses) et bimodale ont une dureté légèrement supérieure au matériau initial (zone équiaxe).

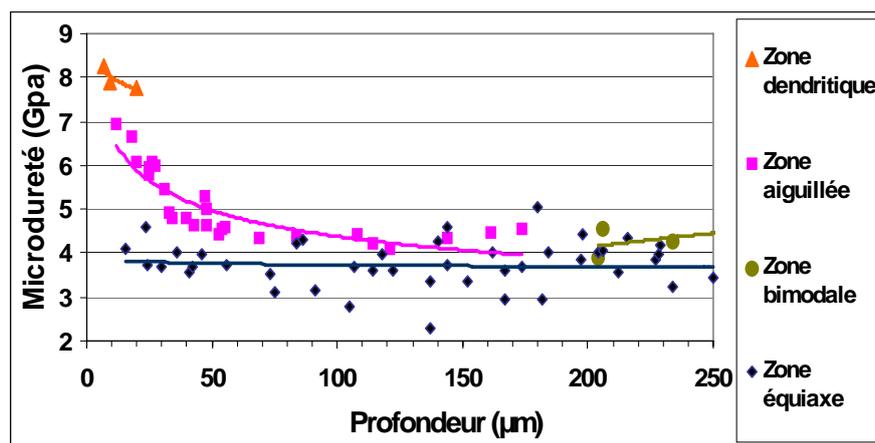


Fig. 75. Evolution de la microdureté des différentes microstructures en fonction de la profondeur pour l'alliage de titane (Ti6Al4V)

La profondeur de la zone affectée thermiquement a été mesurée par observation microscopique (Fig. 76). Elle correspond à la profondeur des zones dendritique, aiguillée et bimodale.

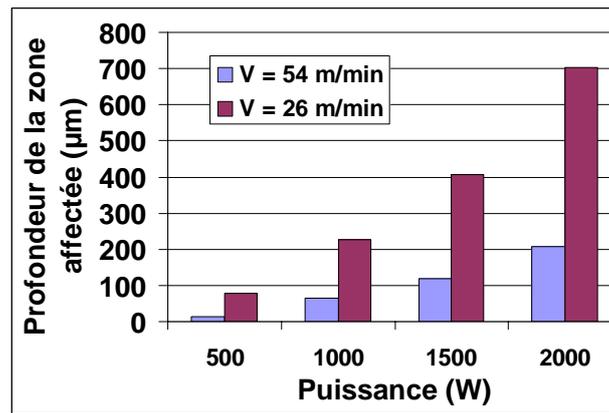


Fig. 76. Profondeur de la zone affectée thermiquement pour l'alliage de titane

La profondeur de la zone affectée augmente avec la puissance laser et la diminution de la vitesse. Comme pour l'acier 100Cr6, la profondeur affectée est proportionnelle à l'énergie calorifique fournie (Fig. 77).

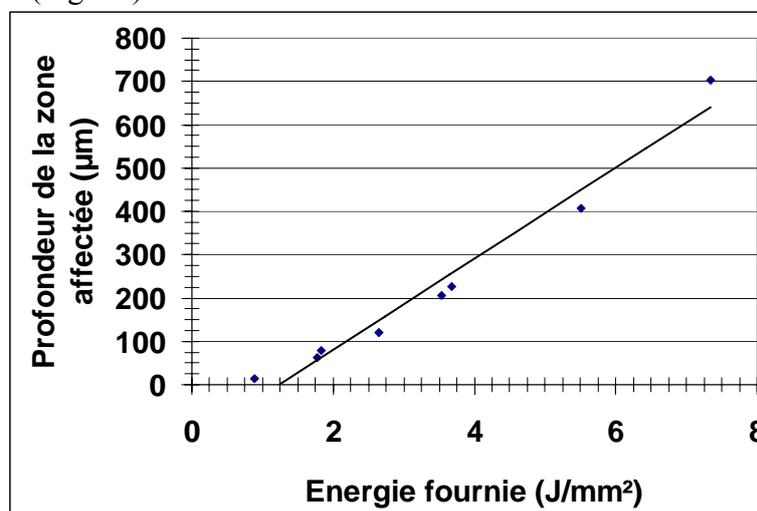


Fig. 77. Profondeur de la zone affectée pour un alliage de titane (Ti6Al4V) en fonction de l'énergie calorifique fournie.

D.4. Traitement thermique pendant l'usinage

Après avoir montré la possibilité d'effectuer un traitement thermique avec des vitesses de déplacement importantes, des essais complémentaires en Usinage Assisté Laser ont été réalisés sur l'alliage de titane. La figure (Fig. 78) montre la variation de la microstructure du Ti6Al4V suivant différentes configurations d'UAL. Lors de cet essai, le faisceau laser avait une vitesse d'avance axiale ($f = 0,16 \text{ mm.tr}^{-1}$) supérieure à la vitesse d'avance ($f = 0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$) de l'outil de coupe et est parti en aval de l'outil. Dans un premier temps, l'outil usine la pièce puis le laser effectue un traitement de surface. Puis le laser arrive au niveau de l'outil de coupe, le spot laser chauffe en amont de l'outil pour assister la coupe (UAL) mais chauffe aussi en aval de l'outil pour effectuer un traitement de la surface. Dans cette configuration il y a usinage avec assistance laser et traitement thermique simultané. Quand le laser dépasse l'outil, il chauffe seulement en amont pour provoquer une assistance sans traitement thermique. Cet essai a été réalisé sur l'alliage de titane avec une vitesse de coupe de 26 m.min^{-1} et une profondeur de passe de $0,15 \text{ mm}$.

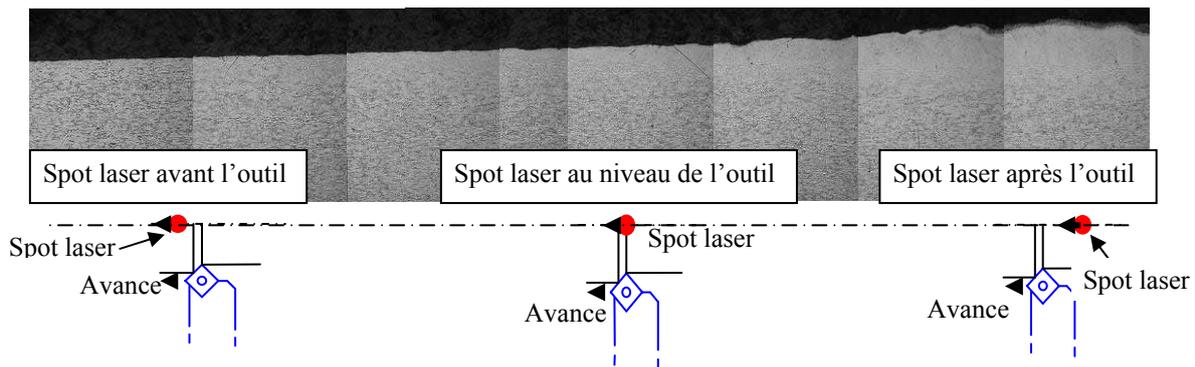


Fig. 78. Micrographie d'une pièce usinée suivant différentes configuration laser / outil

Cet essai a permis de valider la possibilité de réaliser un traitement thermique de surface de la pièce en même temps qu'un usinage assisté laser. De plus, en UAL 'pur' (sans traitement) aucun changement microstructure n'apparaît sur la pièce.

D.5. Conclusion

Cette étude thermique a démontré la possibilité d'effectuer un traitement thermique laser avec des vitesses supérieures à 1 m.s^{-1} . Ce traitement thermique permet des changements de phases sur une profondeur de quelques micromètres à plusieurs centaines de micromètres. La profondeur est proportionnelle à l'énergie calorifique fournie, c'est-à-dire proportionnelle au rapport puissance sur vitesse de déplacement. Enfin, la possibilité d'effectuer un traitement thermique simultanément à un usinage avec assistance laser a aussi été démontrée.

E. Conclusion

Cette partie a permis d'exposer les paramètres qui influent sur le champ de température induit par le laser et de montrer les traitements thermiques possibles. Dans un premier temps, la qualification du faisceau laser a été réalisée en déterminant l'emplacement du plan focal, en mesurant le diamètre du spot (0,8 mm), et en connaissant la puissance réelle du faisceau en sortie de fibre compte tenu des pertes en ligne. Puis une première étude sur les paramètres d'un tir laser a montré que les angles d'incidences du faisceau laser utilisés en UAL (inférieures à 20°) n'avaient aucune influence sur le champ thermique.

Les modèles analytiques exposés en partie I ont été utilisés pour montrer que la température de surface induite par le chauffage laser est proportionnelle au rapport de la puissance laser sur la racine carré de la vitesse de déplacement. Une modélisation thermique par éléments finis a été développée pour estimer la géométrie des zones affectées thermiquement, les cinétiques de chauffe et de refroidissement et d'optimiser le placement de l'outil de coupe par rapport au spot laser. Pour travailler dans de bonnes conditions, l'outil doit être situé dans une zone où la température de la matière soit suffisamment importante, pour avoir une diminution des caractéristiques mécaniques, mais trop importante pour éviter une dégradation trop rapide. Pour un acier (42CrMo4) l'outil doit être placé à seulement quelques millimètres derrière le spot laser pour usiner la pièce à environ 500°C . Cette modélisation a aussi permis de montrer que les vitesses de refroidissement sont très importantes ainsi que les températures atteintes par la couche de surface de la pièce. Il en résulte que le chauffage laser peut effectuer des traitements thermiques de surface avec des vitesses de déplacement importantes (plusieurs m.s^{-1}). Des essais de traitement thermique par laser ont été réalisés expérimentalement pour qualifier les microstructures créées sur le 100Cr6 et sur le Ti6Al4V. Sur l'acier 100Cr6, le

laser effectue une trempe de surface en formant une couche de martensite pouvant atteindre plusieurs dixièmes de millimètres. Pour l'alliage de titane, différentes structures peuvent être créées suivant les paramètres laser. Avec l'augmentation de la puissance laser (ou la diminution de la vitesse de déplacement) les structures suivantes apparaissent en surface : structure bimodale (transition entre équiaxe et aiguillée), structure aiguillée plus ou moins fine, et structure dendritique (fusion superficielle). Pour les deux matériaux, il en ressort que la profondeur traitée est proportionnelle au rapport de la puissance laser sur la vitesse de déplacement. De plus, il est possible de réaliser des traitements thermiques simultanément à un usinage assisté laser.

Le principe de formation des contraintes résiduelles et une modélisation par éléments finis montre que l'effet thermique du laser, par la dilatation de la couche superficielle de la pièce, conduit à une augmentation des contraintes résiduelles vers la traction. Cette évolution des contraintes résiduelles sera vérifiée lors des études expérimentales sur les différents matériaux. Des contraintes résiduelles en traction sont néfastes pour la tenue en service des pièces (corrosion, tenue en fatigue..).

Partie III.

Etude et Compréhension

des paramètres du procédé

UAL

A. Introduction

Le chapitre précédent a présenté le moyen de fabrication et le rôle du chauffage laser sur la pièce. Les zones chauffées et les changements de microstructure sont connus en fonction des paramètres du procédé. Ce chapitre va s'intéresser à l'étude de la coupe en UAL et plus particulièrement à l'intégrité de la surface et de la pièce après usinage.

Dans un premier temps, les paramètres du procédé (paramètres de coupe et laser) seront étudiés pour qualifier leur effet sur l'effort de coupe et sur l'intégrité de la surface générée. Il est important de quantifier l'évolution de l'effort de coupe car il est directement lié à l'usinabilité du matériau. Plus l'effort de coupe sera faible, plus l'usinabilité sera considérée comme bonne. De plus, une baisse de l'effort de coupe conduit à une baisse de la flexion de l'outil (et de la pièce), diminue généralement l'amplitude des vibrations et entraîne une amélioration de la tenue de l'outil de coupe. Mais l'effort de coupe n'est pas un point bloquant pour l'usinage, les machines sont maintenant suffisamment puissantes pour générer des efforts très importants. En revanche, l'intégrité de surface peut poser de nombreux problèmes pour la tenue de la pièce en service. L'état de surface influe sur l'aspect de surface mais aussi sur le contact des pièces entre-elles (surface d'appui, étanchéité...), sur ses propriétés tribologiques (coefficient de frottement, résistance au roulement...), sur la résistance à la corrosion et sur la tenue en fatigue de la pièce. Il est donc essentiel de connaître les états de surface générés par le procédé UAL. Mais l'état de surface n'est pas suffisant pour qualifier l'intégrité de surface, il faut aussi savoir si la surface a subi un changement de microstructure (changement de phase, écrouissage...) et connaître les contraintes résiduelles. Les contraintes résiduelles sont très influentes car elles conditionnent, entre autres, la tenue à la corrosion et la limite de fatigue de la pièce finale. Cette première partie a été réalisée sur trois matériaux différents. Le premier, un acier 42CrMo4 (voir annexe) a été utilisé pour le plan d'approche afin d'appréhender le procédé sur un matériau bien connu et facilement usinable. Puis deux autres matériaux plus difficilement usinables ont été choisis afin de montrer l'intérêt de l'UAL sur ce type de matière. Le premier est un acier utilisé pour les roulements de nuance 100Cr6 (voir annexe) ayant subi une trempe dans la masse. La dureté finale est de 57 HRC ce qui rend ce matériau très dur et difficilement usinable. Le second matériau est un alliage de titane utilisé en aéronautique de nuance Ti6Al4V (voir annexe). Ce matériau est difficile à usiner, car comme tous les matériaux réfractaires, il garde des caractéristiques mécaniques élevées même à haute température. La température générée lors de la formation du copeau n'est pas suffisante pour diminuer ses caractéristiques mécaniques. De plus, sa conductibilité thermique est très faible. Les hautes températures générées par le frottement copeau/outil restent très localisées au niveau de la face de coupe ce qui conduit à une dégradation rapide de l'outil. Pour palier ces problèmes, il est préconisé d'utiliser des vitesses de coupe assez faibles, de l'ordre de $60 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$. Pour ces deux matériaux, l'UAL en préchauffant la matière avant la coupe, pourra améliorer l'usinabilité. En effet, l'augmentation de la température permet d'abaisser la valeur de la contrainte d'écoulement du matériau et ainsi provoque une diminution de l'effort de coupe.

La deuxième partie explique les phénomènes observés lors de la première partie. Des essais de coupe orthogonale assistée laser ont permis de valider une modélisation numérique de l'UAL. Cette modélisation permettra de comprendre les phénomènes thermomécaniques mis en jeu pendant un usinage assisté laser. Les résultats des simulations numériques avec et sans

assistance laser, ont été comparés afin de mettre en évidence le rôle du chauffage laser, sur les contraintes et les températures au niveau de la formation du copeau.

La troisième partie détaillera la tenue en service des pièces usinées avec assistance laser. Les essais ont été réalisés sur deux matériaux à l'état recuit : l'acier 100Cr6 et l'alliage de titane Ti6Al4V. La tenue en service a été observée à travers la limite de fatigue en traction compression. Dans la partie précédente, traitant du traitement thermique de surface par chauffage laser, il a été montré la possibilité d'effectuer un traitement thermique de surface simultanément à l'usinage assisté laser. Cette possibilité a été utilisée dans cette partie pour usiner les éprouvettes de fatigue. Suivant la microstructure créée, la tenue des pièces en fatigue peut être fortement modifiée. Des observations sur le changement de l'intégrité de surface seront exposées afin de comprendre l'évolution de la limite de fatigue entre les pièces usinées avec et sans assistance laser.

B. Etude des paramètres du procédé UAL

B.1. Etude des paramètres sur un acier 42CrMo4

Les premiers essais en UAL [Ger_05] ont été réalisés sur un acier faiblement allié (42CrMo4 recuit) avec une dureté de 348 HV (36 HRc). Même s'il n'y a aucune difficulté pour usiner un tel acier les essais en UAL ont été utiles pour expérimenter le procédé et préparer les essais futurs.

B.1.1. Choix des paramètres étudiés

Les paramètres du procédé UAL sont relativement nombreux car ils regroupent les paramètres propres à l'usinage comme la vitesse de coupe, l'avance, la profondeur de passe, ... les paramètres propres au laser comme la puissance, le diamètre du spot, les angles d'incidence... mais aussi les paramètres d'interactions comme la position du laser par rapport à l'outil de coupe.

Les différents usinages ont consisté à réaliser un chariotage. L'outil a été choisi en fonction des préconisations de RELMECA : outil PCLNL 2020 K12 et une plaquette en cBN de référence CNMA 12 04 08 S01020E CB20 de chez Sumitomo. Le spot laser a été placé à environ 15 mm devant l'outil.

Comme il l'a été présenté dans le chapitre 'Etude du chauffage' l'angle d'incidence n'a pas de réelle influence s'il reste inférieure à 40°. Il a donc été fixé à 27° (ce qui correspond à une inclinaison de 20° des deux axes de rotation de la tête laser). Cette valeur a été choisie afin d'éviter les collisions entre le porte-outil et la tête laser et suivant les courses disponibles pour le portique qui supporte la tête. De plus, le faisceau sera focalisé pour faire coïncider le plan focal avec la surface de la pièce, ainsi le diamètre du spot est le plus petit ce qui donne une densité de puissance maximale. Dans ces conditions le diamètre du spot est de 0,8 mm.

Les paramètres d'entrée sont : la vitesse de coupe, l'avance, la profondeur de passe et la puissance laser. Ils ont été choisis à deux niveaux pour limiter le nombre d'essais sauf pour la puissance laser qui en compte trois (Tableau. 5).

Vc (m.min⁻¹)	150	650	
f (mm.tr⁻¹)	0,03	0,1	
ap (mm)	0,2	0,7	
P (W)	0 (sans assistance)	500	2250

Tableau. 5 Paramètres utilisés pour les essais sur l'acier 42CrMo4

Il en résulte seize essais en UAL et huit essais sans assistance laser. Cinq essais de répétitivité ont été exécutés au point milieu du plan ($V_c = 400 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0,07 \text{ mm.tr}^{-1}$, $a_p = 0,4 \text{ mm}$ et $P = 1500 \text{ W}$) afin de connaître la fidélité des résultats. Les plaquettes ont été changées par des neuves tous les neuf essais. Avant chaque changement de plaquette, un essai reprenant les paramètres du premier essai réalisé par la plaquette a été reconduit. Ce dernier essai a permis de vérifier que l'usure de l'outil n'a pas entraîné une dérive significative des résultats.

Pour chaque essai, les trois composantes de l'effort de coupe ainsi que l'état de surface (R_a) ont été mesurés.

B.1.2. Evolution de l'effort de coupe et de l'état de surface

Dans ce premier plan qui est seulement un plan d'approche du procédé, seul a été mesuré, le critère R_a pour quantifier l'état de surface et l'effort de coupe pour quantifier l'évolution de l'usinabilité du matériau.

B.1.2.1. Evolution de l'effort de coupe

La figure (Fig. 79) représente l'évolution de l'effort de coupe en fonction de la puissance laser pour les différents paramètres testés. Il apparaît pour chaque niveau de puissance, la valeur moyenne de l'effort de coupe (cercle) et les valeurs des différents essais (croix).

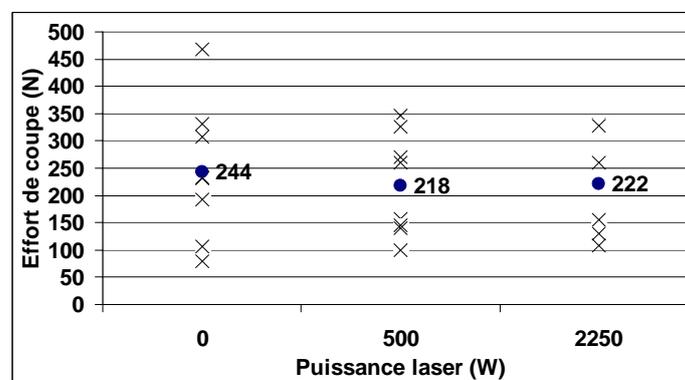


Fig. 79. Evolution de l'effort de coupe en fonction de la puissance laser pour un acier 42CrMo4

La valeur moyenne de l'effort de coupe pour les différents niveaux de puissance diminue d'environ 10 % par rapport à l'usinage conventionnel. Les différents essais sont aussi moins dispersés avec l'assistance laser. L'assistance laser n'a pas un effet très marqué sur l'effort de coupe car le spot laser a été placé trop loin de l'outil pour provoquer une chute significative des caractéristiques mécaniques du matériau. Les essais de répétitivité, au point milieu du plan, donnent un écart moyen de 28 N sur l'effort de coupe.

B.1.2.2. Evolution de l'état de surface

La figure (Fig. 80) trace l'évolution de l'écart arithmétique moyen, R_a , en fonction de la puissance laser pour les différents paramètres étudiés. Comme pour le graphique de l'évolution de l'effort de coupe (Fig. 79), la valeur moyenne du R_a est représentée par un

cercle et les valeurs des différents essais par une croix. L'état de surface est amélioré avec l'assistance laser. Quels que soient les paramètres de coupe utilisés avec une assistance de 2250 W, l'état de surface reste très bon entre 0,51 et 0,23 μm .

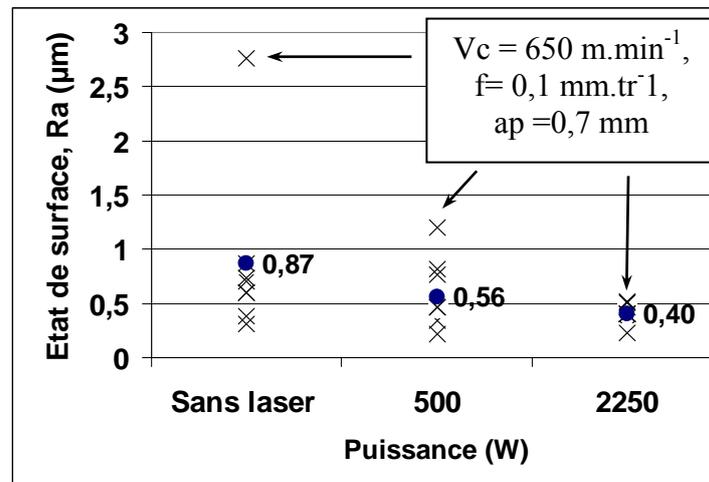


Fig. 80. Evolution de l'état de surface, Ra, en fonction de la puissance laser pour un acier 42CrMo4

L'essai le plus contraignant ($V_c = 650 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$, $a_p = 0,7 \text{ mm}$) donne un état de surface très fortement dégradé en usinage conventionnel, il devient correct ($R_a = 1,2 \mu\text{m}$) avec une assistance de seulement 500 W, et donne un très bon aspect de surface ($R_a = 0,23 \mu\text{m}$) avec une assistance de 2250 W. L'assistance laser a donc tendance à augmenter le domaine de fonctionnement du Couple Outil Matière (COM). Cette augmentation permet de choisir des paramètres de coupe plus productifs en UAL par rapport à l'usinage conventionnel. En revanche, si les paramètres de coupe donnent un bon état de surface en usinage conventionnel, l'UAL ne fait pas beaucoup mieux. Les essais de répétabilité au point milieu du plan donnent un écart moyen de 0,03 μm sur le Ra.

Comme toutes les combinaisons des essais possibles ont été réalisées, le plan est considéré comme un plan complet. Il est possible de connaître les effets des paramètres et de toutes les interactions (voir annexe). En effet, le plan complet ne crée pas d'alias. Le graphique (Fig. 81) représente les effets des paramètres des interactions sur le critère Ra. Il apparaît que les effets des interactions sont du même ordre de grandeur (voir supérieurs) que les effets des paramètres eux-mêmes. Seuls les effets de la vitesse de coupe et ses interactions restent faibles. Les interactions ne sont donc pas négligeables devant les effets des paramètres du procédé, ce qui montre un très fort couplage des paramètres entre eux.

Les valeurs des effets montrent qu'une augmentation de l'avance dégrade l'état de surface, alors qu'une augmentation de la puissance laser et de la profondeur de passe améliorent l'état de surface. L'effet de la vitesse de coupe sur l'état de surface est plus faible que les autres paramètres. Une augmentation de la vitesse de coupe a tendance à détériorer légèrement l'état de surface.

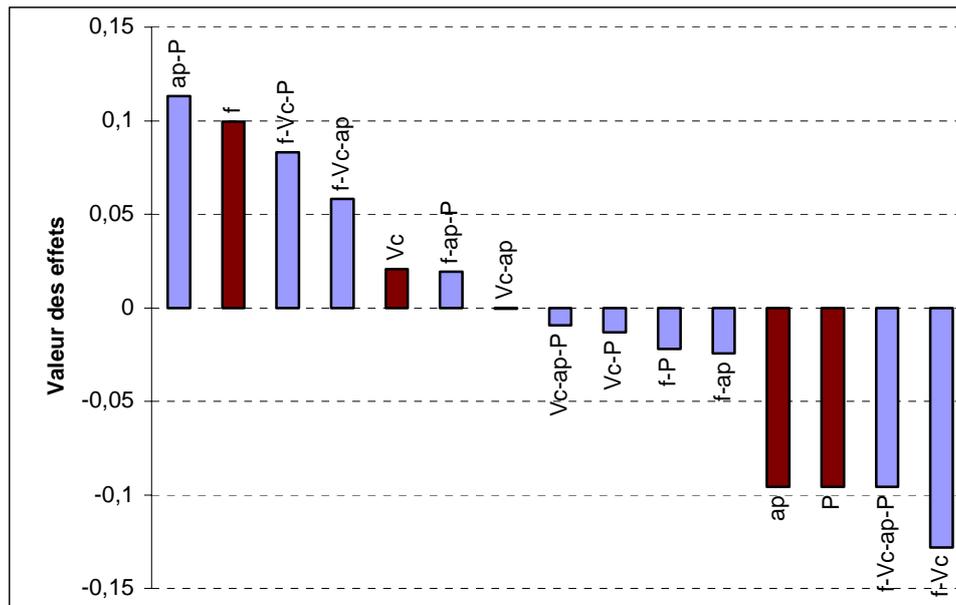


Fig. 81. Effet sur le Ra des paramètres et de leurs interactions

Le très fort couplage des paramètres entre eux impose de ne pas allier les interactions entre elles ou avec des paramètres. Les plans utilisés devront donc être des plans complets, et ils ne pourront pas être réduits.

B.1.3. Effet de la distance Laser / Outil

Les premiers résultats ont montré une très faible diminution de l'effort de coupe avec la puissance d'assistance. Cela est dû à un placement de l'outil trop éloigné du laser (Fig. 82). Des essais complémentaires ont donc été exécutés en faisant varier la distance laser / outil à 5 mm et 3 mm.

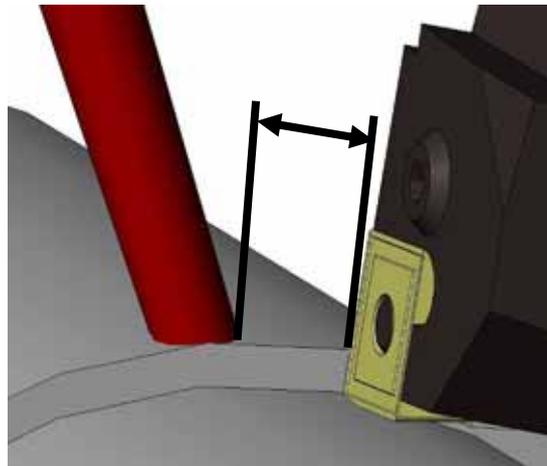


Fig. 82. Distance laser / outil

Les figures (Fig. 83a) et (Fig. 83b) proposent l'évolution de l'effort de coupe et de l'état de surface, en fonction de la distance laser / outil, pour une avance de $f = 0,03 \text{ mm.tr}^{-1}$ et une puissance d'assistance de 500 W. Les autres paramètres varient suivant les valeurs des premiers essais. Le graphique représente la moyenne et l'étendue des résultats pour une distance laser / outil donnée.

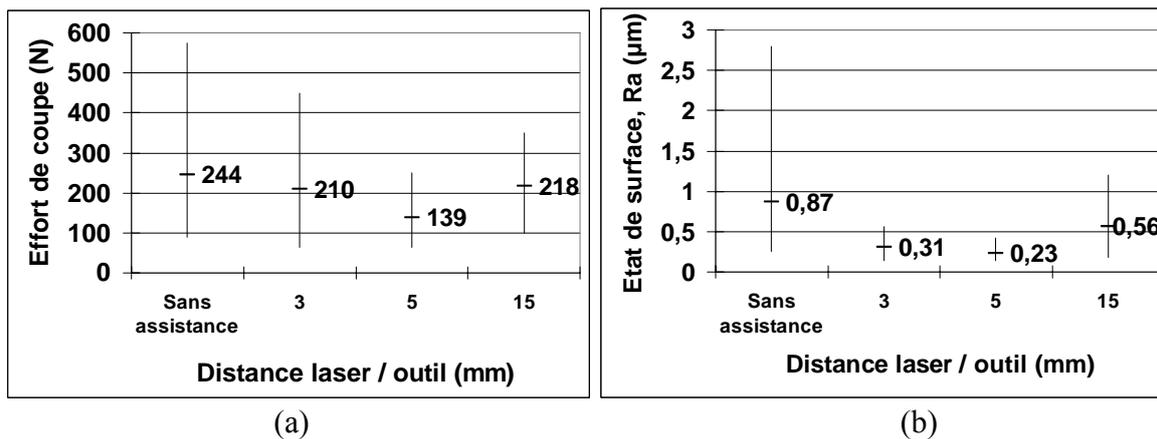


Fig. 83. Evolution (a) de l'effort de coupe et (b) de l'état de surface en fonction de la distance laser / outil.

Ces deux graphiques montrent qu'il existe un optimum pour la distance laser outil. Si l'outil est trop proche du faisceau laser, le chauffage reste superficiel car la conduction n'a pas le temps de chauffer la pièce en profondeur. Dans ce cas, l'effort de coupe reste relativement élevé. Avec l'augmentation de cette distance l'effort de coupe chute. En revanche, si la distance est trop importante l'outil intervient dans une zone refroidie. L'effort de coupe augmente donc car l'assistance n'a plus d'effet sur la zone de coupe. Si une trempe superficielle est réalisée par le chauffage laser, l'outil usine alors une couche martensitique qui produirait une augmentation très importante de l'effort de coupe.

Lors des essais où la distance laser / outil est faible (3 mm), l'outil atteint une température élevée qui conduit à des débrasages de l'insert de cBN.

B.1.4. Test de tenue de différentes plaquettes de coupe

Les premiers essais réalisés avec des plaquettes avec des inserts cBN ont montré que ce type de plaquette n'était pas très approprié pour l'UAL. En effet, la tenue en température n'est pas très bonne car les inserts cBN sont brasés sur un support carbure. Si la température est trop importante l'insert peut alors se débraser. De plus, le coût des plaquettes en cBN est assez élevé. Une série d'essais pour étudier la tenue en température des plaquettes de coupe a donc été menée.

B.1.4.1. Mise en place des essais

Six plaquettes du fabricant Sumitomo ont été testées de manière à observer l'évolution de la rugosité (Ra) et des efforts de coupe en fonction du volume de matière enlevée. Les différentes plaquettes sont présentées sur la figure (Fig. 84). La sélection comporte deux plaquettes carbure revêtu ($\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiCN}$) de nuance AC300G et AC700G, trois plaquettes avec un insert cBN BNX10, BN600 et BNC150 (revêtue), et une plaquette céramique NB100C.

Tous ces outils sont de type CNMA 120408. Seule la plaquette AC700G est pourvue d'un brise-copeaux de type NGU.

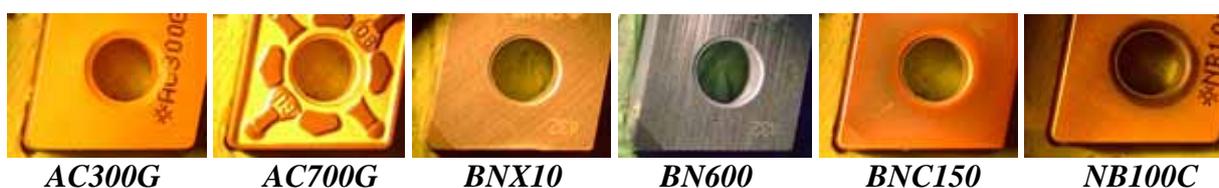


Fig. 84. Plaquettes de coupe testées en UAL

La nuance AC300G correspond à une nuance ISO K01-K10. Elle est utilisée pour l'usinage des fontes malléables et des fontes grises, avec des vitesses de coupe de plus $400 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$.

La nuance AC700G correspond à une nuance ISO K05-K15 et P01-P10. Elle est préconisée, pour l'usinage en ébauche des fontes malléables et des fontes grises, en coupe interrompue à moyens chocs, et pour l'usinage des aciers avec des vitesses de coupe importantes.

La nuance BNX10 est un cBN non revêtu adaptée pour les hautes vitesses de coupe ($200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$) dans les aciers traités (60 HRc).

La nuance BN600, utilisée dans les premiers essais, est un cBN préconisé pour la finition de pièces en acier fritté (60 HRc) ou en fonte avec des grandes vitesses de coupe. Elle permet d'atteindre des vitesses de plus de $120 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ dans les aciers frittés et de plus de $500 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ dans les fontes.

La nuance BNC150 est un cBN revêtu qui est destiné à la coupe continue ou à faibles chocs avec des vitesses élevées. Elle peut être utilisée avec une vitesse de coupe de $250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ dans un acier faiblement allié trempé (60 HRc).

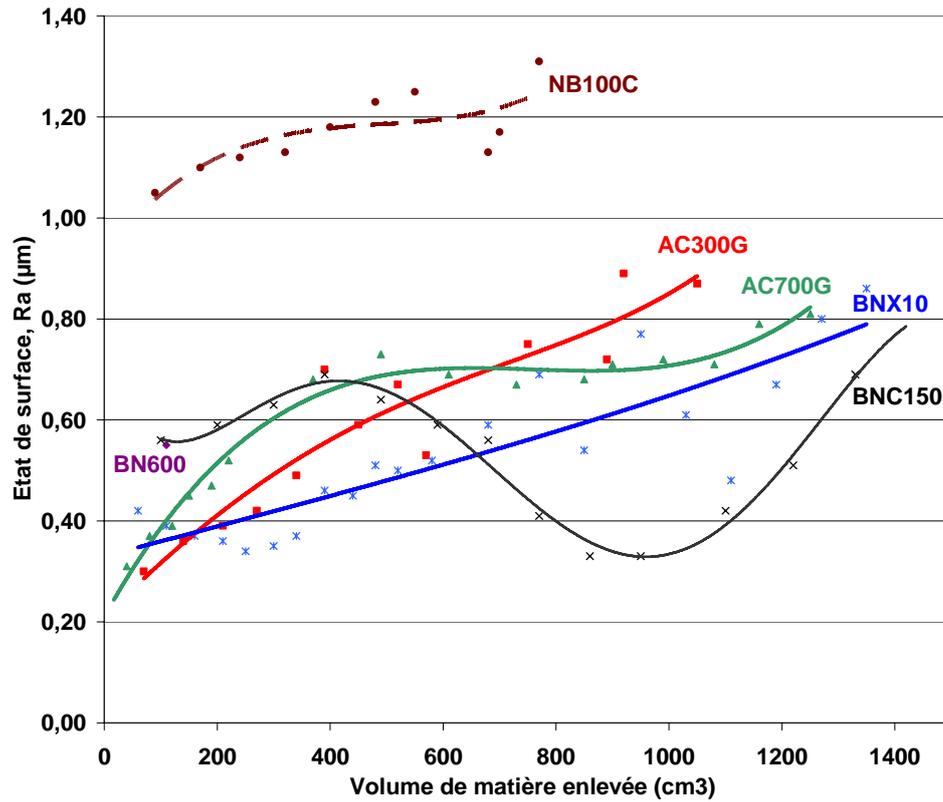
La nuance NB100C est une plaquette céramique revêtu à grains fins. Elle est adaptée pour le tournage dur dans des aciers entre 45 et 60 HRc.

Toutes les plaquettes ont été testées en réalisant un chariotage avec les paramètres suivants : $f = 0,1 \text{ mm}\cdot\text{tr}^{-1}$, $V_c = 300 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$, $P = 1000 \text{ W}$, distance Laser / outil = 8 mm.

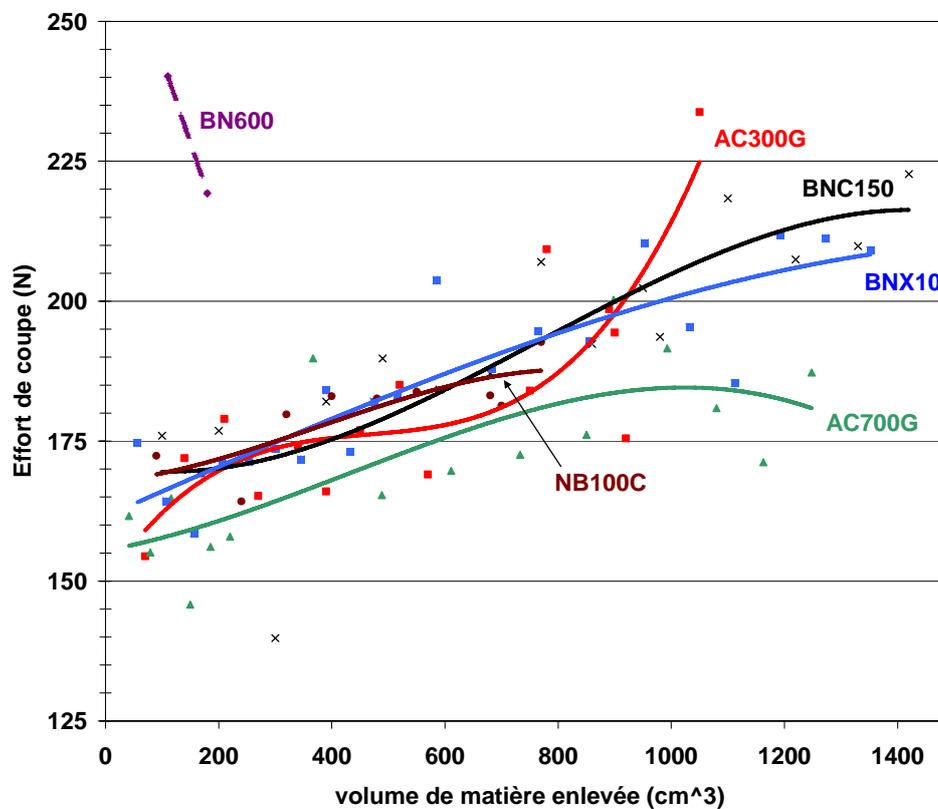
Pour chaque essai, l'état de surface et l'effort de coupe ont été relevés, et une observation de l'usure a été conduite en fonction du volume de matière usinée.

