



HAL
open science

Contribution à l'étude de l'amélioration de l'usinabilité des aciers – Analyse des Couches de Transferts Sélectifs (CTS) et caractérisation des conditions d'apparition

Jean-Edouard Desaignes

► To cite this version:

Jean-Edouard Desaignes. Contribution à l'étude de l'amélioration de l'usinabilité des aciers – Analyse des Couches de Transferts Sélectifs (CTS) et caractérisation des conditions d'apparition. Matériaux et structures en mécanique [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2015. Français. NNT : 2015ENAM0004 . tel-02612217

HAL Id: tel-02612217

<https://pastel.hal.science/tel-02612217>

Submitted on 19 May 2020

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.

École doctorale n° 432 : Science des Métiers de l'ingénieur

Doctorat ParisTech

THÈSE

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité “ Mécanique du Solide et Matériaux ”

présentée et soutenue à huis clos par

Jean-Edouard DESAIGUES

le 19 mars 2015

Contribution à l'étude

de l'amélioration de l'usinabilité des aciers

Analyse des Couches de Transferts Sélectifs (CTS)

et caractérisation des conditions d'apparition

Directeur de thèse : **Daniel DUDZINSKI**

Co-encadrement de la thèse : **Christophe LESCALIER**

Jury

M. Etienne PATOOR, Professeur, LEM3, A & M ParisTech Metz

M. Yves BERTHIER, Directeur de Recherche, LAMCOS, INSA Lyon

M. René LEROY, Maître de Conférences HDR, LMR, Polytech Tours

M. Daniel DUDZINSKI, Professeur, LEM3, Université de Lorraine

M. Christophe LESCALIER, Maître de Conférences, LEM3, A & M ParisTech Metz

M. Pascal BUESSLER, Ingénieur, ArcelorMittal R&D, Gandrange

Mme Anne BOMONT-ARZUR, Ingénieur, ArcelorMittal R&D, Gandrange

M. Olivier BOMONT, Professeur Agrégé, LEM3, A & M ParisTech Metz

Président

Rapporteur

Rapporteur

Examineur

Examineur

Examineur

Invité

Invité

T
H
È
S
E

Remerciements

Mes travaux de thèse se sont déroulés au centre Arts et Métiers ParisTech de Metz au sein de l'équipe Surfaces Interfaces et Procédés du Laboratoire d'Etude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux, ainsi qu'au centre de recherche et développement ArcelorMittal Long Products de Gandrange, dirigé par Madame Marie-Claire ESTIVALET-SIONNEAU. Qu'elle trouve ici l'expression de mes plus sincères remerciements pour m'avoir accueilli et encouragé durant ces trois années et pour m'avoir apporté son expérience industrielle et fait partager sa passion pour l'acier.

Je remercie messieurs les membres du jury pour leur collaboration à l'examen de ce travail. J'exprime ma plus sincère gratitude à Monsieur le Professeur Etienne PATOOR pour l'honneur qu'il me fait en acceptant la présidence de mon jury de thèse.

J'adresse également mes plus vifs remerciements à Messieurs Yves BERTHIER, directeur de recherche CNRS, et René LEROY, maître de conférences HDR, qui ont consacré du temps à examiner, évaluer et apporter leur regard sur ces travaux.

Je suis très reconnaissant envers Monsieur Pascal BUESSLER. Il a été un des principaux instigateurs de cette étude. Nos discussions, ses questions et ses remarques toujours pertinentes ont orienté les travaux et les développements pour obtenir ces résultats tout à fait intéressants. Je tiens également à remercier Madame Anne KIRSCH-RACINE.

Je souhaite remercier sans retenue Monsieur le Professeur Daniel DUDZINSKI, directeur de cette thèse, pour m'avoir permis d'accéder au niveau universitaire supérieur et pour avoir su me faire profiter de ses connaissances encyclopédiques. Ses initiatives et son rôle moteur au sein de l'équipe SIP apportent une cohérence de fond à mes travaux.

Cette étude n'aurait pu voir le jour sans l'appui et l'aide de Madame Anne BOMONT-ARZUR qui a bien voulu me guider tout au long de ces trois années. Elle m'a apporté son expérience de chercheur dans le domaine de l'usinabilité. J'associe à ces remerciements Monsieur Christophe LESCALIER. A tous deux, je suis infiniment reconnaissant pour tout le soutien et toute l'aide qu'ils ont su m'apporter tout au long de ces travaux. Je remercie également Monsieur Olivier BOMONT pour son soutien, sa disponibilité, ses connaissances et les compétences qu'il a mises à ma disposition. De la même façon, je remercie Monsieur Alain D'ACUNTO pour son soutien de tous les instants et sa bonne humeur communicative. Qu'ils soient tous assurés de ma plus sincère amitié.

Mes remerciements vont également à Monsieur Raphaël DANJOUX, spécialiste en thermographie infrarouge de la société FLIR, pour son expérience et son apport scientifique.

J'adresse également mes plus vifs remerciements Madame Anne CALVEZ, directrice commerciale de la société ALICONA France, pour la mise à disposition d'un appareil de mesure performant grâce auquel nous avons pu mesurer correctement la topographie des outils.

Ces travaux de thèse n'auraient pu se faire sans la contribution de nombreuses personnes. Les essais de thermographie infrarouge se sont déroulés au laboratoire d'usinage du centre Arts et Métiers ParisTech de Metz avec l'aide de Messieurs Jérémy BIANCHIN, Daniel BOEHM et Lionel SIMON.

Le laboratoire de matériaux du centre Arts et Métiers ParisTech de Metz a été souvent sollicité pour les observations par microscopie optique et électronique, pour les analyses EDS. Elles n'auraient pu être réalisées sans l'expertise de Messieurs Raphaël PESCI, Marc WARY et Denis BOUSCAUD.

Que toutes ces personnes qui se sont impliquées trouvent ici ma gratitude pour leur disponibilité et pour m'avoir fait bénéficier de leurs compétences scientifiques et techniques.

La majeure partie des essais de tournage se sont déroulés au laboratoire d'usinage du centre de recherche et développement ArcelorMittal Long Products de Gandrange. Je tiens ici à remercier Monsieur Olivier PINOLI ainsi que l'ensemble du personnel du centre de recherche ArcelorMittal Long Products de Gandrange pour leur aide, leurs connaissances et le soutien qu'ils ont su m'apporter durant ces trois années de thèse. Je tiens également à remercier Monsieur Frédéric GORNAY, Madame Lysiane HAUT et Monsieur Gérard CACCIAGUERRA pour leur aide ainsi que leur bonne humeur.

Je remercie mes collègues proches et amis doctorants : Julien ARTOZOUL, Gaël LE COZ, Laurent PELTIER et Romain PIQUARD. Ces travaux de thèse ont été l'occasion d'impliquer des étudiants du cursus franco-allemand de l'ENSAM. Je pense notamment à Messieurs Matthieu BARDOU, Paul PECHAMBERT et Victor PONTETTE. Qu'ils trouvent ici l'expression de ma gratitude pour l'aide qu'ils ont apportée et la qualité du travail qu'ils ont réalisé. Une pensée amicale va vers Messieurs Nicolas BONNET, Michel DESCOTES et Michel RENARD pour tous les bons moments partagés ensemble. Je remercie également mes camarades Nicolas BOULANGER, Olivier GAND et Fabrice REDING pour leur soutien et leur amitié.

Enfin, je dédie ce travail à mes parents et à ma famille, pour le soutien qu'ils m'ont toujours apporté dans mes études.

Nomenclature

a_p	Profondeur de passe (mm)
F_c	Effort de coupe (N)
F_f	Effort d'avance (N)
F_r	Effort de refoulement (N)
l_c	Longueur de contact outil / copeau (mm)
r_ϵ	Rayon d'arête de l'outil (mm)
t	Variable de temps (s)
T	Variable de température ($^{\circ}\text{C}$) ou (K)
t_1	Epaisseur de copeau non déformé (mm)
t_2	Epaisseur de copeau (mm)
V_c	Vitesse de coupe ($\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$)
V_f	Vitesse d'avance ($\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$)
V_{copeau}	Vitesse du copeau ($\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$)
α	Angle de dépouille de l'outil ($^{\circ}$)
β	Angle de taillant de l'outil ($^{\circ}$)
γ	Angle de coupe de l'outil ($^{\circ}$)
ϵ_r	Rayon de bec (mm)
λ	Angle de frottement apparent à l'interface outil / copeau
μ	Coefficient de frottement apparent outil / copeau
Φ	Angle de cisaillement primaire ($^{\circ}$)

TABLE DES MATIERES

Chapitre 1 – Usinabilité des aciers	7
1. Contexte de l'usinage dans la société actuelle	7
1.1. Procédés de fabrication investigués	8
1.2. Contexte actuel pour les sidérurgistes	9
1.3. Aciers étudiés : aciers de construction mécanique et aciers de décolletage	12
2. Usinabilité	13
2.1. Usinabilité et procédé d'usinage.....	14
2.2. Usure de l'outil lors de l'usinage des métaux	17
2.3. Solutions métallurgiques d'amélioration de l'usinabilité	19
2.4. Solutions actuellement retenues pour l'amélioration de l'usinabilité des aciers	37
3. Couches de transfert sélectif (CTS) et leur rôle dans l'amélioration de l'usinabilité	40
3.1. CTS en face de coupe.....	42
3.2. Cas des CTS en face de dépouille	52
3.3. Mécanismes de formation des CTS	54
3.4. Avantages apportés par la présence de CTS sur l'outil lors de l'usinage	60
4. Conclusions	67
Chapitre 2 – Présentation des aciers étudiés.....	71
1. Présentation générale du chapitre.....	71
2. Analyse chimique.....	72
2.1. Aciers de construction mécanique.....	72
2.2. Aciers de décolletage	72
3. Caractérisation mécanique	73
3.1. Etats de livraison	73
3.2. Mesures de duretés	74
3.3. Essais de traction	75
4. Caractérisation métallurgique.....	77
4.1. Analyse micro structurale	77
4.2. Sulfures.....	79
4.3. Oxydes.....	82
5. Caractérisation de l'usinabilité	87

5.1.	Opérations effectuées – Outils utilisés	87
5.2.	Aciers de construction mécanique.....	88
5.3.	Aciers de décolletage	93
6.	Conclusions	95
Chapitre 3 – Etude macroscopique des couches de transferts sélectifs.....		99
1.	Présentation générale du chapitre.....	99
2.	Choix des outils	100
2.1.	Géométrie des outils.....	100
2.2.	Matériaux des outils étudiés	103
2.3.	Outils retenus.....	106
3.	Essais de détermination technologique des conditions de coupe.....	109
3.1.	Conditions opératoires et fragmentation des copeaux	110
3.2.	Efforts de coupe.....	114
4.	Formation des CTS.....	117
4.1.	Campagne expérimentale	118
4.2.	Analyse des efforts de coupe lors de l'usinage	122
5.	Analyse des CTS au MEB + EDS.....	126
5.1.	Présentation du matériel.....	126
5.2.	Protocole d'analyse	127
5.3.	Traitement des données EDS	130
5.4.	Résultats.....	133
6.	Etude micro-topographique des CTS	150
6.1.	Présentation du matériel.....	150
6.2.	Paramètres de mesure	150
6.3.	Traitement des données	151
6.4.	Résultats.....	153
7.	Conclusions	161
Chapitre 4 – CTS et distributions de températures à l'interface outil / copeau		165
1.	Présentation générale du chapitre.....	165
2.	Thermographie Infrarouge.....	166
2.1.	Rappels historiques et considérations radiométriques.....	167

3.	Application à la mesure de température en usinage	170
3.1.	Caractéristiques attendues d'une caméra thermique pour l'usinage	170
3.2.	Banc de thermographie infrarouge dédié à l'usinage.....	174
3.3.	Fonctionnement de la caméra thermique	180
3.4.	Stratégie de traitement des données issues de la caméra thermique	188
4.	Mesure des températures.....	191
4.1.	Plan d'expérience	191
4.2.	Efforts de coupe.....	192
4.3.	Angles de cisaillement primaire	195
4.4.	Températures moyennes en face de coupe	198
4.5.	Distributions de températures.....	203
5.	Comparaison avec les Couches de Transferts Sélectifs.....	207
5.1.	Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}	207
5.2.	Couple {TPGN + Usimax D950}	207
6.	Conclusions	209
	Conclusions générales et perspectives	213
	Références bibliographiques	219
	ANNEXES	227

Introduction générale

L'acier a été le matériau de construction mécanique du 20^{ème} siècle, consacré par l'industrie automobile, et n'a cessé d'évoluer constamment, que ce soit par l'amélioration de ses procédés d'élaboration et de fabrication, ou encore par l'augmentation de ses propriétés mécaniques et aptitudes diverses, telle la résistance à la corrosion. Cette évolution se poursuit à marche forcée en ce début de nouveau millénaire, poussée par un milieu concurrentiel fort ainsi que par l'avènement de nouveaux matériaux de plus en plus employés dans l'industrie et encourageant l'innovation.

De manière analogue à ce matériau, l'usinage est l'un des procédés de mise en forme qui a le plus marqué le 20^{ème} siècle, et les tournants technologiques rencontrés ces dernières décennies montrent qu'il sera encore sans nul doute un procédé de fabrication dominant du 21^{ème} siècle. Les évolutions de la technique et l'arrivée de nouveaux matériaux ont sans cesse permis d'augmenter la productivité depuis les études menées par Taylor (Taylor, 1907). Le développement d'outils et d'assistances à la coupe se poursuit avec de nouveaux enjeux visant à rendre ce procédé de fabrication plus respectueux de l'environnement, notamment via la suppression des lubrifiants de coupe, ou sinon leur réduction par des techniques de type MQL (Minimal Quantity Lubrication).

L'acier, grâce à ses multiples avantages sur le plan économique et sa capacité à toujours se réinventer, a toutes les qualités pour continuer à rester le matériau de choix pour l'industrie du 21^{ème} siècle. L'apparition de nouvelles nuances aux caractéristiques mécaniques toujours plus élevées permet d'alléger les pièces mécaniques mais bien souvent au détriment de la facilité de mise en forme du matériau. A la demande de leurs clients, les aciéristes cherchent de plus en plus à combiner ces qualités avec le développement de véritables fonctions facilitant la mise en forme du matériau, que ce soit lors des opérations de forge, de traitement thermique ou d'usinage conduisant à des économies substantielles en énergie et en coûts de fabrication.

C'est dans ce contexte technico-économique que se positionne cette thèse CIFRE, portée par des actions initiées par ArcelorMittal Long Products Global R&D sous la thématique « Explorative Study on new inclusions for machinability », et menées conjointement avec l'institut Carnot ARTS. Ce document de recherche résulte des travaux engagés au sein de l'équipe SIP du laboratoire LEM3 basée au campus Arts et Métiers ParisTech de Metz.

Cette thèse se veut la suite logique d'autres travaux de recherches, dont certains sont déjà le fruit de la collaboration existant depuis plusieurs années entre le laboratoire d'usinage du campus Arts et Métiers ParisTech de Metz et ArcelorMittal Long Products R&D. Les résultats des travaux antérieurs ont déjà permis de mettre en évidence certains liens entre les traitements métallurgiques, les structures métalliques, les caractéristiques mécaniques et l'usinabilité des aciers. Certaines de ces connaissances ont motivé une étude plus poussée sur les couches de transferts sélectifs (CTS) et leur potentiel sur l'usinabilité des aciers.

Les interrogations étaient multiples : « les solutions actuellement mise en œuvre seront-elles encore réellement bénéfiques pour les couples outils / aciers futurs ? », « comment favoriser la formation des

CTS lors de l'usinage ? », « forme-t-on systématiquement des CTS lors de l'usinage d'un acier à usinabilité améliorée ? », « des CTS se forment-elles sur des outils modernes qui comprennent la plupart du temps un brise-copeaux ainsi que des revêtements variés ? ». Ces questions peuvent globalement être résumées en une seule question d'ordre plus général : « quelles solutions d'amélioration de l'usinabilité faut-il envisager et développer pour l'avenir des aciers, sans que leurs caractéristiques s'en retrouvent diminuées ? ».

Cette étude principalement expérimentale a permis de confirmer certains faits issus de la littérature en reproduisant certaines expériences appliquées à de nouveaux cas d'étude, d'apporter des informations inédites sur certains phénomènes existant à l'interface outil / copeau, a renforcé le bagage de connaissances des équipes de recherche, et a permis de dégager de nouvelles perspectives concernant le développement de solutions métallurgiques d'amélioration de l'usinabilité pour les aciers. Les travaux menés, afin de répondre à ces objectifs, sont présentés dans ce mémoire dans 5 chapitres.

Le chapitre 1 est dédié à l'usinabilité des aciers. Il présente en profondeur les différents aspects de l'usinabilité ainsi que les moyens pouvant être mis en œuvre pour caractériser cette grandeur. Il a été décidé dès le début de ce doctorat de se concentrer sur les opérations de tournage et en particulier le chariotage. Ce chapitre présente ensuite les solutions actuelles d'amélioration de l'usinabilité qui sont couramment employées par les sidérurgistes. Les deux principales familles d'aciers longs rencontrés dans l'industrie (aciers de décolletage et aciers de construction mécanique) sont abordées afin de mettre en exergue les différences existantes parmi les solutions mises en œuvre. Une attention particulière est portée sur les moyens de contrôle des populations inclusionnaires qui jouent un rôle important sur l'usinabilité des aciers de construction mécanique. Ce chapitre se poursuit par un état de l'art dédié aux couches de transferts sélectifs (CTS) formées lors de l'usinage. L'ensemble des aspects relatifs aux CTS est abordé. Ce chapitre se termine en dégagant les perspectives de recherche qui seront suivies dans cette thèse.

Le chapitre 2 présente de manière détaillée les aciers investigués dans cette thèse, qui sont au nombre de 4 : deux aciers de construction mécanique (de type C35 et C35 traité calcium) et deux aciers de décolletage (de type 44SMn28 et Usimax D950). On commence par justifier les choix qui nous ont poussés à porter notre dévolu sur ces aciers avant de caractériser les 4 matériaux. On passe ainsi en revue les compositions et structures, avant de procéder à une étude des populations inclusionnaires. Certaines caractéristiques ($R_{p0,2}$, R_m , valeurs de dureté, etc...) sont ensuite présentées afin de situer ces aciers entre eux. On passe ensuite à une première caractérisation de l'usinabilité des aciers avec la donnée de résultats d'essais de durée de vie d'outil de type Taylor, la réalisation de diagrammes brise-copeaux et la mesure des efforts de coupe lors d'opérations de chariotage en étudiant l'influence de la vitesse de coupe, de la profondeur de passe et de l'avance par tour. Les résultats de ces premiers essais permettent déjà d'apporter quelques considérations vis-à-vis des traitements métallurgiques effectués lors de l'élaboration de certains des aciers étudiés.

Le chapitre 3 est dédié dans son ensemble à l'étude des couches de transferts sélectifs en face de coupe de l'outil. L'approche retenue vise à caractériser les CTS à l'échelle macroscopique sous

différents aspects dont leur morphologie, leur position sur la face de coupe de l'outil et leur composition chimique. Pour ce faire, différents moyens de caractérisation ont été mis en œuvre. Des CTS formées sur des faces de coupe d'outils ont été observées au Microscope Electronique à Balayage avant d'être analysées à la sonde EDS permettant d'identifier les éléments chimiques les constituant. Ces analyses ont été suivies par des mesures effectuées à l'aide d'un système de microtopographie par variation focale afin de décrire au mieux la position, l'étendue, la hauteur et le volume des CTS. Des comparaisons avec les résultats des analyses EDS ont été faites. Ces premiers résultats apportent déjà quelques précisions sur les conditions de stabilité des CTS sur l'outil coupant. L'influence de certaines conditions opératoires a été étudiée, avec une attention particulière portée sur certaines caractéristiques des outils coupants dont la géométrie et le revêtement. Concernant l'étude de l'influence des conditions de coupe, dans un souci de simplification, seule la vitesse de coupe a été prise en compte. La suite de ce chapitre est également dédiée à la description des mécanismes mis en œuvre lors de la formation des CTS. On a pour ce faire étudié l'influence de la longueur de copeaux développée vue par l'outil coupant sur la consistance des CTS et on a montré que dans le cas des aciers de décolletage contenant une forte teneur en soufre (de l'ordre de 0,3 %), il est possible de former des CTS dès le premier mètre de copeaux développés usinés pour une vaste plage de vitesses de coupe, alors même que parfois les conditions thermomécaniques à l'interface outil / copeau ne sont pas encore stabilisées.

Le chapitre 4 est consacré à l'étude des conditions thermomécaniques rencontrées lors de la formation des CTS ainsi qu'aux conséquences qu'elles peuvent avoir à l'interface outil/copeau. Pour ce faire, nous avons mis en œuvre un dispositif de caractérisation thermomécanique développé en continu depuis plusieurs années au campus Arts et Métiers ParisTech de Metz. Ce dispositif combine en l'occurrence une caméra thermique et une platine de mesure d'efforts de coupe disposées sur la table d'une fraiseuse et permet l'étude des phénomènes mis en jeu lors d'une opération de coupe pseudo orthogonale. La mesure de température en usinage est loin d'être une opération simple et l'emploi d'une caméra thermique disposant des capacités suffisantes pour le faire se révèle complexe et nécessite beaucoup de développements. La caméra thermique permet d'obtenir des informations d'ordre thermique (distributions de températures par exemple), mais également géométriques (longueur de contact outil / copeau, angle de cisaillement primaire). Ces informations couplées aux efforts de coupe mesurés ont permis d'étudier l'influence de l'outil coupant (géométrie, influence d'un brise-copeaux, revêtement, acuité d'arête), de la vitesse de coupe et du matériau usiné sur les conditions thermomécaniques rencontrées par l'outil.

La synthèse des données obtenues nous éclaire sur les conditions thermomécaniques qui favorisent la formation des CTS sur la face de coupe de l'outil, permettant ainsi de protéger et d'augmenter la durée de vie de ce dernier. On se concentre dans un premier temps sur les conditions opératoires. Les résultats permettent à la fois de dégager des choix à faire sur les outils coupants pour favoriser l'existence des CTS à l'interface outil / copeau ainsi que sur les paramètres de coupe à viser. Les résultats obtenus sont comparés avec les résultats de caractérisation de l'usinabilité donnés dans les chapitres 2 et 3. En second lieu, l'analyse des conditions thermomécaniques permet de donner des indications quant à certains choix portant sur la maîtrise des populations inclusionnaires des aciers.

Certaines considérations pourront par la suite être utilisées pour la définition de nouveaux traitements métallurgiques pour les aciers futurs.

Chapitre 1

USINABILITE DES ACIERS

CHAPITRE 1 – USINABILITE DES ACIERS

1. CONTEXTE DE L'USINAGE DANS LA SOCIETE ACTUELLE

Les procédés d'usinage et de rectification sont des procédés de fabrication par enlèvement de matière permettant la production de pièces conformes aux exigences du client en termes de forme, dimension, état de surface et intégrités de surface désirés.

Historiquement, on considère généralement que la première machine-outil de l'ère moderne est la machine à aléser construite par John Wilkinson vers 1774 et qui permet notamment la fabrication des cylindres de la machine à vapeur de James Watt et Matthew Boulton. Bien qu'existant avant cette date, notamment pour la fabrication de canons, on pourra considérer que l'usinage a véritablement connu un essor sans précédent à partir du 19^{ème} siècle, dans le sillon de la révolution industrielle qu'ont connue les pays occidentaux à cette époque. Cet essor de l'usinage a été fortement motivé par le besoin de pièces mécaniques (notamment pour la construction de machines en tous genres) dont les surfaces fonctionnelles nécessitent des états de surfaces que seuls les procédés de fabrication par enlèvement de matière étaient à même de pouvoir offrir. A cette époque, le coût cependant prohibitif des procédés d'usinage ainsi que leur complexité de mise en œuvre limitaient rigoureusement leur utilisation, à tel point que l'on employait plus souvent le terme d'« atelier d'ajustage » que celui d'« atelier de fabrication ». La croissance soutenue de l'industrie accompagnée de nouveaux secteurs d'activité tels que le chemin de fer et l'industrie automobile ont fortement et durablement propulsé l'usinage au tout premier plan des procédés de fabrication au début du 20^{ème} siècle, se révélant être un élément clé pour les nations engagées durant le premier conflit mondial. Cette croissance a continué tout au long du 20^{ème} siècle avec notamment de nouveaux secteurs d'envergure tels que l'industrie aéronautique ; connaissant un développement extrême au lendemain de la seconde guerre mondiale. On retiendra à titre d'exemple que le nombre de machines-outils en service aux USA a ainsi doublé entre 1940 et 1968 (Bellot, 1983). Des tendances comparables étaient observées en Europe et au Japon durant cette même période.

En ce début de 21^{ème} siècle, malgré les progrès réalisés par d'autres procédés de mise en forme par frappe à froid, filage, etc... les opérations d'usinage sont encore celles les plus fréquemment employées pour la production des surfaces fonctionnelles des pièces mécaniques. Notamment celles des industries automobile et aéronautique. Les études actuelles tendent à montrer que ces procédés seront encore déterminants pour les prochaines décennies. Leur importance dans l'industrie est donc de tout premier ordre et représente donc des coûts conséquents. Il est difficile de trouver des chiffres récents permettant de saisir l'ampleur de ce secteur industriel. En se focalisant à titre d'exemple sur les outils coupants, on constate que SANDVIK Machining Solutions annonce un chiffre d'affaires mondial de 3,2 Md€ en 2012 pour un marché estimé à 15 Md€, KENNAMETAL annonce un chiffre d'affaires avoisinant 2,5 Md€ pour la même période. Les volumes financiers sont conséquents et ne concernent qu'une partie des consommables. On néglige ici le coût d'achat des machines-outils, des porte-pièce, de la matière première, des lubrifiants ou encore les dépenses afférentes aux énergies consommées. Par conséquent, les travaux visant à améliorer la compréhension des phénomènes mis en jeu en usinage

ne pourront que contribuer à initier des gains économiques. On veillera dès lors à appliquer ces considérations aux matériaux les plus couramment usinés et en particulier l'acier dont l'usinabilité, perçue en première approximation comme étant l'aptitude du matériau à être amené à des dimensions et formes déterminées par enlèvement de matière (Bellot, 1983), deviendra un élément clé des coûts de fabrication.

1.1. Procédés de fabrication investigués

Bien que cette étude porte sur l'aspect général de l'usinabilité, l'attention s'est portée sur les opérations de tournage, et plus particulièrement les opérations de tournage à sec – sans lubrification – et sans aucune autre assistance à la coupe, ce qui impose des conditions difficiles pour l'outil coupant, mais permet de refléter une tendance de plus en plus importante ces dernières années dans l'industrie. Dans le cadre d'obtention de pièces mécaniques à partir de produits longs (à partir de barres, forgées ou non) pour l'industrie automobile, les opérations de tournage sont en effet prédominantes, devant les opérations de perçage.

(Schneider, 2009) souligne que dans ce domaine, les études de marchés distinguent traditionnellement deux types de produits :

- Des petites pièces mécaniques, ou bien de tailles moyennes, habituellement obtenues par des opérations de décolletage,
- D'autres pièces mécaniques (certaines pouvant être massives) obtenues à partir d'opérations de déformation plastique souvent suivies de traitements thermiques et d'opérations d'usinage, voire de rectification. Les traitements thermiques leur confèrent les caractéristiques métallurgiques et mécaniques requises par le cahier des charges.



Figure 1 – Exemples de pièces mécaniques produites pour l'industrie automobile. D'après (Schneider, 2009).

Les statistiques concernant la consommation globale d'outils coupants pourraient permettre d'estimer la répartition des différents procédés d'usinage entrant en compte lors de la fabrication de pièces mécaniques issues de produits longs. Il est cependant difficile de recueillir de telles données. Un fabricant d'outils, Hertel, avait proposé une répartition jugée valide vers la fin des années 80. A cette époque, les opérations de tournage représentaient 25 % des opérations d'usinage, suivies par les opérations de perçage (à hauteur de 23 %), puis venaient celles de production de filets (taraudage, filetage) (20 %) et de fraisage (14 %). Pour compléter ce tableau, les opérations de taillage d'engrenages représentaient 7 %, celles d'alésage et de lamage 6 %, enfin les opérations de brochage représentaient 5 %. Il serait difficile de connaître la répartition des ventes actuelles en outils coupants. Cependant, les géométries des pièces fabriquées n'ayant pas profondément changé en vingt ans, on peut penser que la répartition donnée par Hertel reste assez représentative de la réalité actuelle. De brèves recherches souligneraient que par rapport à il y a vingt ans, les tendances actuelles portent sur :

- Une augmentation générale des caractéristiques mécaniques des matériaux travaillés,
- Une plus faible quantité de matière à retirer des pièces par usinage, principalement en raison de l'amélioration des procédés de déformation plastique (meilleure mise au mille, forge « net shape »).

1.2. Contexte actuel pour les sidérurgistes

1.2.1. Evolution des gammes de fabrication des pièces

La composition des aciers peut être modifiée dans le but d'atteindre de nouvelles propriétés afin de simplifier les cycles de fabrication et ainsi réduire les coûts de production. Un bon exemple peut être trouvé dans les pratiques actuelles rencontrées dans le domaine de l'industrie automobile. On tente ici de réduire le nombre d'opérations entre la première opération de mise en forme et la dernière opération de finition sur le produit. Cette tendance est par exemple rencontrée lors de la fabrication de vilebrequins pour laquelle différentes solutions métallurgiques sont actuellement employées. Ceci revient à conférer de nouvelles fonctions au matériau, ce qui passe bien souvent par des structures métalliques spécifiques. Cette tendance est résumée par la Figure 2 qui présente une voie traditionnelle d'obtention de pièces, ainsi que deux solutions alternatives développées dans ce sens.

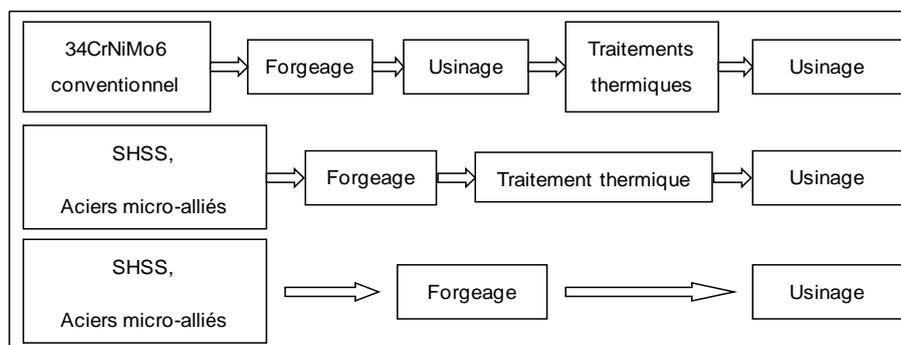


Figure 2 – Simplification des gammes de fabrication (Schneider, 2009).

Bien que ces réductions d'opérations de fabrication permettent une économie de temps, d'investissement, d'énergie et au final d'argent pour les sous-traitants de l'automobile, l'emploi de tels aciers peut également compliquer les opérations d'usinage. Ces aciers peuvent effectivement présenter une usinabilité perçue comme différente, qu'elle soit meilleure ou moins bonne selon les opérations de coupe envisagées, comparativement aux aciers « traditionnels ». Une baisse de l'usinabilité ayant pour conséquence une augmentation des coûts de fabrications, des solutions sont à trouver afin de palier à ces nouvelles problématiques.

1.2.2. Aciers à hautes caractéristiques mécaniques

Les nouvelles réglementations imposent aux constructeurs automobiles de produire et commercialiser des véhicules dont les rejets en dioxyde de carbone (CO₂) sont de plus en plus faibles. Outre l'amélioration du rendement du groupe motopropulseur, l'autre principale solution pour atteindre ces nouveaux objectifs est l'allègement des voitures. Un projet d'envergure a été initié dans ce but par ArcelorMittal en 2010 : il s'agit du projet « Sustainability in Motion »¹ qui combine plusieurs stratégies afin de proposer un allègement maximal, que ce soit de la structure, de la carrosserie ou des principaux organes mécaniques du véhicule. Parmi ces stratégies, on citera des modifications structurelles du véhicule lui-même, mais également la mise au point de nouvelles nuances d'aciers à plus hautes caractéristiques mécaniques, permettant ainsi de faire des économies notables de matière. Deux ans après le lancement du projet, les efforts combinés par les différentes équipes engagées ont montré qu'il était possible de diminuer de 19 % la masse de la caisse en blanc et du châssis d'un véhicule 5 portes de segment C (par exemple : Peugeot 308, Renault Mégane, Citroën C4, Volkswagen Golf, mais aussi les monospaces et SUV compacts associés : Citroën C4 Picasso, Renault Scénic, etc...). Le résultat principal est une réduction de la consommation et des émissions de CO₂, tout en préservant ou en améliorant la sécurité des passagers.

La réduction de poids des composants d'un véhicule peut être atteinte par l'emploi de techniques de fabrication innovantes appliquées à des aciers à très hautes caractéristiques mécaniques telles que l'emboutissage à chaud, le formage de pièces tubulaires et l'utilisation du soudage au laser pour les éléments de caisse et carrosserie. Concernant les organes mécaniques, une augmentation des caractéristiques mécaniques entraîne un besoin moindre de matière pour transmettre les mêmes efforts et / ou puissances. On essaie également de réduire le nombre de pièces mécaniques en fabriquant des pièces aux géométries plus complexes mais remplissant plusieurs fonctions, exigeant des matériaux employés une meilleure capacité de mise en forme. Ainsi, bien que ces nouvelles nuances d'acier soient de plus haute valeur ajoutée, l'économie de matière par véhicule devrait permettre de rester sur un coût de revient globalement inchangé pour le constructeur automobile, et ainsi ne pas augmenter le coût d'achat du véhicule pour le client. Par ailleurs, les gains apportés par ces nouveaux aciers ne devraient pas se limiter à la simple période d'utilisation du véhicule. Une étude menée par l'Université de Californie à Santa Barbara a en effet montré qu'en comparaison avec ce qui se pratique pour d'autres matériaux, les procédés de production et de recyclage de l'acier ont un impact significativement moindre sur

¹ automotive.arcelormittal.com/Sustainability/S_in_motion consulté le 01/12/2014

l'environnement. Les nuances d'aciers développées durant la première phase du projet « S in Motion » (2012) permettraient une baisse de 15 % des émissions de CO₂ équivalentes durant leur production. Durant ces dernières années, ces nouvelles démarches ont entraîné une demande croissante en aciers à hautes caractéristiques mécaniques dédiées au downsizing (ensemble des procédés visant à réduire la cylindrée d'un moteur tout en conservant la puissance pour une consommation moindre) pour le marché automobile. Pour atteindre les nouvelles caractéristiques requises par le client, les sidérurgistes en viennent à développer de nouvelles structures métalliques, dont l'emploi peut quelque peu complexifier la fabrication de pièces mécaniques, notamment pour les opérations de forge ou d'usinage. La Figure 3 montre l'évolution des aciers de construction qui sont concernés par cette étude en fonction de leurs caractéristiques mécaniques. Ce diagramme souligne les différentes tendances rencontrées dans des marchés comme celui de l'automobile, traduites par l'évolution des compositions et de structures des aciers destinés à ces applications. On constate que pour certaines applications, on est progressivement passé de structures « classiques » (ferrite-perlitiques par exemple) à des structures plus évoluées obtenues par micro-alliage et présentant de meilleures caractéristiques mécaniques. Les évolutions actuelles visent l'obtention de structures de type « bainite bas carbone » ou « bainite moyen carbone » aux caractéristiques mécaniques supérieures.

On cherche ainsi à atteindre de meilleures caractéristiques, notamment :

- Limite élastique,
- Résistance à la traction,
- Dureté,
- Résilience,
- Résistance à la fatigue.

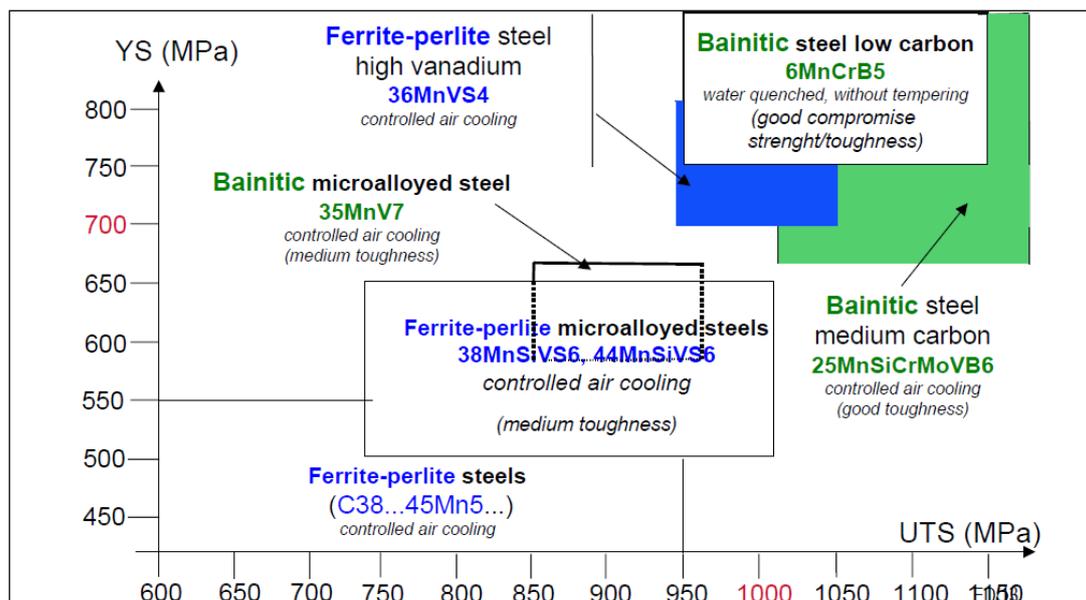


Figure 3 – Classification non exhaustive des aciers de construction mécanique concernés par notre étude en fonction de leur résistance élastiques et de leur résistance à la rupture (D'Eramo & Robelet, 2006).

Il revient donc aux sidérurgistes et équipementiers de s'adapter pour la conception, la production et l'emploi de ces nouveaux aciers à hautes caractéristiques mécaniques.

1.3. Aciers étudiés : aciers de construction mécanique et aciers de décolletage

L'un des principaux objectifs de cette étude bibliographique est de résumer les solutions métallurgiques actuellement utilisées par les sidérurgistes pour améliorer l'usinabilité des aciers employés dans l'industrie, dans le but de dégager de nouvelles directions de recherche supposées répondre aux nouvelles problématiques abordées précédemment.

En premier lieu, il convient de remarquer que les solutions métallurgiques mises en oeuvre ne sont pas les mêmes selon les nuances d'aciers. Les produits longs tels que nous les définiront dans ce travail de recherche couvrent une très large plage de nuances, allant des aciers non alliés, aux aciers faiblement alliés, avec des teneurs en carbone basses ou moyennes. Les structures métallurgiques et les caractéristiques mécaniques peuvent être différentes, selon les applications du client et / ou les traitements thermiques appliqués. Nous nous cantonnerons à des solutions d'amélioration d'usinabilité développées pour les aciers de décolletage et les aciers de construction. Les aciers concernés sont décrits dans les normes européennes EN 10277-3 pour les aciers de décolletage, et aciers de décolletages avec aptitudes particulières pour subir des traitements thermiques. Les aciers de construction mécanique abordés (dont les aciers au carbone) sont décrits par les normes européennes EN 10083.

2. USINABILITE

Il n'est pas aisé de définir en une seule phrase ce que représente l'usinabilité d'un matériau, et on observe généralement que sa définition a pu elle-même légèrement évoluer au cours des dernières décennies.

Ainsi pour certains auteurs dont (Knowlton, 1974) l'acier à usinabilité optimale est celui qui permet l'enlèvement le plus rapide de la plus grande quantité de copeaux avec un bon fini de surface de la pièce et sans réaffutage de l'outil. (Torterat, 1972) a défini l'usinabilité d'un matériau par son « aptitude à être amené à des dimensions et formes déterminées, avec un état de surface défini, par une ou plusieurs opérations d'usinage ». A partir de ces constats et de ses propres travaux, (Collin, 1983) estime que « l'usinabilité d'un matériau dépend essentiellement de ses caractéristiques métallurgiques et des qualités de l'outil utilisé, elles-mêmes largement dépendantes des facteurs métallurgiques ».

Un trait remarquable de l'usinabilité est qu'elle fait partie des caractéristiques du matériau qui ne sont pas quantifiables de manière absolue (il n'existe pas d'échelle d'usinabilité) mais relative : comme le rapporte (Orlandi, 1998), il n'y a pas de « bonne ou mauvaise » usinabilité, mais juste des matériaux présentant une usinabilité meilleure que d'autres.

Afin d'apporter une définition plus précise, (Chandrasekaran, 1988) a estimé qu'il valait mieux commencer par faire un bilan des facteurs influents de l'usinabilité, le conduisant à considérer les interactions outil / matériau. Il a ainsi abouti au diagramme présenté à la Figure 4.

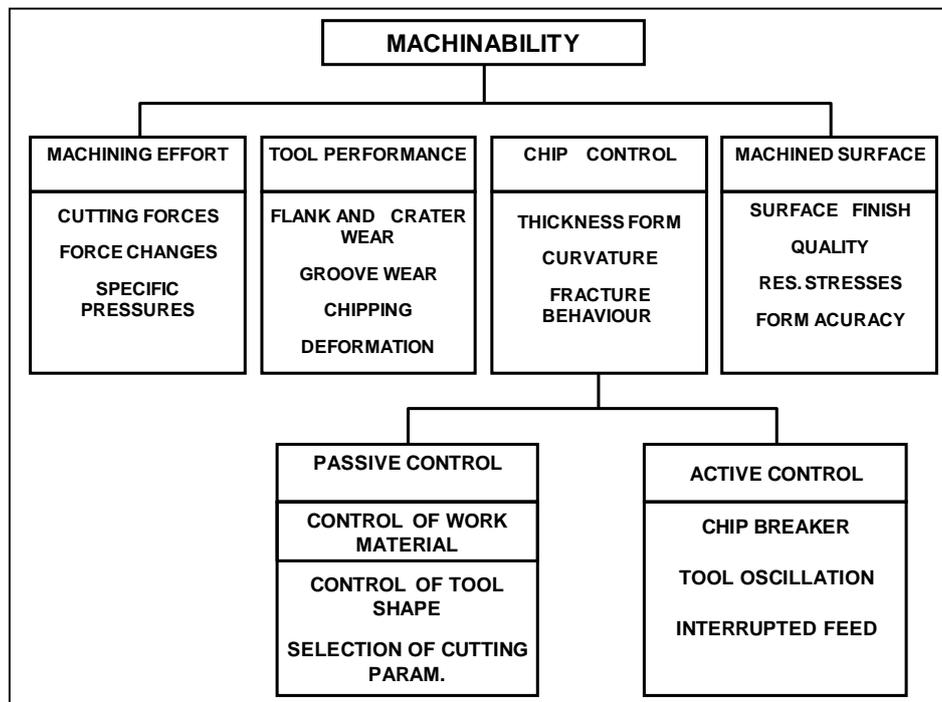


Figure 4 – Principaux facteurs de l'usinabilité et illustration de l'importance du matériau travaillé sur le copeau désiré (Chandrasekaran, 1988).

Comme on peut le voir, une telle description de l'usinabilité permet de retenir quatre facteurs principaux qui sont : les efforts de coupe, les performances de l'outil (dont la durée de vie), l'influence de la forme

du copeau et la qualité de la surface usinée. Au-delà d'une description purement théorique, l'usinabilité a également un réel impact sur la production d'une entreprise. Le coût des opérations d'usinage est en effet déterminant sur le prix de revient de beaucoup de pièces. Ces opérations s'avèrent pourtant indispensables car elles confèrent au produit ses surfaces fonctionnelles. Si l'on augmente l'usinabilité du matériau travaillé, on augmente directement la productivité (en termes de pièces fabriquées par heure) par le biais d'une augmentation de la vitesse de coupe, de la vitesse d'avance et / ou de la profondeur de passe. L'usinabilité ayant une influence majeure sur l'usure de l'outil, une meilleure usinabilité du matériau sera bien souvent signe d'une plus grande durée de vie d'outil, avec à la clé des économies d'outillage qui peuvent s'avérer non négligeables. Dans le cas de productions en grandes séries (telles qu'on peut en trouver dans l'industrie du décolletage) on cherchera également à ce que l'usinabilité du matériau de base ne varie pas trop d'une barre à l'autre. Ceci assurera en effet une usure d'outil fidèle et maîtrisée, et permettra ainsi de fiabiliser les cycles de fabrication et de changement d'outil. De plus, la consommation d'énergie étant liée aux efforts de coupe, une baisse de ces derniers permettra une relative économie d'énergie de la machine-outil.

2.1. Usinabilité et procédé d'usinage

On sait depuis longtemps que l'usinabilité d'un matériau dépend pleinement du procédé d'usinage investigué. Ainsi, les résultats d'une étude d'usinabilité ne peuvent pas être a priori directement adaptés / transposés d'un procédé d'usinage à un autre (Bomont-Arzur, 2012; Schneider, 2009). Deux brèves considérations suffisent à l'expliquer :

- Les caractéristiques majeures de l'usinabilité d'un matériau peuvent varier selon le procédé investigué : on pourra par exemple accorder beaucoup plus d'importance à la durée de vie d'un foret qu'à l'état de surface obtenue dans une opération de perçage (surtout si le trou généré est ensuite alésé). Au contraire, lors d'une opération de taraudage la durée de vie du taraud utilisé sera parfois moins déterminante, mais la qualité du trou taraudé (état de surface, élimination des bavures) sera souvent prédominante.
- Les conditions thermomécaniques rencontrées par l'outil et la matière usinée varient grandement (en termes de vitesse de coupe, de températures atteintes, de vitesse de déformation et taux de déformation de la matière par exemple) d'un procédé d'usinage à l'autre.

Cet état de fait a pour conséquence de considérablement complexifier les travaux de l'usineur comme de l'aciériste, car bien souvent plusieurs opérations d'usinage sont nécessaires à la fabrication d'une pièce.

2.1.1. *Caractérisation de l'usinabilité*

La caractérisation même de l'usinabilité d'un matériau devant donc se faire au travers du procédé d'usinage investigué, on a cherché depuis longtemps à comprendre et modéliser pour caractériser au mieux les phénomènes rencontrés lors d'une opération d'usinage. On a, dans cette optique, développé et appliqué différents essais d'usinabilité. Le but de cette étude n'étant pas de faire un rappel historique des différents essais d'usinabilité développés dans le passé (Bellot, 1983), nous nous cantonnerons juste à rappeler que l'on peut les classer de manière simplifiée dans deux catégories :

- Les essais industriels, à savoir la fabrication en série de « pièces types » qui combinent plusieurs opérations d'usinage, telles que le tournage, perçage, taraudage, etc... facilement réalisables sur un tour à commandes numériques moderne muni d'un embarreur. Ce type d'essai purement empirique permettra de qualifier la capacité d'un outil, pour un matériau à usiner et des conditions de coupe données, à atteindre la production d'un certain nombre de pièces. En plus de la durée de vie des outils, on pourra mesurer les états de surface obtenus mais aussi qualifier les copeaux générés, voir apparaître les différentes dérives dues à l'usure progressive de l'outil, et s'assurer que les pièces produites répondent bien au cahier des charges.
- Les essais de laboratoire (d'atelier), que l'on peut subdiviser en deux sous-catégories :
 - o Les essais de caractère technologique, visant à définir la morphologie du copeau, l'état de surface obtenu, la durée de vie de l'outil ou la vitesse de coupe maximale possible pour une durée de vie d'outil fixée. Différentes techniques (Boulger, Shaw, & Johnson, 1949; Brandsma, 1936; Denis & Morin, 1935; Mathon, 1976; Taylor, 1907) ont été développées, répondant chacune à des exigences particulières. Les essais de coupe interrompue font également partie de cette catégorie d'essais, au même titre que d'autres observations complémentaires qui peuvent également être effectuées, par exemple pour savoir s'il y a ou non formation d'une arête rapportée, ou encore s'il y a ou non formation d'une couche de transfert sélectif (Essel, 2006).
 - o Les essais de caractère spécifique, visant généralement à mesurer les efforts de coupe, mais cette catégorie d'essais comprend aussi les essais de mesure de température. A partir de ces valeurs mesurées il est alors possible de calculer ou d'estimer d'autres facteurs rendant plus ou moins finement compte des conditions de contact à l'interface outil / copeau, tels un coefficient de frottement apparent ; ou encore d'estimer les contraintes résiduelles laissées dans la surface usinée.

On notera qu'un grand nombre de ces essais ont été rassemblés de manière normalisée par des démarches de type Couple Outil Matière (COM) (AFNOR, 1997) qui sont alors déclinées en fonction du procédé d'usinage investigué (tournage, perçage, etc...).

Il est ici important de préciser que si bien souvent une démarche de ce type permettra de répondre aux questions de l'usineur pour déterminer les meilleures conditions de fabrication de ses pièces, elle ne saurait en revanche pouvoir satisfaire à toutes les attentes de l'ingénieur-chercheur en usinabilité, conduisant ce dernier à devoir développer d'autres essais et protocoles spécifiques afin de caractériser au mieux les différents phénomènes rencontrés durant une opération de coupe.

Il est remarquable de constater que plus d'un siècle après l'impulsion donnée par les travaux de Taylor et près de 70 ans depuis la portée générale de la science de l'usinage rendue possible par Merchant - conduisant aux modélisations actuelles de la coupe - le praticien en est encore bien souvent réduit à l'empirisme total pour rechercher les conditions de coupe qui fourniront le copeau et l'état de surface désirés. Ce constat est d'autant plus dramatique que des efforts importants sur la recherche en usinabilité ont été consentis depuis Taylor, avec pour principale motivation le fait que l'usinage est depuis plus de cent ans un des procédés de fabrication majeurs de l'industrie.

Dans des fins principalement simplificatrices, il a été décidé de concentrer cet état de l'art sur le procédé de tournage avec comme plus importants paramètres la durée de vie de l'outil et la productivité. La productivité entendue ici dépend strictement du débit de matière retirée par l'opération d'usinage, lui-même dépendant de trois paramètres de coupe qui sont la vitesse de coupe V_c ($m \cdot min^{-1}$), l'avance par tour f ($mm \cdot tr^{-1}$) et la profondeur de passe a_p (mm). La durée de vie de l'outil dépend de l'usure de ce dernier, et plus particulièrement des mécanismes d'usure qu'il est susceptible de rencontrer.

2.2. Usure de l'outil lors de l'usinage des métaux

La partie active de l'outil est soumise à des contraintes mécaniques et thermiques très élevées. L'usinage soulève également de nombreux problèmes de tribologie puisque l'on est en présence de contacts sévères entre l'outil d'une part, le copeau et la pièce d'autre part. Les deux zones de contact essentielles sont :

- Le contact outil / copeau en face de coupe,
- Le contact outil / pièce en face de dépouille.

A chacun de ces contacts correspond une altération géométrique typique de l'outil :

- L'usure en cratère pour le contact outil / copeau,
- L'usure en dépouille pour le contact outil / pièce.

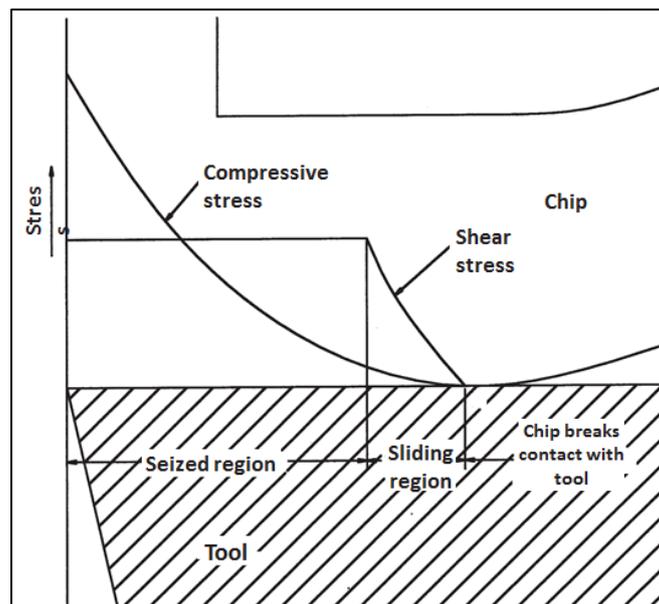


Figure 5 – Description de la nature de contact à l'interface outil / copeau. D'après (Trent & Wright, 2000).

Les conditions de contact diffèrent selon les zones. Ainsi d'après (Boothroyd & Knight, 1989), la zone de contact outil / copeau se subdivise en :

- Une zone de contact collant avec une vitesse de glissement nulle, une contrainte de cisaillement interfaciale constante,
- Une zone de contact glissant avec une vitesse de glissement en augmentation et un coefficient de frottement constant.

Le contact outil / matière est parfait dans le premier cas, partiel dans le second. La zone de contact en face de dépouille, quant à elle, présente un contact glissant. Les conditions de frottement y sont moins sévères.

• **Phénomènes d'usure en usinage**

Il existe plusieurs types de dégradation des outils (adhésion, abrasion, diffusion notamment). A chacun de ces types correspond un domaine de prédominance dépendant des matériaux en présence, des conditions d'usinage et en conséquence des conditions de pression et de température. Certains auteurs proposent des cartographies d'usure (König, 1967b; Lim & Ashby, 1987; Vierigge, 1953). Ce type de cartographie est à rapprocher des travaux visant à préciser le domaine d'existence de l'arête rapportée (Mathew & Oxley, 1980). Cette approche tend à valider l'existence d'une « température limite de coupe » en dessous de laquelle l'arête rapportée existe de manière stable. Il est donc tout à fait justifié de penser que les différents domaines d'usure (usure dominée plastiquement, diffusion, oxydation) sont délimités par des frontières qui seraient des isothermes. Cet état de fait semble être confirmé par les études menées dans les différents domaines d'usure d'outil de coupe : adhésion, abrasion (Kitagawa, Maekawa, Shirakashi, & Usui, 1988) ou diffusion (Loladze, 1981). Adoptons la classification proposée par (Lim & Ashby, 1987). Les mécanismes d'usure se répartissent en :

- Usure dominée plastiquement,
- Diffusion, oxydation plus ou moins sévères.

En combinant plusieurs travaux, (Shaw, 1984; Trent & Wright, 2000), il est possible :

- D'établir une cartographie approximative des phénomènes d'usure en usinage,
- De les associer à leurs manifestations physiques (zone d'usure en dépouille ou en cratère),
- De positionner qualitativement le domaine d'existence de l'arête rapportée.