B.1.4.2. Tenue des plaquettes en fonction du volume matière usiné

Les figures (Fig. 85a) et (Fig. 85b) tracent l'évolution de l'état de surface (R_a) et de l'effort de coupe pour chaque plaquette en fonction du volume de matière usinée. Une courbe de tendance a été tracée pour chaque plaquette afin de mieux observer l'évolution des critères.



(a)



(b)

Fig. 85. Evolution (a) de l'état de surface et (b) de l'effort de coupe en fonction du volume de matière enlevé pour différentes plaquettes de coupe

La plaquette BN600 est détruite systématiquement dès le début de l'usinage. La plaquette NB100C a aussi été détruite après un usinage d'environ 800 cm^3 . Toutes les autres plaquettes sont restées opérationnelles jusqu'au terme de l'essai arrêté à environ 1400 cm^3 . Les plaquettes AC700G, BNX10 et BNC150 donnent de très bons résultats autant au niveau de l'effort de coupe que de l'état de surface. Les figures (Fig. 86) présentent les photos de la pointe des plaquettes AC700G, BNX10 et BNC150 pour un volume usiné de 1200 cm^3 .

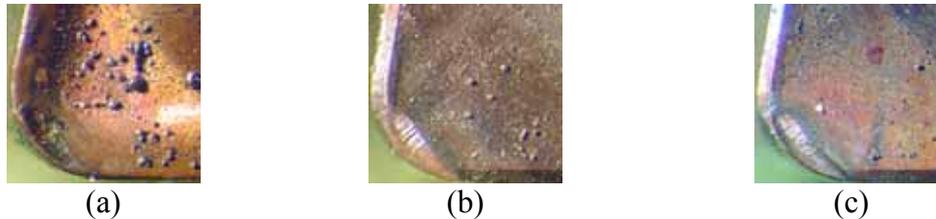


Fig. 86. Photos de la pointe des plaquettes (a) AC700G, (b) BNX10 et (c) BNC150 après 1200 cm^3 d'usinage d'un acier 42CrMo4.

Après 1200 cm^3 usiné les plaquettes présentent des usures en cratère similaires. La plaquette carbure présente donc un rapport prix performance très intéressant.

B.1.5. Conclusion

Les premières séries d'essais réalisés sur un acier 42CrMo4 ont montré une diminution de l'effort de coupe et une amélioration de l'état de surface avec l'assistance laser. La diminution de l'effort de coupe (et l'amélioration de l'état de surface) dépendant de la distance laser / outil qui ne doit être, ni trop petite ni trop grande. Une distance de 5 mm donne de bons résultats. Plusieurs nuances de plaquette ont également été testées en UAL. Certaines nuances se détériorent rapidement. Les meilleurs résultats ont été obtenus avec une plaquette en carbure revenu (AC700G) et deux plaquettes cBN (BNX10 et BNC150).

B.2. Etude des paramètres sur un acier 100Cr6 traité

Cette partie expose les résultats obtenus sur un acier à roulement, 100Cr6, traité. Le matériau a subi une trempe à l'eau, après une austénisation à 850 °C pendant trente minutes. Il présente alors une structure avec carbures. Sa dureté est de 57 HRc. La présentation de matériau est présentée en annexe (voir annexe). Comme pour l'acier 42CrMo4, des essais ont été conduits en faisant varier certains paramètres. L'évolution de l'effort de coupe, de l'état de surface et des contraintes résiduelles seront exposées.

B.2.1. Choix des paramètres étudiés

Les différents usinages ont consisté à réaliser un chariotage avec un outil PCLNL 2020 K12 et une plaquette AC700G (carbure revêtu Al_2O_3 -TiCN Fig. 87) de chez Sumitomo de type CNMA 12 04 08.

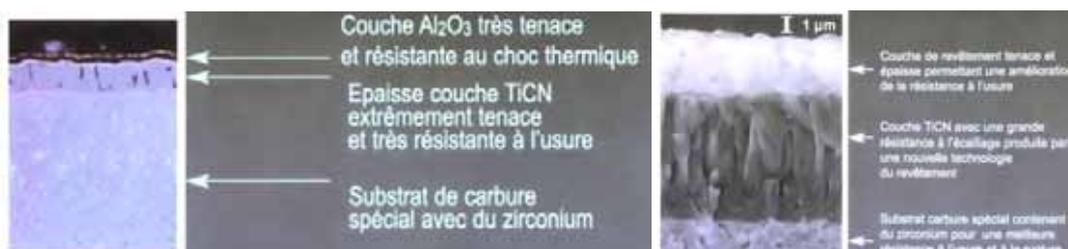


Fig. 87. Revêtement de la plaquette AC700G d'après le fabricant Sumitomo

Les essais précédents ont montré que le paramètre le moins influent était la vitesse de coupe. Pour cette étude, elle a donc été fixée. La valeur choisie, 240 m.min^{-1} , correspond à une vitesse de coupe élevée pour un matériau de cette dureté. Les autres paramètres varient comme indiqué sur le tableau ci-dessous (Tableau. 6). La distance laser / outil est gardée constante à une valeur de 5 mm.

	Niveau mini	Niveau moyen	Niveau maxi
P (W)	0	600	1400
f (mm.tr⁻¹)	0,1	0,2	
a_p (mm)	0,1	0,4	

Tableau. 6 Paramètres pour l'UAL du 100Cr6 (57 HRC)

Pendant les essais, l'effort de coupe a été relevé, puis l'état de surface a été mesuré. Sur certains essais, un profil des contraintes résiduelles en profondeur a été tracé.

B.2.2. Commentaires sur les résultats

B.2.2.1. Effort de coupe

Les trois composantes de l'effort de coupe évoluent sensiblement de la même manière ; seule la norme de l'effort sera présentée. La figure (Fig. 88) présente pour chaque configuration d'usinage, l'évolution de l'effort de coupe en newton en fonction de la puissance laser.

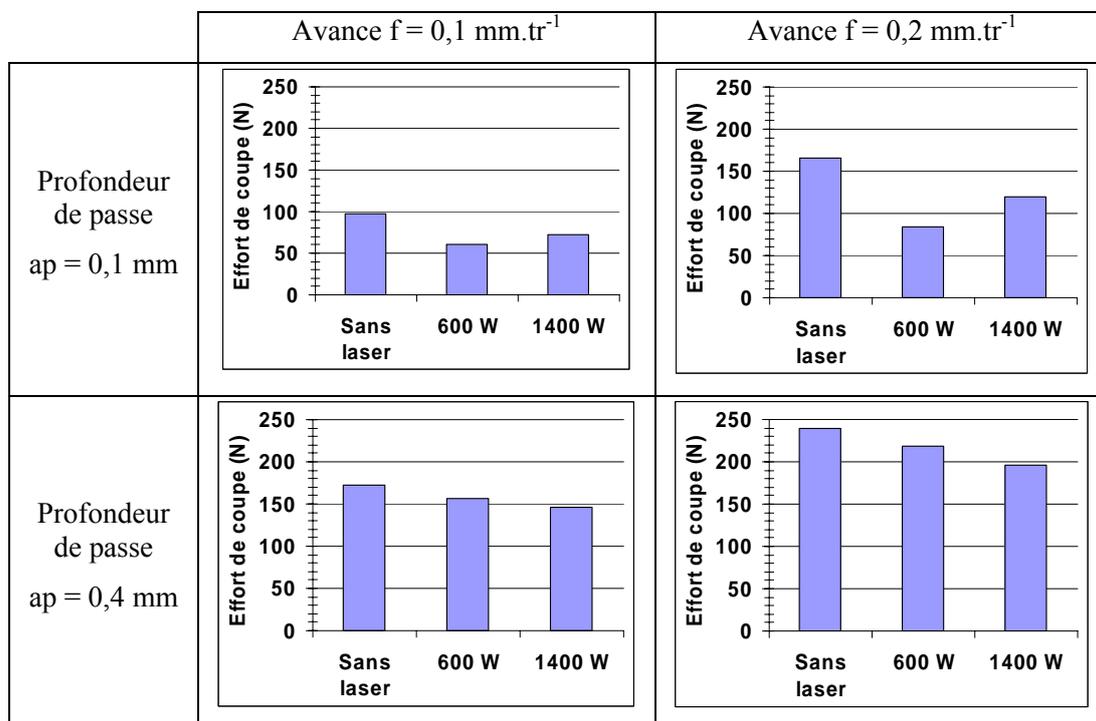


Fig. 88. Effort de coupe en Newton pour les différents essais réalisés sur le 100Cr6 (57 HRC)

L'effort de coupe diminue avec la puissance laser de manière assez importante. La réduction moyenne de l'effort de coupe pour une puissance laser de 600 W est de 42 % si $a_p = 0,1 \text{ mm}$, mais de seulement 9 % si $a_p = 0,4 \text{ mm}$. La vitesse de coupe étant assez élevée, la conduction thermique reste assez faible. La couche chauffée (de faible profondeur) permet une diminution

significative de l'effort pour une profondeur de passe faible ($a_p = 0,1$ mm). En revanche, pour $a_p = 0,4$ mm, la couche chauffée devient négligeable face à la profondeur de passe, ce qui n'entraîne pas de diminution significative de l'effort.

L'augmentation de l'effort de coupe mesurée pour une puissance de 1400 W et une profondeur de passe de 0,1 mm est due à une dégradation thermique de l'outil par réflexion du rayon laser. Dans cette configuration une grande partie du faisceau laser est réfléchi sur la plaquette qui chauffe et qui s'use rapidement. La figure (Fig. 89) montre une telle dégradation sur un outil carbure après une minute d'usinage avec une puissance de 1400 W. Une telle dégradation n'est pas systématique mais peut apparaître dans certaines configurations d'usinage.



Fig. 89. Dégradation de l'outil due à la réflexion laser

Un autre type de dégradation a été rencontré. En cas de fusion partielle ou totale du copeau, ceux-ci peuvent venir se coller sur la surface générée. Cette détérioration n'a pas été constatée dans cette partie de l'étude mais lors des usinages des éprouvettes de fatigue en titane. Des commentaires à ce sujet sont donc formulés dans la Partie III.D.2.2.2 Caractérisation des éprouvettes usinées en UAL.

B.2.2.2. Etat de surface

L'état de surface a été relevé après usinage en mesurant le critère Ra (Fig. 90).

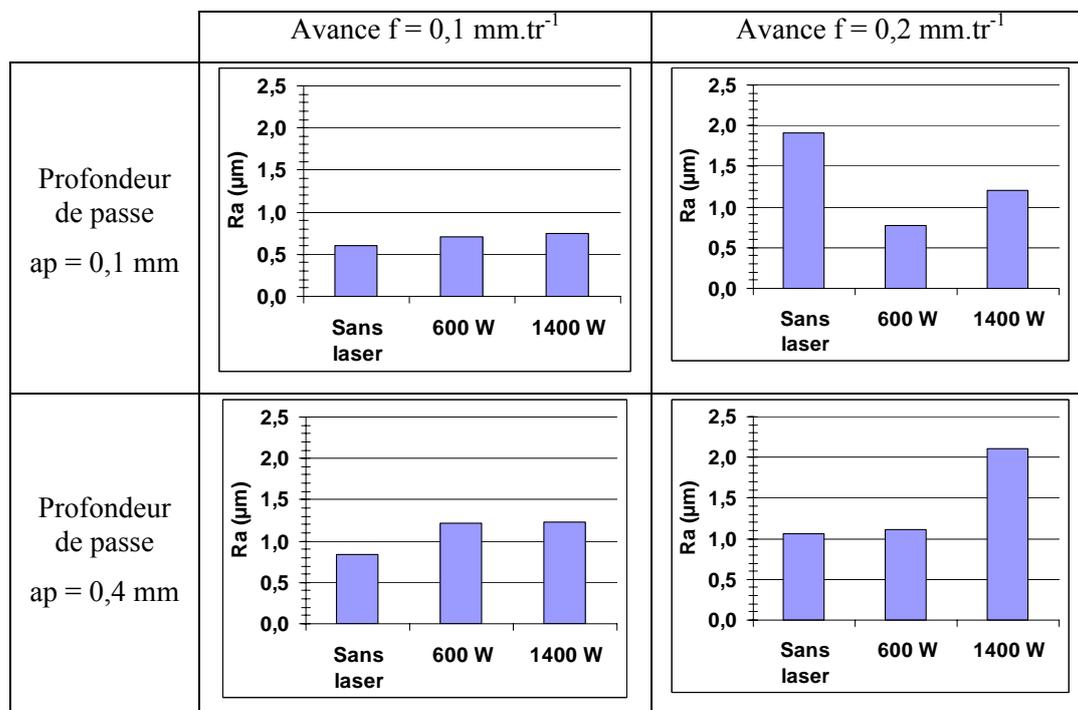
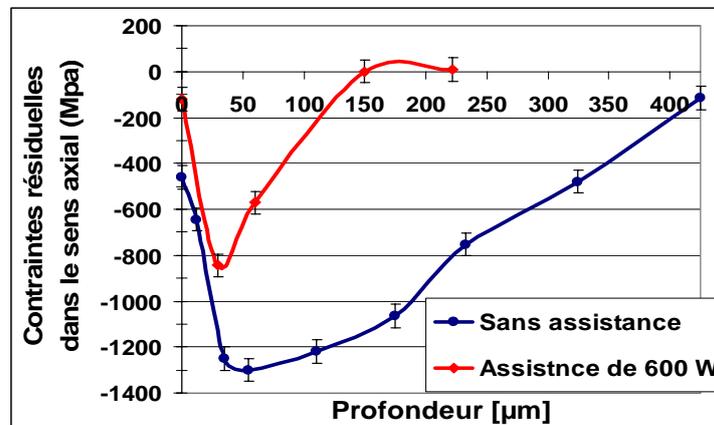


Fig. 90. Etat de surface, Ra (μm), pour les différents essais réalisés sur le 100Cr6 (57 HRC)

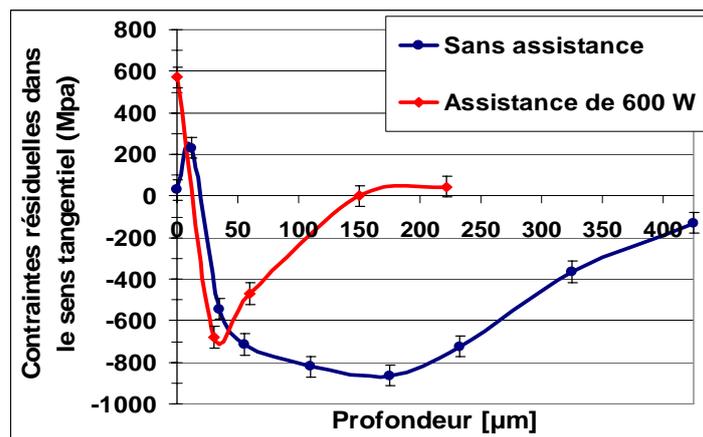
La rugosité moyenne, R_a , a tendance à légèrement augmenter avec la puissance laser, sauf dans une configuration d'usinage (profondeur de passe faible et avance importante). Seuls les essais avec une faible profondeur de passe (0,1 mm) et à faible puissance (600 W) donnent un état de surface intéressant quelle que soit l'avance. La surface semble se dégrader avec une puissance laser importante. Cette dégradation est peut-être due à une altération de l'outil chauffé par la réflexion du faisceau (distorsion, usure...) ou plus probablement par une augmentation de la ductilité du matériau avec la température qui favorise un 'arrachement' de la matière au lieu d'une 'coupe franche'.

B.2.2.3. Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles ont été évaluées en mesurant le déplacement de raies de diffraction de rayons X (voir annexe). Les largeurs des raies de diffraction qui caractérisent l'écroutissage du matériau ont aussi été mesurées. Les profils en profondeur des contraintes résiduelles axiales (Fig. 91a) et tangentielles (Fig. 91b) sont présentés pour deux essais : $V_c = 240 \text{ m.mn}^{-1}$, $f = 0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$, $a_p = 0,5 \text{ mm}$ avec une assistance laser de 600 W et sans assistance.



(a)



(b)

Fig. 91. Profil en profondeur des contraintes résiduelles (MPa) dans le sens (a) axial et (b) tangentiel pour un usinage avec et sans assistance laser.

Les contraintes résiduelles superficielles dans le sens axial sont en compression et en traction dans le sens tangentiel. Ces contraintes superficielles sont davantage en traction pour les essais avec l'assistance laser. En effet, une température plus élevée en surface de la pièce entraîne des contraintes résiduelles de traction. Pour l'usinage avec une assistance laser de

600 W, les valeurs des contraintes résiduelles tendent vers un maximum de forte compression à une profondeur de 30 à 60 μm , et puis augmentent pour atteindre zéro (valeur du matériau non usiné). Sans assistance laser, la coupe induit des contraintes résiduelles sur une profondeur d'environ 400 μm , mais avec une assistance laser de 600 W, seulement 150 μm sont affectés.

Cette observation peut être faite sur l'écroissage des couches superficielles de la pièce. La coupe produit une déformation plastique significative de la couche superficielle. Mais avec l'assistance laser, cette zone affectée est beaucoup moins profonde comme le montre la figure suivante (Fig. 92).

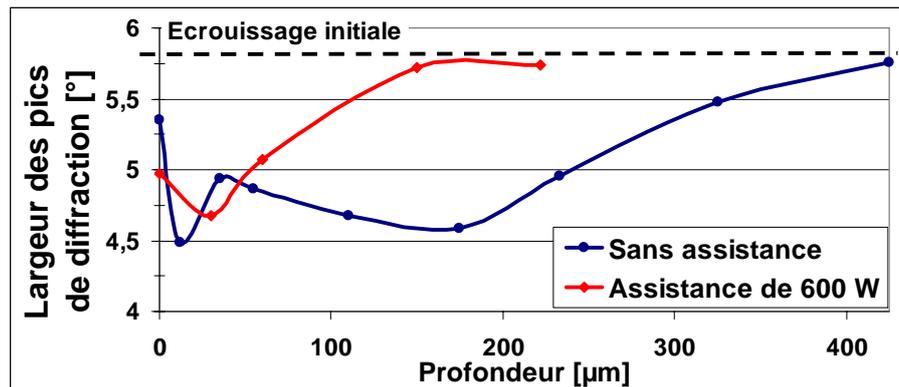


Fig. 92. Profil en profondeur des largeurs des pics de diffraction (écrouissage) pour un usinage avec et sans assistance laser.

B.2.3. Conclusion

Cette étude sur l'acier 100Cr6 nous a permis d'observer l'influence de différents paramètres sur l'effort de coupe, l'état de surface et sur les contraintes résiduelles. Les résultats confirment la diminution de l'effort de coupe avec la puissance laser. En revanche, l'outil de coupe peut se dégrader rapidement à cause d'une réflexion importante du faisceau laser sur la plaquette (carbure revêtu), ce qui augmente l'effort de coupe. La rugosité demeure relativement stable pour une la puissance laser de 600 W. Le critère Ra évolue, en fonction de la puissance laser et pour une profondeur de passe de 0,1 mm, entre 0,6 et 0,75 μm pour une avance de 0,1mm.tr⁻¹ et entre 0,7 et 1,2 μm pour une avance de 0,2 mm.tr⁻¹. Les contraintes résiduelles en surface ont tendance à augmenter vers la traction avec l'assistance laser. La profondeur de la zone soumise aux contraintes résiduelles est fortement diminuée (divisée par 3) avec l'assistance laser.

B.3. Etude expérimentale sur un alliage de titane Ti6Al4V

Cette partie concerne les essais réalisés dans un alliage de titane [Ger_06b], le Ti6Al4V recuit (voir annexe). Comme pour le 100Cr6, l'effort de coupe, l'état de surface et les contraintes résiduelles en surface ont fait l'objet d'une étude en fonction des paramètres de coupe et laser.

B.3.1. Choix des paramètres étudiés

Les différents usinages ont consisté à réaliser un chariotage avec un outil PCLNL 2020 K12 et des plaquettes type CNMA 12 04 08. Deux nuances de plaquettes carbure revêtu de chez Sumitomo connues sous les noms commerciaux AC700G et EH510Z ont été utilisées. La plaquette AC700G a été choisie car elle avait donné de bons résultats lors de la comparaison de différentes plaquettes en UAL (Partie III.B.1.4 Test de tenue de différentes plaquettes de

coupe). La nuance EH510Z a aussi été sélectionnée car c'est la nuance préconisée par Sumitomo sur les alliages de titane. Cette nuance est un carbure micrograins revêtu adaptée pour les matériaux dit 'exotiques'.

Dans ce plan, l'avance est fixée à $0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$ et les autres paramètres utilisés varient suivant le tableau suivant (Tableau. 7). La distance laser / outil est gardée constante à une valeur de 5 mm.

	Niveau mini		Niveau maxi	
$V_c(\text{m.min}^{-1})$	26		54	
a_p (mm)	0,5		1	
P (W)	0	500	1000	

Tableau. 7 Paramètres pour l'UAL du Ti6Al4V

Pendant les essais, l'effort de coupe a été relevé, puis l'état de surface et les contraintes résiduelles en surface ont été évaluées.

B.3.2. Commentaires sur les résultats

Les deux plaquettes donnent des résultats très proches. Pour une question de clarté et pour éviter la redondance, seuls les résultats de la plaquette EH510Z seront exposés.

B.3.2.1. Effort de coupe

Les résultats de l'effort de coupe sont regroupés en fonction de la profondeur de passe et de la vitesse de coupe et suivant la puissance laser (Fig. 93).

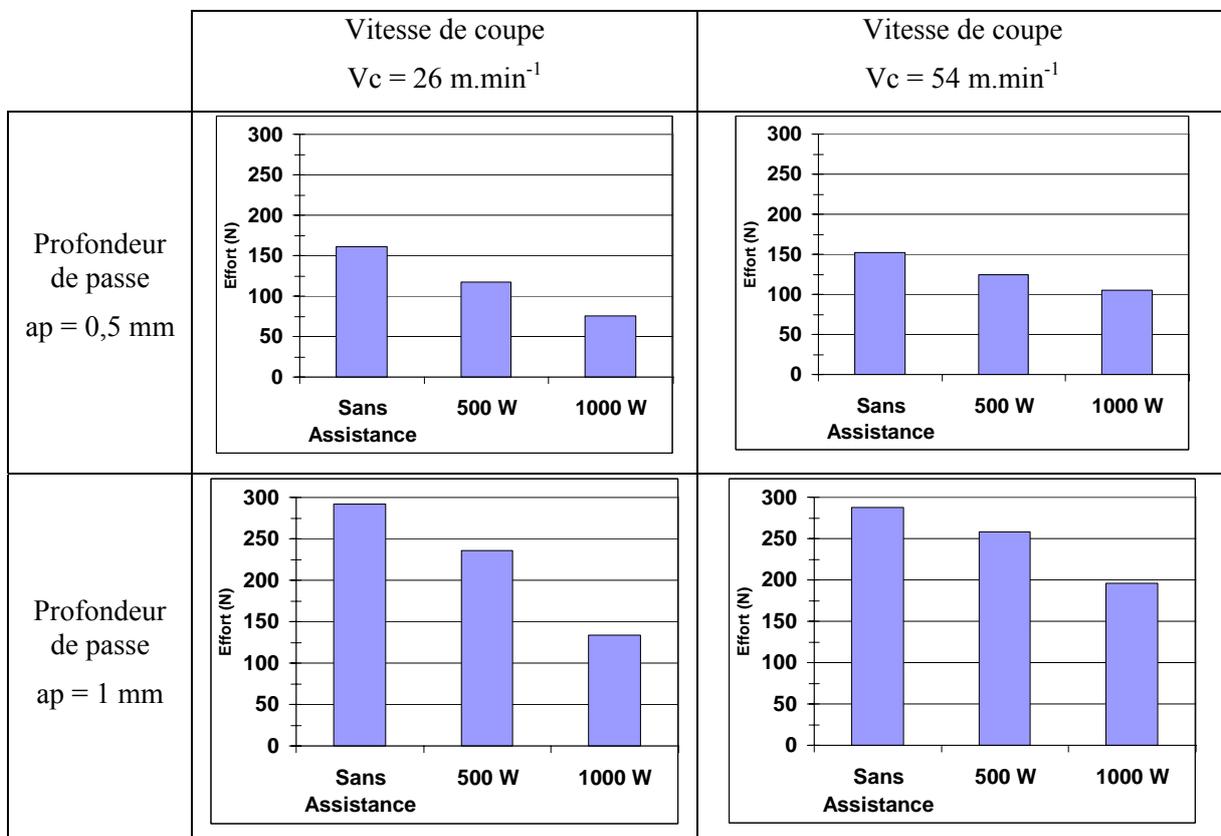


Fig. 93. Effort de coupe en Newton pour les différents essais réalisés sur le Ti6Al4V

L'effort de coupe diminue avec la puissance laser. La réduction moyenne de l'effort de coupe s'élève à 28 % pour une puissance laser de 500 W et à 51 % pour une puissance de 1000 W. L'effort diminue aussi avec la profondeur de passe (-34 % pour $a_p = 1$ mm et -45 % pour $a_p = 0,5$ mm) et avec la vitesse de coupe (-41 % pour $V_c = 26$ m.min⁻¹, -37 % pour $V_c = 54$ m.min⁻¹). La diminution est d'autant plus importante que la profondeur de passe est faible, car la couche chauffée est plus significative. Elle est aussi plus importante pour une vitesse de coupe plus faible, car pour une vitesse lente le temps d'interaction laser / matière augmente ce qui induit une température de la pièce plus importante, et de plus, la conduction (très faible dans cette alliage de titane) permet de chauffer une profondeur plus importante.

B.3.2.2. Etat de surface

La figure suivante (Fig. 94) présente les évolutions de l'état de surface pour les différents essais réalisés.

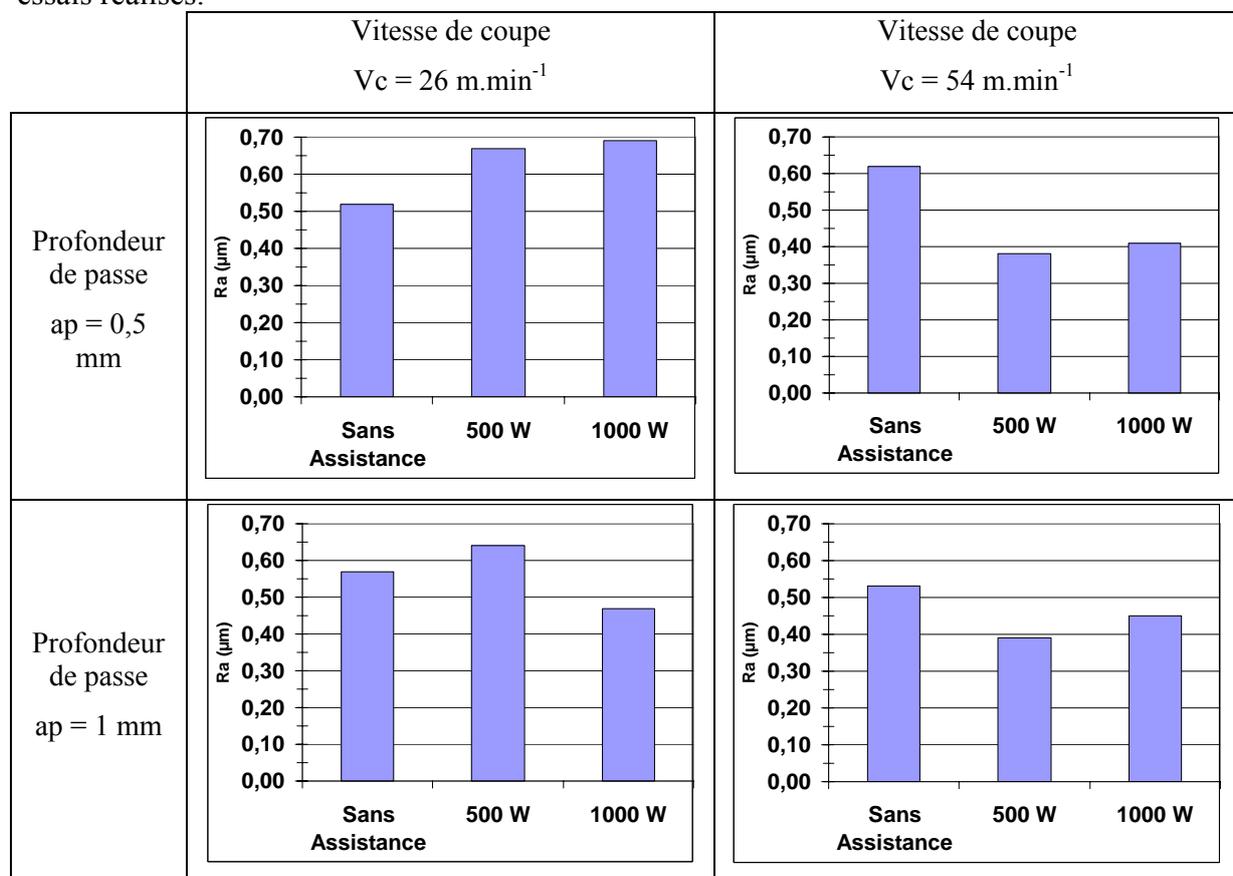
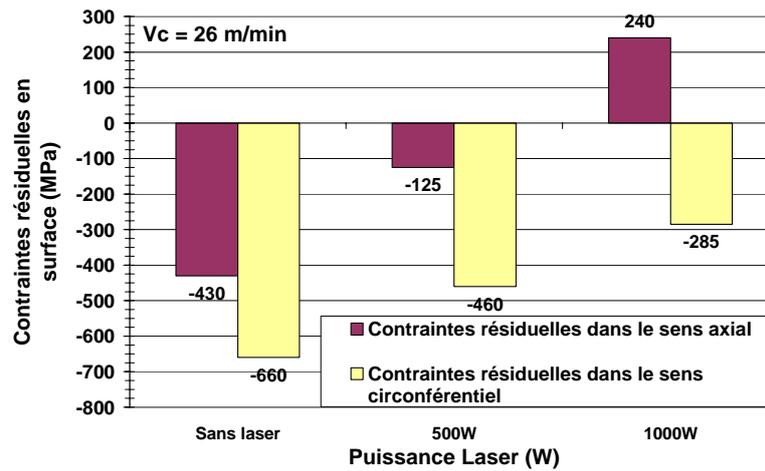


Fig. 94. Etat de surface, R_a (μm), pour les différents essais réalisés sur le Ti6Al4V

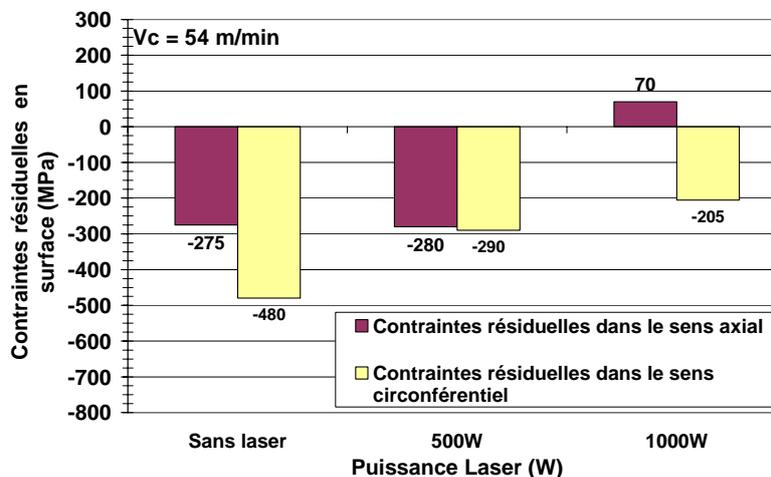
L'assistance laser avec une vitesse de coupe de 54 m.min⁻¹ améliore légèrement l'état de surface. En revanche, elle le dégrade un peu pour des vitesses plus faibles. Il n'y a pas d'évolution significative de la rugosité (R_a) avec les différents paramètres, et en particulier avec la puissance laser. L'état de surface, R_a , reste entre 0,4 et 0,7 μm quels que soient les paramètres du plan.

B.3.2.3. Contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles ont été analysées en surface pour les différents essais avec une profondeur de passe de 0,5 mm (Fig. 95). Avec l'augmentation de la puissance laser les contraintes résiduelles augmentent de la compression vers la traction.



(a)



(b)

Fig. 95. Evolution des contraintes résiduelles en surface en fonction de la puissance laser pour un usinage avec une vitesse de coupe (a) de $26 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ et (b) $54 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ réalisé sur le Ti6Al4V

L'évolution de ces contraintes vers la traction est plus faible pour la vitesse de coupe la plus élevée. En effet, pour cette vitesse de coupe élevée la température de surface est inférieure, les effets thermiques sont donc moins influents.

B.3.3. Conclusion

Cette étude sur l'alliage de titane, Ti6Al4V, a confirmé la diminution de l'effort de coupe avec la puissance laser. Cette diminution de l'effort de coupe peut être relativement élevée car elle peut atteindre plus de 50 %. L'état de surface est légèrement modifié, tantôt amélioré, tantôt dégradé. Mais il reste très bon avec des valeurs qui oscillent entre $0,4$ et $0,7 \mu\text{m}$. Les contraintes résiduelles en surface augmentent en traction avec l'augmentation de la température de surface. En effet, une augmentation de la puissance et une réduction de la vitesse de coupe entraînent des contraintes résiduelles qui remontent vers la traction.

B.4. Conclusion

L'étude expérimentale a permis la mise en évidence de la diminution de l'effort de coupe sur les différents matériaux étudiés. Cette baisse dépend de la puissance laser, des paramètres de coupe (vitesse de coupe, profondeur de passe et avance) et de la distance laser / outil. Suivant les paramètres utilisés, la diminution de l'effort de coupe peut aller jusqu'à plus de 50 %. L'évolution de l'état de surface a aussi été étudiée. Il est montré que l'UAL exerce une faible influence sur l'état de surface et qu'aucune tendance ne peut être formulée. Pour les contraintes résiduelles, l'assistance laser a pour effet de créer leur augmentation vers la traction. En effet, plus la température de surface sera importante plus les contraintes résiduelles de surface seront en traction. Une étude sur différents types de plaquettes a été réalisée et a mis en évidence la bonne tenue de certaines nuances de carbure revêtu et de cBN.

C. Compréhension des phénomènes thermomécaniques

Les premiers essais réalisés en UAL ont confirmé la diminution de l'effort de coupe avec l'augmentation de la puissance laser. L'élévation de température conduit inévitablement à une diminution de la contrainte d'écoulement du matériau conduisant à une diminution de l'effort. Mais si la contrainte d'écoulement diminue, l'auto-échauffement dû à la déformation plastique dans la zone primaire de cisaillement est aussi diminué. Ainsi le chauffage laser conduit à générer un échauffement plus faible, au niveau de la formation du copeau. B. Lesourd [Les_96] indique qu'une élévation de la température initiale de la pièce de 600 °C provoque une augmentation de seulement 350 °C dans le copeau. Comment évolue la température entre l'outil et le copeau ? Les contraintes, déformations et vitesse de déformation sont-elles modifiées par le chauffage laser ? Pour répondre à ces questions sur l'évolution de la formation du copeau en UAL, une simulation numérique de la coupe a été créée. Ce chapitre présente la modélisation et sa validation par des essais expérimentaux. Puis des commentaires sur la formation du copeau en UAL seront exposés.

C.1. Mise en place d'une modélisation par éléments finis de l'UAL

Afin de formuler des commentaires sur l'apport du chauffage laser au niveau de la formation du copeau, deux simulations numériques ont été utilisées. La première permet de simuler une opération de tournage orthogonale sans assistance laser (opération conventionnelle). La deuxième simule une opération d'usinage assisté laser avec le chauffage laser suivi de l'opération de coupe.

C.1.1. Modélisation de la coupe conventionnelle

La modélisation de la coupe conventionnelle a été exécutée sur le logiciel Abaqus/Explicit® (Fig. 96). Elle est effectuée en 2D avec une hypothèse de déformation plane.

La pièce est considérée déformable et fixée sur sa surface inférieure (encastrement). Les propriétés du matériau utilisé pour la pièce (42CrMo4) sont rappelées en annexe. La loi de comportement utilisé pour le 42CrMo est une loi de Johnson-Cook dépendant de la température, dont les coefficients ont été choisis dans l'étude réalisée par Johnson et Cook [Joh_83]. Les dimensions de la pièce est de 2,5 x 1,6 x 1 mm³. Elle est constituée d'éléments quadrilatères couplés température-déplacement à quatre nœuds (CPE4RT) et quelques éléments triangulaires couplés température-déplacement (CPE3T) sur la partie inférieure,

pour permettre une augmentation de la taille des éléments (Fig. 96). Le nombre d'éléments s'élève à 3272.

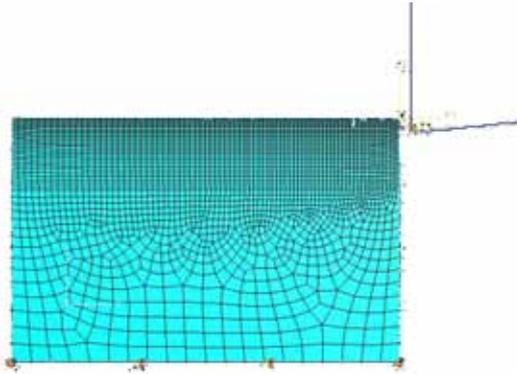


Fig. 96. Modèle utilisé pour la simulation de la coupe

L'outil est considéré comme rigide. Sa géométrie a été définie par la géométrie de l'outil réel utilisé pour la validation. L'angle de coupe est nul et l'angle de dépouille est de 7° . Le contact entre l'outil et la pièce est modélisé par une formulation cinématique avec un coefficient de frottement constant de type Coulomb. La vitesse de coupe est appliquée à l'outil et la vitesse d'avance négligeable devant la vitesse de coupe a été considérée comme nulle.

Aucun critère de séparation de nœuds n'a été introduit. Pour éviter une distorsion prématurée du maillage (dès le contact pièce/outil) une formulation ALE a été appliquée aux éléments de la pièce. La formation du copeau se fait alors naturellement avec la relocalisation des nœuds du maillage. Aucun remaillage n'est nécessaire pour réaliser le déplacement souhaité.

C.1.2. Modélisation de l'UAL

La modélisation de l'UAL est réalisée en deux étapes distinctes. La première étape simule le chauffage laser se déplaçant sur la pièce. Et la seconde étape simule la coupe de la pièce chauffée précédemment.

C.1.2.1. Modélisation du chauffage

Comme pour la modélisation numérique 3D dans la Partie II.C.3 'Détermination du champ de température (modélisation éléments finis)', le chauffage laser a été modélisé en appliquant un flux thermique sur la surface de la pièce à l'aide d'une subroutine fortran. Le flux thermique se déplace sur deux millimètres générant le champ de température dans la pièce (Fig. 97). Le coefficient d'absorption est fixé à 0,26. Les propriétés thermiques du matériau (42CrMo4) sont transcrites en annexe.

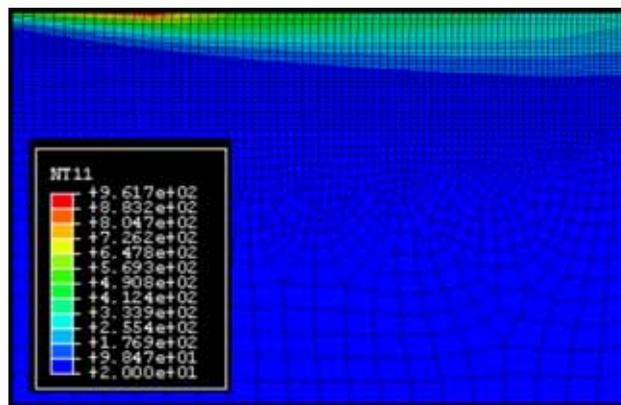


Fig. 97. Champ de température induit par un flux thermique de 260 W se déplaçant à 2 m.s^{-1}

C.1.2.2. Modélisation de l'UAL

La simulation de l'UAL réutilise la modélisation de la coupe conventionnelle. Le champ thermique calculé précédemment est imposé comme condition initiale à la pièce. La simulation est ensuite exécutée (Fig. 98).

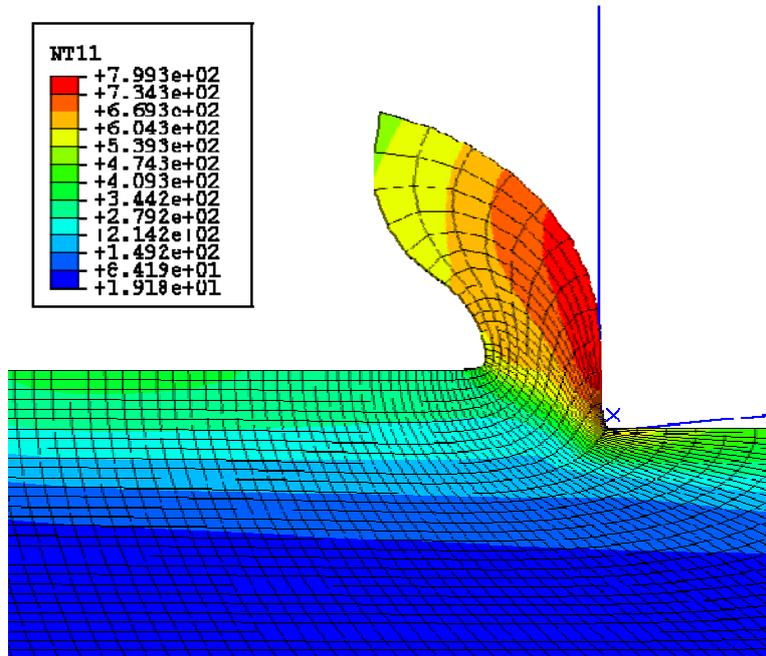


Fig. 98. Champ de température en UAL pour un flux thermique de 260 W et une vitesse de coupe de 2 m.s^{-1}

C.2. Validation de la modélisation

Les modélisations ont été validées à l'aide d'essais expérimentaux. Les résultats des essais ont ainsi été confrontés aux résultats de simulations numériques. La comparaison des résultats a été réalisée sur l'effort de coupe dans différentes configurations.

C.2.1. Mise en place et résultats des essais de validation

Afin de valider la simulation, les essais expérimentaux ont été en coupe orthogonale en usinant des paliers d'épaisseur 1 mm avec un outil à gorge (Fig. 5b). L'outil utilisé est un porte-plaquette CFIR2525 M06 avec des plaquettes de coupe LCGN 160202 0600FG CP500 de marque SECO. Cette nuance de plaquette, CP500, est une nuance micrograins avec un revêtement $\text{Ti(C,N)} + (\text{Ti, Al})\text{N} + \text{TiN}$, pour la finition ou ébauche moyenne des aciers inoxydables.

Lors des essais la vitesse de coupe et l'avance ont varié sur trois niveaux. La vitesse de coupe a été choisie à 60 m.min^{-1} (1 m.s^{-1}), 120 m.min^{-1} (2 m.s^{-1}) et 240 m.min^{-1} (4 m.s^{-1}) et l'avance a pris les valeurs de $0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$, $0,2 \text{ mm.tr}^{-1}$ et $0,4 \text{ mm.tr}^{-1}$. Les neuf essais ont été réalisés en coupe orthogonale conventionnelle et en coupe orthogonale UAL. En UAL, la distance laser-outil a été défini à 2,5 mm et la puissance laser fixée à 1000 W, soit 260 W absorbé (coefficient d'absorption déterminé à 0,26).

Les trois composantes de l'effort de coupe ont été relevées en cours d'usinage. La composante axiale de l'effort de coupe reste nulle pendant les essais. Seules les composantes tangentielles et radiales seront commentées. Les copeaux ont été récoltés pour observation de leur géométrie.

C.2.2. Détermination du coefficient de frottement pièce / outil

Pour compléter la simulation le coefficient de frottement, μ , doit être déterminé. Pour cela, trois simulations numériques avec trois coefficients de frottement différents (0,1 / 0,3 et 0,5) ont été exécutés. Le coefficient retenu a été celui qui donnait l'effort de coupe le plus pertinent pour un essai de référence : $V_c = 1\text{m.s}^{-1}$ et $f = 0,1\text{ mm.tr}^{-1}$.

Les deux composants de l'effort de coupe récupérés lors de la simulation numérique donnent des valeurs évoluant dans le temps. L'évolution de la composante tangentielle et radiale est donnée sur la figure suivante (Fig. 99). Ces courbes peuvent être décomposées en trois zones. La première (zone 1) correspond à l'entrée en matière de l'outil de coupe, ce qui provoque des fluctuations de l'effort. La deuxième partie (zone 2) correspond à un effort stabilisé pendant l'usinage. La troisième partie (zone 3) montre une perturbation de l'effort de coupe qui correspond à une distorsion du maillage qui devient critique en fin de simulation.

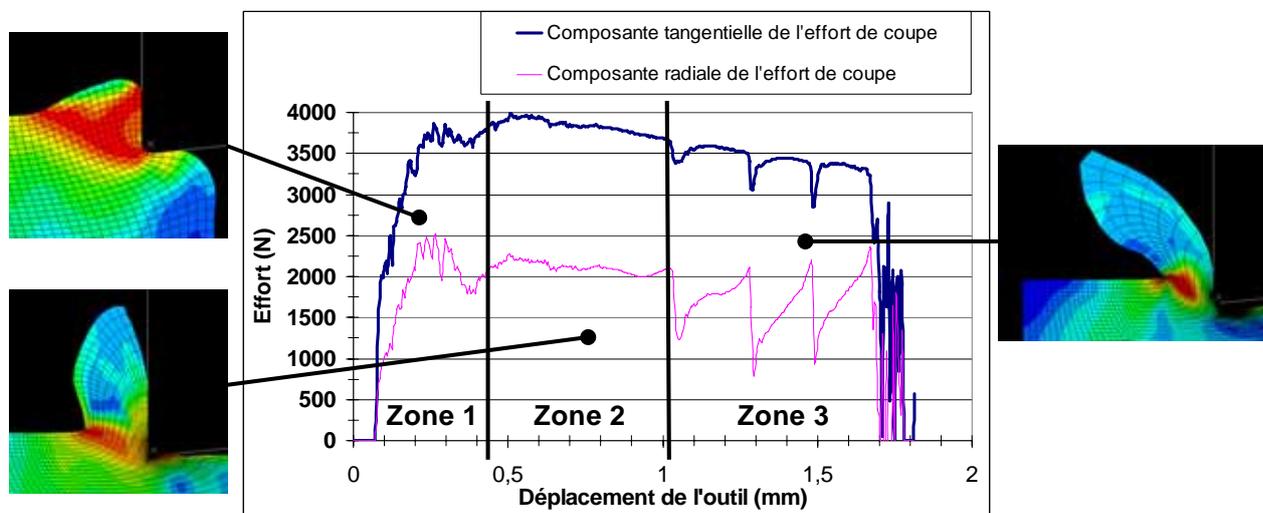


Fig. 99. Evolution des deux composantes de l'effort de coupe pendant une simulation d'usinage

L'effort de coupe de la simulation sera défini par la moyenne de l'effort sur la portion stable de la courbe (zone 2).

Les résultats des trois simulations numériques avec des coefficients de frottement, μ , différents, ainsi que l'effort de coupe de l'essai réel sont exposés dans le tableau suivant (Tableau. 8). Les paramètres de coupe sont fixés à une vitesse de coupe de 1 m.s^{-1} et une avance de $0,1\text{ mm.tr}^{-1}$.

	Essais réel	Simu. $\mu = 0,1$	Simu. $\mu = 0,3$	Simu. $\mu = 0,5$
Effort tangentiel (N)	272	275	323	388
Effort radial (N)	158	103	149	215

Tableau. 8 Valeurs des composantes de l'effort de coupe en fonction du coefficient de frottement

Compte tenu des résultats, le coefficient de frottement, μ , a été choisi à 0,1 ce qui est cohérent par rapport aux valeurs couramment utilisées. Ce coefficient donne une bonne prédiction de la composante tangentielle qui est la composante principale de l'effort de coupe. En revanche, la composante radiale est sous-estimée.

C.2.3. Confrontation des résultats de la simulation vs essais expérimentaux

C.2.3.1. Présentation des résultats expérimentaux

Les neuf essais réalisés en conventionnel et en UAL sont regroupés dans les deux tableaux suivants (Tableau. 9) et (Tableau. 10).

f (mm.tr ⁻¹)	Vc (m.min ⁻¹)	Effort tangentiel us. conv. (N)	Effort tangentiel en UAL (N)	Réduction de l'effort constatée (%)
0,1	60	272	203	34
0,1	120	282	232	21
0,1	240	269	244	10
0,2	60	534	492	9
0,2	120	466	452	3
0,2	240	437	429	2
0,4	60	783	764	3
0,4	120	836	827	1
0,4	240	875	863	1

Tableau. 9 Valeurs de l'effort tangentiel pour les différents essais conventionnels et UAL

f (mm.tr ⁻¹)	Vc (m.min ⁻¹)	Effort tangentiel us. conv. (N)	Effort tangentiel en UAL (N)	Réduction de l'effort constatée (%)
0,1	60	158	114	39
0,1	120	177	140	27
0,1	240	169	144	17
0,2	60	310	302	3
0,2	120	228	244	-7
0,2	240	177	177	0
0,4	60	235	245	-4
0,4	120	307	313	-2
0,4	240	361	354	2

Tableau. 10 Valeurs de l'effort radial pour les différents essais conventionnels et UAL

Les valeurs des efforts tangentiels (Tableau. 9) mettent en évidence la diminution de l'effort avec la puissance laser (1000 W). Pour une avance donnée, la diminution est de plus en plus faible avec l'augmentation de la vitesse de coupe. Cette évolution est due à la diminution de la température de surface et de la profondeur chauffée avec l'augmentation de la vitesse de coupe (voir Partie II.C.3.3). Pour une vitesse de coupe donnée, la réduction de l'effort est moins importante avec l'augmentation de l'avance. En effet, en augmentant l'avance, l'outil usine de plus en plus de matière non chauffée. Quand la zone chauffée devient négligeable face à la zone non chauffée la réduction devient nulle.

Les valeurs mesurées par l'effort radial sont beaucoup plus aléatoires, même si la tendance d'évolution décrite pour l'effort tangentiel est identique.

La réduction de l'effort est plus marquée pour une avance de $0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$. Pour cette raison, afin de bien dégager l'effet de l'assistance laser, la simulation numérique ne sera utilisée que pour cette avance.

Les copeaux des différents essais ont été récoltés. Très peu de différences entre les copeaux conventionnelles et UAL ont été constatées (Fig. 100). Les micrographies des copeaux montrent qu'ils sont de type continu ce qui est en adéquation avec la simulation numérique (voir annexe).

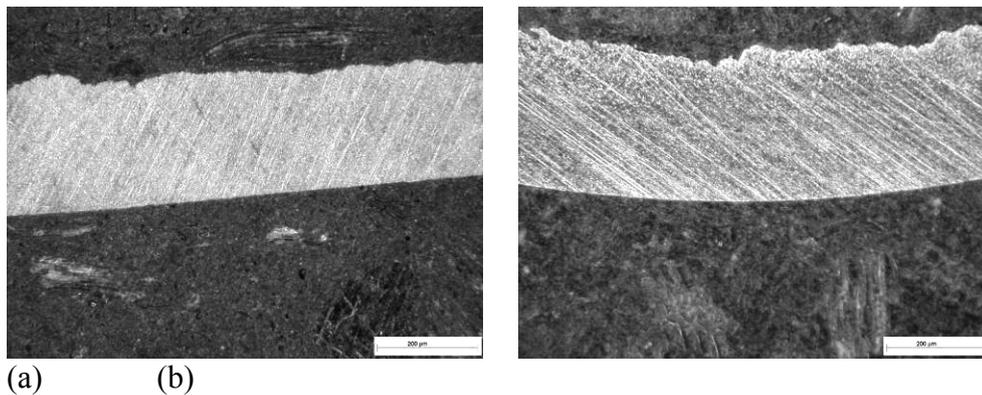


Fig. 100. Micrographies des copeaux (a) conventionnel et (b) UAL pour une vitesse de coupe de 60 m.min^{-1} et une avance de $0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$

C.2.3.2. Validation de la modélisation de la coupe orthogonale conventionnelle

Les résultats des neuf essais en coupe orthogonale conventionnelle, décrits précédemment, ainsi que les résultats des simulations associées, ont été regroupés dans les deux graphiques suivants (Fig. 101) et (Fig. 102). Le premier graphique confronte les valeurs de la composante tangentielle de l'effort de coupe (Fig. 101), tandis que le deuxième graphique compare la composante radiale (Fig. 102).

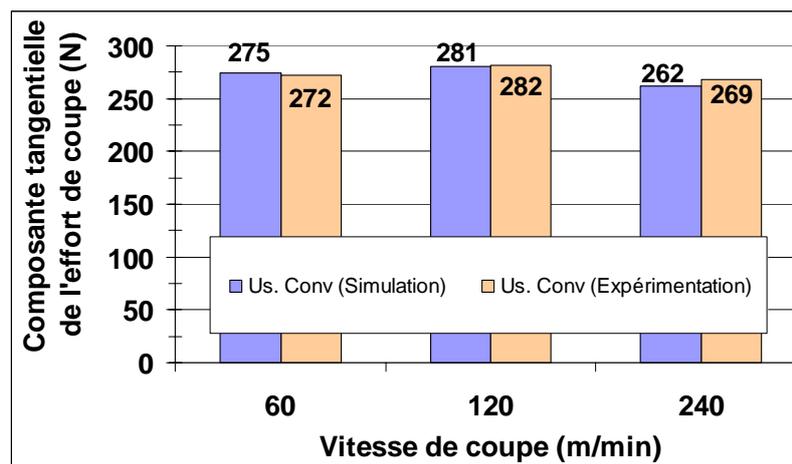


Fig. 101. Comparaison de l'effort tangentiel réel et simulé pour trois vitesses de coupe

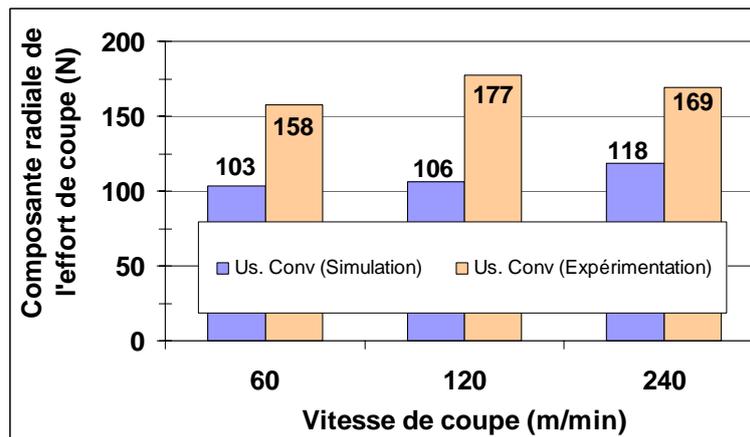


Fig. 102. Comparaison de l'effort radial réel et simulé pour trois vitesses de coupe

Le premier graphique (Fig. 101) montre une excellente prédiction de l'effort tangentiel par la simulation numérique. Pour les trois essais simulés l'erreur reste inférieure à 2 %. En revanche, la prédiction de l'effort radiale n'est pas correcte (Fig. 102). L'erreur sur cet effort est d'environ 40 %. En revanche, les essais réels, comme la simulation donnent des valeurs stables pour l'effort radial. La simulation prédit des efforts plus faibles car la vitesse d'avance qui correspond à une vitesse radiale a été négligée. En effet, avec la prise en compte de l'avance radiale, l'outil exercerait un effort supplémentaire dans cette direction. Cette mauvaise prédiction de la simulation n'est pas problématique car la connaissance de l'effort tangentiel est le plus important. L'effort tangentiel est relativement critique en usinage car il provoque la flexion de l'outil et il engendre à lui seul, environ 99 % de la puissance de coupe.

C.2.3.3. Validation de la modélisation de la coupe orthogonale UAL

Comme pour la coupe conventionnelle, les résultats des simulations sont comparés aux essais réels dans deux graphiques montrant l'effort tangentiel (Fig. 103) et l'effort radial (Fig. 104).

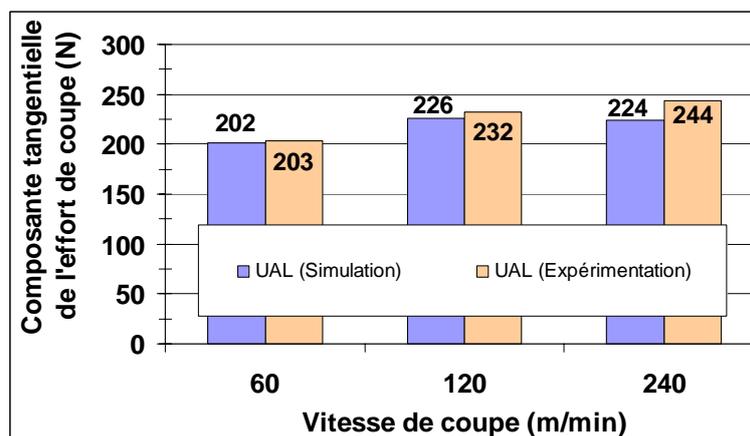


Fig. 103. Comparaison de l'effort tangentiel réel et simulé pour trois vitesses de coupe en UAL

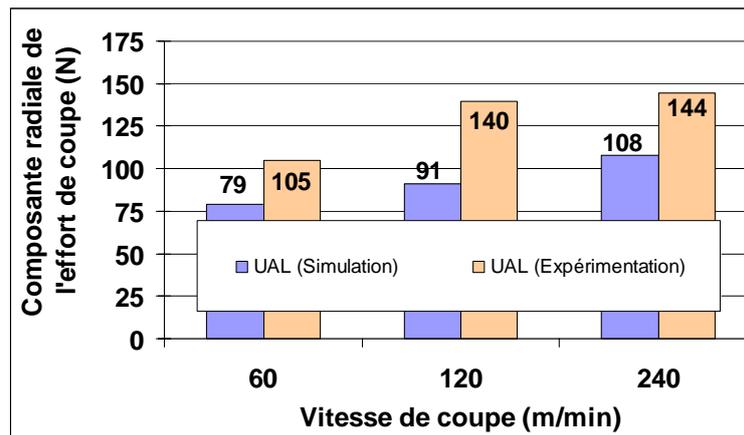


Fig. 104. Comparaison de l'effort radial réel et simulé pour trois vitesses de coupe en UAL

Les valeurs de la simulation en UAL donnent de très bons résultats. L'erreur de prédiction de l'effort tangentiel reste inférieure à 8 %. En revanche, la prévision de l'effort radial n'est pas très bonne. L'erreur maximale est d'environ 25 %.

C.2.3.4. Conclusion

La modélisation numérique mise en place est validée pour une avance de $0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$ et des vitesses de coupe de 60 à 240 m.min^{-1} . La prédiction de l'effort tangentiel en conventionnel comme en UAL est très bonne. En revanche, la prédiction de l'effort radial n'est pas optimale du fait d'avoir négligé la vitesse d'avance lors de la modélisation. La géométrie des copeaux obtenus, comme ceux prédits par la simulation, sont de type continu, même si dans certaines configurations les copeaux sont considérés comme détachés.

C.3. Commentaire sur la formation du copeau en UAL

La première partie traite de l'influence de la vitesse de coupe en UAL sur le champ de température. Puis, afin de comprendre les changements thermomécaniques provoqués par le chauffage laser, une comparaison des résultats d'une simulation numérique avec et sans chauffage laser a été réalisée. Afin de bien rendre compte des phénomènes, la comparaison a été faite sur l'essai le plus significatif, soit avec une vitesse de coupe de 1 m.s^{-1} , une profondeur de passe de $0,1 \text{ mm}$ et pour l'UAL une puissance laser de 1000 W .

C.3.1. Influence de la vitesse de coupe en UAL sur le champ de température

Les champs de température après un déplacement de 2 mm du faisceau laser, sont représentés sur les images des trois simulations (Fig. 105) exécutées avec différentes vitesses de coupe (1 , 2 et 4 m.s^{-1}). Chaque image est représentée avec la même gamme de température pour faciliter la comparaison.

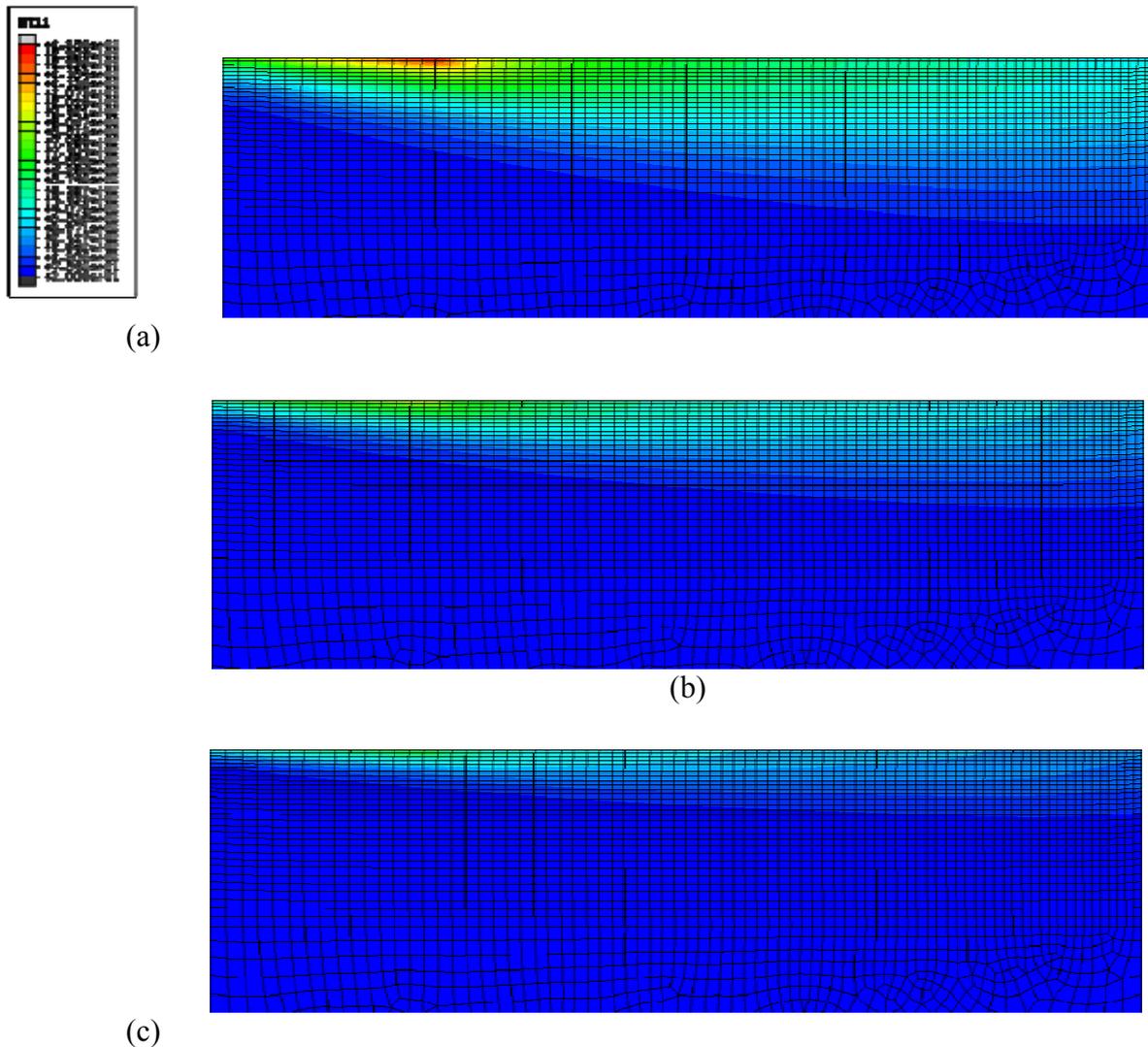


Fig. 105. Champ de température après un déplacement de 2 mm du faisceau laser à une vitesse de (a) 1 m.s^{-1} , (b) 2 m.s^{-1} et (c) 4 m.s^{-1}

Au niveau du spot, les températures maximales sont $1346 \text{ }^\circ\text{C}$, $954 \text{ }^\circ\text{C}$ et $680 \text{ }^\circ\text{C}$ pour les vitesses de coupe croissantes. En doublant la vitesse de coupe, la température diminue d'un facteur $1/\sqrt{2}$. L'équation analytique (Eq. 22) présentée précédemment est confirmée par la simulation numérique, car la température maximale est bien proportionnelle à l'inverse de la racine carrée de la vitesse de déplacement.

La profondeur affectée diminue aussi fortement avec la vitesse de coupe. Au niveau de l'outil de coupe, soit 2 mm après le spot laser la répartition de la température en profondeur est représentée sur le graphique suivant pour les trois vitesses de coupe (Fig. 106).

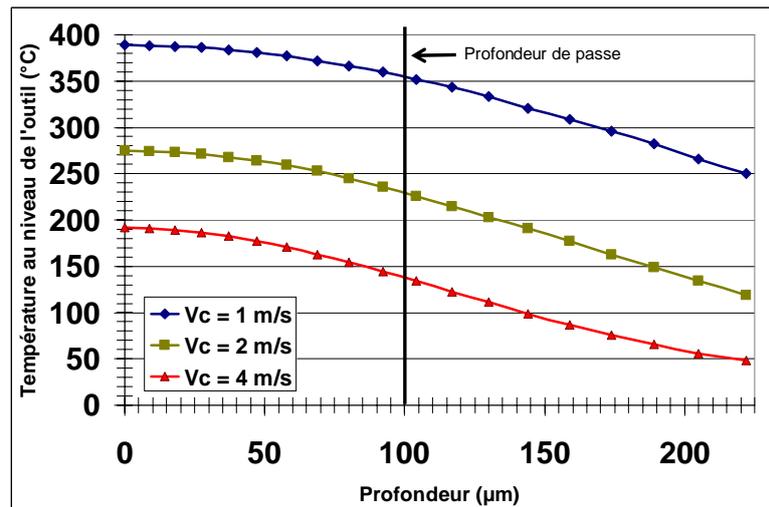


Fig. 106. Evolution de la température en profondeur au niveau de l'outil pour différentes vitesses de coupe

La zone grisée sur le graphique correspond à la matière qui doit être ôtée par l'outil. Les évolutions des trois courbes sont semblables. Les valeurs de températures atteintes sont, comme pour la température maximale, proportionnelle à la l'inverse de la racine carrée de la vitesse de déplacement. Ainsi en quadruplant la vitesse de coupe, les températures sont divisées par deux. Les températures moyennes sur la couche usinée ont une valeur de 377 °C, 259 °C et 171 °C pour les différentes vitesses de coupe. Ces températures permettent de diminuer l'effort de coupe de respectivement 34 %, 21 % et 10 % par rapport à un usinage sans assistance.

Les températures atteintes à une profondeur supérieure à la profondeur de passe (ici 0,1 mm) contribuent à chauffer la pièce. Cette énergie calorifique emmagasinée fera augmenter la température globale de la pièce risquant de provoquer une dilation qui pourrait nuire au bon respect des cotes. Cet aspect a été remarqué expérimentalement, car après un essai en UAL, la pièce reste très chaude.

C.3.2. Influence de l'UAL sur les températures

Les deux cartes de température sont présentées (Fig. 107) avant de formuler des commentaires. Les images suivantes ont été affichées avec la même échelle de valeur en température pour faciliter la comparaison.

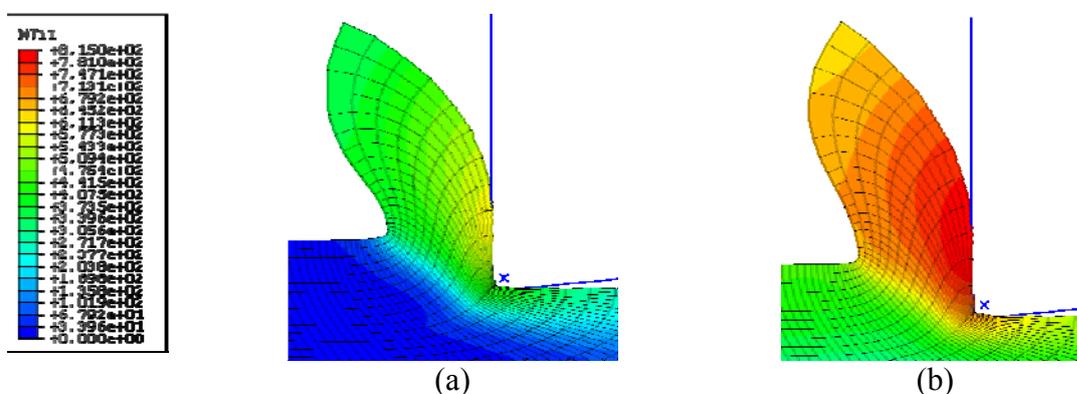


Fig. 107. Champ de température pour un usinage (a) sans et (b) avec assistance laser.

Les deux champs de température sont très différents. Les températures atteintes en UAL sont globalement beaucoup plus élevées. Une comparaison détaillée a été explicitée en différents points clefs de la formation du copeau.

C.3.2.1. Température au niveau de la zone de cisaillement primaire

La zone primaire de cisaillement est très facilement repérable sur les images () car elle correspond à la zone d'auto-échauffement en amont de l'outil. L'angle d'inclinaison de cette zone par rapport à la vitesse effective de coupe, angle de cisaillement, a été calculé à 35° pour l'usinage conventionnel (UC) et à 21° pour l'UAL. Cette constatation confirme l'étude de B. Lesourd [Les_96] qui avait remarqué que l'angle de cisaillement diminue avec l'élévation de la température initiale de la pièce. La diminution de l'angle de cisaillement a pour conséquence d'augmenter la longueur de la zone primaire de cisaillement et d'augmenter l'épaisseur du copeau, ce qui a aussi été constaté par B. Lesourd.

La température initiale, à l'entrée de la zone de cisaillement primaire est de 20°C sans assistance laser et d'environ 380°C en UAL. L'élévation de la température, due à la déformation plastique, dans cette zone fait augmenter les valeurs à respectivement 300°C et 600°C . L'élévation de température est donc plus importante en UC comparativement à l'UAL. En effet, en comparant les flux thermiques générés par la zone primaire avec et sans assistance laser (Fig. 108), il apparaît que le flux en coupe conventionnelle est plus important. Le flux thermique a une moyenne d'environ $2,4 \cdot 10^8 \text{ W.m}^3$ en UC et seulement d'environ $1,7 \cdot 10^8 \text{ W.m}^3$ en UAL. Cela peut simplement s'expliquer par le fait que l'élévation de température due au chauffage laser entraîne une diminution de la contrainte d'écoulement qui induit moins d'auto-échauffement de la matière lors de la déformation.

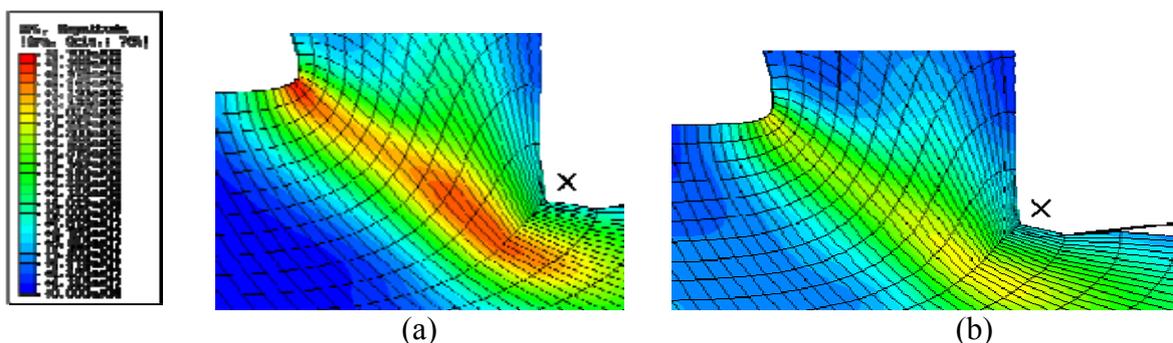


Fig. 108. Flux thermique en W.m^3 généré par la zone primaire de cisaillement pour (a) un usinage conventionnel et (b) en UAL

Cette constatation rejoint celles de B. Lesourd qui arrivait aux mêmes conclusions.

C.3.2.2. Température du copeau

Les commentaires sur les températures dans la zone primaire de cisaillement ont montré que la génération de chaleur dans la zone primaire était moins importante en UAL. La sortie de la zone de cisaillement (ZI) correspond au pied du copeau. La température du copeau est donc conditionnée par la température en sortie de la cette de déformation. Les mesures de température dans le copeau, prises loin de la zone de frottement outil / copeau, indiquent des valeurs d'environ 360°C en UC et 670°C en UAL. La diminution de la génération de chaleur dans la zone ZI a conduit à une diminution d'environ 100°C de l'élévation de la température dans cette zone. Dans ces conditions, le copeau en UAL a une température moyenne supérieure d'environ 300°C par rapport au copeau d'UC.

C.3.2.3. Température au niveau du frottement copeau / outil (zone secondaire)

La température du copeau est aussi très fortement influencée par le frottement outil / copeau. Les deux cartes de températures présentées (plus haut) montrent des valeurs plus importantes en UAL qu'en UC. La température au niveau du contact outil-copeau est d'environ 600°C en UC et 800°C en UAL. Il est intéressant de remarquer que la différence de température n'est que de 200°C, alors que la température moyenne du copeau a augmenté d'environ 300 °C.