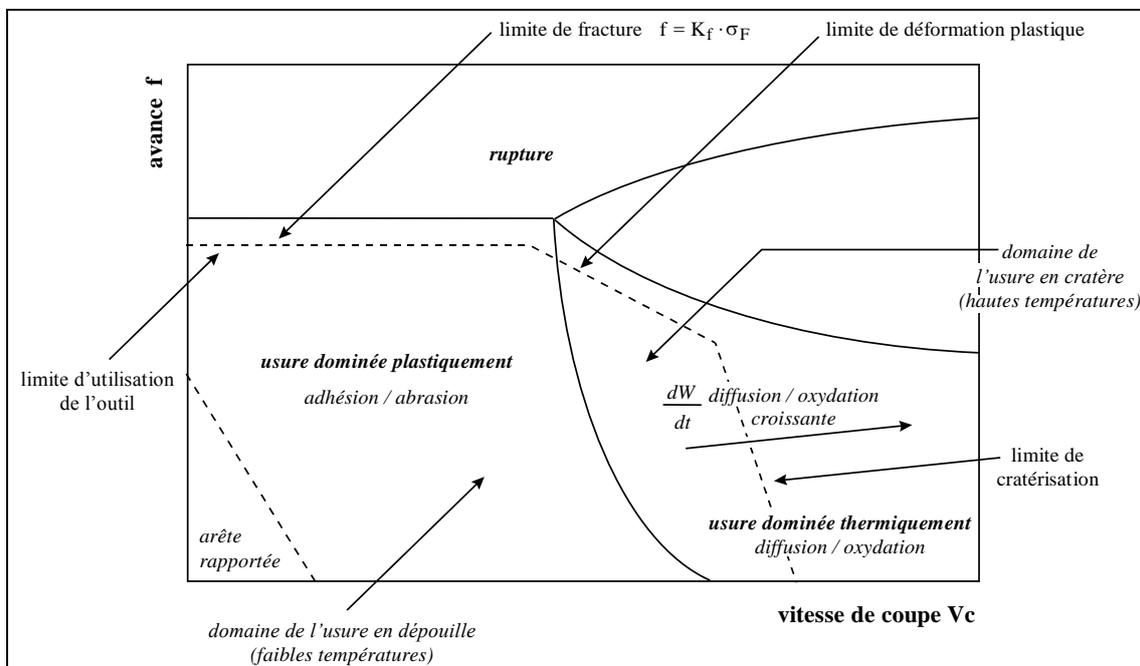


Figure 6 – Cartographie de l'usure. D'après (Lim & Ashby, 1987).

Une telle cartographie n'intègre apparemment pas la possibilité d'une évolution du régime d'usure avec la dégradation de l'outil. Employée dans l'état, elle ne permet que de rejeter une condition d'engagement de l'outil amenant une destruction immédiate. Dans l'absolu, il est sans doute possible de l'utiliser à

condition de prendre en compte la dégradation de l'outil par une augmentation de la vitesse de coupe ou de l'avance.

2.3. Solutions métallurgiques d'amélioration de l'usinabilité

Pour les aciéristes, les améliorations de l'usinabilité sont le plus souvent associées avec des traitements métallurgiques qui ont pour but d'agir sur les éléments suivants :

- Réduction du coefficient de frottement à l'interface outil / copeau,
- Réduction du coefficient de frottement à l'interface outil / pièce,
- Amélioration de la qualité de surface générée,
- Amélioration de la fragmentation des copeaux,
- Augmentation de la durée de vie de l'outil.

Ces améliorations de l'usinabilité sont généralement les conséquences de différents mécanismes agissant entre l'outil et le copeau ou l'outil et la pièce usinée.

Au niveau de l'acier usiné, on cherchera notamment à :

- Réduire le nombre de particules dures (oxydes ou carbures par exemples) que l'on serait susceptible de trouver dans le métal. Ceci nécessite une amélioration des processus d'aciérie et permet de décroître la tendance abrasive du matériau usiné vis-à-vis de l'outil.
- Ajouter des éléments (métalliques et non-métalliques) non miscibles dans l'acier tels que le plomb (Pb) ou le bismuth (Bi).
- Ajouter des éléments (métalliques et non-métalliques) miscibles ou partiellement miscibles dans l'acier tels que le manganèse (Mn), le soufre (S), le sélénium (Se), le tellure (Te) ou encore l'étain (Sn).

Ces modifications et additions d'éléments conduisant à la formation d'inclusions endogènes désirées sont le résultat de différents traitements métallurgiques qui sont effectués à différents moments de l'élaboration de l'acier. Certaines inclusions, en raison de leur composition et de leur point de fusion, seront ainsi présentes dès le début du processus d'élaboration de l'acier (par exemple dans le convertisseur) quand d'autres inclusions n'apparaîtront que plus tardivement lors de la métallurgie en poche ou lors du refroidissement en coulée continue.

Si elles peuvent avoir une action fragilisante sur le copeau, les inclusions contenues dans l'acier jouent également un rôle important sur bon nombre des propriétés de l'acier. La connaissance de leur composition, de leur morphologie et de leur distribution dans l'acier est essentielle si l'on veut arriver à en tirer au mieux parti pour l'usinabilité (Pickering, 1979) tout en minimisant les effets néfastes pour l'acier (réduction des caractéristiques du matériau).

La Figure 7 (Williams, Smart, & Milner, 1970) est un bon exemple des bénéfices possibles d'une amélioration de l'usinabilité due à un contrôle des populations inclusionnaires dans le domaine des aciers de décolletage. Dans cet exemple, l'addition de soufre ou de plomb conduit à une nette évolution des efforts de coupe selon les vitesses de coupe envisagées. A l'examen de ces courbes, plusieurs phénomènes sont à distinguer :

- Une réduction des efforts de coupe : la première courbe (0,13 % de carbone) est la référence. On constate que les efforts de coupe rencontrés durant l'usinage des autres nuances contenant plus de S et / ou de Pb sont inférieurs à ceux de l'acier de référence. Passée une certaine vitesse de coupe dépendant du traitement d'amélioration de l'usinabilité, cet effet disparaît.
- Une réduction de la formation d'arête rapportée : toujours en prenant la première courbe comme référence, on constate une augmentation des efforts de coupe entre 100 feet.min⁻¹ (soit environ 30 m.min⁻¹) et 300 feet.min⁻¹ (soit environ 90 m.min⁻¹). Cette augmentation des efforts de coupe est communément attribuée à la disparition brutale d'une arête rapportée (Build-Up Edge, BUE, en anglais). Au-delà de cette augmentation des efforts de coupe le domaine de vitesse de coupe préconisé par l'approche Couple Outil Matière est retrouvé avec l'habituelle décroissance des efforts de coupe en fonction de la vitesse de coupe typique pour bon nombre d'aciers. On remarque que le phénomène d'arête rapportée est grandement modifié pour les aciers ayant des additions de S et / ou de Pb.

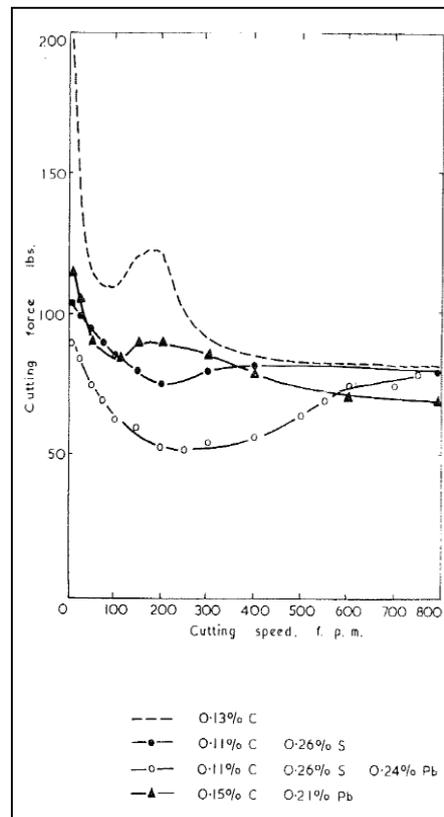


Figure 7 – Conséquences de l'ajoute de soufre et de plomb sur l'effort de coupe lors de l'usinage d'aciers bas carbone (Williams et al., 1970).

Les mécanismes d'amélioration de l'usinabilité par voies métallurgiques sont nombreux. Les principaux à prendre en considération sont :

- Contribution à une meilleure fragmentation du copeau, par laquelle on arrive soit par une fragilisation de l'acier (via par exemple l'addition de soufre et de manganèse) pouvant conduire à la formation de sulfures de manganèse (désignés MnS, bien que leur composition ne soit pas nécessairement MnS au sens stœchiométrique). Le fractionnement du copeau peut également être amélioré par des mécanismes de fragilisation induits par la présence de métal liquide (Liquid Metal Embrittlement, LME) aux joints de grains lors de la formation du copeau ; ce qui est le cas quand on ajoute certains métaux à bas point de fusion et non miscibles à l'acier (le plomb par exemple). Ayant un point de fusion particulièrement bas, ces inclusions métalliques se retrouvent à l'état liquide au moment de leur passage à travers la bande de cisaillement primaire. Cette localisation de phase liquide aux joints de grain favorise alors la décohésion des grains, conduisant à la fragilisation du copeau.
- Réduction / suppression du domaine de formation d'arête rapportée.
- Réduction de l'abrasivité apparente de l'acier vis-à-vis de l'outil par réduction / suppression des oxydes durs ou réduction de leur nombre, ou encore par changement de leur morphologie.
- Formation de Couches de Transferts Sélectifs (CTS) (Built Up Layer - BUL) à l'interface outil / copeau, protégeant l'outil de certains types d'usure (abrasion, diffusion).

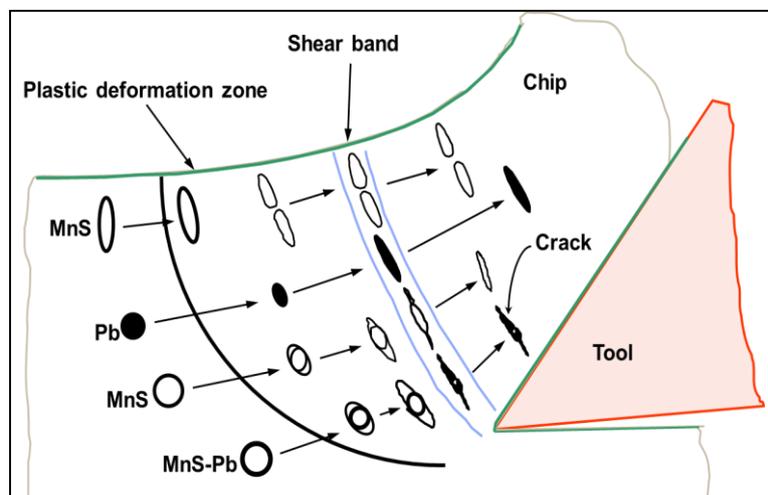


Figure 8 – Représentation schématique du comportement de différents types d'inclusions lors de l'usinage. D'après (Bernsmann, Bleymehl, Ehl, & Hassler, 2001; Iwata & Ueda, 1976).

Les principales conséquences de la diminution des efforts de coupe sont sans nul doute la diminution de la température de coupe et de la puissance demandée par la machine-outil, mais on note également que cela entraîne en général un meilleur état de surface ainsi qu'une meilleure durée de vie de l'outil (Jawahir, 1988). Ainsi, l'amélioration de l'usinabilité dépendra de la nature des éléments ajoutés dans l'acier, des propriétés de l'outil coupant ainsi que des conditions opératoires choisies, en particulier la vitesse de coupe (l'efficacité des traitements métallurgiques pour l'amélioration de l'usinabilité

dépendant pour certains de mécanismes thermiquement activés dans les zones de cisaillement primaire ou secondaire).

2.3.1. Soufre (S)

Il est connu de longue date qu'une augmentation de la teneur en soufre dans les aciers permettant la formation de sulfures de manganèse MnS a pour conséquence d'améliorer l'usinabilité. Ce constat ainsi que son exploitation datent d'avant la seconde guerre mondiale. On note cependant que les études scientifiques rigoureuses dans le but de réellement comprendre les mécanismes conduisant à cette amélioration de l'usinabilité ont débuté dans les années 1960 (Shaw, 1984). Ces études ont largement montré que l'amélioration de l'usinabilité obtenue via l'augmentation de la teneur en soufre passait bien souvent par une dégradation des caractéristiques mécaniques du matériau. La teneur en soufre joue donc, encore de nos jours, un rôle primordial sur les propriétés de l'acier. Il en découle deux tendances qui peuvent se résumer de la façon suivante :

- L'obtention d'aciers à très hautes caractéristiques mécaniques, impliquant généralement de basses teneurs en soufre afin d'assurer par exemple la résilience ainsi que la résistance à la fatigue recherchées ;
- L'obtention d'aciers où l'usinabilité (cas des aciers de décolletage) et les caractéristiques mécaniques résultent d'un compromis. C'est dans cette catégorie que l'on recourt le plus souvent à une resulfuration de l'acier atteignant des teneurs de 0,3 %, voire plus.

- **Action du soufre et des sulfures sur l'usinabilité**

L'influence bénéfique des sulfures de manganèse MnS sur l'usinabilité des aciers a été étudiée depuis plusieurs décennies et plusieurs auteurs ont déjà expliqué et synthétisé les différents mécanismes impliqués (Kießling, 1968b; Trent, 1967).

L'une des premières conséquences de l'addition de soufre dans l'acier, conduisant à une augmentation de la quantité de MnS, est de raccourcir la longueur de contact outil / copeau comme le rapporte (Dines, 1975). Lors de la formation du copeau, les déformations des sulfures laissent apparaître des interstices initiant des fissures qui vont alors favoriser la formation d'amorces de rupture qui entraîneront elles-mêmes la fragmentation du copeau. En résultat on obtient donc une longueur de contact outil / copeau plus courte ainsi que des copeaux plus courts. De telles observations ont été faites par de nombreux auteurs dont (Naylor, Llevellyn, et Keane 1976) qui ont usinés six aciers de construction mécanique moyen carbone présentant les mêmes caractéristiques et dont la seule différence se situait au niveau de leur teneur en soufre. L'observation de copeaux formés durant la coupe tend à montrer que l'augmentation de la teneur en soufre se traduit par des copeaux plus courts, comme on peut le voir Figure 9.

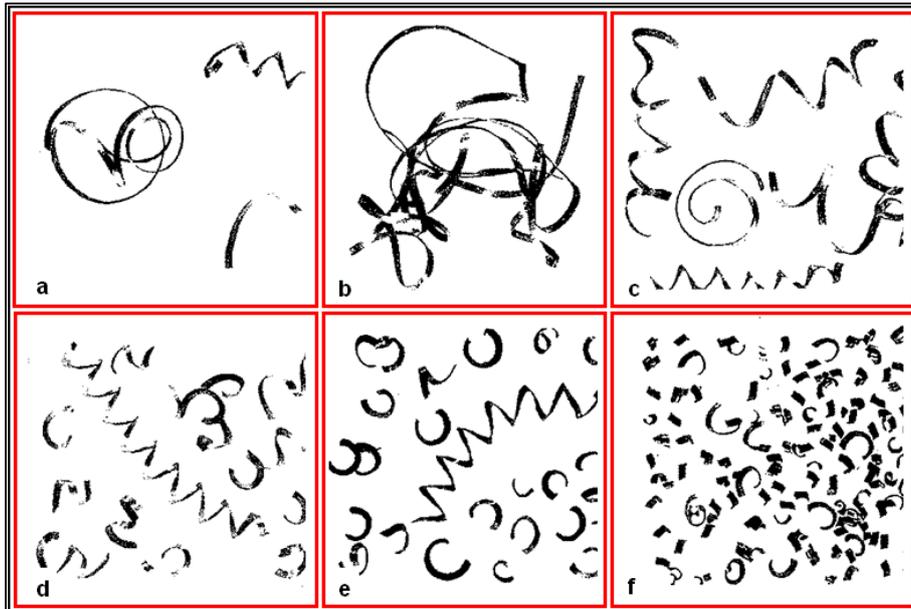


Figure 9 – Influence de la teneur en soufre sur la forme des copeaux pour des aciers de construction moyens carbone usinés à $150 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$. Teneurs en soufre: (a) 0,037 %S – (b) 0,062 %S – (c) 0,120 %S (d) 0,207 %S – (e) 0,272 %S – (f) 0,410 %S. D'après (Naylor et al., 1976).

(Diersen, 2002) a étudié l'influence de la teneur en soufre sur des aciers de construction mécanique à faible teneur en soufre. Les aciers investigués sont des 17CrNiMo6 à l'état revenu, présentant une dureté de 150 HB et dont la seule véritable différence est la teneur en soufre (0,003 et 0,008 %). Des essais de perçage ont été réalisés pour des vitesses de coupe allant de 20 à 60 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$; ils montrent que cette différence en soufre suffit à réduire les efforts de coupe mesurés (effort d'avance, et moment de coupe). L'auteur a également réalisé des essais comparables sur deux aciers de type 100Cr6 (teneurs en soufre de 0,004 % et 0,10 %) et 42CrMo4 (teneurs en soufre de 0,001 % et 0,007 %) pour différentes conditions opératoires. A chaque fois, les efforts de coupe sont les plus faibles pour l'acier présentant la plus grande teneur en soufre. Des essais de durée de vie d'outil réalisés lors de l'usinage des deux aciers 42CrMo4 montrent que l'usinage de l'acier à la plus haute teneur en soufre permet d'obtenir une plus grande durée de vie à l'outil.

Par ailleurs, une longueur de contact outil / copeau plus courte réduirait les efforts de coupe, la puissance mécanique consommée et donc dissipée (Naylor et al., 1976). Comme nous pouvons le voir Figure 10, les inclusions de sulfures de manganèse MnS se retrouvent très fortement déformées lors de la formation du copeau et lors du glissement de ce dernier contre la face de coupe de l'outil. Des observations faites au microscope électronique à balayage (MEB) montrent que l'épaisseur de ces sulfures déformés peut être inférieure à $0,1 \mu\text{m}$. Afin de mieux rendre compte de la sévérité des conditions de contact dans la zone du copeau, certains auteurs (Dines, 1975) ont observé à l'aide d'un Microscope Electronique à Balayage (MEB) la face interne d'un copeau ayant frotté contre la face de coupe de l'outil. On peut ainsi apprécier sous un autre angle la déformation rencontrée par ces sulfures durant l'opération de coupe.

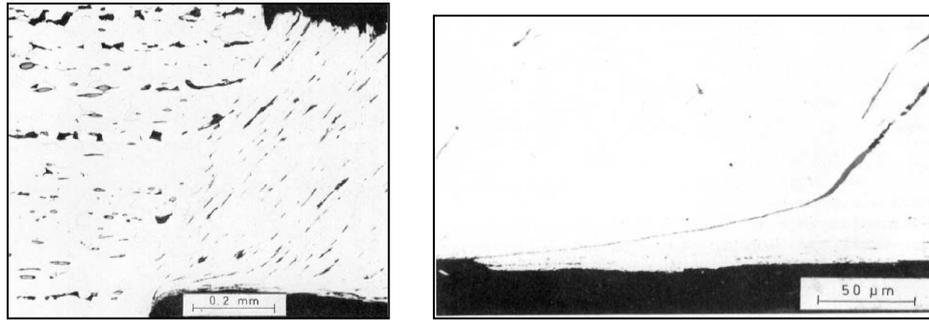


Figure 10 – Usinage d'un acier de décolletage - déformation d'inclusions de type MnS dans la zone de cisaillement primaire, et déformation d'inclusions de type MnS dans la zone de cisaillement secondaire (Dines, 1975).

La Figure 11 illustre ce type d'observation. La face interne du copeau a subi auparavant une attaque à l'acide nitrique, permettant de retirer une partie de la matrice métallique, et ainsi mieux identifier les sulfures.

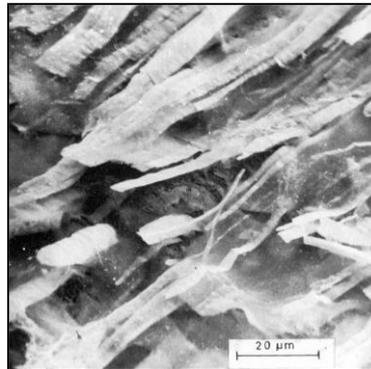


Figure 11 – Observation au MEB de sulfures de manganèse MnS dans la zone d'écoulement du copeau (face interne) après attaque à l'acide nitrique (Dines, 1975).

Le copeau présenté est issu d'un acier de décolletage dont la teneur en soufre est très grande (0,4 %). On constate qu'avec une telle teneur en soufre, la concentration de sulfures de manganèse au niveau de la face interne du copeau, c'est-à-dire à l'interface outil / copeau est très importante.

Cette concentration de sulfures contribue ainsi à la formation d'un troisième corps changeant considérablement les conditions de contact entre l'outil et le copeau (Trent & Wright, 2000). En plus de faciliter la fragmentation du copeau, les MnS agissent ainsi comme un lubrifiant interne qui accède à toute la zone de contact outil / copeau.

Par ailleurs, les sulfures de manganèse MnS formant ce troisième corps sont susceptibles d'être - sous certaines conditions – en partie transférés avec éventuellement d'autres inclusions non métalliques sur l'outil. Ils forment alors de minces films communément appelés couches de transfert sélectif (CTS), en face de coupe mais aussi en face de dépouille (Bernsmann et al., 2001; Brion, 1993).

- **Nature des sulfures de manganèse**

Les premières études sur les différents types de sulfures datent de la fin des années 1930 (Sims & Dahle, 1938), bien que nombre de travaux effectués depuis ont permis d'apporter beaucoup de précisions.

On distingue ainsi traditionnellement 3 types de sulfures (certains auteurs ont ajouté une 4^{ème} famille de sulfures mais celle-ci ne sera pas abordée dans cette étude) :

- Les sulfures de type 1 ont une morphologie sphérique (avant laminage) en raison de leur solidification dans le métal liquide. Ils sont uniformément répartis dans le métal liquide. Le point de fusion du sulfure de manganèse MnS pur se situe à environ 1600°C à 1 bar. Les sulfures contenus dans l'acier ne sont pas purs et peuvent contenir généralement des traces d'oxydes (FeO, MnO, SiO₂) ainsi que des traces de sulfure de fer FeS qui vont abaisser le point de fusion aux alentours de 1500°C, sous le liquidus de l'acier.
- Les sulfures de type 2 ont en premier lieu été observés dans des aciers ayant des teneurs à 0,002 % environ d'aluminium (Al) et environ 0,008 % en oxygène (O). Ce type de sulfure peut être trouvé habituellement dans des aciers calmés à l'aluminium, mais dont le calmage a été trop fort, conduisant à un taux en oxygène trop bas, entraînant la ségrégation aux joints de grains de MnS eutectiques à 1180°C. On s'attend ainsi à rencontrer de tels sulfures dans des aciers trop fortement calmés et ayant une concentration en oxygène inférieure à 0,01 %. Les sulfures de type 2 sont plus durs que les sulfures de type 1, et des études ont montré qu'ils sont abrasifs pour l'outil coupant lors de l'usinage, ce qui est dommageable pour l'usinabilité (Bomont-Arzur, 2012).
- Les sulfures de type 3 apparaissent dans des coulées aux compositions avoisinant celle du fer, et à de très faibles teneurs en oxygène. Après refroidissement et solidification, ces sulfures sont dispersés de manière aléatoire dans le métal. Leur forme est anguleuse et présente des facettes. Ils sont le résultat d'une désoxydation manquée (quand une quantité vraiment excessive d'élément désoxydant a été versée lors du calmage de l'acier), ce qui est généralement évité par l'aciériste. On ne s'attend donc pas à rencontrer ce type de sulfures dans l'acier.

Un objectif important est donc de faciliter l'obtention de sulfures de manganèse de type 1 se présentant sous la forme de MnS globulaires, et d'éviter la formation de sulfures eutectiques (de type 2).

- **Influence de la taille des MnS dans le matériau usiné**

On attribue un rôle important à la taille des sulfures de manganèse sur l'amélioration de l'usinabilité des aciers. Pour un acier et un taux de soufre donné, il est ainsi admis par plusieurs auteurs qu'il est préférable d'avoir de gros sulfures de manganèse plutôt que de petits (Gladman & Pickering, 1962; Kiessling, 1968a), même si en conséquence il y aura moins de gros sulfures dans l'acier. La Figure 12 illustre ce constat. Les auteurs ont établi une relation entre les forces de frottement (qu'ils relient à l'usinabilité) et le nombre d'inclusions de type sulfure pour des aciers de décolletage. Tous les aciers sont des aciers de décolletage présentant une même fraction volumique de MnS. On constate de ce fait que plus les sulfures sont gros (i.e. moins il y a de sulfures), plus l'usinabilité s'améliore (Gladman & Pickering, 1962; Kiessling, 1968a).

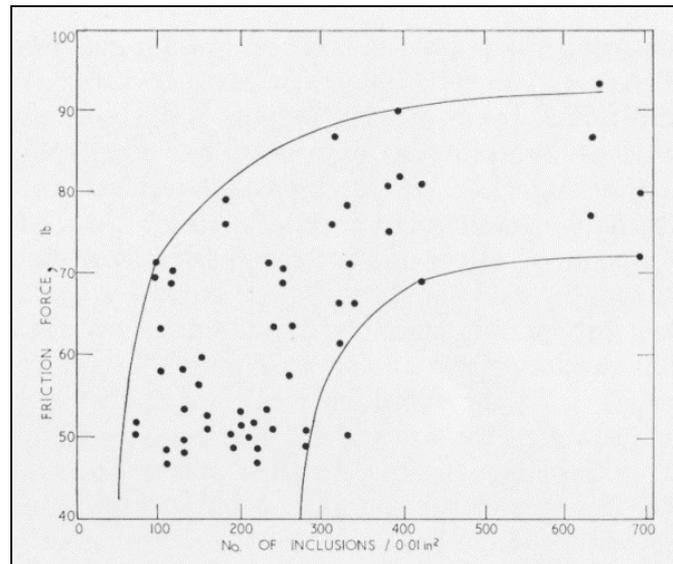


Figure 12 – Relation entre usinabilité et le nombre d'inclusions de type sulfure des aciers de décolletage (Gladman & Pickering, 1962; Kiessling, 1968a).

Ces résultats ne permettent cependant pas de savoir si la réduction du coefficient de frottement apparent est due à des mécanismes opérant en face de coupe, au niveau de l'arête de coupe, en face de dépouille ou un peu en ces trois zones. En substance, ces résultats ne permettent pas de connaître l'influence de la taille des MnS sur l'effet lubrifiant de ces dernières à l'interface outil / copeau durant la coupe. Il serait donc intéressant d'étudier de manière plus détaillée l'influence de la taille des MnS sur les efforts de coupe ainsi que sur les distributions de températures en face de coupe et en face de dépouille lors de l'usinage. Ce type d'étude est hélas très complexe à mener car il faudrait disposer de plusieurs aciers aux mêmes caractéristiques (compositions, structures, dureté, etc...) dont la seule différence notable serait la taille moyenne des MnS.

Certains auteurs (Fujiwara, 2012; Yaguchi, 1986) pensent également que la taille des MnS joue un rôle sur le domaine d'existence (en termes de vitesse de coupe) de l'arête rapportée (Build-Up Edge – BUE) durant la coupe, notamment pour les aciers de décolletage à bas taux de carbone. En raison de leur nature, de leur mode de formation discontinue et d'évacuation, les arêtes rapportées sont généralement considérées comme néfastes pour la durée de vie de l'outil (on leur attribue souvent des mécanismes d'usure par adhésion). Elles ont également la réputation de causer de moins bons états de surface. Ces

arêtes rapportées apparaissent généralement à faibles vitesses de coupe et disparaissent progressivement quand la vitesse de coupe augmente. Des études menées par plusieurs auteurs (Fujiwara, 2012; Yaguchi, 1986) relatent que des MnS de grande taille permettent de minimiser le domaine d'existence des arêtes rapportées. Si plusieurs hypothèses ont été formulées, les mécanismes expliquant ces phénomènes n'ont pas encore été pleinement expliqués.

Les études menées sur la solidification de l'acier montrent que la taille des MnS est liée à la vitesse de refroidissement et de solidification en coulée continue. Une vitesse de refroidissement lente permet aux MnS de croître plus longtemps. Des études telles que celles menées par (Bomont-Arzur, 2012) ont en outre montré que le format de la coulée continue a une influence non négligeable : il a été observé que les MnS issus de grands formats de coulées tels que les blooms (filière longue) sont plus importants que ceux issues de petits formats tels que les billettes (filière courte). La Figure 13 illustre ces propos. Elle présente l'influence du format de coulée de blooms ou de billettes sur la taille des MnS. Toutes les mesures ont été effectuées sur des barres laminées à chaud puis étirées à froid à un diamètre final de 25,4 mm. On remarquera au passage que la taille des MnS varie également en fonction de la position dans la section de la barre : on retrouve les conséquences d'un refroidissement plus rapide vers la surface du bloom, puis une augmentation de la taille des MnS à mi-rayon environ. Enfin la taille des MnS semble à nouveau diminuer quand on se rapproche du centre de la barre, phénomène découlant probablement des mécanismes propres à la zone ségréguée.

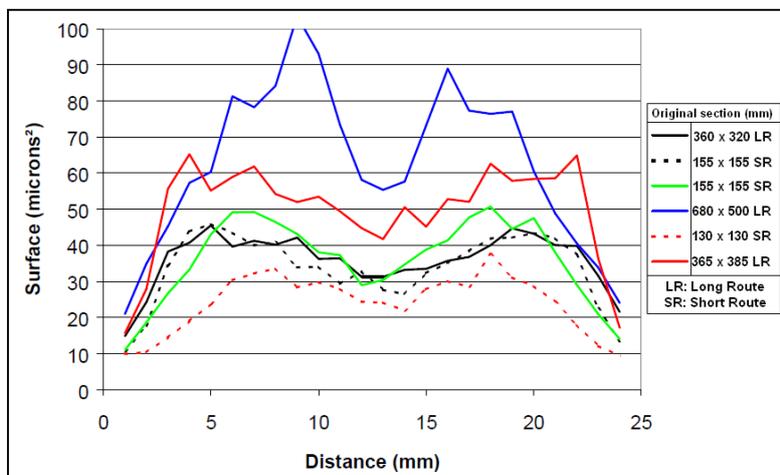


Figure 13 – Surface des sulfures le long de la section transversale d'une barre d'acier en fonction du format du bloom (Bomont-Arzur, 2012).

- **Influence de la distribution des MnS sur l'usinabilité**

Très peu de travaux sont dédiés à l'étude de l'influence de la distribution des sulfures dans la section d'une barre d'acier sur son usinabilité. Une telle influence pourrait être mise en évidence par quelques essais d'usinage, notamment en comparant l'usure d'outils usinant à diamètre constant tels que les opérations de perçage central que l'on trouve par exemple en décolletage. Néanmoins, la complexité des essais et le nombre de paramètres à tenir rigoureusement rend la démarche presque irréalisable et répétitive. La Figure 14 montre des résultats d'étude réalisée par (Bomont-Arzur, 2012) sur l'évolution de la densité de sulfures rencontrés en fonction de la position dans la section de barre.

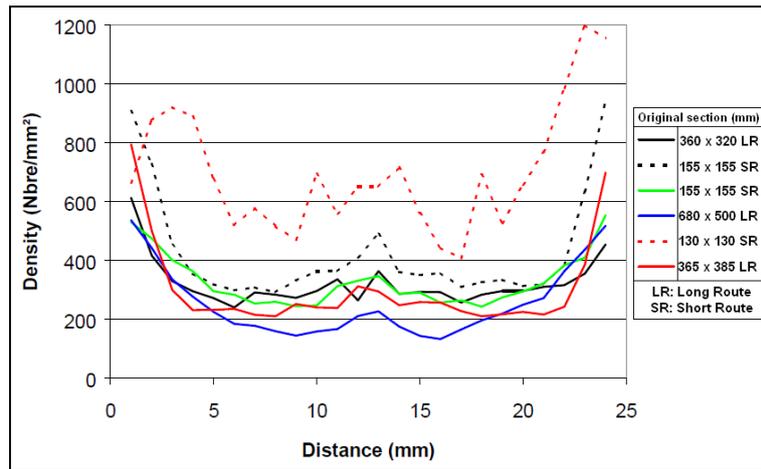


Figure 14 – Densité de sulfures le long de la section transversale d'une barre d'acier en fonction du format du bloom (Bomont-Arzur, 2012).

On constate que les variations de densité sont directement reliées à l'influence de la taille des sulfures MnS sur l'usinabilité évoquée dans le paragraphe précédent. L'idéal pour l'usinabilité du matériau serait certainement que la taille moyenne ainsi que la densité des MnS rencontrés dans la section de la barre soit la même quel que soit le rayon, ce qui n'est pas le cas. Ces conclusions sont cependant à relativiser quand on sait que dans le domaine du décolletage les barres usinées ont bien souvent un diamètre inférieur à 20 mm. On peut effectivement penser que plus le diamètre de barre est faible (impliquant donc un taux de corroyage important), plus les variations de taille et de distribution des sulfures seront négligeables (notamment quand on considère la taille de l'outil coupant mis en œuvre).

Les études menées dans les années 60 et 70 ont montré qu'un compromis très intéressant pouvait être obtenu en optimisant la concentration de soufre de sorte qu'elle assure une usinabilité acceptable sans compromettre les caractéristiques du matériau. Pour ce faire, des solutions métallurgiques additionnelles (utilisation du sélénium ou tellure par exemple) peuvent être employées de manière à assurer des MnS globulaires afin d'obtenir des caractéristiques en résilience et fatigue assez homogènes sur les barres laminées et parfois étirées (sens long et sens travers).

2.3.2. Sélénium (Se)

Le sélénium a un point de fusion particulièrement bas : 217°C à 1 bar. Son action principale conduisant à une amélioration de l'usinabilité est le fait qu'il inocule les inclusions de MnS pour former des composés de manganèse Mn(S,Se) (Kießling, 1968a) dont le comportement est différent de celui des MnS. Durant le laminage à chaud, les composés Mn(S,Se) sont plus résistants à la déformation et se retrouvent ainsi moins déformés, ce qui leur permet de garder une morphologie plus globulaire dans le produit final. Habituellement, l'emploi de sélénium dans les aciers se fait à des teneurs comprises entre 0,02 et 0,04 %. Il convient cependant de souligner que le sélénium est un élément toxique et que les aciéristes évitent de l'utiliser pour la santé des opérateurs.

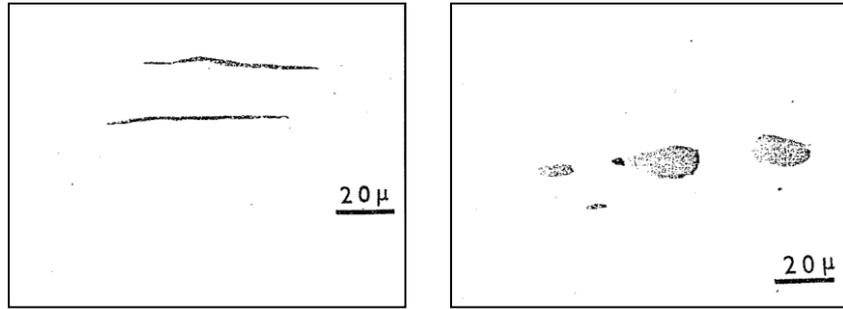


Figure 15 – Comparaison de sulfures de manganèse trouvés dans deux aciers resulfurés de type C35, après laminage à chaud : MnS très allongés (à gauche) dans le C35 resulfuré conventionnel et MnS beaucoup plus globulaires (à droite) obtenus grâce à l'emploi du sélénium (Bellot, 1977).

2.3.3. Tellure (Te)

Le point de fusion du tellure est relativement bas : 450°C à 1 bar. Il peut être ajouté seul dans l'acier, ou en addition avec le plomb et / ou le bismuth. Ajouté dans l'acier, il peut former des phases « tellurures » pouvant contenir les composés FeTe, MnTe, FeS MnS, et les eutectiques correspondants à très bas points de fusion. Cet amas englobe le sulfure central de l'inclusion, changeant ainsi l'interface entre le MnS et la matrice métallique. Bellot a montré que cette interface se comporte comme un lubrifiant entre le MnS et la matrice métallique à haute température (Bellot, 1972), réduisant la déformation du MnS lors du laminage. Un second mécanisme (comparable à celui du sélénium sur le MnS) est également attribué au tellure : les inclusions de type MnS en présence de tellure vont se modifier en Mn(S,Te) qui sont moins plastiques à chaud (Kiessling, 1968a), avec comme conséquence moins de déformations durant le laminage à chaud. L'addition de tellure conduit donc à des MnS à la morphologie globulaire améliorant l'usinabilité de barres d'acier après laminage ou forge à chaud. Plusieurs études ont montré que la teneur en tellure doit être faible : moins de 0,015 % afin de prévenir des défauts de surface pouvant apparaître durant le laminage à chaud (Bellot, 1972; Bernsmann et al., 2001; Essel, 2006).

2.3.4. Plomb (Pb) et bismuth (Bi)

Le plomb et le bismuth peuvent être ajoutés dans l'acier pour améliorer l'usinabilité. Le résultat constaté est généralement le suivant : diminution des efforts de coupe à basse vitesse, augmentation de la durée de vie de l'outil, meilleur état de la surface usinée. Le plomb et le bismuth ont la même action principale : la fragilisation par les métaux liquides (LME pour « Liquid metal Embrittlement » en anglais) décrite auparavant et favorisant une meilleure fragmentation du copeau. Ils jouent également le rôle de lubrifiant à l'interface outil / copeau, changeant ainsi le coefficient de frottement apparent entre le copeau et la face de coupe dans la zone de cisaillement secondaire, conduisant à une réduction des efforts de coupe. Ces phénomènes sont majoritairement dus à deux caractéristiques physiques qu'ont en commun plomb et bismuth : leur point de fusion particulièrement bas : 327°C pour le plomb et 271°C pour le bismuth, et leur mouillabilité : ils sont non miscibles avec la matrice métallique de l'acier.

Les principales différences entre le plomb et le bismuth sont les suivantes :

- Le bismuth a un bien meilleur rendement en usinabilité que le plomb : pour la même amélioration en termes d'usinabilité, on constate en effet qu'il faut trois fois moins de bismuth que de plomb.
- Cependant le bismuth est plus rare et difficile à obtenir en quantité industrielle que le plomb. On trouve beaucoup moins de fournisseurs de bismuth que de plomb. En Europe, il n'existe qu'un seul principal revendeur de bismuth (SIDECH SA en Belgique). Le prix du bismuth est bien plus élevé que celui du plomb : en juillet 2012, 1 kg de bismuth pur valait 21,30 \$ quand 1 kg de plomb valait 1,87 \$. Ainsi, le bismuth est près de dix fois plus onéreux que le plomb, et même si son efficacité en termes d'usinabilité est bien meilleure, cela ne suffit pas à compenser l'écart de prix.
- Le plomb est considéré comme toxique contrairement au bismuth (Bomont-Arzur, 2012). Son emploi dans les aciers est de plus en plus réglementé et contraignant². On note ici que certains constructeurs automobiles renoncent non seulement à employer des aciers contenant du plomb, mais aussi des aciers contenant du bismuth.
- La formabilité à chaud des aciers contenant du plomb ou du bismuth peut se retrouver dégradée (en raison des phénomènes de LME aux joints de grains) à températures de laminage (Bernsmann et al., 2001). Il semble que ce phénomène soit plus sensible pour les aciers contenant du bismuth. Les principales conséquences sont l'apparition de défauts de surface au laminage (et parfois en sortie de coulée continue sur demi-produits de type bloom ou billette). Le laminage de tels aciers peut nécessiter de les porter à de plus hautes températures, conduisant à un temps de chauffage plus long et des consommations d'énergie plus importantes.

2.3.5. Etain (Sn)

En novembre 1988 l'Université de Pittsburgh a déposé un brevet sur les aciers à inclusions contrôlées intitulé « Tin-bearing free-cutting steels » (US Patent No 5.961.747) permettant a priori l'obtention d'aciers de décolletage dont l'usinabilité serait équivalente à celle des aciers de décolletage au plomb, ce qui ferait de l'étain un substitut idéal. La nuance brevetée, 12T14, est très proche d'un 9SMn28 mais contenant entre 0,04 % et 0,08 % d'étain Sn.

Le principal mécanisme d'amélioration de l'usinabilité attribué à l'étain est sa capacité à générer de la fragilisation aux métaux liquides LME aux joints de grains aux températures rencontrées pendant l'opération d'usinage, mais également de faire apparaître un autre mode de fracture du copeau de type intergranulaire, alors que ce dernier est habituellement dans la plupart des cas transgranulaire. Le brevet suggérait que de meilleurs résultats en termes d'usinabilité étaient atteints en faisant des traitements thermiques sur l'acier. Le but de ces traitements thermiques étant de concentrer Sn aux joints de grains à un niveau environ dix fois supérieur à la teneur en étain dans l'acier (0,04 - 0,08 %) pour

² Directive Européenne ELV (End of Life Vehicle) 2000/53/EC

arriver idéalement aux alentours de 0,5 %. Cependant, en fonction des applications de l'acier – c'est-à-dire en fonction de la pièce fabriquée – il est ensuite nécessaire de redistribuer l'étain de manière homogène (ou au moins le plus possible) afin de restaurer la ductilité et / ou la résilience de l'acier. Ce dernier traitement thermique se faisant dans une plage de températures comprises entre 200°C et 600°C, ce qui en fait un traitement thermique significatif. Expérimentalement, il apparaît que cette solution est trop complexe pour pouvoir être appliquée dans l'industrie par rapport aux gains qu'elle apporte. D'autres sidérurgistes tels que BRITISH STEEL et SAARSTAHL ont mené des expériences similaires mais n'ont pas constaté de réelle amélioration de l'usinabilité (Reynold et al., 2005) ; ils ont ainsi conclu que l'addition d'étain ne pouvait pas être un élément de substitution au plomb dans les aciers comme voie d'amélioration de l'usinabilité.

2.3.6. Les oxydes

Les inclusions d'oxydes contenues dans l'acier sont souvent perçues comme néfastes, notamment lors de certaines opérations de mise en forme du matériau comme le tréfilage ou l'usinage (Kiessling, 1968a). Ces oxydes ont – du fait de leur grande dureté – la réputation d'être des sources d'amorce de fissures pouvant entraîner une dégradation des caractéristiques du matériau en termes de ductilité, fragilité, résistance à la fatigue, etc. (Melander & Gustavsson, 1996). La propreté inclusionnaire est recherchée dans le but d'améliorer les caractéristiques mécaniques de l'acier mais également son usinabilité. On a en effet depuis longtemps attribué aux oxydes contenus dans l'acier un effet négatif (Bernard, Riboud, & Urbain, 1980; Bittès, 1993; Leroy, 1994; Pokorny & Pokorny, 1988) sur l'usinabilité du fait de leur grande dureté, car ils sont abrasifs pour l'outil coupant (Schneider, 2009).

En raison de leur température de fusion particulièrement élevée, ils peuvent déjà se retrouver à l'état solide dans la poche d'acier durant l'élaboration de ce dernier. Cela complique grandement leur élimination (Pokorny & Pokorny, 1988). Une des principales difficultés rencontrées par l'aciériste est donc d'éviter le plus possible la présence de tels oxydes durs à facettes anguleuses tels que des aluminates. Dans ce but, l'aciériste cherche à obtenir des oxydes « malléables », ou à bas point de fusion par l'application de traitements métallurgiques spécifiques (Leroy, 1984).

Un exemple typique est ce que l'on appelle usuellement le « traitement calcium » qui a pour conséquence de faire migrer certaines populations inclusionnaires – par exemple dans le diagramme Al_2O_3 -CaO-SiO₂ – vers des compositions légèrement différentes et dont les points de fusion sont moins élevés. D'après (Kiessling, 1989), cette capacité du calcium à faire migrer les compositions des inclusions dans l'acier est due à son caractère désoxydant et désulfurant.

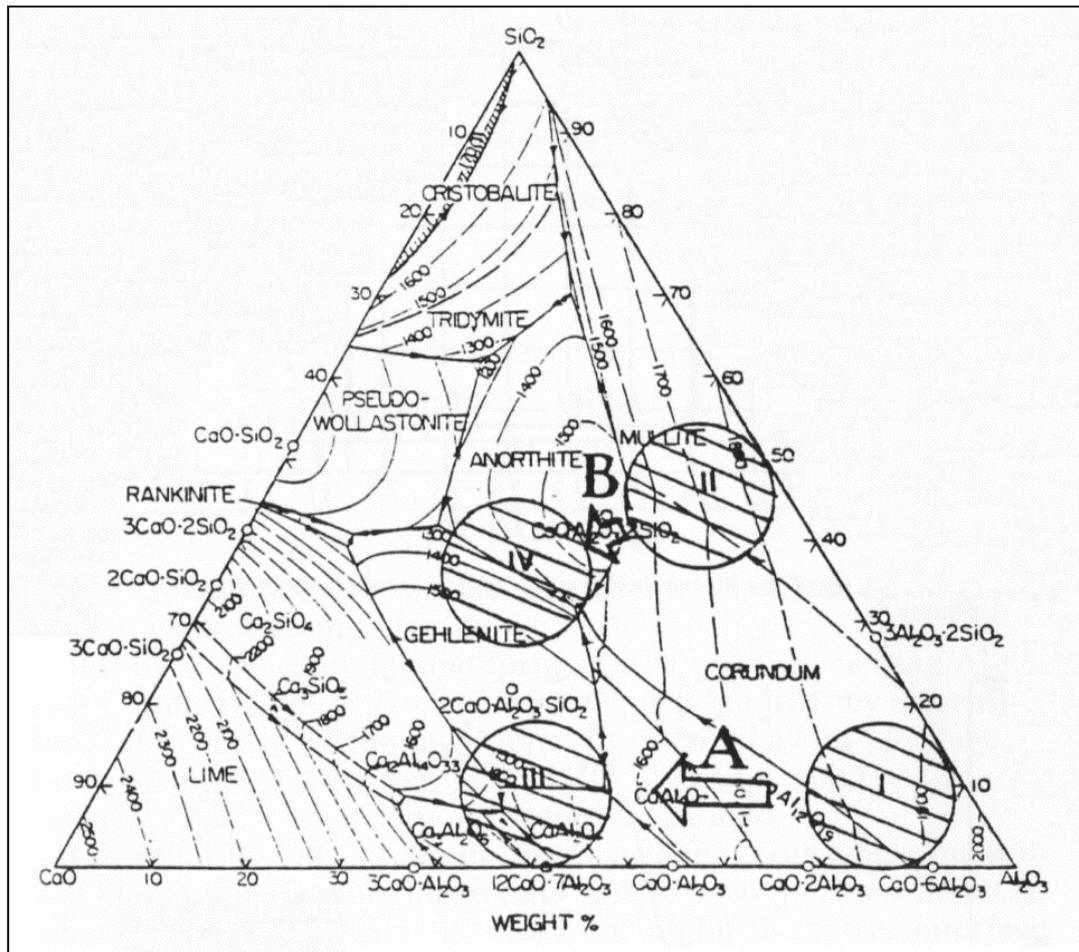


Figure 16 – Influence d'un traitement calcium sur la composition des inclusions (Kiessling, 1989).

Kiessling décrit également les effets qu'apporte un traitement calcium sur des aciers désoxydés à l'aluminium (Al) ou au silicium (Si). Dans des aciers calmés avec ces éléments, les populations d'oxydes ont généralement des compositions représentées par les zones I (pour les aciers calmés Al) et II (pour les aciers calmés Si) sur la Figure 16. Ces domaines de compositions restent cependant approximatifs selon l'importance du calmage réalisé lors de l'élaboration. Un traitement calcium va faire migrer les compositions des populations d'oxydes vers les zones III et IV respectivement. Les oxydes ainsi modifiés peuvent alors présenter des points de fusion parfois inférieurs de plusieurs centaines de degrés Celsius à ceux des oxydes d'origine. En outre, ces nouveaux oxydes se retrouvent « malléables » et moins abrasifs (Bernard et al., 1980) durant l'opération d'usinage lorsqu'ils peuvent être amenés à frotter contre l'outil dans la zone de cisaillement secondaire où la température peut facilement se situer entre 300°C et 1000°C (Arrazola, Arriola, & Davies, 2009; Arrazola & Ozel, 2010; Bomont-Arzur, Artozoul, & Lescalier, 2010; Davies, Ueda, M'saoubi, Mullany, & Cooke, 2007; Leroy, 1984). La littérature a montré que ce type de traitement métallurgique avait également une incidence sur les sulfures, qui seraient moins déformés après laminage. La Figure 17 résume cet état de fait.

	Sans traitement calcium	Avec traitement calcium
Haut soufre	<p>MnS</p>	<p>MnS > CaS</p> <p>CaO + Al₂O₃</p>
	<p>Al₂O₃</p>	<p>CaO + Al₂O₃</p> <p>CaS + MnS</p>
Bas soufre	<p>MnS</p>	<p>CaS >> MnS</p>
	<p>Al₂O₃</p>	<p>CaO + Al₂O₃</p>

Figure 17 – Représentation schématique de l'incidence d'un traitement calcium sur les populations inclusionnaires. D'après (Ruppi, Hogrelus, & Huhtiranta, 1998).

On suppose alors que le comportement de ces oxydes malléables peut être comparé dans une certaine mesure à celui des MnS durant la coupe, bien qu'il y ait des différences. Parmi les points communs, citons d'abord le fait que c'est probablement lors de leur passage à travers la bande de cisaillement primaire que ces oxydes, - connaissant une importante et rapide élévation de la température - vont devenir « malléables ». Les études portant sur ce sujet (Bernard et al., 1980; Pálmai, 1976, 1984) tendent à montrer que selon leur composition, structure (vitreuse ou cristalline), et selon les températures et vitesses de déformation rencontrées durant la coupe, les oxydes auront une viscosité apparente qui sera soit supérieure, soit inférieure à celle de la matrice métallique les entourant.

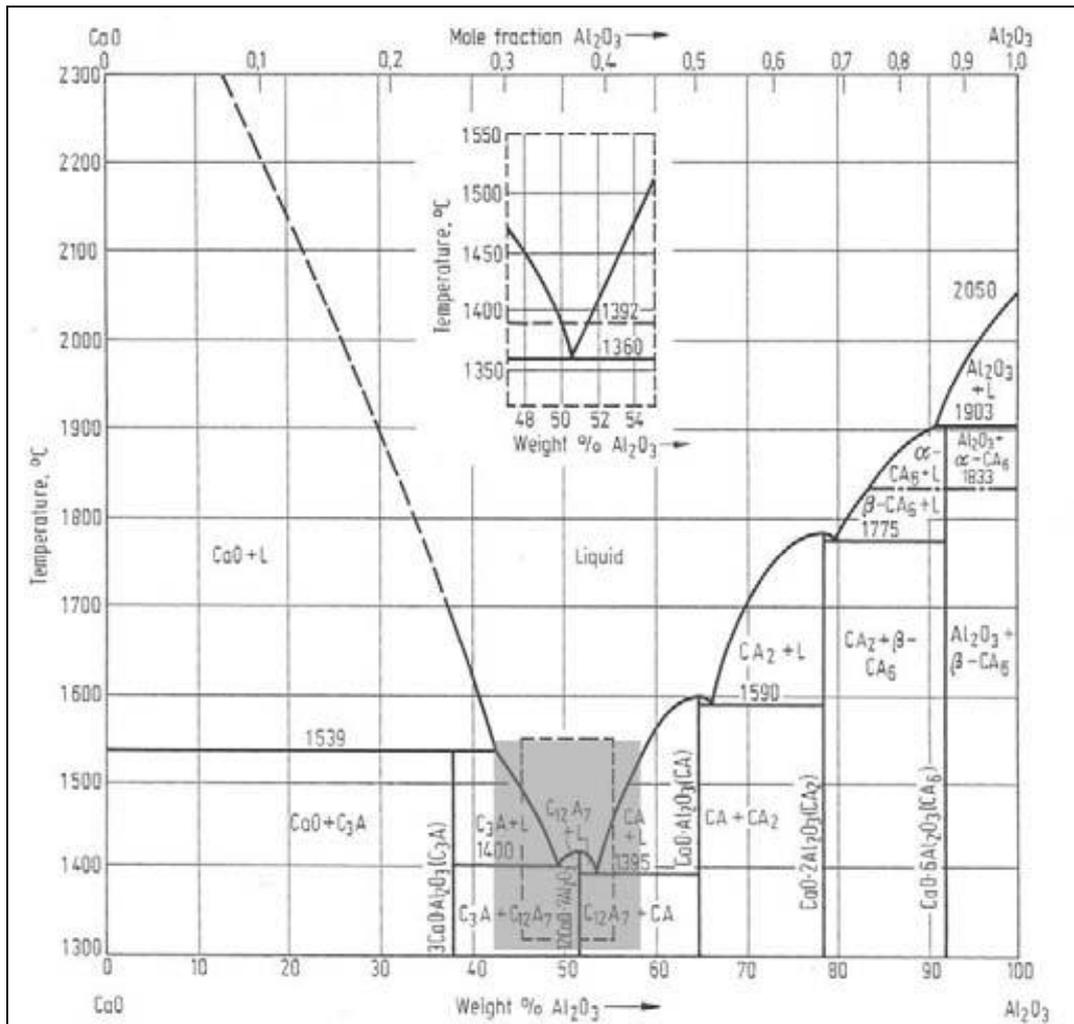


Figure 18 – Exemple de compositions d’oxydes (ici dans le diagramme CaO-Al₂O₃) que l’on peut viser en appliquant un traitement calcium (Kirsch-Racine, Bomont-Arzur, & Confente, 2007).

Ces oxydes mis à jour au niveau de l’interface outil / copeau seront moins abrasifs pour l’outil coupant et pourront former sous certaines conditions un troisième corps protégeant l’outil du copeau. Cette protection, de la même manière que celle des MnS, est sans doute multiple : comme un lubrifiant en changeant les conditions de contact à l’interface outil / copeau qui aura pour conséquence de diminuer en partie les pressions de contact et températures subies par l’outil ; mais également en formant une barrière de diffusion entre le matériau de l’outil et le copeau, comme le relate (Bittès, 1993), ceci ayant pour conséquence d’augmenter la durée de vie de l’outil.