La génération de chaleur par frottement est proportionnelle à la contrainte de cisaillement multipliée par la vitesse de glissement. Or la contrainte de cisaillement au niveau du contact outil / copeau est d'environ en 1.10^8 MPa en UC et d'environ $7,7.10^7$ MPa en UAL. De plus, la vitesse de glissement est moins importante en UAL. En effet, la diminution de l'angle de cisaillement constatée conduit à une augmentation de l'épaisseur du copeau. Le débit matière étant identique, la vitesse d'écoulement du copeau est donc plus faible. Les vitesses de glissement copeau / outil ont été notées à environ $1,16 \text{ m.s}^{-1}$ en UC et environ $1,12 \text{ m.s}^{-1}$ en UAL. La contrainte d'écoulement et la vitesse de glissement étant moins importantes en UAL, il en résulte une génération de chaleur plus faible.

Cela est très positif pour l'UAL, car une élévation de température d'environ 400 °C de la pièce entraîne seulement une augmentation de 200 °C au niveau de l'outil de coupe.

C.3.2.4. Température en surface de la pièce finie

Il est intéressant de connaître les températures sur la surface usinée de la pièce, l'intégrité de surface dépendant des transformations de phases et des contraintes résiduelles qui sont liées à l'historique des températures. En relevant la température de la surface de la pièce juste derrière l'outil de coupe, il apparaît une valeur d'environ 360 °C en UC, et d'environ 600 °C en UAL.

Cette élévation de la température de surface constatée en UAL, même si elle ne provoque pas de changement de phase, favorise l'apparition de contraintes résiduelles de traction. Lors des essais expérimentaux sur l'acier 100Cr6 et sur l'alliage de titane, cette évolution des contraintes résiduelles de surface vers la traction a été mise en évidence.

C.3.3. Influence de l'UAL sur le champ de déformations et de contraintes

Les cartes de la déformation plastique cumulée (Fig. 109) ont été tracées pour les simulations avec et sans assistance laser. Aucune différence importante n'est constatée entre les deux simulations. La valeur maximale notée est d'environ 3 et elle se situe à l'interface copeau / outil. La valeur dans la zone primaire de cisaillement est d'environ 1 unité.

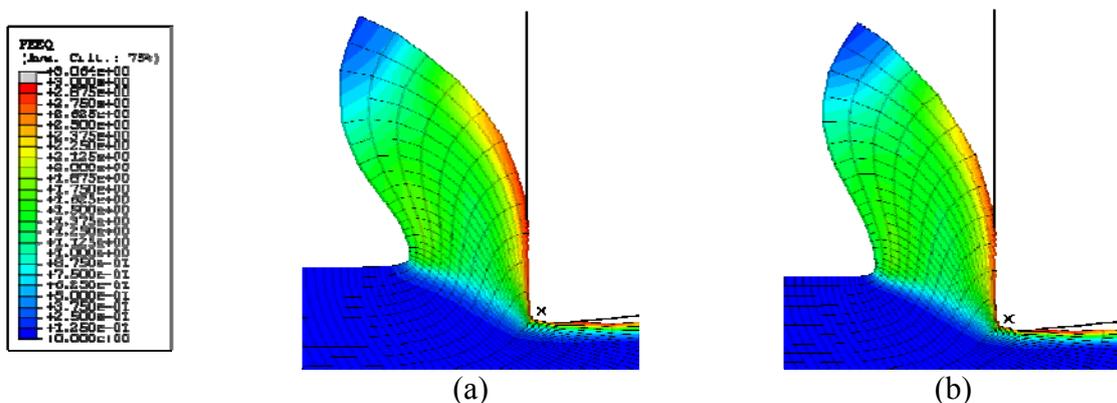


Fig. 109. Champ de la déformation plastique cumulée en (a) usinage conventionnelle et (b) en UAL

En revanche, les champs de contrainte montrent des différences notables (Fig. 110). Les contraintes de Von Mises dans la zone de cisaillement sont d'environ 1500 MPa en usinage conventionnel et d'environ 1100 MPa en l'UAL. Cette constatation confirme que l'élévation de température par le laser conduit à un échauffement moins important dans la zone ZI du fait d'un champ de contraintes plus faible.

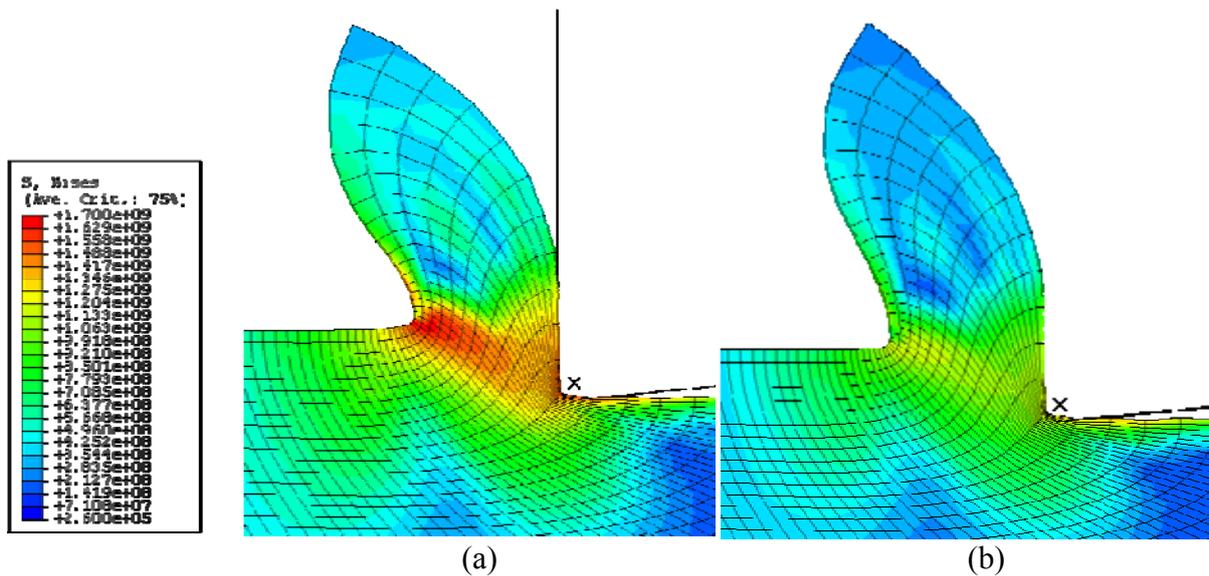


Fig. 110. Champ de contrainte de Von Mises en (a) usinage conventionnelle et (b) en UAL

L'outil est moins sollicité en UAL car les contraintes au niveau de la surface de contact outil / pièce restent plus faibles. En affichant le champ des contraintes normales à la face de coupe de l'outil (Fig. 111), il apparaît, pour l'usinage conventionnel (Fig. 111a), une zone de très forte compression (1750 MPa). Cette zone existe aussi en UAL (Fig. 111b), mais les valeurs des contraintes sont beaucoup plus faibles (1300 MPa).

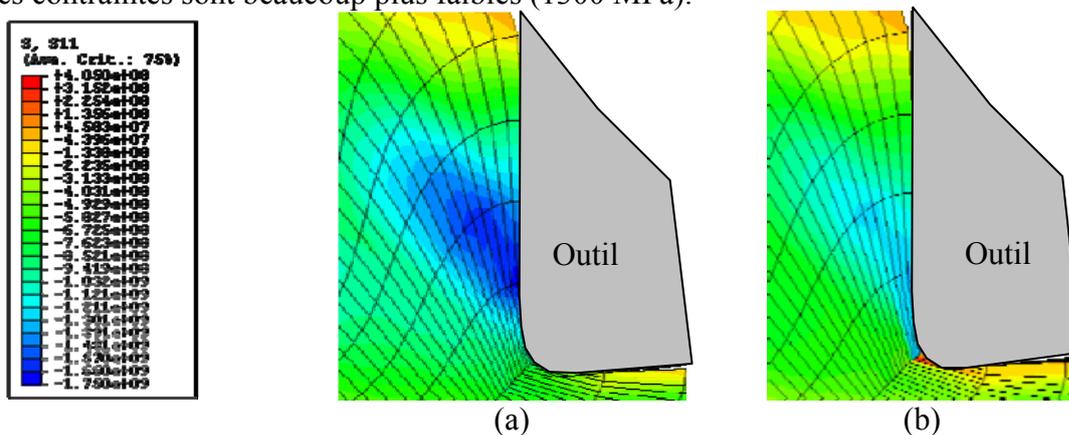
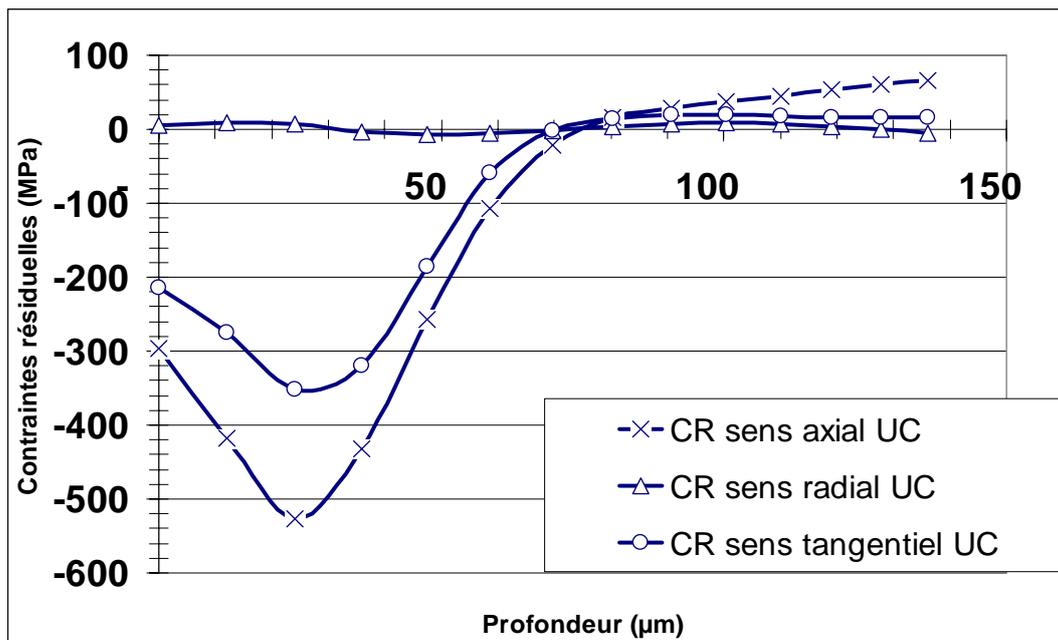


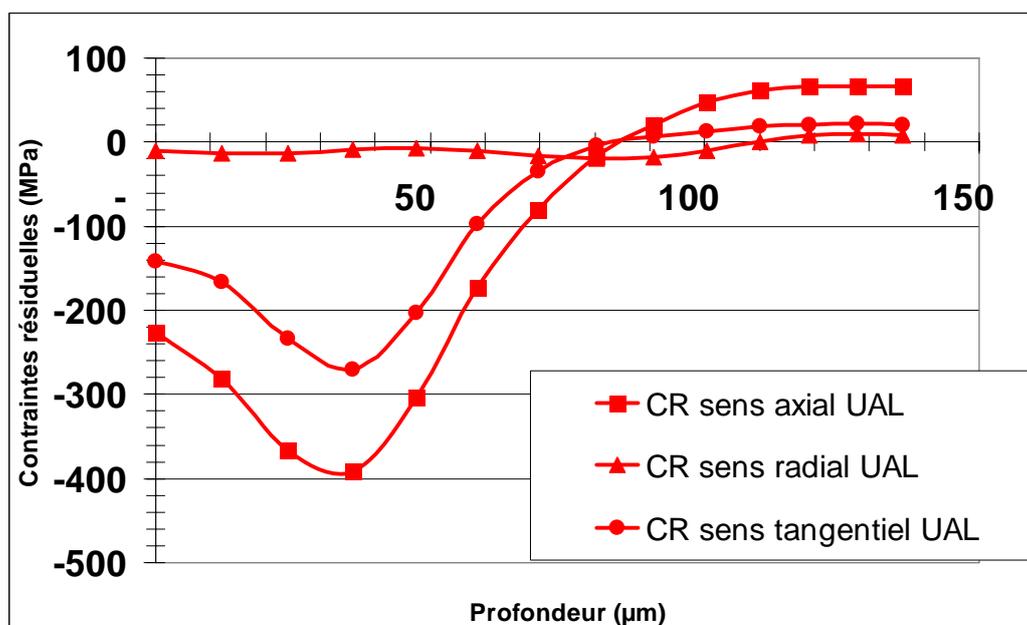
Fig. 111. Champ des contraintes normales à la face de coupe de l'outil (a) en usinage conventionnelle et (b) en UAL

Cette zone de forte compression du copeau sur l'outil se situe en arrière de l'arête de coupe. Elle est le siège d'usure en cratère de l'outil avec des phénomènes divers comme l'usure de par abrasion et par diffusion. Des contraintes plus faibles dans cette zone pourraient expliquer une usure en cratère plus faible en UAL comme l'a constaté A. Melhaoui [Mel_97] dans ses travaux.

Deux nouvelles simulations numériques ont été réalisées pour appréhender les contraintes résiduelles dans la pièce après usinage conventionnel et UAL. La simulation numérique de la coupe a été réalisée pour un déplacement de l'outil correspondant à la moitié de la pièce, puis l'outil se dégage de la pièce. Cette deuxième étape, qui correspond à un essai 'Quick-Stop' permet de décharger la pièce de toutes sollicitations extérieures. Le champ de contrainte subsistant dans la pièce est alors le champ de contraintes résiduelles. A l'aide de ces deux simulations numériques, les profils en profondeur des contraintes résiduelles ont pu être tracés (Fig. 112). Sur chaque figure, les courbes d'évolution des contraintes dans le sens tangential, axial et radial sont tracées en fonction de la profondeur par rapport à la surface usinée.



(a)



(b)

Fig. 112. Evolution des contraintes résiduelles en fonction de la profondeur pour la simulation numérique de (a) l'usinage conventionnel et (b) de l'UAL

Le profil récupéré pour chaque contrainte est conforme aux profils expérimentaux rencontrés en usinage. La contrainte dans le sens radial (normale à la surface) est quasi nulle. Les contraintes dans les sens tangentiel et axial augmentent en compression jusqu'à une valeur maximale puis remonte en traction (équilibre des contraintes) pour enfin tendre vers les contraintes initiales du matériau. Les contraintes dans le sens axial sont souvent plus importantes que celles dans le sens tangentiel. En comparant ces deux graphiques (Fig. 112a) et (Fig. 112b), il apparaît que les contraintes en UAL sont moins en compression que celles obtenues en UC. Une différence de 100 à 150 MPa est observée entre les courbes UAL et UC. Cette observation a été vérifiée sur la partie expérimentale (Fig. 91 et Fig. 95) où l'augmentation de la puissance laser en UAL induisait des contraintes moins en compressions. En revanche, la profondeur de la zone en compression est quasiment la même en UC qu'en UAL. La profondeur en UAL est même légèrement plus importante (85 μm contre 75 μm en UC) alors qu'expérimentalement la profondeur en UAL a été trouvée beaucoup plus faible (Fig. 91). Cette remarque est à prendre avec précaution car les essais expérimentaux ont été effectués avec un autre acier et avec des conditions de coupe différentes.

C.4. Conclusion

Des simulations de l'usinage conventionnel et UAL ont été réalisées. Elles ont été confrontées à des essais expérimentaux en vue de leur validation. Les essais expérimentaux ont été réalisés sur un acier 42CrMo4 en coupe orthogonale en faisant varier la vitesse de coupe sur trois niveaux (1 m.s^{-1} , 2 m.s^{-1} et 4 m.s^{-1}), l'avance sur trois niveaux (0,1 mm.tr^{-1} , 0,2 mm.tr^{-1} et 0,4 mm.tr^{-1}) et en utilisant ou non une assistance laser d'une puissance de 1000 W. Les résultats ont montré une baisse de l'effort de coupe avec l'assistance laser d'autant plus significative que l'avance et la vitesse de coupe étaient faibles. Les simulations ont été validées pour une avance de 0,1 mm.tr^{-1} . La prédiction des efforts tangentiels par la simulation est très bonne car l'erreur est de moins de 2 % en usinage conventionnel (UC) et de moins de 8 % en UAL. En revanche, la modélisation a négligé la vitesse d'avance de l'outil (vitesse de pénétration radiale de l'outil), la prédiction de l'effort radial n'est donc pas bonne. L'erreur maximale est de 40 % en UC et 25 % en UAL.

Les premières observations ont porté sur l'évolution du champ thermique en UAL en fonction de la vitesse de coupe. Les résultats ont confirmé l'étude analytique en montrant une diminution de la profondeur chauffée et de la température de surface avec l'augmentation de la vitesse de coupe. En effet, la température moyenne, au niveau de l'outil, sur la profondeur qui sera usinée, pour une vitesse de coupe de 1, 2 et 4 m.s^{-1} est respectivement de 377 °C, 259 °C et 171 °C. Les mesures expérimentales ont relevé une baisse de l'effort de coupe entre l'UC et l'UAL de, respectivement, 34 %, 21 % et 10 %.

D'autres observations ont été faites sur la formation du copeau par comparaison entre l'UC et l'UAL pour des simulations avec une vitesse de coupe 1 m.s^{-1} et une avance de 0,1 mm.tr^{-1} . En UAL la température moyenne de la matière rentrant dans la zone primaire de cisaillement (ZI) est d'environ 400 °C supérieure à la température en UC. La zone ZI comporte des contraintes plus faibles en UAL (1100 MPa) qu'en UC (1700 MPa). Cela conduit à un auto-échauffement, dû aux contraintes et aux déformations, moins important de cette zone pour le procédé UAL. La différence des températures de la matière à la sortie de la zone de cisaillement en UAL et UC n'est plus que de 300 °C. Le même type de phénomène se produit dans la zone de cisaillement secondaire (ZII) au niveau du contact outil / copeau. L'échauffement de la matière par frottement outil / copeau est moins important en UAL qu'en

UC. La différence des températures au niveau de la face de coupe de l'outil n'est plus que de 200 °C. La génération de chaleur est moins élevée en UAL car les contraintes de cisaillement de la matière dans la zone ZII sont plus faibles. De plus, la vitesse de glissement du copeau sur l'outil est moins grande. En effet, en UAL l'angle de cisaillement de la zone ZI diminue ce qui augmente l'épaisseur de copeau et donc diminue sa vitesse d'écoulement. De fortes contraintes de compression sont visibles dans la zone ZII en retrait de l'arête de coupe. Ces contraintes de compression conduisent à l'usure en cratère de l'outil de coupe, or les valeurs de ces contraintes sont respectivement de 1700 MPa en UC et 1100 MPa en UAL, ce qui pourrait expliquer la diminution de l'usure en cratère relevée par A. Melhaoui [Mel_97].

La mise en place de cette simulation du procédé UAL a permis d'expliquer de nombreux phénomènes impossibles à observer expérimentalement. Il serait intéressant de prendre en compte l'outil de coupe comme un corps déformable et conducteur de chaleur. L'élévation de la température dans l'outil pourra ainsi être quantifiée. De plus, la mesure expérimentale du flux thermique dans l'outil permettrait de valider (en partie) l'aspect thermique de la simulation.

D. Influence de l'UAL sur la tenue des pièces en fatigue

La première partie des essais a permis de connaître les effets de différents paramètres sur l'intégrité de surface de la pièce usinée en UAL. L'intégrité de surface est importante en soi car elle contribue à la qualification fonctionnelle de la pièce (état de surface, microstructure...), mais aussi par le fait qu'elle a une forte influence sur la tenue en service de la pièce. La tenue en service des pièces en UAL a été estimée par la mesure de la limite de fatigue à 10^6 cycles en traction-compression $R = \sigma_{\max} / \sigma_{\min} = -1$ sur une machine hydraulique de marque Instron. Cette partie va donc montrer l'influence de l'UAL sur la tenue en fatigue en détaillant le rôle de l'intégrité de surface. La détermination de la limite de fatigue a été réalisée selon la méthode de l'escalier (voir annexe) sur une quinzaine d'éprouvettes à géométrie torique (Fig. 113). Deux matériaux à l'état recuit ont été étudiés : l'acier 100Cr6 et l'alliage de titane Ti6Al4V.

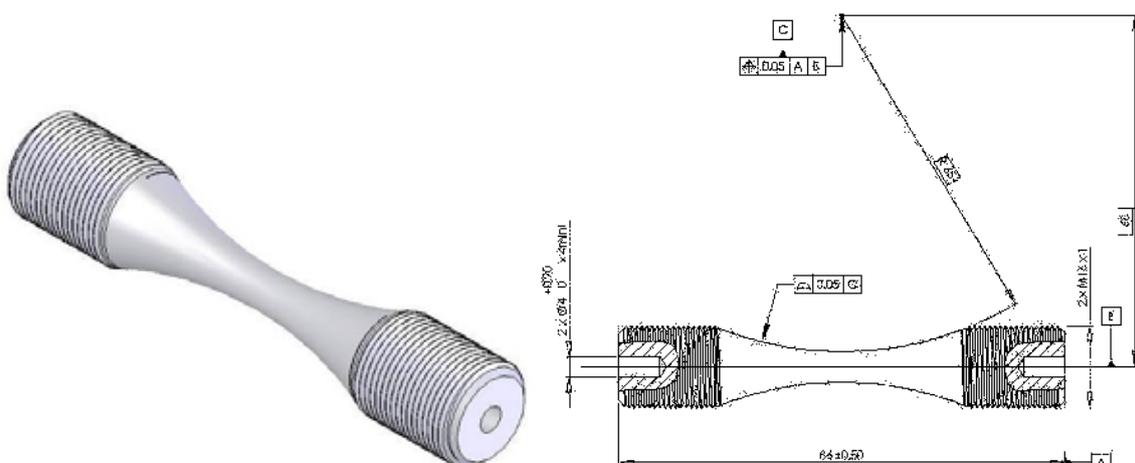


Fig. 113. Géométrie des éprouvettes utilisées pour les essais de fatigue

D.1. Tenue en fatigue des pièces en 100Cr6 réalisées en UAL avec traitement thermique de surface

Cette partie présentera d'abord les paramètres d'usinage retenus pour cette étude [Ger_06a] et montrer leurs répercussions sur l'intégrité de surface de la pièce. Puis, elle décrira les essais de fatigue qui ont permis de déterminer la limite d'endurance à 10^6 cycles. Enfin, des commentaires seront formulés pour expliquer la raison de l'évolution de cette limite d'endurance avec et sans assistance laser.

D.1.1. Présentation des paramètres d'usinage des éprouvettes

Les éprouvettes en 100Cr6 à l'état recuit ont été ébauchées en usinage conventionnel. Puis elles ont été finies soit conventionnellement soit avec une assistance laser. Les paramètres de finition ont été fixés avec une vitesse de coupe de $52 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, une avance de $0,12 \text{ mm}\cdot\text{tr}^{-1}$ et une profondeur de passe de 0,2 mm.

Les éprouvettes réalisées en UAL, et certaines usinées conventionnellement, ont été polies après usinage pour s'affranchir des aspects de surface et notamment de la difficulté de reproduire les mêmes états de surface pour chaque éprouvette. Cela permet de mieux révéler l'influence de la microstructure sur la limite de fatigue en limitant les dispersions dues aux éventuels défauts de surface. Des éprouvettes usinées conventionnellement ont aussi été testées non polies pour montrer l'influence du polissage sur la tenue en fatigue.

D.1.2. Caractérisation des éprouvettes après usinage

Après usinage conventionnel ou UAL, les éprouvettes ont été caractérisées avant et après la phase de polissage. Des analyses de diffraction de rayons X ont permis de connaître les valeurs des contraintes résiduelles en surface et en profondeur. Des micrographies et des essais de microdureté ont aussi permis de qualifier les microstructures créées en UAL.

D.1.2.1. Caractérisation des éprouvettes usinées conventionnellement

Les contraintes résiduelles en surface ont été déterminées sur les différentes éprouvettes entre 75 et 150 MPa pour les contraintes dans le sens axial, et entre 50 et 200 MPa pour les contraintes dans le sens circonférentiel avant polissage, et respectivement entre -220 MPa et -280 MPa, et entre -300 MPa et -220 MPa après polissage. Le polissage induit donc des contraintes résiduelles de compression en surface. De telles contraintes sont plus avantageuses pour la tenue en fatigue, mais elles n'affectent qu'une profondeur très faible de la pièce. La modification des contraintes résiduelles en surface par le polissage peut faire augmenter légèrement la limite de fatigue des éprouvettes usinées conventionnellement.

Les contraintes résiduelles de surface ne donnent qu'une information sommaire, car les contraintes peuvent varier de manière très importante en sous-couche. Un profil en profondeur a donc été réalisé sur une éprouvette non polie pour connaître l'évolution des contraintes résiduelles suite à l'usinage (Fig. 114).

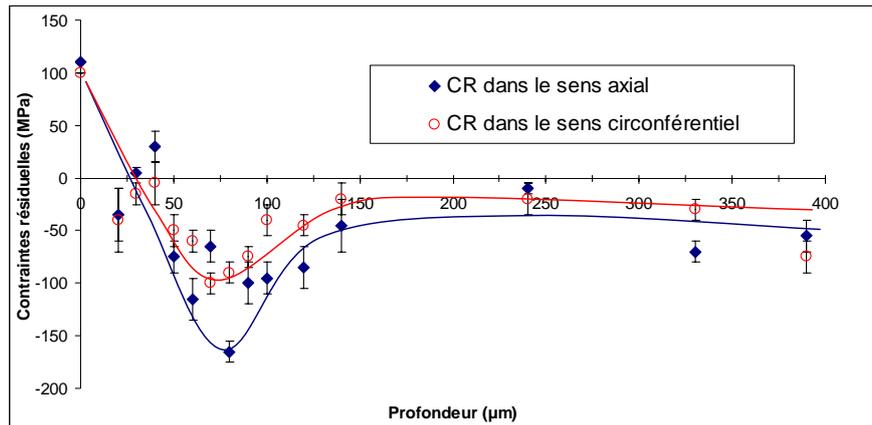


Fig. 114. Profil en profondeur des contraintes résiduelles pour une éprouvette conventionnelle non polie

Aucune transformation microstructurale n'est visible en surface de la pièce. Les contraintes résiduelles en extrême surface sont en traction, mais lors de la phase de polissage les contraintes en extrême surface passeront en compression. A environ 40 μm sous la surface les contraintes passent de la traction à la compression. Le maximum des contraintes en compression est atteint à une profondeur d'environ 80 μm avec des valeurs d'environ -160 MPa dans le sens axial et -100 MPa dans le sens circonférentiel. Les contraintes retrouvent leur niveau du matériau de base à une profondeur d'environ 150 μm .

D.1.2.2. Caractérisation des éprouvettes usinées en UAL et traitement thermique

Lors de la passe de finition en UAL, le spot a été placé de façon à réaliser un traitement thermique de surface en même temps que l'usinage assisté laser. L'assistance laser de 1000 W a donc permis un traitement de la surface (Fig. 115).

La zone traitée thermiquement peut-être séparée en trois zones. La première zone (notée 1), proche de la surface, a subi une transformation martensitique. Elle a une épaisseur d'environ de 30 à 40 μm . La zone suivante (2) est une zone de transition martensitique / matériau de base, son épaisseur est d'environ 20 et 30 μm . La dernière zone (3) n'a pas subi de transformation microstructurale mais a été adoucie par le chauffage des zones supérieures. Son épaisseur est d'environ 10 à 20 μm .

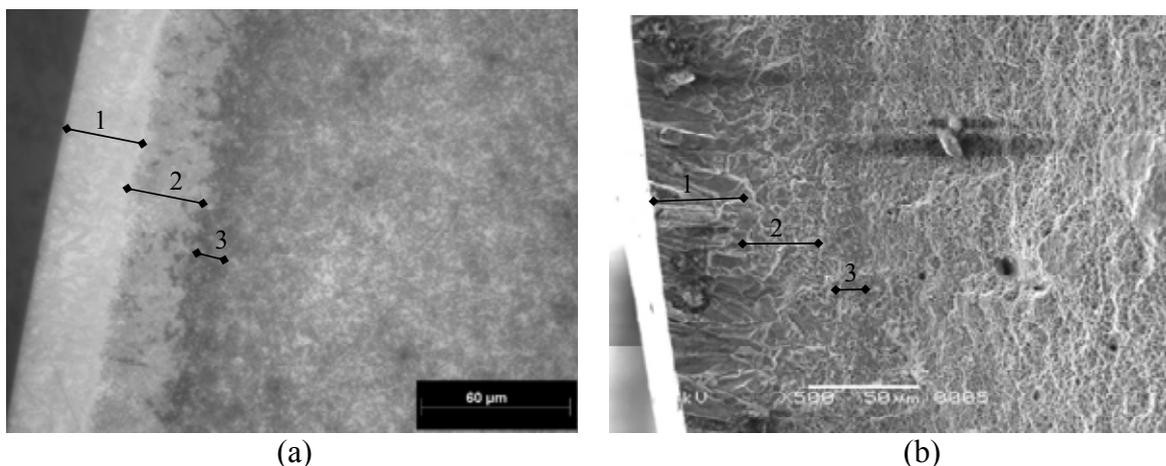


Fig. 115. Microstructure d'une éprouvette UAL polie observée (a) au microscope et (b) au MEB

Ces observations ont été corroborées par des mesures de dureté sous faible charge. La figure (Fig. 116) montre l'évolution de la dureté en profondeur. La courbe peut être séparée

en quatre zones correspondant aux trois zones affectées thermiquement et au matériau de base.

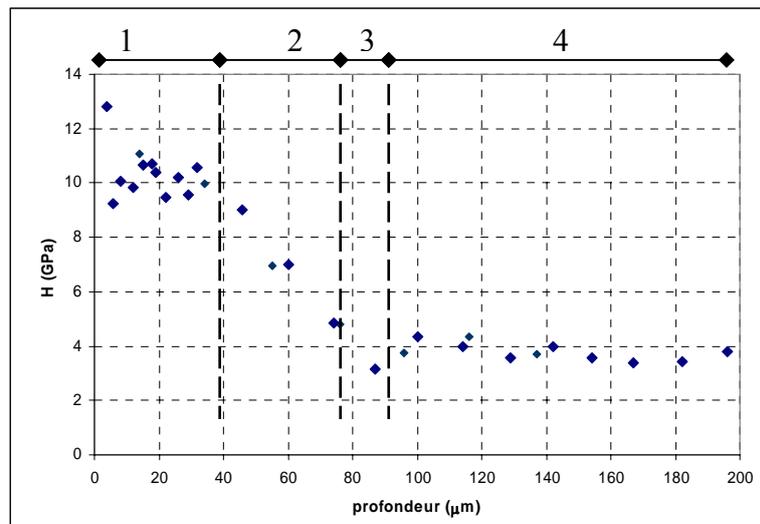


Fig. 116. Mesure de dureté en profondeur sur une éprouvette UAL polie

La première zone (1) très dure correspond bien à la martensite. Ensuite la dureté diminue rapidement, ce qui correspond à la zone de transition (2). En effet, à cette profondeur le matériau s'adoucit progressivement jusqu'à atteindre la dureté de la troisième zone (3) qui est légèrement moins dure que la structure de base du matériau (4).

Les contraintes résiduelles en surface ont été estimées entre -230 MPa et -300 MPa dans le sens axial et entre -320 MPa à -400 MPa dans le sens circonférentiel avant polissage, et après polissage entre -550 MPa et -700 MPa dans le sens axial, et entre -550 MPa et -750 MPa dans le sens circonférentiel. Le polissage modifie donc les contraintes résiduelles en surface, mais les faciès de rupture montrent que les amorçages des ruptures en fatigue se produisent à cœur. La modification des contraintes résiduelles en surface par le polissage n'influence donc nullement la limite de fatigue sur les éprouvettes UAL.

La figure (Fig. 117) trace le profil des contraintes résiduelles en profondeur sur une éprouvette UAL polie. Ce profil est obtenu par polissage électrochimique entre chaque point de mesure. La profondeur réalisée par les polissages successifs a été contrôlée par mesurage pour garantir une précision convenable.

Le profil en profondeur (Fig. 117) montre sur les trente premiers microns, de fortes contraintes de compression dans la zone martensitique. De 30 à environ 80 μm, dans la zone de transition les contraintes remontent doucement vers la traction. Puis, de 80 à environ 150 μm, au niveau de la zone adoucie, une augmentation importante est constatée qui fait passer les contraintes résiduelles de compression à la traction. Enfin, les contraintes redescendent doucement vers les contraintes initiales du matériau. L'évolution de ce profil est facilement explicable. La transformation de la microstructure de surface ferrite-cémentite en martensite se réalise avec une augmentation de volume qui conduit logiquement à de fortes contraintes de compression. Dans la zone de transition, le phénomène est identique mais de moindre intensité car toute la microstructure n'a pas été entièrement transformée en martensite. Au niveau de la couche adoucie non seulement il n'y a eu aucun changement de phase martensitique qui aurait conduit à une augmentation de la contrainte en compression, mais en plus, du fait de l'adoucissement, le matériau a des caractéristiques légèrement plus

faibles qui conduit, par rééquilibrage des contraintes, à une forte augmentation vers la traction. Puis, pour les profondeurs plus importantes les contraintes retrouvent leurs niveaux initiaux.

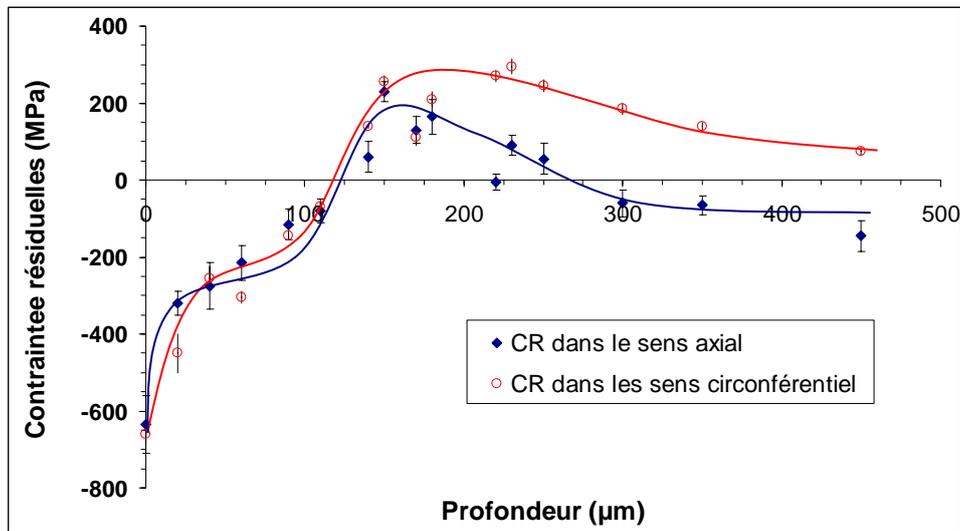


Fig. 117. Profil en profondeur des contraintes résiduelles pour une éprouvette UAL polie

D.1.3. Résultats des essais de fatigue

Suite aux essais de traction-compression alternés, la limite de fatigue à 10^6 cycles des éprouvettes usinées sans assistance laser et polies est estimée à 322 MPa (Fig. 118). La limite des éprouvettes non polies est plus faible mais n'a pas été quantifiée (Fig. 118).

Les éprouvettes traitées en UAL ont une limite de fatigue de 390 MPa (Fig. 118).

La figure (Fig. 118) permet de visualiser une partie des courbes de Wöhler pour les trois types d'éprouvettes : conventionnelles polies, conventionnelles non polies et UAL avec traitement.

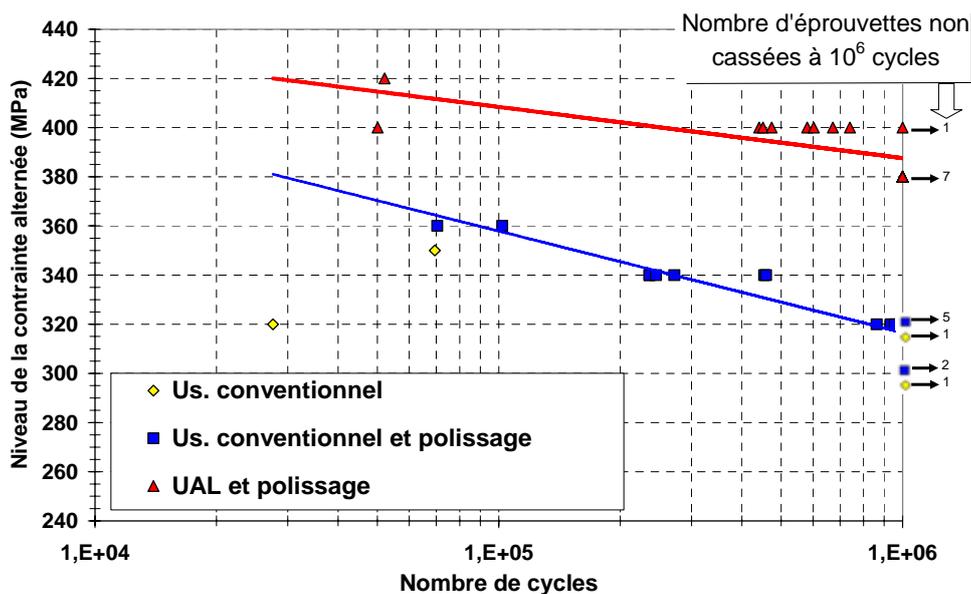


Fig. 118. Courbes de Wöhler pour les éprouvettes usinées conventionnellement (polies et non polies) et en UAL

Contrairement à l'usinage conventionnel, les faciès de rupture des éprouvettes réalisées en UAL montrent que les initiations des fissures ne se produisent pas en surface mais en sous-couche ou, à cœur (Fig. 119).