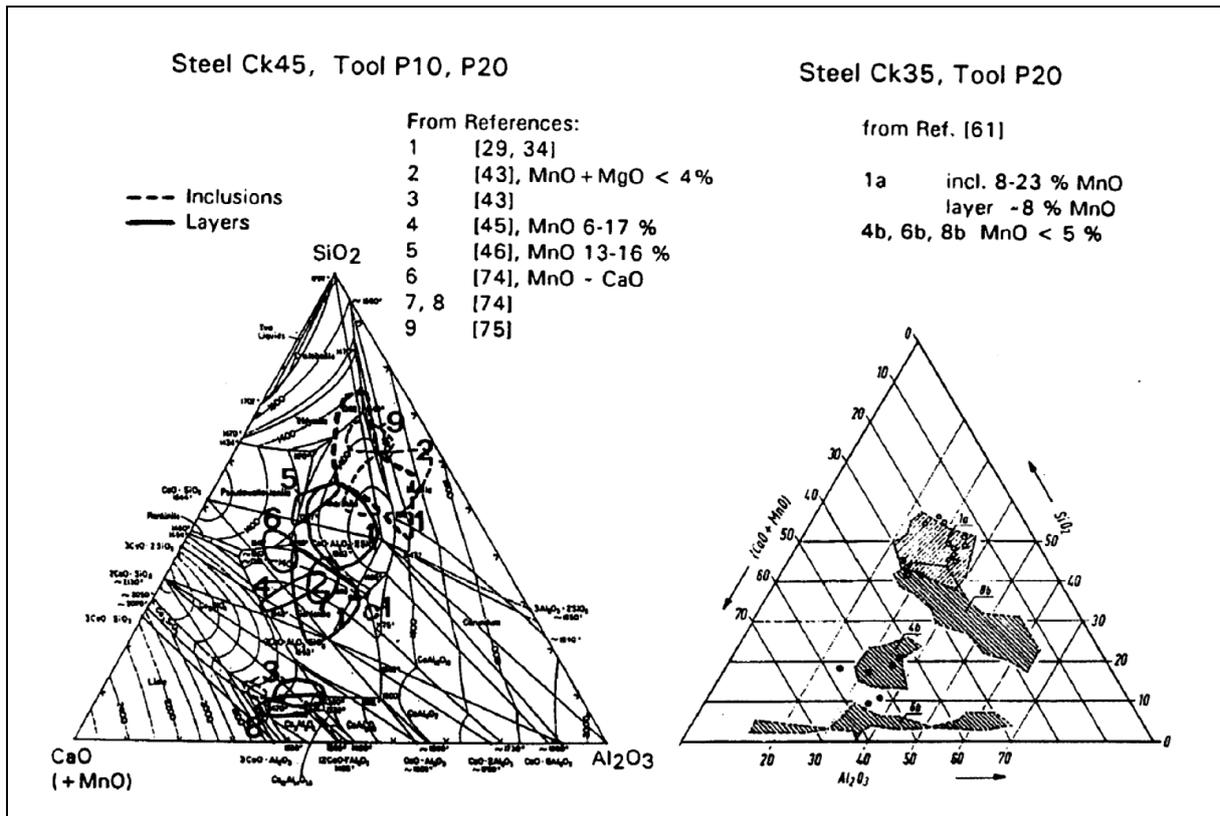


Figure 19 – Compositions d'inclusions non métalliques analysées dans des aciers ayant généré des CTS lors de leur usinage, et composition des CTS observées sur les outils carbure après usinage. Données rassemblées par (Helle, 1995) à partir de plusieurs études.

Dans son étude bibliographique, Helle a répertorié sur un même diagramme ternaire (Figure 19) différentes compositions d'inclusions qui auraient (selon les auteurs cités dans son travail) conduit à la formation de couches de transferts sélectifs sur la face de coupe de l'outil durant l'usinage. Les aciers usinés étaient des aciers de construction mécanique (C45 et C35) et les outils utilisés étaient de nuances P10 ou P20. Cette collecte de données a permis à Helle de dégager certaines observations intéressantes :

- Lorsque que les auteurs des différentes études ont comparé les compositions des oxydes formant les couches de transferts sélectifs à celles des oxydes présents dans l'acier usiné, ils ont conclu qu'elles étaient identiques. Ces observations confirment le fait que les couches de transferts sélectifs résultent bien du transfert d'inclusions provenant de l'acier et qu'il ne semble pas y avoir de réaction chimique durant l'usinage donnant lieu à un changement de leur composition.
- Les inclusions ayant donné lieu à la formation de CTS présentent des compositions proches de celle de l'Anorthite $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3-2\text{SiO}_2$, de la Gehlénite $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$, et plus rarement de la Spessartite $3\text{MnO-Al}_2\text{O}_3-3\text{SiO}_2$.
- Les compositions des CTS analysées en face de coupe et de dépouille étaient sensiblement comparables, même si la teneur en Mn était sensiblement plus élevée en face de dépouille.

Fang et Zhang ont fait une étude portant sur l'analyse de CTS obtenues en usinant des aciers inox de décolletage traités calcium (Fang & Zhang, 1996). Ils ont également conclu que les CTS avaient les mêmes compositions que celles des inclusions non-métalliques trouvées dans l'acier, confirmant donc les conclusions de Helle. Il apparaît donc que la composition des inclusions non-métalliques puisse jouer un rôle crucial sur la formation des CTS.

Tableau 1 – Valeurs de coefficients de dilatation α , de modules d'Young E et de coefficients de Poisson ν pour quelques types d'inclusions. D'après (Brooksbank, 1970; Brooksbank & Andrews, 1968, 1969, 1972; Juvonen, 2004).

Type d'inclusion	Inclusion	$\alpha \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ pour [0°C ; 800°C]	E (GPa)	ν
Sulfures	MnS	18,1	(69 – 138)	(0,3)
	CaS	14,7		
Aluminates de calcium	CaS-6Al ₂ O ₃	8,8		
	CaS-2Al ₂ O ₃	5,0		
	CaS-Al ₂ O ₃	6,5		
	12CaO-7Al ₂ O ₃	7,6		
	3CaO-Al ₂ O ₃	10		
Spinelles	MgO-Al ₂ O ₃	8,4	271	0,260
	MnO-Al ₂ O ₃	8,0		
	FeO-Al ₂ O ₃	8,6		
Alumine	Al ₂ O ₃	8,0	389	0,250
	Cr ₂ O ₃	7,9		
Nitride de titane	TiN	9,4	(317)	(0,192)
Oxydes	MnO	14,1	(178)	(0,306)
	MgO	13,5	306	0,178
	CaO	13,5	183	0,21
	FeO	14,2		

Le Tableau 1 présente certaines informations pour quelques inclusions non métalliques rassemblées par (Juvonen, 2004). Les quelques valeurs présentées suffisent à montrer des différences importantes, notamment selon le type d'inclusion. On constate par exemple que le module d'Young des sulfures est généralement bien inférieur à celui des autres inclusions non métalliques.

2.4. Solutions actuellement retenues pour l'amélioration de l'usinabilité des aciers

Nous résumons ici les solutions d'amélioration de l'usinabilité le plus souvent mises en œuvre. Nous distinguons les aciers en deux catégories bien distinctes : les aciers de construction mécanique, et les aciers de décolletage.

2.4.1. Aciers de décolletage

Les aciers de décolletages ont été développés pour la fabrication de pièces en grandes séries, principalement de nos jours sur des tours à commandes numériques. On a ici privilégié les performances en termes de productivité de ces aciers au détriment de leurs caractéristiques. Les spécifications clients sont toujours respectées car ces pièces ne nécessitent pas de caractéristiques mécaniques élevées. Ces aciers sont ainsi conçus pour pouvoir s'usiner à une vitesse de coupe maximale tout en préservant la durée de vie de l'outil ainsi qu'un état de surface généralement acceptable. Ces aciers peuvent être livrés sous forme de barres étirées-dressées présentant des spécifications géométriques rigoureuses. Le fait d'étirer l'acier sous certaines conditions lui confère en outre une légère amélioration des caractéristiques mécaniques et de l'usinabilité. Les aciers de décolletage sont décrits par la norme NF EN 10277-3.

La caractéristique principale des aciers de décolletage est leur forte teneur en soufre due à une resulfuration volontaire lors de l'élaboration de l'acier, au détriment des caractéristiques mécaniques (Bellot, 1972). L'emploi du soufre comme agent fragilisant du copeau a en effet plusieurs conséquences sur l'acier dont :

- Diminution de la résistance à la fatigue,
- Diminution de la résilience.

Par ailleurs, un plus fort taux de soufre complique la mise en forme du matériau dès la coulée continue, mais également au laminage, augmentant le risque de voir apparaître des défauts de surface. De manière générale, les aciers de décolletage nécessitent un laminage à une température plus importante que les aciers de construction traditionnels.

Plusieurs éléments d'addition tels que Pb, Bi, Se, Te, ... peuvent être ajoutés afin d'améliorer l'usinabilité des aciers de décolletage :

- Soit en augmentant la durée de vie de l'outil pour une même vitesse de coupe,
- Soit en étendant le domaine de coupe (V_c , f , a_p) dans lequel l'usinabilité de l'acier est – au minimum – acceptable.

Le Tableau 2 donne quelques exemples (liste non-exhaustive) d'aciers de décolletage rencontrés dans l'industrie avec les solutions d'amélioration de l'usinabilité qui ont été retenues. Tous ces aciers présentant une teneur en soufre importante (souvent aux environs de 0,3 %), nous n'avons pas spécifié cet élément comme une solution « particulière » d'amélioration de l'usinabilité.

**Tableau 2 – Exemples d’aciers de décolletage
et de leurs éléments d’addition (liste non-exhaustive).**

Référence	Nuance	Si+Ca	Pb	Bi	Sn	Cu
(Brion, 1993)	11SMn37					
(Essel, 2006)	11SMn37					
(Essel, 2006)	11SMn30					
(Essel, 2006)	11SMn30					
(Essel, 2006)	11SMn30					
(Essel, 2006)	11SMn30					

2.4.2. Aciers de construction mécanique

Les aciers de construction mécanique sont des aciers dont les caractéristiques mécaniques sont généralement spécifiées par le client. Ces aciers sont très souvent amenés à être forgés et à subir des traitements thermiques. Un des secteurs majeurs d’application est l’industrie automobile pour laquelle les aciers de construction mécanique serviront à produire des pièces massives telles que les arbres à cames, vilebrequins, axes, pignons, essieux, portes-fusée, roulements...

Pour ces aciers, la recherche de l’amélioration de l’usinabilité est plus difficile car elle ne doit pas diminuer les caractéristiques mécaniques du matériau, ni ses aptitudes à la forge, aux traitements thermiques ou encore aux traitements des surfaces tels que la cémentation ou la carbonituration, avec pour principale conséquence une teneur en soufre bien souvent limitée (Simaro & Dutari, 2003), même si certains aciers de construction peuvent être resulfurés.

Le Tableau 3 donne quelques exemples (liste non-exhaustive) d’aciers de construction mécanique rencontrés dans l’industrie. Au contraire des aciers de décolletage, nous avons précisé (par l’intermédiaire d’une colonne « S ») les aciers de construction qui sont resulfurés, ce traitement étant véritablement un traitement spécifique d’amélioration de l’usinabilité pour les aciers de décolletage.

**Tableau 3 – Exemples d’aciers de construction mécaniques
et des traitements d’amélioration de l’usinabilité (liste non-exhaustive).**

Référence	Nuance	S (si S > 0,020 %)	Ca	Si+Ca	Pb	Bi	Te	Sn
(Bittès, 1993)	C45							
(Bittès, 1993)	42CrMo4							
(Bittès, 1993)	42CrMo4							
(Bittès, 1993)	42CrMo4							
(Essel, 2006)	C45							
(Essel, 2006)	C45							
(Essel, 2006)	C45							
(Essel, 2006)	C45							
(Essel, 2006)	16MnCr5							
(Essel, 2006)	16MnCr5							
(Essel, 2006)	16MnCr5							
(Grolleau 1996)	42CrMo4							
(Grolleau 1996)	42CrMo4							
(Schneider, 2009)	C35							
(Schneider, 2009)	C35							

3. COUCHES DE TRANSFERT SELECTIF (CTS) ET LEUR ROLE DANS L'AMELIORATION DE L'USINABILITE

Il n'est pas facile de définir clairement ce que sont les couches de transferts sélectifs (CTS) encore appelées couches de transferts non-métalliques (Brion, 1993). Il faut en premier lieu différencier les CTS des arêtes rapportées :

- Les arêtes rapportées (Build Up Edge – BUE en anglais) sont plutôt à considérer comme des phénomènes d'agglutination pouvant donner lieu à des phénomènes de collage métallique généralement localisé au niveau de l'arête de coupe. La formation et la disparition d'une arête rapportée sont des plus aléatoires, pouvant engendrer des efforts de coupe plus importants, des vibrations et entraîner une dégradation de la qualité de surface usinée. Enfin les arêtes rapportées existent principalement à basses vitesses de coupe, et certains auteurs vont même jusqu'à définir le début du domaine de Taylor (en termes de vitesse de coupe) à la fin de la zone d'existence de l'arête rapportée
- Les Couches de Transferts Sélectifs (CTS), également désignées Built Up Layer (BUL) (CIRP Unified Terminology, 1986) (Hamann, Le Maître, & Guillot, 1994) sont le résultat du dépôt (ou transfert) d'inclusions non métalliques (majoritairement des MnS et des oxydes) sur l'outil coupant lors de l'opération d'usinage. On évoque généralement leur présence en face de coupe de l'outil, mais certains auteurs considèrent qu'il s'en forme également en face de dépouille. La formation de CTS dépend de mécanismes thermiquement activés : les CTS ne se formeraient qu'à partir de certaines vitesses de coupe nécessaires pour atteindre des températures suffisantes. Il faut cependant modérer ce raisonnement car selon la nature des inclusions non métalliques, leur transfert ne se fera pas forcément aux mêmes températures (et donc conditions opératoires). On trouve souvent dans la littérature que la fin du domaine d'existence de l'arête rapportée coïncide avec le début d'existence des CTS.

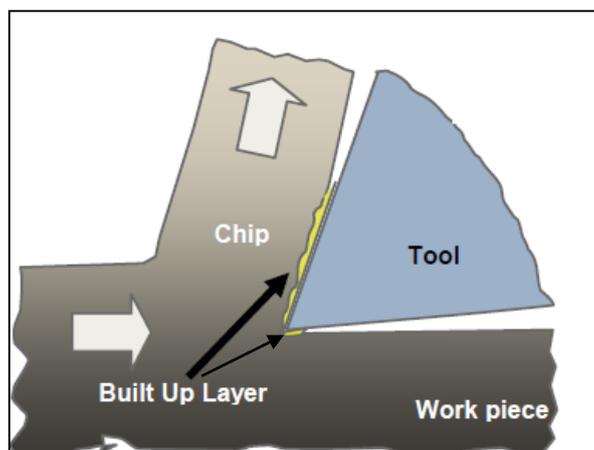
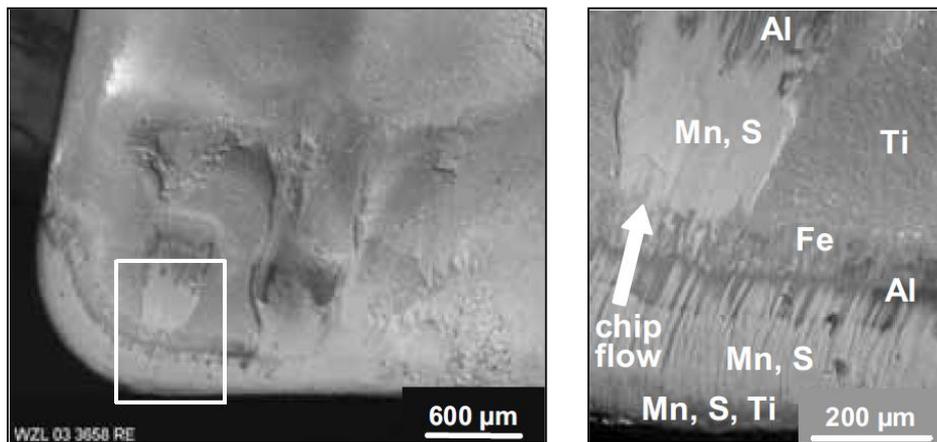


Figure 20 – Formation de couches de transfert sélectives en faces de coupe et de dépouille durant l'opération d'usinage.

L'existence possible de troisièmes corps pouvant protéger l'outil à l'interface outil / copeau est connue depuis plusieurs décennies, et on peut trouver dans plusieurs articles, par exemple (Wojcik, 1935),

datant d'avant la seconde guerre mondiale des écrits évoquant la formation de troisième corps « par phénomène d'agglutination » de « poussières », décrits comme étant des « matelas protecteurs » pour l'outil coupant et prolongeant ainsi la vie des outils. Nous n'avons cependant pas retrouvé d'écrits de cette époque dédiés à l'étude de ces dépôts. Il semble également difficile de savoir si à l'époque les usineurs différenciaient les CTS des arêtes rapportées.

La plupart des études abordant les CTS se concentrent sur leur formation en face de coupe car on a longtemps pensé que c'était principalement ces couches fines en face de coupe qui protégeaient l'outil et ralentissaient son usure. Les CTS sont donc très souvent décrites dans la littérature comme un troisième corps apparaissant à l'interface outil / copeau et dont l'existence, la morphologie et la composition dépendent d'un très grand nombre de paramètres tels que les conditions thermomécaniques (températures, pressions), vitesses de coupe, propriétés des matériaux des outils et matière usinée, mais également d'autres paramètres tels que l'utilisation éventuelle d'un fluide de coupe par exemple (Qi, 2000). La liste des facteurs influents ne s'arrête pas là et il faudra s'employer à lister et étudier l'ensemble des phénomènes pouvant influencer l'existence des CTS.



Acier usiné :	11SMn30+Bi	Vitesse de coupe :	$V_c = 300 \text{ m.min}^{-1}$
Outil coupant :	CNMG 120408	Avance par tour :	$f = 0,25 \text{ mm.tr}^{-1}$
Matériau outil :	HC-P25	Profondeur de passe :	$a_p = 2 \text{ mm}$
Revêtement outil :	Aucun	Lubrifiant / assistance :	aucun

Figure 21 – Observation au MEB de CTS localisées en face de coupe de l'outil (Essel, 2006).

Un autre sujet pouvant porter à controverse est la qualification même d'une CTS : la CTS désigne-t-elle uniquement le dépôt que l'on peut observer sur l'outil après usinage ? Ou doit-on également considérer l'ensemble du troisième corps à l'interface outil / copeau durant l'usinage même si tout ou une partie de ce dernier ne restera pas sur la face de coupe de l'outil à la fin de l'opération de coupe ? On s'apercevra que la question n'est pas tranchée dans la littérature, bien que l'on préfère généralement désigner par « troisième corps » la substance présente entre l'outil et le copeau durant l'opération de coupe, et par « CTS » véritablement ce qui reste sur l'outil après usinage. Nous nous tiendrons à cette définition.

3.1. CTS en face de coupe

La présence de CTS en face de coupe de l'outil est le cas de figure le plus souvent relaté dans la littérature (Desaigues, 2012). Les auteurs ayant déjà mené des études sur les CTS ont le plus souvent cherché à estimer les épaisseurs ainsi que les compositions des dépôts. Dans la plupart des cas, l'épaisseur des CTS n'est pas constante (elle varie de 1 à 50 μm selon les auteurs). La localisation et l'étendue des dépôts fluctuent également.

Les auteurs tentent donc le plus souvent de qualifier une CTS pour un couple outil-matériau donné. Le matériau usiné étant ici à voir comme étant au minimum un ensemble {composition, structure, population inclusionnaire}, il est souvent nécessaire de considérer chaque coulée comme un matériau spécifique. Sous ces conditions, les auteurs étudient alors l'existence ou non de CTS en fonction :

- Des conditions opératoires (principalement V_c , f et a_p),
- Quelques fois de la durée d'usinage ou bien la « longueur de copeaux développée ».

En cas de présence de CTS, les auteurs étudient alors le plus souvent leurs morphologies (position sur l'outil, étendue, épaisseur et parfois topographie), leurs compositions et cherchent alors à faire le lien entre ces CTS et la durée de vie de l'outil, ce qui n'est pas chose aisée car il est nécessaire de disposer d'un historique d'essais de durée de vie standardisés réalisés avec les mêmes conditions opératoires et avec des outils dont la géométrie, le substrat et le revêtement seront conservés durant plusieurs années, voire dizaines d'années.

Dans ce qui suit nous aborderons certaines des caractéristiques des CTS en face de coupe relatées par la littérature : position, étendue, structure et composition.

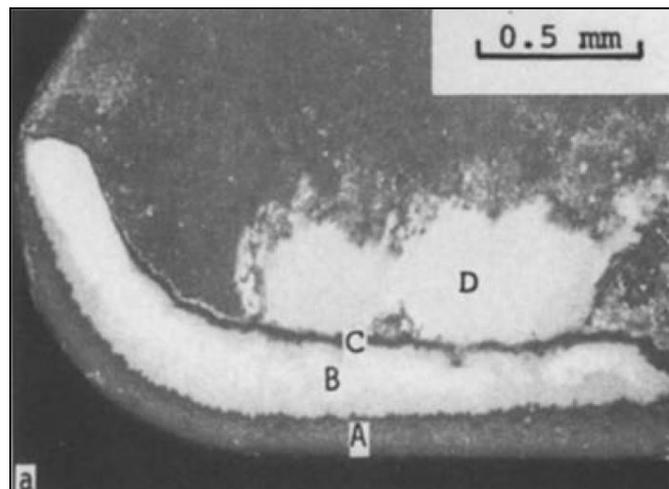
3.1.1. Localisation des CTS

Plusieurs études montrent que la position des CTS en face de coupe dépend majoritairement des conditions opératoires. La géométrie de l'outil et en particulier la présence ou non d'un brise-copeaux semble jouer un rôle crucial sur la morphologie générale des CTS (Essel, 2006; Schneider, 2009).

(Nordgren & Melander, 1987) ont étudié la formation de CTS lors de l'usinage d'un acier de construction à usinabilité améliorée. Ils ont effectué des opérations de chariotage sur un acier 34NiCrMo6 traité calcium présentant une teneur en soufre à 0,024 %. Les barres usinées étaient à l'état trempé revenu et avaient une dureté de 300 HB. L'outil utilisé était un outil carbure avec brise-copeaux, de nuance P15 revêtu CVD de trois couches : TiC-Al₂O₃-TiN (du substrat à la surface extérieure de l'outil). L'usinage avait été réalisé sans lubrification et a donné lieu à la formation de CTS en face de coupe. La Figure 22 montre que les CTS formées recouvrent une zone relativement importante de la partie active de l'outil (généralement la zone de contact outil / copeau) et sont observables directement avec des moyens tels que la binoculaire ou le microscope optique.

On remarque tout d'abord que la morphologie des CTS est complexe, et on distingue différentes zones. La forme étrange de la CTS peut s'expliquer par la géométrie particulière de la zone de contact outil / copeau qui est certainement influencée par la présence du bec de l'outil. Les auteurs distinguent quatre

zones différentes de la face de coupe (A, B, C et D), attestant que les conditions de contact ne semblent pas être les mêmes en fonction de l'endroit considéré. On constate ainsi par exemple qu'il ne semble pas y avoir de dépôt en zone A (zone très proche de l'arête de coupe), qu'il y a un dépôt très présent en zone B, jusqu'à une zone C étroite qui pourrait s'apparenter à la fin de la zone B. Pour finir, une zone D semble recouverte d'un dépôt qui apparaît pour le moins irrégulier. Les irrégularités du dépôt en zone D peuvent s'expliquer de plusieurs façons : la géométrie de la plaquette peut jouer un rôle non négligeable et la présence du brise-copeaux (au niveau de la zone D) laisse à penser que le copeau aurait frotté sur cette partie de l'outil, alors qu'il aurait déjà « décollé » de l'outil plus à gauche sur la photographie.

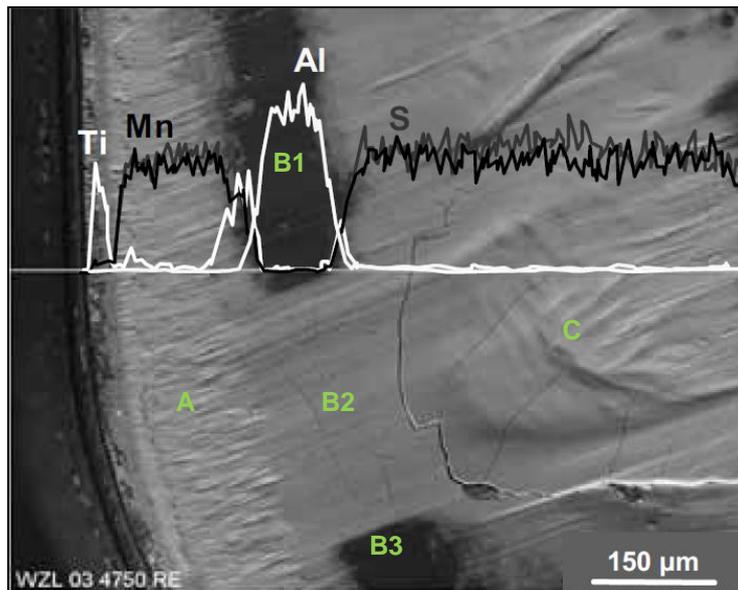


Acier usiné :	34NiCrMo6+Ca	Vitesse de coupe :	$V_c = 208 \text{ m.min}^{-1}$
Outil coupant :	TNMM 160408	Avance par tour :	$f = 0,3 \text{ mm.tr}^{-1}$
Matériau outil :	HC-P15	Profondeur de passe :	$a_p = 2 \text{ mm}$
Revêtement :	TiC-Al ₂ O ₃ -TiN	Lubrifiant / assistance :	aucun

Figure 22 – Vue générale de la face de coupe mettant en évidence le transfert d'inclusions non métalliques lors de l'usinage (Nordgren & Melander, 1990).

Les auteurs soulignent que les compositions chimiques des CTS analysées en zone D laissent à penser qu'elles semblent être constituées de (Mn,Ca)S complexes. Dans le cas d'une opération d'usinage à sec comme c'est le cas ici, le copeau frottant sur la face de coupe peut être considéré comme étant la seule source possible d'inclusions non-métalliques pouvant contribuer à la formation des CTS observées (Pálmai, 1976). Il semble donc logique que les CTS soient localisées dans la zone de contact outil / copeau, et également à la fin de cette zone, dans le cas où le copeau aurait tendance à « battre » de manière aléatoire contre la face de coupe. Les MnS présentes à l'interface outil / copeau lors de l'usinage sont, selon les températures et pressions atteintes, dans un état viscoplastique (Kießling, 1968a, 1989; Pálmai, 1976), ce qui laisse à penser que certaines d'entre elles puissent être projetées contre la face de coupe de l'outil, sous le copeau.

Concernant l'influence du brise-copeaux sur la morphologie de la CTS, on peut comparer les résultats de (Nordgren & Melander, 1990) avec une étude menée par (Essel, 2006), plusieurs paramètres sont proches. Essel a usiné différentes nuances d'aciers de décolletage, dont un 11SMn37. Cette fois encore il s'agissait de tournage et les opérations consistaient en des chariotages. L'outil utilisé était un outil en carbure avec brise-copeaux, de nuance P25, revêtu par un revêtement TiCN-Al₂O₃-TiN. Essel a observé des CTS en face de coupe, comme on peut le voir Figure 23. Il a complété son étude par des observations au microscope électronique avec analyse EDS en face de coupe permettant l'identification de certains éléments dont les principaux sont le soufre et le manganèse. On remarque que les CTS se succèdent dans la direction d'écoulement du copeau, ce dernier ayant même laissé des traces de son frottement contre la face de coupe de l'outil.



Matériau usiné :	11SMn37	Vitesse de coupe :	$V_c = 100 \text{ m.min}^{-1}$
Outil coupant :	CNMG 120408	Avance par tour :	$f = 0,25 \text{ mm.tr}^{-1}$
Matériau outil :	HC-P25	Profondeur de passe :	$a_p = 2 \text{ mm}$
Revêtement :	TiCN-Al ₂ O ₃ -TiN	Lubrifiant / assistance :	aucun

Figure 23 – Analyse EDS des CTS en face de coupe de l'outil après tournage d'un 11SMn37 (Essel, 2006).

On arrive ainsi à dissocier plusieurs zones différentes sur la Figure 23 :

- Une première zone (A) très proche de l'arête de coupe qui est pleinement recouverte par des CTS,
- Une seconde zone que l'on peut en réalité subdiviser en trois zones différentes : les zones (B1) et (B3) qui ne sont pas recouvertes de CTS, et la zone (B2) qui est recouverte de CTS,
- Une troisième zone (C) qui est recouverte par des CTS. On devine également que le brise-copeaux (ou une partie du moins) est présent sur la zone (C).

On constate que les CTS observées dans cette étude semblent plus régulières que celles analysées par (Nordgren & Melander, 1990), bien qu'il y ait certaines variations en termes de localisation et de relief. Les variations de CTS constatées indiquent clairement que les conditions de contact à l'interface outil / copeau varient sensiblement d'un endroit à l'autre de la face de coupe de l'outil.

L'analyse EDS nous révèle que les CTS recouvrant les zones A, B2 et C sont certainement le résultat du transfert d'inclusions de type MnS sur l'outil. Par ailleurs, bien qu'il s'agisse d'une analyse EDS purement qualitative, la composition des MnS (au regard du profil tracé) semble rester à peu près la même de l'arête de coupe au brise-copeaux.

On voit ainsi que les CTS commencent juste après l'arête de coupe (zone A), ce qui n'était pas le cas dans l'étude de (Nordgren & Melander, 1990), et de manière générale elles recouvrent la face de coupe de l'outil de manière plus homogène, ce qui est certainement dû à la teneur en soufre environ dix fois plus élevée dans le 11SMn37 que dans le 34NiCrMo6 traité calcium de (Nordgren & Melander, 1990). On observe également que l'épaisseur des CTS en zone (A) semble varier. Ces variations d'épaisseur des dépôts sont généralement expliquées de deux manières (Bittès, 1993; Brion, 1993; Kiessling, 1989; Pálmai, 1976) :

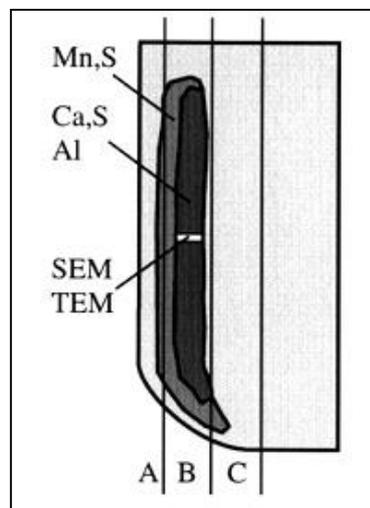
- Soit parce que les dépôts n'ont pas été formés de manière régulière,
- Soit parce qu'ils ont été endommagés par le copeau frottant.

Les dépôts présents en zone (B2) semblent plus réguliers et plus fins (bien que nous ne disposions pas d'informations à ce sujet). Les dépôts trouvés en zone (C) semblent plus irréguliers que ceux trouvés en (B2). L'analyse EDX nous montre également que dans la zone (B1), qui n'est pas recouverte par les CTS, la sonde a trouvé la présence l'aluminium mais pas de titane, alors que ce n'était pas le cas au niveau de l'arête de coupe. On peut supposer que la couche de TiN, en surface du revêtement, ait pu disparaître par usure au niveau de la zone (B1), mettant ainsi à jour la couche d'Al₂O₃ (seconde couche du revêtement). La zone (B1) serait donc le lieu où les conditions de contact seraient les plus sévères et serait probablement la zone de cratérisation de la plaquette si on usinait suffisamment longtemps avec cette plaquette. Les conditions de contact différentes au niveau des zones (B2) et (B3) s'expliqueraient par la présence du brise-copeaux et nous nous risquons ici à formuler une hypothèse : ce dernier pourrait diminuer les pressions de contact au niveau de la zone (B2), permettant ainsi à un dépôt de MnS d'exister. L'action du brise-copeaux provoquerait également le décollement du copeau au niveau de la zone (B3), expliquant cette fois-ci qu'il n'y ait pas de dépôt dans cette zone. Des essais

supplémentaires seraient bien entendu nécessaires pour infirmer ou confirmer cette hypothèse, mais certains auteurs (Essig, 2010) formulent des conclusions allant dans ce sens.

(Larsson & Ruppi, 2001) ont réalisé des opérations de chariotage sur des barres de 42CrMo4 traité calcium, à l'état trempé revenu pour une dureté de 273 HB. Ils ont utilisé différents types de plaquettes carbure, toutes sans brise-copeaux, afin d'étudier la formation des CTS sans que la direction d'écoulement du copeau (Chip Flow Direction – CFD en anglais) ne soit perturbée. Les plaquettes utilisées se distinguaient par leurs revêtements qui étaient différents (ce paramètre sera plus amplement discuté plus tard dans cette étude).

De manière générale, ils ont obtenu des CTS en face de coupe qui paraissent plus régulières. Ils ont par ailleurs effectué des analyses EDS afin de constater d'éventuelles variations en termes de composition selon la position sur la face de coupe de l'outil, tel qu'on peut le voir Figure 24.



**Figure 24 – Représentation schématique de la position de certains éléments dans la CTS.
La zone désignée “SEM TEM” désigne une région dont la section transverse a été analysée (Larsson & Ruppi, 2001).**

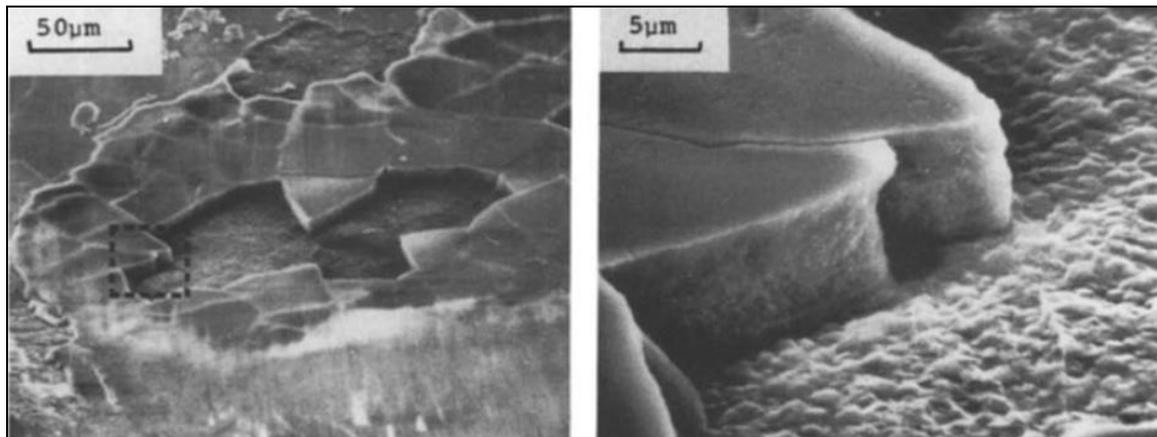
Ces analyses permettent aux auteurs de distinguer trois zones différentes sur la face de coupe pour lesquelles la composition chimique des dépôts semble évoluer. Ils associent chacune de ces trois zones à un type de contact outil / copeau différent :

- Une première zone (A), débutant depuis l'arête de coupe, serait le lieu d'un contact collant. Il n'y aurait pas ou très peu de CTS sur cette zone. Cet état de fait serait principalement dû aux conditions thermomécaniques particulières, et à la vitesse de glissement considérée nulle dans cette zone expliquant que les inclusions mises à jour dans cette zone par le cisaillement ne peuvent pas être « tartinées » sur la face de coupe de l'outil. Les premiers dépôts commenceraient à la limite de la zone (A).
- Une seconde zone (B) qui serait le lieu d'un contact outil / copeau collant-glissant. Les auteurs associent cette zone à la zone de cisaillement secondaire et c'est dans cette zone qu'un cratère serait susceptible de se former. Dans cette zone le mouvement relatif du copeau par rapport à l'outil ainsi que les conditions en termes de températures et pressions permettraient aux inclusions d'être transférées (du moins partiellement) sur la face de coupe de l'outil. C'est sur cette zone que s'étendent principalement les CTS. Dans cette zone, les CTS sont majoritairement constituées de S et de Mn, mais on y trouve également des traces de Ca et d'Al qui laissent à penser que des oxydes à bas point de fusion résultant du traitement calcium ont également pu être transférés.
- Une troisième zone (C) qui serait le lieu d'un contact outil / copeau purement glissant. Il s'agit de la zone du décollement du copeau où les contraintes normales sont censées être nulles, et où l'on ne s'attend donc pas à ce que le copeau frotte contre la face de coupe de l'outil (sauf peut-être de manière aléatoire lorsqu'il y a « battement » du copeau), ni à trouver de CTS, comme le confirment les observations et l'analyse EDS.

3.1.2. Structure et composition des CTS

Comme déjà entrevu auparavant, la littérature traitant de l'étude des CTS tend à montrer depuis plusieurs décennies (Helle, 1995; Klaus, König, Lückerrath, & Siebel, 1965; König, 1967a; Opitz, Gappisch, König, Pape, & Wicher, 1962; Opitz & König, 1962, 1967; Wicher & Pape, 1967b) que ces dernières ont une composition comparable à celle des inclusions non métalliques contenues dans l'acier usiné. Il semble néanmoins que des différences puissent apparaître selon la zone analysée de la face de coupe.

L'étude menée par (Nordgren & Melander, 1990) sur le tournage d'un 34NiCrMo6 traité calcium et trempé revenu rend bien compte des changements de structure et de composition des CTS. Les auteurs constatent ainsi d'importantes différences d'épaisseur de CTS selon la zone observée. Après deux minutes d'usinage, ils trouvent ainsi des dépôts essentiellement composés de CaS, relativement fins (moins de 10 μm) adhérents au revêtement de l'outil, aux abords de l'arête de coupe. Des dépôts de (Mn,Ca)S plus épais (aux environs de 10 μm) sont repérés plus loin sur la face de coupe.



Matériau usiné :	34NiCrMo6+Ca	Vitesse de coupe :	Vc = 208 m.min⁻¹
Outil coupant :	TNMM 160408	Avance par tour :	f = 0,3 mm.tr⁻¹
Matériau outil :	HC-P15	Profondeur de passe :	a_p = 2 mm
Revêtement :	TiC-Al₂O₃-TiN	Lubrifiant / assistance :	aucun

Figure 25 – Observation de CTS composées de (Mn,Ca)S en face de coupe. Les dépôts apparaissent faïencés (Nordgren & Melander, 1990).

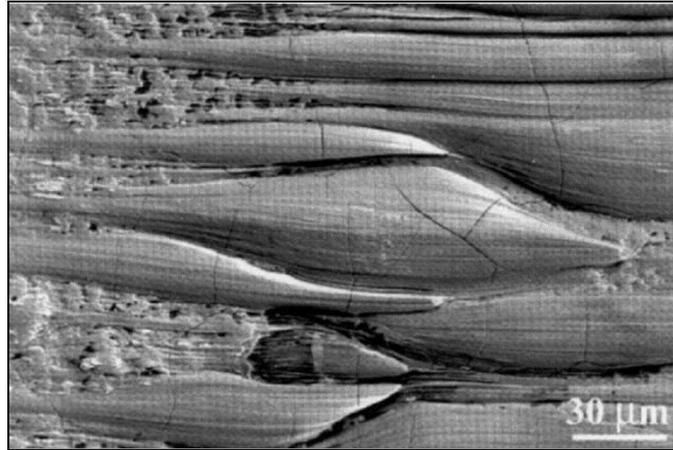
Dans le but de qualifier au mieux la composition de ces dépôts, ils ont utilisé la technique de spectroscopie électronique d'Auger. Ces mesures leur permirent de tracer des profils d'évolution de composition dans l'épaisseur des dépôts qui ont montré que les principaux constituants étaient le manganèse, le soufre et le calcium. La teneur en oxygène était négligeable, laissant à penser que malgré les fortes températures atteintes durant la coupe, les pressions de contact rencontrées au niveau du contact outil / copeau préservent d'une éventuelle oxydation des surfaces.

Comme nous pouvons le voir Figure 25, les observations réalisées au MEB montrent que les couches de (Mn,Ca)S apparaissent par endroits écaillées et brisées comme l'attestent les brisures aux arêtes géométriques. Certaines parties des CTS semblent même manquer.

(Brion, 1993) a observé le même type de phénomène en usinant des aciers de décolletage et pense que ce faïencage des CTS peut être dû aux forts gradients thermiques (et contraintes qui en découlent) à la fin de l'opération d'usinage. Par ailleurs, Brion souligne que les CTS et l'outil n'auraient pas nécessairement le même coefficient de dilatation, ce qui pourrait être localement une source de faïencage supplémentaire.

Les fragments de CTS manquants mettent alors à jour ce qui semble être la surface de l'outil et il semble que cette dernière ne présente pas de marque d'usure ou même de frottement qui pourraient correspondre au frottement du copeau contre la face de coupe. Lors de l'usinage, le copeau semble donc bien glisser sur le troisième corps, ce dernier protégeant ainsi la face de coupe de l'outil.

(Larsson & Ruppi, 2001) fournissent une étude approfondie sur la structure et la composition de CTS formées sur des outils coupants de revêtements différents (Al₂O₃ et TiN) lors du tournage d'un 42CrMo4 traité calcium. L'acier usiné est à l'état trempé revenu et présente une structure martensitique pour une dureté moyenne de 284 HB. Cette étude présente différents aspects de CTS qu'il est ainsi possible d'obtenir.



Matériau usiné :	42CrMo4+Ca	Vitesse de coupe :	Vc = 300 m.min⁻¹
Outil coupant :	SNUN 120408	Avance par tour :	f = 0,4 mm.tr⁻¹
Matériau outil :	94 %wt. WC, 6 %wt. Co	Profondeur de passe :	a_p = 2,5 mm
Revêtement :	α-Al₂O₃-TiN	Lubrifiant / assistance :	aucun

Figure 26 – Vue de dessus de CTS obtenue par microscopie électronique à balayage (Larsson & Rупpi, 2001).

De telles conditions thermomécaniques (notamment grâce à une vitesse de coupe et une avance par tour importantes) peuvent être propices à la formation de CTS à partir des oxydes à bas point de fusion contenus dans l'acier grâce au traitement calcium effectué sur ce dernier. En effet, ces conditions de coupe permettent d'atteindre à la fois des conditions de températures et de pressions auxquelles les oxydes à bas points de fusion se trouvent certainement dans un état plastique, ce qui semble être une condition nécessaire, comme le supposent les auteurs. Cette dernière hypothèse fait écho aux travaux de (Pálmai, 1976) que l'on évoquera plus en détails dans la suite de cette étude.

On remarque Figure 26 que les CTS observées par Larsson et Rупpi apparaissent façonnées de la même manière que celles observées par (Bittès, 1993; Brion, 1993; Nordgren & Melander, 1987) ou encore d'autres auteurs. Larsson et Rупpi ont également analysé les inclusions non métalliques présentes dans l'acier par les méthodes de microscopie électronique à balayage et d'analyse EDS. Ils ont ainsi constaté que les oxydes étaient des aluminates de calcium aux angles arrondis, ainsi que des sulfures de manganèse MnS allongées. Les aluminates de calcium présentaient des compositions de type CaO-Al₂O₃, CaO-2Al₂O₃ et CaO-6Al₂O₃ (respectivement CA, CA₂ et CA₆ en notation cimentière).

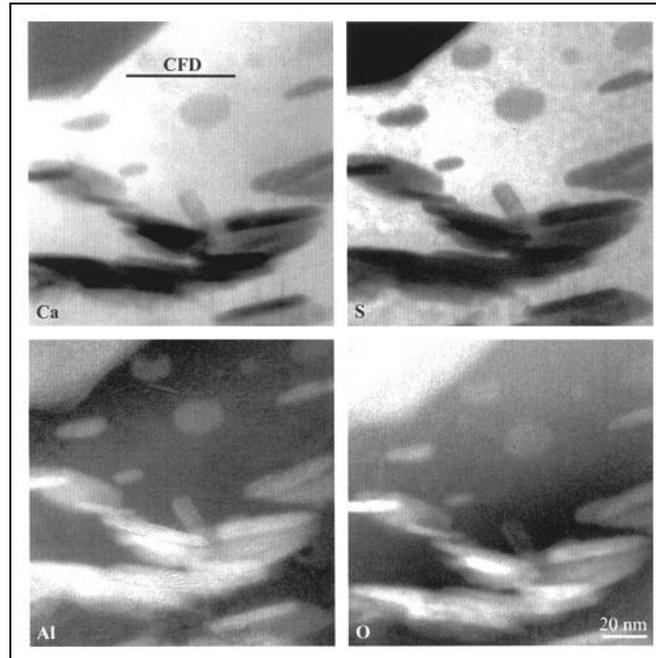


Figure 27 – Analyses EFTEM de CTS en vue transverse pour les éléments Ca, S, Al et O. Ces analyses montrent la distribution de ces éléments chimiques au sein des CTS. Sur ces images, les zones claires correspondent à la présence de l'élément analysé (Larsson & Ruppi, 2001).

Les auteurs ont également cherché à savoir si les CTS formées sur l'outil – résultant du transfert de ces inclusions non métalliques – avaient ou non des compositions comparables. Ils utilisèrent donc la technique d'analyse de HRTEM (Microscopie Electronique en Transmission à Haute Résolution) en complément des habituelles analyses MEB + EDS pour analyser des échantillons de CTS prélevés de manière transversale à cette dernière, comme décrit Figure 24. Les premières analyses effectuées au MEB et à la sonde EDS permirent de déterminer la composition d'une CTS apparaissant homogène, mais ceci était dû à la limite en termes de résolution de la microscopie électronique par balayage.

La technique d'analyse HRTEM couplée à l'analyse quantitative EDS mirent en exergue que les CTS étaient en réalité hétérogènes et composées de corps cristallins de composition $\text{CaO}\cdot 6\text{Al}_2\text{O}_3$ « noyés » dans ce qu'il semble être une substance amorphe de type $(\text{CaMn})\text{S}$ à la composition $\text{Ca}_{0,85}\text{Mn}_{0,15}\text{S}$. Les résultats sont exposés Figure 27 et Figure 28.

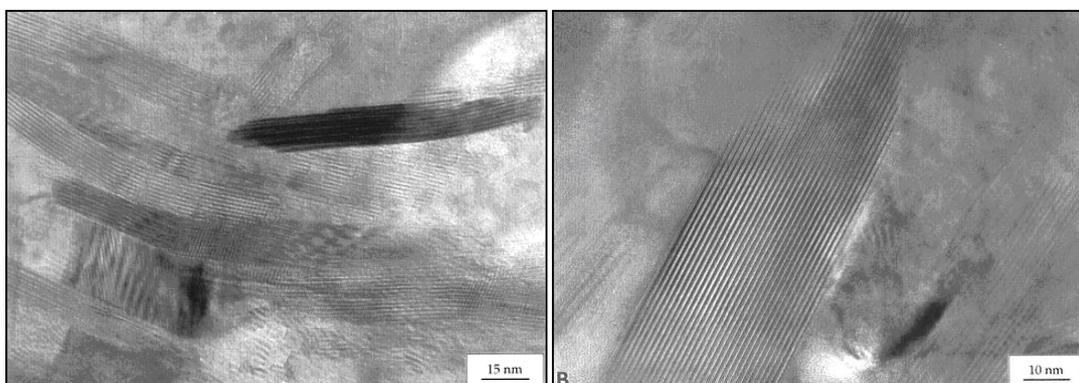


Figure 28 – Images obtenues par HRTEM montrant la structure cristalline des phases d'aluminates dans les CTS (Larsson & Ruppi, 2001).

Ces observations ont permis à Larsson et Ruppi de faire une corrélation entre les CTS formées sur la face de coupe de l'outil coupant et les inclusions non métalliques présentes dans l'acier. Les composés de sulfures trouvés sur l'outil semblaient approximativement sphériques pour une dimension d'environ 200 nm de diamètre. Les composés d'oxydes cristallins $\text{CaO-6Al}_2\text{O}_3$ étaient quant à eux plus allongés (10 nm x 100 nm) et leurs plans (0001) semblaient alignés plus ou moins parallèlement à la direction d'écoulement du copeau, tel qu'on peut le voir Figure 28. Larsson et Ruppi ont également remarqué que la composition des CTS analysées dépendait de leur localisation sur la face de coupe de l'outil.

Ces analyses leur ont également permis de constater que seules les inclusions non métalliques aux points de fusion les plus élevés semblaient pouvoir contribuer à la formation de CTS dans la zone de cratérisation habituelle, c'est-à-dire la zone de de la face de coupe connaissant les températures les plus élevées lors de l'usinage. Ceci permettrait d'introduire une relation entre le point de fusion des inclusions et la localisation de leur dépôt éventuel sur la face de coupe de l'outil. Ainsi, selon les populations inclusionnaires contenues dans l'acier, il serait possible de générer des CTS recouvrant plus ou moins efficacement la zone de contact outil / copeau et agissant comme un troisième corps protégeant l'outil lors de la coupe.

Les travaux de Larsson et Ruppi utilisant des techniques d'analyses poussées (HRTEM) apportent des informations pertinentes sur la structure et la composition des CTS. En effet, nombre d'auteurs (Helle, 1995; Koch, Büchel, & Leiber, 1970; Trent, 1963) associent aux CTS une apparence vitreuse, laissant penser que seules les inclusions amorphes seraient à même d'être efficacement transférées sur l'outil coupant et de former des CTS (Wicher & Pape, 1967a).

C'est ainsi que (Koch et al., 1970) ont étudié l'usinabilité de 19 coulées de C45 ainsi que leur aptitude à former des CTS. Les 19 différentes coulées avaient subi des calmages via des agents de désoxydation spéciaux de type SiCaAlFe . Les auteurs ont placé dans un repère des points illustrant en ordonnée la proportion d'inclusions cristallines parmi les inclusions d'oxydes contenues dans les aciers investigués, en fonction de leur aptitude à former des CTS sur l'outil (en face de coupe). Les compositions des inclusions comme des CTS analysées relèvent la plupart du temps de l'Anorthite ou de la Gehlénite. Les résultats sont résumés par la Figure 29.

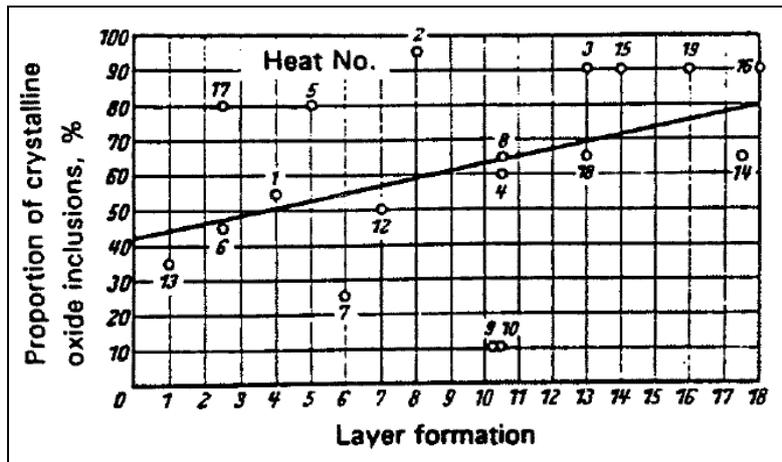


Figure 29 – Etude de l'influence de la proportion d'inclusions cristallines parmi toutes les inclusions d'oxydes présentes dans différentes coulées d'aciers de nuance C45 sur la formation de CTS sur l'outil (Koch et al., 1970).

L'aptitude à générer des CTS sur l'outil est renseignée sur l'axe des abscisses de 0 à 18, de manière décroissante. Sur cette figure, la coulée de C45 formant le plus facilement des CTS est donc la coulée 13, tandis que les coulées 16 et 14 sont celles dont l'aptitude à former des CTS est la plus faible. Les résultats obtenus laissent à penser que l'aptitude d'un acier à former des CTS augmente lorsque sa teneur en inclusions non métalliques cristallines diminue. Ce type de corrélation semble toutefois fragile, comme on peut le constater en comparant les coulées 6 et 17 ou encore les coulées 8 et 9. Ces résultats mériteraient largement d'être étayés par de nouveaux résultats. Ce type d'expérimentation semble cependant difficile à mettre en œuvre en pratique : il faut en effet disposer d'un grand nombre de coulées d'une même nuance d'acier présentant des caractéristiques métallurgiques et mécaniques proches, les seuls paramètres pouvant varier étant les populations inclusionnaires. Par ailleurs, le rapport entre d'une part les oxydes contenus dans l'acier et d'autre part les inclusions de type MnS n'est pas réellement explicité par ces travaux. La question d'une éventuelle proportion idéale entre oxydes et MnS dans l'acier est donc posée.

3.2. Cas des CTS en face de dépouille

Le cas des CTS en face de dépouille de l'outil est relativement peu traité dans la littérature, l'attention qu'on leur porte tient plus souvent de leur constat que de leur observation ou étude. Leur existence a même été quelquefois qualifiée d'hypothétique. Nous nous limiterons ici à apporter quelques informations et références à ce sujet.

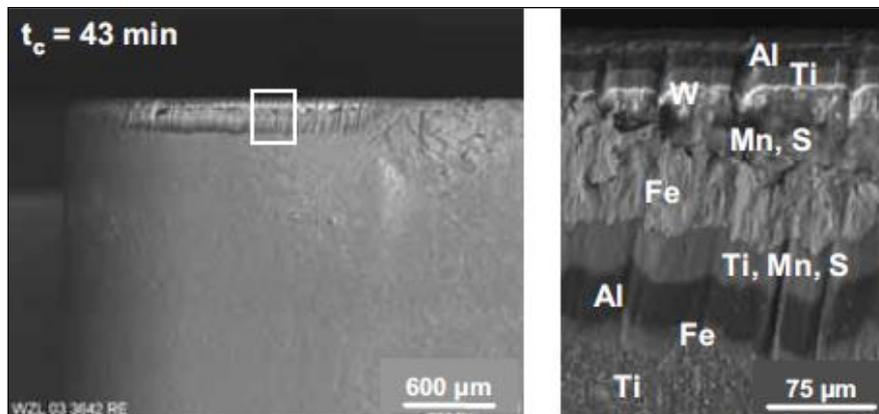
D'un point de vue « outil », les progrès faits ces dernières décennies dans le développement des outils ont principalement permis d'améliorer la durée de vie des outils coupants en réduisant leur cratérisation en face de coupe, et en réduisant l'usure en dépouille. Ceci est principalement dû à l'emploi de brisecopeaux (en face de coupe) ainsi qu'à l'apparition de revêtements performants limitant grandement l'usure par diffusion, autant en face de coupe qu'en face de dépouille. L'usure en dépouille se retrouve donc limitée, jusqu'à ce que le revêtement de l'outil finisse par être percé : on retrouve alors des mécanismes d'usure comparables à ceux des outils non revêtus. Il est donc important de vouloir retarder au maximum le moment où le revêtement de l'outil finit par disparaître en dépouille.

D'un point de vue métallurgique, beaucoup de solutions d'amélioration en termes de durée de vie des outils apportées par les aciers à usinabilité améliorée ont été quantifiées via des mesures en dépouille, alors que plusieurs des solutions d'amélioration développées (réduction des populations d'oxydes abrasifs, CTS) visent plutôt à changer les conditions de contact à l'interface outil / copeau, en face de coupe.

On peut légitimement se poser des questions : les CTS en face de dépouille ont-elles des points communs (morphologie, structure, composition chimique) avec les CTS en face de coupe ? Comment se forment-elles ? Apportent-elles une protection pour l'outil ?

De telles CTS ont été constatées par différents auteurs (Brion, 1993; Essel, 2006; Nordgren & Melander, 1987; Pálmai, 1984) lors de l'usinage d'aciers de décolletage comme d'aciers de construction mécanique. Les aciers investigués par les auteurs sont aussi bien des aciers de construction mécanique que des aciers de décolletage. Certains aciers avaient subi des traitements métallurgiques visant à contrôler les populations inclusionnaires, d'autres non. En l'état, il semble donc difficile de formuler des hypothèses sur les conditions à réunir pour espérer former de tels dépôts en face de dépouille de l'outil, ce qui pourrait cependant permettre d'améliorer la durée de vie des outils.

Il semblerait logique d'étudier plus en détail ce type de CTS afin de fournir des informations nouvelles. Brion, mais également Essel ont ainsi constaté des dépôts de MnS en usinant des aciers de décolletage, comme on peut le voir Figure 30.



Matériau usiné :	11SMn30+Bi	Vitesse de coupe :	Vc = 300 m.min⁻¹
Outil coupant :	CNMG 120408	Avance par tour :	f = 0,25 mm.tr⁻¹
Matériau outil :	HC-P25	Profondeur de passe :	a_p = 2 mm
Revêtement :	TiCN-Al₂O₃-TiN	Lubrifiant / assistance :	aucun

Figure 30 – Présence de dépôts de MnS en face de dépouille (Essel, 2006).

D'un point de vue morphologique, les auteurs décrivent souvent des CTS plus éparées et moins régulières que celles observées en face de coupe. Dans ces conditions, on peut se demander s'il est possible de les qualifier de la même manière que les auteurs de la littérature le font pour les CTS en

face de coupe. On peut ainsi se demander s'il serait pertinent de vouloir mesurer leur épaisseur. De plus, la stabilité de leur présence semble plus aléatoire qu'en face de coupe.

3.3. Mécanismes de formation des CTS

3.3.1. CTS en face de coupe

La formation des CTS en face de coupe a été étudiée depuis plusieurs décennies mais les mécanismes liés à l'établissement de ces dépôts minces restent relativement mal connus. Les auteurs s'accordent pour dire qu'elle intervient au niveau de la zone de cisaillement secondaire où la face interne du copeau vient s'écouler plastiquement contre la face de coupe de l'outil. Il s'avère cependant que la zone de cisaillement primaire joue un rôle non négligeable puisqu'elle permet l'élévation de la température de plusieurs centaines de degrés (Puigsegur, 2002).

Qi et Mills ont ainsi étudié la formation de CTS lors de l'usinage d'aciers inoxydables de décolletage resulphurés à différentes teneurs, et dont l'un a subi un traitement calcium (Qi & Mills, 1996). Leurs observations les ont conduits à décrire la formation des CTS en quatre étapes :

1. Extraction des inclusions non métalliques à l'état élasto-viscoplastique du copeau vers la face de coupe de l'outil,
2. Adhésion de ce troisième corps sur l'outil,
3. Maintien et croissance du dépôt sur l'outil,
4. Formation d'une couche stable.

La quatrième étape est cependant hypothétique, et cache en réalité deux aspects de stabilité : il faut en effet distinguer :

- La stabilité après usinage (éviter que la CTS ne se disloque sous l'action des contraintes induites par le refroidissement),
- La stabilité des dépôts sur l'outil durant l'usinage (éviter que les CTS ne soient évacuées sous l'action du copeau).

S'il est difficile d'émettre des hypothèses concernant le premier aspect de la stabilité des CTS sur l'outil (Bittès, 1993), la stabilité des dépôts sur l'outil durant l'usinage a été évoquée par plusieurs auteurs (Brion, 1993; Helle, 1995; Pálmai, 1976; Schneider, 2009).

D'après (Pálmai, 1976), la stabilité de la CTS durant l'usinage est conditionnée par deux facteurs mis en compétition :

- L'usure, par les actions du copeau (frottement,...), des dépôts déjà formés,
- Le transfert de nouvelles inclusions non métalliques du copeau vers l'outil, vu comme une source d'inclusions pour la CTS.

- **Importance de la plasticité des inclusions non-métalliques**

Il s'avère que la première étape décrite par (Qi & Mills, 1996) est critique s'agissant de la formation des CTS : le comportement des inclusions dans la zone d'écoulement conditionne le transfert des inclusions sur l'outil. Dans la zone de cisaillement secondaire, où la température peut se situer entre 300 et 1000°C (Arrazola et al., 2009; Arrazola & Ozel, 2010; Bomont-Arzur et al., 2010; Davies et al., 2007; Leroy, 1984), il apparaît que la malléabilité des inclusions sur une grande plage de températures leur permet ou non de pouvoir se déformer par rapport au reste du copeau, leur conférant la possibilité de se dissocier de la matrice métallique et de se transférer sur l'outil. Ces hypothèses sont également énoncées dans le modèle proposé par (Pálmai, 1976) et reprises par (Schneider, 2009).

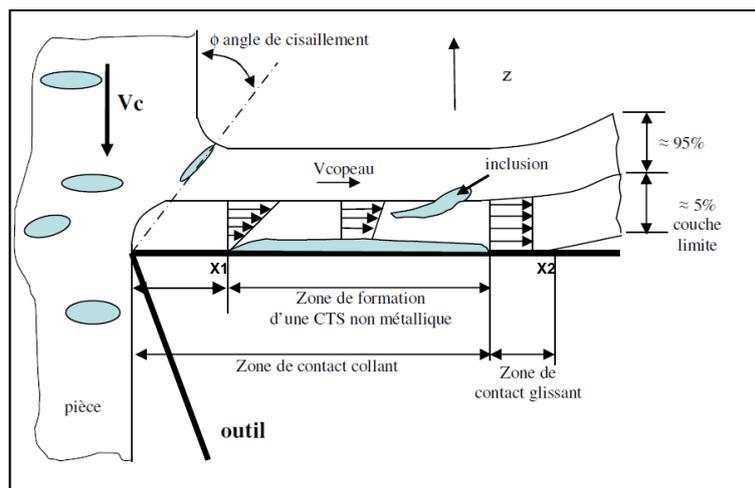


Figure 31 – Mécanisme de formation des CTS et évolution de la vitesse à l'interface outil / copeau. D'après (Schneider, 2009).

Comme on peut le voir sur la Figure 31, l'épaisseur du copeau est séparée en deux parties :

- La zone de cisaillement secondaire et valant environ 5 % de l'épaisseur du copeau. C'est cette zone qui s'écoule plastiquement contre la face de coupe de l'outil.
- Le reste de l'épaisseur du copeau (environ 95 % du copeau).

Les CTS seraient formées à partir du transfert d'inclusions non métalliques présentes dans la zone de cisaillement secondaire (Helle, 1995; Melander & Gustavsson, 1996; Nordgren & Melander, 1990). Les conditions de contact évoluent le long de l'interface outil / copeau, et ce modèle propose plusieurs zones distinctes :

- Une zone « collante », elle-même subdivisée en zones :
 - o Une zone d'adhésion ($x < x_1$), pour laquelle la vitesse d'écoulement du copeau est supposée nulle.
 - o Une zone de transition dans laquelle la vitesse d'écoulement à l'interface outil / copeau va croître progressivement jusqu'à atteindre celle de défilement du copeau.
- Une zone « glissante » où la vitesse est la même dans tout le copeau.

D'après (Pálmai, 1976), la formation des CTS interviendrait dans la zone de transition. La variation de vitesse au niveau de la zone de transition permettrait en effet la décohésion des inclusions de la matrice métallique, ainsi que leur transfert sur la face de coupe de l'outil. Des CTS pourraient donc se former jusqu'à ce que la vitesse devienne uniforme dans toute l'épaisseur du copeau, à savoir la zone « purement glissante ». Tout dépôt observé sur la face de coupe de l'outil à partir de la zone glissante et au-delà résulterait donc de projections de matières (métalliques ou non) et ne pourrait pas être véritablement qualifié de CTS.

Pálmai formule une condition sur les inclusions non métalliques concernant leur aptitude à former ou non des CTS. Cette condition revient à comparer la viscosité des inclusions non métalliques par rapport à la viscosité apparente de la matrice métallique au niveau de la zone de transition :

- a) $\eta_{\text{inclusion}} < \eta_{\text{acier}}$: formation de CTS,
- b) $\eta_{\text{inclusion}} > \eta_{\text{acier}}$: pas de formation de CTS.

Où η représente la viscosité dynamique du matériau considéré.

D'après (Pálmai, 1976), seul le cas (a) conduirait à la formation de CTS, traduisant ainsi l'importance de la viscosité des inclusions à l'interface outil / copeau. Cependant, le transfert d'inclusions plus dures que la matrice métalliques a été constaté expérimentalement comme le montrent par exemple les observations de (Larsson & Rупpi, 2001), où des fragments d'oxydes ont été observés « noyés » dans des CTS majoritairement constituées de sulfures de manganèse.

- **Mouillabilité des inclusions non métalliques avec l'outil coupant**

Katayama et Hashimura ont suggéré que la mouillabilité des inclusions non métalliques avec l'outil pourrait jouer un rôle sur leur capacité à adhérer et rester sur la face de coupe de l'outil, pour ainsi permettre la formation de CTS (Katayama & Hashimura, 1993). Pour ce faire, les auteurs ont étudié la mouillabilité des inclusions de type sulfures contenues dans des aciers de décolletage. Des démarches similaires ont été proposées pour les inclusions d'oxydes contenues dans des aciers de construction mécanique par d'autres auteurs (Helistö, Helle, & Pietikäinen, 1990). Une bonne mouillabilité entre inclusion non métallique et outil faciliterait ainsi l'adhésion et le maintien des particules transférées sur l'outil, ce qui en ferait un des facteurs influent sur le pourcentage de l'outil recouvert par des CTS au niveau de la zone de contact outil / copeau.

Helistö et al. ont mené une étude utilisant l'expérience de la goutte statique afin de qualifier la mouillabilité et la réactivité d'inclusions d'oxydes sur des plaquettes carbures de deux nuances différentes : l'une de type M30 contenant majoritairement du WC + Co, l'autre de type P10 et contenant également du TiC (Helistö et al., 1990). Leurs principales conclusions sont les suivantes :

- Les aluminates de calcium ont une mouillabilité moyenne et aucune activité particulière n'a été observée avec les deux nuances de carbures (WC+Co de nuance M30 et celui de nuance P10 contenant du TiC). Bien qu'aucune réaction n'ait été observée, les auteurs n'excluent pas le fait que la goutte déposée puisse rester collée en réagissant avec le titane ou le tungstène en surface du carbure.
- Des composés contenant du SiO₂ (et du MnO) ont une très bonne mouillabilité à hautes températures avec la nuance de carbure de type P10 contenant du TiC. Cette bonne mouillabilité est accompagnée de la dissolution de titane provenant du carbure au contact de la goutte, ayant pour conséquence de changer la microstructure de l'outil à l'interface outil / goutte. Les auteurs formulent quelques hypothèses concernant la forte activité chimique rencontrée, notamment en évoquant la forte affinité chimique du titane avec l'oxygène ambiant, en comparaison de celle du titane avec le silicium ou le manganèse.
- Au contact du carbure de type M30 ne contenant que du WC+Co, les auteurs ne constatent aucun signe d'activité avec les mêmes composés de type SiO₂ ou MnO testés qu'auparavant, bien que la formation de gaz ait été observée. La mouillabilité de ces composés avec le carbure est qualifiée de « pauvre à modérée ».
- Pour conclure, les auteurs suggèrent que les associations {inclusions non métalliques + nuances de carbures} présentant les meilleures mouillabilités ont certainement le plus de chances d'engendrer la formation de CTS lors de l'usinage d'aciers contenant les mêmes types d'inclusions non métalliques.

Si de telles études sur la mouillabilité et la réactivité entre inclusions non métalliques et carbure peuvent expliquer certains phénomènes élémentaires en nous éclairant la formation de CTS lors de l'usinage, il reste cependant à en tirer certaines conclusions. Il serait certainement enrichissant de mener d'autres études similaires concernant la mouillabilité et la réactivité entre inclusions non métalliques et carbures, mais également avec des revêtements d'outils, ce qui permettraient certainement d'apporter plus de

précisions sur les conditions d'accroche des inclusions non métalliques transférées sur l'outil coupant. On retiendra qu'une bonne mouillabilité entre les inclusions non-métalliques et les matériaux constituant l'outil (revêtements et substrats) semblent être un bon pré requis pour favoriser la formation de CTS lors de l'usinage, notamment lors des premiers instants lorsque l'outil est neuf.

- **Réactions chimiques entre CTS et outil coupant**

L'influence de la réactivité entre inclusions non métalliques et matériaux d'outil sur la formation des CTS a été abordée par de nombreux auteurs (Brandt & Mikus, 1987; Brion, 1993; Helistö et al., 1990; Helle, 1995; Katayama & Imai, 1990; Larsson & Rупpi, 2001; Nordgren & Melander, 1987; Pálmai, 1976; Rупpi et al., 1998). Une vaste plage de revêtements d'outils a été étudiée par Katayama et Imai. De manière générale, il a été conclu que des réactions chimiques entre CTS et outil pouvaient avoir lieu durant l'usinage (Kießling, 1989), notamment entre le soufre des inclusions de type MnS et (Mn, Ca)S (Brion, 1993), ces réactions chimiques étant de plus certainement favorisées par les températures et pressions élevées rencontrées à l'interface outil / copeau qui auraient un effet catalyseur. Nombre de ces travaux ont mis en avant le rôle que semble jouer le titane, comme le montrent les résultats de Brion. Ces résultats font écho aux travaux de (Opitz & König, 1962) qui avait suggéré que les inclusions non métalliques pouvaient réagir avec les composés de l'outil contenant du titane (tels que le TiC) pour former de très fines couches de nouveaux composés d'oxydes de titanes ou encore de CaTiO₃. Ce serait sur ces couches très fines, de l'ordre d'une centaine de nanomètres, observées par Brion par spectroscopie des électrons Auger, que de nouvelles inclusions non métalliques viendraient de fixer pour former les dépôts plus épais constituant les CTS. Tout comme la mouillabilité, on retiendra que l'affinité chimique entre inclusions non métalliques et l'outil joue probablement un rôle lors de la formation des premières couches de dépôt.

3.3.2. Formation des CTS en face de dépouille

Nous n'avons pas trouvé de théorie capable de véritablement expliquer la formation de CTS en face de dépouille de l'outil. Dans la littérature, on trouve majoritairement trois hypothèses qui n'ont semble-t-il jamais été véritablement vérifiées.

D'après la première hypothèse, des inclusions non métalliques seraient extraites au pied du copeau lors de sa formation, non loin de l'arête de coupe de l'outil dans ce que l'on pourrait considérer comme une zone morte. Ces inclusions, qui se trouveraient dans un état élasto-viscoplastique en raison des conditions de températures et pressions atteintes localement, pourraient glisser sous l'outil de manière aléatoire, de manière similaire à ce qu'il se passe lors de l'évacuation d'arêtes rapportées. Elles adhèreraient à la face de dépouille de l'outil lors de leur passage dans la zone de cisaillement tertiaire.

La seconde hypothèse formulée pour expliquer la formation de CTS en face de dépouille porte sur le frottement de la face de dépouille de l'outil contre la surface usinée. Cette partie de la face de dépouille, située à proximité de l'arête de coupe, est soumise à des températures et pressions atteintes importantes (notamment en raison du retour élastique de la matière juste après usinage) qui sont la principale cause d'usure en dépouille. Ces températures et pressions de contact, bien qu'inférieures à

celles rencontrées au niveau de la face de coupe, seraient à même de permettre l'adhésion de tout ou partie des inclusions non métalliques présentes au niveau de la surface nouvellement usinée (Kitagawa et al., 1988).

La température atteinte en face de dépouille semble jouer un rôle significatif sur la formation de CTS en faces de dépouille de l'outil. Ainsi, (Helle, 1995) rapporte que lorsque des dépôts ont été observés en face de dépouille, cela intervient généralement pour des vitesses de coupe supérieures à celles requises pour voir la formation de CTS en face de coupe, ou alors après un certain temps de coupe. Nombre d'auteurs ont montré que les températures rencontrées en face de dépouille sont généralement plus faibles de plusieurs centaines de degrés Celsius par rapport à celles rencontrées en face de coupe (Arrazola et al., 2009; Kiessling, 1968a; König & Diederich, 1970; Opitz & König, 1962; Wicher & Pape, 1967b). Par conséquent, une hausse de température en face de dépouille, atteinte par une plus grande vitesse de coupe ou par un plus grand échauffement consécutif à une certaine usure en dépouille rehausserait les températures en dépouille, permettant ainsi d'atteindre les conditions thermiques requises à la formation des dépôts. L'adhésion du dépôt en face de dépouille, sa croissance et sa stabilisation seraient cependant nettement aléatoires (Qi & Mills, 1996). Brion rapporte à ce sujet qu'il semble impossible de rechercher une vitesse optimale de formation de CTS en face de dépouille, du fait du trop faible taux de recouvrement de l'outil par les dépôts formés (Brion, 1993). Il semble cependant délicat d'envisager d'user volontairement l'outil pour espérer y former des CTS en face de dépouille, et la géométrie des outils n'est également pas modifiable.

Une dernière hypothèse a été formulée par (Brion, 1993). Ce dernier a suggéré que des fragments de CTS initialement situés en face de coupe au niveau de l'arête pourraient, sous certaines conditions particulières, se détacher de l'outil et passer au niveau de la face de dépouille. Une telle assertion semble au premier abord impossible en raison du mouvement du copeau par rapport à la face de coupe de l'outil : si un fragment de CTS se détache de l'outil, il semble avoir toutes les chances d'être « évacué » par le copeau. C'est pour cela que cette hypothèse est envisagée uniquement pour des dépôts situés au niveau de l'arête de coupe. On sait qu'il existe un « point de vitesse réputée nulle » symbolisant la séparation de la matière en deux entités distinctes que sont la pièce et le copeau. Dans le cas de figure idéal où l'acuité d'arête de l'outil est parfaite, ce point se trouve logiquement être l'arête de coupe de l'outil. Dans le cas des outils bien réels, possédant un rayon d'arête souvent compris entre 10 et 60 μm , il est admis que la position de ce « point de vitesse supposée nulle » peut légèrement varier le long de l'arête de coupe (Figure 32) de l'outil au cours de l'usinage. La zone concernée sur cette figure est comprise entre les points A et C. Un tel phénomène pourrait survenir, par exemple, lors de la fragmentation du copeau. Ces petites variations de position pourraient suffire à entraîner de temps à autres des fragments de dépôts situés au niveau de l'arête de coupe. Ces dépôts, désolidarisés de l'outil, passeraient au niveau du point C et se retrouveraient plaqués entre l'outil et la pièce (entre les points C et D).

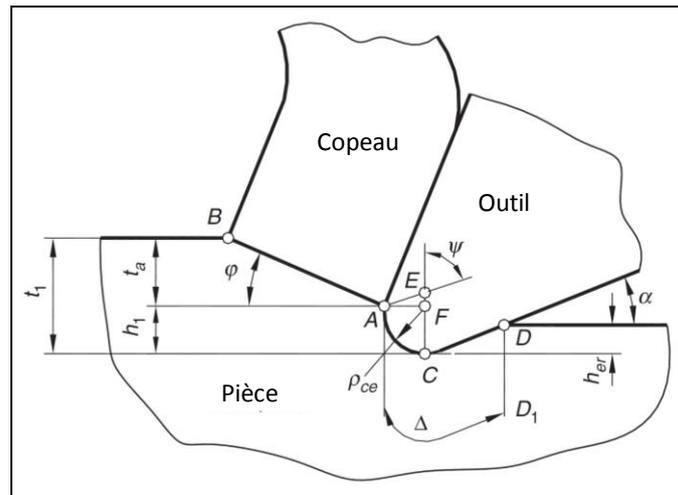


Figure 32 – Modélisation de l'interface outil / pièce. Adapté d'après (Astakhov, 2006).

3.4. Avantages apportés par la présence de CTS sur l'outil lors de l'usinage

Dans la littérature, la plupart des travaux traitant de l'étude des CTS font une corrélation entre usinage en présence de CTS et amélioration de l'usinabilité (Bittès, 1993; Brion, 1993; Pálmai, 1976; Robot, Jacquot, Michel, Bellot, & Gantois, 1985). On considère que cette amélioration est la somme de différents mécanismes bien distincts agissant entre l'outil, le copeau et le matériau usiné. En fonction de nombreux paramètres (dont le choix de l'outil), ces mécanismes auront plus ou moins d'influence sur l'usinabilité perçue de l'acier.

Les conditions de contact outil / copeau peuvent être décrites par la qualification et / ou la quantification de différentes grandeurs principalement associées à l'interface outil / copeau, dont par exemple :

- Les efforts de coupe et d'avance,
- Les coefficients de frottement outil / copeau et outil / pièce (apparents / globaux ou bien locaux),
- La longueur de contact outil / copeau,
- Les distributions de températures aux interfaces outil/copeau et outil / pièce.

On s'attend à ce que la formation de CTS en face de coupe et / ou en face de dépouille se traduise par l'évolution de certaines de ces grandeurs. Ces changements auraient alors des conséquences sur l'usure de l'outil, expliquant ainsi l'évolution de l'usinabilité perçue par le technologue, comme une amélioration de la durée de vie de l'outil.

Dans ce qui suit, nous présentons certaines observations et considérations relatives dans la littérature.

3.4.1. Diminution des efforts de coupe

Nous étant placés dans une configuration simplifiée de coupe orthogonale, le terme « efforts de coupe » désigne ici non seulement l'effort de coupe, mais également l'effort d'avance. L'hypothèse d'une possible réduction des efforts de coupe engendrée par la présence d'un troisième corps à l'interface outil / copeau a déjà été évoquée dans plusieurs études.

(Bittès, 1993; Essel, 2006; Grolleau, 1996; Tasaka, Akasawa, Katayama, & Kuroiwa, 1971) ont observé une légère baisse des efforts de coupe lors de l'usinage en présence de CTS. Essel a mis en évidence cette diminution des efforts de coupe en usinant différents aciers de décolletage à bas taux de carbone. Bittès lors de l'usinage de différentes coulées de 42CrMo4 resulfurées à différentes teneurs en soufre et dont certaines avaient été traitées calcium. Il n'a retenu que les valeurs moyennes des efforts mesurés. Ces valeurs montrent une diminution des efforts de coupe. Grolleau a également usiné des coulées de 42CrMo4 traité calcium, et a mesuré l'évolution des efforts de coupe au cours du temps, notamment lors des premières secondes. Les résultats des expériences menées par Grolleau, notamment lors des premières secondes de chariotage avec des outils neufs montrent une décroissance au cours du temps des efforts d'avance, avant que ceux-ci ne se stabilisent. L'auteur attribue cette diminution des efforts d'avances à la formation de CTS en face de coupe. Cependant, ces observations n'ont pas été faites par tous les auteurs : c'est par exemple le cas de (Ruppi et al., 1998) qui n'ont pas constaté de baisse des efforts de coupe lors de l'usinage d'un acier de construction mécanique comparable (comme Bittès et Grolleau, ils usinaient des aciers de type 42CrMo4 traité calcium).

Ces résultats controversés montrent que les auteurs n'arrivent pas toujours aux mêmes conclusions. On peut évidemment supputer que certaines conditions opératoires n'étaient pas nécessairement identiques d'une étude à l'autre (notamment concernant le choix de l'outil). De manière générale, la mise en évidence d'une quelconque diminution des efforts de coupe attribuable à la présence de CTS ne se fait pas sans difficulté : idéalement, il faudrait en effet disposer d'au moins deux aciers (dont un acier de référence réputé ne pas générer de CTS lors de son usinage) aux propriétés mécaniques et métallurgiques les plus proches possibles. Il faudrait en particulier faire attention à la teneur de tout élément chimique (le plomb ou le soufre par exemple) ou constituant de l'acier susceptible de fragiliser le copeau, comme c'est le cas dans les aciers de décolletage. De tels éléments ont en effet pour conséquence de diminuer les efforts de coupe, sans que cette diminution soit pour autant due à la présence d'une CTS.

3.4.2. Modification des conditions de contact – coefficient de frottement

On trouve dans la littérature plusieurs travaux dédiés à l'étude des conditions de contact à l'interface outil / copeau dont (Rech, Claudin, & D'Eramo, 2009) ; ces études pourraient apporter des informations pertinentes sur l'effet « lubrifiant » attribué aux CTS. Les travaux de (Bittès, 1993; Grolleau, 1996) montrent que la présence d'une CTS en face de coupe peut se traduire par un changement du coefficient de frottement apparent entre l'outil et le copeau. D'autres auteurs (Zhang, Roelofs, Lemgen, Urlau, & Subramanian, 2004) ont étudié l'influence des CTS en face de coupe sur la position et la

morphologie du cratère d'usure se formant en face de coupe de l'outil. Les observations laissent à penser que la présence de CTS change véritablement les conditions de contact en termes de distributions de températures et de contraintes. Nombre de modèles dédiés à la coupe des métaux décrivent les conditions de contact à l'interface outil / copeau en distinguant deux zones : une première zone de « contact collant » et une autre zone de « contact glissant », comme on peut le voir Figure 5. On peut s'attendre à ce que la présence de CTS change la répartition de ces deux types de contact.

3.4.3. Réduction de l'usure et augmentation de la durée de vie des outils

La plupart des études des CTS ont mis en exergue le fait que la présence de CTS permettait d'améliorer la durée de vie de l'outil (pour les mêmes conditions de coupe) ou d'améliorer la productivité pour une même durée de vie d'outil. Derrière cette baisse de l'usure apparente de l'outil se cache en réalité la réduction de différents mécanismes d'usure, en particulier l'usure par abrasion et l'usure par diffusion (Bittès, 1993; Brion, 1993; Helle, 1995; Pálmai, 1976; Robot et al., 1985).

Cependant certains auteurs attirent l'attention sur le fait que les inclusions non métalliques déposées sur l'outil et formant la CTS peuvent réagir chimiquement avec l'outil (Brandt & Mikus, 1987; Nordgren & Melander, 1987; Rупpi et al., 1998). Si ces réactions chimiques conditionnent la plupart du temps l'accroche et le maintien des CTS sur l'outil, des études suggèrent que dans certains cas, ces réactions chimiques pourraient dissoudre le revêtement en surface de l'outil ; accélérant alors l'usure de ce dernier.

- **Usure en cratère**

La réduction de l'usure en cratère due à la présence de CTS en face de coupe est le cas le plus souvent abordé lors de l'étude des CTS (Bellot, 1977; Bittès, 1993; Brion, 1993; Essel, 2006; Grolleau, 1996; Guillot, 1995; Katayama & Hashimura, 1993; Larsson & Rупpi, 2001; Pálmai, 1976, 1984; Qi, 2000; Rупpi et al., 1998; Tasaka et al., 1971). Le constat de l'amélioration de la durée de vie de l'outil se fait généralement par l'intermédiaire d'essais d'usure mais les stratégies mises en œuvre par les auteurs peuvent différer. Certains auteurs dont (Pálmai, 1976) se sont employés à mesurer la vitesse d'usure en cratère de l'outil lors de l'usinage d'aciers formant des CTS en face de coupe et ont comparé ces résultats avec des aciers de référence. De tels essais ont mis en évidence l'importance des revêtements d'outil ainsi que de la nature du carbure employé. Concernant les outils non revêtus, des améliorations remarquables ont en particulier été obtenues avec l'emploi de carbures contenant du TiC. Les auteurs associent généralement cette diminution de l'usure à une grande diminution des phénomènes de diffusion pouvant avoir lieu entre l'outil et le copeau.

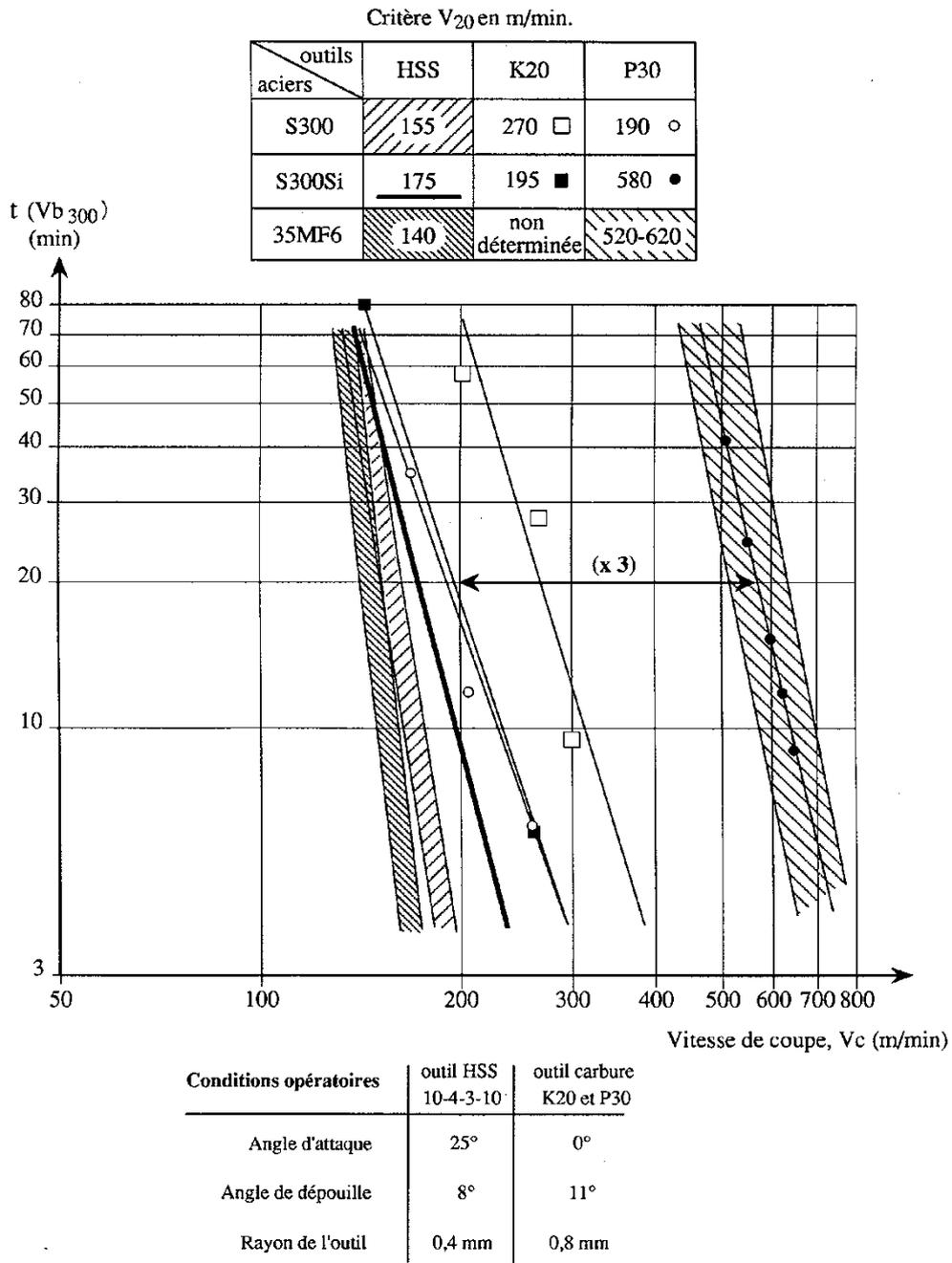


Figure I.6 : Droites de Taylor pour les aciers S300, S300Si et 35MF6 usinés avec des outils en acier rapide et des outils en carbures cémentés de type K20 et P30.
 Critères d'usure : mort d'outil pour les outils HSS, V_{b300} pour les outils carbures.
 $a = 2$ mm, $f = 0,15$ mm/tr, sans lubrification.
 Le nombre de coulées utilisées pour définir les domaines hachurés varient entre 6 et 16.

Figure 33 – Comparaison de la durée de vie d'outils ayant usiné différents aciers.
 L'acier S300 Si est un équivalent de 11SMn37 Si. 35MF6 est un équivalent de 36SMn14 (Brion, 1993).

- **Usure en dépouille**

Il est intéressant de constater que la plupart des études traitant de l'amélioration de l'usinabilité des aciers à l'aide de traitements métallurgiques susceptible de générer la formation de CTS en face de coupe (tels que la resulfuration, ou encore certains traitements spécifiques de désoxydation) présentent des résultats basés sur la mesure de l'usure de l'outil en dépouille ; alors que la plupart du temps ces mêmes études abordent l'effet bénéfique des CTS observées en face de coupe qui sont donc supposées réduire l'usure en cratère. Un bon exemple est donné par la Figure 33 extraite de (Brion, 1993), qui présente une comparaison de courbes de Taylor relatives à la durée de vie d'outils ayant pour certains usiné des aciers de référence sans former de CTS et pour d'autres des aciers formant des CTS en face de coupe. Dans ces conditions, comment faut-il interpréter les baisses d'usure en dépouille ? La formation de CTS en face de dépouille permet-elle d'expliquer cette amélioration de l'usinabilité ? Faut-il y voir une des conséquences des travaux de (Trent, 1963) et de (Opitz et al., 1962) ? Ils montrent que, par le passé, les outils s'usaient principalement en cratère lorsque que les vitesses de coupe étaient élevées. Peut-être que le fait d'avoir une CTS en face de coupe permettait aux outils de s'user moins rapidement en cratère, laissant les outils périr à cause de l'usure en dépouille.

- **Barrière anti diffusion**

Dans le cadre de l'usinage d'un acier, la plupart des opérations de tournage sont mises en œuvre avec des outils en carbure, bien souvent revêtus. Dans ces conditions, dès que l'on atteint des vitesses de coupes importantes, on considère généralement que l'outil s'use principalement par diffusion, comme on peut le voir Figure 34. La diffusion étant régie par des mécanismes thermiquement activés, la connaissance de la température en usinage a depuis longtemps fait l'objet de travaux de recherche.

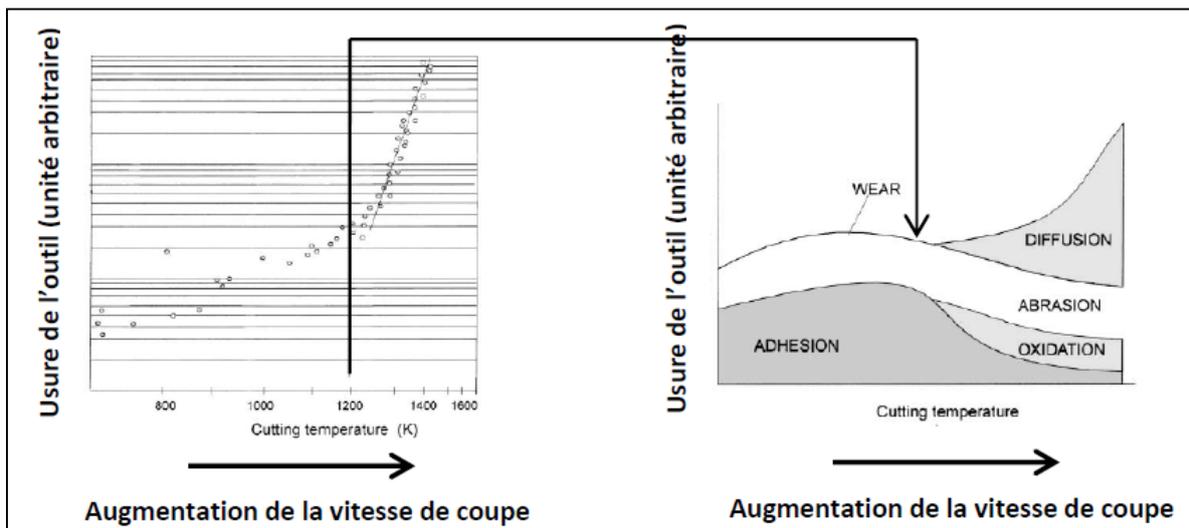


Figure 34 – Importance de l'usure par diffusion à haute température de coupe pour les outils en carbure (Bierla, 2009).

Même si les outils carbure montrent de bonnes aptitudes pour l'usinage à haute température, ils sont particulièrement sujets aux mécanismes de diffusion pouvant apparaître lors de la coupe. En réalité,

différents mécanismes de diffusion ont généralement lieu simultanément mais il apparaît que le principal mécanisme de diffusion est celui de diffusion croisée entre le cobalt qui sert généralement de liant dans le carbure, et le fer qui est le principal constituant de l'acier, et que l'on retrouve donc aussi bien dans le copeau qu'au niveau de la surface nouvellement usinée. Par opposition, les premiers phénomènes de diffusion concernant le tungstène ne se produisent qu'à partir de 1100°C (Kagnaya, 2009).

Ainsi en face de coupe, c'est le liant du carbure (généralement du cobalt) qui diffuse progressivement vers le copeau, provoquant peu à peu le déchaussement des grains de carbure (WC, TiC, TaC...) (Kagnaya, 2009). D'après (Qi & Mills, 1996), les études sur les mécanismes d'usure par diffusion des outils WC-TiC-Co montrent que le liant (cobalt) et les grains de WC sont les premiers concernés par les mécanismes de diffusion, comme on peut le voir Figure 35.

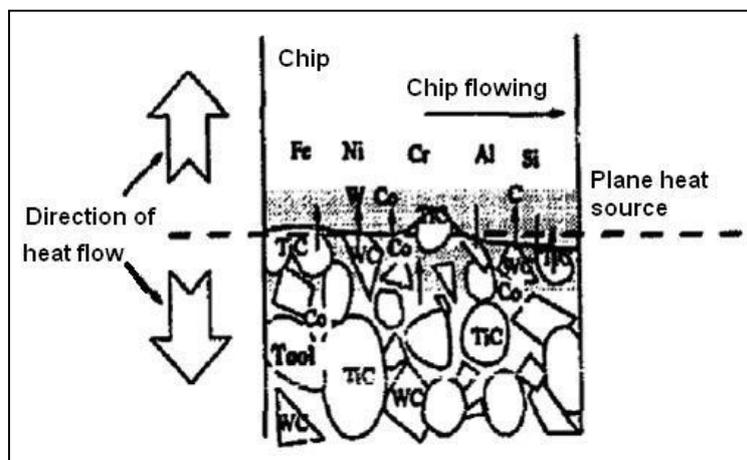


Figure 35 – Représentation schématique des mécanismes de diffusion dynamique à l'interface outil / copeau montrant W, Co et C en train de diffuser vers le copeau (Qi & Mills, 1996).

Le mécanisme entraînant l'usure et la disparition des grains de TiC n'est pas le même : partiellement mis à nu à la surface de l'outil, ils se verront progressivement fracturés et brisés par le défilement du copeau, avant d'être entraînés par ce dernier.

En face de dépouille, la diffusion du cobalt vers la surface nouvellement usinée a des effets comparables : les grains de carbure, progressivement déchaussés, se retrouvent progressivement entraînés par leur frottement contre la surface nouvellement usinée. L'emploi de revêtements d'outils (par techniques majoritairement PVD, CVD ou MTCVD) permet de retarder ce type d'usure, le revêtement formant une barrière empêchant la diffusion du cobalt. Mais celle-ci intervient dès lors que le revêtement (dont l'épaisseur est généralement comprise entre 1 et 15 μm) disparaît par usure, mettant à nu le carbure.

En présence d'une CTS, les auteurs (Bittès, 1993; Leroy, 1984; Qi & Mills, 1996) montrent que ces couches fines jouent un rôle protecteur similaire à celui joué par un revêtement en termes de protection contre la diffusion entre le fer et le cobalt. Cet état de fait est décrit par la Figure 36.

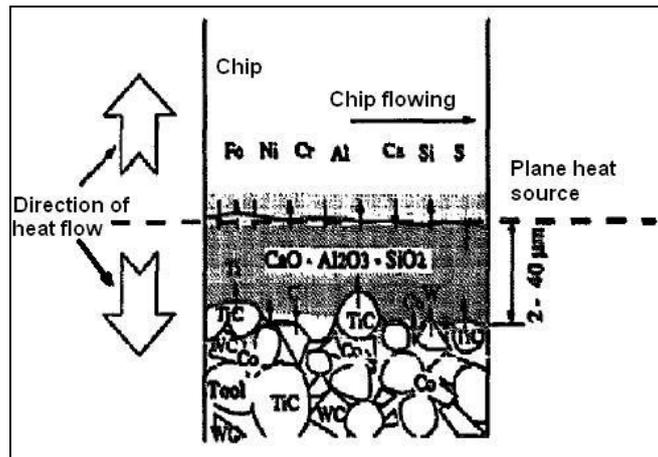


Figure 36 – Présence de CTS à l'interface outil / copeau montrant la faible diffusion du W, Co et Ti vers la CTS (Qi & Mills, 1996).

Des observations similaires ont été faites par d'autres auteurs, notamment (Tasaka et al., 1971) mais aussi (Pálmai, 1974, 1976) qui a étudié l'influence du type de désoxydation employé lors de l'élaboration de plusieurs coulées d'acier de type C45 sur leur usinabilité. Il apparaît que l'usure de l'outil ne sera pas la même selon la méthode de désoxydation employée, comme on peut le voir Figure 37.

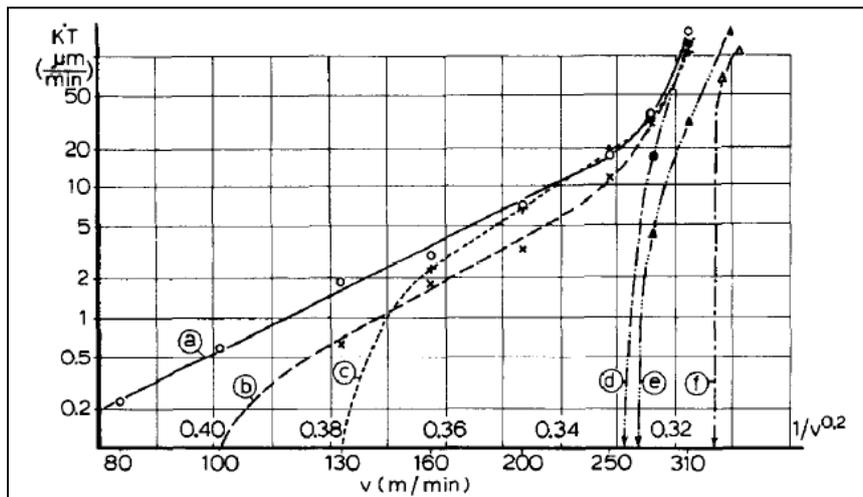


Figure 37 – Vitesse d'usure en cratère pour des plaquettes carbure (non revêtues, P20) lors de l'usinage d'aciers élaborés par différentes méthodes. Sans lubrification (Pálmai, 1974).

Différents agents désoxydants ont été testés : (a): Al, (b): FeSi, (c): CaSi+Al, (d): CaMnSi, (e): CaSiAl, (f): CaMnSiAl. On constate que la vitesse d'usure en cratère est presque nulle pour des vitesses inférieures à environ 250 m.min⁻¹ pour les agents (d), (e) et (f), alors que l'outil s'use déjà en cratère pour les agents (a), (b) et (c). Par ailleurs, Pálmai établit une corrélation entre la présence de CTS et la diminution de la vitesse d'usure de l'outil rencontrée lors de l'usinage. Nous savons que l'apparition de CTS lors de l'usinage dépend en partie de mécanismes thermiquement activés, tel le transfert des inclusions non métalliques sur l'outil. Dans ces conditions, on peut raisonnablement s'interroger sur les choix à faire concernant les méthodes de désoxydation et sur leur influence sur l'usinabilité des aciers produits.

4. CONCLUSIONS

Le domaine des aciers de construction mécanique a connu depuis ces deux dernières décennies des évolutions importantes, notamment pour répondre aux différentes tendances telles que le downsizing, mais également la simplification et réduction des coûts de production. L'apparition d'aciers aux caractéristiques mécaniques plus importantes passe par le développement de nouvelles structures qui peuvent être – en première approximation – plus délicates à mettre en forme, notamment par techniques d'usinage.

Cette étude bibliographique est loin d'être exhaustive mais a néanmoins permis de présenter quelques-unes des nombreuses problématiques posées par l'usinabilité des aciers. Le problème est multiple, et il est bien souvent nécessaire de considérer le triptyque {Outil – Matière – Conditions opératoires} dans son ensemble pour proposer des solutions efficaces. En particulier, nous venons de voir comment les solutions d'amélioration de l'usinabilité peuvent être délicates à développer et à mettre en œuvre lorsqu'il faut respecter les spécifications du client en termes de teneur en soufre (afin de maintenir des tenues en fatigue élevées), ou bien lorsque l'emploi de certains additifs chimiques tels que le plomb n'est plus accepté.

On sait depuis plusieurs décennies qu'il est possible – sous certaines conditions – de former des dépôts protecteurs sur l'outil coupant (communément appelés CTS) lors de l'usinage à partir d'inclusions non métalliques contenues dans l'acier. En changeant les conditions de contact à l'interface outil / copeau, et en limitant les mécanismes de diffusion aux interfaces outil / copeau et outil / pièce, ces CTS permettent de limiter l'usure de l'outil, et ainsi d'améliorer l'usinabilité des aciers.

Cette voie d'amélioration de l'usinabilité est déjà appliquée de nos jours. Dans le domaine des aciers de décolletage, les CTS sont essentiellement formées à partir des sulfures de manganèse; alors que dans les aciers de construction mécanique, certains types d'oxydes jouent un rôle important pour l'apparition des CTS. Certains des mécanismes de formation des CTS sont thermiquement activés, avec pour principale conséquence que les CTS existent (et donc protègent l'outil) dans un espace de conditions opératoires pour un couple outil / matière donné. L'augmentation des caractéristiques mécaniques des nouveaux aciers passe bien souvent par une augmentation du travail mécanique à fournir (hausse des pressions spécifiques de coupe) pour mettre en forme le matériau, se traduisant par une augmentation de la chaleur dissipée au niveau de l'outil. Dans ces conditions, afin de préserver l'usinabilité de ces aciers, il s'avère nécessaire de trouver de nouvelles solutions permettant de former des CTS pour des conditions thermomécaniques plus sévères.



Chapitre 2

PRESENTATION

DES ACIERS ETUDIES

CHAPITRE 2 – PRESENTATION DES ACIERS ETUDIES

1. PRESENTATION GENERALE DU CHAPITRE

Ce chapitre présente les aciers étudiés. Il apporte des informations telles que les caractéristiques mécaniques, la propreté inclusionnaire et l'usinabilité selon les protocoles communément mis en œuvre par les sidérurgistes. Nous nous focalisons sur l'usinabilité en tournage. Une seule opération est investiguée : le chariotage. Ces quelques données et résultats seront le point de départ des chapitres 3 et 4 qui constitueront le véritable apport de cette étude.

Nous avons choisi de nous concentrer sur deux principales familles d'aciers :

- Les aciers de construction mécanique (selon la norme EN 10083),
- Les aciers de décolletage (selon la norme EN 10277-3).

En première approximation, ces deux familles se distinguent par leur teneur en soufre : entre 0,02 % et 0,03 % pour les aciers de construction mécanique considérés, entre 0,2 % et 0,3 % pour les aciers de décolletage considérés. Il est ainsi possible de distinguer l'influence des populations d'oxydes contrôlés sur l'usinabilité des aciers, selon que la teneur en soufre se situe dans la gamme [0,02 % - 0,03 %] ou dans la gamme [0,2 % - 0,3 %].

1.1.1. *Premier couple de matériaux*

L'étude menée sur les aciers de construction mécanique vise à identifier et comprendre les avantages d'un traitement spécifique dit « d'amélioration de l'usinabilité ». Son but est de modifier la composition chimique des populations d'oxydes pour tendre vers des composés à bas point de fusion. Les oxydes seraient ainsi plus malléables et moins abrasifs pour l'outil coupant. On espère donc améliorer la durée de vie de l'outil. En outre, de telles inclusions pourraient également participer à la formation d'un troisième corps à l'interface outil / copeau.

Nous avons retenu un acier de construction mécanique standard de type C35 dont la teneur en soufre correspond aux standards courants de l'industrie. Le choix de cette nuance a été motivé par notre recherche bibliographique. Celle-ci a fait apparaître qu'environ 30 % des articles traitant de l'usinabilité des aciers de construction mécanique concernent des aciers non alliés à moyenne teneur en carbone.

Ce genre de nuance est habituellement calmé à l'aluminium. Les oxydes à bas point de fusion sont obtenus grâce à un traitement calcium réalisé lors de la phase d'élaboration de métallurgie secondaire. Deux coulées ont été mises en œuvre : une première coulée standard qui sera prise comme référence et une autre coulée qui a subi un traitement des oxydes.

Les deux aciers de type C35 ont subi un traitement de normalisation avant usinage.

1.1.2. Second couple de matériaux

Une étude similaire est menée sur deux nuances d'acier de décolletage. La première est un acier de décolletage pour traitement thermique : le 44SMn28. La seconde nuance est un acier de décolletage plus élaboré qui a subi différents traitement métallurgiques lors de son élaboration visant à atteindre de plus hautes caractéristiques mécaniques ainsi qu'une usinabilité encore meilleure: l'Usimax D950.

D'une manière générale, par rapport à l'état brut de laminage, ce type de barres, qualifiées de « prêtes à l'emploi » offrent à l'usineur une alternative particulièrement intéressante par rapport au cycle classique de fabrication, notamment :

- Une suppression des traitements thermiques conférant les caractéristiques finales,
- Une homogénéité des caractéristiques mécaniques sur l'ensemble du produit.

2. ANALYSE CHIMIQUE

2.1. Aciers de construction mécanique

Les compositions des aciers de construction mécanique sont reportées dans le tableau suivant. Les teneurs des éléments sont exprimées en millièmes de %.

Tableau 4 – Composition chimique indicative des deux C35 étudiés.

Repère	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu
C35 (norme) ³	320 - 390	500 - 800	≤ 45	≤ 45	≤ 400	≤ 400	≤ 400	≤ 100	
C35 référence	378	727	13	20	199	64	172	22	154
C35 à oxydes contrôlés	374	741	14	23	180	70	164	35	106

avec Ni+Cr+Mo ≤ 630

Les deux C35 présentent des compositions très voisines. Les seules différences souhaitées se trouvent au niveau des populations inclusionnaires.

2.2. Aciers de décolletage

Les compositions des aciers de décolletage sont reportées dans le tableau suivant. Les teneurs des éléments sont exprimées en millièmes de %.

³ NF EN 10343, Aciers pour trempe et revenu pour usage de construction - Conditions techniques de livraison - Mai 2009

Tableau 5 – Composition chimique indicative de l'Usimax D950 et du 44SMn28 étudiés.

Repère	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu
44SMn28 (référence)	400 - 480	1300 - 1700	< 60	240 - 330	< 400				
44SMn28	452	1480	10	235	165	65	120	24	105
Usimax D950	455	1517	12	299	225	88	119	11	128

L'Usimax D950 se distingue du 44SMn28 à différents niveaux : sa composition chimique lui permet d'atteindre des caractéristiques mécaniques plus élevées, il contient plus de soufre (0,299 % contre 0,235 %) ce qui favorise la fragmentation du copeau, étend le domaine des vitesses de coupe utilisables et augmente la durée de vie notamment à basse vitesse de coupe. Il aura sans doute pour conséquence d'améliorer son usinabilité. Ainsi, on retiendra principalement que :

- La hausse de silicium contribue à améliorer les caractéristiques mécaniques : cet élément durcit considérablement la ferrite en tant qu'élément de substitution. En règle générale, une augmentation de 0,1 % de Si conduit à une hausse de 7 N.mm⁻² pour la limite d'élasticité Re et 10 à 15 N.mm⁻² pour la résistance à la traction Rm (Cras, 1986). Il en est de même pour le cuivre.
- L'Usimax D950 contient également beaucoup plus de vanadium que le 44SMn28. Cet élément chimique donne naissance à des nitrures de vanadium ou des carbonitrures de vanadium selon la teneur en azote de l'acier. Une augmentation de la teneur en vanadium de 0,1 % conduit à une hausse de Re et Rm comprise entre 50 et 150 N.mm⁻² selon la teneur en azote et la vitesse de refroidissement (Cras, 1986).

Il convient généralement de viser un rapport Mn / S > 3. On constate que cette règle est respectée pour ces 4 aciers.

3. CARACTERISATION MECANIQUE

Des mesures de dureté et des essais de traction ont été pratiqués à température ambiante dans le but de déterminer les caractéristiques mécaniques des quatre aciers étudiés.

3.1. Etats de livraison

Les quatre aciers étudiés sont élaborés en aciérie électrique. L'élaboration est suivie d'une mise à nuance en station d'affinage. Les aciers sont livrés sous forme de barres. Les barres sont issues de blooms produits par coulée continue. Les blooms sont transformés en billettes, elles-mêmes laminées.

Aciers de construction mécanique : les deux coulées de C35 sont livrées sous forme de barres de Ø 130 mm. Elles ont subi un traitement de normalisation.

Aciers de décolletage : les deux nuances d'acier de décolletage sont livrées sous forme de barres de Ø 42 mm Elles n'ont pas subi d'étréage. Elles sont dans l'état brut de laminage.

3.2. Mesures de duretés

- **Aciers de construction mécanique**

Des filiations de dureté ont été réalisées sur les deux coulées de C35. La structure de ces aciers nous a conduit à choisir des mesures de dureté de type HV30. Elles ont été réalisées sur les barres de \varnothing 130 mm, dans leur plan transversal. Les mesures ont été faites selon la norme EN ISO 6507-1, en utilisant un pénétrateur en diamant de forme pyramidale et en appliquant une charge de 30 kgf. Les mesures ont été mises en œuvre sur une machine de mesure de dureté semi-automatisée EMCO M4R.

Les graphiques présentés ci-dessous représentent les filiations de dureté réalisées du bord vers le centre de la barre pour les deux coulées de C35. La distance entre chaque mesure est de 2 mm.

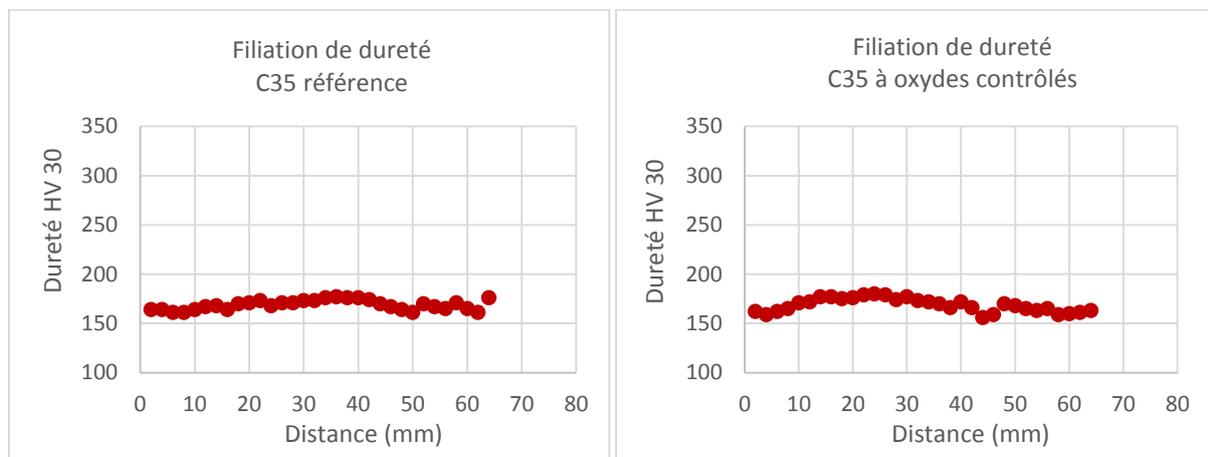


Figure 38 – Evolution des duretés du bord vers le centre de la barre pour les deux aciers C35.