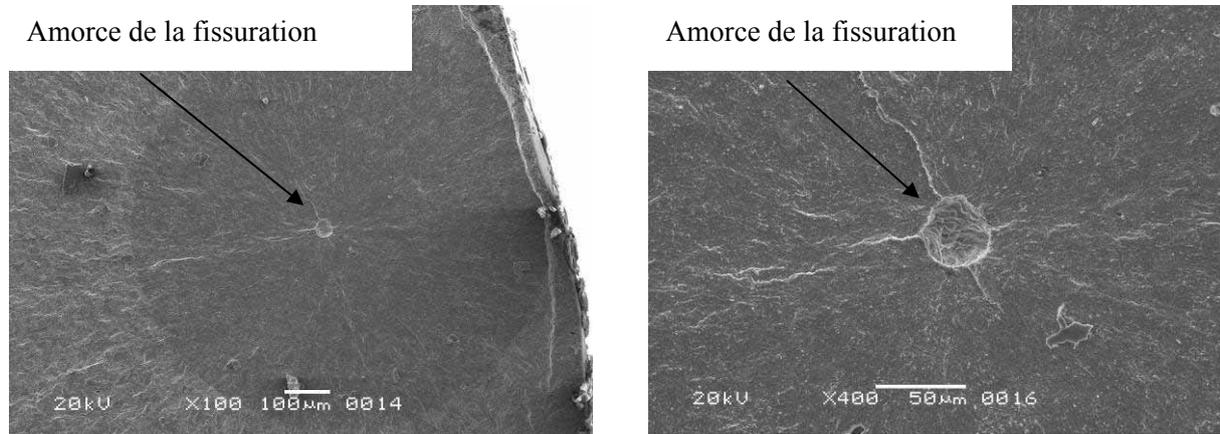


Fig. 119. Faciès de rupture d'une éprouvette UAL et traitement thermique

Les fortes contraintes résiduelles de compression en surface permettent de bloquer la formation et la propagation des fissures amenant à la rupture en fatigue. L'amorçage des fissures est donc plus difficile, ce qui permet une augmentation de la limite de fatigue.

D.2. Tenue en fatigue des pièces en Ti6Al4V recuit réalisées en UAL

D.2.1. Présentation des paramètres d'usinage des éprouvettes

Le même programme d'essais a été réalisé avec des éprouvettes en alliage de titane. Contrairement aux éprouvettes en 100Cr6, aucune éprouvette en Ti6Al4V n'a été polie après usinage conventionnel ou UAL.

Les éprouvettes conventionnelles ont été usinées avec une vitesse de coupe de $54 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, une profondeur de coupe de $0,15 \text{ mm}$ et une avance de $0,1 \text{ mm}\cdot\text{tr}^{-1}$.

Les éprouvettes UAL ont été usinées avec une vitesse de coupe de $20 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, une profondeur de coupe de $0,15 \text{ mm}$, une avance de $0,1 \text{ mm}\cdot\text{tr}^{-1}$ et une assistance laser de 400 W .

Quelques éprouvettes ont aussi été usinées en UAL avec les mêmes paramètres mais avec traitement thermique de surface en décalant le faisceau vers l'arrière de l'outil.

D.2.2. Caractérisation des éprouvettes après usinage

D.2.2.1. Caractérisation des éprouvettes usinées conventionnellement

L'état de surface obtenu est de l'ordre de $R_a = 0,7 \mu\text{m}$.

Aucune transformation microstructurale n'est observée en surface. Seule une orientation des grains dans le sens de la coupe relate d'un écrouissage dû à l'usinage (Fig. 120).

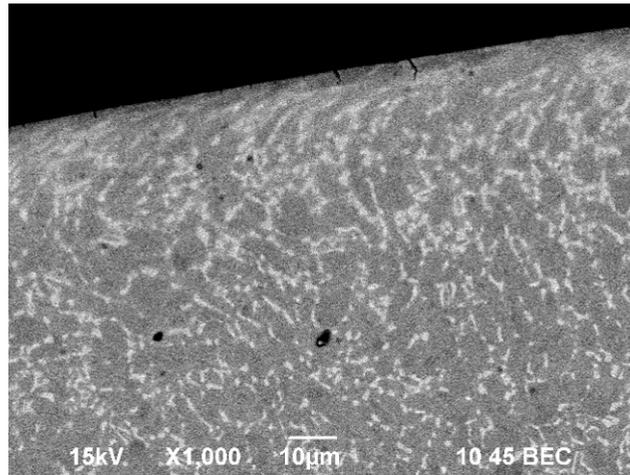


Fig. 120. Observation de la surface d'une éprouvette après usinage conventionnel

Les contraintes résiduelles en surface sont de l'ordre de -410 MPa dans le sens axial et -370 MPa dans le sens circonférentiel.

D.2.2.2. Caractérisation des éprouvettes usinées en UAL

L'état de surface obtenu est de l'ordre de $R_a = 0,84$ μm .

Aucune transformation microstructurale n'est observée en surface. Comme cela a été précisé dans l'étude expérimentale, l'UAL a tendance à diminuer l'intensité des contraintes en compression. Les contraintes résiduelles en surface sont de l'ordre de -180 MPa pour la contrainte dans le sens axial et de -70 MPa pour la contrainte dans le sens circonférentiel.

Lors de l'usinage de la passe de finition en UAL sur l'alliage de titane, des copeaux mal évacués par la coupe peuvent venir se recoller sur la surface générée (Fig. 121). En effet, le titane ayant une conductivité faible, la température de surface après chauffage laser est relativement importante ce qui conduit à créer des copeaux à la limite de la fusion. Ce type de copeau peut alors se coller sur la surface de la pièce. La surface de la pièce fond alors sous le copeau créant une soudure du copeau sur la pièce.



Fig. 121. Eprouvette avec copeaux collés après un usinage avec assistance laser

Les copeaux collés dégradent la surface de manière irréversible et créent des amorces de fissures qui affaiblissent considérablement la tenue en fatigue.

Pour remédier à ce problème, une évacuation des copeaux par un jet d'air sous pression a été réalisée (Fig. 122). Un jet d'air comprimé est dirigé vers la partie utile de l'éprouvette afin de repousser les copeaux.

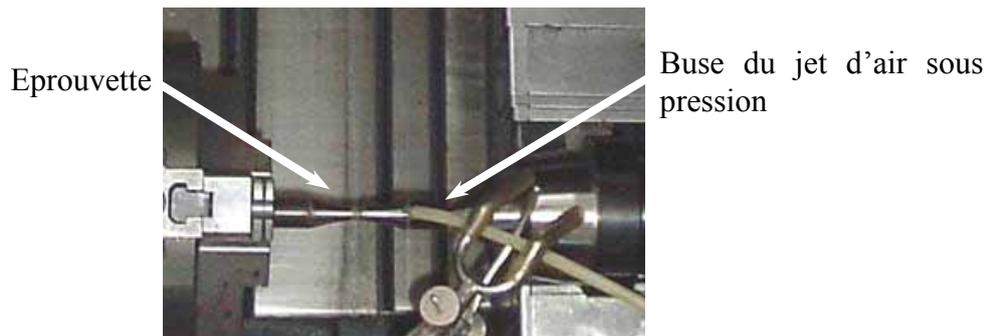


Fig. 122. Dispositif de protection de l'éprouvette contre les copeaux collant pendant l'usinage UAL

D.2.2.3. Caractérisation des éprouvettes usinées en UAL avec traitement thermique

Le traitement thermique induit par le laser permet de créer une couche de structure aiguillée en surface. La puissance laser a été légèrement diminuée à 250 W pour éviter de créer une zone dendritique en surface. En effet, la structure dendritique, soumise à un refroidissement rapide provoque des fissures ce qui est gravement préjudiciable à la tenue en fatigue des pièces.

Des observations sur une éprouvette en Ti6Al4V usinée en UAL avec traitement et non polie a permis d'observer la zone traitée le long de la génératrice de l'éprouvette. La figure (Fig. 123) obtenue par MEB montre que la profondeur traitée n'est pas homogène le long de la génératrice de l'éprouvette. La profondeur évolue lentement d'environ 40 μ m sur les extrémités à 80 μ m au milieu de l'éprouvette. La profondeur maximale est située au niveau du diamètre le plus faible (Fig. 123).

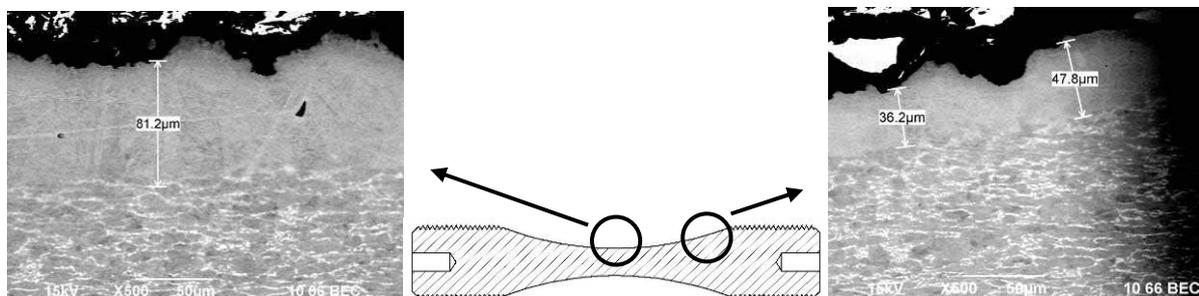


Fig. 123. Profondeur de la zone traitée en deux points d'une éprouvette UAL (non polie)

Cette différence de profondeur traitée peut s'expliquer par le faible diamètre au milieu de l'éprouvette. En effet, un diamètre faible (6 mm) ne permet pas de refroidir aussi vite que les diamètres plus importants. D'une part, le 'puits thermique' réalisé par le cœur de la pièce est moins efficace, et d'autre part, la vitesse de coupe restant constante, le faisceau laser repasse plus rapidement d'un tour à l'autre évitant un refroidissement complet de la surface. Après polissage, la profondeur de la zone traitée est d'environ 40 à 50 μ m.

D.2.3. Résultats des essais de fatigue

Les essais de fatigue effectués sur les éprouvettes conventionnelles permettent de chiffrer la limite moyenne de fatigue à 581 MPa. La limite de fatigue pour les éprouvettes UAL est de 550 MPa. La figure suivante (Fig. 124) montre les parties des courbes de Wöhler pour les deux types d'éprouvettes.

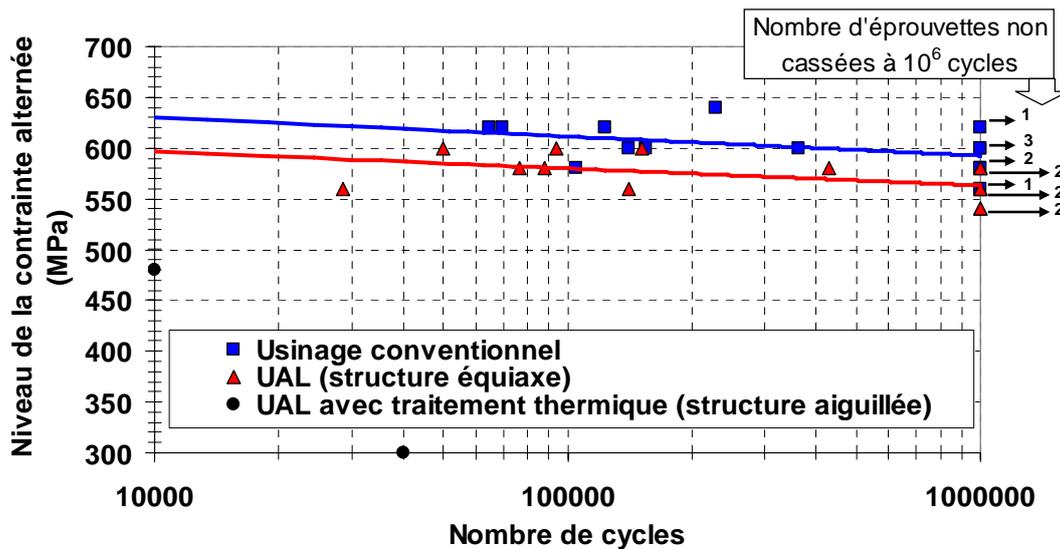


Fig. 124. Courbes de Wöhler pour les éprouvettes usinées conventionnellement et en UAL

Les quelques éprouvettes usinées en UAL avec traitement thermique (microstructure aiguillée) se sont avérées peu résistantes en fatigue (Fig. 124). Le comportement fragile de la structure aiguillée et la présence de fissures après traitement rendent cette structure très néfaste à la tenue en fatigue. La structure aiguillée est donc à éviter pour les pièces de structure.

Les faciès de rupture montrent que l'amorçage des fissures a été réalisé en surface pour les éprouvettes usinées conventionnellement ou en UAL. Cette légère diminution de la tenue en fatigue s'explique par les valeurs plus faibles des contraintes résiduelles de compression en UAL et un état de surface légèrement moins bon.

D.3. Conclusion

Les essais de fatigue réalisés dans des éprouvettes en 100Cr6 recuit et en Ti6Al4V montrent un comportement différent de ces deux matériaux après usinage en UAL. Pour l'acier, l'usinage assisté laser avec traitement thermique de surface simultané permet de créer une couche martensitique de plusieurs dizaines de micromètres qui provoque de fortes contraintes résiduelles de compression. Ces contraintes inhibent la formation des fissures qui amèneront la ruine de l'éprouvette après leur propagation. L'amorçage ne peut plus se réaliser en surface, comme pour les éprouvettes non traitées, mais seulement à cœur. Cela permet une augmentation de la limite de fatigue à 10^6 cycles d'environ 70 MPa. En revanche, pour l'alliage de titane, l'usinage assisté laser avec traitement thermique crée une microstructure aiguillée sur la surface de la pièce. Cette microstructure a un comportement moins tenace car elle facilite l'amorçage et la propagation des fissures. La tenue de la pièce en fatigue est alors très faible. En UAL sans traitement thermique associé, il n'y a pas de changement microstructural mais les contraintes résiduelles sont moins en compression par rapport à un usinage conventionnel. La limite de fatigue diminue alors légèrement d'environ 30 MPa.

La caractérisation des mécanismes d'endommagement sous l'action de ces sollicitations de fatigue et leur modélisation pour des matériaux métalliques soumis au traitement de surface dû à l'UAL font l'objet d'une thèse conduite par Huyen N'Guyen au CER ENSAM d'Angers.

E. Observations sur l'industrialisation de l'UAL

Cette partie regroupe des commentaires sur l'UAL. Les problèmes de mise en œuvre et les limites d'application du procédé y seront abordés.

E.1. Introduction

Les différentes études menées sur l'UAL montrent une amélioration de l'usinabilité des matériaux. Quel que soit le type de matériau testé (acier, alliage de titane, alliage de nickel, céramique), les résultats relatent une diminution de l'effort de coupe avec, généralement, une augmentation de la durée de vie de l'outil.

L'industrialisation du procédé est aussi relativement aisée si le faisceau laser est fibré (Nd:YAG, diode). Le faisceau peut alors se déplacer et s'incliner à la convenance de l'usinage. De plus, l'UAL peut être utilisé pour la finition de pièce (profondeur de passe et avance faibles) et en ébauche légère (profondeur de passe et avance plus importante). Pour ces deux opérations une configuration différente du faisceau laser par rapport à l'outil sera mise en place (Fig. 125).

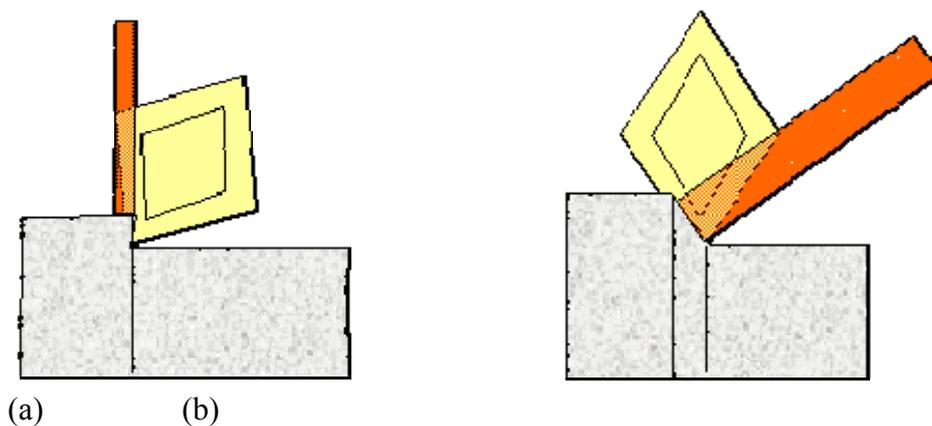


Fig. 125. Configuration UAL (a) en finition et (b) en ébauche légère

Des problèmes peuvent néanmoins apparaître en milieu industriel. Le principe même du chauffage en surface et l'utilisation d'une tête de focalisation indépendante créent une limitation du procédé en termes de productivité et de complexité des formes usinables.

E.2. Problèmes de mise en œuvre

Les différents centres de recherche utilisent des machines UAL avec une tête de focalisation laser sur un portique spécifique. L'utilisation d'une tête de focalisation dans un endroit confiné comme l'enceinte d'une machine-outil peut poser de nombreux problèmes. En effet, la possibilité de collisions entre l'outil, le porte-outil ou la contre-pointe restreint le volume utilisable par la tête de focalisation. Les axes de déplacement sont alors limités et les vitesses de déplacement assez lentes.

Lors des différents essais (menés dans cette étude ou relevés dans la littérature) la géométrie usinée est très simple, généralement un chariotage. Aucun problème particulier n'est alors signalé par les auteurs. Mais pour une pièce industrielle, de géométrie plus complexe plusieurs difficultés peuvent apparaître. Lors du déplacement de l'outil le long de la

génératrice de la pièce, le faisceau laser doit rester en permanence devant l'outil tout en gardant l'angle d'incidence par rapport à la surface de la pièce. Cette contrainte entraîne des complications lors d'un changement de direction de l'outil. La figure suivante (Fig. 126) schématise le déplacement de l'outil et de la tête de focalisation pour l'usinage d'un simple épaulement. Sur la première partie de la trajectoire (1=>2) le faisceau suit l'outil facilement (chariotage). En revanche, au niveau de l'arc de cercle (2=>3) la tête de focalisation doit parcourir un trajet beaucoup plus important que l'outil pour le suivre en respectant l'angle d'incidence par rapport à la normale. Soit les déplacements des axes laser sont suffisamment rapides pour suivre l'outil (ce qui demande des vitesses très rapide des 3 axes sollicités), soit l'outil doit 'attendre' la fin du déplacement laser ce qui provoque un défaut de surface sur la pièce. La dernière partie de la trajectoire (dressage 3=>4) ne pose pas de problème particulier si la position est accessible par la tête de focalisation.

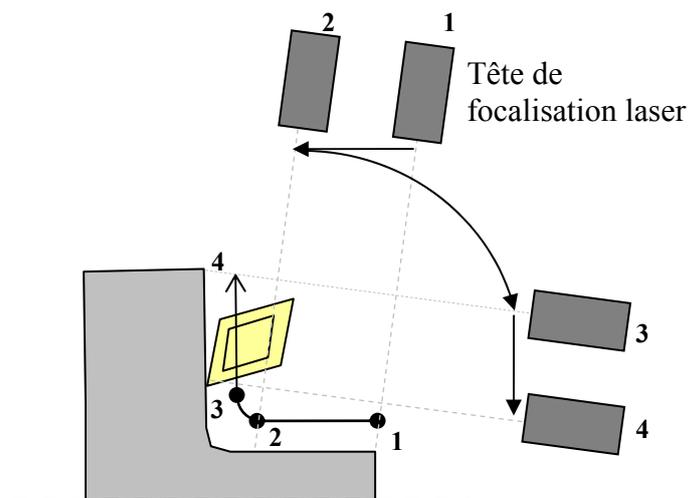


Fig. 126. Déplacement de l'outil et de la tête de focalisation lors de l'usinage d'un épaulement

Tout au long de la trajectoire d'usinage, le faisceau laser ne doit pas réfléchir directement sur l'outil (ou la pièce) ce qui provoquerait sa détérioration rapide (Fig. 88). Cette contrainte est difficile à éviter car le faisceau réfléchi diverge beaucoup, ce qui restreint énormément le domaine des configurations possibles du placement outil / tête de focalisation.

Le faisceau laser peut facilement être dévié par le copeau. En effet, lors de l'usinage le copeau peut 'couper' le faisceau laser qui n'atteint plus la pièce. Dans ce cas, l'assistance laser est inopérante. Le copeau est alors chauffé par le faisceau. Dans le meilleur des cas, le copeau se fond localement, ce qui le fractionne et l'assistance laser est de nouveau efficace. Sinon le copeau peut fondre et se redéposer sous forme de gouttelettes sur la surface usinée (Fig. 121) ce qui crée des défauts irréversibles (pique, brûlure, soudage de morceaux de copeau...).

Il serait intéressant de supprimer la tête de focalisation sur portique pour avoir un outil directement équipé d'une fibre optique qui délivre le faisceau laser au plus près de la pièce en amont de l'arête de coupe. Ce dispositif, semblable à ceux utilisés pour l'assistance haute pression (Fig. 8), cumulerait de nombreux avantages. En effet, si la fibre optique est fixée à l'outil, le placement faisceau / outil serait garanti quelles que soient les vitesses de déplacement et la complexité de la trajectoire. L'angle d'incidence serait également figé et il serait alors possible de placer le faisceau pour qu'il se réfléchisse à l'opposé de l'outil. La fibre optique pourrait être placée relativement proche de la surface de la pièce pour éviter une trop grande divergence du faisceau et éviter que des copeaux puissent le dévier. Cet outil

pourrait usiner des formes intérieures comme les alésages, alors qu'il est impossible de les réaliser avec une tête de focalisation sur portique. La conception de ce type d'outil est indispensable pour l'industrialisation de l'UAL.

E.3. Limitation du procédé due au chauffage superficiel

Comme il a été vu au Partie I.C.4.1.1, le faisceau laser est absorbé sur les premières dizaines de nanomètre (Eq. 3). Le chauffage est alors considéré comme superficiel et seule la diffusivité du matériau permet un chauffage en profondeur. Or l'UAL doit permettre d'usiner des matériaux réfractaires comme les alliages de titane ou de nickel. Sur ces matériaux la diffusivité étant faible, la profondeur chauffée reste modeste. Les essais réalisés dans le titane ont montré une profondeur chauffée de quelques centièmes de millimètres. Cette constatation impose d'avoir une section de copeau faible en UAL. En effet, pour que le chauffage soit significatif sur la section du copeau, la profondeur de passe en finition (Fig. 125 a) doit rester faible, et de même pour l'avance en ébauche (Fig. 125 b). Le débit copeau ne peut être augmenté avec l'accroissement de la vitesse de coupe. L'augmentation de la vitesse de coupe induit une diminution de la température de la zone chauffée et provoque une diminution de la profondeur chauffée. Il en résulte que l'UAL ne permet pas d'avoir un débit copeau important. Ce procédé sera donc concurrent de la rectification plus que du tournage dur. L'UAL devrait montrer son aptitude à l'usinage des céramiques et des carbures qui sont impérativement repris en rectification pour obtenir la précision de la géométrie finale.

Afin d'augmenter la profondeur chauffée, il peut être envisagé d'éloigner le spot de l'outil, pour laisser le temps pour la diffusion de la chaleur, tout en augmentant la puissance laser pour éviter des températures trop basses au niveau de l'outil. Or il n'est pas opportun de trop augmenter la puissance laser. Il existe une puissance limite à ne pas dépasser, fonction du matériau et de la vitesse de coupe (Eq. 23), où il y a fusion superficielle de la pièce. Cette puissance est rapidement atteinte (Fig. 50) et elle provoque les défauts irréversibles cités au chapitre précédent (Problèmes de mise en œuvre).

Une autre solution est de préchauffer la pièce avant l'opération UAL. Cette solution est utilisée par les auteurs travaillant sur l'UAL des céramiques [Lei_00] [Reb_02] [Reb_04], ainsi le choc thermique est moins violent, et il ne provoque pas de fissuration en surface. Or le préchauffage laser est seulement approprié aux petites pièces. De plus, cette opération diminue la productivité et provoque une dilatation de la pièce qui peut rendre difficile l'obtention de cotes avec une faible tolérance.

En revanche, afin d'améliorer la pénétration du chauffage laser, il est possible de modifier la forme du faisceau laser. Une forme de spot rectangulaire avec le plus grand côté dans le sens de l'usinage (Fig. 127) permettrait de chauffer la pièce pendant un temps plus long. La modélisation du chauffage conduite au paragraphe Partie II.C.2 'Estimation des paramètres influents (modélisation analytique)' a montré qu'un spot rectangulaire permettait de chauffer la pièce plus en profondeur et avec des températures supérieures à celles générées par un spot circulaire, tout en nécessitant une puissance plus faible.

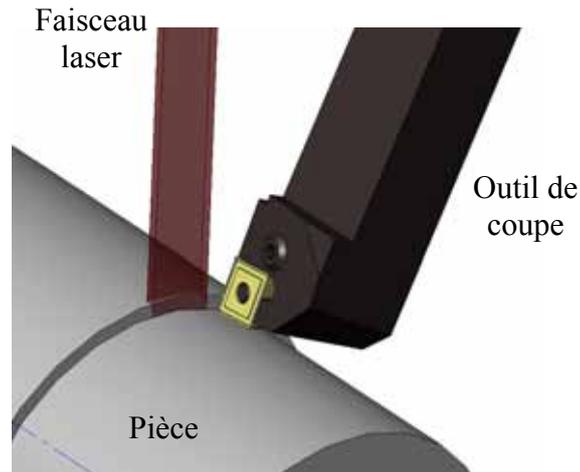


Fig. 127. Principe de l'UAL avec un spot laser rectangulaire

Cette configuration est facilement réalisable avec un laser diode qui procure un spot rectangulaire. P. Dumitrescu [Dum_06] a testé un tel spot ($0,6 \times 3 \text{ mm}^2$) sur l'usinage d'un acier à outil. Des essais ont été réalisés avec une orientation du spot dans le sens de l'usinage (Fig. 127) et dans le sens perpendiculaire. Les résultats sont légèrement meilleurs avec une orientation dans le sens de l'usinage. En effet, cette orientation entraîne des températures plus élevées dans la pièce, ce qui augmente la réduction de l'effort de coupe, et engendre une usure plus faible de l'outil.

E.4. Influence du chauffage sur la pièce

En UAL, le chauffage laser permet de diminuer la contrainte d'écoulement du matériau et favoriser l'usinage. Il est aussi possible d'effectuer un traitement thermique seul, ou pendant l'usinage. Le Partie II.D 'Traitement thermique de surface par chauffage laser' expose les différentes structures créées sur l'acier 100Cr6 et l'alliage de titane Ti6Al4V en fonction de la puissance et de la vitesse de balayage du faisceau laser. Or, il apparaît que le champ de température est aussi influencé par le diamètre de la pièce. En effet, pour des diamètres petits la profondeur affectée thermiquement est plus importante. Cet effet est d'ailleurs visible sur la micrographie d'une éprouvette de fatigue en titane (Fig. 123) où la profondeur de la couche transformée évolue de 40 à 80 μm avec pour un changement de diamètre de 14 à 6 mm. Pour déterminer les paramètres du procédé, afin d'obtenir une couche transformée (microstructure aiguillée) en UAL avec traitement de surface simultané, une série d'essais a été réalisée sur des pièces de diamètre 20 mm. Les résultats obtenus n'ont pas pu être transposés à l'usinage des éprouvettes de fatigue (diamètre 6 mm). De nouveaux essais ont donc dû être réalisés avec des pièces de diamètre 6 mm pour déterminer les paramètres adéquats. Le fait que le chauffage dépende du diamètre de la pièce pose de nombreux problèmes d'optimisation sur les pièces à géométrie variable.

Cet effet est dû au diamètre du spot qui est plus important que l'avance de l'outil. Le schéma suivant (Fig. 128) montre la configuration pour une avance de $0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$ et un diamètre de spot de 0,8 mm. Seule, la première zone d'une largeur correspondant à l'avance par tour (ici 0,1 mm) sera usinée, alors que la zone chauffée correspond au diamètre du spot (ici 0,8 mm). Pour les pièces de diamètre important (supérieure à 15 mm environ), la surface est chauffée par le spot laser mais au tour suivant la surface a eu le temps de refroidir avant d'être réchauffée. En effet, la simulation numérique du chauffage laser permet d'estimer la longueur de la zone chauffée par le laser. Pour les puissances et vitesses de déplacement utilisées en

UAL la longueur de la zone chauffée (température > 50 °C) est d'au moins 30 mm après le spot laser (Fig. 61 et Fig. 62). Pour ce type de pièce, les chauffages successifs n'influencent pas la coupe UAL. En revanche, le flux thermique de ces zones chauffées mais non usinées, qui représente plus de 90 % du flux laser, chauffe la pièce en profondeur. Cette élévation de température de la pièce est plutôt néfaste car elle provoque une distorsion de la pièce par dilatation.

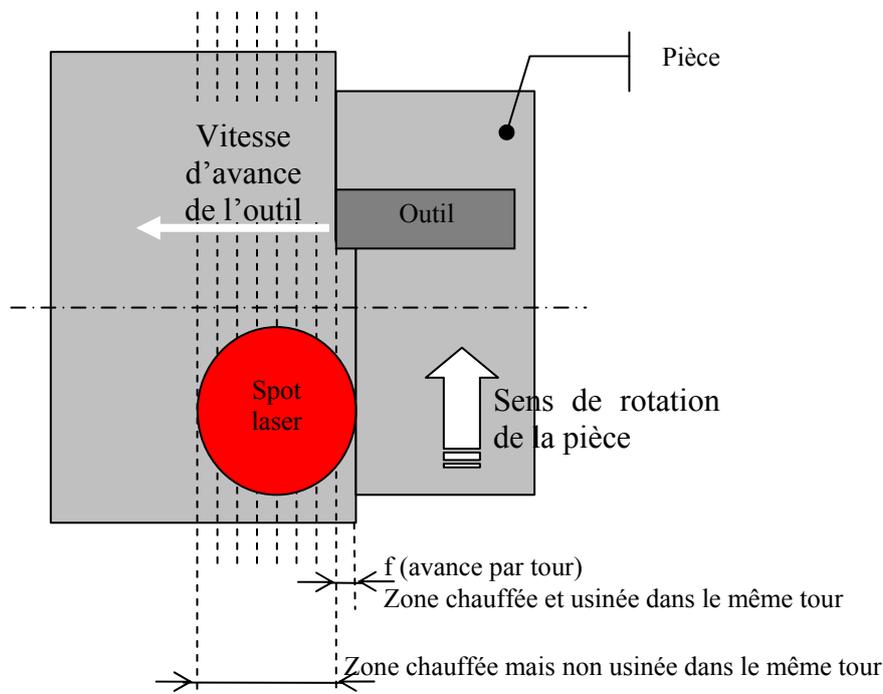


Fig. 128. Schéma présentant les différentes zones chauffées et usinées en UAL

Pour les pièces de petit diamètre, le phénomène est identique, mais il provoque une augmentation de la température de surface. En effet, pour les petits diamètres, la température de surface n'a plus le temps de refroidir d'un tour à l'autre. Elle a donc tendance à augmenter au fur et à mesure de l'avance de l'outil. Cette augmentation de la température change de manière significative la température au niveau de la zone de coupe. Les paramètres UAL ne sont donc plus les mêmes pour des pièces de petit ou grand diamètre. Lors d'un traitement de surface, la zone est plus fortement traitée avec un petit diamètre de pièce.

Afin d'éviter ce problème, qui impose des réglages différents en fonction du diamètre de la pièce, le spot laser doit avoir une largeur équivalente à l'avance par tour. Avec cette condition, seule la zone qui sera usinée aura été chauffée, évitant un chauffage néfaste de la pièce.

E.5. Influence du chauffage sur l'outil

La simulation numérique de l'UAL a montré que l'outil est soumis à une température plus grande en UAL qu'en usinage conventionnel. En effet, après le chauffage laser la température moyenne sur la profondeur de passe a augmenté d'environ 400 °C. Cette augmentation explique la diminution de l'effort de coupe. L'outil est donc moins sollicité mécaniquement en UAL qu'en usinage conventionnel. En revanche, la température au niveau du contact copeau / outil (zone secondaire) n'a augmenté que d'environ 200 °C. Même si l'élévation de

la température au niveau de l'outil est plus faible, l'outil en UAL est plus sollicité thermiquement.

Ces changements en terme de sollicitations mécanique et thermique sur l'outil induisent un comportement différent. L'usure par abrasion devrait être moins importante en UAL, mais l'usure par diffusion devrait être plus grande. De plus, la tenue de l'outil à une température plus élevée est sûrement moins bonne. Pour palier ce problème, il faut refroidir l'outil par une circulation d'eau interne. De nouveaux revêtements de plaquette pourraient aussi être développés afin d'être optimisés pour les conditions d'utilisation rencontrées en UAL.

E.6. Conclusion

Le principe de l'UAL donne de bons résultats même s'il ne permet pas d'avoir une productivité très élevée. En revanche, l'UAL permet d'usiner des matériaux très durs comme les céramiques et les carbures, ce qui le rend concurrent des procédés de rectification. De plus, le fait d'avoir une source laser dans une enceinte de production permet d'augmenter les opérations disponibles (traitement thermique, découpe, soudage...).

L'industrialisation du procédé doit être réalisée avec des diodes laser, plus compactes, plus économiques et pouvant être fibrées. Ces sources délivrent un spot avec une densité de puissance relativement homogène sur le spot ce qui est approprié pour des opérations de chauffage. De plus, le spot de géométrie rectangulaire semble mieux convenir pour l'UAL. Le spot disposé dans le sens de l'usinage (Fig. 127), avec une largeur équivalente à la largeur de la zone usinée, et une longueur suffisante pour avoir un chauffage en profondeur efficace, semble la configuration optimisée pour l'UAL.

Afin d'éviter les problèmes de mise en œuvre, notamment les problèmes liés aux copeaux, le faisceau laser devrait être lié au porte-outil et délivré au plus près de la surface à chauffer. L'outil doit être refroidi pour éviter des températures trop élevées qui provoqueraient une diminution de sa résistance.

F. Conclusion

L'étude des paramètres du procédé UAL sur trois matériaux différents (42CrMo4 revenu, 100Cr6 traité (57 HRC) et Ti6Al4V revenu) permet de découvrir la spécificité de ce type d'usinage assisté. Les travaux sur l'outil de coupe en UAL permis de constater qu'il existe une position optimale qui ne doit pas être trop près du laser pour que la diffusion thermique puisse avoir lieu, ni trop loin pour éviter d'être dans une zone déjà refroidie. L'étude de différentes plaquettes de coupe a montré que les carbures revêtus sont appropriés pour l'UAL. En revanche, une réflexion directe du faisceau laser sur la plaquette peut la dégrader rapidement.

Conformément au principe de l'UAL, les résultats expérimentaux montrent une diminution de l'effort de coupe avec l'augmentation de la température de la pièce, sur les trois matériaux étudiés. Ainsi, l'effort de coupe diminue avec l'augmentation de la puissance laser et avec la diminution de la vitesse de rotation. La diminution est d'autant plus importante que la profondeur de passe est faible. Cette diminution peut atteindre, dans certaines configurations, plus de 40 % pour l'usinage de l'acier 100Cr6 à 57 HRC et 50 % pour l'alliage de titane Ti6Al4V. Le chauffage laser reste efficace avec des profondeurs de passe faible. En revanche,

pour des profondeurs plus importantes, il semble intéressant d'utiliser un spot laser rectangulaire qui permet un chauffage plus en profondeur avec une puissance laser plus faible.

Comme il a été démontré dans la partie précédente (Partie II.C.4 'Estimation des contraintes résiduelles dues au chauffage'), les contraintes résiduelles de surface, même si elles restent en compression, augmentent vers la traction avec l'augmentation de la température de surface. De plus, la profondeur de la couche soumise aux contraintes résiduelles induites par l'usinage est beaucoup plus faible avec l'assistance laser. L'état de surface varie légèrement avec l'assistance laser. L'assistance laser ne dégrade pas l'état de surface, et peut même l'améliorer dans certaines conditions.

Pour comprendre les évolutions de l'effort de coupe, des contraintes résiduelles, ... et pour quantifier l'apport du chauffage laser sur la formation du copeau une simulation numérique de la coupe a été mise en place. Elle a été réalisée en coupe orthogonale (2D) pour une avance (ou profondeur de passe) de $0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$ et trois vitesses de coupe 1 m.s^{-1} , 2 m.s^{-1} et 4 m.s^{-1} . Cette simulation a été adaptée à l'UAL en rajoutant la modélisation du chauffage laser (puissance de 1000 W). Les deux modélisations ont été validées par des essais expérimentaux sur la composante de l'effort de coupe tangentielle qu'elles prédisent avec une erreur inférieure à 8 %. La comparaison des deux simulations avec et sans laser permet de comprendre le rôle du chauffage laser et ainsi expliquer les effets du laser sur la formation du copeau. De nombreux résultats confirment les conclusions formulées par B. Lesourd [Les_96].