On constate que les valeurs de dureté varient tout au long de la filiation pour ces deux matériaux. Comme attendu après le traitement thermique de normalisation réalisé, les valeurs de dureté sont sensiblement les mêmes et relativement homogènes dans la partie de barre utilisée lors des essais d'usinage envisagés.

- **Aciers de décolletage**

Des filiations de dureté ont été réalisées sur le 44SMn28 et l'Usimax D950. Les structures de ces aciers nous ont conduits à choisir des mesures de dureté de type HV500g. Elles ont été réalisées sur les barres de \varnothing 42 mm, dans leur plan transversal. Les mesures ont été faites selon la norme EN ISO 6507-1, en utilisant un pénétrateur en diamant de forme pyramidale et en appliquant une charge de 5 N. Les mesures ont été mises en œuvre sur une machine de mesure de dureté BUEHLER 1600.

Les graphiques suivants représentent les filiations de dureté réalisées de bord à bord de la barre pour le 44SMn28 et l'Usimax D950. La distance entre chaque mesure est de 1 mm.

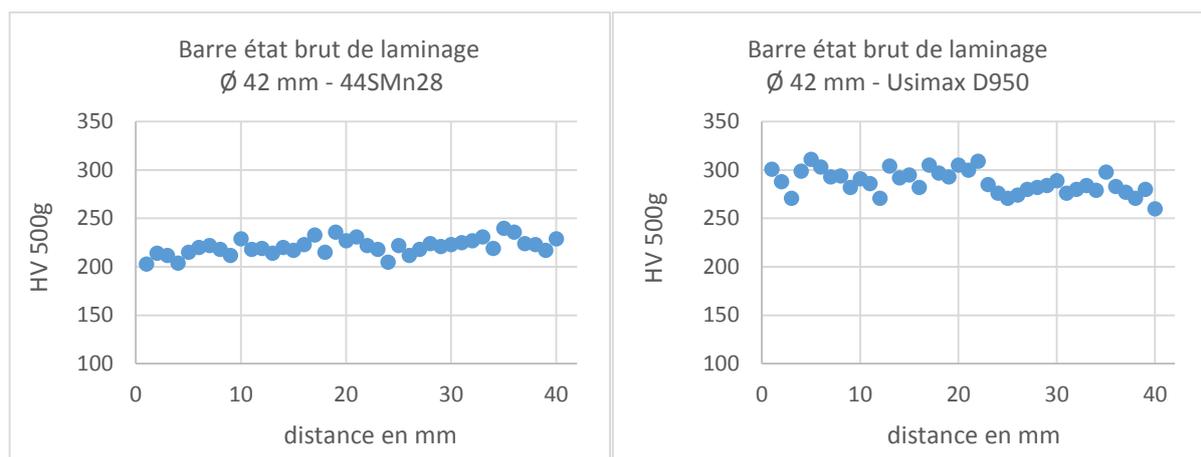


Figure 39 – Evolution des duretés de bord à bord de barre pour le 44SMn28 et l'Usimax D950.

Tableau 6 – Récapitulatif des mesures de dureté pour les aciers investigués.

Repère	Profil	Mini	Maxi	Moyenne	Zone utile
C35 référence	Ø 130 mm	161	177	167	169
C35 à oxydes contrôlés	Ø 130 mm	156	180	169	173
44SMn28	Ø 42 mm	203	240	221	218
Usimax D950	Ø 42 mm	260	311	288	277

On constate en revanche des différences entre les aciers de décolletage : l'Usimax D950 présente une dureté plus élevée, conséquence des différents traitements métallurgiques ayant augmenté ses caractéristiques mécaniques.

Les duretés des aciers C35 sont inférieures à celles des deux aciers de décolletage, principalement en raison du traitement de normalisation et ainsi que leur teneur en carbone plus faible.

3.3. Essais de traction

Des essais de traction ont été réalisés dans le but d'obtenir des informations supplémentaires sur les aciers investigués. La norme d'essai appliquée est la norme NF EN ISO 6892-1. La vitesse d'essai est de $10 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$. Ces essais ont été réalisés sur une machine de traction CADIS d'une capacité en traction de 250 kN. A chaque fois, trois éprouvettes de type TR01 ont été testées. L'éprouvette a un diamètre $D = 10 \text{ mm}$, la longueur initiale L_0 entre repères est de 50 mm ($L_0 = 5 \times D$). Les éprouvettes sont prélevées suivant la norme NF EN ISO 377. Cette norme indique que les éprouvettes doivent être prélevées à cœur si les barres ont un diamètre inférieur à 50 mm. En revanche, si le diamètre de barre est supérieur à 50 mm, les éprouvettes sont alors à prélever à mi-rayon, comme le montre la Figure 40.

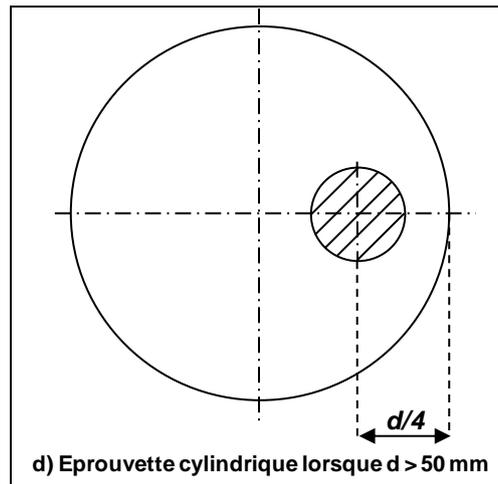


Figure 40 – Prélèvement des éprouvettes. D'après NF EN ISO 377.

- **Aciers de construction mécanique**

Les barres de C35 ayant un diamètre de 130 mm, les éprouvettes ont été prélevées à mi-rayon.

- **Aciers de décolletage**

Concernant les deux aciers de décolletage, les essais de traction ont été réalisés sur éprouvettes TR01 usinées dans les barres à l'état brut de laminage de diamètre 42 mm. Les résultats indiqués dans le Tableau 7 expriment la moyenne des trois essais de traction.

Tableau 7 – Résultats des essais de traction.

Repère	Rp0,2 (MPa)	Rm (MPa)	A%	Z%
C35 référence C35 à oxydes contrôlés	358	598	28,9	55,2
44SMn28	401	743	18,7	42,4
UMX D950	605	899	14,3	23,5

La tendance observée lors des essais de dureté est confirmée. Les aciers de décolletage présentent des caractéristiques mécaniques supérieures aux deux aciers de type C35, principalement en raison du traitement de normalisation effectué sur ces derniers.

On retrouve également la différence entre l'Usimax D950 et le 44SMn28, à imputer aux traitements métallurgiques effectués sur l'Usimax D950. On constate un écart d'environ 200 MPa pour la limite d'élasticité conventionnelle Rp0,2 et un écart d'environ 155 MPa au niveau de la résistance à la traction Rm.

Cette hausse générale des caractéristiques mécaniques passe malheureusement par des contreparties dont notamment une détérioration de ductilité (allongement et striction).

4. CARACTERISATION METALLURGIQUE

Une étude des compositions inclusionnaires de types sulfures et oxydes vient compléter le descriptif.

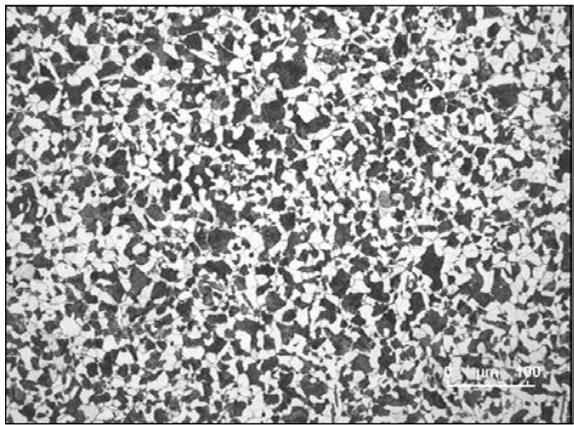
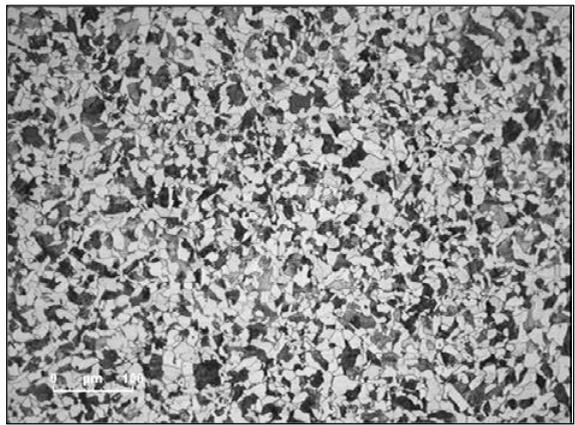
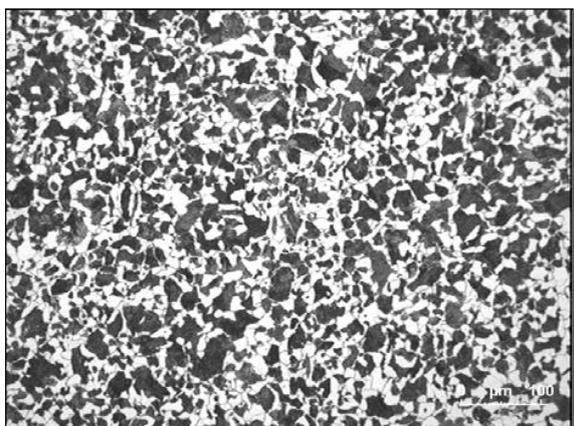
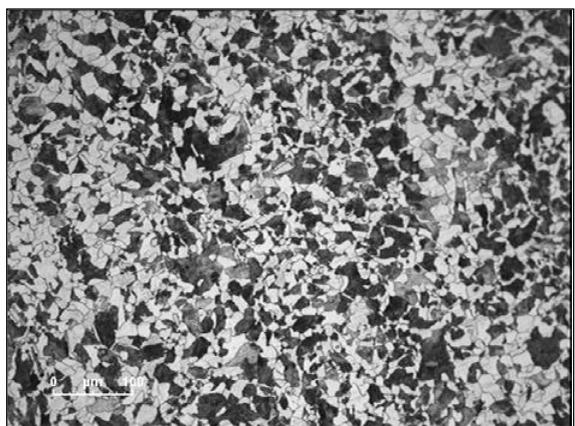
4.1. Analyse micro structurelle

L'aspect micrographique des 4 aciers a été étudié.

- **Aciers de construction mécanique**

Les deux C35 ont subi un traitement de normalisation. Ils présentent tous deux une structure ferrito-perlitique équiaxe en zone utile. Les grains apparaissent plus grossiers à mi-rayon de barre. Les analyses micrographiques sont résumées dans le Tableau 8.

Tableau 8 - Analyse des structures (sens travers) pour les C35 étudiés.

C35 référence	C35 à oxydes contrôlés
Structure ferrito-perlitique équiaxe. Zone utile (x286)	Structure ferrito-perlitique équiaxe. Zone utile (x200)
	
Structure ferrito-perlitique équiaxe à grains plus grossiers. Mi-rayon (x286)	Structure ferrito-perlitique équiaxe à grains plus grossiers. Mi-rayon (x200)
	

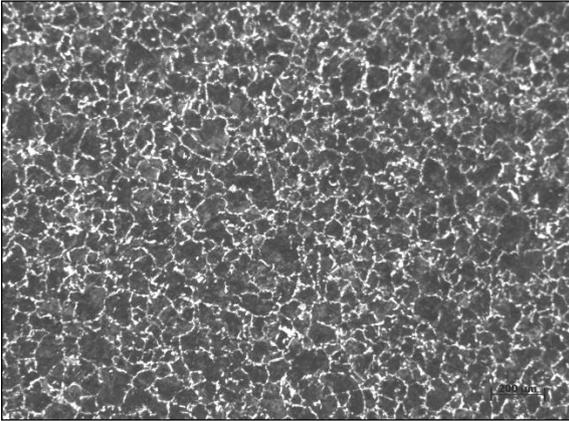
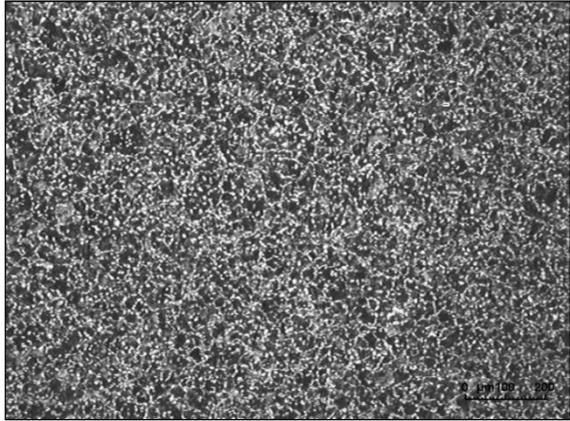
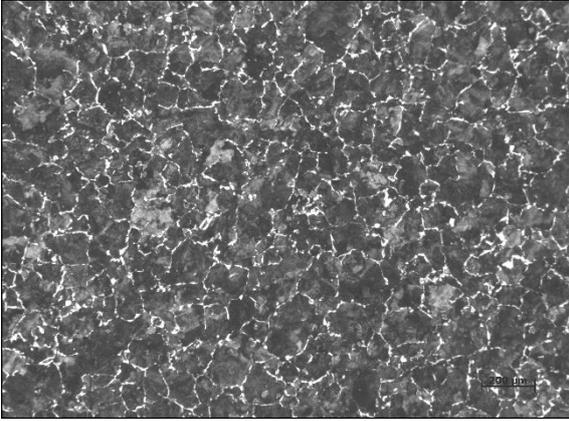
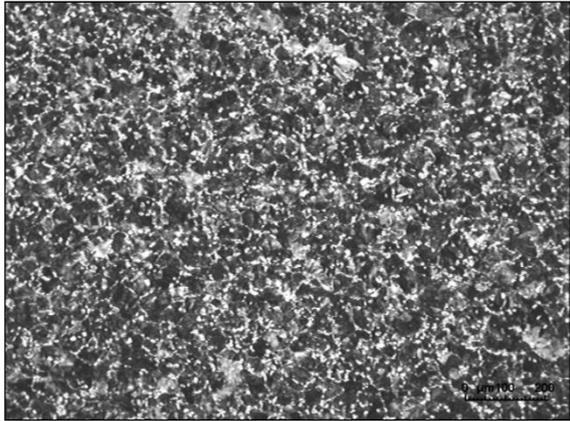
Les tailles de grain sont mesurées conformément à la norme NF EN ISO 643 :

- La grosseur de grain en périphérie de la barre a pour indice 7 ce qui correspond à environ 1024 grains par mm² soit un diamètre moyen d'environ 30 µm,
- La grosseur de grain à mi-rayon de la barre a pour indice 6 ce qui correspond à environ 512 grains par mm² soit un diamètre moyen d'environ 44 µm,
- La grosseur de grain à cœur de la barre a pour indice 5 voire 6 ce qui correspond à un nombre de grain compris entre 256 et 512 grains par mm² soit un diamètre moyen compris entre 44 et 62 µm.

• **Aciers de décolletage**

Les aciers de décolletage présentent également une structure perlito-ferritique. Les analyses micrographiques sont résumées dans le Tableau 9. La taille des grains évolue selon la position dans la barre. Les grains apparaissent ainsi plus fins en bord de barre. On note par ailleurs que les grains de l'Usimax D950 sont plus petits que ceux du 44SMn28.

Tableau 9 - Analyse des structures (sens travers) pour le 44SMn28 et l'Usimax D950 étudiés.

44SMn28	Usimax D950
Taille des îlots perlitiques. Bord (x100)	Taille des îlots perlitiques. Bord (x100)
	
Taille des îlots perlitiques. Mi-rayon (x100)	Taille des îlots perlitiques. Mi-rayon (x100)
	

4.2. Sulfures

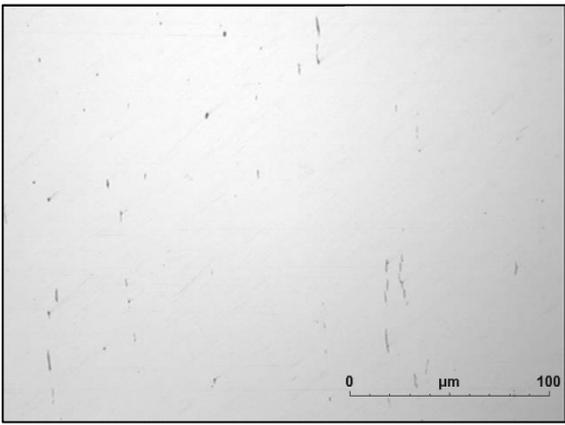
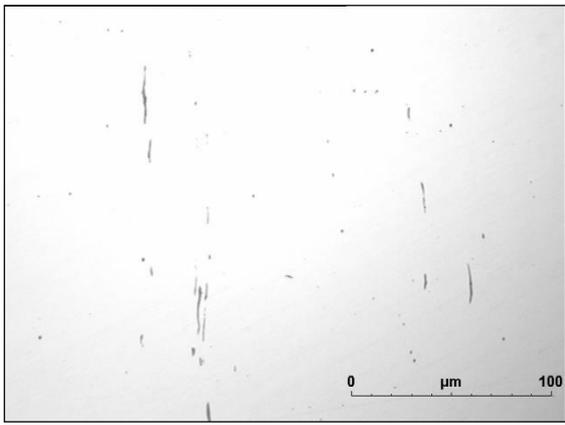
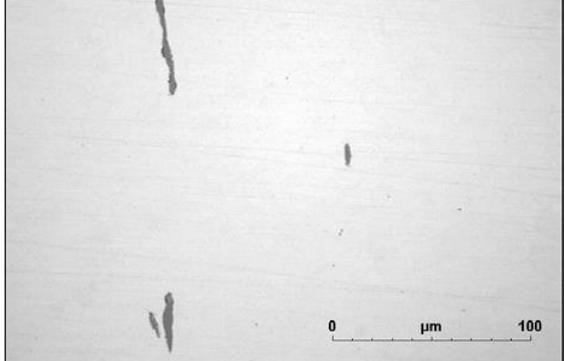
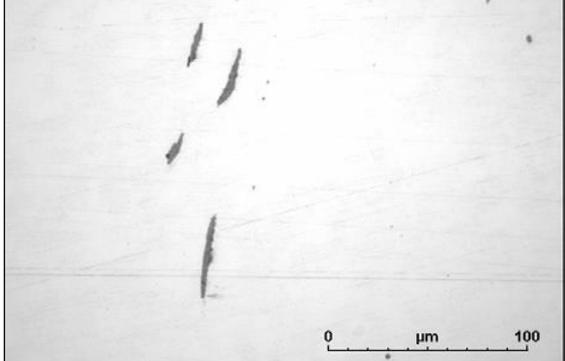
4.2.1. Microscopie optique

Dans un premier temps, les MnS de chacun des 4 aciers étudiés ont été observés en microscopie optique. Leur aspect micrographique est illustré sur les planches suivantes.

- **Aciers de construction mécanique**

Les sulfures des deux C35 ont été caractérisés suivant la norme NF A 04-106. Les MnS observés sont de type globulaire pour certains et allongé pour d'autres. Contrairement aux aciers de décolletage présentés plus loin, on note une densité plutôt faible. Ils sont plutôt rares sur les planches du C35 de référence, notamment en zone utile.

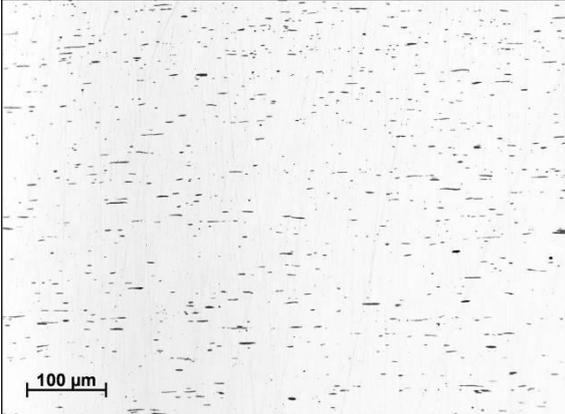
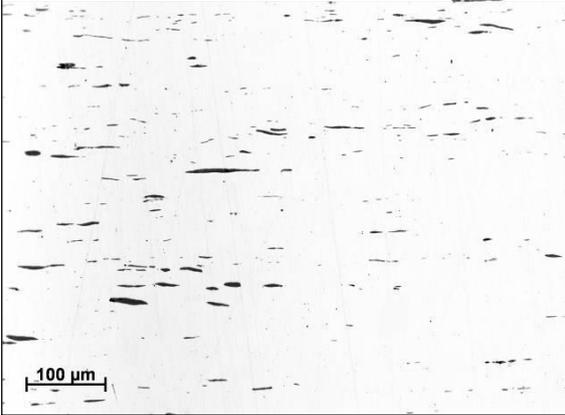
Tableau 10 – Aspect des sulfures (sens long) pour les C35 étudiés.

C35 référence	C35 à oxydes contrôlés
Aspect des MnS. Zone utile (x200)	Aspect des MnS. Zone utile (x200)
	
Aspect des MnS. Mi-rayon (x200)	Aspect des MnS. Mi-rayon (x200)
	

- **Aciers de décolletage**

Les observations en microscopie optique révèlent une densité d'inclusions de MnS plus importante et homogène pour la nuance Usimax D950 par rapport au 44SMn28. Ces observations semblent être en accord avec la teneur en soufre de l'Usimax D950 (0,299 %) qui est supérieure à celle du 44SMn28 (0,235 %). On constate également que les sulfures atteignent des tailles plus importantes pour l'acier 44SMn28 au bord ou à mi-rayon. A mi-rayon, ils semblent présenter un allongement moindre.

Tableau 11 - Aspect des sulfures (sens long) pour le 44SMn28 et l'Usimax D950 étudiés.

44SMn28	Usimax D950
Aspect des MnS. Bord (x200)	Aspect des MnS. Bord (x200)
	
Aspect des MnS. Mi-rayon (x200)	Aspect des MnS. Mi-rayon (x200)
	

4.2.2. Analyse MEB + EDS

Des analyses EDS par mesure automatique ont été effectuées pour déterminer la densité et la surface des inclusions et notamment les sulfures. Les paramètres suivants ont été caractérisés :

- Densité : nombre d'inclusions par mm²,
- Surface : surface moyenne des inclusions en μm²,
- Longueur : longueur moyenne des inclusions en μm,
- Epaisseur : épaisseur moyenne des inclusions en μm,
- Allongement : rapport moyen longueur / épaisseur.

Les analyses EDS ont été réalisées sous une haute-tension de 15kV à l'aide du détecteur d'électrons rétrodiffusés. Les observations sont réalisées sur une section longitudinale de la barre. L'intégralité du diamètre est balayée. Seule une longueur de quelques millimètres est analysée. En revanche, environ 220 champs de 10 000 μm² environ sont analysés. Le grossissement est de 1000 fois. Cela permet de détecter une inclusion dont la surface est de 0,5 μm².

- **Aciers de construction mécanique**

Pour les aciers de construction mécanique, les observations MEB et les analyses EDS par mesure automatique révèlent que les sulfures de manganèse analysés, non accolés aux oxydes, sont parfois enrichis en calcium.

- **Aciers de décolletage**

Pour les aciers de décolletage, les observations MEB et les analyses EDS par mesure automatique révèlent que :

- Les sulfures représentent entre 96 % et 97 % des inclusions observées,
- La densité de MnS est plus élevée au bord avec un léger pic vers le centre de l'échantillon,
- Les MnS sont plus gros à mi-rayon, de manière assez marquée pour l'Usimax D950,
- Les dimensions des sulfures sont nettement moins dispersées pour l'Usimax D950 que pour le 44SMn28.

De telles observations semblent donc être en adéquation avec (Bomont-Arzur, 2012).

Tableau 12 – Dimensions et distribution des sulfures.

	44SMn28	Usimax D950
Longueur moyenne (μm)	8	6
Epaisseur moyenne (μm)	2	1
Allongement moyen	5	5
Densité (inclusions / mm ²)	1000 - 9000	500 - 2500
Surface (μm ²)	5 - 45	5 - 20

4.3. Oxydes

Une analyse approfondie des oxydes a été effectuée au MEB en vue de déterminer les compositions chimiques et les phases trouvées dans chacun des 4 aciers étudiés. Toutes les observations MEB et analyses EDS ont été effectuées sous une tension de 15 kV avec un détecteur d'électrons rétrodiffusés. Les analyses EDS révèlent des phases diverses d'oxydes de Ca, Si, Al et Mg en relation avec des MnS et / ou des (Ca,Mn)S.

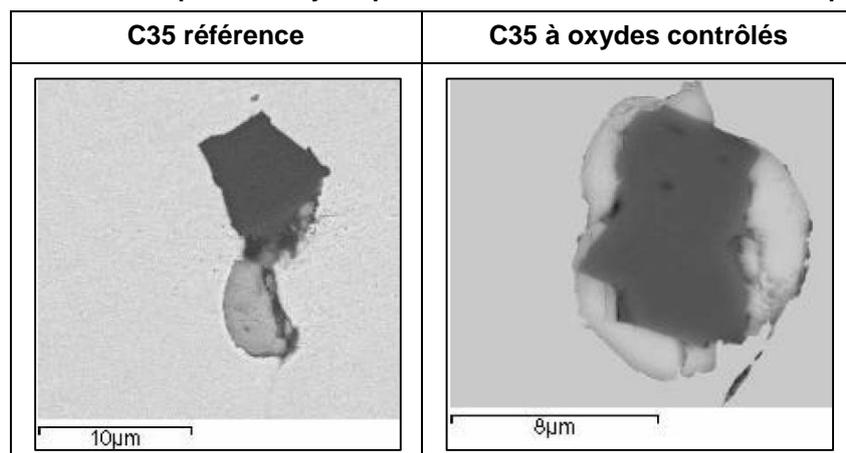
- **Aciers de construction mécanique**

Le C35 à oxydes contrôlés se démarque du C35 référence par ses oxydes dont certains sont de composition complexe dans le diagramme CaO-Al₂O₃-SiO₂. Cependant, la teneur en oxygène un peu trop élevée (~ 20 ppm au lieu de 15 ppm) ne permet pas d'atteindre pleinement le domaine d'oxydes visé. Les analyses MEB et EDS réalisées pour le C35 de référence montrent la présence d'inclusions de type spinelle (20 % MgO - 80 % Al₂O₃) pouvant contenir un peu de CaO et K₂O. Dans la plupart des cas, ces oxydes sont enrobés d'une phase sulfure de type (Ca,Mn)S à teneur en Ca variable. En ce qui concerne le C35 à oxydes contrôlés, plusieurs inclusions ont été analysées. Ce sont majoritairement des spinelles ; toutefois, on note également la présence de quelques phases aluminates de chaux (Al₂O₃ ~ 55-60 %, CaO ~ 15%), enrichies en MgO (~ 10-15 %) et SiO₂ (~ 10-15 %). Les sulfures de manganèse analysés, non accolés aux oxydes, sont parfois enrichis en calcium.

En conséquence, si le C35 à oxydes contrôlés présente des aluminates de chaux complexes enrichis en SiO₂ et MgO avec des bas points de fusion, il comporte également des oxydes de type spinelle présentant des points de fusion plus élevés et plus abrasifs qu'attendu.

A ce stade, il est pour l'instant difficile de prédire si le traitement fait sur les oxydes aura des conséquences tangibles sur l'usinabilité de cet acier.

Tableau 13 – Aspect des oxydes pour les aciers de construction mécanique.



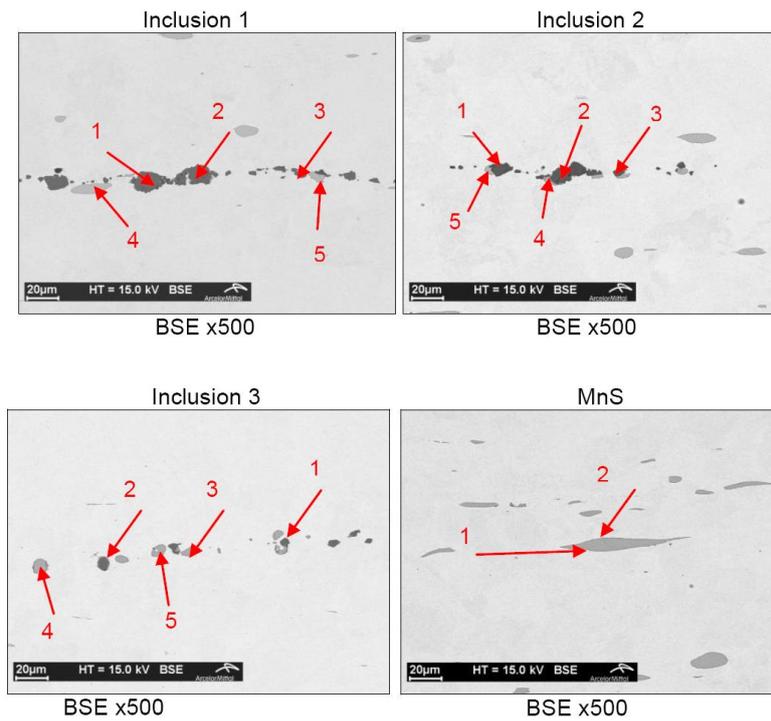
- **Aciers de décolletage**

L'analyse MEB montre que les oxydes ne représentent que 3 % des inclusions pour le 44SMn28 et 4 % des inclusions pour l'Usimax D950. Ces chiffres sont à prendre avec prudence étant donnée la nature aléatoire des tailles et distributions d'inclusions. En revanche, les zones observées sont étendues et les différentes mesures réalisées selon le même protocole pour la même coulée présentent une répétabilité satisfaisante.

Une analyse a été pratiquée sur les oxydes du 44SMn28. Les résultats sont présentés sur la Planche 1. Certaines inclusions d'oxydes ont été sélectionnées et leurs différentes phases ont été analysées. L'analyse montre que les oxydes appartiennent principalement aux familles de la Forstérite et de la Gehlénite.

Une analyse comparable a été effectuée pour l'Usimax D950. Les résultats sont présentés sur la Planche 2. Cette analyse montre que les oxydes appartiennent principalement à la famille de l'Anorthite plus ou moins enrichie en MgO (de 5 à 15 %) et parfois accompagnée de TiO₂ (15 %), enrobées par des sulfures de type (Ca,Mn)S.

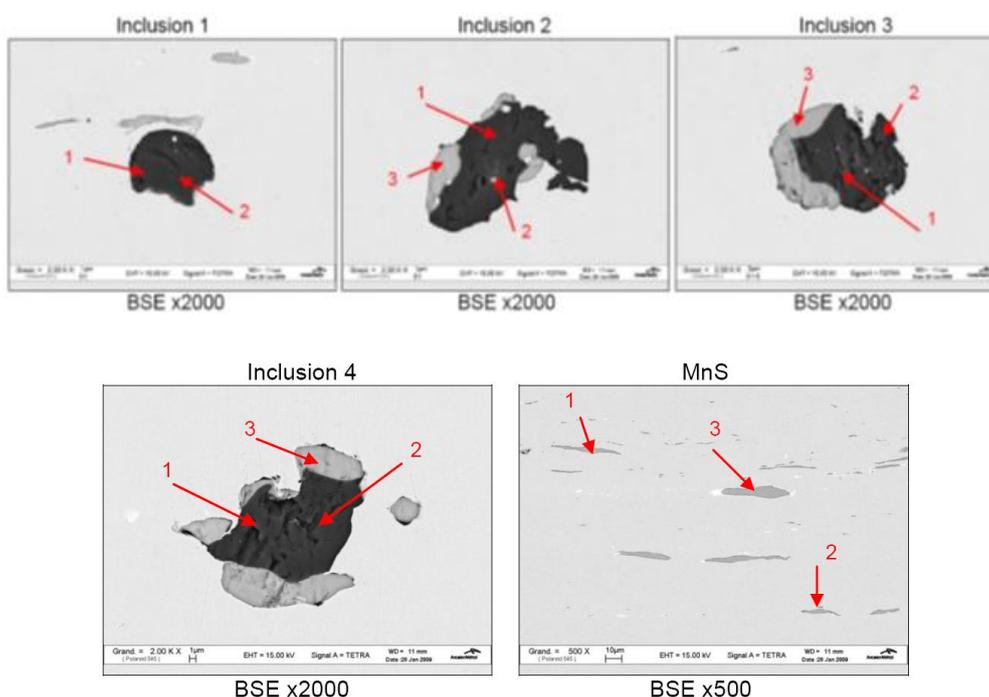
Planche 1 – Analyse des populations d’oxydes du 44SMn28.



Inclusion	Taille (µm ²)	Spectre	MgO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	CaO	MnO	FeO
N°1	500	1	29,5	7,6	36,1	26,8	0,0	0,0
		2	28,9	0,0	40,8	30,3	0,0	0,0
		3	27,4	0,0	38,8	30,3	1,7	1,8
N°2	446	1	11,1	9,0	38,9	37,9	0,0	3,1
		2	28,4	1,3	37,7	29,0	1,6	2,0
		3	10,3	9,7	41,2	38,8	0,0	0,0
N°3	600	1	3,3	25,0	27,8	41,2	0,0	2,8
		2	3,3	25,6	29,4	39,1	0,0	2,6

Inclusion	Spectre	Mg	S	Ca	Mn	Fe
N°1	4	0,0	36,6	0,0	63,4	0,0
	5	0,9	36,0	10,3	48,9	3,8
N°2	4	0,0	36,9	9,4	50,8	2,9
	5	0,0	36,5	9,7	50,6	3,3
N°3	3	0,0	39,2	28,5	29,5	2,8
	4	0,0	39,9	29,4	28,1	2,5
	5	0,0	40,0	28,7	27,8	3,5
MnS	1	0,0	35,9	0,0	64,1	0,0
	2	0,0	36,6	0,0	60,4	2,9

Planche 2– Analyse des populations d’oxydes de l’Usimax D950.



Inclusion	Taille (µm²)	Spectre	MgO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	S	CaO	TiO ₂	MnO
N°1	Ø 15	1	8,3	17,6	38,3	0,0	35,7	0,0	0,0
		3	15,5	39,5	22,8	0,0	22,2	0,0	0,0
N°2	30x15	1	8,4	16,6	36,2	0,0	38,7	0,0	0,0
		3	13,9	15,5	26,1	2,7*	24,8	13,4	3,7*
N°3	Ø 22	1	6,0	22,5	33,3	0,0	38,2	0,0	0,0
		3	5,1	24,3	34,4	0,0	36,1	0,0	0,0
N°4	25 x 20	1	5,5	21,8	31,7	0,0	41,0	0,0	0,0
		3	6,2	18,6	34,3	0,0	40,9	0,0	0,0

* : interaction avec un sulfure

Inclusion	Spectre	S	Ca	Mn	Fe
N°2	3	38,8	6,3	54,9	0,0
N°3	3	40,1	17,7	42,2	0,0
N°4	3	40,0	12,6	47,4	0,0
MnS	1	36,6	0,0	60,4	3,0
	2	35,8	0,0	60,7	3,5
	3	37,7	0,0	62,3	0,0

Les résultats de ces analyses sont synthétisés dans le Tableau 14.

Tableau 14 - Principales phases d'inclusions des aciers étudiés.

Nuance	Nature des inclusions	
	Oxydes	Sulfures
C35 référence	Spinelle	MnS
C35 à oxydes contrôlés	12CaO-7Al ₂ O ₃ , Spinelle	MnS
44SMn28	Forstérite, Gehlénite	MnS, (Ca,Mn)S
Usimax D950	Anorthite	MnS, (Ca,Mn)S

La Figure 41 présente les compositions des différentes populations d'oxydes dans leurs diagrammes respectifs.

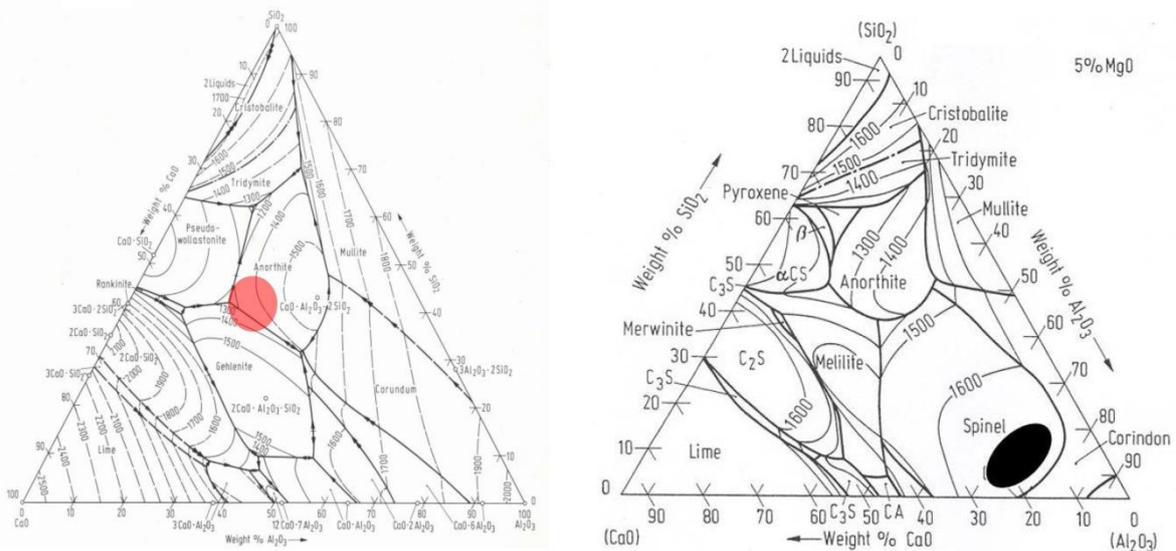


Figure 41 – Localisation indicative de l'Anorthite, de la Gehlénite et des Spinelles dans le diagramme CaO-Al₂O₃-SiO₂.

L'Anorthite que l'on retrouve dans l'Usimax D950 est couramment citée dans la littérature pour ses propriétés viscoplastiques à haute température qui serait un avantage lors de l'usinage (Bernard et al., 1980; Helle, 1995; Kiessling, 1989). En effet lors de la coupe, les conditions en termes de température, pression et vitesse de déformation rendraient ces oxydes particulièrement malléables et donc certainement peu abrasifs pour l'outil coupant lors de l'usinage. En outre, les études tendent à montrer qu'ils sont certainement moins visqueux que la matrice métallique dans la zone de cisaillement secondaire, ce qui en ferait un avantage déterminant leur permettant de participer à la constitution d'un troisième corps à l'interface outil / copeau. Il en est de même pour la Gehlénite que l'on trouve dans le 44SMn28.

En revanche, les oxydes de Forstérite trouvés dans le 44SMn28 présentent des teneurs en magnésium laissant à penser que ces oxydes sont d'origine exogène. Ce type d'oxyde présente un point de fusion plus élevé, ce qui pourrait laisser penser que ces oxydes seront certainement plus abrasifs pour l'outil coupant lors de l'usinage. Ce type de raisonnement sur les oxydes est cependant approximatif dans le

sens où l'on n'en connaît pas véritablement la dureté à hautes températures. On constate donc ici les effets du traitement spécifique fait sur les populations inclusionnaires de l'Usimax D950 par rapport au 44SMn28.

5. CARACTERISATION DE L'USINABILITE

L'usinabilité en tournage est évaluée par des essais systématiques. Ils permettent de hiérarchiser les coulées sur la base de leur usinabilité. Ces premiers essais serviront à justifier le choix de telle ou telle coulée mais également à quantifier l'impact de tel ou tel traitement métallurgique sur l'usinabilité. La caractérisation de l'usinabilité des aciers repose usuellement sur plusieurs critères : fragmentation des copeaux et / ou faciès d'usure des outils et / ou durée de vie des outils et / ou efforts d'usinage.

5.1. Opérations effectuées – Outils utilisés

La littérature (Bittès, 1993; Brion, 1993; Essel, 2006; Katayama & Imai, 1990) montre que le matériau de l'outil en contact avec le copeau est prépondérant sur la possibilité de générer des Couches de Transfert Sélectif (CTS). On estime l'usinabilité avec trois types d'outil différents : un outil en HSS, un outil en carbure de tungstène non revêtu et un outil en carbure de tungstène revêtu. Plusieurs gammes de vitesses de coupe sont ainsi balayées. Les essais sont menés en chariotage à section de copeau constante sans arrosage ni assistance à la coupe. Les essais comprennent l'étude de la fragmentation (non présentée ici) et de l'usure des outils.

- **Outil n°1**

L'outil n°1 associe un porte-plaquette spécifique de désignation équivalente CSBPL 2020K12 et une plaquette SPUN120604 en acier rapide de nuance WKE45. L'ensemble est de marque SECO. La géométrie de coupe obtenue est résumée dans le tableau suivant.

Tableau 15 – Descriptif de l'outil n°1.

Angle de coupe γ_n	26°
Angle de dépouille α_n	8°
Angle de direction d'arête κ_R	75°
Angle d'inclinaison d'arête λ_S	0°
Rayon de bec r_ε	0,4 mm

La nuance WKE45 est une nuance d'acier rapide au cobalt fortement allié en tungstène et en molybdène, dont la composition chimique est donnée dans le Tableau 16. Il est traité thermiquement pour atteindre une dureté de 68 HRc.

Tableau 16 – Composition chimique (%) de la nuance WKE45 (source : Erasteel).

C	Cr	Mo	W	Co	V
1,41	4,2	3,6	8,8	11	3,4

- **Outil n°2**

L'outil n°2 associe un porte-plaquette de type CSBPR 2525M12 une plaquette SPUN 120408 en carbure non revêtu de nuance S4. L'ensemble est de marque SANDVIK. L'angle de direction d'arête κ_R vaut 75°. Le substrat est un carbure de nuance P30.

- **Outil n°3**

L'outil n°3 associe un porte-plaquette de type CSBPL 20 20 K16 et une plaquette SPUN 120308 en carbure revêtu de nuance GC415. L'ensemble est de marque SANDVIK. L'angle de direction d'arête κ_R vaut 75°. Le substrat est un carbure revêtu de nuance P15. Le revêtement de cet outil est obtenu par procédé CVD. Il est constitué de trois couches différentes dont :

- Une couche de TiN en surface de l'outil,
- Une couche d'Al₂O₃. Ce matériau est connu pour apporter une grande résistance à l'oxydation ainsi qu'une bonne stabilité chimique,
- Une couche de Ti(C,N) faisant l'interface avec le carbure.

5.2. Aciers de construction mécanique

Les essais de durée de vie sont réalisés sur barres de Ø 130 mm. Le Tableau 17 résume les principales conditions suivies pour réaliser ces essais.

Tableau 17 – Conditions opératoires utilisées pour les essais d'usure.

	V60	V20	V15
Opération	Chariotage	Chariotage	Chariotage
Outil	Outil 1	Outil 2	Outil 3
Type d'outil	HSS	Carbure non revêtu de nuance P30	Carbure revêtu de nuance P15
f (mm.tr ⁻¹)	0,1	0,4	0,4
ap (mm)	1	2	2
Lubrification	aucune	aucune	aucune
Critère d'usure	Mort d'outil	VB = 300 µm ou KT = 180 µm	VB = 300 µm ou KT = 180 µm

Différentes vitesses de coupe ont été testées. Les résultats obtenus sur l'usinabilité entre les deux C35 étudiés seront donc à comparer outil par outil.

- **Essais d'usure avec outil en acier rapide (V60)**

Cet essai d'usure consiste en des opérations de chariotage mises en œuvre en utilisant l'outil n°1 en acier rapide (HSS). Le critère d'arrêt de l'essai est la mort de l'outil.

Tableau 18 – Résultats de l'essai de tournage avec outil HSS (V60).

Outil HSS	C35 référence	C35 à oxydes contrôlés
V60 (m.min ⁻¹)	125	119
Usinabilité relative (%)	100	95

On peut constater (Tableau 18) que, dans ces conditions, le C35 à oxydes contrôlés montre une très légère dégradation de la vitesse de coupe atteinte vis-à-vis du C35 référence.

- **Essais d'usure à l'outil en carbure non revêtu (V20)**

Dans le cas de l'usinage avec des plaquettes carbure non revêtues, des différences apparaissent concernant les modes d'usure des outils selon l'acier usiné, comme le montre le Tableau 19.

Tableau 19 – Résultats de l'essai de tournage avec outil carbure (V20).

Plaquette carbure	C35 référence	C35 à oxydes contrôlés
V20 (m.min ⁻¹) VB = 300 µm	197	Non atteint
V20 (m.min ⁻¹) KT = 180 µm	197	201
Usinabilité relative (%)	100	102

On constate en effet que :

- Pour le C35 référence, les critères de fin d'essai VB = 300 µm et KT = 180 µm ont été atteints pour le même temps d'usinage. De façon générale, l'usure en dépouille VB est régulière.
- Pour le C35 à oxydes contrôlés, le critère de fin d'essai KT = 180 µm est atteint avant le critère VB = 300 µm. Lorsque le critère KT = 180 µm est atteint, le VB moyen n'est que de 250 µm.

Cette usure en cratère semble essentiellement provoquée par le frottement du copeau sur la face de coupe de l'outil. La présence d'un brise-copeaux sur la plaquette, ou bien d'un revêtement sur l'outil aurait certainement pu retarder cette usure et ainsi permettre d'obtenir un meilleur V20 avec une vitesse plus élevée.

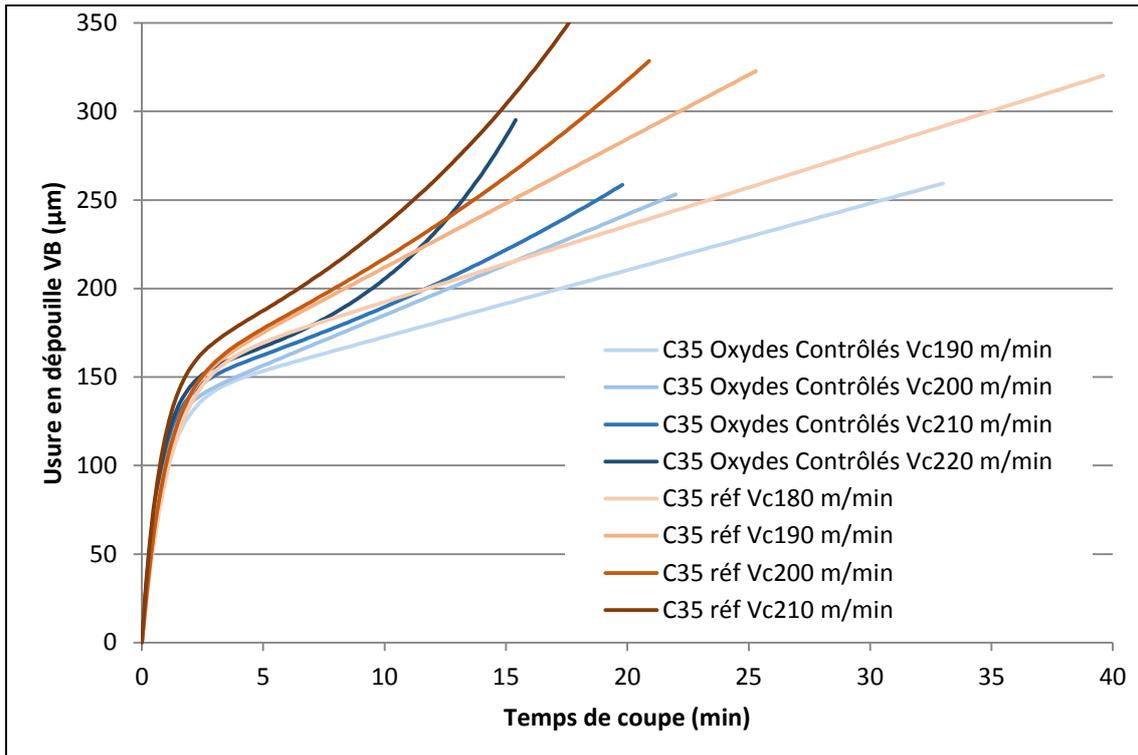


Figure 42 – Evolution dans le temps de l'usure en dépouille des outils lors des essais d'usure de type V20. Chaque courbe correspond à un couple {Acier + vitesse de coupe}.

Les mesures de VB effectuées ont été approximées au sens des moindres carrés par des courbes d'évolution de VB prédites. La Figure 42 présente ces courbes, illustrant les différences de modes d'usure en dépouille des plaquettes ayant usiné le C35 référence et le C35 à oxydes contrôlés. On constate que les usures obtenues lors de l'usinage des deux aciers sont relativement proches.

- **Essais d'usure à l'outil en carbure revêtu (V15)**

Dans le cas de l'usinage avec des plaquettes carbure revêtues, des différences importantes apparaissent selon l'acier usiné comme le montre le Tableau 20.

Tableau 20 – Résultats de l'essai de tournage avec outil carbure revêtu (V15).

Plaquette carbure revêtu	C35 référence	C35 à oxydes contrôlés
V15 (m.min ⁻¹) VB = 300 µm	264	345
V15 (m.min ⁻¹) KT = 180 µm	Non atteint	Non atteint
Usinabilité relative (%)	100	131

Lors de ces essais de durée de vie d'outil, le C35 à oxydes contrôlés se démarque nettement du C35 référence. Pour les deux aciers, on constate que l'usure en cratère (KT) est très peu prononcée et atteint seulement :

- Un maximum de 67 μm en fin d'essai dans le cas du C35 référence,
- Un maximum de 52 μm en fin d'essai dans le cas du C35 à oxydes contrôlés.

C'est donc le critère en dépouille $VB = 300 \mu\text{m}$ qui est atteint en premier. Par rapport aux essais d'usure réalisés sur plaquettes non revêtues, on constate donc très clairement le rôle protecteur joué par le revêtement de l'outil, ainsi que par la différence de nuance de carbure.

Les mesures de VB effectuées sont approximées au sens des moindres carrés par des courbes d'évolution de VB prédites. La Figure 43 présente ces courbes, illustrant les différences de modes d'usure en dépouille des plaquettes ayant usiné le C35 référence et le C35 à oxydes contrôlés.

La seule différence connue entre le C35 référence et le C35 à oxydes contrôlés se trouvant au niveau des populations inclusionnaires, on peut à juste titre penser que ces oxydes à bas point de fusion ont pu jouer un rôle protecteur au niveau de la face de dépouille. Le ou les mécanismes ayant entraîné cette protection ne sont cependant pas connus. On peut penser que les oxydes à bas point de fusion présents dans le C35 à oxydes contrôlés se sont révélés être moins abrasifs pour l'outil coupant comparé au C35 référence, ou bien qu'ils ont contribué à la génération de dépôts en face de dépouille formant ainsi une barrière contre l'usure par diffusion. Des observations MEB de la surface de l'outil auraient été nécessaires à différentes étapes des essais d'usure pour valider cette hypothèse.

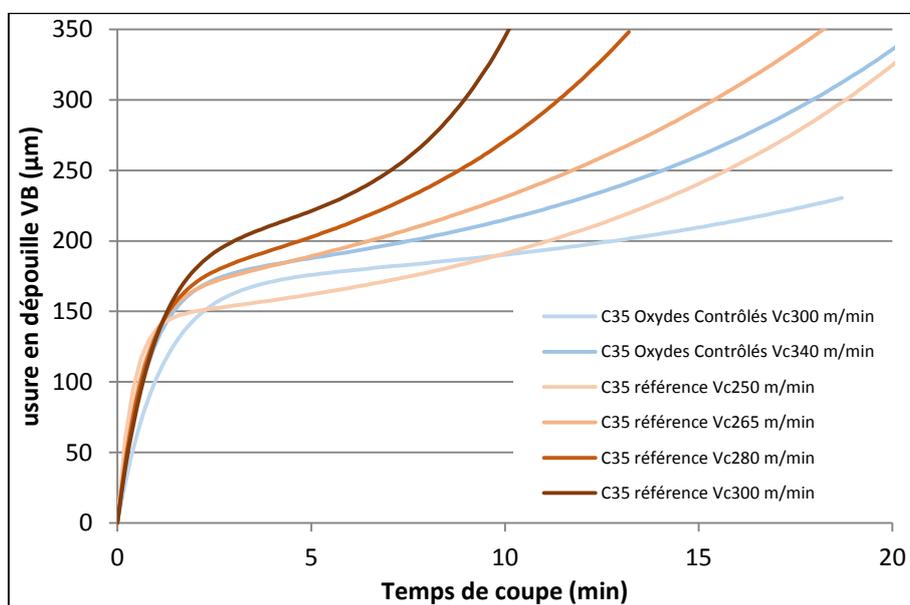


Figure 43 – Evolution dans le temps de l'usure en dépouille des outils lors des essais d'usure de type V15. Chaque courbe correspond à un couple {Acier + vitesse de coupe}.

- **Synthèse et analyse partielle des résultats**

Le Tableau 21 synthétise les résultats des essais d'usure pratiqués sur le C35 référence et le C35 à oxyde contrôlés.

Tableau 21 – Résultats des essais de durée de vie.

Essai	C35 référence	C35 à oxydes contrôlés
V60 (m.min ⁻¹)	125	119
V20 (m.min ⁻¹)	197	201
V15 (m.min ⁻¹)	264	345

Les résultats d'usinabilité de la coulée de C35 à oxydes contrôlés sont pratiquement similaires à la référence pour l'utilisation d'outils HSS (V60 : - 5 %) et carbure nu (V20 : + 2 %). La mise en œuvre d'outil en carbure revêtu permet de développer toutes les potentialités de la coulée de C35 avec oxydes contrôlés, atteignant un gain d'usinabilité de + 30 % (V15) par rapport à la coulée de C35 référence (voir Figure 44).

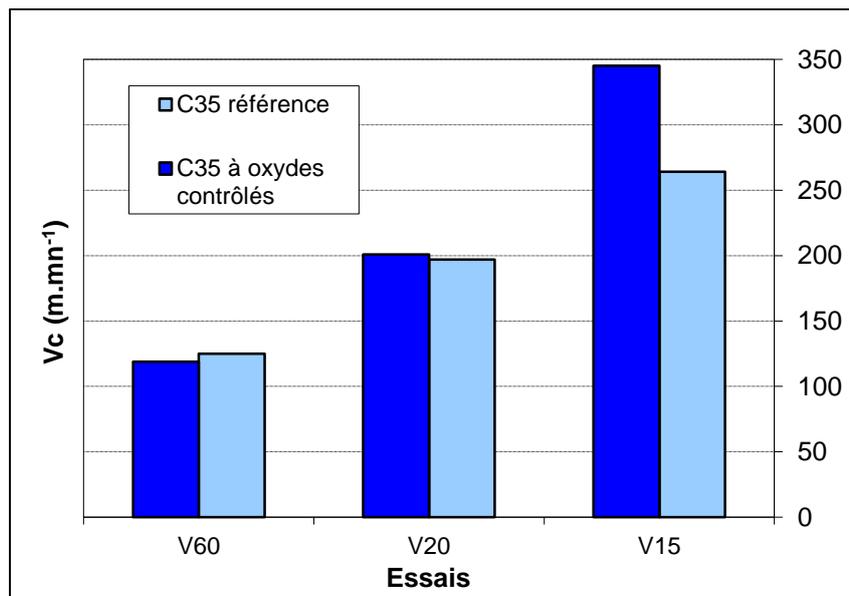


Figure 44 – Résultats d'usinage en tournage pour les deux coulées de C35.

5.3. Aciers de décolletage

L'usinabilité du 44SMn28 et de l'Usimax D950 a été comparée par un essai de durée de vie d'outil de type V20. Les principales conditions opératoires de des essais d'usure sont reportées dans le tableau suivant.

Tableau 22 – Synthèse des conditions opératoires utilisées.

Essais d'usure	V20
Outil	SANDVIK TPUN 110308
f (mm.tr ⁻¹)	0,4
ap (mm)	2
Lubrification	aucune
Critère d'usure	VB = 300 µm

L'usure en dépouille est mesurée à l'aide d'une binoculaire. Le graphique suivant présente les résultats des mesures d'usure.

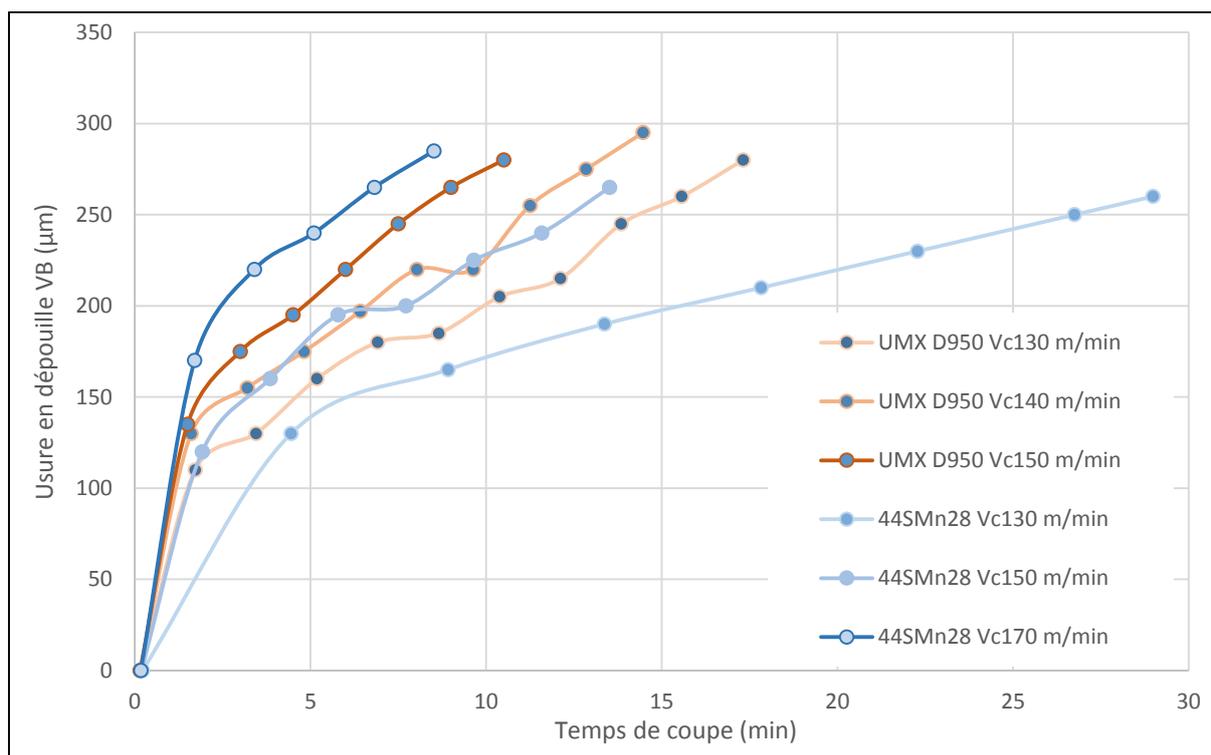


Figure 45 – Evolution dans le temps de l'usure en dépouille lors des essais d'usure V20.

Les résultats des essais de durée de vie de type V20 sont synthétisés dans le tableau suivant.

Tableau 23 – Résultats des essais de durée de vie.

Essai	44SMn28	Usimax D950
V20 (m.min ⁻¹)	139	127

On constate que pour l'outil employé, le 44SMn28 présente de meilleures performances en termes de durée de vie par rapport à l'Usimax D950. L'écart reste néanmoins faible alors que les caractéristiques mécaniques de ces deux aciers diffèrent réellement. Il semble donc que la plus forte teneur en soufre et les traitements métallurgiques appliqués à l'Usimax D950 lui permettent de se rapprocher de l'usinabilité du 44SMn28 malgré des caractéristiques mécaniques supérieures.

6. CONCLUSIONS

Ce chapitre se veut le point de départ pour les actions menées dans cette étude. Nous avons choisi deux couples d'aciers qui seront mis en œuvre dans la suite de ce travail de recherche. Nous avons qualifié ces quatre matériaux de différentes manières, afin de pouvoir les comparer entre eux.

Pour le premier couple d'aciers (le C35 et le C35 à oxydes contrôlés) les analyses et mesures montrent que ces deux matériaux présentent bien des caractéristiques mécaniques et métallurgiques très voisines. Nous venons de voir que la seule différence notable se situe au niveau des populations d'oxydes. Les essais de durée de vie ont mis en évidence une amélioration de l'usinabilité pour le C35 à oxydes contrôlés lors d'opérations de tournage avec une plaquette carbure revêtue. Il reste néanmoins difficile d'expliquer cette amélioration de l'usinabilité, d'autant plus que nous la constatons principalement en face de dépouille de l'outil : est-elle simplement due au fait que les oxydes à bas point de fusion sont moins abrasifs pour l'outil ? L'étude de l'usure en dépouille des plaquettes carbure nous montre que les vitesses d'usure varient selon l'acier usiné (C35 référence ou C35 à oxydes contrôlés) et selon les conditions opératoires choisies.

Les oxydes à bas point de fusion du C35 à oxydes contrôlés permettent-ils de générer des CTS, au contraire du C35 référence ? Si oui, comment se forment de tels dépôts ? Quelles en sont les principales propriétés ? Ces éventuels dépôts protègent-ils réellement l'outil ? Répondre à ces questions passe par la réalisation d'essais et de mesures spécifiques qui seront présentés dans les chapitres suivants.

Pour le second couple d'aciers (le 44SMn28 et l'Usimax D950), les seules informations comparables en termes d'usinabilité dont nous disposons, à savoir un essai d'usure de type V20, nous montrent que l'Usimax D950 offre une usinabilité tout à fait intéressante aux vues des caractéristiques mécaniques supérieures qu'il présente. Les aciers de décolletage tels que le 44SMn28 et l'Usimax D950 présentent une teneur en soufre importante, laissant à penser que des CTS sont susceptibles de se former sur l'outil lors de l'usinage. Il serait donc intéressant d'étudier les éventuels dépôts formés sur les outils, afin de constater s'il y a ou non des différences selon l'acier usiné.

Ces premiers résultats nous encouragent à réaliser des essais avec différents types de plaquettes carbure permettant d'atteindre de plus grandes vitesses de coupe et / ou munis de brise-copeaux.



Chapitre 3

ETUDE MACROSCOPIQUE DES CTS

CHAPITRE 3 – ETUDE MACROSCOPIQUE DES COUCHES DE TRANSFERTS SELECTIFS

1. PRESENTATION GENERALE DU CHAPITRE

Ce chapitre apporte des éléments d'information sur la nature du contact outil / copeau en présence d'un troisième corps et tente d'expliquer comment ce phénomène améliore l'usinabilité de l'acier. Dans ce sens, nous nous focalisons sur la formation des Couches de Transferts Sélectifs (CTS) se formant en face de coupe. Par l'étude des CTS nous avons pour objectifs d'obtenir des informations sur les conditions rencontrées par l'outil lors de l'usinage en présence d'un troisième corps et de définir celles permettant la mise en place du troisième corps. Pour ce faire, nous développons différents protocoles expérimentaux suivant un plan d'expériences pour les différents aciers présentés dans le chapitre précédent. Les travaux antérieurs, dont notamment ceux de (Pálmai, 1976) et (Brion, 1993) montrent l'importance du matériau de l'outil (du substrat et du revêtement), des conditions opératoires et de la longueur usinée sur la formation des CTS en face de coupe.

Dans un premier temps, nous présentons les outils retenus et les essais de détermination du domaine de fonctionnement des outils, essais basés sur la méthodologie du Couple Outil Matière. La forme des copeaux ainsi que les efforts de coupe sont les paramètres étudiés pour définir le domaine de fonctionnement du couple outil-matière. Les influences de la vitesse de coupe et du temps de contact outil / matière sur l'apparition de CTS en face de coupe sont ensuite investiguées.

Les plaquettes sont observées par différents moyens afin de qualifier et quantifier les dépôts formés. Des examens au microscope optique apportent une première description visuelle des CTS. Des observations au Microscope Electronique à Balayage (MEB) accompagnées d'analyses qualitatives à la sonde EDS complètent l'analyse et permettent de situer la position et l'étendue des CTS sur la face de coupe de l'outil. En outre, l'analyse EDS fournit des informations sur les principaux éléments chimiques présents dans les CTS. Ces analyses sont enfin complétées par des relevés topographiques réalisés grâce à un appareil de mesure par variation focale. Ces dernières mesures quantifient la position, l'étendue et l'épaisseur des dépôts. Dans une dernière étape, les mesures topographiques et les analyses EDS sont comparées.

2. CHOIX DES OUTILS

Nous utilisons plusieurs types d'outils lors de cette étude. Ces outils se distinguent par la géométrie de leur partie active ainsi que par leurs matériaux constitutifs. Les prochains paragraphes exposent les différentes raisons nous ayant guidés vers ces choix.

2.1. Géométrie des outils

2.1.1. Plaquette et porte-plaquette

Les outils retenus doivent permettre de mener 1- des essais en coupe orthogonale avec le dispositif de thermographie infrarouge en usinage développé au laboratoire, et 2- des essais de tournage dans des conditions les plus proches possibles de la coupe orthogonale. Pour être dans ces conditions en tournage, l'angle de direction d'arête k_R doit être égal à 90° et l'angle d'inclinaison d'arête λ_s à 0° (Figure 46).

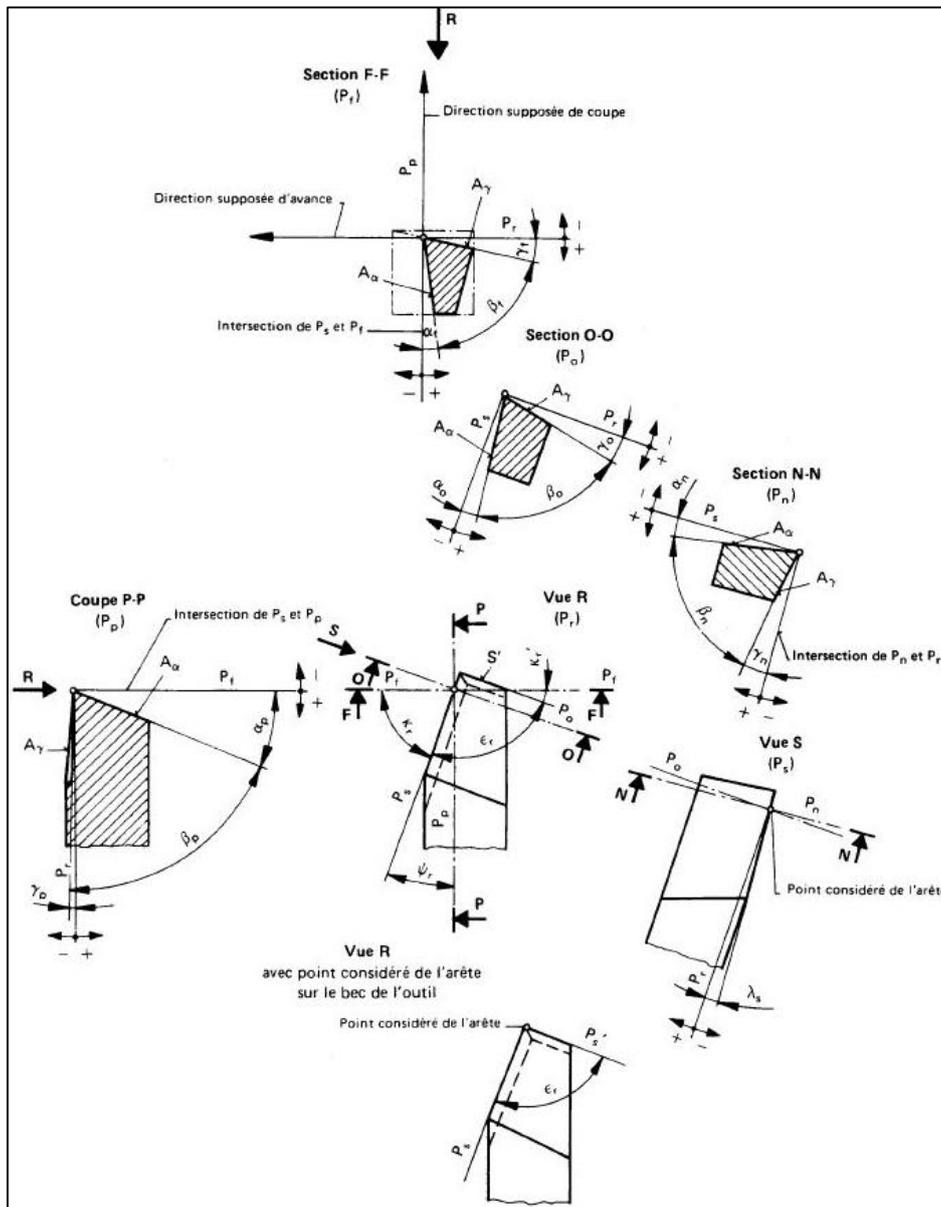


Figure 46 – Géométrie des outils de tournage.

De plus, le contexte d'une géométrie de coupe positive a été choisi (angle de coupe $\gamma \geq 0$) pour l'ensemble de cette étude. Ce choix est justifié en premier lieu par le fait que les expériences de thermographie (pour des raisons matérielles) se font également avec une géométrie de coupe positive. Un second argument correspond au fait que la plupart des études de la littérature sur la formation des CTS ont été réalisées avec cette géométrie de coupe ; la comparaison avec les travaux antérieurs est ainsi rendue possible. Enfin, le rayon de bec doit être faible pour focaliser la coupe sur l'arête principale de l'outil. Avec ces considérations et la consultation exhaustive des produits disponibles sur le marché, le choix s'est porté sur les associations suivantes entre porte-plaquette et plaquette :

- CTAPL 2020 K16 + TP ?? 160304 pour les opérations de tournage,
- CTFPR 2525 M16 + TP ?? 160304 pour les opérations d'usinage en thermographie.

Les portes-plaquettes étant déterminés, les paragraphes suivants sont consacrés à la démarche suivie pour choisir les plaquettes (géométrie, nuance) utilisées.

2.1.2. Brise-copeaux

Dans la littérature, un nombre important de travaux consacrés à l'étude des CTS ont été réalisées avec des outils présentant des faces de coupe planes. Ceci se justifie par différentes raisons :

- Cette géométrie facilite les mesures topographiques : la face de coupe neuve étant plane, il est relativement aisé de mesurer une usure en cratère ou un dépôt d'origine inclusionnaire.
- Cette géométrie facilite le recours à une modélisation y compris analytique de la coupe. Peu de modèles prennent en compte la présence d'un brise-copeaux.
- Cette géométrie facilite les observations MEB et analyses EDS. En effet, la présence d'un brise-copeaux peut générer des effets d'ombrage. Ces effets d'ombrage limitent considérablement les possibilités d'observations MEB mais surtout d'analyses EDS. La Figure 47 illustre cet effet d'ombrage.

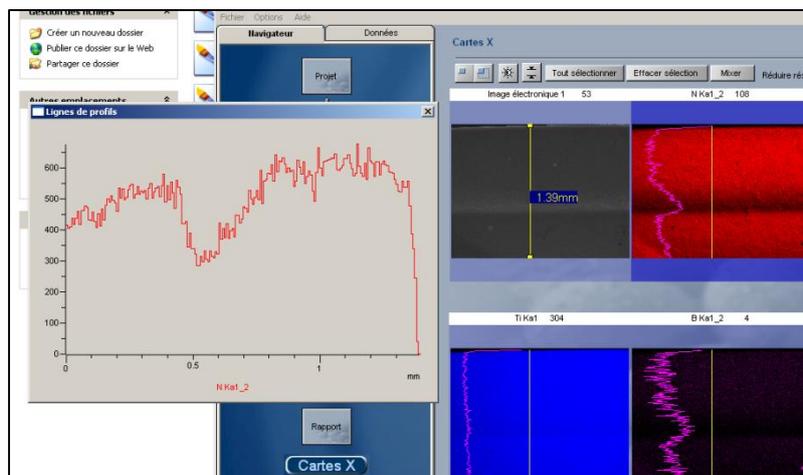


Figure 47 – Exemple d'ombrage provoqué par un brise-copeaux lors de l'analyse EDS d'une plaquette neuve.

Cependant, la plupart des plaquettes utilisées dans l'industrie sont munies d'un brise-copeaux. Les brise-copeaux présentent des géométries très variées

- D'un fabricant de plaquette à l'autre,
- Selon le type de matériau usiné,
- Selon la nature de l'opération (ébauche, semi-finition, finition).

Essig a étudié l'influence d'un brise-copeaux sur le contact outil / copeau (Essig, 2010). Ces travaux ont montré que les conditions de contact étaient drastiquement changées (Figure 48).

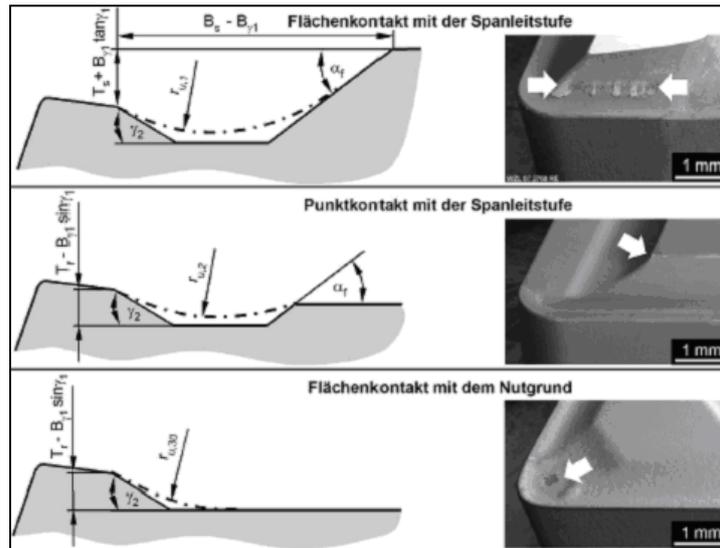


Figure 48 – Géométrie de différents types de brise-copeau (Essig, 2010).

Les observations faites par (Essig, 2010) montrent que la présence d'un brise-copeau peut générer un contact outil / copeau discontinu. On peut alors s'attendre à ce que les conditions thermomécaniques de contact soient différentes de celles rencontrées sur un outil à face de coupe plane.

2.1.3. Rayon d'arête

L'acuité d'arête est un paramètre sur lequel on peut difficilement influencer, à moins de fabriquer des outils à façon. L'acuité d'arête de la plupart des plaquettes carbure est généralement comprise entre 10 et 60 μm . Parmi les raisons expliquant cet intervalle dimensionnel, citons :

- Les arêtes de certaines plaquettes carbure sont rectifiées (avant revêtement éventuel) afin d'en améliorer leur acuité.
- Les arêtes d'autres plaquettes carbure sont au contraire rayonnées, dans le but d'en renforcer la tenue dans le temps.
- Le revêtement éventuel de la plaquette, dont l'épaisseur peut dépasser les 12 μm et augmente ainsi le rayon d'arête.

Messner a étudié l'influence du rayon d'arête sur les efforts de coupe lors d'opérations de coupe orthogonale. Il a pour cela fabriqué à façon et mis en œuvre des plaquettes ayant trois acuités d'arête différentes (10, 20, et 30 μm), comme le montre la Figure 49.

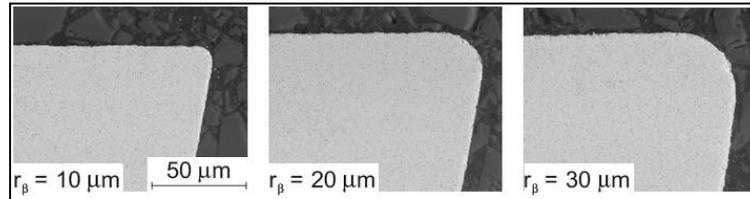


Figure 49 – Vue en coupe des différentes plaquettes utilisées par (Messner, 2006). Les arêtes de coupe ont été préparées par abrasion jusqu'à obtention du rayon désiré.

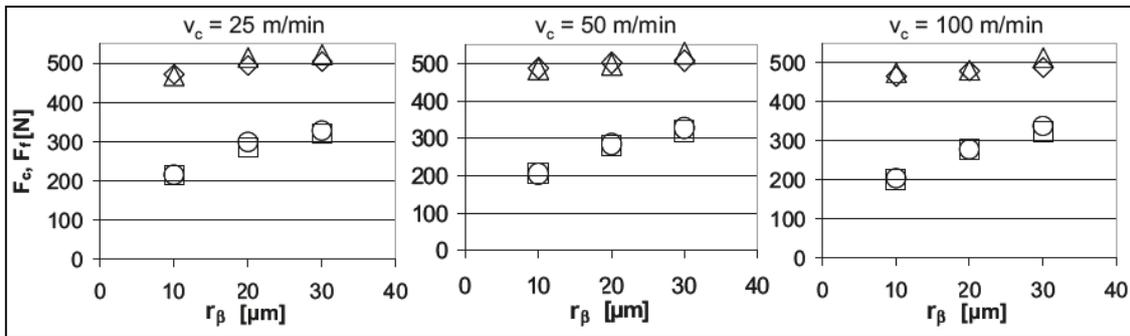


Figure 50 – Influence du rayon d'arête sur les efforts de coupe. D'après (Messner, 2006).

La Figure 50, présentant les efforts de coupe mesurés lors de ces expériences de coupe orthogonale, montre l'incidence du rayon d'arête. Les résultats présentés tendent à montrer qu'une meilleure acuité d'arête réduit l'effort d'avance, qui passe ainsi de plus de 300 N à environ 200 N. L'effort de coupe varie peu, même si on note également une légère diminution : de 500 N à environ 460 N. Les vitesses de coupe investiguées par l'auteur sont néanmoins assez faibles (25, 50 et 100 m.min⁻¹) pour des opérations de tournage.

Certains travaux vont encore plus loin dans l'analyse des liens entre la microgéométrie d'arête et les grandeurs induites par le procédé (efforts ou vitesse d'usure de l'outil ou intégrité de surface). En effet, la connaissance du seul rayon de raccordement face de coupe / face de dépouille ne suffit pas pour décrire la microgéométrie de l'arête. La littérature recense trois formes caractéristiques (Vasques, 2008). Ces différentes formes géométriques, corrélées à la géométrie d'un brise-copeaux, jouent un rôle sur l'écoulement du copeau, les sollicitations mécaniques et donc sur les conditions thermomécaniques aux interfaces outil / matière.

2.2. Matériaux des outils étudiés

Les aciers et notamment les aciers de construction mécanique sont au cœur de cette étude. Ils peuvent présenter, dans certaines conditions, des duretés supérieures à 45 HRC. Tel n'est pas notre cas. L'usinabilité des aciers est investiguée dans les conditions de livraison usuelles : barres laminées ou étirées. Les matériaux outils préconisés demeurent les aciers rapides et les carbures de tungstène mixtes ou les cermets. Les matériaux-outils sont hiérarchisés selon leur dureté (assimilable à la résistance à l'usure) et la résistance mécanique (assimilable à la capacité à résister aux contraintes induites par l'opération d'usinage). On utilise pour ce faire une « résistance à la rupture transverse ». Les matériaux outils sont par essence des matériaux fragiles dont les performances mécaniques ne

peuvent être déterminées de manière fiable par un essai de traction. On utilise préférentiellement un essai de flexion 3 points réalisé conformément à la norme ISO 3337. La Figure 51 classe la plupart des matériaux outils employés actuellement dans le domaine de l'usinage.

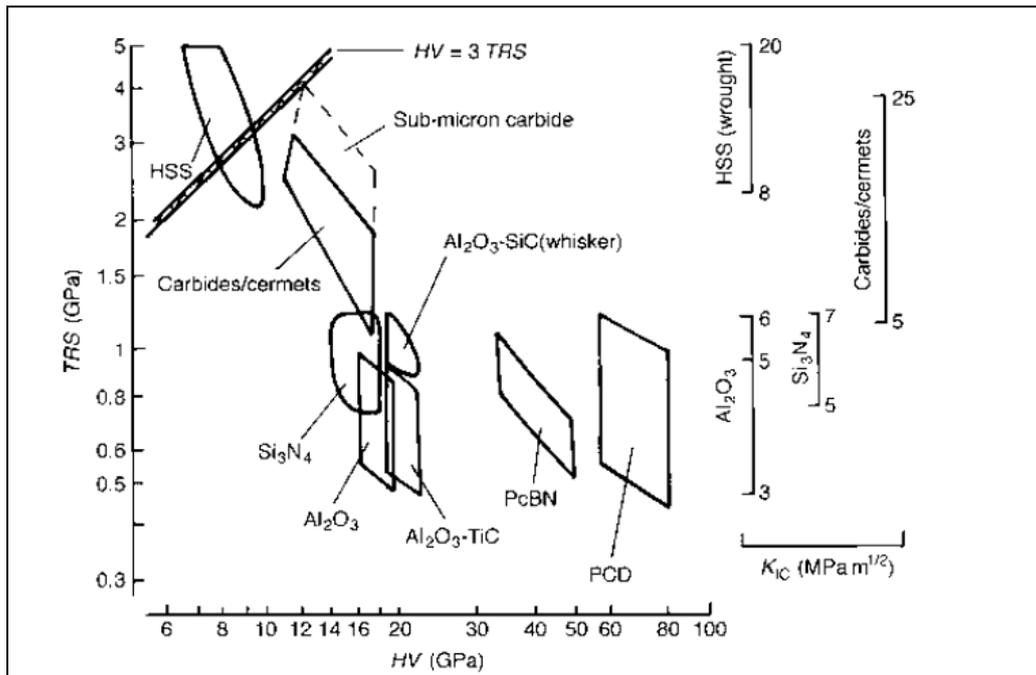


Figure 51 – Gammes indicatives de résistance à la flexion et de dureté des matériaux outils non revêtus à température ambiante (Childs, Maekawa, Obikawa, & Yamane, 2000).

2.2.1. Substrats

Nombre d'études mettent en avant l'influence du substrat de l'outil sur la formation des CTS. La tendance actuelle consiste à utiliser massivement des outils revêtus. Il faut cependant garder en mémoire que lorsque le revêtement finit par disparaître, la capacité du substrat à favoriser le transfert d'inclusions non métalliques sera déterminante dans le ralentissement des mécanismes d'usure de l'outil (Bittès, 1993; Brion, 1993). Les mécanismes métallurgiques d'amélioration de l'usinabilité se manifestent essentiellement par l'augmentation de la durée de vie des outils. Dans cette étude, les substrats favorisant la formation de CTS sont privilégiés.

2.2.2. Revêtements

Actuellement, une grande majorité des outils coupants destinés à l'usinage comprennent un ou plusieurs revêtements, comme le montre la Figure 52.

De nombreux auteurs s'accordent pour dire que les outils revêtus TiN offrent de très bonnes aptitudes à la formation de CTS lors de l'usinage des aciers (Brion, 1993; Katayama & Imai, 1990; Rупpi et al., 1998). Ils rapprochent généralement ces résultats des bonnes affinités chimiques entre le titane et les éléments composant les inclusions non métalliques des aciers. Ce type de revêtement a été choisi pour les essais de cette étude.

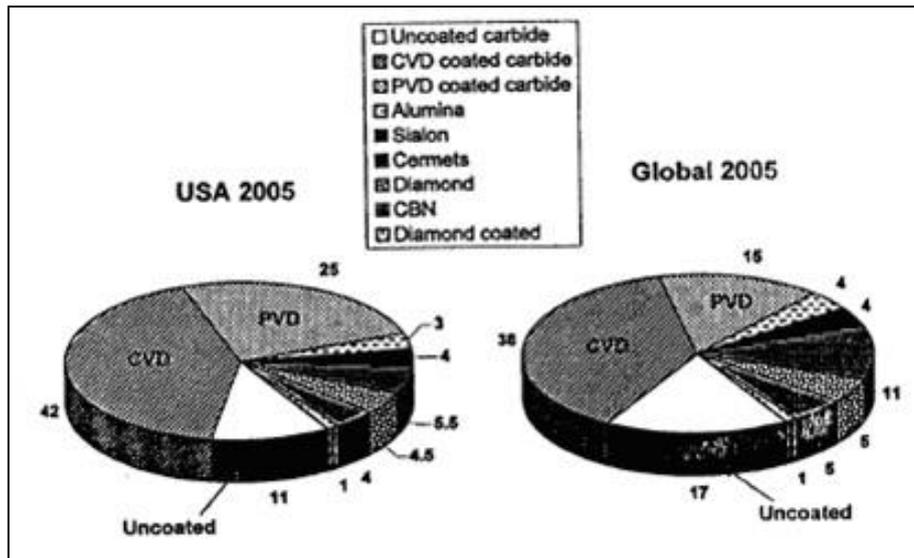


Figure 52 – Répartition attendue en 2005 sur les marchés U.S. et mondial des outils selon la nature de leur substrat (carbure, céramique, diamant, autre) s'ils ne sont pas revêtus et selon leur type de revêtement s'ils le sont. Ces chiffres font abstraction des outils en aciers rapides (Trent & Wright, 2000).

Si les revêtements de type TiN présentent l'avantage de favoriser la formation des CTS, ils présentent plusieurs inconvénients. En premier lieu, le revêtement TiN présente une dureté située entre 2100 et 2300 HV, ce qui est plus faible que les revêtements de type Al_2O_3 , TiCN et AlTiN, comme le montre le Tableau 24. Le revêtement TiN possède par ailleurs une mauvaise résistance à l'oxydation. Les fabricants de revêtements recommandent de limiter les températures de coupe à 600°C avec les outils revêtus TiN⁴. Lors de l'usinage des aciers à hautes caractéristiques, cette limite est fréquemment dépassée notamment lors de l'usinage à sec. Des solutions alternatives sont proposées, le Tableau 24 donne quelques exemples de revêtements les plus adaptés à l'usinage en tournage d'aciers aux caractéristiques mécaniques croissantes. Les revêtements sont classés par ordre de performances décroissantes (durée de vie de l'outil). Le nitrure de titane monocouche apparaît être la solution la moins efficace. Il est supplanté par des revêtements de type carbonitrure de titane (TiCN) ou alumino-nitrure de titane (TiAlN), par exemple.

⁴ <http://www.oerlikonbalzerscoating.com> consulté le 01/12/2014

Tableau 24 – Préconisations revêtements OERLIKON COATINGS en tournage.

		Acier non allié	Acier Rm < 1000 N/mm²	Acier Rm > 1000 N/mm²	Acier 45-56 HRC
Finition	Plaquette carbure	AlCrN mono TiAlN nano TiN mono	AlCrN mono TiAlN nano	AlTiN mono TiAlN nano TiCN mono	AlTiN mono TiAlN nano
Semi-finition	Plaquette carbure	AlCrN mono TiAlN nano TiN mono	AlCrN mono TiAlN nano	AlTiN mono TiAlN nano	AlTiN mono
Ebauche	Plaquette carbure	AlCrN mono TiAlN nano	AlCrN mono TiAlN nano	AlTiN mono TiAlN nano	AlTiN mono

Une nuance d’outil particulièrement préconisée pour l’usinage à sec et permettant d’atteindre de grandes vitesses de coupe, a été choisie pour l’usinage des aciers de décolletage. Le but recherché ici est de qualifier le comportement des matériaux d’outil (tant par le substrat que par le revêtement). L’aptitude du revêtement TiN à favoriser la formation de CTS a ainsi d’abord été étudiée. Puis, un autre revêtement de type AlTiSiN a été choisi. Il est préconisé pour les opérations d’usinage à sec, et il présente une meilleure résistance à l’oxydation à haute température que le TiN.

2.3. Outils retenus

Au final, nous avons retenu trois plaquettes distinctes (Figure 53) :

- La plaquette TPUN 160304 CTC1135 de CERATIZIT,
- La plaquette TPMR 160304 CTC1135 de CERATIZIT,
- La plaquette TPGN 160304 KCU10 de KENNAMETAL.



Figure 53 – Plaquettes TPUN, TPMR et TPGN retenues pour les essais.

- **Plaquette TPUN 160304 CTC1135 de CERATIZIT**

La plaquette TPUN 160304 EN CTC1135 de CERATIZIT a été retenue comme principal choix pour caractériser l'apparition de CTS lors de l'usinage de l'acier de construction C35 à oxydes contrôlés. Le substrat est de type P35, sa composition correspond à 83 % de carbure de tungstène WC, 9,6 % de Cobalt Co, et 7,4 % de carbures mixtes. Les grains présentent une grosseur moyenne comprise entre 1 et 2 μm . La plaquette est revêtue d'un revêtement multicouche CVD épais de 12 μm ⁵, très riche en titane, élément décrit à de nombreuses reprises dans la littérature comme favorisant l'apparition de CTS (Brion, 1993). La composition du revêtement est (depuis le substrat) : Ti(C,N)-Ti(C,N)-TiN-Ti(N,B)-Ti(C,N)-TiN.



Figure 54 – Détail du revêtement multicouche de la nuance CTC1135 de CERATIZIT.

Un microscope à variation focale ALICONA InfiniteFocus SL a été utilisé pour mesurer certains paramètres géométriques de la plaquette. Le rayon d'arête moyen vaut approximativement 54 μm . La valeur de rayon d'arête s'explique en partie par l'épaisseur du revêtement (12 μm). L'angle de taillant moyen vaut environ 78°.

- **Plaquette TPMR 160304 CTC1135 de CERATIZIT**

Nous avons cherché à connaître l'influence qu'aurait un brise-copeaux sur les CTS. Il a donc été décidé de comparer deux types de plaquettes dont la seule différence devait être la présence d'un brise-copeaux en face de coupe pour l'une d'elles.

Le choix de la plaquette TPMR 160304 CTC1135 de CERATIZIT a été motivé par la géométrie du brise-copeaux : ce dernier présente en effet une géométrie régulière sur une vaste partie de l'arête de coupe, sauf au niveau du bec de la plaquette, comme on peut le voir sur la Figure 53. Par ailleurs cette plaquette présente la même nuance de carbure et le même revêtement que la plaquette TPUN.

Des essais préalables ont montré qu'il serait très délicat d'effectuer des analyses des CTS à la sonde EDS et microtopographie sur les plaquettes TPMR. Ces plaquettes ont donc été utilisées pour effectuer des comparaisons, en termes d'efforts de coupe, avec les plaquettes à face de coupe plane.

⁵ <http://www.ceratizit.com/> consulté le 01/12/2014

- **Plaquette TPGN 160304 KCU10 de KENNAMETAL**

La plaquette TPGN 160304 KCU10 de KENNAMETAL a été retenue pour sa nuance de type P10 présentant une meilleure résistance à haute température que la nuance de type P35 de la plaquette mise en œuvre auparavant. Cette meilleure résistance à haute température permet d'atteindre des vitesses de coupe supérieures. La plaquette présente un revêtement d'une épaisseur de 2 μm et composé de deux couches obtenues par procédé PVD. Ce type de revêtement est relativement récent (Bouzakis et al., 2012). La première couche est une couche d'AlTiSiN, située par-dessus une deuxième couche d'AlTiN qui fait donc l'interface avec le substrat. La présence de deux couches limite la propagation de fissures. D'après KENNAMETAL, ce revêtement convient particulièrement à l'usinage à sec des aciers de décolletage. La capacité de ce type de ce revêtement à former des CTS en face de coupe a donc été évaluée.

Le rayon d'arête moyen de la plaquette vaut approximativement 16 μm , ce qui est faible par rapport aux 54 μm de rayon d'arête de la plaquette TPUN 160304 CTC1135 de CERATIZIT. Cette très bonne acuité d'arête s'explique en partie par la faible épaisseur du revêtement (2 μm seulement) mais également par le fait que ces plaquettes sont rectifiées avant de procéder au revêtement. L'angle de taillant moyen vaut environ 79°.

- **Synthèse des plaquettes mises en œuvre**

Les principales caractéristiques des plaquettes retenues sont résumées dans le Tableau 25.

Tableau 25 – Synthèse des outils retenus.

Plaquette	Substrat	Revêtement(s)	Rayon d'arête	Angle de taillant
TPUN 160304 CTC1135 de CERATIZIT	De type P35 83 % WC, 9,6 % Co	Multicouche de 12 μm Ti(C,N)-Ti(C,N)-TiN- Ti(N,B)-Ti(C,N)-TiN	54 μm	78°
TPMR 160304 CTC1135 de CERATIZIT (avec brise-copeaux)	De type P35 83 % WC, 9,6 % Co	Multicouche de 12 μm Ti(C,N)-Ti(C,N)-TiN- Ti(N,B)-Ti(C,N)-TiN	50 μm	72°
TPGN 160304 KCU10 de KENNAMETAL	De type P10	Multicouche de 2 μm AlTiN-AlTiSiN	16 μm	79°

3. ESSAIS DE DETERMINATION TECHNOLOGIQUE DES CONDITIONS DE COUPE

Dans un premier temps, le domaine de fonctionnement des couples outil / matière a été investigué. Les conditions opératoires mises en évidence lors de ces essais ont été ensuite utilisées pour les essais de formation des CTS mais également pour ceux avec mesure de température par thermographie infrarouge.

L'opération utilisée était le chariotage. Différents points de fonctionnement ont été testés. Les efforts de coupe ont été mesurés, et les copeaux collectés. Le but de ces essais était avant tout de garantir la fragmentation du copeau et d'identifier la vitesse de coupe minimale. La profondeur de passe était arbitrairement fixée à 3 mm pour être dans une configuration de coupe semi-orthogonale (avec une profondeur de passe nettement supérieure au rayon de bec). Les essais ont été réalisés sur un tour à commande numérique SOMAB TRANSMAB 450.

Les couples outil / matière testés sont synthétisés dans le Tableau 26.

Tableau 26 – Couples outil / matière testés.

	TPUN 160304 CTC1135	TPMR 160304 CTC1135
C35 référence		
C35 à oxydes contrôlés		
44SMn28		
Usimax D950		

3.1. Conditions opératoires et fragmentation des copeaux

Pour chacun des couples outil / matière testés, les copeaux ont été collectés. Les diagrammes brise-copeaux obtenus figurent en annexe. Les conditions opératoires testées diffèrent suivant le couple outil / matière abordé. Les tableaux suivants synthétisent les conditions opératoires testées.

Les résultats sont codifiés par un code de couleur :

- En vert : copeaux acceptables,
- En rouge : copeaux non acceptables,
- En orange : copeaux moyennement acceptables.

- **Aciers de construction mécanique**

- Plaquette TPUN

Tableau 27 – Conditions opératoires testées pour le couple {TPUN + C35 référence}.

ap = 3 mm		f (mm.tr ⁻¹)				
		0,1	0,2	0,3	0,4	0,5
Vc (m.min ⁻¹)	350					
	300					
	250					
	200					
	150					
	100					
	50					

Tableau 28 – Conditions opératoires testées pour le couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}.

ap = 3 mm		f (mm.tr ⁻¹)				
		0,1	0,2	0,3	0,4	0,5
Vc (m.min ⁻¹)	350					
	300					
	250					
	200					
	150					
	100					
	50					

Les copeaux résultant des essais réalisés avec ce type de plaquette apparaissent bien souvent non fragmentés. Ainsi à 200 m.min⁻¹, il faut une avance supérieure à 0,4 mm.tr⁻¹ pour fragmenter les copeaux correctement.

- Plaquette TPMR

Tableau 29 – Conditions opératoires testées pour le couple {TPMR + C35 référence}.

ap = 3 mm		f (mm.tr ⁻¹)				
		0,1	0,2	0,3	0,4	0,5
Vc (m.min ⁻¹)	350					
	300					
	250					
	200					
	150					
	100					
	50					

Tableau 30 – Conditions opératoires testées pour le couple {TPMR + C35 à oxydes contrôlés}.

ap = 3 mm		f (mm.tr ⁻¹)				
		0,1	0,2	0,3	0,4	0,5
Vc (m.min ⁻¹)	350					
	300					
	250					
	200					
	150					
	100					
	50					

Sans grande surprise, les copeaux produits par cette plaquette sont plus fragmentés. Plus particulièrement, on constate que :

- Les copeaux formés sont plus courts, preuve de l'efficacité du brise-copeaux,
- Le domaine des vitesses de coupe (pour f = 0,4 mm.tr⁻¹) est étendu à de plus grandes vitesses de coupe : les copeaux apparaissent ici bien fragmentés à 300 m.min⁻¹ et ne sont pas filants à 350 m.min⁻¹,
- Le domaine des avances utilisables à 200 m.min⁻¹ s'étend vers de plus faibles avances : les copeaux sont maintenant bien fragmentés dès 0,2 mm.tr⁻¹.

Les deux aciers C35 (référence et à oxydes contrôlés) présentent sensiblement le même comportement lors de leur usinage avec les plaquettes TPUN et TPMR. La différence de populations d'oxydes entre les deux C35 investigués ne semble donc pas changer la formation des copeaux.

- **Aciers de décolletage**
 - Plaquette TPUN

Tableau 31 – Conditions opératoires testées pour le couple {TPUN + 44SMn28}.

ap = 2 mm		f (mm.tr ⁻¹)						
		0,1	0,15	0,2	0,25	0,3	0,35	0,4
Vc (m.min ⁻¹)	450							
	400							
	350							
	300							
	250							
	200							
	150							
	100							
	50							

f = 0,3 mm.tr ⁻¹	ap (mm)						
	0,25	0,5	1	1,5	2	2,5	3
Vc = 150 m.min ⁻¹							

Tableau 32 – Conditions opératoires testées pour le couple {TPUN + Usimax D950}.

ap = 2 mm		f (mm.tr ⁻¹)						
		0,1	0,15	0,2	0,25	0,3	0,35	0,4
Vc (m.min ⁻¹)	450							
	400							
	350							
	300							
	250							
	200							
	150							
	100							
	50							

f = 0,3 mm.tr ⁻¹	ap (mm)						
	0,25	0,5	1	1,5	2	2,5	3
Vc = 150 m.min ⁻¹							

On constate globalement une très bonne fragmentation du copeau lors des opérations de chariotage, et ce pour la plupart des conditions opératoires choisies. Ceci est principalement dû à la forte teneur en soufre présente dans ces aciers. La nuance Usimax D950 présente cependant une meilleure fragmentation du copeau à basse vitesse de coupe. Les raisons de cette meilleure fragmentation des copeaux sont vraisemblablement à associer à la plus forte teneur en soufre de l'Usimax D950 (0,3 %) comparée à celle du 44SMn28 (0,235 %).

- Plaquette TPMR

Tableau 33 – Conditions opératoires testées pour le couple {TPMR + 44SMn28}.

ap = 2 mm		f (mm.tr ⁻¹)						
		0,1	0,15	0,2	0,25	0,3	0,35	0,4
Vc (m.min ⁻¹)	450							
	400							
	350							
	300							
	250							
	200							
	150							
	100							
	50							

f = 0,3 mm.tr ⁻¹	ap (mm)						
	0,25	0,5	1	1,5	2	2,5	3
Vc = 150 m.min ⁻¹							

Tableau 34 – Conditions opératoires testées pour le couple {TPMR + Usimax D950}.

ap = 2 mm		f (mm.tr ⁻¹)						
		0,1	0,15	0,2	0,25	0,3	0,35	0,4
Vc (m.min ⁻¹)	450							
	400							
	350							
	300							
	250							
	200							
	150							
	100							
	50							

f = 0,3 mm.tr ⁻¹	ap (mm)						
	0,25	0,5	1	1,5	2	2,5	3
Vc = 150 m.min ⁻¹							

D'une manière générale, l'emploi de la plaquette TPMR permet d'étendre la plage des conditions opératoires pour lesquelles les copeaux sont bien fragmentés. L'amélioration reste toutefois relative car la fragmentation des copeaux était déjà très bonne sur une vaste plage de conditions opératoires.

3.2. Efforts de coupe

Les efforts de coupe ont été mesurés lors des opérations de chariotage. La chaîne de mesure des efforts comprenait :

- Une platine dynamométrique de marque KISTLER, modèle 9121,
- Un amplificateur de charges de marque KISTLER, modèle 5019B140,
- Une carte d'acquisition et un bornier NATIONAL INSTRUMENT PCI6040E + BNC2110.

L'acquisition sur ordinateur était assurée par le logiciel LabView. La figure ci-dessous donne l'allure typique de l'acquisition des efforts de coupe.

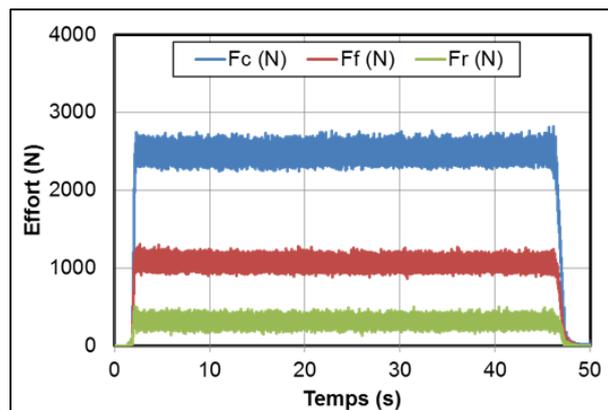


Figure 55 – Exemple d'acquisition d'efforts de coupe. {TPMR + C35 à oxydes contrôlés}
 $V_c = 100 \text{ m.min}^{-1}$ - $f = 0,4 \text{ mm.tr}^{-1}$ - $ap = 3 \text{ mm}$.

Les résultats des mesures d'efforts sont ensuite utilisés pour calculer les efforts spécifiques de coupe k_C et d'avance k_F . Les relations utilisées communément sont :

$$k_C = \frac{F_C}{A_D} \quad k_F = \frac{F_F}{A_D} \quad \text{avec } A_D = \text{section du copeau} = f \times ap \quad (1)$$

La norme sur le Couple Outil Matière (AFNOR, 1997) précise que l'on constate usuellement une diminution de l'effort spécifique de coupe avec la vitesse de coupe. La norme précise que cette diminution est plus ou moins brutale selon le couple outil / matière considéré. On choisit la vitesse de coupe minimale à partir de la valeur maximale autorisée pour l'effort spécifique de coupe k_C . Faute de critère clairement défini, le choix de cette vitesse de coupe minimale demeure subjectif. En cas de diminution non significative de k_C , la norme recommande de s'appuyer sur l'état de surface produit par l'outil.

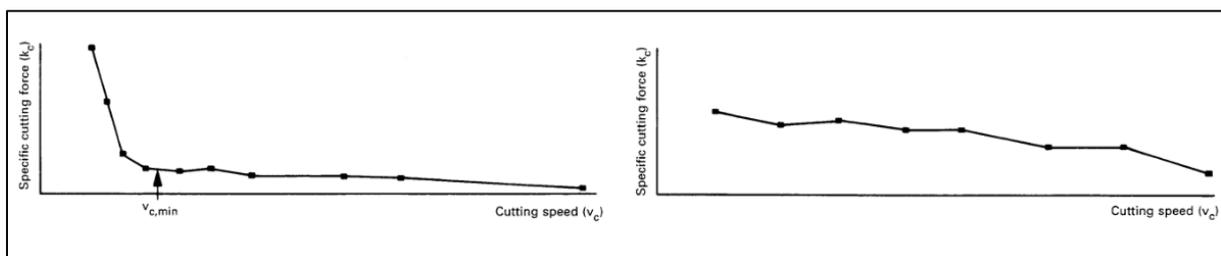
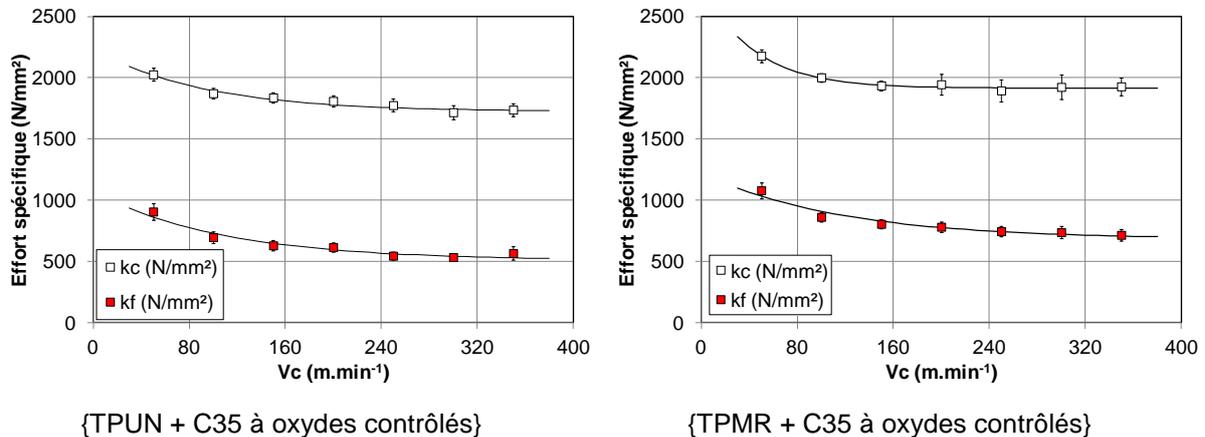


Figure 56 – Evolution attendue de k_C en fonction de V_c (AFNOR, 1997).

- **Aciers de construction mécanique**

La profondeur de passe a_p était fixée à 3 mm, l'avance par tour f à 0,4 mm.tr⁻¹. Cette avance a été retenue car elle garantit une bonne fragmentation des copeaux. Les variations de k_c et k_f en fonction de la vitesse de coupe sont données à la Figure 57, pour les deux catégories de plaquettes, TPUN et TPMR.



**Figure 57 – Comparaison de l'évolution des k_c et k_f selon V_c .
 $f = 0,4 \text{ mm.tr}^{-1}$ et $a_p = 3 \text{ mm}$.**

On constate plusieurs différences :

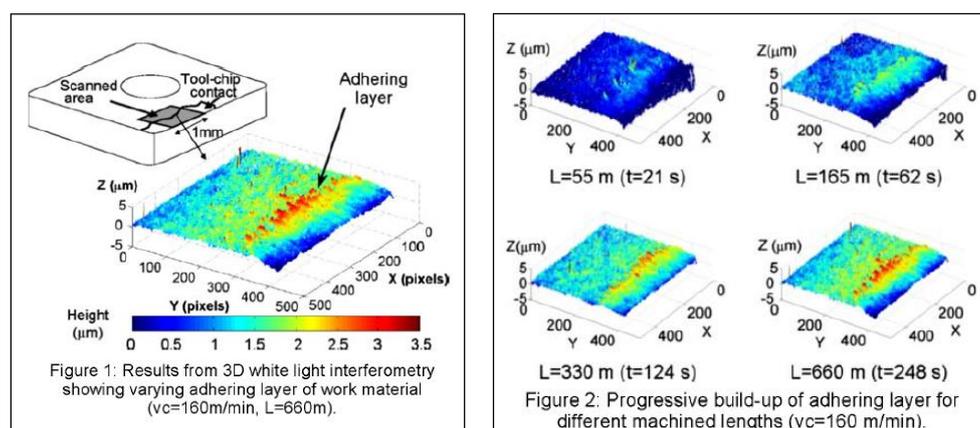
- De manière générale, il apparaît que les efforts spécifiques de coupe sont plus importants avec la plaquette TPMR que pour la plaquette TPUN. A mêmes conditions opératoires, la puissance est donc plus importante. La longueur de contact est également plus faible (le brise-copeaux contraint davantage le copeau favorisant sa fragmentation). Il en résulte que les contraintes exercées par le copeau sur la face de coupe de l'outil sont plus sévères.
- Par ailleurs, les efforts spécifiques de coupe k_c se stabilisent entre 100 et 150 m.min⁻¹ pour la plaquette TPMR tandis que la décroissance se poursuit pour des vitesses de coupe plus importantes avec la plaquette TPUN. Il est illusoire de penser que la vitesse de coupe minimale est plus importante avec la plaquette TPUN. Les substrats sont identiques. La durée de vie est similaire pour un même point de fonctionnement et ce quelle que soit la plaquette considérée. La nuance équivalente de la plaquette est un P35. Sa durée de vie pour une vitesse de coupe de 300 m.min⁻¹, une avance de 0,4 mm.tr⁻¹ et une profondeur de passe de 3 mm ne dépasse vraisemblablement pas 5 min.
- L'effort spécifique d'avance montre la même hiérarchisation : il est supérieur lorsqu'on utilise la plaquette TPMR. En revanche, on ne constate pas de stabilisation de cet effort spécifique avec la vitesse de coupe.

4. FORMATION DES CTS

Les différentes études trouvées dans la littérature traitant des CTS ont déjà permis d'apporter certaines connaissances, à différentes échelles, sur les mécanismes conduisant à la formation des CTS en face de coupe. Ces travaux nous ont conduits à vouloir étudier les CTS à l'échelle mésoscopique. Nous avons également cherché à connaître les conditions nécessaires à la formation de ces dépôts. En particulier, nous avons cherché à savoir où sur l'outil et dans quelles mesures se forment les CTS. Les travaux menés ont également porté sur la vitesse de formation des CTS : nous avons cherché à quantifier, selon les conditions opératoires, le temps de coupe nécessaire ou plutôt « la longueur de copeau vue par l'outil » nécessaire à l'établissement d'une CTS.

La littérature indique à ce sujet que les sulfures de manganèse (MnS) semblent être le principal constituant des CTS, notamment pour les aciers de décolletage, où les MnS représentent la majorité des inclusions non métalliques contenues dans l'acier. Les aciers investigués dans cette étude présentent des teneurs en soufre élevées pour les aciers de décolletage (0,235 % et 0,299 %), mais près de 10 fois plus faibles pour les aciers de construction mécanique. L'étude menée a donc aussi pour but d'explicitier les différences entre des CTS formées lors de l'usinage d'aciers de construction mécanique, ou formées lors de l'usinage d'aciers de décolletage.