Les champs de température des simulations, avec et sans chauffage laser, sont relativement distincts. La distribution de la température dans la pièce, induit par le chauffage laser, montre une forte diminution de celle-ci en fonction de la profondeur. Pour une vitesse de coupe de 1 m.s^{-1} et une profondeur de passe de $0,1 \text{ mm}$, la température moyenne de la couche à usiner est d'environ $400 \text{ }^\circ\text{C}$. Dans la zone primaire de cisaillement (ZI) l'échauffement dû à la déformation du matériau est moins intense en UAL, ainsi la différence de température à la sortie de ZI n'est plus que de $300 \text{ }^\circ\text{C}$. Au niveau de la zone secondaire (ZII), zone de frottement outil / copeau, la pression de contact est moins élevée en UAL qu'en usinage conventionnel ce qui induit un effort de coupe moins important. De plus, la vitesse de glissement du copeau sur l'outil est légèrement plus faible en UAL car la largeur du copeau est plus importante (diminution de l'angle de cisaillement primaire). Les deux constatations précédentes conduisent, en UAL, à une diminution de l'échauffement dû au frottement dans cette zone. La différence de température moyenne de la zone ZII est de seulement $200 \text{ }^\circ\text{C}$ entre l'UAL et l'usinage conventionnel. Cela est un avantage pour l'UAL car la température de contact avec l'outil n'augmente que de $200 \text{ }^\circ\text{C}$ alors que la formation du copeau (ZI) est réalisée avec une différence de température de $400 \text{ }^\circ\text{C}$. L'outil est alors moins sollicité mécaniquement (diminution de l'effort de 39 %) mais un peu plus thermiquement (augmentation de $200 \text{ }^\circ\text{C}$ au contact).

Les déformations des différentes zones de formation du copeau sont similaires pour les deux simulations. En revanche, les contraintes sont moins élevées en UAL du fait de la diminution de la contrainte d'écoulement avec la température. Les profils des contraintes résiduelles en profondeur sur la surface usinée ont été relevés dans les deux simulations. Les contraintes résiduelles en UAL ont une distribution similaire mais leur intensité diminue. Cette remontée des contraintes vers la traction montre l'augmentation de l'effet thermique sur la formation des contraintes résiduelles.

Des essais de fatigue en traction / compression ont été réalisés pour montrer les répercussions de l'évolution de l'intégrité de surface sur la tenue en service des pièces usinées en UAL. Des éprouvettes de Ti6Al4V ont été usinées de manière conventionnelle et en UAL, puis des essais de fatigue ont été menés. Une légère diminution (moins 30 MPa) de la limite de fatigue a été constatée sur les éprouvettes UAL. Cette diminution n'est pas due à un changement microstructure lors de l'UAL mais par l'augmentation des contraintes résiduelles vers la traction. En effet, même si aucun changement microstructure n'est visible à la surface de la pièce après un usinage assisté laser, les contraintes résiduelles sont moins en compression par rapport à un usinage conventionnel. En cas de traitement thermique simultané à l'UAL, la microstructure créée en surface va énormément influencer la limite de fatigue. Pour l'alliage de titane, une microstructure aiguillée relativement fragile provoque un effondrement de la tenue de la pièce en fatigue. Elle doit donc être impérativement évitée pour des pièces soumises à la fatigue. En revanche, après un usinage assisté laser avec traitement thermique simultané sur un acier 100Cr6 recuit une couche de martensite est créée. Les fortes contraintes résiduelles de compression provoquées par le changement de phase en surface de la pièce permettent une augmentation significative de la limite de fatigue.

Conclusion générale

Afin d'avoir une vision globale du procédé UAL l'étude des trois aspects suivants a été réalisée : l'influence de l'UAL sur l'usinabilité de différents matériaux, l'analyse de l'intégrité de surface et de la tenue de la pièce en service, et la compréhension de la formation du copeau sous assistance laser.

L'approche du procédé a commencé par l'étude du chauffage laser dans les conditions de vitesse et de puissance rencontrées en UAL. Les modèles analytiques estiment que la température de surface induite par le chauffage laser est proportionnelle au rapport de la puissance laser sur la racine carré de la vitesse de déplacement. Une augmentation de la vitesse de déplacement (vitesse de coupe) entraîne une diminution de la température plus faible que celle produite par la diminution de la puissance laser. Mais l'augmentation de la vitesse de coupe engendre aussi une diminution de la profondeur de la zone chauffée qui réduira de manière significative l'efficacité du chauffage laser. La dilatation de la couche superficielle de la pièce, chauffée par le laser, conduit à une augmentation des contraintes résiduelles vers la traction. Cette évolution des contraintes résiduelles sera d'ailleurs vérifiée lors des études expérimentales. Les températures atteintes dans cette zone permettent d'effectuer un traitement de surface.

Des essais de traitement thermique par laser ont été réalisés expérimentalement pour qualifier les microstructures créées sur l'acier 100Cr6 et sur l'alliage de titane Ti6Al4V. Le chauffage laser induit une trempe de surface en formant, sur l'acier 100Cr6 une couche de martensite, et sur l'alliage de titane différentes microstructures (bimodale, aiguillé, dendritique) suivant les paramètres laser appliqués. Pour les deux matériaux, il est observé que la profondeur traitée est proportionnelle à l'énergie thermique fournie par le laser à la pièce. L'énergie peut être représentée par le rapport de la puissance laser sur la vitesse de déplacement, i.e. proportionnelle à la puissance et au diamètre du spot laser, et inversement proportionnelle à la vitesse de déplacement du faisceau. Ces traitements thermiques peuvent être réalisés simultanément à un usinage assisté laser.

Une modélisation thermique par éléments finis a été mise en place pour estimer le champ de température induit par le laser, et ainsi permettre le placement optimum de l'outil de coupe par rapport au faisceau. Pour un acier (42CrMo4) l'outil doit être placé à seulement quelques millimètres derrière le spot laser pour usiner la pièce dans de bonnes conditions. L'étude expérimentale sur l'acier 42CrMo4 a permis de confirmer le placement de l'outil à quelques millimètres du faisceau laser. De plus une partie de cette étude menée avec différentes plaquettes de coupe a montré que les carbures revêtus sont appropriés pour l'UAL. En effet, l'évolution de l'usure en UAL reste faible malgré les températures élevées au niveau de la coupe. En revanche, une réflexion directe du faisceau laser sur la plaquette peut la dégrader très rapidement.

Les essais conduits sur trois matériaux différents : l'acier 42CrMo4, l'acier 100Cr6 traité à 57 HRC et l'alliage de titane Ti6Al4V, ont montré une diminution de l'effort de coupe avec l'augmentation de la température de la pièce. Ainsi, l'effort de coupe diminue avec l'augmentation de la puissance laser et avec la diminution de la vitesse de coupe. La diminution est d'autant plus importante que la profondeur de passe est faible (section de

copeau faible). Elle peut atteindre, dans certaines configurations, plus de 40 % pour l'usinage de l'acier 100Cr6 traité à 57 HRC et 50 % pour l'alliage de titane Ti6Al4V. Il est observé que l'assistance laser ne dégrade pas l'état de surface, et peut même l'améliorer dans certaines conditions. En revanche, les contraintes résiduelles, même si elles restent en compression au niveau de la surface, augmentent vers la traction avec l'augmentation de la température de surface (augmentation de la puissance laser ou diminution de la vitesse de coupe). Cet effet entraîne une légère évolution de l'intégrité de surface qui influence la tenue en fatigue de la pièce usinée en UAL par rapport à un usinage conventionnel. Cette partie s'insère dans des travaux plus généraux du laboratoire LPMI sur la compréhension de la tenue mécanique des pièces en fonction des interactions entre le matériau, le procédé et le mode de chargement. Des essais de fatigue en traction / compression réalisés sur des éprouvettes de Ti6Al4V usinées de manière conventionnelle et en UAL ont mis en évidence une légère diminution (moins de 30 MPa) de la limite de fatigue sur les éprouvettes UAL. Cette diminution de la tenue en fatigue n'est pas due à un changement de microstructure, mais à l'augmentation des contraintes résiduelles vers la traction. Si un traitement thermique par chauffage laser est réalisé pendant l'usinage, la limite de fatigue du matériau évolue fortement. En effet, pour l'alliage de titane, une microstructure aiguillée relativement fragile provoque un effondrement de la tenue de la pièce en fatigue. En revanche, pour l'acier 100Cr6 recuit, une couche de martensite est créée. Les fortes contraintes résiduelles de compression (300 MPa) provoquées par le changement de phase en surface de la pièce permettent une augmentation de la limite de fatigue (+70 MPa).

Une simulation numérique de l'usinage assisté laser, par la méthode des éléments finis, a été mise en place et validée pour l'usinage de l'acier 42CrMo4 dans une configuration d'UAL ($f = 0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$, $V_c = 1 \text{ m.s}^{-1}$ et $P = 1000 \text{ W}$). Cette simulation, par comparaison avec une simulation de la coupe conventionnelle (sans chauffage laser), a permis de comprendre l'influence du laser sur la formation du copeau. Les deux modélisations ont été validées par des essais expérimentaux. Dans les deux simulations, la composante de l'effort de coupe prépondérante (composante tangentielle) est estimée avec une erreur inférieure à 8 %. Dans la configuration UAL étudiée, la température moyenne de la couche à usiner est d'environ 400 °C. Dans la zone primaire de cisaillement (ZI) l'échauffement dû à la déformation du matériau est moins intense en UAL, ainsi la différence de température à la sortie de cette zone n'est plus que de 300 °C. Au niveau de la zone secondaire (ZII), zone de frottement outil / copeau, la pression de contact est moins élevée en UAL qu'en usinage conventionnel ce qui induit un effort de coupe moins important (diminution de l'effort de 39 % en UAL confirmé par les essais expérimentaux). De plus, la vitesse de glissement du copeau sur l'outil est légèrement plus faible en UAL, car l'épaisseur du copeau est plus importante (diminution de l'angle de cisaillement primaire). Ces deux remarques conduisent, en UAL, à une diminution de l'échauffement dû au frottement dans cette zone. La différence de température moyenne de la zone de contact outil / copeau (ZII) est de seulement 200 °C entre l'UAL et l'usinage conventionnel. Ces observations indiquent qu'en UAL, l'outil de coupe est moins sollicité mécaniquement mais un peu plus thermiquement. La comparaison des deux simulations montre que les contraintes résiduelles en UAL ont une distribution similaire à celle de l'usinage conventionnel, mais qu'elles ont des valeurs moins en compression (ce qui a été vérifié expérimentalement).

L'UAL améliore l'usinabilité des matériaux testés. Mais le chauffage n'étant que superficiel, la section du copeau doit rester faible pour que la diminution de l'effort de coupe soit significative. Ce procédé paraît donc limité en termes de productivité. Il semble alors plus prometteur de l'utiliser pour l'usinage de céramiques, ou de carbures, qui ne peuvent être mis

en forme, actuellement, que par les procédés de rectification. De nouvelles recherches sur ces matériaux doivent être menées pour montrer l'efficacité et la rentabilité du procédé UAL.

Afin d'améliorer l'efficacité de l'UAL, il est important de pouvoir chauffer la pièce sur une profondeur relativement importante (de l'ordre de la profondeur de passe). Un spot laser rectangulaire disposé dans le sens de l'usinage est donc plus approprié. Avec cette géométrie de spot laser les températures atteintes sont plus élevées et la pénétration de la chaleur est plus importante. De plus, pour remédier aux problèmes rencontrés lors de la mise en œuvre du procédé UAL (fusion du copeau, copeau gênant le chauffage laser, réflexion du faisceau sur la plaquette de coupe...), un nouvel outil intégrant la plaquette de coupe et la focalisation du faisceau laser doit être développé. La conception et l'optimisation de cet outil spécifique pour l'UAL semblent indispensables pour l'industrialisation du procédé.

Le procédé UAL ne révèle pas suffisamment intéressant industriellement sur les matériaux métalliques étudiés dans ces travaux. Mais une nette amélioration du chauffage laser est possible en modifiant la géométrie du spot laser. Son utilisation sur des matériaux réputés 'inusinables' comme certains matériaux céramiques ou carbures pourrait conduire à des gains de productivité par comparaison au procédé de rectification.

Bibliographie

- [Ali_01] F. Ali
Modélisation et simulation thermomécaniques de la coupe des métaux
Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2001-13 (2001)
- [And_06] M. Anderson, R. Patwa, Y.C. Shin
Laser-assisted machining of Inconel 718 with an economic analysis
Int. Journal of Machine Tools & Manufacture, 46-14 (2006) p1879-1891
- [Ara_78] Y. Arata
Application of laser for material processing - Heat flow in laser hardening
International Institute of Welding, DOC IV-241-78 (1978)
- [Bab_03] V.I. Babitskya, A.N. Kalashnikovb, A. Meadowsa, A.A.H.P. Wijesundarac
Ultrasonically assisted turning of aviation materials
Journal of Materials Processing Technology, 132 (2003) p157-167
- [Bab_04a] V.I. Babitsky, A.N. Kalashnikov, F.V. Molodtsov
Autoresonant control of ultrasonically assisted cutting
Mechatronics, 14 (2004) p91-114
- [Bab_04b] V.I. Babitsky, A.V. Mitrofanov, V.V. Silberschmidt
Ultrasonically assisted turning of aviation materials: simulations and experimental study
Ultrasonics, 42 (2004) p81-86
- [Bac_01] J-L Bacaria
Un modèle comportemental et transitoire pour la coupe
Thèse de l'Institut National Polytechnique de Toulouse, 1823 (2001)
- [Bar_69] G. Barrow
Use of electric current for hot machining of high strength steels
Machinery and Production Engineering, 114-2938 (1969) p370-374
- [Bat_03] O. Bataineh, B. Klamecki, B. Koepke
Effect of pulsed magnetic treatment on drill wear
Journal of Materials Processing Technology, 134 (2003) p190-196
- [Bat_04] J.L. Battaglia, L. Puigsegur, H. El Moussami, J.P. Nadeau, J.C. Batsale
Méthode d'estimation de température et de flux de chaleur dans certains procédés d'usinage
Revue Mécanique et Industrie, 5 (2004) p49-60.

- [Boo-65] G. Boothroyd
The fundamentals of metal machining
Ed. E. Arnold, London (1965)
- [Cha_01] B. Changeux
Loi de comportement pour l'usinage.
Localisation de la déformation et aspects microstructuraux.
Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2001-12 (2001)
- [Cha_05] S. Chang, G. Bone
Burr size reduction in drilling by ultrasonic assistance
Robotics and Computer-Integrated Manufacturing, 21 (2005) p442-450
- [Cha_06a] C.W. Chang, C.-P. Kuo
Evaluation of surface roughness in laser-assisted machining of aluminium oxide ceramics with Taguchi method
Inter. Journal of Machine Tools & Manufacture, 47-1 (2007) p141-147
- [Cha_06b] C.W. Chang, C.P. Kuo
An investigation of laser-assisted machining of Al₂O₃ ceramics planing
Inter. Journal of Machine Tools & Manufacture, (2006) *
- [Che_95] Q. H. Chen
Optimisation des caractéristiques métallurgiques et géométriques des zones superficielles de pièces traitées par laser : Modélisation et étude expérimentale
Thèse de l'Institut Nationale des Sciences Appliquées de Lyon, ISAL82 (1995)
- [Dah_04] P. Dahlman, M. Escursell
High-pressure jet-assisted cooling: a new possibility for near net shape turning of decarburized steel
Inter. Journal of Machine Tools & Manufacture, 44 (2004) p109-115
- [Dud_97] D. Dudzinski, A. Molinari
A modelling of cutting for viscoplastic materials
International Journal of Mechanical Sciences, 39-4 (1997) p369-389
- [Dum_06] P. Dumitrescu, P. Koshy, J. Stenekes, M.A. Elbestawi
High-power diode laser assisted hard turning of AISI D2 tool steel
Inter. Journal of Machine Tools & Manufacture, 46-15 (2006) p2009-2016
- [Ezu_03] E.O. Ezugwu, J. Bonney, Y. Yamane
An overview of the machinability of aeroengine alloys
Journal of Materials Processing Technology, 134 (2003) p233-253
- [Fan_94] L. Fan
Usinage assisté par laser CO₂ de l'acier XC42 : Contribution à l'étude de l'interaction laser-métal et du transfert thermique dans le métal
Thèse de l'Ecole Centrale de Paris, 1994-17 (1994)

- [Fou_01] L. Fourment, P.O. Bouchard, J.L. Chenot
Numerical simulation of chip formation and crack propagation during non-steady cutting process
International Journal of Forming Processes, 4 (2001)
- [Ger_05] G. Germain, J.-L. Lebrun, P. Robert, P. Dal Santo, A. Poitou
Experimental and numerical approaches of Laser assisted turning
International Journal of Forming Processes, 8 (2005) p347-361
- [Ger_06a] G. Germain, F. Morel, J.-L. Lebrun, A. Morel, B. Huneau
Effect of laser assistance machining on residual stress and fatigue strength for a bearing steel (100Cr6) and a titanium alloy (Ti 6Al 4V)
7th European Conference on Residual Stresses - Berlin, 13-15 September 2006
- [Ger_06b] G. Germain, F. Morel, J.-L. Lebrun, A. Morel, B. Huneau
Surface integrity of Laser Assisted Machining parts
ESAFORM, 9th ESAFORM CONFERENCE, Glasgow, 26-28 avril 2006
- [Ger_06c] G. Germain, F. Morel, J.-L. Lebrun, A. Morel, B. Huneau
Surface heat treatment due to laser assisted machining and the relative effects on fatigue strength
AT3S - Journées Europeennes, Strasbourg, 22 et 23 mars 2006
- [Gho_91] S. Ghosh, N. Kikuchi
An arbitrary lagrangian-eulerian finite element method for large deformation analysis of elastic-viscoplastic solids
Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 86 (1991) p127-188
- [Gue_05] Y. Guétari
Vers une meilleure compréhension de la coupe. Aspects rhéologiques et simulation numérique par l'approche X-FEM
Thèse de l'Ecole Centrale de Nantes, (2005)
- [Hab_04] M. Habak, C. Fisher, J.-L. Lebrun
Rôle de l'assistance jet d'eau haute pression sur les contraintes résiduelles de pièces en acier inoxydable austénitique usinées.
Journées GFAC / SF2M, Aix en Provence 22-23 avril (2004)
- [Hei_82] C.R. Heiple, J.R. Roper
Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry
Welding Journal, Welding Research Supplement, (1982) p97-102
- [Hiro_01] T. Hirogaki, H. Nakagawa, M. Hayamizu, Y. Kita, Y. Kakino
In-situ heat treatment system for die steels using YAG laser with a machining center
J. Inter. Soc. Precision Engineering and Nanotechnology, 25 (2001) p212-217

- [Hon_01a] S.Y. Hong, I. Markus, W. Jeong
New cooling approach and tool life improvement in cryogenic machining of titanium alloy Ti-6Al-4V
Inter. Journal of Machine Tools & Manufacture, 41 (2001) p2245–2260
- [Hon_01b] S.Y. Hong, Y. Ding
Cooling approaches and cutting temperatures in cryogenic machining of Ti6Al4V
Inter. Journal of Machine Tools & Manufacture, 41 (2001) p1417–1437
- [Hon_01c] S.Y. Hong, Y. Ding, W. Jeong
Friction and cutting forces in cryogenic machining of Ti-6Al-4V
Inter. Journal of Machine Tools & Manufacture, 41 (2001) p2271-2285
- [Iwa_84] K. Iwata, K. Osakada, Y. Terasaka
Process modelling of orthogonal cutting by the rigid plastic finite element method
Journal of Engineering Materials and Technology, 106 (1984) p132-138
- [Joh_83] G.R. Johnson, W.H. Cook
A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures
7th Inter. Symposium on Ballistics, Hague, Netherlands (1983) p541-547
- [Joy_93] P. Joyot, R. Rakotomalala, M. Touratier
Modélisation de l'usinage formulée en Euler Lagrange Arbitraire
Journal Physics, 3 (1993) p1141-1144
- [Kai_80] G.S. Kainth, B.K. Dey
Experimental investigation into tool life and temperature during hot machining of EN-24 steels
Bulletin Cercle Etudes des Métaux, 14-11 (1980) p22.1-22.7
- [Kam_00] J. Kamanski, B. Alvelid
Temperature reduction in the cutting zone in water-jet assisted turning
Journal of Materials Processing Technology, 106 (2000) p68-73
- [Kit_80] T. Kitagawa, K. Maekawa
Plasma-arc aided machining for difficult to cut materials
Bulletin Japan Society of Precision Engineering, 18-4 (1980) p349-350
- [Kit_88] T. Kitagawa, K. Katsuhiro, A. Kudo
Plasma hot machining for high hardness metals
Bulletin Japan Society of Precision Engineering, 22-2 (1988) p145-151
- [Kov_95] R. Kovacevica, C. Cherukuthotaa, M. Mazurkiewicz
High pressure waterjet cooling / lubrication to improve machining efficiency in milling
Inter. Journal of Machine Tools & Manufacture, 35 (1995) p1459-1473

- [Lec_95] C. Le Calvez
Etude des aspects thermiques et métallurgiques de la coupe orthogonale d'un acier au carbone
Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, (1995)
- [Lei_00] S. Lei, Y.C. Shin, F.P. Incropera
Deformation mechanisms and constitutive modelling for silicon nitride undergoing laser-assisted machining.
Inter. Journal of Machine Tools & Manufacture, 40 (2000) p2213-2233
- [Les_01] C. Leshock, J-N Kim, Y. Shin
Plasma enhanced machining of Inconel 718: Modeling of workpiece temperature with plasma heating and experimental results
Inter. Journal of Machine Tools & Manufacture, 41 (2001) p877-897
- [Les_95] B. Lesourd, T. Thomas
Usinage assisté par laser
Mécanique Industrielle et Matériaux, 48-1 (1995) p22-24
- [Les_96] B. Lesourd
Etude et modélisation des mécanismes de formation de bandes de cisaillement intense en coupe des métaux. Application au tournage assisté laser de l'alliage de Titane TA6V
Thèse de l'Ecole Centrale de Nantes, ED 82-174 (1996)
- [Lu_03] J. Lu
Fatigue des alliages ferreux : Facteurs d'influence
Technique de l'ingénieur, BM 5043
- [Mal_01] T. Malot
Usinage assisté par laser du bore
Thèse de l'Université de Bourgogne, TDIJON2001/31 (2001)
- [Man_04] M. El Mansori, V. Iordache, P. Seitier, D. Paulmier
Improving surface wearing of tools by magnetization when cutting dry
Surface & Coatings Technology, 188–189 (2004) p566– 571
- [Man_06] M. El Mansori, B. Klamecki
Magnetic Field Effects in machining Processes and on manufactured part mechanical characteristics
Journal of Manufacturing Science and Engineering, 128 (2006)
- [Mar_95] T. Marusich, M. Ortiz
Modelling and simulation of high-speed machining
Journal of Numerical Methods in Engineering, 38 (1995) p3675-3694

- [Mel_97] A. Melhaoui
Contribution à l'étude de l'usure d'outil de coupe en usinage assisté par laser et à l'usinabilité d'une céramique à base d'oxyde de zinc.
Thèse de l'Ecole Centrale de Paris, 1997-04 (1997)
- [Mer_45] M.E. Merchant,
Mechanics of the metal cutting process
Journal of Applied Physics, 16 (1945) p267-275 et p318-324
- [Mit_05] A.V. Mitrofanov, N. Ahmed, V.I. Babitsky, V.V. Silberschmidt
Effect of lubrication and cutting parameters on ultrasonically assisted turning of Inconel 718
Journal of Materials Processing Technology, 162–163 (2005) p649–654
- [Mol_92] A. Molinari, D. Dudzinski
Stationary shear band in high speed machining
Journal of Mechanics of Solid, (1992) p399-405
- [Moo_80] A.I.W. Moore
Hot machining in industry
Bulletin Cercle Etudes des Métaux, 14-11 (1980) p19.1-19.13
- [Mou_98] A. Moufki, A. Molinari, D. Dudzinski
Modelling of orthogonal cutting with a temperature dependent friction law
Journal of Mechanics of Solid, 46-10 (1998) p2103-2138
- [Msa_98a] R. M'Saoubi
Aspects thermiques et microstructuraux de la coupe. Application à la coupe orthogonale des aciers austénitiques
Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 1998-09 (1998)
- [Msa_98b] R. M'Saoubi, J.L. Lebrun, B. Changeux
A new method for cutting tool temperature measurement using CCD infrared technique: Influence of tool and coating
Machining Science and Technology, 2 (1998) p369-382
- [Oli_92] W.C. Oliver, G.M. Pharr
Technique améliorée pour déterminer la dureté et le module d'élastique en utilisant la charge et déplacement sentant l'impression expérimente
Journal de recherche de matériaux, (1992) p1564-1580
- [Oxl_89] P.L.B. Oxley
Mechanics of Machining
Ed. Ellis Horwood, Chichester (1989)
- [Pan_96] O. Pantale
Modélisation et simulation tridimensionnelles de la coupe des métaux
Thèse de l'Université de Bordeaux I, N220-PAN (1996)

- [Pig_52] R.J. Pigott, A.T. Colwell
H-jet system for increasing tool life
SAE Quarterly Transaction, 6-3 (1952) p547-564
- [Pui_02] L. Puigsegur,
Caractérisation thermique d'un procédé d'usinage par tournage. Approche analytique et par identification de systèmes non entiers
Thèse de l'Université de Bordeaux I, (2002)
- [Rak_93] R. Rakotomalala, P. Joyot
Arbitrary Lagrangian Eulerian thermomechanical finite element model of material cutting
Journal of Numerical Methods in Engineering, 9 (1993) p975-987
- [Reb_02] P.A. Rebro, Y.C. Shin, F.P. Incropera
Laser-Assisted Machining of Reaction Sintered Mullite Ceramics
Journal of Manufacturing Science and Engineering, 124 (2002) p875-885
- [Reb_04] P.A. Rebro, Y.C. Shin, F.P. Incropera
Design of operation conditions for crackfree laser-assisted machining of mullite
Inter. Journal of Machine Tools & Manufacture, 44 (2004) p667-694
- [Roz_00a] J.C. Rozzi, F.E. Pfefferkorn, F.P. Incropera, Y.C. Shin
Transient, three-dimensional heat transfer model for the laser assisted machining of silicon nitride: I. Comparison of predictions with measured surface temperature histories
International Journal of Heat and Mass Transfer, 43-8 (2000) p1409-1424
- [Roz_00b] J.C. Rozzi, F.P. Incropera, Y.C. Shin
Transient, three-dimensional heat transfer model for the laser assisted machining of silicon nitride: II. Assessment of parametric effects.
International Journal of Heat and Mass Transfer, 43-8 (2000) p1425-1437
- [Roz_98a] J.C. Rozzi, F.E. Pfefferkorn, F.P. Incropera, Y.C. Shin
Transient Thermal Response of a Rotating Cylindrical Silicon Nitride Workpiece Subjected to a Translating Laser Heat Source: II. Parametric Effects and Assessment of a Simplified Model
ASME Journal of Heat Transfer, 120 (1998) p899-906
- [Roz_98b] J.C. Rozzi, F.P. Incropera, Y.C. Shin
Transient Thermal Response of a Rotating Cylindrical Silicon Nitride Workpiece Subjected to a Translating Laser Heat Source: I. Comparison of Surface Temperature Measurement with Theoretical Results
ASME Journal of Heat Transfer, 120 (1998) p907-915
- [Sal_95] W. Ben Salem, A. Melhaoui, P. Cohen, F. Ahdad, J-P Longuemard
Usinage assisté par laser
Mécanique Industrielle et Matériaux, 48-1 (1995) p29-30

- [Shet_03] C. Shet, X. Deng, A. Bayoumi
Finite element simulation of high-pressure water-jet assisted metal cutting
International Journal of Mechanical Sciences, 45 (2003) p1201-1228
- [Skv_05] S. Skvarenina, Y.C. Shin
Laser-assisted machining of compacted graphite iron
Inter. Journal of Machine Tools & Manufacture, 46-1 (2006) p7-17
- [Ste_95] G. Stern
Absorption des rayonnements laser CO2 et Nd:YAG en traitement de surface
Revue Française de Mécanique 4 (1995)
- [Str_85] J.S. Strenkowski, J.T. Carroll
A finite element model of orthogonal metal cutting
Journal of Engineering for Industry, 107 (1985) p347-354
- [Tia_05] Y.S. Tian, C.Z. Chen, S.T. Li, Q.H. Huo
Research progress on laser surface modification of titanium alloys
Applied Surface Science, 242 (2005) p177-184
- [Tia_06] Y. Tian, Y.C. Shin
Laser-assisted burnishing of metals
Inter. Journal of Machine Tools & Manufacture, 47-1 (2006) p14-22
- [Wan_02] Y. Wang, L.J. Yang, N.J. Wang
An investigation of laser-assisted machining of Al₂O₃ particle reinforced aluminium matrix composite
Journal of Materials Processing Technology, 129 1-3 (2002) p268-272
- [Yan_89] H.T.Y. Yang, M. Heinstrein, J.M. Shih
Adaptive 2D finite element simulation of metal forming processes
Journal of Numerical Methods in Engineering, 28 (1989) p1409-1428
- [Zha_02] C. Zhang, Y.C. Shin
A novel laser-assisted truing and dressing technique for vitrified CBN wheels
Inter. Journal of Machine Tools & Manufacture, 42 (2002) p825-835

* Article en cours d'impression, mais disponible en ligne sur www.sciencedirect.com

Annexe I

Caractéristiques de l'acier 42CrMo4 utilisé

Cette fiche décrit le matériau utilisé pour les essais expérimentaux et précise les caractéristiques mécaniques, physiques et thermiques utilisées lors de sa modélisation dans les différentes simulations numériques (thermique ou thermomécanique).

I) Analyse chimique et métallographique

Il s'agit d'un acier faiblement allié hypoeutectoïde. La spectrographie d'un échantillon donne la composition des éléments d'addition suivant leur pourcentage, comme le montre le tableau suivant.

CR2	MN	C	Cu1	Si1	MO	S	NI1	P	CO	V
0,960 %	0,853 %	0,449 %	0,217 %	0,217 %	0,173 %	0,106 %	0,064 %	0,018 %	0,005 %	0,003 %

Tableau 1 : Pourcentage des éléments d'addition

La teneur en soufre élevée (0,1 %) indique que le matériau a été resulfuré, afin d'améliorer son usinabilité (nuance 42CrMo4 R).

La micrographie du matériau (Figure1) montre une structure ferrito-bainitique inférieure. Quelques inclusions de sulfure de manganèse sont présentes.

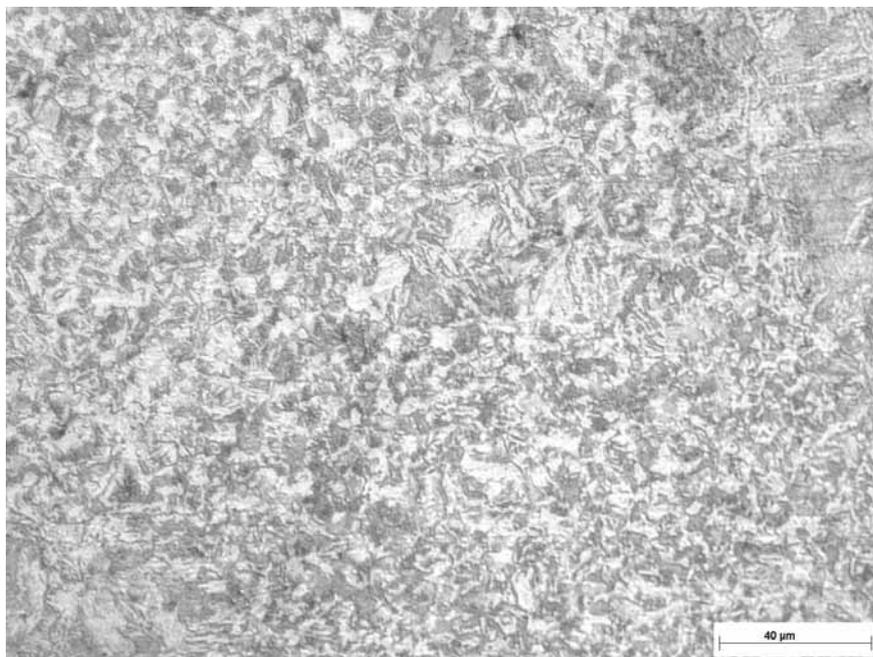


Figure 1 : Micrographie de 42CrMo4 utilisé pour les essais

La dureté du matériau a été mesurée à 348 HV soit environ 36 HRc.

II) Modélisation du matériau pour les différentes simulations

II.1) Modélisation thermique

Cette modélisation du matériau a été utilisée pour la simulation du déplacement du faisceau laser sur la pièce. Seules les propriétés thermiques et la densité du matériau ont été spécifiées. Les propriétés physiques (densité) et thermiques (capacité calorifique et conductivité) regroupées dans le tableau suivant (tableau 2), ont été relevées dans les travaux de L. Fan [Fan_94]. Ces trois grandeurs sont données en fonction de la température pour tenir compte de la sensibilité du matériau à la température. La valeur affectée à la capacité calorifique pour une température de 750 °C permet de tenir compte du changement de phase (transformation AC1).

Température (°C)	Densité - ρ -	Capacité calorifique - C_p - ($J.Kg^{-1}.^{\circ}C^{-1}$)	Conductivité - K - ($J.m^{-1}.s^{-1}.^{\circ}C^{-1}$)
0	7,857	459	52
50	7,850	480	51
100	7,843	500	51
150	7,829	520	50
200	7,814	541	48
250	7,800	561	47
300	7,786	581	46
350	7,771	601	44
400	7,750	622	42
450	7,729	642	40
500	7,714	662	38
550	7,693	682	36
600	7,671	703	34
650	7,650	730	32
700	7,629	784	30
750	7,614	1595	27
800	7,629	622	25
850	7,643	486	25
900	7,614	541	25
950	7,586	622	26
1000	7,557	635	27
1050	7,536	649	28
1100	7,507	662	28
1150	7,486	676	29

Tableau 2 : Evolution de la densité, de la capacité calorifique et de la conductivité en fonction de la température [Fan_94]

II.2) Modélisations thermomécaniques

Les modélisations thermomécaniques du matériau ont été utilisées pour les simulations ‘détermination des contraintes résiduelles’ et ‘la simulation de la coupe’. Les deux modélisations sont communes, seuls quelques paramètres sont spécifiques aux simulations.

Les paramètres thermiques et mécaniques suivants ont été choisis indépendants de la température (tableau 3). Leurs valeurs ont été relevées dans les travaux de F. Ali [Ali_01].

Module de Young - E -	Coefficient de Poisson - ν -	Densité - ρ -	Capacité calorifique - Cp -	Conductivité - K -
210 GPa	0,28	7,69	460 J.Kg ⁻¹ .°C ⁻¹	46 W.m ⁻¹ .°C ⁻¹

Tableau 3 : Caractéristiques du matériau utilisées pour les simulations thermomécaniques [Ali_01]

Pour la simulation de détermination des contraintes résiduelles le coefficient de dilution du matériau a été ajouté. Sa valeur a été choisie à $12.10^{-6} \text{ °C}^{-1}$ (www.matweb.com).

Afin de tenir compte de l'évolution de la contrainte d'écoulement avec la déformation plastique équivalente (écrouissage), avec la vitesse de déformation plastique équivalente (viscosité) et avec la température, une loi de Johnson-Cook a été implantée. La contrainte d'écoulement est donc calculée par la relation suivante [Joh_83].

$$\sigma = \left[A + B \varepsilon^p \right] \left[1 + C \cdot \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_{ref}}{T_f - T_{ref}} \right)^m \right]$$

Avec

Paramètres matériau						Paramètres de référence	
<i>A</i>	<i>B</i>	<i>C</i>	<i>n</i>	<i>m</i>	<i>T_f</i>	$\frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_0}$	<i>T_{ref}</i>
598 MPa	768 MPa	0,013	0,292	0,807	1550 °C	0,001 s ⁻¹	23 °C

Cette loi a été légèrement simplifiée pour la simulation de détermination des contraintes résiduelles afin de diminuer le temps de calcul. En effet, les vitesses de déformation étant très lentes, le deuxième terme (sensibilité à la viscosité) a été négligé.

Annexe II

Caractéristiques de l'acier 100Cr6 utilisé

Deux lots de matériau d'acier 100Cr6 ont été utilisés. Le premier lot, tube de diamètre 130 mm – 90 mm, a été traité pour réaliser les essais UAL sur un matériau à 57 HRc. Le second lot a été livré sous la forme d'étiré rond de diamètre ϕ 18 mm par Thyssen France S.A., et fabriqué en sous traitance par l'entreprise Espagnole Sidenor.

I) Composition chimique

La spectrographie par étincelage du premier lot non traité donne la composition suivante :

Éléments d'addition	Chrome (Cr ₂)	Carbone (C)	Manganèse (Mn)	Silicium (Si ₁)	Cuivre (Cu ₁)
% spectrographie	1,527	1,054	0,357	0,246	0,149

Éléments d'addition	Nickel (Ni ₁)	Molybdène (Mo)	Soufre (S)	Phosphate (P)	Vanadium (V)
% spectrographie	0,100	0,037	0,016	0,013	0,003

Tableau 1 : Pourcentage des éléments d'addition du 100Cr6 (avant traitement) utilisé pour les essais d'UAL

Pour le deuxième lot, la composition chimique du métal inscrite dans la fiche réception est comparée aux résultats obtenus par spectrographie par étincelage dans le tableau suivant.