Les travaux antérieurs montrent l'importance de la longueur usinée sur la formation des CTS en face de coupe (Brion, 1993; M'Saoubi & Chandrasekaran, 2005; Pálmai, 1974, 1976; Wicher & Pape, 1967b) ; la Figure 60 l'illustre parfaitement. En effet, la longueur usinée conditionne le nombre d'inclusions non métalliques mises à jour par l'arête de l'outil et donc susceptibles de se déposer indifféremment en face de coupe ou en face de dépouille. La Figure 60 montre clairement l'augmentation voire même la stabilisation de la hauteur du dépôt en face de coupe au fur et à mesure du déroulement de l'opération d'usinage. Ici les conditions opératoires sont constantes. Les longueurs usinées sont des multiples de 55 m sans doute considérée comme une longueur de base.



**Figure 60 – Observation micro topographique de CTS en face de coupe
{SCMWM25 revêtu TiN+Al₂O₃+Ti(C,N) +X3 Cr Ni Mo17 11 02}
(M'Saoubi & Chandrasekaran, 2005).**

En première approximation, le contact outil / copeau peut être décrit par le schéma suivant, Figure 61.

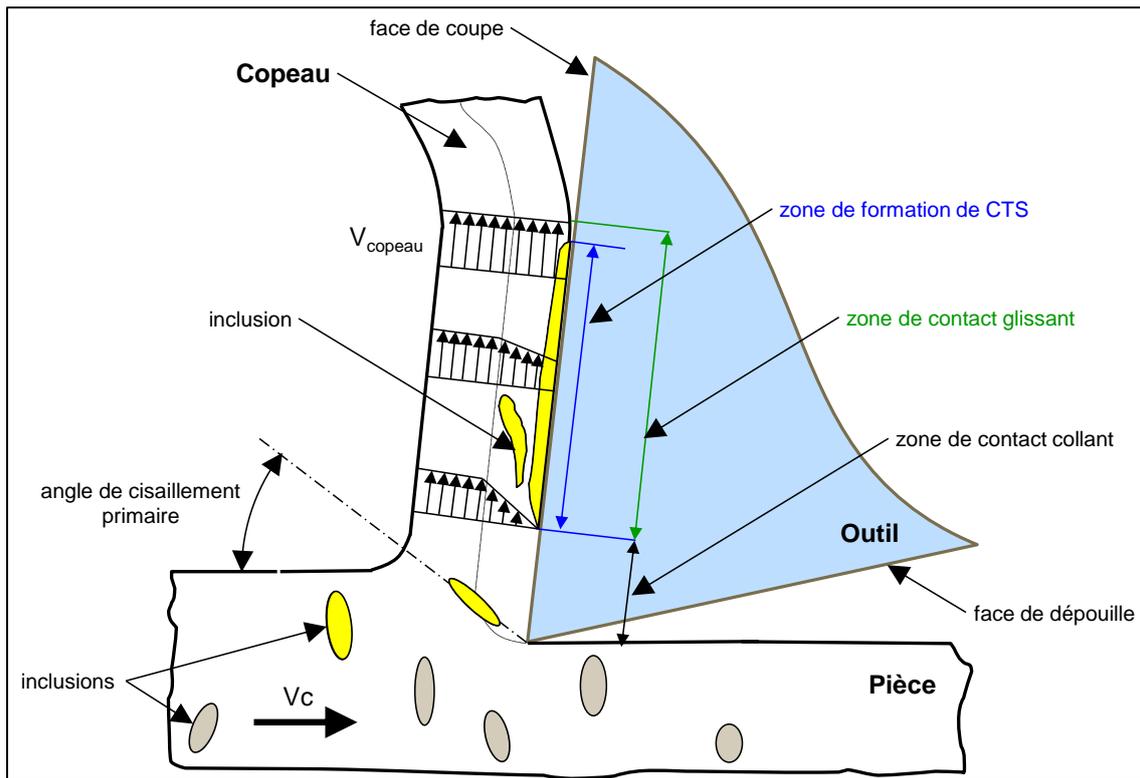


Figure 61 – Mécanismes de formations de CTS d'après (Pálmai, 1976).

Le modèle proposé par Palmai distingue deux parties dans l'épaisseur du copeau :

- Une première partie représentant entre 90 et 95 % de l'épaisseur totale du copeau selon la littérature (Brion, 1993). Elle ne subit que la déformation correspondant à la traversée de la zone de cisaillement primaire.
- Une seconde partie représentant entre 5 et 10% de l'épaisseur du copeau. Elle subit deux cisaillements consécutifs : lors de son passage au travers des zones de cisaillement primaire et secondaire, cette dernière résultant du frottement du copeau sur la face de coupe de l'outil.

Notre étude se focalise exclusivement sur les CTS apparaissant en face de coupe de l'outil. Des études antérieures tendent à montrer que l'écoulement plastique (« Flow zone ») inhérent à la zone de cisaillement secondaire est la source privilégiée des inclusions non métalliques transférées sur l'outil pour former les CTS.

4.1. Campagne expérimentale

• Conditions de coupe

La formation de CTS en face de coupe a été investiguée pour 3 des 4 aciers étudiés : il s'agit du C35 à oxydes contrôlés, du 44SMn28 et de l'Usimax D950. Des essais antérieurs mettent en exergue le fait que le C35 référence ne permet pas la formation de CTS en face de coupe de l'outil lors d'opérations de chariotage.

Les outils retenus pour mener cette étude de formation de CTS sont les mêmes que ceux utilisés précédemment. L'ensemble des couples outil / matière n'a cependant pas été testé ; le Tableau 35 présente ceux qui l'ont été.

Tableau 35 – Couples outil / matériau investigués lors des expériences de formation de CTS.

Outils testés	Aciers investigués		
	C35 à oxyde contrôlés	44SMn28	Usimax D950
CERATIZIT TPUN 160304 CTC1135			
CERATIZIT TPMR 160304 CTC1135			
KENNAMETAL TPGN 160304 KCU10			

L'étude de la formation des CTS en face de coupe s'est déclinée suivant la prise en considération de deux facteurs : la vitesse de coupe et la longueur de copeaux développée. Des opérations de chariotage dont la vitesse de coupe et la longueur usinée variaient ont été entreprises.

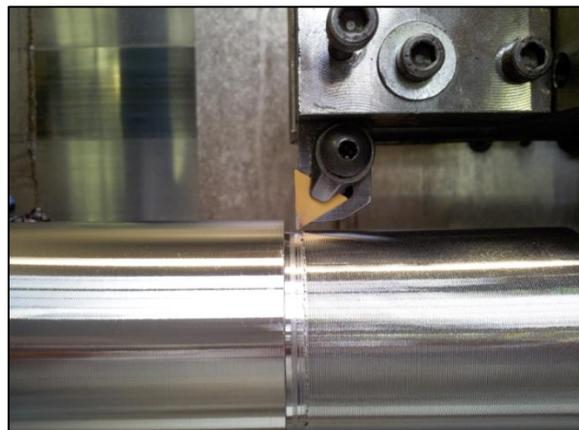


Figure 62 - Configuration d'usinage retenue pour les opérations de formation des CTS.

Les conditions de chariotage correspondaient à la coupe semi-orthogonale. Ce choix se justifie par la volonté de vouloir s'affranchir le plus possible de l'influence du bec de la plaquette sur la formation du copeau lors des essais. Cette volonté s'est traduite par deux choix :

- Le choix d'un rayon de bec petit (0,4 mm) pour les trois types de plaquettes mises en œuvre,
- Le choix d'une profondeur de passe importante : $a_p = 3$ mm.

Le choix de l'avance par tour a été fait selon les résultats des essais de détermination technologique des conditions de coupe. Une avance par tour de $0,4 \text{ mm.tr}^{-1}$ s'est ainsi avérée nécessaire pour fragmenter les copeaux lors des essais d'usinage du C35 à oxydes contrôlés. Une avance de $0,3 \text{ mm.tr}^{-1}$ a été retenue pour l'usinage des aciers de décolletage.

Quatre vitesses de coupes ont été testées pour chacun des couples outil / matière. Ces vitesses de coupe ont été choisies en fonction des résultats des essais de détermination technologique effectués auparavant qui prennent donc en considération les capacités des outils.

La littérature montre que les CTS existent dans un domaine de conditions opératoires bien précises pour chaque couple outil / matière (Bittès, 1993; Brion, 1993; Wicher & Pape, 1967b). Les auteurs fixent généralement la profondeur de passe et l'avance par tour pour ne faire varier que la vitesse de coupe, comme on peut le voir Figure 63. Cette figure présente les résultats relatifs à des CTS formées durant l'usinage d'aciers de type C45 désoxydés de différentes manières. Le désoxydant « spécial » désigne le composé CaAlFeSi ; les mesures ont été effectuées après un temps de coupe de 5 min.

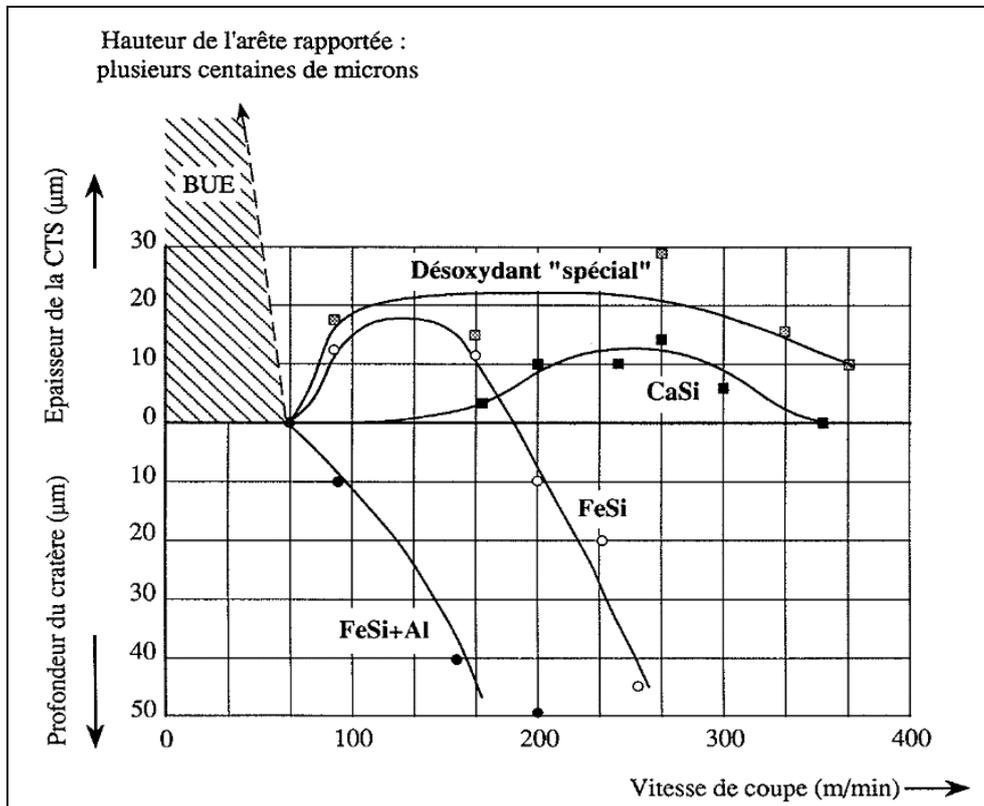


Figure 63 – Influence de la vitesse de coupe sur la formation de CTS {outil carbure brasé P20 + C45} (Brion, 1993), adapté de(Wicher & Pape, 1967b).

On constate que suivant le traitement pratiqué lors de la phase d'élaboration en poche de l'acier :

- L'outil présente une cratérisation (pour les FeSi + Al, et FeSi), ou bien
- L'outil présente des dépôts résultant du transfert d'inclusions non-métalliques (pour le CaSi et CaAlFeSi).

Des résultats comparables ont été obtenus par (Pálmai, 1974).

Les valeurs des conditions opératoires retenues sont résumées dans le Tableau 36. Au final comme on peut le voir, les vitesses de coupe retenues dépendent de la catégorie de l'acier (acier de construction mécanique ou acier de décolletage), mais sont également choisies en fonction des performances de la plaquette en termes de nuance et de géométrie.

Tableau 36 – Vitesses de coupe retenues selon les couples outil / matériau testés.

	C35 à oxydes contrôlés	44SMn28	Usimax D950
ap (mm)	3	3	3
f (mm.tr ⁻¹)	0,4	0,3	0,3
Vc retenues (m.min ⁻¹)			
TPUN 160304 CTC1135	100 ,150 ,200 ,250	100, 200	100, 200
TPMR 160304 CTC1135	100 ,150 ,200 ,250	100, 200, 300, 400	100, 200, 300, 400
TPGN 160304 KCU10		100, 200, 300, 400	100, 200, 300, 400

- **Longueur de copeaux développée**

Désirant étudier l'apparition des CTS lors de l'usinage à partir de plaquettes neuves, plusieurs longueurs de copeaux développées ont été choisies. La littérature nous indique que la longueur de copeaux développée nécessaire à l'établissement de CTS en face de coupe de l'outil dépend des conditions opératoires (notamment de la vitesse de coupe), de l'acier usiné (notamment de sa teneur en soufre) et du matériau de l'outil (Bittès, 1993; Brion, 1993; M'Saoubi & Chandrasekaran, 2005). Il est difficile dans ces conditions de prédire quelle longueur de copeaux développée sera nécessaire à l'établissement d'une CTS stable. Les aciers de décolletage présentent une teneur en soufre environ dix fois supérieure à celle du C35 à oxydes contrôlés. Par conséquent, les longueurs retenues diffèrent selon la nature de l'acier usiné (acier de construction mécanique ou acier de décolletage). Une longueur de copeaux développée maximale de 200 m a été choisie pour les aciers de décolletage et de 300 m pour les aciers de construction mécanique. A partir des résultats obtenus avec ces premiers essais, des valeurs intermédiaires de longueurs de copeaux développées ont été définies. Au final, les longueurs de copeaux développées retenues sont résumées dans le Tableau 37. Après essai, chaque plaquette était placée dans un dessiccateur dans le but de limiter au maximum tout risque d'oxydation ou de dégradation des CTS.

Tableau 37 – Longueurs de copeaux développées Lc (m) retenues selon les couples outil / matériau testés.

Lc retenues (m)			
	C35 à oxydes contrôlés	44SMn28	Usimax D950
TPUN 160304 CTC1135	50,100, 200 ,300	1, 10, 200	1, 10, 200
TPMR 160304 CTC1135	50,100 ,200 ,300	1, 10, 200	1, 10, 200
TPGN 160304 KCU10		1, 3, 10, 30, 200	1, 3, 10, 30, 200

4.2. Analyse des efforts de coupe lors de l'usinage

Les efforts de coupe ont été mesurés durant tous les essais de tournage.

- **Acier C35 à oxydes contrôlés**

Les efforts de coupe mesurés durant les essais de formation de CTS réalisés avec les plaquettes TPUN montrent une décroissance progressive des efforts de coupe F_c et des efforts d'avance F_f lors des premiers mètres de copeaux pour atteindre ensuite un palier de stabilisation. La Figure 64 donne un exemple d'une telle progression pour F_c et F_f .

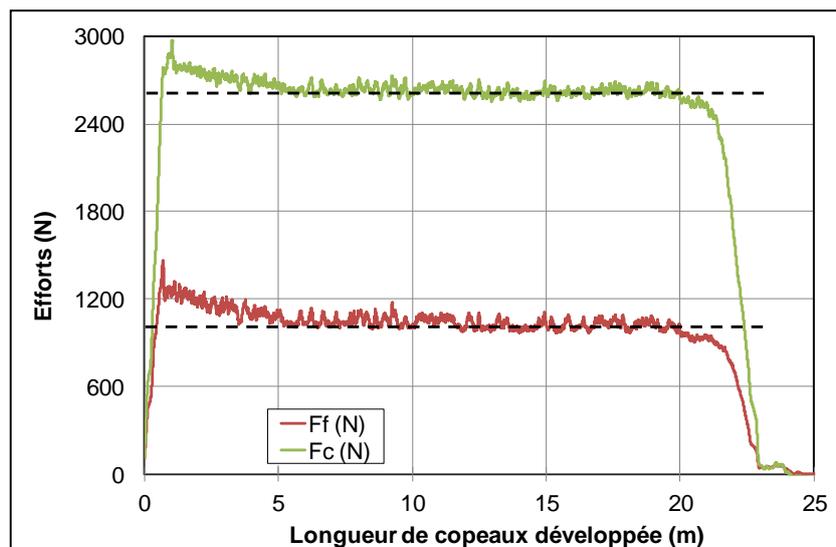


Figure 64 – Exemple de décroissance des efforts de coupe constatée en début d'usinage.

Ce type de décroissance des efforts de coupe lors des premiers mètres usinés apparaît de manière plus ou moins marquée selon la vitesse de coupe, lorsque la plaquette est neuve et principalement lors de la première passe. Lors d'autres passes, le phénomène est quelques fois encore observable, mais de manière beaucoup moins marquée. L'étude des efforts de coupe a montré que selon la vitesse de coupe, cette diminution pouvait s'étendre sur une longueur de copeaux développée de 40 m. Plusieurs auteurs ont constaté des changements d'efforts de coupe lors de l'usinage en présence de couches de transfert à l'interface outil / copeau. Bittès (1993) a réalisé des mesures d'efforts de coupe lors de l'usinage de deux aciers 42CrMo4 U, l'un « standard » et l'autre à usinabilité améliorée, dénommé « Vitac 2000 » et présentant une teneur en soufre comparable à l'acier standard. L'acier V2000 usiné par Bittès se distingue du 42CrMo4 standard uniquement par un traitement d'amélioration de l'usinabilité (changeant les populations d'oxydes) mais les deux matériaux présentent tous deux des caractéristiques mécaniques similaires. Bittès ne présente que des valeurs moyennes des efforts de coupe et d'avance mesurées sur 20 secondes d'usinage. Celles-ci montrent des différences mais l'interprétation demeure difficile. Ces données présentent surtout le désavantage de ne pas tenir compte de la cinétique de formation de la CTS (si cette dernière apparaît). Aucune mention n'est faite quant à la répétabilité de l'essai. Les tendances sont surtout difficiles à percevoir avec seulement deux vitesses de coupe testées.

(Grolleau, 1996) a observé des phénomènes similaires en usinant des aciers 42CrMo4 traités calcium à usinabilité améliorée présentant des teneurs en soufre comprises entre 0,02 % et 0,03 % donc comparables à celle du C35 à oxydes contrôlés de notre étude. A la différence de Bittès, Grolleau a étudié l'évolution des efforts lors des premières secondes d'usinage. Il a montré une décroissance des efforts de coupe et d'avance pour les 42CrMo4 à usinabilité améliorée. Il a aussi constaté une diminution du coefficient de frottement apparent en face de coupe. Grolleau attribue ces phénomènes au traitement calcium des oxydes pratiqué sur le 42CrMo4 à usinabilité améliorée et à l'apparition de CTS sur l'outil en face de coupe et / ou face de dépouille.

Une autre étude, focalisée sur des alliages d'aluminium, montre aussi une décroissance des efforts de coupe en début d'usinage (List, 2004). Cependant, cette décroissance des efforts de coupe est reliée à l'usure par attrition de l'outil et non à l'apparition de couches de transferts à l'interface outil / copeau. A partir des mesures d'efforts de coupe réalisées lors de nos essais, nous avons alors cherché à quantifier les décroissances des efforts de coupe constatées selon les conditions opératoires. Nous avons pour ce faire modélisé la décroissance des efforts de coupe observée.

Les valeurs d'effort de coupe et d'avance sont approximées par un modèle empirique du type :

$$F(t) = F1 + F2 \times e^{\left(-\frac{V_c \times t}{L_D}\right)}; \quad \text{avec } L_C = V_c \times t \quad (1)$$

Où :

- V_c : vitesse de coupe ($m \cdot \text{min}^{-1}$),
- t : temps (sec),
- L_c (m) désigne la longueur de copeaux développée,
- $F1$ (N) désigne l'effort de coupe final,
- $F2$ (N) désigne la décroissance d'effort de coupe constatée,
- L_D (m) désigne une longueur de copeaux développée de référence.

On peut voir sur la Figure 65 les différentes réductions d'efforts de coupe constatées. Plusieurs essais ont été effectués, afin de tester la répétabilité du phénomène.

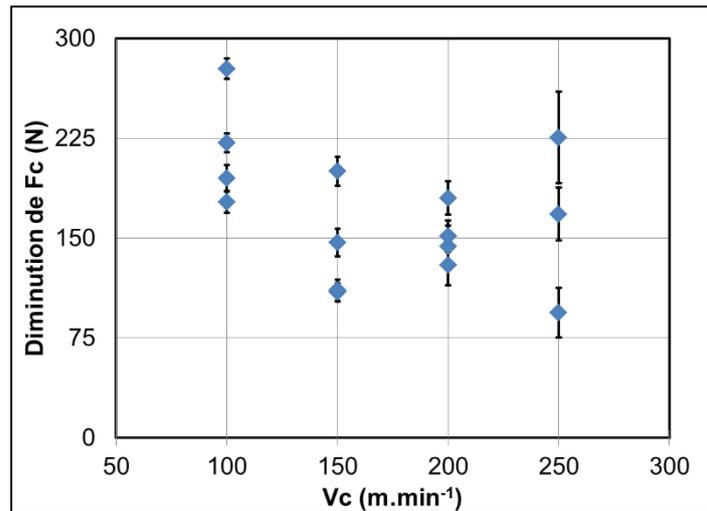


Figure 65 – Réductions observées des efforts de coupe selon la vitesse de coupe.

On remarque principalement que :

- Les écarts d'un essai à l'autre sont relativement importants et ce pour toutes les vitesses de coupe,
- La réduction des efforts de coupe reste relativement faible (de l'ordre de 150 N) par rapport aux efforts de coupe moyens rencontrés.

Le Tableau 38 synthétise l'incidence de ces réductions d'efforts de coupe sur la puissance de coupe.

Tableau 38 – Incidence de la réduction des efforts de coupe.

Vc (m.min ⁻¹)	Fc initial (N)	Fc final (N)	Réduction de Fc (%)	Pc initiale (W)	Pc finale (W)	Réduction de Pc (%)
100	2632	2414	8 %	4387	4023	9 %
150	2359	2217	6 %	5897	5543	6 %
200	2428	2277	6 %	8093	7599	7 %
250	2298	2135	7 %	9574	8896	8 %

D'une manière générale, les résultats nous conduisent à penser que si une certaine réduction des efforts de coupe est effectivement constatée, celle-ci reste relativement faible. La diminution des efforts rencontrée en début de l'usinage concerne également les efforts d'avance. La Figure 66 présente les principaux résultats. Plusieurs essais ont été effectués, afin de tester la répétabilité du phénomène.

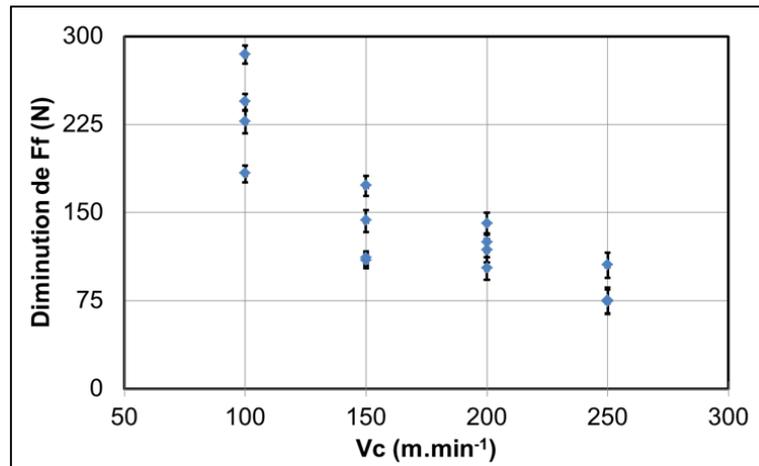


Figure 66 – Réductions observées des efforts d'avance selon la vitesse de coupe.

On remarque que:

- Les écarts d'un essai à l'autre sont relativement importants, et ce pour toutes les vitesses de coupe,
- La réduction moyenne des efforts d'avance constatée décroît avec l'augmentation de la vitesse, et varie entre 235 N pour $V_c = 100 \text{ m.min}^{-1}$ et 85 N pour $V_c = 250 \text{ m.min}^{-1}$.

Le Tableau 39 synthétise ces réductions d'efforts d'avance.

Tableau 39 – Réduction des efforts d'avance.

Vc (m.min ⁻¹)	Ff initial (N)	Ff final (N)	Réduction de Ff (%)
100	1119	884	21 %
150	866	732	15 %
200	821	700	15 %
250	743	658	11 %

Proportionnellement, on constate que la réduction des efforts d'avance est plus importante que la réduction des efforts de coupe. Cela se traduit nécessairement par le changement des conditions de contact à l'interface outil / copeau, que l'on pourrait expliciter en calculant un coefficient de frottement apparent. Les tendances rencontrées sont donc comparables à celles rapportées par (Bittès, 1993) et (Grolleau, 1996).

En outre, la réduction des efforts de coupe diminue également la puissance nécessaire à la coupe (Tableau 38). On sait que cette puissance est principalement dissipée sous forme de chaleur qui, en première approximation, est partagée entre l'outil et le copeau, élevant la température de ces derniers. En conséquence de cette réduction des efforts de coupe, on peut s'attendre à ce que les températures de coupe lors de l'usinage du C35 à oxydes contrôlés soient différentes de celles rencontrées lors de l'usinage du C35 référence. Certains phénomènes d'usure tels que l'usure par oxydation et l'usure par diffusion étant thermiquement activés, on peut raisonnablement penser que la baisse des efforts de

coupe rencontrée, avec les mêmes conditions opératoires, a une incidence favorable sur la durée de vie de l'outil.

- **Aciers de décolletage**

La même expérience est reconduite pour les aciers de décolletage. L'évolution des efforts de coupe est étudiée en fonction de la longueur de copeaux développée. En dépit de plusieurs essais de répétabilité, menés avec des plaquettes neuves, nous n'avons cependant pas constaté de décroissance significative des efforts de coupe après une longueur de copeaux développée de plusieurs mètres. A ce stade de l'étude, il est difficile d'interpréter ce résultat. Nous avons cependant formulé une hypothèse : le changement des conditions de contact outil / matière lors de l'usinage des aciers de décolletage se fait de manière quasi-instantanée, en raison de la très forte teneur en soufre. Sur la simple observation des relevés d'efforts de coupe, il n'est pas possible de vérifier cette hypothèse mais les résultats des analyses des plaquettes fourniront sans doute des réponses.

5. ANALYSE DES CTS AU MEB + EDS

Après les essais d'usinage, les plaquettes ont d'abord été observées au Microscope Electronique à Balayage MEB et analysées à la sonde EDS afin de connaître les principaux constituants chimiques des dépôts formés. Des éventuels résidus extérieurs (poussières, huile...) auraient pu se déposer sur la plaquette en fin d'opération d'usinage (même sans activer la lubrification, l'environnement d'une machine-outil est toujours plus ou moins pollué), ou bien lors de leur démontage et rangement dans le dessiccateur. En conséquence, les plaquettes introduites dans la chambre du MEB ont été nettoyées. Ce nettoyage a été fait avec le plus grand soin pour éviter de retirer ou altérer les dépôts d'origine inclusionnaire formés lors de l'usinage. Bien que les plaquettes aient été placées le plus vite possible dans un dessiccateur après usage, il est délicat de prévoir le devenir des éventuelles CTS formées dans le temps. Nous n'avons pas cherché à quantifier l'oxydation des éventuelles CTS.

5.1. Présentation du matériel

La microscopie électronique à balayage est une technique d'observation qui permet d'observer les échantillons avec un grossissement important tout en offrant une bonne profondeur de champ. Les observations MEB et analyses EDS ont été effectuées sur le MEB du centre Arts et Métiers ParisTech de Metz. Il s'agit d'un MEB-FEG Jeol 7001 FLV équipé d'une sonde EDS Oxford avec un détecteur SSD (Silicon Drive Detector) X-Max de 50 mm².



Figure 67 – MEB utilisé au centre Arts et Métiers ParisTech de Metz.

5.2. Protocole d'analyse

Le nombre relativement important de plaquettes à analyser (plus de 60) nous a conduit à développer un protocole d'analyse semi-automatisé. Pour ce faire, nous avons conçu et fabriqué un support de plaquettes dédié permettant de placer simultanément jusqu'à 8 plaquettes dans la chambre du MEB. Les dimensions de ce support de plaquettes ont été fixées en fonction du MEB utilisé. Le support de plaquette doit être métallique afin de conduire l'électricité. Il a été réalisé en alliage d'aluminium.

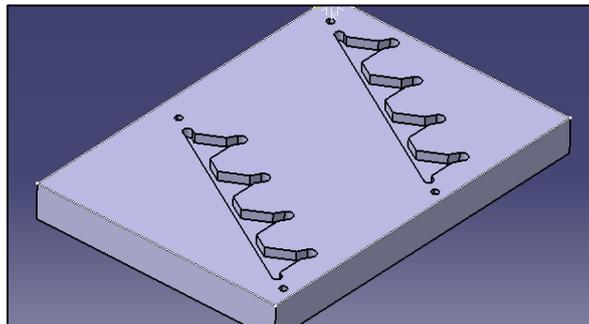


Figure 68 – Support de plaquette mis en œuvre lors des analyses MEB +EDX.

• Choix d'analyse

Différentes études présentent des analyses quantitatives sur les compositions de CTS en face de coupe (Bittès, 1993; Brion, 1993; Larsson & Ruppi, 2001; Mills, Hao, & Qi, 1997; Naylor et al., 1976; Qi, 2000; Qi & Mills, 1996; Yamane, Usuki, Yan, & Narutaki, 1990). Ces études ont principalement montré que les compositions des CTS variaient selon :

- Les populations inclusionnaires de l'acier étudié,
- Les conditions opératoires lors de l'usinage,
- La position sur l'outil de la zone analysée.

Certains auteurs ont observé les CTS de manière très détaillée, mettant en œuvre des techniques permettant de très grands grossissements telles que la technique de Microscopie Electronique Haute Résolution HR-TEM (Larsson & Ruppi, 2001). D'autres auteurs tels que (Brion, 1993) ont mené des études poussées concernant la composition chimiques des CTS.

Pour notre étude, il a été convenu de procéder à des analyses qualitatives à une échelle moins détaillée, uniquement dans le but de pouvoir attester ou non de la présence de dépôts sur la face de coupe de la plaquette. L'objectif est de caractériser les dépôts formés en termes de localisation et d'étendue en fonction des conditions opératoires.

- **Zone analysée**

La zone de la plaquette investiguée est donc la face de coupe de la plaquette, et plus particulièrement la zone active, comme on peut le voir sur la Figure 69.

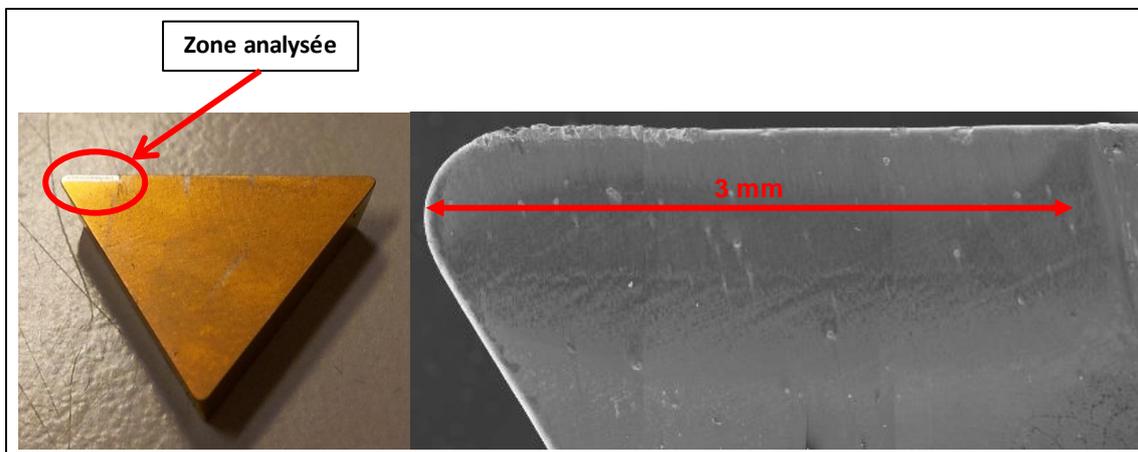


Figure 69 – Exemple de prise de vue MEB de la face de coupe d'une plaquette (TPUN P35 TiN + C35 à oxydes contrôlés).

Ce choix nous a imposé d'observer les plaquettes avec un grossissement très faible. La microscopie électronique n'est cependant pas très bien adaptée pour l'étude d'échantillons importants de plusieurs mm. En effet, à faible grossissement, des aberrations géométriques apparaissent. Il nous a donc fallu trouver un compromis. Il a été décidé de fixer le grossissement à 110 x, ce qui permet d'annuler toute aberration géométrique. En première approximation, la zone de contact outil / copeau a une surface de 3 mm x 1,5 mm = 4,5 mm². Pour analyser une telle surface avec le grossissement choisi, il est nécessaire de faire trois champs distincts (le MEB utilisé disposant d'une table motorisée sur 5 axes) qui sont assemblés par le logiciel d'analyse Aztek. Afin de garantir la qualité de l'assemblage des champs, ceux-ci ont une zone de recollement commune de 10 % de leur surface.

En plus de ces observations et analyses systématiques faites à faible grossissement, nous avons effectué des analyses ponctuelles sur différents sites d'intérêts.

- **Éléments chimiques étudiés**

La technique EDS permet l'analyse simultanée de la plupart des éléments chimiques du tableau périodique. Il faut néanmoins tenir compte des possibles interférences entre certains éléments pouvant amener à mal interpréter les résultats. Nous avons décidé d'étudier la présence de quelques éléments chimiques, qui ont été choisis pour leur susceptibilité d'appartenir :

- A l'outil coupant (substrat ou revêtement) : W, Co, Ti, Al, N,
- Ou bien aux CTS formées en face de coupe : Mn, S, Ca, Al, Fe, Mg, O,
- Voire aux éventuelles arêtes rapportées formées durant l'usinage : Fe, O.

Il faut cependant noter que certains éléments tels que O ou N sont difficilement quantifiables en raison de leur faible masse atomique. Un soin particulier a donc été apporté sur l'analyse et l'interprétation des mesures EDS.

- **Résolution retenue pour les cartographies EDS**

Le choix du faible grossissement (110 x) nécessite de réaliser trois champs d'analyse par plaquette, ce qui augmente le nombre d'analyses EDS à effectuer (et donc le temps d'utilisation de l'instrument). La définition des champs EDS (en termes de pixels) a une incidence directe sur le temps d'analyse nécessaire par champ. Un compromis a donc dû être trouvé afin de permettre l'analyse de l'ensemble des plaquettes tout en limitant la durée totale d'utilisation du MEB. Le principal but de l'étude étant de qualifier l'apparition des CTS en face de coupe, nous avons choisi une définition de carte EDS de 192 x 256 pixels. Chaque champ observé (pour un grossissement de 110 x) a pour dimensions 872 μm x 1162 μm , conduisant à une résolution de 4,54 μm .

Ce choix a pour principal inconvénient de filtrer l'analyse de la sonde EDS : si un élément est présent en trop petite quantité, ou bien sur une aire trop petite par rapport au pixel, l'analyse risque de ne pas le révéler car le nombre de coups sera moyenné sur l'aire du pixel. Nous estimons cependant que ce choix n'est pas trop handicapant pour notre étude dans la mesure où nous raisonnons souvent en termes de présence de CTS sur la zone de contact outil / copeau, c'est-à-dire sur une surface beaucoup plus grande que celle d'un pixel.

- **Récapitulatif des paramètres MEB + EDS**

Les différents paramètres de mesure sont résumés dans le Tableau 40.

Tableau 40 – Paramètres d'analyse EDS retenus.

Tension d'accélération	20 kV
Emission current	67 μ A
Grossissement	110 x
Distance de travail	13 mm
Nombre de champs	3
Dimensions des champs (pixels)	192 x 256
Recouvrement entre chaque champ	10 %
Résolution en énergie de la sonde EDS	133 eV
Nombre de canaux	2048
Temps de pause par pixel	100 μ s
Temps par cycle	5 s
Nombre de cycles	60

5.3. Traitement des données EDS

Nous nous sommes concentrés sur l'analyse des faces de coupe des plaquettes. Les opérations de chariotage effectuées ne sont pas des opérations de coupe orthogonale ; il en résulte que les conditions de contact outil / copeau ne sont pas les mêmes le long de l'arête de coupe. Dans la volonté de nous rapprocher le plus possible d'une configuration de coupe orthogonale, nous avons sélectionné la partie centrale de l'arête de coupe d'une largeur de 1 mm (Figure 70). Ce choix nous permet de :

- Minimiser autant que possible les effets dus au bec de la plaquette,
- Minimiser autant que possible les effets dus à d'éventuels effets de bord du copeau au niveau de la zone d'entaille.

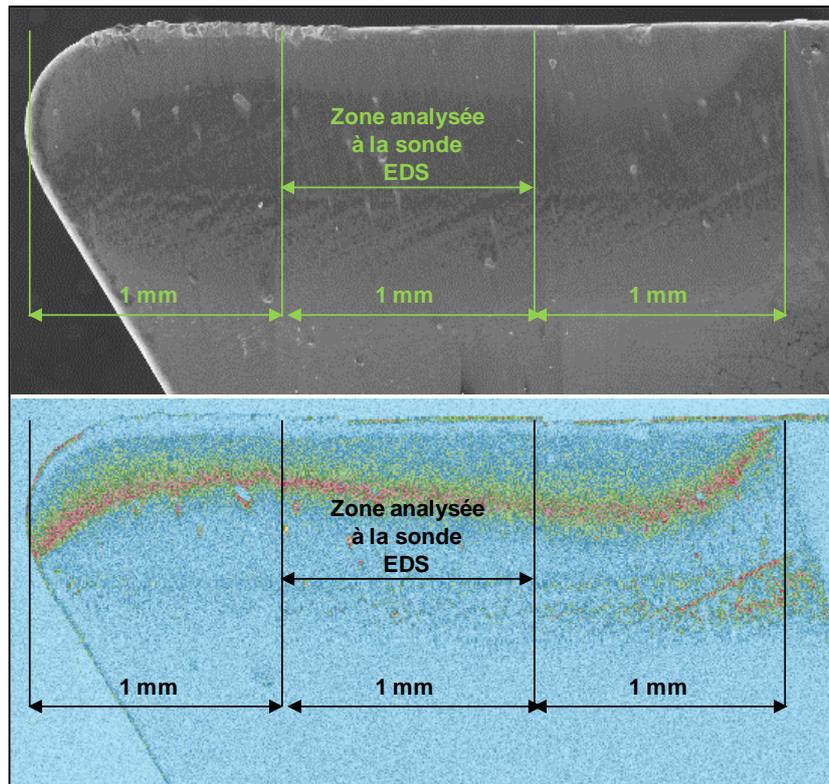


Figure 70 – Image MEB montrant la zone d'analyse retenue pour les profils EDS, et image reconstituée à partir des données d'analyse EDS montrant la présence d'Al.

Malgré ces précautions, on constate néanmoins des fluctuations sur cette zone, selon l'élément chimique investigué. Les observations MEB et analyses EDS confortent cependant notre choix car il apparaît après étude des résultats que c'est dans cette zone que les intensités relevées par la sonde EDS sont les moins dispersées (élément par élément).

Les résultats des analyses EDS pratiquées avec le logiciel Aztek sont exportés sous forme de matrices de valeurs au format .csv pour chacun des éléments chimiques investigués. Les valeurs contenues dans ces matrices renvoient au nombre de comptage (coups) résultant de l'analyse EDS. La résolution (distance entre chacune des valeurs de la matrice) est connue. L'ensemble est ensuite importé et post-traité sous Mathematica, à l'aide de modules spécifiquement développés. Ces modules permettent d'effectuer si nécessaire un seuillage adapté au mieux pour chaque élément chimique, ainsi qu'une certaine automatisation du traitement des données. A l'issue de ce post-traitement, des profils d'intensité sont générés élément par élément. Ces profils donnent une moyenne du niveau de présence de chacun des éléments chimiques investigués le long de la face de coupe. La Figure 71 présente un exemple de ce type de profil.

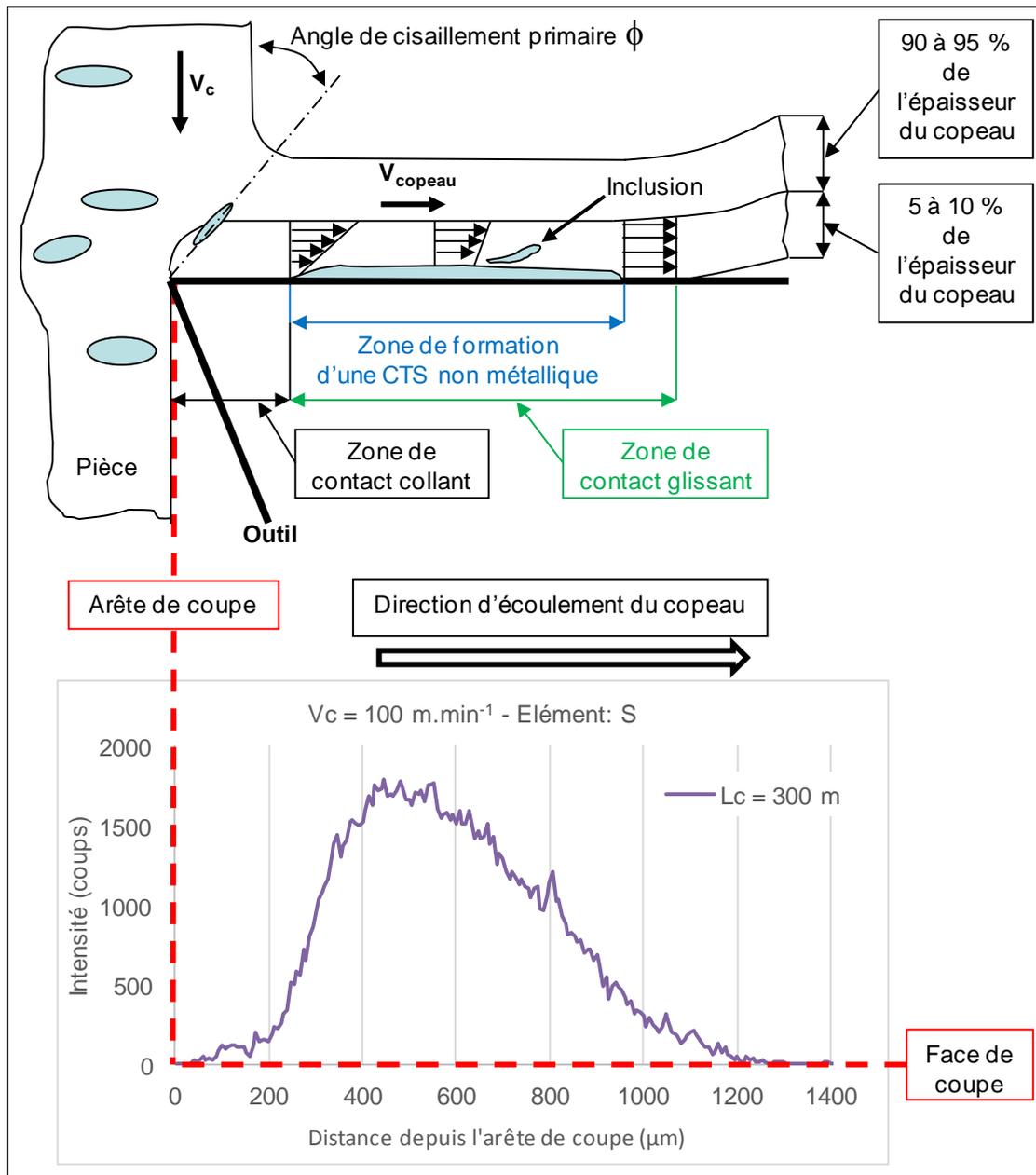


Figure 71 – Exemple de profil EDS généré à partir des données post-traitées sous Mathematica pour l'élément soufre (S).

Les analyses EDS des plaquettes ayant toutes été réalisées avec les mêmes paramètres, ce type de profil permet une comparaison plaquette à plaquette. Ceci donne la possibilité de comparer les dépôts formés pour différentes vitesses de coupe et longueurs de copeaux développées.

5.4. Résultats

5.4.1. Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}

La plaquette TPUN 160304 EN CTC1135 de CERATIZIT est retenue comme principal choix pour caractériser l'apparition de CTS lors de l'usinage du C35 à oxydes contrôlés.

- **Plaquettes analysées**

Quatre vitesses de coupe ont été testées : 100, 150, 200 et 250 m.min⁻¹. Quatre longueurs de copeaux développées ont été testées : 50, 100, 200 et 300 m. Au total, 16 plaquettes ont été analysées pour ce premier couple outil / matière (une plaquette pour chacune des vitesses de coupe et longueurs de copeaux développées).

- **Principales observations**

Les premières observations en imagerie électronique au MEB ont mis en évidence la présence de dépôts en face de coupe de la plaquette. Ces dépôts semblent néanmoins très fins et irréguliers. Un exemple de dépôt observé est présenté à la Figure 72. La zone analysée se situe à 450 µm de l'arête de coupe de la plaquette. Sur cette figure, l'écoulement du copeau se fait verticalement, de haut en bas.

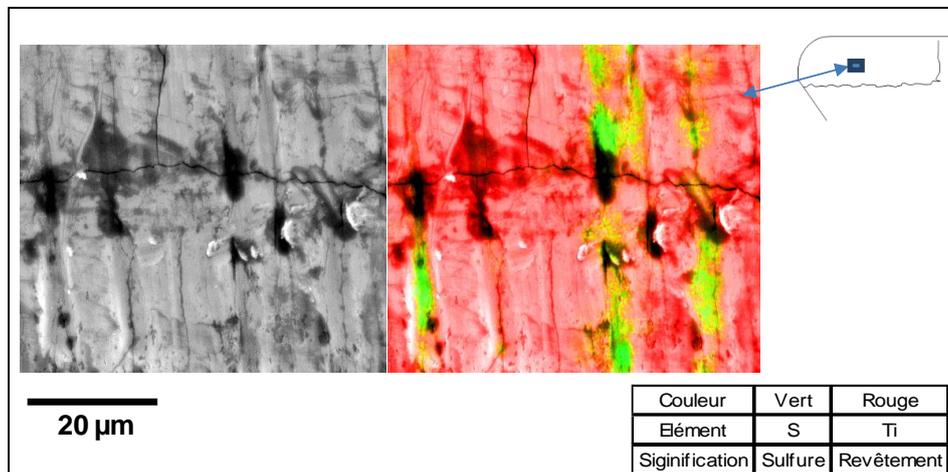


Figure 72 – Détails (MEB et EDS) de couches formées en face de coupe sur l'outil.

Les dépôts observés comportent d'importantes fluctuations en termes de morphologie selon la position le long de l'arête de la face de coupe observée :

- Les dépôts présentent de grandes variations au niveau du bec de la plaquette, qui d'une manière générale n'est pas entièrement recouvert,
- Les dépôts sont relativement réguliers le long de l'arête de coupe sur la zone d'étude investiguée,
- Des disparités apparaissent à l'extrémité latérale du copeau.

- **Résultats des analyses EDS**

Les résultats des analyses EDS confirment la présence de certains éléments chimiques composant les CTS. Les principaux éléments chimiques trouvés sont l'aluminium (Al), le calcium (Ca), le manganèse (Mn), le soufre (S), le fer (Fe) et l'oxygène (O). Leur présence varie grandement selon la position sur la face de coupe analysée et selon les conditions opératoires choisies durant l'usinage. D'une manière générale, on constate en premier lieu une certaine cohérence (en termes de tendances et / ou de gradation) entre les différents profils, lorsque la longueur de copeaux développée augmente, ou lorsque la vitesse de coupe V_c augmente.

On observe que les éléments Mn et S sont la plupart du temps présents aux mêmes endroits, ce qui nous incite à penser, pour les zones concernées, qu'il s'agit effectivement de dépôts formés à partir d'inclusions de type MnS provenant de l'acier usiné. On ne trouve pas ce type de dépôts à proximité de l'arête de coupe, mais seulement à partir de 200 μm de l'arête comme le montre la Figure 73. De plus, pour les basses vitesses de coupe testées (par exemple à 100 $\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$), les dépôts se "rapprochent" progressivement de l'arête de coupe quand la longueur de copeaux développée augmente. Ainsi, après une longueur de copeaux de 50 m, les premiers dépôts de MnS se situent à environ 400 μm de l'arête de coupe. Après 300 m de copeaux, on rencontre de tels dépôts à partir de 200 μm de l'arête de coupe. L'étude des différents profils pour les quatre vitesses de coupe testées montre également que les dépôts ont tendance à se maintenir et à croître légèrement au fur et à mesure que la longueur de copeaux « vue » par l'outil augmente.

Concernant l'élément Ca, les profils connaissent des variations le long de la face de coupe. On constate que cet élément est généralement localisé aux mêmes endroits que les éléments Mn et S. Les analyses métallurgiques présentées dans le chapitre 2 ont révélé que les populations inclusionnaires du C35 à oxydes contrôlés comprenaient des inclusions de type (Ca,Mn)S. Des analyses complémentaires à cette étude seraient certainement nécessaires pour confirmer ces observations.

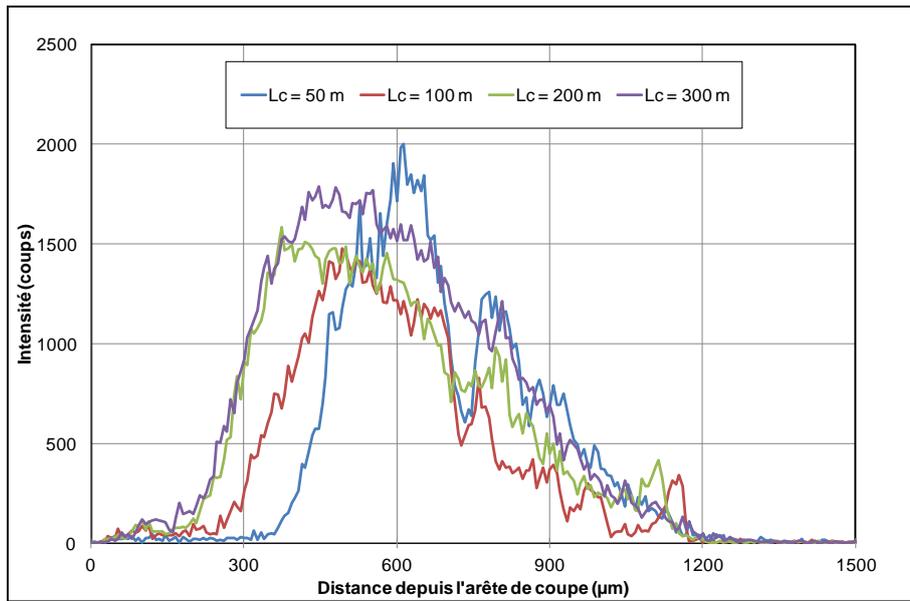


Figure 73 – Evolution de la présence de S sur la face de coupe de l'outil selon la longueur de copeaux développée L_c , à $V_c = 100 \text{ m.min}^{-1}$.

L'étude des profils relatifs à l'élément aluminium, (Figure 74), montre que la localisation de ce dernier dépend de la vitesse de coupe. Ainsi, à basses vitesses de coupe ($V_c = 100 \text{ m.min}^{-1}$), il est localisé à proximité de l'arête de coupe, mais aussi dans le domaine des composés $(\text{Ca},\text{Mn})\text{S}$. Lorsque V_c augmente, cet élément se localise progressivement entre l'arête de coupe et les 200 - 250 premiers μm , c'est-à-dire là où ne se trouvent pas les dépôts formés par les $(\text{Ca},\text{Mn})\text{S}$. Les analyses EDS montrent également que la croissance de la longueur de copeaux développée tend à consolider la présence de cet élément, avec une légère tendance à s'étendre sur la face de coupe (300 μm après 300 m de copeaux).

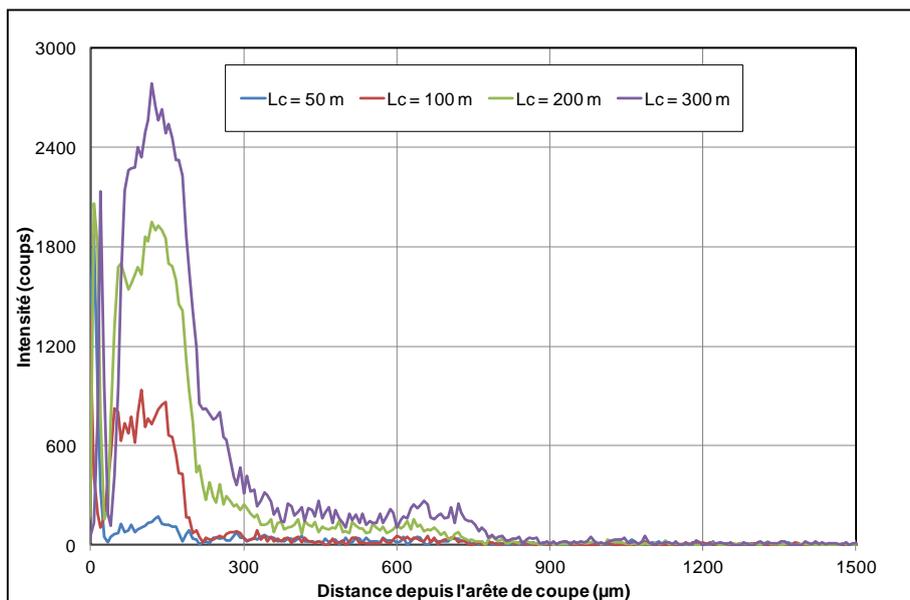


Figure 74 – Evolution de la présence d'Al sur la face de coupe de l'outil selon la longueur de copeaux développée L_c , à $V_c = 200 \text{ m.min}^{-1}$.

L'étude des profils de l'élément fer à la vitesse de coupe $V_c = 100 \text{ m.min}^{-1}$, Figure 76, nous apporte plusieurs informations. En premier lieu, on remarque que certaines plaquettes présentent quelques amoncellements de Fe au niveau de l'arête de coupe, laissant à penser qu'il s'agit de phénomènes locaux d'arête rapportée. Une analyse EDS de la plaquette atteste que des particules de fer peuvent localement se fixer au niveau de l'arête de coupe, comme le montre la Figure 75.

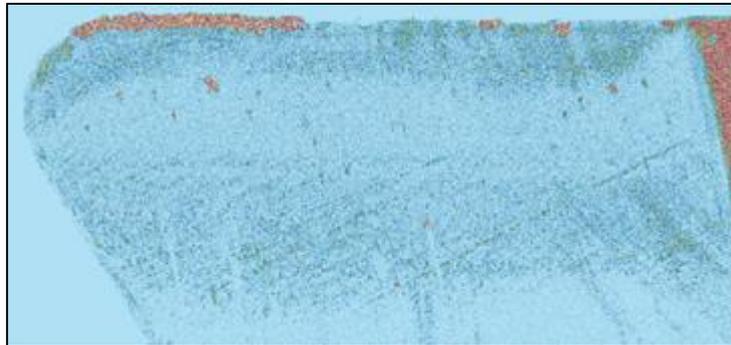


Figure 75 – Image EDS pour l'élément Fe de la face de coupe d'une plaquette mettant en évidence la présence localisée de fer sur l'arête de coupe pour $V_c = 100 \text{ m.min}^{-1}$ et $L_c = 100 \text{ m}$.