Éléments d'addition	Chrome (Cr ₂)	Carbone (C)	Manganèse (Mn)	Silicium (Si ₁)	Cuivre (Cu ₁)
% spectrographie	1,450	0,955	0,350	0,310	0,190
% fiche réception	1,457	0,930	0,327	0,300	0,169

Éléments d'addition	Nickel (Ni ₁)	Molybdène (Mo)	Soufre (S)	Phosphate (P)	Vanadium (V)
% spectrographie	0,171	0,060	0,013	0,013	0,004
% fiche réception	0,155	0,057	0,017	0,014	0,003

Tableau 2 : Pourcentage des éléments d'addition du 100Cr6 recuit utilisé pour les éprouvettes de fatigue

II) Métallurgie

L'état initial des lopins avant traitement thermique était constitué d'une microstructure homogène de cémentite et perlite globulaire très fine (figure 1). La dureté a été mesurée à 22 HRc.

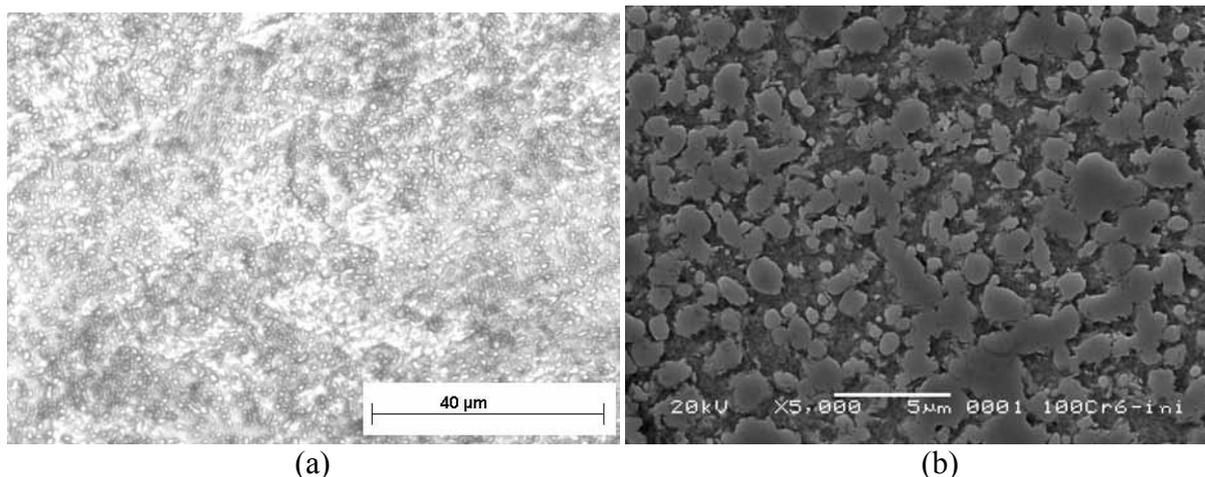


Figure 1 : Microstructure initiale du 100Cr6 (a) microscope optique (b) MEB

Une trempe dans la masse, suivie d'un revenu, ont été réalisés. Le cycle du traitement est résumé dans le tableau suivant.

Température d'austénitisation	Refroidissement (trempe)	Température du revenu
850 °C pendant 30 minutes	eau	250 °C pendant 60 minutes

Tableau 3 : Cycle du traitement thermique effectué

A cette température d'austénitisation (850 °C) les carbures ne sont pas dissous. Après traitement, la microstructure est une matrice de martensite avec de nombreux carbures (figure 2). La dureté a été mesurée à 57 HRc.

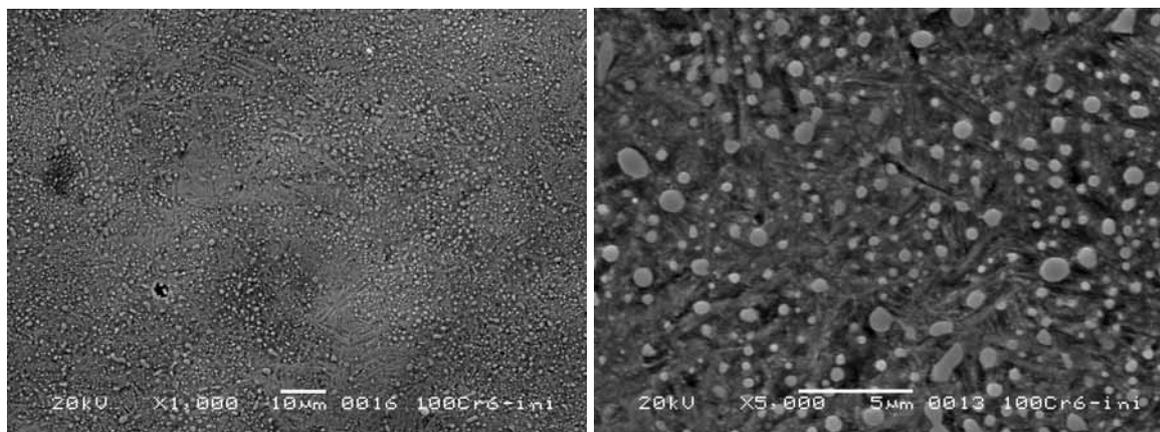


Figure 1 : Microstructure du 100Cr6 après traitement (MEB)

Annexe III

Caractéristiques de l'alliage de titane Ti6Al4V utilisé

I) Caractéristiques mécaniques

D'après Yves COMBRES - « Propriété du titane et de ses alliages. » - Techniques de l'Ingénieur, article référencé M 557

L'alliage Ti6Al4V représente 65 % des applications du titane en temps que métal. Il contient 6 % d'Aluminium, 4 % de Vanadium. Les propriétés physiques spécifiques sont données dans le tableau 1. Ces valeurs sont notées pour un alliage non traité thermiquement (structure équiaxe).

Propriétés du Ti6Al4V	Valeurs
Masse volumique ρ	4,42 g.cm ⁻³
Module d'Young	100 GPa
Résistance mécanique R_m	1000 MPa
Résistance plastique $R_{p0.2}$	830 MPa
Allongement	18 %
Résistance spécifique $R_{p0.2}/\rho$	188 MPa.cm ³ .g ⁻¹
Ténacité (Ti6Al4V lamellaire)	40 à 60 MPa.m ^{-0.5}
Ténacité (Ti6Al4V équiaxe)	70 à 90 MPa.m ^{-0.5}
Limite à 10 ⁸ cycles (équiaxe)	600 MPa

Tableau 1 : Propriétés générale du Ti6Al4V

II) Caractéristiques microstructurales

D'après Yves COMBRES, Bernard CHAMPIN « Traitements thermiques des alliages de titane » Techniques de l'ingénieur, article référencé M 1335

Les différentes phases rencontrées sont :

- La phase α , stable au dessous de 882°C dans le titane pur, qui est de structure hexagonale compacte.
- La phase β , stable au dessus de 882°C dans le titane pur, qui est de structure cubique centrée.

Après une trempe énergétique à partir du domaine β , la structure du titane est de type martensitique hexagonale α' qui se présente généralement sous forme d'aiguilles. En cas de refroidissement plus lent, on peut noter deux phases α différentes : la phase α_1 , ou α_{primaire} , qui se forme à haute température sous forme de nodules plus ou moins équiaxes, et la phase α_2 , ou $\alpha_{\text{secondaire}}$, qui est issue de la transformation de phase β résiduelle lors d'un recuit. Elle se présente sous la forme de lamelles entourées de phase β .

On distingue de plus la phase β_m ou $\beta_{\text{métastable}}$ qui correspond à une phase β existant à une température inférieure à son domaine de stabilité et la phase β_t ou β_{vieillit} qui est le résultat de la transformation de β en $\alpha+\beta$ qui est de structure lamellaire (lamelles de α dans β).

Le diagramme TRC du Ti6Al4V ci-dessous (Figure 1) permet de mieux visualiser les transformations de phase en fonction de la vitesse de refroidissement. Il apparaît sur le diagramme qu'à 1025°C le TiAl4V se trouve sous la forme β . Suivant la vitesse de refroidissement, le type de structure rencontrée va varier, et donc influencer la valeur des propriétés mécaniques qui y sont liées.

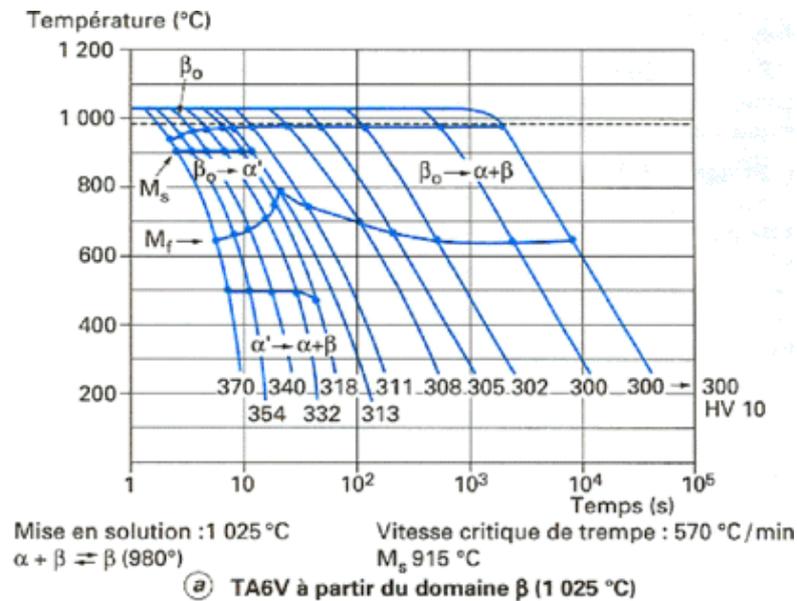


Figure 1 : Diagramme TRC du Ti6Al4V

La structure aiguillée est obtenue avec un refroidissement très rapide. En cas de refroidissement plus lent, les aiguilles de α vont s'épaissir pour former une structure lamellaire. La structure équiaxe, constituée de grains de α entouré de phase β est obtenue par traitement thermomécanique.

III) Matériau utilisé pour l'étude UAL

La composition chimique des barres de Ti6Al4V utilisé pour l'étude est donnée par la fiche de réception du matériau. Les teneurs sont consignées dans le tableau ci-dessous :

Elément d'addition	Aluminium (Al)	Vanadium (V)	Fer (Fe)	Oxygène (O)	Carbone (C)	Nickel (N)
% massique	6,38	4,17	0,175	0,165	0,01	0,0055

Tableau 2 : Composition chimique du Ti6Al4V étudié

Cette même fiche donne aussi les caractéristiques mécaniques suivantes :

Rp 0,2 %	Rm	A
906 MPa	983 MPa	18%

Tableau 3 : Caractéristiques mécaniques du Ti6Al4V étudié

La dureté du matériau a été mesurée à 355 HV20.

L'analyse de la microstructure a été effectuée avec un microscope optique et avec un microscope électronique à balayage (Figure 4). La microstructure observée est de type équiaxe avec une taille de grain d'environ 10 μm .

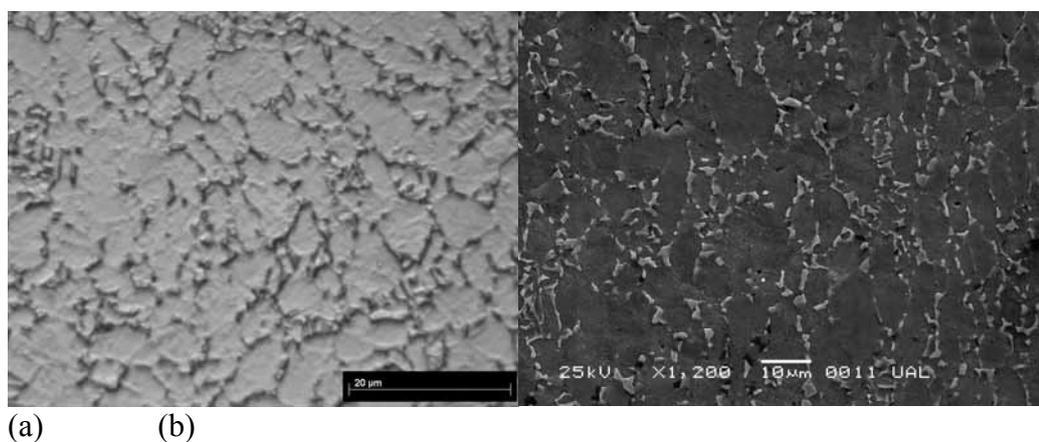


Figure 2 : Analyse de la microstructure du Ti6Al4V étudié (a) avec un microscope optique et (b) avec un MEB

Annexe IV

Plan d'expérience

I) Introduction

Tout phénomène Y dépend de nombreux paramètres x_i . En usinage par exemple, l'usure de l'outil dépendant de la vitesse de coupe, de la profondeur de passe, de l'avance, de la nuance de la plaquette, du revêtement, du matériau usiné... Ces paramètres sont généralement nombreux et difficilement modélisables. Un plan d'expériences représente l'outil adéquat pour connaître les effets des différents paramètres, et de leurs interactions, sur le phénomène étudié.

Un plan d'expériences consiste à mettre en œuvre une stratégie de travail dans le but de réduire le nombre des essais. Pour cela plusieurs cas sont envisageables :

- **Plan factoriel complet**

Tous les essais possibles sont réalisés. Ces plans permettent l'étude de 2 à 5 paramètres au maximum car le nombre d'expériences est très important.

- **Plan complet 2^k**

Plan factoriel complet où tous les facteurs ont 2 niveaux. Il y a 2^k essais au total. Ces plans supposent que les effets des paramètres sont linéaires sur le domaine du plan.

- **Plans fractionnaires 2^{k-p}**

Pour réduire le nombre d'essais seulement 2^{k-p} essais du plan complet sont réalisés. Le 'coût' de l'expérimentation est donc plus faible mais les paramètres sont couplés à certaines interactions. Les effets des interactions couplées se rajoutent alors à l'effet du paramètre. Il est alors impossible de dissocier l'effet du paramètre et les effets des interactions. Le paramètre est alors aliéné à des interactions. Ce type de plan est approprié pour réduire le nombre d'essais quand les effets des interactions sont négligeables (peu de couplage des paramètres entre eux).

Seuls des plans complets ont été utilisés lors des essais en UAL. En effet, ces plans permettent de limiter le nombre d'essais sans aliéner des paramètres et interactions entre eux. Le premier plan d'expérience utilisé sur l'acier 42CrMo4 a montré un très fort couplage des paramètres entre eux. Les effets des interactions sont donc non négligeables face aux effets des paramètres eux-mêmes. Dans ces conditions, il est impossible de déterminer les effets des paramètres avec un plan fractionnaire. Seul le plan complet à deux niveaux sera présenté dans cette annexe.

II) Plans factoriels complets pour k paramètres à 2 niveaux

Tous les paramètres vont prendre les valeurs extrêmes du domaine d'étude. Les deux niveaux fixés pour chaque paramètre seront donc le minimum (noté -1 en variable réduite) et le maximum (noté +1 en variable réduite) du paramètre. Toutes les combinaisons devront être expérimentées. Le plan d'expérience pour un phénomène Y avec deux paramètres (x_1 et x_2)

est donné dans le tableau suivant. Chaque ligne définit une expérience. Ici, seulement quatre expériences suffisent pour conclure.

N° essai	Paramètre x_1 (facteur 1)	Paramètre x_2 (facteur 2)	Réponse Y
1	Niveau maxi (+1)	Niveau maxi (+1)	Y1
2	Niveau maxi (+1)	Niveau mini (-1)	Y2
3	Niveau mini (-1)	Niveau maxi (+1)	Y3
4	Niveau mini (-1)	Niveau mini (-1)	Y4

Tableau 1 : Matrice expérimentale du plan d'expérience

Calcul des effets des paramètres

L'effet moyen du facteur i représente l'influence du paramètre sur la réponse quand il passe du niveau moyen (niveau 0) au niveau +1, ou du niveau -1 au niveau 0, il est noté E_i . L'effet moyen d'un facteur correspond à la moyenne de la réponse pondéré par les valeurs réduites (± 1) du paramètre. L'effet moyen du paramètre x_1 vaut alors

$$E_1 = \frac{Y1 + Y2 - Y3 - Y4}{2}$$

Calcul des effets des interactions

En l'absence d'interaction entre deux facteurs, la différence des réponses d'un facteur qui passe du niveau -1 au niveau +1 est la même quel que soit le niveau de l'autre facteur.

L'effet de l'interaction entre les facteurs 1 et 2, noté E_{12} , peut être calculé en réalisant la moyenne de la réponse pondéré par le produit des deux colonnes 1 et 2 entre elles si on travaille en variables réduites. Le tableau suivant suivi du calcul donne un exemple du calcul d'une interaction dans un cas simple.

Essai	x_1 (facteur 1)	x_2 (facteur 2)	Interaction12	Réponse Y
1	-1	-1	(-1) x (-1) = +1	Y1
2	+1	-1	(+1) x (-1) = -1	Y2
3	-1	+1	(-1) x (+1) = -1	Y3
4	+1	+1	(+1) x (+1) = +1	Y4

L'effet de l'interaction 1-2 vaut $E_{12} = \frac{Y1 - Y2 - Y3 + Y4}{4}$

Détermination du modèle polynomial de la réponse

La réponse peut s'écrire sous une forme polynôme du premier degré en fonction des paramètres. Le polynôme s'exprime pour deux variables de la façon suivante :

$$Y = \bar{Y} + E_1 \cdot \tilde{x}_1 + E_2 \cdot \tilde{x}_2 + E_{12} \cdot \tilde{x}_1 \tilde{x}_2$$

Avec \bar{Y} moyenne des réponses du plan d'expérience

E_i effet du paramètre x_i

$\tilde{x}_i \in [-1; +1]$ valeur réduite du paramètre x_i

Annexe V

Principe de mesure de dureté sous faible charge

1) Le nanoindenteur

A la manière des essais de micro-indentation comme Brinell, Vickers ou Rockwell, l'essai de nanoindentation consiste à appliquer un poinçon rigide (indenteur) sur une surface. Le CER de l'ENSAM d'Angers a un appareil Nano Indenter® XP de MTS pour effectuer ce type de mesure (figure 1).

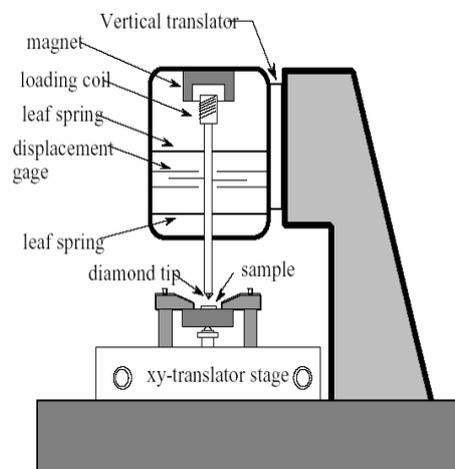


Fig. 1: schéma de principe du nano-indenteur XP® de MTS

L'appareil enregistre la force appliquée P , et le déplacement engendré h . Un exemple de résultat obtenu est représenté sur la figure 2. Les machines actuelles sont généralement utilisées dans une gamme de force de 10^{-7} N à 10 N pour une résolution en déplacement inférieure au nanomètre.

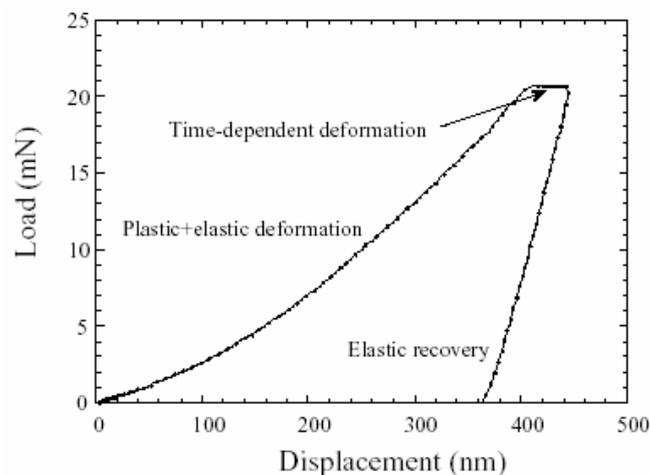


Fig. 2: Courbe typique d'un essai de nano-indentation

La forme des pointes peut varier (sphère, cône, pyramide), mais la plus courante est l'indenteur de Berkovitch correspondant à une pyramide à trois faces dont le rapport géométrique entre l'aire de contact projetée et le carré de la profondeur est égal à celui de la pyramide à quatre faces de Vickers :

$$A = 24.5 \cdot h_C^2$$

Contrairement à la pointe de Vickers, la géométrie à trois faces de l'indenteur de Berkovitch permet de réaliser des indenteurs pointus se terminant théoriquement par un point unique. En pratique cependant, les pointes sont toujours émoussées et on mesure des rayons de pointes au mieux de 20 à 40 nanomètres. De ce fait, pour des faibles pénétrations l'indenteur est souvent assimilé à une sphère.

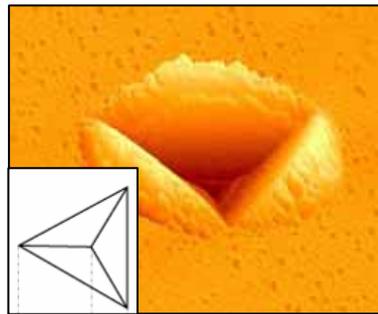


Fig. 3: Exemple d'empreinte d'une pointe Berkovitch vue à l'aide d'un microscope à force atomique

2) Exploitations des résultats

Quelle que soit la profondeur de pénétration h , la dureté d'un matériau est définie par le rapport entre la force appliquée sur la pointe et l'aire réellement en contact entre l'indenteur et la surface, projetée suivant l'axe d'indentation :

$$H = \frac{P}{A(h)}$$

On notera que cette définition est différente de celle des essais de micro-indentation pour lesquels $A(h)$ est remplacée par l'aire projetée de l'empreinte résiduelle laissée après le retrait de l'indenteur. Ainsi la micro-dureté d'un matériau parfaitement élastique est infinie, l'aire résiduelle étant nulle, tandis que la nano-dureté du même matériau est bien définie. En d'autres termes, la dureté obtenue en nanoindentation inclut à la fois les propriétés élastiques et plastiques d'un matériau.

L'estimation de la dureté dépend de la connaissance précise de l'aire de contact projetée à une profondeur donnée (relation $A(h)$). Or cette dernière est influencée par le défaut de pointe ainsi que par la déformation de la surface indentée (figure 4). Pour un indenteur Berkovitch, Oliver et Pharr [Oli_92] ont proposé d'écrire $A(h)$ sous la forme :

$$A_P(h_C) = 24.5 \cdot h_C^2 + \sum_{i=0}^8 C_i \cdot h_C^{2-i}$$

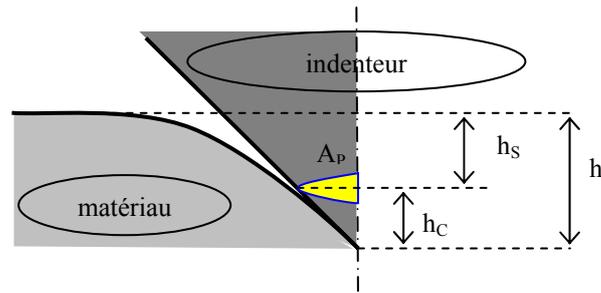


Figure 4 : Géométrie du contact avec les différentes grandeurs prises en compte dans le calcul

Le terme au premier ordre décrit l'indenteur de géométrie parfaite tandis que les suivants représentent les variations dues au défaut de pointe. Pour chaque pointe, les huit coefficients $C_{i=\{1,8\}}$ sont déterminés expérimentalement à partir de plusieurs mesures de la complaisance résultante du système composé de la machine et de l'indentation (figure 5) :

$$C = \frac{dh}{dP} = C_{machine} + C_{indentation}$$

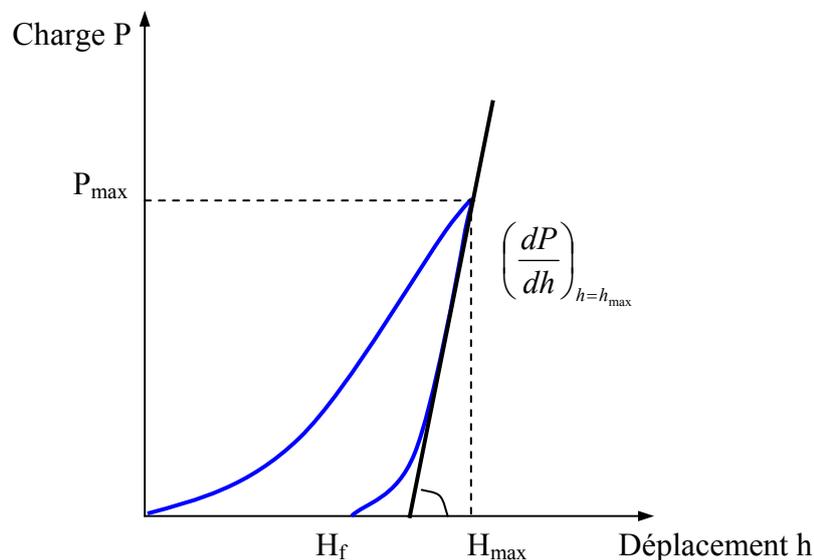


Figure 5: Graphique avec les grandeurs importantes pour l'exploitation des résultats d'un essai de nanoindentation

Sachant que la complaisance de l'indentation est directement mesurable à partir de la pente prise au début de la décharge:

$$S = \left(\frac{dP}{dh} \right)_{P=P_{max}} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \beta \cdot E_R \cdot \sqrt{A}$$

β : Facteur de correction, $\beta = 1,034$ pour une pointe Berkovitch

Dans l'expression précédente, E_R est le module d'Young réduit, prenant en compte la rigidité de l'indenteur :

$$E_R = \frac{1}{\left(\frac{1-\nu^2}{E} \right)_{matériau} + \left(\frac{1-\nu^2}{E} \right)_{indenteur}}$$

Une fois l'expression de l'aire de contact déterminée, il reste à calculer la profondeur h_C de la zone réellement en contact avec l'indenteur au début de la décharge. Dans la plupart des cas, h_C est inférieur à la profondeur de pénétration du fait de la déflexion plastique de la surface en périphérie du contact. Oliver et Pharr [Oliv_92] écrivent la profondeur de contact comme :

$$h_C = h_{\max} - \varepsilon \cdot \frac{P_{\max}}{S}$$

ε : Constante, $\varepsilon = 0,75$ pour une pointe Berkovitch

Le dépouillement d'un essai de nanoindentation (figure 6) consiste alors à calculer la dureté H à partir des équations décrites précédemment. Le module d'Young est ensuite estimé.

Notons que pour déterminer les propriétés du matériau à la profondeur donnée, il est nécessaire de disposer de la courbe de décharge à cette profondeur. Cette nécessité a motivé le développement de méthodes dites de « raideurs continues » (Continuous Stiffness Method) qui consistent à superposer une force d'excitation sinusoïdale à la force appliquée. L'essai d'indentation quasi statique devient alors dynamique et l'évolution de la dureté avec la profondeur est mesurée au cours de l'essai d'indentation.

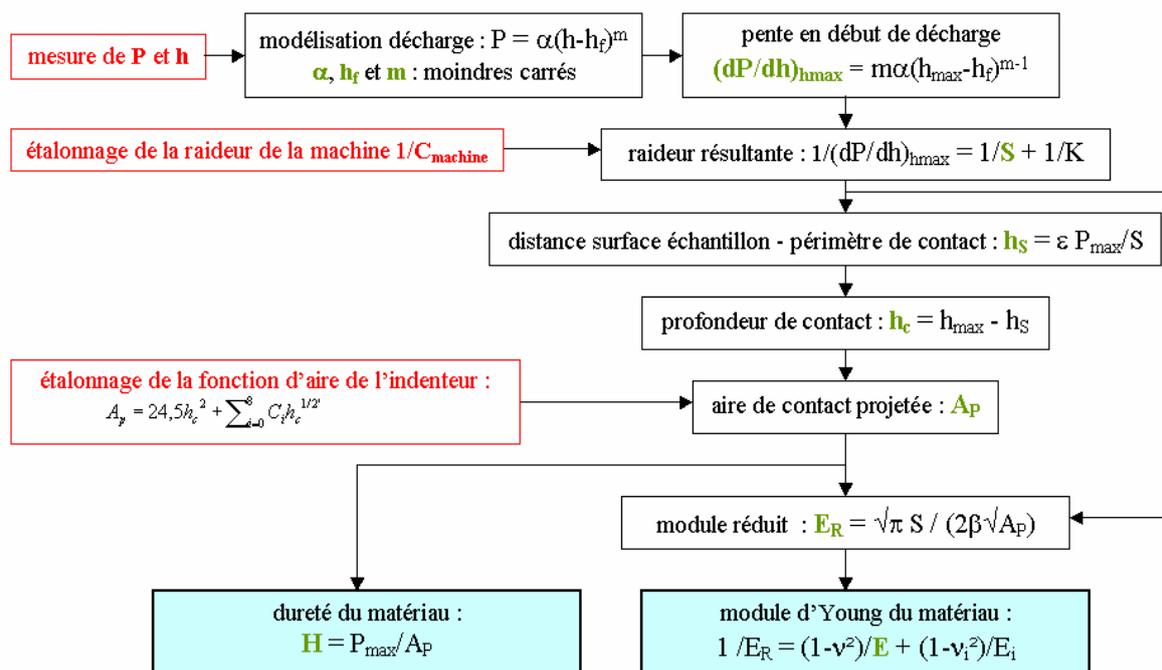


Fig. 6 : organigramme expliquant la méthode de dépouillement d'un essai d'indentation avec le modèle d'Oliver et Pharr [Oli_92]

Annexe VI

Méthode d'analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X

Il existe un certain nombre de méthodes pour la détermination des contraintes résiduelles comme la méthode du trou incrémental, la diffraction des rayons X, les ultrasons. Le CER de l'ENSAM d'Angers dispose d'un appareil PROTO XRD (figure 1) qui permet l'analyse de diffraction des rayons X. Cette méthode permet de déterminer les contraintes résiduelles des surfaces de manière non destructive. En effet la profondeur de pénétration des rayons X étant très faible (de l'ordre de 20 μm), les contraintes calculées sont représentatives des contraintes moyennes sur l'épaisseur d'une couche surfacique de faible épaisseur.

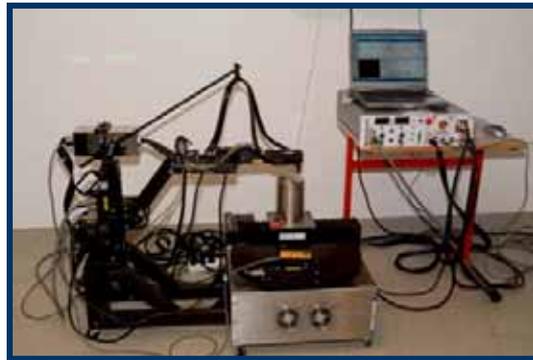


Fig. 1 : Appareil d'analyse de diffraction des rayons X du CER ENSAM d'Angers

Pour déterminer les contraintes plus en profondeur (profil), il faut effectuer des polissages électrochimiques pour retirer une couche de matériau donnée, entre chaque mesure. Dans ce cas, une ablation de matière est réalisée sur la pièce. Le polissage électrochimique n'introduit pas de nouvelles contraintes résiduelles, et la relaxation des contraintes du fait de l'ablation de la couche de surface est négligeable.

1) Loi de Bragg

Le principe de base pour la diffraction est modélisé par la loi de Bragg. Lorsque l'on bombarde un cristal avec un rayon, qui a une longueur d'onde de l'ordre de la distance interatomique, il se produit un phénomène de diffraction. Soit 2θ l'angle entre la direction des rayons incidents et celle des rayons diffractés. Quand la différence de marche entre les rayons incidents et les rayons diffractés par les atomes est égale à un nombre entier de fois la longueur d'onde, il y a interférence constructive (figure 2).

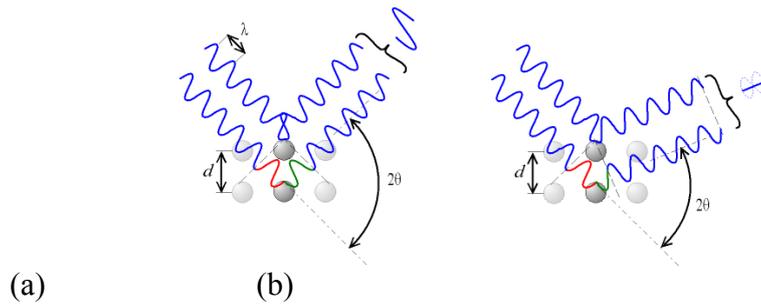


Fig. 2 : Interférences (a) constructive et (b) destructive

Il y a interférence constructive quand la loi de Bragg est satisfaite :

$$2d_{hkl} \sin \theta = n\lambda$$

avec :

- d_{hkl} : distance inter-réticulaire
- θ : demi-angle de déviation
- n : ordre de diffraction (nombre entier)
- λ : longueur d'onde des rayons X

2) Détermination des déformations par diffraction

Pour déterminer les contraintes dans un matériau par diffraction, il faut tout d'abord mesurer la déformation conventionnelle (figure 3) :

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d_0} \quad \text{soit :} \quad \varepsilon = \frac{\sin \theta_0}{\sin \theta} - 1$$

avec :

d_0 et θ_0 : distance inter-réticulaire et position du pic de diffraction du matériau sans contrainte
 d et θ : distance inter-réticulaire et position du pic de diffraction du matériau sous contraintes

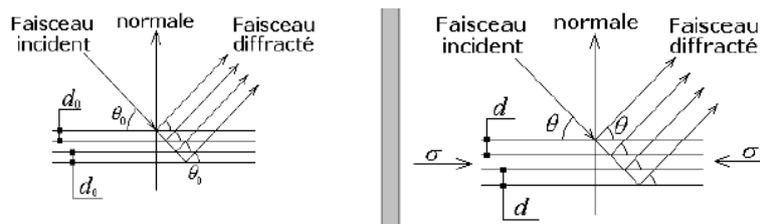


Fig. 3 : Variation de la distance inter-réticulaire et de l'angle de diffraction en fonction de la déformation élastique du réseau cristallin

La déformation mesurée par la variation de position de l'angle de diffraction θ est donc une déformation élastique dans la direction de la normale aux plans diffractant, c'est-à-dire selon la bissectrice des faisceaux incidents et diffractés.

3) Détermination des contraintes

3.1) Etat uniaxial de contraintes

Si on applique une contrainte uniaxiale σ_{11} sur une pièce, elle se trouvera dans un état de déformation décrit par le tenseur de déformation ε suivant :

$$\begin{aligned}\varepsilon_{\psi} &= n.\varepsilon.n^t = n_i n_j \varepsilon_{ij} = \sin^2 \psi . \varepsilon_{11} + 0 . \varepsilon_{22} + \cos^2 \psi . \varepsilon_{33} \\ \varepsilon_{\psi} &= \frac{1+\nu}{E} \sin^2 \psi . \sigma_{11} - \frac{\nu}{E} \sigma_{11} = \frac{1}{2} S_2 \sin^2 \psi . \sigma_{11} + S_1 . \sigma_{11}\end{aligned}$$

avec $\varepsilon_{\psi} = \varepsilon_n$ où n est la direction de mesure

3.2) Etat biaxial de contraintes

Dans ce cas le problème devient tridimensionnel et il est nécessaire de mesurer la déformation suivant une direction n décrite par deux angles ϕ et ψ (figure 4).

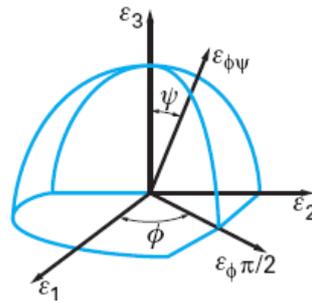


Fig. 4 : Définition du repère de mesure et des angles ϕ et ψ

La déformation mesurée $\varepsilon_n = \varepsilon_{\phi\psi}$ est la projection du tenseur ε sur la direction n de mesure :

$$\begin{aligned}\varepsilon_{\phi\psi} &= n.\varepsilon.n^t \\ &= n_i n_j \varepsilon_{ij} \\ &= \sin^2 \psi \cos^2 \phi . \varepsilon_{11} + \sin^2 \psi \sin^2 \phi . \varepsilon_{22} + \cos^2 \psi . \varepsilon_{33} \\ &\quad + \sin^2 \psi \sin 2\phi . \varepsilon_{12} + \sin 2\psi \sin \phi . \varepsilon_{23} + \sin 2\psi \cos \phi . \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{\phi\psi} &= \frac{1+\nu}{E} (\sigma_{11} \cos^2 \phi + \sigma_{12} \sin 2\phi + \sigma_{22} \sin^2 \phi) - \frac{\nu}{E} (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \\ \varepsilon_{\phi\psi} &= \frac{1+\nu}{E} \sigma_{\phi} \sin^2 \psi - \frac{\nu}{E} Tr(\sigma) = \frac{1}{2} S_2 . \sigma_{\phi} . \sin^2 \psi + S_1 . Tr(\sigma)\end{aligned}$$

Le principe de la détermination d'une contrainte dans une direction ϕ est alors le suivant : la déformation mesurée $\varepsilon_{\phi\psi}$ est tracée en fonction de $\sin^2 \psi$, d'où le nom de "méthode des $\sin^2 \psi$ " (figure 5). La pente de cette courbe est proportionnelle à σ_{ϕ} et l'ordonnée à l'origine est proportionnelle à la trace du tenseur des contraintes.

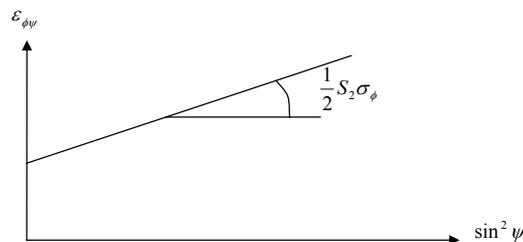


Fig. 5 : Loi des $\sin^2 \psi$

4) Détermination de l'écrouissage

La largeur des raies de diffraction est caractéristique de l'état de déformation plastique du volume irradié par les rayons X. Il permet de caractériser, de manière qualitative, l'état d'écrouissage du matériau lorsque celui-ci a été déformé mécaniquement (usinage, polissage mécanique, laminage,...) et/ou l'état microstructural du matériau à la suite de traitements thermiques (il évolue dans ce cas de manière similaire à la microdureté).

Lors de la mesure des déplacements des raies de diffraction (détermination de la contrainte σ_φ) leur largeur est déterminée :

- soit par la mesure prise au 2/5 de la hauteur (largeur de corde).
- soit en calculant le rapport de la surface par la hauteur de raie (largeur intégrale).

Les valeurs absolues des largeurs dépendant de l'appareillage utilisé n'ont pas de sens physique et ne peuvent être comparées qu'entre des séries de mesure réalisées dans les mêmes conditions. L'unité utilisée est le degré ($^\circ 2\theta$) ou le μm^{-1} selon qu'on l'exprime dans le réseau direct ou réciproque.

Annexe VII

Détermination de la limite de fatigue par la méthode de l'escalier

D'après l'ouvrage de C. Bathias et J.P. Bailon 'La fatigue des matériaux et des structures' 2^e édition revue et augmentée, HERMES (1997)

En 1948, Dixon et Mood [DIX 48] ont proposé la méthode dite "de l'escalier". Elle simplifie beaucoup la recherche des niveaux de contrainte d'essai, qui s'effectue automatiquement, et laisse à l'utilisateur une grande latitude quant au choix du nombre d'essais. Si la méthode est exécutable avec un faible nombre d'essais (15 minimum), il ne faut toutefois pas perdre de vue que la précision (justesse et fidélité) du résultat obtenu en dépendra fortement.

1) Règles d'exécution de la méthode de l'escalier

La durée maximale d'essai N est fixée et l'on définit un échelonnement d'amplitudes de contrainte en progression arithmétique dont le pas soit de l'ordre de grandeur de l'écart-type σ de la courbe de réponse.

Le premier essai sera effectué au niveau de cet échelonnement jugé a priori, le plus voisin de la médiane μ cherchée. A partir du second essai, le niveau d'amplitude de la contrainte est ainsi choisi :

si l'essai précédent s'est traduit par une non-rupture, choisir, pour le nouvel essai à effectuer, le palier de contrainte de l'échelonnement adopté immédiatement supérieur à celui utilisé lors du dernier essai ;

si l'essai précédent s'est traduit par une rupture, retenir, à l'inverse, le palier immédiatement inférieur.

En d'autres termes, d désignant le pas de l'échelonnement des contraintes et S_i la valeur adoptée pour le i -ième essai, on prendra :

$S_{i+1} = S_i + d$ si la i -ième éprouvette essayée ne s'est pas rompue

$S_{i+1} = S_i - d$ si cette i -ième éprouvette s'est rompue.

Les essais se poursuivent selon cette règle, les uns à la suite des autres, jusqu'à épuisement des N éprouvettes que l'on a décidé d'y consacrer.

2) Utilisation des résultats

Les résultats d'essais obtenus par cette méthode permettent d'estimer la résistance médiane à la fatigue au nombre de cycles fixé, et, en principe, l'écart-type.

Les calculs à effectuer sont simples.

On détermine d'abord le type d'événement qui s'est produit le moins fréquemment au cours de la série d'essais : rupture ou non-rupture. Les résultats de ce type suffisent, en effet, au calcul et sont retenus de préférence aux autres, le fait que les résultats d'un type donné (les ruptures, par exemple) soient plus nombreux que les autres étant souvent dus au choix d'un niveau de départ éloigné de la valeur à estimer. La séquence débute alors par une suite ininterrompue de résultats de même type dont l'inclusion entraînerait une erreur systématique.

On compte le nombre N_i des réalisations de cet événement à chaque niveau d'essai puis on numérote ces niveaux en attribuant la valeur $i = 0$ au plus faible de ceux auxquels il a été observé au moins une fois. i désignant le numéro du niveau d'essai, il faut alors calculer les quantités :

$$N = \sum_i N_i$$

$$A = \sum_i i.N_i$$

$$B = \sum_i i^2.N_i$$

L'estimation m de μ obtenue par la formule suivante : $m = S_0 + d \left(\frac{A}{N} \pm \frac{1}{2} \right)$

Dans laquelle :

S_0 : niveau d'indice 0 tel que défini plus haut
(le plus faible des niveaux utilisés auquel on a obtenu au moins un résultat du type retenu).

d : espacement des niveaux :

- + 1/2 si le calcul est basé sur les contraintes d'essai des éprouvettes non rompues.
- 1/2 s'il est basé sur les contraintes d'essai des éprouvettes rompues.

La méthode de l'escalier permet aussi d'obtenir une estimation s de l'écart-type σ de la courbe de réponse à la contrainte :

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

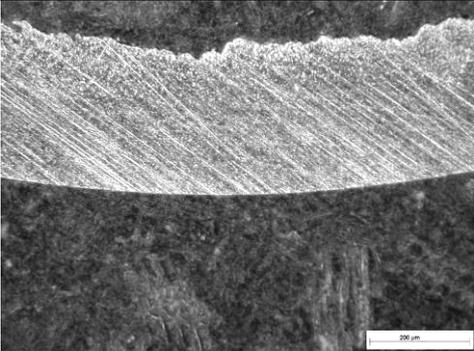
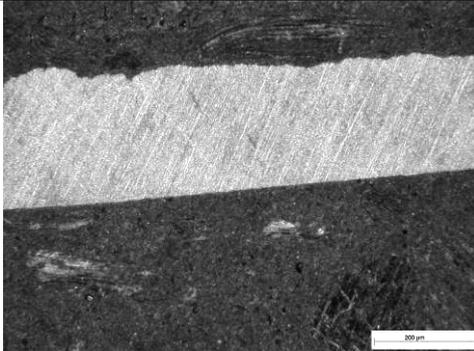
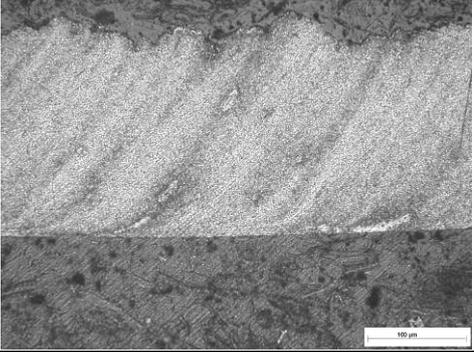
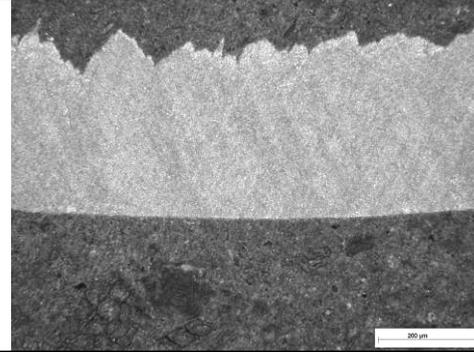
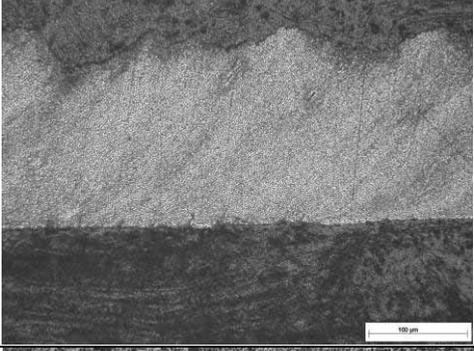
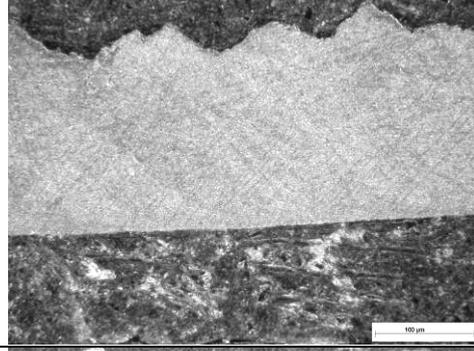
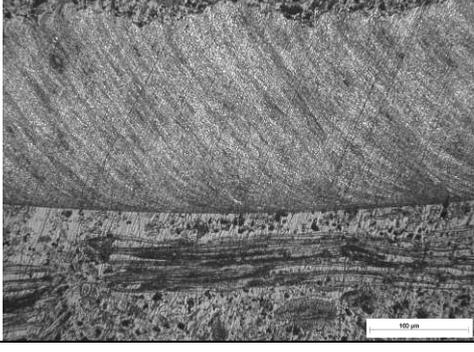
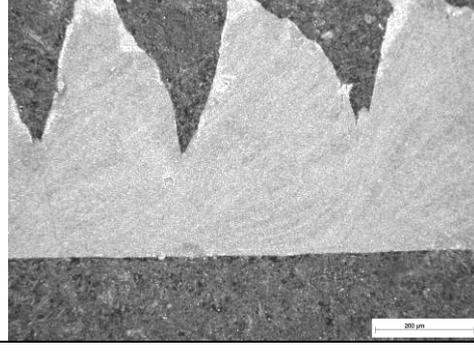
Selon Dixon et Mood [DIX 48] cette formule ne peut être utilisée qu'à condition que :

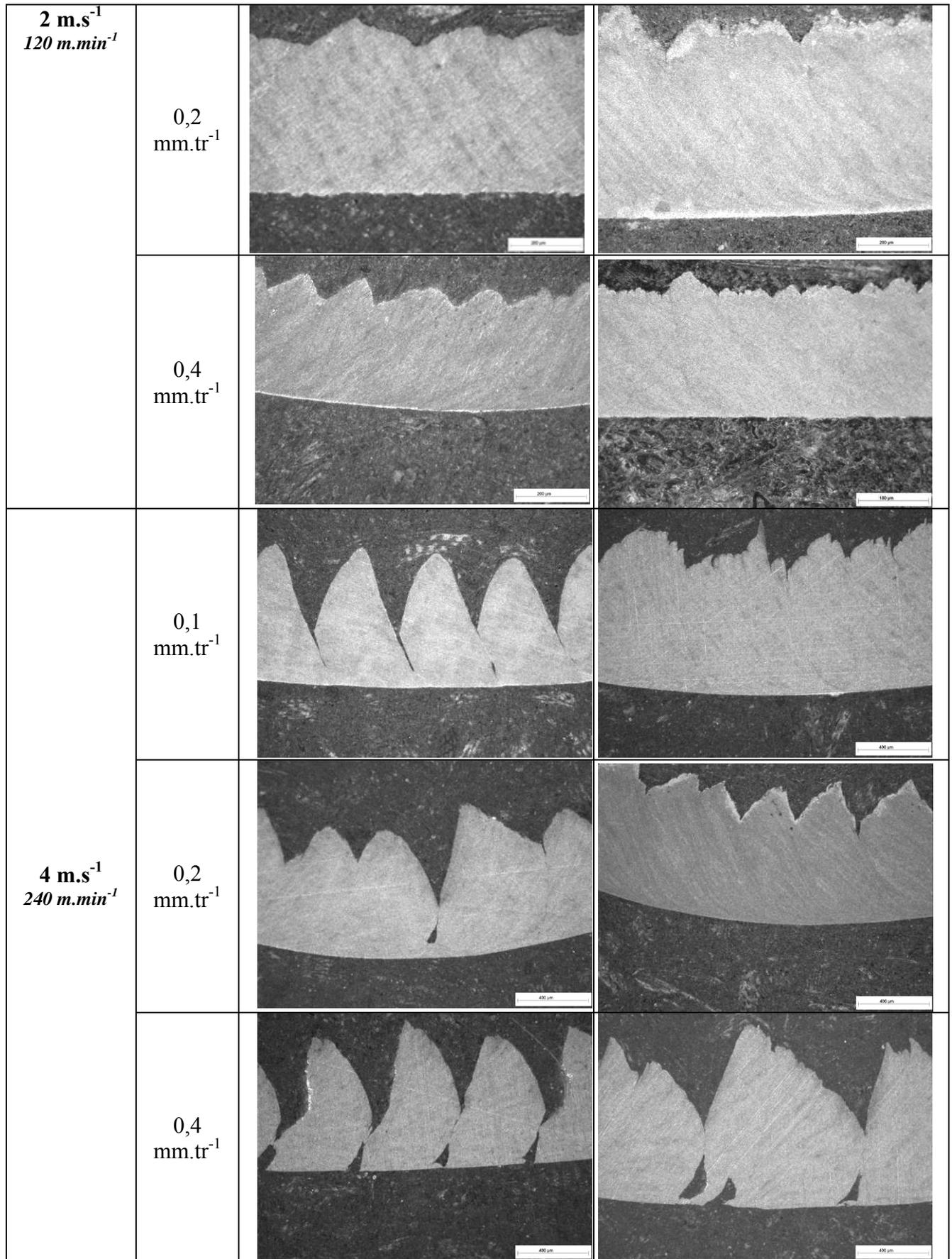
$$\frac{NB - A^2}{N^2} > 0,3$$

[DIX 48] W.J. Dixon, A.M. Mood
Journal of the American Statistical Association, 43 (1948) p109-126

Annexe VIII

Observation des copeaux en coupe orthogonale

Vitesse de coupe	Avance	Usinage Conventionnel	Usinage Assisté Laser
1 m.s^{-1} 60 m.min^{-1}	$0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$		
	$0,2 \text{ mm.tr}^{-1}$		
	$0,4 \text{ mm.tr}^{-1}$		
2 m.s^{-1} 120 m.min^{-1}	$0,1 \text{ mm.tr}^{-1}$		



Liste des figures

Fig. 1.	<i>Opération de chariotage en tournage</i>	6
Fig. 2.	<i>Représentation des faces et des arêtes d'un outil de chariotage</i>	6
Fig. 3.	<i>Plans d'outil en main sur un outil de chariotage d'après la norme NF E 66-503</i>	7
Fig. 4.	<i>Plans et angles en main sur un outil de chariotage</i>	7
Fig. 5.	<i>Configuration d'usinage en coupe (a) semi-orthogonale et (b) orthogonale</i>	8
Fig. 6.	<i>Zones de déformations lors de la formation du copeau</i>	8
Fig. 7.	<i>Dispositif d'assistance ultrason en tournage d'après [Bab_03] et [Bab_04b]</i>	10
Fig. 8.	<i>Dispositif d'assistance jet d'eau haute pression utilisé par Habak [Hab_04]</i>	11
Fig. 9.	<i>Schéma du dispositif d'assistance magnétique d'après [Man_04]</i>	12
Fig. 10.	<i>Dispositif d'assistance cryogénique d'après [Hon_01a]</i>	12
Fig. 11.	<i>Evolution de la résistance à la traction en fonction de la température pour différents matériaux [Mal_01]</i>	13
Fig. 12.	<i>Evolution (a) de l'effort de coupe et (b) de l'état de surface en fonction de la température de surface pour un usinage assisté plasma d'une pièce en Inconel 718 [Les_01].</i>	14
Fig. 13.	<i>Schéma du tournage assisté laser</i>	15
Fig. 14.	<i>Réduction de l'effort de coupe lors de l'usinage assisté laser d'un acier C40 en fonction (a) de la distance laser-outil, (b) de la puissance du laser et (c) de la vitesse de coupe.</i>	17
Fig. 15.	<i>Schéma de la formation de copeau en UAL d'une pièce en nitrure de silicium [Lei_00]</i>	18
Fig. 16.	<i>Comparaison de l'UAL et de la rectification sur le (a) temps et le (b) coût d'usinage d'une céramique [Lei_00].</i>	18
Fig. 17.	<i>Profil et valeur des critères d'état de surface pour un usinage de mullite en (a) UAL et en (b) rectification [Reb_02]</i>	19
Fig. 18.	<i>Comparaison du coût d'usinage d'une pièce en fonte à graphite compact pour (a) un usinage conventionnel ou (b) un UAL.</i>	19
Fig. 19.	<i>Comparaison du coût d'usinage de 58 cm³ d'Inconel 718 pour (a) un usinage conventionnel avec plaquette carbure, (b) un usinage conventionnel avec plaquette céramique et (c) en UAL.</i>	20
Fig. 20.	<i>Schéma de la coupe d'un composite en matrice d'aluminium renforcé d'alumine (Al₂O₃) [Wan_02]</i>	21
Fig. 21.	<i>Tour CN équipé d'un laser diode de 2 kW [Dum_06]</i>	21
Fig. 22.	<i>Comparaison de l'usure en dépouille en fonction de la longueur d'usinage pour un usinage conventionnel et deux usinages assistés laser avec un spot orienté différemment [Dum_06]</i>	22
Fig. 23.	<i>Principe de l'Usinage par Faïencage Laser [Mal_01]</i>	22
Fig. 24.	<i>Configuration initiale et finale issues du modèle Eulérien de Iwata [Iwa_84]</i>	25
Fig. 25.	<i>Configuration initiale et finale du modèle de Strenkowski et Carrol [Str_85]</i>	26
Fig. 26.	<i>Séparation (déboutonnage) des nœuds avec l'avance de l'outil</i>	26
Fig. 27.	<i>Modèle numérique Lagrangien avec remaillage (maillage et champ de température) [Mar_95]</i>	27
Fig. 28.	<i>Comparaison du maillage avec une méthode Lagrangienne (a) et ALE (b) après déformation d'un lopin par un poinçon [Gho_91]</i>	27
Fig. 29.	<i>Evolution du coefficient de réflexion en fonction de la longueur d'onde du faisceau sous une incidence normale</i>	30
Fig. 30.	<i>Evolution du coefficient d'absorption en fonction de l'angle d'incidence de faisceaux de laser CO₂ et YAG pour un acier 35NiCrMo16 [Ste_95]</i>	30
Fig. 31.	<i>Evolution du coefficient d'absorption d'un acier 35NiCrMo16 en fonction de l'état de surface pour deux longueurs d'ondes [Ste_95]</i>	31
Fig. 32.	<i>Evolution du coefficient d'absorption en fonction de la température pour différents aciers pour une longueur d'onde de 10,6µm (a) et suivant la longueur d'onde pour un acier 35NiCrMo16 (b) [Ste_95]</i>	31
Fig. 33.	<i>Schéma de la modélisation effectué par Rozzi et al [Roz_98b].</i>	35
Fig. 34.	<i>Schéma de la modélisation effectué par Rozzi et al [Roz_00a].</i>	36

Fig. 35.	Maillage et isotherme pour une puissance de 2,5 kW et une vitesse de 2,4 m.s ⁻¹ [Mal_01]	37
Fig. 36.	Isocontrainte en surface (a) et en profondeur (b) pour une simulation avec une puissance de 1,5 kW et une vitesse de déplacement de 2,4 m.s ⁻¹ [Mal_01]	37
Fig. 37.	Maillage initial et conditions aux limites de la modélisation de Lesourd [Les_96]	38
Fig. 38.	Morphologie du copeau en fonction de la vitesse de coupe	39
Fig. 39.	Morphologie du copeau en fonction de la température initiale	39
Fig. 40.	(a) Tour assisté laser et (b) enceinte d'usinage	44
Fig. 41.	Axes de déplacement de la tête de focalisation laser	44
Fig. 42.	Outils de coupe avec refroidissement intégré	44
Fig. 43.	(a) Schéma de principe et (b) implantation de la source laser YAG continu	45
Fig. 44.	Répartition de la densité de puissance dans un faisceau en mode TREM00	46
Fig. 45.	Evolution du diamètre du faisceau laser avec la distance cross-jet / pièce	46
Fig. 46.	(a) Configuration du tir statique, (b) éprouvette instrumentée de thermocouples et (c) schéma d'implantation des trous recevant les thermocouples	48
Fig. 47.	Thermocouple de type K utilisé	48
Fig. 48.	Evolution de la température en fonction de l'angle d'incidence.	49
Fig. 49.	Courbe d'évolution du rapport $T_{max} / T(z)$ en fonction de la profondeur pour un spot fixe de diamètre 0,8 mm	50
Fig. 50.	Courbe limite de fusion sur un acier, en fonction de la puissance incidente du laser et de sa vitesse de déplacement (spot circulaire)	51
Fig. 51.	Courbe limite de fusion d'un acier en fonction de la puissance incidente du laser et de sa vitesse de déplacement (spot rectangulaire)	52
Fig. 52.	Température de surface à 5 mm en aval du spot laser circulaire, en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement	53
Fig. 53.	Champ de température en fonction de la distance par rapport au spot laser et à la profondeur, pour un tir de 1000 W à une vitesse de déplacement de 1 m.s ⁻¹	53
Fig. 54.	Température de surface à 5 mm en aval du spot laser rectangulaire, en fonction de la puissance et de la vitesse de déplacement	54
Fig. 55.	Champ de température en fonction de la distance par rapport au spot laser et à la profondeur, pour un tir de 500 W à une vitesse de déplacement de 1 m.s ⁻¹	55
Fig. 56.	Champ thermique induit par un faisceau laser de 1000 W à une vitesse de 0,5 m.s ⁻¹	57
Fig. 57.	Comparaison des surfaces fondues simulées et expérimentales pour une vitesse de déplacement de 0,5 m.s ⁻¹	57
Fig. 58.	Comparaison géométrique de la zone affectée thermiquement de l'essai avec une puissance de 1500 W (soit 447 W absorbées) avec la simulation numérique (P = 440 W).	58
Fig. 59.	Comparaison de la profondeur de la zone fondue expérimentalement avec la simulation numérique pour une vitesse de déplacement de 0,5 m.s ⁻¹	59
Fig. 60.	Comparaison de la largeur de la zone fondue expérimentalement avec la simulation numérique pour une vitesse de déplacement de 0,5 m.s ⁻¹	59
Fig. 61.	Evolution de la température sur l'axe de déplacement du faisceau, pour une vitesse de déplacement de 0,5 m.s ⁻¹ , en fonction de la distance par rapport à l'axe du faisceau et de la puissance absorbée.	60
Fig. 62.	Evolution de la température sur l'axe de déplacement du faisceau, pour une vitesse de déplacement de 1 m.s ⁻¹ , en fonction de la distance par rapport à l'axe du faisceau et de la puissance absorbée.	60
Fig. 63.	Evolution de la température maximale atteinte en surface, pour une vitesse de déplacement de 0,5 m.s ⁻¹ , en fonction de la distance par rapport à l'axe du faisceau et de la puissance absorbée.	61
Fig. 64.	Evolution de la température maximale atteinte en surface, pour une vitesse de déplacement de 1 m.s ⁻¹ , en fonction de la distance par rapport à l'axe du faisceau et de la puissance absorbée.	61
Fig. 65.	Evolution de la température suivant la profondeur, pour une vitesse de déplacement de 0,5 m.s ⁻¹ , en fonction de la puissance absorbée.	62
Fig. 66.	Evolution de la température suivant la profondeur, pour une vitesse de déplacement de 1 m.s ⁻¹ , en fonction de la puissance absorbée.	62
Fig. 67.	Champ de température estimé par la simulation numérique	63

Fig. 68.	(a) Déformation des couches lors d'une rectification en absence d'échauffement [Lu_03] et (b) Trajet de chargement / déchargement lors d'une sollicitation en traction	64
Fig. 69.	(a) Déformation des couches lors d'un chauffage en surface [Lu_03] et (b) Trajet de chargement / déchargement lors d'une sollicitation en compression	65
Fig. 70.	(a) micrographie de la zone traitée et (b) évolution de la microdureté suivant la profondeur	69
Fig. 71.	Profondeur de la zone traitée en fonction de la puissance laser et de la vitesse de déplacement pour un acier 100Cr6.	69
Fig. 72.	Profondeur de la zone traitée pour un acier 100Cr6 en fonction de l'énergie calorifique fournie.	70
Fig. 73.	Différentes structures du Ti6Al4V créées par traitement thermique	70
Fig. 74.	Microstructures observées pour un usinage avec $P=1000W$ et $V = 26m.min^{-1}$	71
Fig. 75.	Evolution de la microdureté des différentes microstructures en fonction de la profondeur pour l'alliage de titane (Ti6Al4V)	71
Fig. 76.	Profondeur de la zone affectée thermiquement pour l'alliage de titane	72
Fig. 77.	Profondeur de la zone affectée pour un alliage de titane (Ti6Al4V) en fonction de l'énergie calorifique fournie.	72
Fig. 78.	Micrographie d'une pièce usinée suivant différente configuration laser / outil	73
Fig. 79.	Evolution de l'effort de coupe en fonction de la puissance laser pour un acier 42CrMo4	79
Fig. 80.	Evolution de l'état de surface, R_a , en fonction de la puissance laser pour un acier 42CrMo4	80
Fig. 81.	Effet sur le R_a des paramètres et de leurs interactions	81
Fig. 82.	Distance laser / outil	81
Fig. 83.	Evolution (a) de l'effort de coupe et (b) de l'état de surface en fonction de la distance laser / outil.	82
Fig. 84.	Plaquettes de coupe testées en UAL	82
Fig. 85.	Evolution (a) de l'état de surface et (b) de l'effort de coupe en fonction du volume de matière enlevé pour différentes plaquettes de coupe	84
Fig. 86.	Photos de la pointe des plaquettes (a) AC700G, (b) BNX10 et (c) BNC150 après 1200 cm^3 d'usinage d'un acier 42CrMo4.	85
Fig. 87.	Revêtement de la plaquette AC700G d'après le fabricant Sumitomo	85
Fig. 88.	Effort de coupe en Newton pour les différents essais réalisé sur le 100Cr6 (57 HRC)	86
Fig. 89.	Dégradation de l'outil due à la réflexion laser	87
Fig. 90.	Etat de surface, R_a (μm), pour les différents essais réalisé sur le 100Cr6 (57 HRC)	87
Fig. 91.	Profil en profondeur des contraintes résiduelles (MPa) dans le sens (a) axial et (b) tangentiel pour un usinage avec et sans assistance laser.	88
Fig. 92.	Profil en profondeur des largeurs des pics de diffraction (écrouissage) pour un usinage avec et sans assistance laser.	89
Fig. 93.	Effort de coupe en Newton pour les différents essais réalisé sur le Ti6Al4V	90
Fig. 94.	Etat de surface, R_a (μm), pour les différents essais réalisé sur le Ti6Al4V	91
Fig. 95.	Evolution des contraintes résiduelles en surface en fonction de la puissance laser pour un usinage avec une vitesse de coupe (a) de $26 m.min^{-1}$ et (b) $54 m.min^{-1}$ réalisé sur le Ti6Al4V	92
Fig. 96.	Modèle utilisé pour la simulation de la coupe	94
Fig. 97.	Champ de température induit par un flux thermique de $260 W$ se déplaçant à $2 m.s^{-1}$	94
Fig. 98.	Champ de température en UAL pour un flux thermique de $260 W$ et une vitesse de coupe de $2 m.s^{-1}$	95
Fig. 99.	Evolution des deux composantes de l'effort de coupe pendant une simulation d'usinage	96
Fig. 100.	Micrographies des copeaux (a) conventionnel et (b) UAL pour une vitesse de coupe de $60 m.min^{-1}$ et une avance de $0,1 mm.tr^{-1}$	98
Fig. 101.	Comparaison de l'effort tangentiel réel et simulé pour trois vitesses de coupe	98
Fig. 102.	Comparaison de l'effort radial réel et simulé pour trois vitesses de coupe	99
Fig. 103.	Comparaison de l'effort tangentiel réel et simulé pour trois vitesses de coupe en UAL	99
Fig. 104.	Comparaison de l'effort radial réel et simulé pour trois vitesses de coupe en UAL	100
Fig. 105.	Champ de température après un déplacement de $2 mm$ du faisceau laser à une vitesse de (a) $1 m.s^{-1}$, (b) $2 m.s^{-1}$ et (c) $4 m.s^{-1}$	101
Fig. 106.	Evolution de la température en profondeur au niveau de l'outil pour différentes vitesse de coupe	102

Fig. 107.	<i>Champ de température pour un usinage (a) sans et (b) avec assistance laser.</i>	102
Fig. 108.	<i>Flux thermique en $W.m^3$ généré par la zone primaire de cisaillement pour (a) un usinage conventionnel et (b) en UAL</i>	103
Fig. 109.	<i>Champ de la déformation plastique cumulée en (a) usinage conventionnelle et (b) en UAL</i>	104
Fig. 110.	<i>Champ de contrainte de Von Mises en (a) usinage conventionnelle et (b) en UAL</i>	105
Fig. 111.	<i>Champ des contraintes normales à la face de coupe de l'outil (a) en usinage conventionnel et (b) en UAL</i>	105
Fig. 112.	<i>Evolution des contraintes résiduelles en fonction de la profondeur pour la simulation numérique de (a) l'usinage conventionnel et (b) de l'UAL</i>	106
Fig. 113.	<i>Géométrie des éprouvettes utilisées pour les essais de fatigue</i>	108
Fig. 114.	<i>Profil en profondeur des contraintes résiduelles pour une éprouvette conventionnelle non polie</i>	110
Fig. 115.	<i>Microstructure d'une éprouvette UAL polie observée (a) au microscope et (b) au MEB</i>	110
Fig. 116.	<i>Mesure de dureté en profondeur sur une éprouvette UAL polie</i>	111
Fig. 117.	<i>Profil en profondeur des contraintes résiduelles pour une éprouvette UAL polie</i>	112
Fig. 118.	<i>Courbes de Wöhler pour les éprouvettes usinées conventionnellement (polies et non polies) et en UAL</i>	112
Fig. 119.	<i>Faciès de rupture d'une éprouvette UAL et traitement thermique</i>	113
Fig. 120.	<i>Observation de la surface d'une éprouvette après usinage conventionnel</i>	114
Fig. 121.	<i>Éprouvette avec copeaux collés après un usinage avec assistance laser</i>	114
Fig. 122.	<i>Dispositif de protection de l'éprouvette contre les copeaux collant pendant l'usinage UAL</i>	115
Fig. 123.	<i>Profondeur de la zone traitée en deux points d'une éprouvette UAL (non polie)</i>	115
Fig. 124.	<i>Courbes de Wöhler pour les éprouvettes usinées conventionnellement et en UAL</i>	116
Fig. 125.	<i>Configuration UAL (a) en finition et (b) en ébauche légère</i>	117
Fig. 126.	<i>Déplacement de l'outil et de la tête de focalisation lors de l'usinage d'un épaulement</i>	118
Fig. 127.	<i>Principe de l'UAL avec un spot laser rectangulaire</i>	120
Fig. 128.	<i>Schéma présentant les différentes zones chauffées et usinées en UAL</i>	121

Liste des tableaux

Tableau. 1	Définition des termes utilisés dans la modélisation du chauffage	29
Tableau. 2	Influence de la température initiale pour des simulations avec une vitesse de coupe de 10 m.min^{-1} et une profondeur de passe de 0,2 mm.	39
Tableau. 3	Correspondance de la puissance affichée avec la puissance réelle incidente	45
Tableau. 4	Champs de températures et de contraintes après un tir laser, et après le refroidissement de la pièce	66
Tableau. 5	Paramètres utilisés pour les essais sur l'acier 42CrMo4	79
Tableau. 6	Paramètres pour l'UAL du 100Cr6 (57 HRc)	86
Tableau. 7	Paramètres pour l'UAL du Ti6Al4V	90
Tableau. 8	Valeurs des composantes de l'effort de coupe en fonction du coefficient de frottement	96
Tableau. 9	Valeurs de l'effort tangentiel pour les différents essais conventionnels et UAL	97
Tableau. 10	Valeurs de l'effort radial pour les différents essais conventionnels et UAL	97

Liste des équations

Eq. 1.	Puissance absorbée du faisceau en fonction de la puissance incidente.....	29
Eq. 2.	Loi de Beer-Lambert et expression du coefficient d'atténuation	29
Eq. 3.	Profondeur d'absorption du faisceau laser (définie à 63% d'atténuation)	29
Eq. 4.	Profondeur affectée thermiquement.....	29
Eq. 5.	Equation de transfert de chaleur	32
Eq. 6.	Diffusivité thermique du matériau	32
Eq. 7.	Conditions aux limites de la modélisation	32
Eq. 8.	Condition initiale.....	32
Eq. 9.	Température pour une source de chaleur ponctuelle et immobile.....	33
Eq. 10.	Fonction Erreur complémentaire erfc.....	33
Eq. 11.	Température pour une source de chaleur circulaire et immobile.....	33
Eq. 12.	Température sur l'axe d'une source de chaleur circulaire et immobile	33
Eq. 13.	Fonction $x \rightarrow \text{ierfc}(x)$	33
Eq. 14.	Temps d'interaction pour un faisceau en mouvement.....	34
Eq. 15.	Condition définissant le domaine de validité de la résolution monodirectionnelle	34
Eq. 16.	Equation de la conduction de chaleur monodimensionnelle.....	34
Eq. 17.	Equations définissant la température pour une résolution monodirectionnelle	34
Eq. 18.	Température pour une source en translation avec une répartition Gaussienne	35
Eq. 19.	49
Eq. 20.	Température stationnaire sur l'axe d'une source de chaleur circulaire et immobile.....	50
Eq. 21.	Température stationnaire au centre d'une source de chaleur circulaire et immobile.....	50
Eq. 22.	Température maximale en surface pour un spot laser circulaire	51
Eq. 23.	Puissance absorbée minimale pour avoir fusion en surface.....	51
Eq. 24.	Température maximale en surface pour un spot laser rectangulaire	52
Eq. 25.	Puissance absorbée minimale pour avoir fusion en surface.....	52
Eq. 26.	53
Eq. 27.	54

Contribution à l'optimisation de l'Usinage Assisté Laser

Résumé

L'Usinage Assisté Laser (UAL) est un procédé d'usinage qui consiste à chauffer la pièce à l'aide d'un faisceau laser en amont de l'outil de coupe. La pièce ainsi chauffée voit ses caractéristiques mécaniques chuter, ce qui augmente son usinabilité. Les travaux réalisés ont porté sur l'influence de l'assistance laser sur l'usinabilité et l'intégrité de surface, de plusieurs matériaux : l'acier 42CrMo4, l'acier 100Cr6 traité (57 HRC) et l'alliage de titane Ti6Al4V. La mesure de l'effort de coupe a permis de quantifier l'amélioration de l'usinabilité des matériaux en fonction de la puissance du faisceau d'assistance et des paramètres de coupe. Dans certaines configurations, l'effort de coupe diminue jusqu'à 50 % sur le 100Cr6 et jusqu'à 40 % sur le Ti6Al4V. L'état de surface est peu sensible à la puissance laser. En revanche, les contraintes résiduelles tendent vers la traction avec l'augmentation de la température de surface. Cette modification des contraintes résiduelles provoque, par exemple, une diminution de la limite de fatigue en traction-compression (-30 MPa) des pièces en Ti6Al4V. Parallèlement, la limite de fatigue évolue avec les traitements thermiques de la surface effectués par le laser pendant l'UAL. Sur l'alliage de titane, le traitement thermique laser crée une microstructure aiguillée qui est catastrophique pour la tenue en fatigue. En revanche, sur l'acier 100Cr6, une couche martensitique (en forte compression) est créée en surface ce qui augmente la limite de fatigue d'environ 70 MPa. Des simulations numériques de l'UAL et de l'usinage conventionnel ont été réalisées pour comprendre le rôle du chauffage laser sur la formation du copeau. Les résultats numériques montrent une diminution de l'effort de coupe avec la puissance laser en accord avec les essais expérimentaux. De plus, ils permettent d'optimiser les paramètres de coupe et de connaître les sollicitations mécaniques et thermiques sur l'outil.

Mots clefs : Usinage Assisté Laser, Usinabilité, Intégrité de surface, Contraintes résiduelles, Tenue en fatigue, Simulation numérique.

A contribution towards the optimisation of Laser Assisted Machining

Abstract

Laser assisted machining (LAM) is a machining process that consists of heating the workpiece via a laser beam, upstream of the cutting tool. The mechanical properties of the workpiece, in the locally heated zone, are greatly reduced, which translates as an increased machinability. This work investigates the influence of laser assistance on the machinability and the surface integrity of several materials: 42CrMo4 steel, 100Cr6 steel (heat treated to 57 HRC), and titanium alloy Ti6Al4V. The measurement of the cutting force is used to quantify the increase in machinability of the materials, as a function of the laser power and the cutting parameters. In certain configurations, the cutting force is decreased by 50 % for 100Cr6 and up to 40 % for the Ti6Al4V. The surface roughness is relatively insensitive to the laser power. However, the residual stresses tend towards positive values (tension) with the increase of the surface temperature. This modification of the residual stresses causes, for example, a decrease of 30MPa in the push-pull fatigue limit of the titanium alloy. At the same time the fatigue limit changes with the heat treatment caused by the laser at the cut surface during LAM. For the titanium alloy, the laser heat treatment creates a needle-shaped microstructure which is catastrophic in terms of fatigue. On the other hand, for the 100Cr6 steel, a thin layer of martensite (with strong compressive residual stresses) is created on the surface which increases the fatigue limit by approximately 70MPa. Numerical simulations of LAM and conventional machining have been undertaken in order to understand the role of the laser heat input on chip formation. The results show a decrease in the cutting force as laser power is increased. This is in agreement with the experimental work. The results obtained permit the optimization of the cutting parameters and to determine the mechanical and thermal loads on the cutting tool.

Keywords: Laser Assisted Machining, Machinability, Surface Integrity, Residual Stresses, Fatigue Strength, Numerical Simulation.