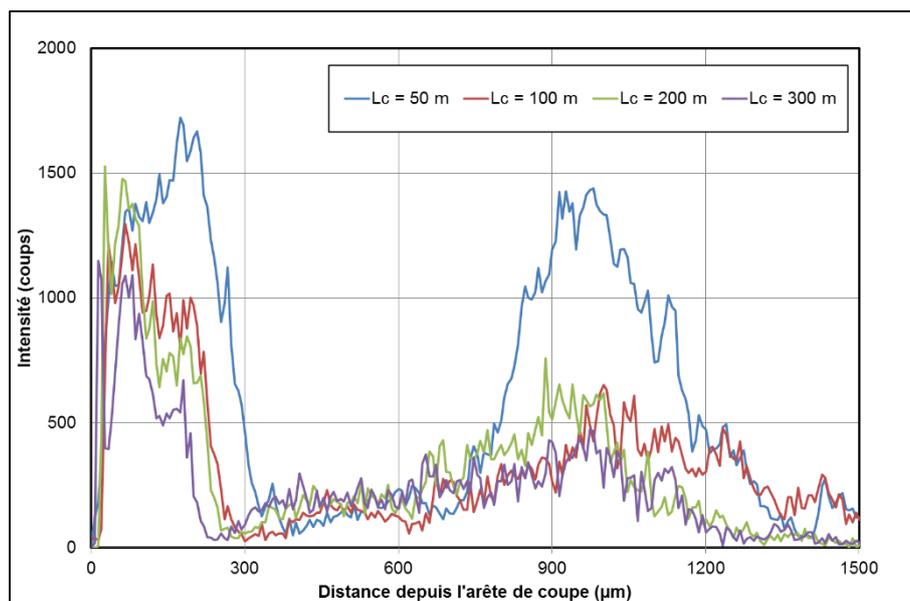


Figure 76 – Evolution de la présence de l'élément Fe sur la face de coupe de l'outil selon la longueur de copeaux développée L_c à $V_c = 250 \text{ m.min}^{-1}$.

A la vitesse de coupe $V_c = 250 \text{ m.min}^{-1}$, les profils de l'élément Fe sont modifiés, comme le montre la Figure 76. Pour la plus faible des longueurs de copeaux développées $L_c = 50 \text{ m}$, on trouve des traces de Fe sur une zone large de $300 \mu\text{m}$ à $400 \mu\text{m}$ depuis l'arête de coupe. Cependant, la largeur de cette première zone diminue progressivement pour atteindre environ $200 \mu\text{m}$ à $250 \mu\text{m}$ lorsque la longueur de copeaux développée atteint les 300 m . Le niveau de Fe diminue ensuite sur la zone où sont présents les dépôts relatifs au transfert des inclusions de type sulfure sur la plage [$300 \mu\text{m} - 850 \mu\text{m}$]. Le niveau de Fe augmente ensuite jusqu'à environ $1200 \mu\text{m}$ de l'arête de coupe. On peut raisonnablement penser que les traces de Fe trouvées sur la plage [$850 \mu\text{m} - 1200 \mu\text{m}$] sont le fruit de projections localisées

issues du décollement du copeau ainsi que de son « battement » aléatoire. Des observations MEB de la zone de transition située à environ 850 µm de l'arête de coupe montrent un changement d'apparence de la surface de la plaquette.

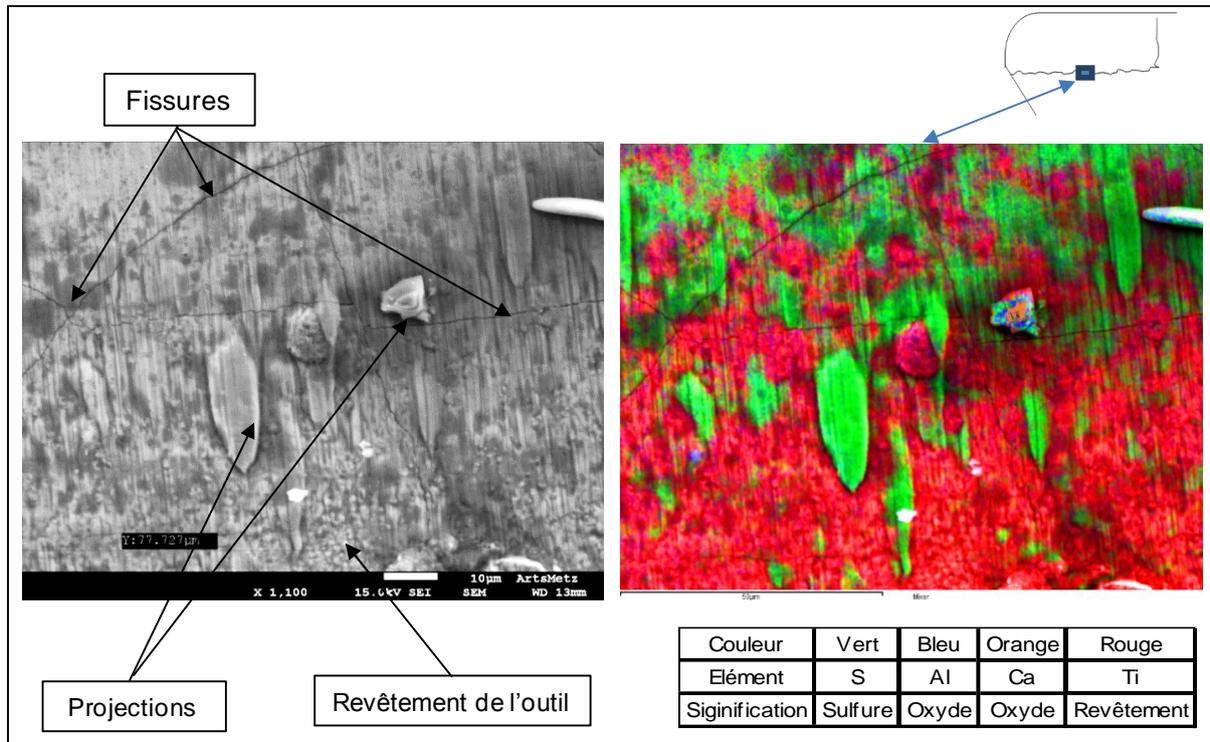


Figure 77 – Détail (MEB et EDS) de dépôts observés en face de coupe de plaquette TPUN à la fin de la zone de contact outil / copeau.

La Figure 77 présente une image MEB (partie gauche) couplée avec une analyse EDS (partie droite) qui montrent un détail (grossissement : 1100x) de la zone de « décollement » du copeau. On aperçoit sur la partie supérieure de cette image la fin de la CTS. Sur cette figure l'écoulement du copeau se fait verticalement, de haut en bas. La partie inférieure de l'image montre la surface de la plaquette et laisse entrevoir le revêtement. On constate également quelques projections qui sont – comme le montre l'analyse EDS – d'origine inclusionnaire (sulfures, ou oxydes). Dans cette zone où la CTS disparaît progressivement, on constate les irrégularités des dépôts formés. On observe également des fissures qui semblent concerner le revêtement de la plaquette. Ces observations nous incitent à penser que la zone observée Figure 77 est en réalité la zone marquant la fin du contact outil / copeau.

L'analyse des profils relatifs à la présence de l'élément oxygène O peut nous apporter des informations sur l'éventuelle oxydation de dépôts ou de la surface de la plaquette elle-même. Il n'est cependant pas évident d'interpréter les profils obtenus, Figure 78.

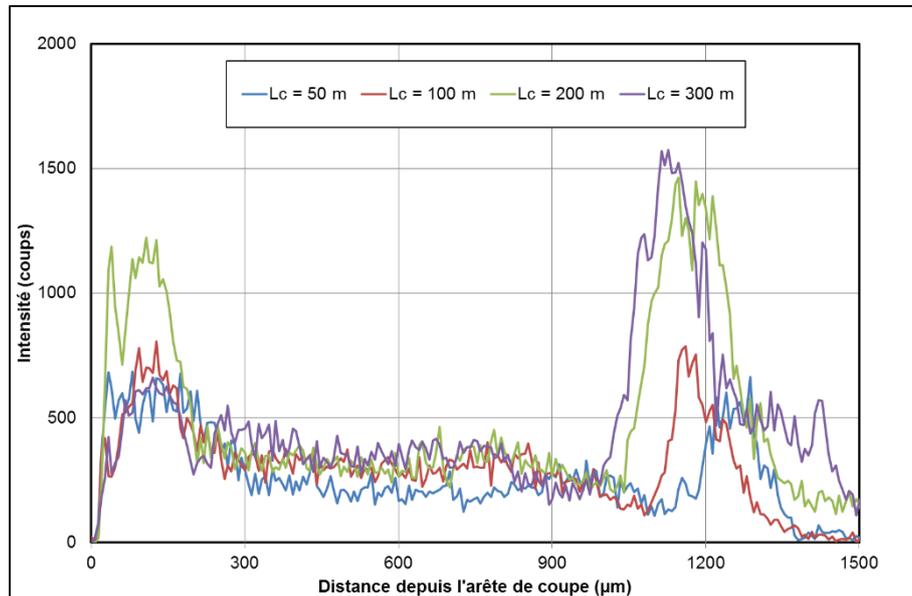


Figure 78 – Evolution de la présence de l'élément O sur la face de coupe de l'outil selon la longueur de copeaux développée Lc à Vc = 150 m.min⁻¹.

On identifie principalement trois zones distinctes :

- La première zone débute à l'arête de coupe et se termine à 200, voire 250 µm selon la vitesse de coupe et la longueur de copeaux développée. Cette zone, où l'élément O semble présent, coïncide donc avec la présence des éléments Al et Fe, tendant à indiquer que ces deux éléments sont présents sous la forme d'oxydes.
- Le niveau d'oxygène diminue ensuite sur la zone [250 µm - 1000 µm].
- Le niveau d'oxygène croît à nouveau dans la troisième zone qui s'étend approximativement sur la plage [1000 µm - 1400 µm], c'est-à-dire en dehors de la zone de contact outil / copeau, mais également au-delà de la zone où des traces de Fe ont été trouvées.

On peut supposer que cette troisième zone est le résultat d'une oxydation superficielle du revêtement de la plaquette. (Brion, 1993) a observé le même type de phénomènes sur des plaquettes revêtues TiN. L'étude qu'il a menée sur ce type de phénomène par spectroscopie des électrons Auger a confirmé la présence d'oxydes de titane TiO₃ en surface.

Nous retenons de ces analyses EDS que :

- La composition des dépôts évolue le long de du contact outil / copeau.
- Trois zones sont à différencier :
 - o Une première zone débutant à l'arête de coupe et s'étendant sur 200 μm à 250 μm , où l'on trouve principalement des traces d'aluminium, de fer et d'oxygène.
 - o Une seconde zone approximativement localisée sur la plage [250 μm - 900 μm], où l'on trouve des dépôts résultant du transfert d'inclusions de type MnS et (Ca,Mn)S.
 - o Une troisième zone, approximativement localisée sur la plage [950 μm - 1200 μm] où l'on trouve ce qu'il semble être des projections, probablement le résultat du décollement du copeau ainsi que de son « battement » aléatoire contre la face de coupe.

Au-delà de ces trois zones, nous retrouvons le revêtement de la plaquette qui semble oxydé, résultat des températures atteintes durant l'usinage.

Larsson et Rупpi ont procédé à des analyses de composition chimique des dépôts en face de coupe de plaquettes carbure après usinage d'un 42CrMo4 traité calcium (Larsson & Rупpi, 2001). Certains de leurs résultats sont comparables aux nôtres. En particulier, l'évolution de la composition des dépôts selon la position de la zone étudiée sur la face de coupe. Nous constatons cependant quelques différences : nous trouvons des traces d'aluminium à proximité de l'arête de coupe (donc avant les dépôts de MnS) alors que Larsson et Rупpi trouvent des traces d'aluminium au même niveau et à l'arrière des dépôts de MnS. Cependant, les conditions opératoires mises en œuvre par ces auteurs ($V_c = 300 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$) avec leur acier (un 42CrMo4 trempé revenu présentant une dureté moyenne de 284 HB) font que l'outil est soumis à des conditions thermomécaniques plus sévères que les nôtres. En conséquence, on peut supposer que les conditions thermomécaniques rencontrées à l'interface outil / copeau changent la nature des dépôts d'origine inclusionnaire ainsi que leur répartition, sur la face de coupe de l'outil.

- **Synthèse des résultats pour le couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}**

Influence de la vitesse de coupe sur les dépôts

Les observations des différents graphes que l'on trouvera en annexe montrent que la vitesse de coupe a une influence majeure sur la formation des CTS en face de coupe. Pour une même longueur de copeaux développée, les vitesses de coupe favorisant le mieux la formation de dépôts résultant du transfert de MnS sont $V_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ et $V_c = 250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$. Les dépôts formés à $V_c = 150 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ sont néanmoins très proches. La vitesse de coupe $V_c = 100 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ semble moins propice à la formation de ce type de dépôts. La vitesse de coupe joue également un rôle sur la localisation de l'élément Al. Concernant l'élément Fe, on remarque également la présence de dépôts localisés au niveau de l'arête de coupe à $100 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$. Une vitesse de coupe plus élevée telle que $V_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ et surtout $250 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ semble moins propice à l'apparition de tels dépôts.

Influence de la longueur de copeaux développée sur les dépôts

D’une manière générale, les valeurs des profils augmentent lorsque la longueur de copeaux développée augmente, ce qui indique que les dépôts semblent se consolider dans le temps. L’étude des profils obtenus nous montre l’importance de la longueur de copeaux développée. Comme déjà évoqué auparavant, on constate que la largeur des dépôts contenant du fer diminue légèrement lorsque la longueur de copeaux développée augmente. Parallèlement, la surface recouverte par les dépôts résultant du transfert de MnS augmente avec la longueur de copeaux développée pour l’ensemble des vitesses de coupe testées.

5.4.2. Couple {TPGN + 44SMn28}

• **Plaquettes analysées**

Nous souhaitons analyser l’apparition des CTS à partir de plaquettes neuves. La forte teneur en soufre du 44SMn28 (0,235 %) nous a conduit à analyser certaines plaquettes n’ayant vu qu’une très courte longueur de copeau (1 m seulement). Les essais de prédétermination technologique effectués auparavant ont montré la bonne tenue des plaquettes TPGN lors de l’usinage du 44SMn28 pour des vitesses de coupe allant jusque 400 m.min⁻¹.

Au total, vingt plaquettes ont été analysées pour ce premier couple outil / matière, ce qui a permis de couvrir l’ensemble des conditions opératoires qui sont résumées dans le Tableau 41. On trouvera en annexe les résultats des analyses EDS des différentes plaquettes.

Tableau 41 – Synthèse des conditions {Vc, Lc} analysées au MEB.

	Longueur de copeaux développée (m)				
Vc (m.min ⁻¹)	{400, 1}	{400, 3}	{400, 10}	{400, 30}	{400, 200}
	{300, 1}	{300, 3}	{300, 10}	{300, 30}	{300, 200}
	{200, 1}	{200, 3}	{200, 10}	{200, 30}	{200, 200}
	{100, 1}	{100, 3}	{100, 10}	{100, 30}	{100, 200}

• **Précautions particulières**

Lors des essais d’usinage, le diamètre de barre (42 mm brut de laminage) a permis d’usiner les longueurs de copeaux développées de 1 m, 3 m et 10 m en une seule passe de chariotage. Cela a également été le cas pour {Vc = 200 m.min⁻¹ ; Lc = 30 m} et pour {Vc = 300 m.min⁻¹ ; Lc = 30 m}. En revanche, les plaquettes {Vc = 100 m.min⁻¹ ; Lc = 30 m}, {Vc = 400 m .min⁻¹ ; Lc = 30 m}, ainsi que les 5 plaquettes {Lc = 200 m} ont dû effectuer plusieurs passes. Nous avons cependant veillé à ce que toutes les passes soient effectuées sur un même diamètre pour garantir une certaine homogénéité de la population inclusionnaire rencontrée par l’outil ainsi qu’une direction d’écoulement du copeau la plus constante possible. En effet, la direction d’écoulement du copeau dépend de la vitesse d’avance, qui – pour une même avance par tour – augmente lorsque le diamètre de barre diminue.

- **Principales observations**

Les premières observations en imagerie électronique au MEB ont mis en évidence la présence de dépôts en face de coupe de la plaquette. Ces dépôts sont très différents de ceux observés avec le couple outil / matière {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}. Les dépôts formés en usinant le 44SMn28 semblent mieux recouvrir la face de coupe de l'outil. On observe de véritables couches recouvrant la face de coupe (Figure 79). Ces observations indiquent donc que le revêtement de la plaquette permet l'apparition de CTS lors de l'usinage d'aciers à fortes teneurs en soufre. Les CTS apparaissent légèrement rayées, certainement par le frottement du copeau, dont on devine la direction d'écoulement (Chip Flow Direction CFD) identifiée par la flèche rouge. On constate ainsi que le défilement du copeau sur la face de coupe ne se fait pas perpendiculairement à l'arête de coupe comme cela devrait être le cas d'une opération de coupe orthogonale.

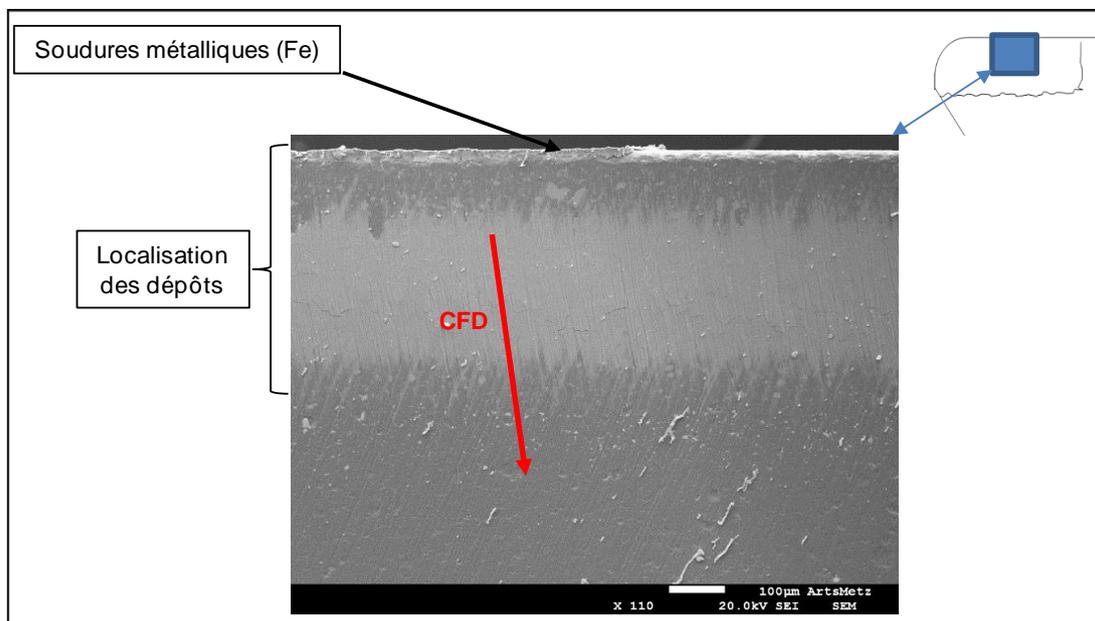


Figure 79 – Image MEB montrant un exemple de CTS formées par le couple {TPGN + 44SMn28}.

On constate sur cette micrographie MEB que les CTS ne recouvrent pas forcément toute la zone de contact outil / copeau comme cela a été observé pour le couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}.

D'une manière générale :

- Les dépôts sont très réguliers le long de l'arête de coupe de la plaquette sur la zone d'étude investiguée.
- Des disparités apparaissent à l'extrémité latérale du copeau comme au niveau du bec de la plaquette.

Les CTS sont faïencées et leur épaisseur est irrégulière, comme on peut le voir sur la Figure 80.

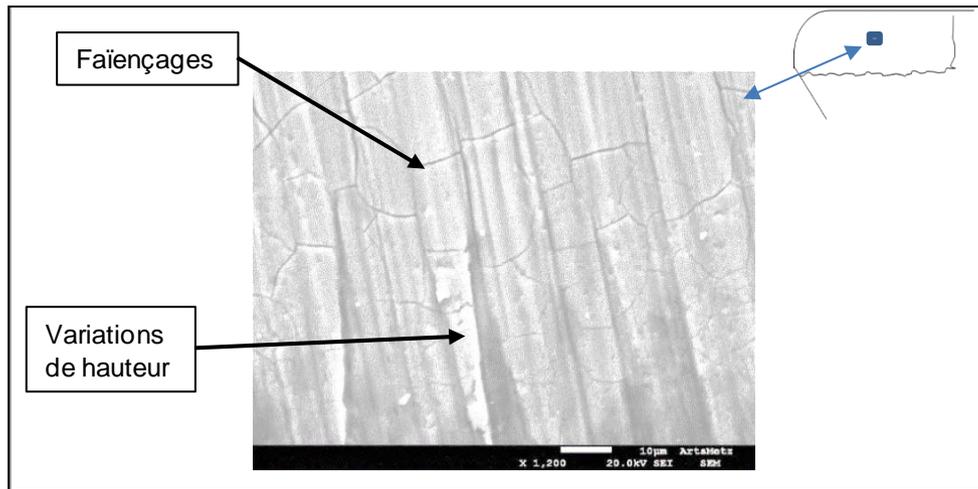


Figure 80 – Détail (MEB) de la surface de CTS.

L'analyse des différentes faces de coupe montre que des CTS apparaissent après des longueurs de copeaux développées particulièrement faibles (1 m seulement). Par ailleurs, on remarque pour certaines plaquettes que des morceaux de CTS se sont séparés de la face de coupe (Figure 81). Les observations montrent que ce phénomène se produit préférentiellement à proximité de l'arête de coupe. Ces CTS discontinues peuvent se retrouver tout le long de l'arête de coupe, même s'il semble qu'elles apparaissent souvent au niveau du bec de la plaquette. Les détails observés au MEB montrent cependant que la totalité de l'épaisseur de la CTS ne se détache pas : de fines couches restent accrochées à la face de coupe de l'outil.

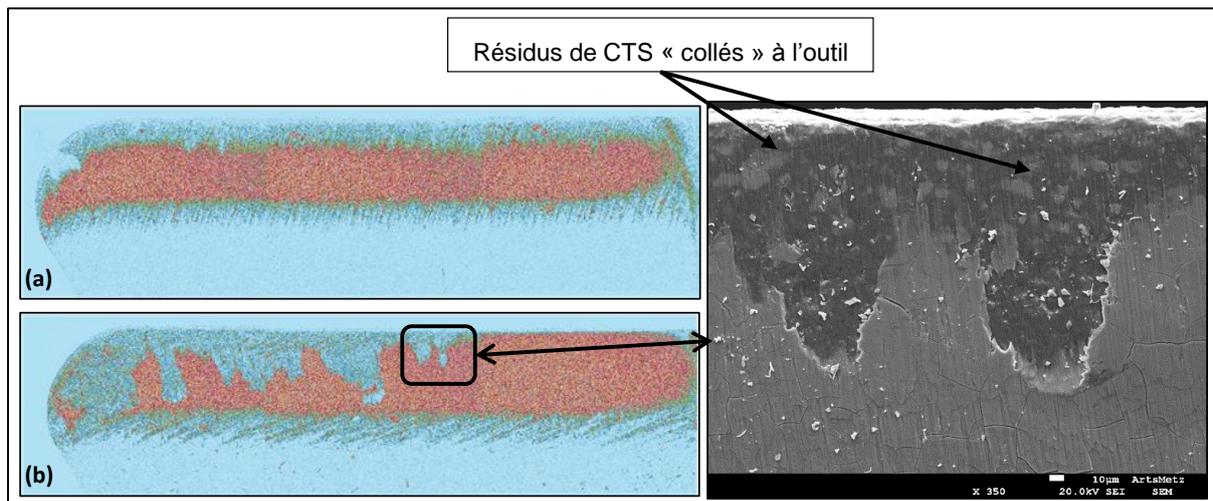


Figure 81 – Comparaison (EDS) d'une plaquette aux dépôts réguliers (a) et d'une plaquette dont une partie des dépôts ont disparu (b). Détail (MEB) d'une zone sans CTS.

Nous avons recherché des explications possibles à la disparition de tels morceaux de CTS :

- Des plaques de CTS pourraient se retrouver emportées par le frottement du copeau de manière aléatoire.
- Les CTS sont faïencées ; certains auteurs dont (Brion, 1993; Nordgren & Melander, 1990) attribuent ces écaillages à la différence entre les coefficients de dilatation des CTS et de l'outil. Le refroidissement brutal de la température en fin d'usinage pourrait favoriser ce phénomène.
- Des chocs à la fin du chariotage (sortie d'outil de la matière), mais aussi lors du démontage de la plaquette, ou de son nettoyage avant l'analyse MEB.

On devine que les morceaux manquants de CTS ont une forme géométrique, certainement synonyme de fracture. Cet état de fait nous incite à penser que des plaques de CTS ont effectivement pu être brisées et ôtées de l'outil par divers chocs, les forts gradients thermiques rencontrés lors du refroidissement de l'outil en fin d'usinage accentuant leur fragilité.

• Résultats des analyses EDS

Les résultats des analyses EDS confirment la présence de certains éléments chimiques composant les CTS. Les principaux éléments chimiques trouvés sont Mn, S, Fe et O. Leur présence varie fortement selon la position sur la face de coupe analysée et selon les conditions opératoires choisies durant l'usinage. On observe que les éléments Mn et S sont la plupart du temps présents aux mêmes endroits, ce qui nous incite à penser, pour les zones concernées, qu'il s'agit effectivement de dépôts formés à partir d'inclusions de type MnS provenant de l'acier usiné. A la différence des dépôts observés pour le couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}, nous remarquons ici que les dépôts de MnS sont présents sur une grande étendue comprenant les 200 premiers μm depuis l'arête de coupe, Figure 82.

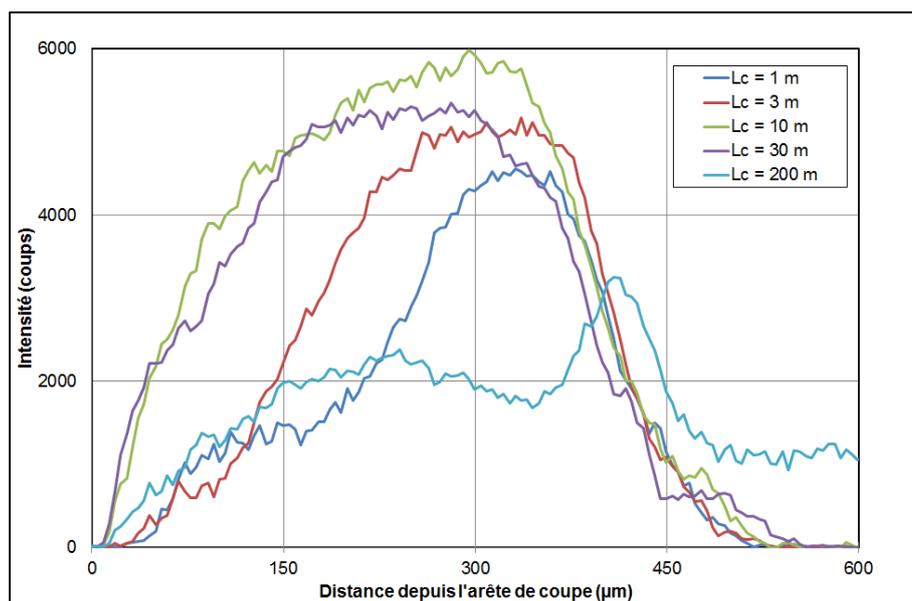


Figure 82 – Evolution de la présence de l'élément S sur la face de coupe de l'outil selon la longueur de copeaux développée L_c à $V_c = 200\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$.

Les profils des analyses EDS indiquent que les CTS s'étendent sur une vaste plage, allant de l'arête de coupe à environ 500 μm de celle-ci. La vitesse de coupe ne semble pas avoir d'influence significative sur l'étendue des dépôts.

On constate une évolution graduelle des dépôts selon la longueur de copeaux développée :

- Pour de faibles longueurs de copeaux développées (1 m, 3 m), la CTS semble déjà présente sur la plupart de la zone de contact outil / copeau.
- Pour de faibles longueurs de copeaux développées (1 m, 3 m) elle semble néanmoins se former de manière préférentielle à une certaine distance de l'arête de coupe (entre 200 μm et 400 μm).
- Une augmentation de la longueur de copeaux développée semble permettre à la CTS de progressivement se consolider, notamment sur les 200 premiers μm depuis l'arête de coupe.
- La morphologie des dépôts se stabilise aux environs de 10 m de copeaux (on ne constate pas d'écart important entre $L_c = 10\text{ m}$ et $L_c = 30\text{ m}$).
- Pour les sept plaquettes, plusieurs passes de chariotage sont nécessaires pour atteindre les longueurs de copeaux développées ($L_c = 30\text{ m}$ et $L_c = 200\text{ m}$). Or, on constate que pour ces plaquettes, les profils sont beaucoup plus « étalés » sur la face de coupe. Nous supposons ici qu'entre chaque passe de chariotage, les forts gradients de température induits par le refroidissement brutal de l'outil en fin d'usinage et par l'augmentation rapide de la température en début d'usinage pouvaient fragiliser les CTS favorisant l'évacuation de certains morceaux. Ces morceaux de CTS seraient par la suite soit évacués par le copeau, soit projetés sur la face de coupe de l'outil à l'arrière de la zone de contact outil / copeau. Des observations MEB menées sur cette zone de la face de coupe semblent corroborer cette hypothèse.

L'étude des profils de l'élément Fe (en annexe) montre que des dépôts métalliques peuvent apparaître au niveau de l'arête de coupe de l'outil. Ces collages localisés semblent pouvoir apparaître de manière aléatoire pour toutes les vitesses de coupe. Leur étendue sur la face de coupe est relativement faible (15 μm à 20 μm au maximum). Cela n'est pas sans rappeler la valeur du rayon d'arête des plaquettes TPGN : en l'occurrence 18 μm . On constate donc que ces dépôts de Fe ne sont pas localisés aux mêmes endroits que les dépôts résultants du transfert d'inclusion de type MnS.

Sur la Figure 82, le profil EDS obtenu pour $L_c = 200\text{ m}$ présente une allure très différente des autres. Nous attribuons ce résultat comme étant une conséquence directe des multiples passes de chariotage (et donc entrées et sortie en matières) réalisées par la plaquette. La carte EDS de cette plaquette (Figure 83) montre en effet un nombre important de projections en dehors de la zone de contact outil / copeau.

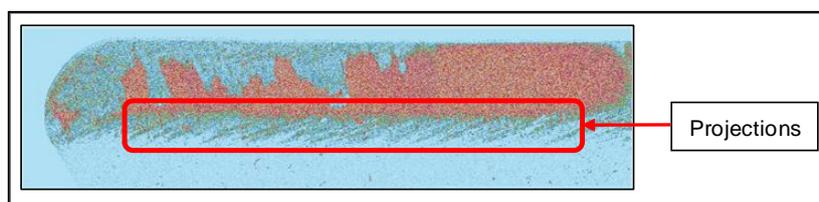


Figure 83 – Projections observées sur des plaquettes ayant effectué plusieurs passes.

Les analyses EDS n'ont pas révélé la présence significative d'autres éléments chimiques sur la face de coupe de la plaquette (en dehors de ceux entrant dans la composition de l'outil). Cet état de fait tend à montrer que les dépôts formés sont principalement le résultat du transfert de MnS. L'analyse de l'ensemble des données MEB et EDS indique que les CTS observées sont présentes sur une grande partie de la zone de contact outil / copeau, une zone à proximité immédiate de l'arête de coupe et variant entre 50 et 100 μm de largeur semble le plus souvent difficile à recouvrir, même pour des longueurs de copeaux relativement importantes.

- **Synthèse des résultats pour le couple {TPGN + 44SMn28}**

Influence de la vitesse de coupe sur les dépôts

Les observations des différents graphes que l'on trouvera en annexe montrent que la vitesse de coupe a une influence majeure sur la formation des CTS en face de coupe. A longueur de copeaux développée égale, il apparaît que les vitesses de coupe favorisant le mieux la formation de CTS pour le couple outil / matière investigué sont $V_c = 200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ et $V_c = 300 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$. Une vitesse de coupe trop faible ($V_c = 100 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$) ou trop élevée ($V_c = 400 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$) semble moins propice à la formation de CTS, même si on en constate sur la face de coupe de l'outil. Cette remarque est particulièrement vraie pour $V_c = 400 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, vitesse à laquelle la CTS semble avoir des difficultés à se consolider sur la face de coupe. Ces constats confirment les observations formulées par de nombreux auteurs : l'apparition des CTS se limite à un domaine de conditions opératoires dépendant de la vitesse de coupe.

Influence de la longueur de copeaux développée sur les dépôts

Les observations MEB et analyses EDS montrent que des dépôts se forment sur l'outil dès le premier mètre de copeau déroulé, c'est-à-dire pour des temps de contact outil / copeau extrêmement brefs (de 0,6 à 0,15 seconde, suivant la vitesse de coupe employée). Même pour de si faibles longueurs de copeaux (1 m et 3 m), les dépôts recouvrent déjà une très grande surface de la zone active de la plaquette. On peut raisonnablement penser que la CTS recouvre la quasi-totalité de la zone de contact outil / copeau dès 10 m de longueur de copeau développée. L'accroche des CTS sur la plaquette semble néanmoins fragile puisque le simple fait de faire plusieurs passes de chariotage suffit à fragiliser les dépôts dont les morceaux sont probablement évacués avec le copeau. Cependant, en raison de la forte teneur en soufre du 44SMn28, nous pensons que ce phénomène n'a pas une grande incidence dans la mesure où :

- Une partie des dépôts reste accrochée à la surface de l'outil.
- Les dépôts se reconstituent pour de très faibles longueurs de copeaux développées.

5.4.3. Couple {TPGN + Usimax D950}

- **Plaquettes analysées**

Nous souhaitons comparer les dépôts formés par l'usinage de l'Usimax D950 à ceux formés lors de l'usinage du 44SMn28. Nous avons donc repris le même plan d'expériences (Tableau 42), qui comprend certaines plaquettes n'ayant vu qu'une très courte longueur de copeau (1 m seulement). Les vitesses

de coupe testées sont les mêmes. On trouvera en annexe les résultats des analyses EDS des différentes plaquettes.

Tableau 42 – Synthèse des conditions {Vc, Lc} analysées au MEB.

	Longueur de copeaux développée (m)				
Vc (m.min⁻¹)	{400, 1}	{400, 3}	{400, 10}	{400, 30}	{400, 200}
	{300, 1}	{300, 3}	{300, 10}	{300, 30}	{300, 200}
	{200, 1}	{200, 3}	{200, 10}	{200, 30}	{200, 200}
	{100, 1}	{100, 3}	{100, 10}	{100, 30}	{100, 200}

- **Précautions particulières**

Nous avons veillé à ce que les plaquettes mises en œuvre dans ce plan d'expériences usinent aux mêmes diamètres que les plaquettes mises en œuvre dans le plan d'expériences précédent concernant le couple outil / matière {TPGN + 44SMn28}.

- **Principales observations**

Les premières observations en imagerie électronique au MEB ont mis en évidence la présence de dépôts en face de coupe de la plaquette, ce qui confirme bien l'aptitude du revêtement AlTiSiN à permettre l'apparition de CTS lors de l'usinage d'aciers à forte teneur en soufre.

Ces dépôts ressemblent à ceux observés lors du couple outil / matière {TPGN + 44SMn28}. De la même manière, on observe de véritables couches recouvrant la face de coupe. Les CTS apparaissent légèrement rayées, certainement par le frottement du copeau, dont on devine la direction d'écoulement du copeau. Ces observations concordent bien avec d'autres observations faites par microscopie optique, Figure 84. De manière analogue aux observations précédentes, on constate que le défilement du copeau sur la face de coupe ne se fait pas perpendiculairement à l'arête de coupe, comme cela devrait être le cas s'il s'agissait d'une opération de coupe orthogonale.

- **Résultats des analyses EDS**

Les résultats des analyses EDS confirment la présence de certains éléments chimiques composant les CTS. Les principaux éléments chimiques trouvés sont Mn, S, Fe et O. Leur présence varie grandement selon la position sur la face de coupe analysée et selon les conditions opératoires choisies durant l'usinage.

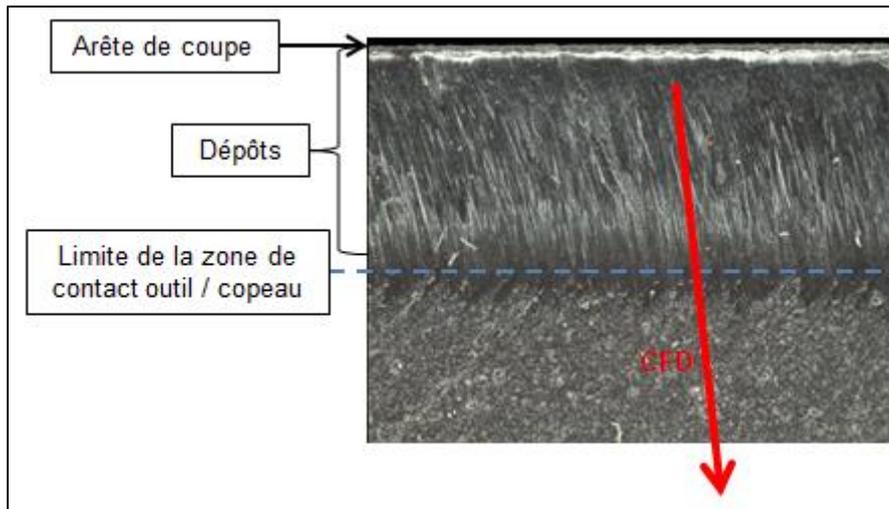


Figure 84 – Observation par microscopie optique d'une plaquette TPGN après usinage d'Usimax D950 à 300 m.min⁻¹.

De manière analogue au couple outil / matière précédent, on observe que les éléments Mn et S sont la plupart du temps présents aux mêmes endroits, ce qui nous incite à penser, pour les zones concernées, qu'il s'agit effectivement de dépôts formés à partir d'inclusions de type MnS provenant de l'acier usiné. Il semble néanmoins que les dépôts formés lors de l'usinage de l'Usimax D950 sont plus réguliers, Figure 85, notamment sur les 200 premiers μm à proximité de l'arête de coupe. On constate en particulier que les 100 premiers μm depuis l'arête sont mieux recouverts par les dépôts. Ce constat est valable aussi bien pour l'élément S que l'élément Mn.

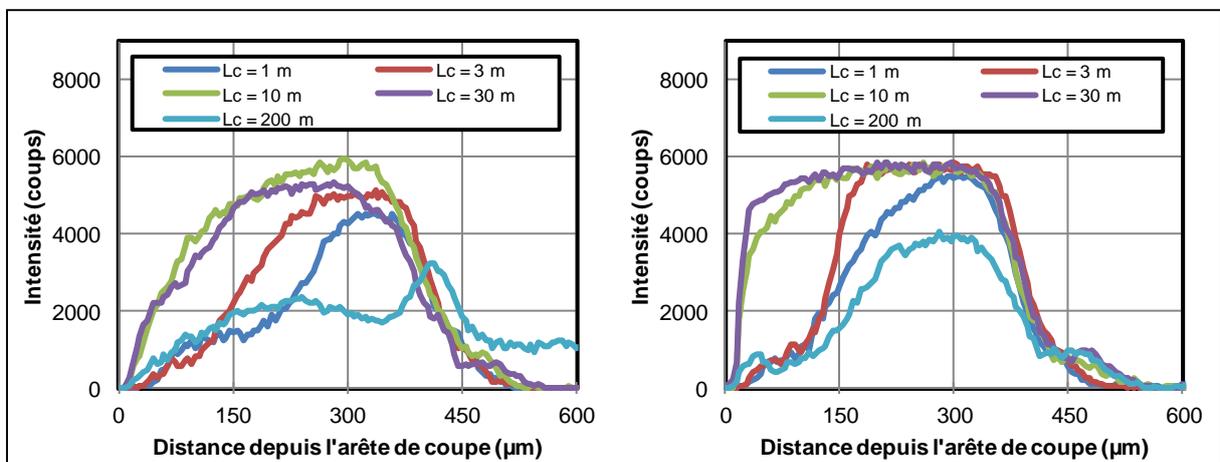


Figure 85 – Comparaison de profils obtenus à 200 m.min⁻¹ selon l'acier de décolletage usiné. (44SMn28 à gauche, et Usimax D950 à droite).

On remarque également sur la Figure 85 que les dépôts formés par les sulfures de manganèse MnS ont la même étendue sur la face de coupe de l'outil : entre 500 et 550 μm pour les longueurs de copeaux développées allant de 1 à 30 m (c'est-à-dire les dépôts formés lors d'une seule passe de chariotage).

L'étude des profils de l'élément Fe montre un comportement similaire à ce qui a été observé dans le cadre de l'usinage du 44SMn28 avec les plaquettes TPGN.

D'une manière générale, il apparaît donc que les CTS formées lors de l'usinage de l'Usimax D950 avec les plaquettes TPGN 160304 KCU10 de KENNAMETAL connaissent les mêmes tendances que les CTS formées lors de l'usinage du 44SMn28 avec les plaquettes du même type.

- **Synthèse des résultats pour le couple {TPGN + Usimax D950}**

Influence de la vitesse de coupe sur les dépôts

D'une manière générale, l'influence de la vitesse de coupe sur les CTS est comparable à ce que l'on avait retenu pour le couple outil / matière {TPGN + 44SMn28}. Les observations des différents graphes que l'on trouvera en annexe montrent que la vitesse de coupe a une influence majeure sur la formation des CTS en face de coupe.

A longueur de copeaux développée égale, les vitesses de coupe favorisant le mieux la formation de CTS pour ce couple outil / matière sont $V_c = 200 \text{ m.min}^{-1}$ et $V_c = 300 \text{ m.min}^{-1}$. Une vitesse de coupe trop faible ($V_c = 100 \text{ m.min}^{-1}$) ou trop élevée ($V_c = 400 \text{ m.min}^{-1}$) semble moins propice à la formation de CTS, même si on en constate sur la face de coupe de l'outil. Cette remarque est particulièrement vraie pour $V_c = 400 \text{ m.min}^{-1}$, vitesse à laquelle la CTS semble avoir des difficultés à se consolider sur la face de coupe.

Influence de la longueur de copeaux développée sur les dépôts

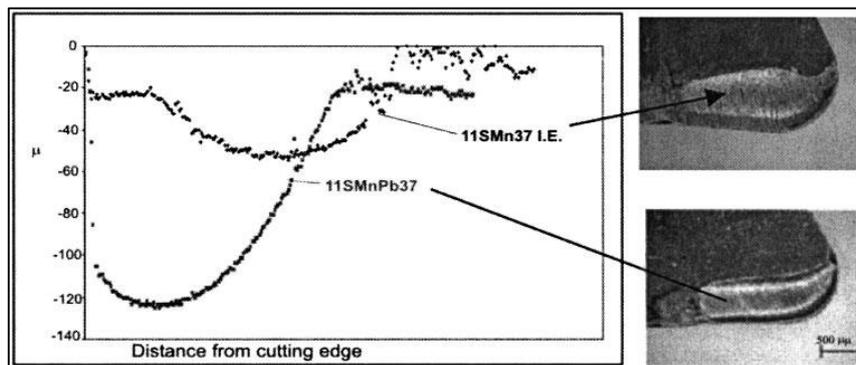
D'une manière générale, l'influence de la vitesse de coupe sur les CTS est comparable à ce que l'on avait retenu pour le couple outil / matière {TPGN + 44SMn28}. Les observations MEB et analyses EDS montrent que des dépôts se forment sur l'outil dès le premier mètre de copeaux, c'est-à-dire pour des temps de contact outil / copeau extrêmement brefs (de 0,6 à 0,15 seconde, suivant la vitesse de coupe employée). Même pour de si faibles longueurs de copeaux (1 m et 3 m), les dépôts recouvrent déjà une très grande surface de la zone active de la plaquette. On peut raisonnablement penser que la CTS recouvre la totalité de la zone de contact outil / copeau dès 10 m de longueur de copeaux développée. L'accroche des CTS sur la plaquette semble néanmoins fragile puisque le simple fait de faire plusieurs passes de chariotage suffit à fragiliser les dépôts dont les morceaux sont probablement évacués avec le copeau. Cependant, de manière analogue au 44SMn28, en raison de la forte teneur en soufre de l'Usimax D950 nous pensons que ce phénomène n'a pas une grande incidence dans la mesure où :

- Une partie des dépôts reste accrochée à la surface de l'outil.
- Les dépôts se reconstituent pour de très faibles longueurs de copeaux développées.

Comme nous venons de le voir, la principale différence entre les dépôts formés avec l'Usimax D950 et le 44SMn28 réside dans le meilleur recouvrement des 200 premiers μm depuis l'arête de coupe pour l'Usimax D950. Il est difficile de trouver une explication à ce phénomène. On pourrait évoquer la teneur en soufre de l'Usimax D950 (0,300 %), supérieure à celle du 44SMn28 (0,235 %). On pourrait également évoquer les différents traitements d'amélioration de l'usinabilité dont a bénéficié l'Usimax D950 (différences de populations d'oxydes), sans toutefois pouvoir établir un lien de cause à effet.

On pourrait encore évoquer les caractéristiques mécaniques qui, comme l'ont montré les mesures d'efforts de coupe, différent selon l'acier usiné sans toutefois pouvoir faire ici un quelconque rapprochement avec les résultats de profils. Il pourrait être utile de procéder à des analyses quantitatives (ou par exemple à des analyses de surface de type spectroscopie des électrons Auger) afin de voir si l'on constate des différences de compositions parmi les dépôts formés lors de l'usinage du 44SMn28 et de l'Usimax D950, ou à l'interface revêtement / CTS.

De la même manière, nous ne connaissons pas réellement l'influence que pourrait avoir cette différence de morphologie de dépôts sur le devenir de la face de coupe de l'outil. Une telle étude a été réalisée pour des aciers de décolletage de nuances 11SMn37Pb, considéré comme l'acier de référence, et 11SMn37 avec un traitement des oxydes (Subramanian et al., 2004). Cette étude a montré des différences notables entre les cratères formés en face de coupe des outils (Figure 86). La zone située à proximité de l'arête de coupe, en face de coupe, présentait une moindre usure dans le cas de l'acier à oxydes contrôlés. Cet état de fait est imputé à un changement de conditions de contact à l'interface outil / copeau sans plus d'informations quant à la nature et l'étendue des dépôts formés.



6. ETUDE MICRO-TOPOGRAPHIQUE DES CTS

Après avoir observé et analysé les différentes plaquettes au MEB et à la sonde EDS, nous avons procédé à des observations micro-topographiques des CTS formées en face de coupe. Le principal but de ces mesures est d'arriver à quantifier la morphologie (en termes de hauteur, mais aussi d'étendue), des dépôts observés. En outre, ces mesures sont également l'occasion de procéder à des observations par microscopie optique des CTS.

6.1. Présentation du matériel

Le matériel mis en œuvre pour ces mesures est un appareil de mesure optique par variation focale de marque ALICONA, modèle Infinite Focus SL.



Figure 87 – Appareil de mesure ALICONA Infinite Focus SL (source : ALICONA).

La technique de mesure par variation focale présente plusieurs caractéristiques qui en font une technique de choix pour la mesure des outils coupants (Danzl, Helml, & Scherer, 2009; Gao, Leach, Petzing, & Coupland, 2008; Rhee, Vorburger, Lee, & Fu, 2005). Ce type d'instrument a l'avantage de permettre aussi bien la mesure de surfaces complexes et relativement importantes telles que les surfaces de brise-copeaux, des rayons d'arête, que la mesure d'états de surface.

6.2. Paramètres de mesure

Les mesures sont effectuées en face de coupe. Nous avons effectué les mesures de microtopographie avec un objectif offrant un grossissement de 20x. Pour ce grossissement, la résolution latérale (côté d'un pixel carré) est de 0,498 μm . La résolution verticale estimée est d'environ 50 nm. La zone investiguée de la face de coupe est la même que celle analysée à la sonde EDS (Figure 70). De cette manière, il est possible de comparer par la suite les résultats des analyses EDS aux relevés micro-

topographiques. La Figure 88 donne un exemple de vue de dessus de la zone investiguée de la face de coupe. Il s'agit ici d'une plaquette TPUN (on reconnaît le revêtement TiN à son aspect doré) ayant usiné de l'Usimax D950 à $200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ sur une longueur de copeaux développée de 200 m. On remarque que les dépôts ne semblent pas réguliers le long de l'arête de coupe. Cet état de fait est vérifié lorsque l'on analyse la topographie. La flèche rouge indique ce qu'il semble être la direction d'écoulement du copeau (Chip Flow Direction CFD). Comme déjà observé au MEB, on remarque que la direction d'écoulement du copeau n'est pas perpendiculaire à l'arête de coupe. Les observations en différents endroits des plaquettes (à proximité du bec par exemple) montrent que les rayures sur les CTS n'ont pas exactement la même direction.

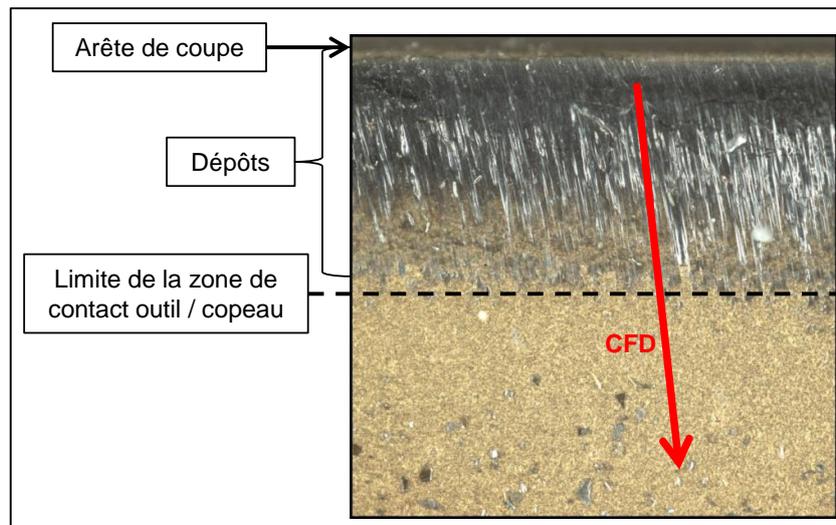


Figure 88 – Exemple de vue de dessus de la zone investiguée d'une face de coupe (plaquette TPUN).

Les CTS observées à l'ALICONA sont brillantes et d'apparence vitreuse. Lorsqu'elles sont assez fines, comme par exemple près de la fin de la zone de contact outil / copeau (Figure 88), on peut apercevoir le revêtement (d'aspect doré pour certains revêtements dont le TiN) de la plaquette par transparence. Quand on se rapproche du centre de la zone de contact outil / copeau la couleur devient plus sombre. Il est difficile de dire uniquement en se fondant sur les observations optiques si c'est parce que le revêtement a été « usé » par le copeau au début de l'usinage, ou si c'est le résultat de réactions (oxydation, diffusion,...) entre le revêtement et le troisième corps. Certains résultats de la littérature dont les travaux menés par (Brion, 1993) tendent à montrer qu'il s'agit de réactions entre le revêtement et le troisième corps.

6.3. Traitement des données

Une première partie du traitement des données est effectuée à l'aide du logiciel ALICONA IF-MeasureSuite. La surface mesurée est d'abord dégauchie dans un repère dont la face de coupe est prise comme référence. A partir de la surface mesurée par l'appareil, un profil moyen est calculé pour la largeur de la zone observée (1 mm). Les profils générés sont ensuite exportés au format .csv puis post-traités à l'aide d'un tableur (Excel). Un exemple de profil obtenu est montré Figure 95.

Le peu d'études de la littérature concernant la mesure micro-topographique des Couches de Transferts Sélectifs se basent souvent sur la hauteur des dépôts mesurés. Certains travaux consacrés à ce sujet ont été réalisés en mettant œuvre un appareil de mesure par contact, (Brion, 1993). Plus récemment, d'autres auteurs ont utilisé des appareils de mesure optique de type microscopie confocale ou bien interférométrique (M'Saoubi & Chandrasekaran, 2005). Les détails concernant la mesure même de cette hauteur de CTS sont cependant relativement vagues, quand on constate combien les résultats des mesures de CTS peuvent montrer une importante variabilité. L'analyse de ces travaux antérieurs permet néanmoins de connaître les différentes tendances que l'on est susceptible de rencontrer, à savoir :

- Un domaine d'existence privilégiée des CTS en fonction de la vitesse de coupe (Figure 63),
- L'apparition des CTS en fonction de la longueur de copeau développée (Figure 60).

A partir de ces indications, nous avons essayé d'exploiter au mieux les résultats obtenus. Nous avons recherché un ou plusieurs critères permettant de rendre compte de la morphologie des CTS. Dans cette optique nous avons, à partir des profils, extrait différentes informations dont :

- L'étendue des CTS (aire, distance depuis l'arête de coupe),
- La hauteur maximale des CTS,
- La position de la hauteur maximale des CTS par rapport à la face de coupe,
- La hauteur moyenne des CTS,
- Le volume des CTS.

L'analyse critique des résultats de nos mesures conduit à penser que parmi les différents critères envisagés et listés ci-avant, le volume ou la hauteur moyenne des CTS sont certainement les critères rendant le mieux compte de la morphologie des CTS en fonction de la vitesse de coupe et de la longueur de copeaux développée.

Nous avons également constaté que plusieurs entrées et sorties en matière de la plaquette (cas des $L_c = 200$ m et de quelques $L_c = 30$ m) perturbaient grandement la morphologie des CTS (et donc les profils), augmentant ainsi la variabilité des résultats.

Les informations issues de la mesure des plaquettes des différents couples outils / matériaux ont par la suite été comparées selon la vitesse de coupe et la longueur de copeaux développée.

6.4. Résultats

6.4.1. Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}

Les 16 plaquettes observées au MEB et analysées à la sonde EDS ont été mesurées. On trouvera en annexe les résultats de ces mesures.

- **Principales observations**

Les observations optiques montrent la présence de dépôts très minces sur la partie active de la face de coupe. Selon la zone investiguée de la face de coupe, les dépôts peuvent être suffisamment denses pour recouvrir complètement ou non la zone de contact outil / copeau. La Figure 89 montre les dépôts d'inclusions formés en face de coupe de l'outil. On peut apercevoir le revêtement doré de la plaquette. On constate que les dépôts sont très minces (on peut localement voir au travers), et faïencés.

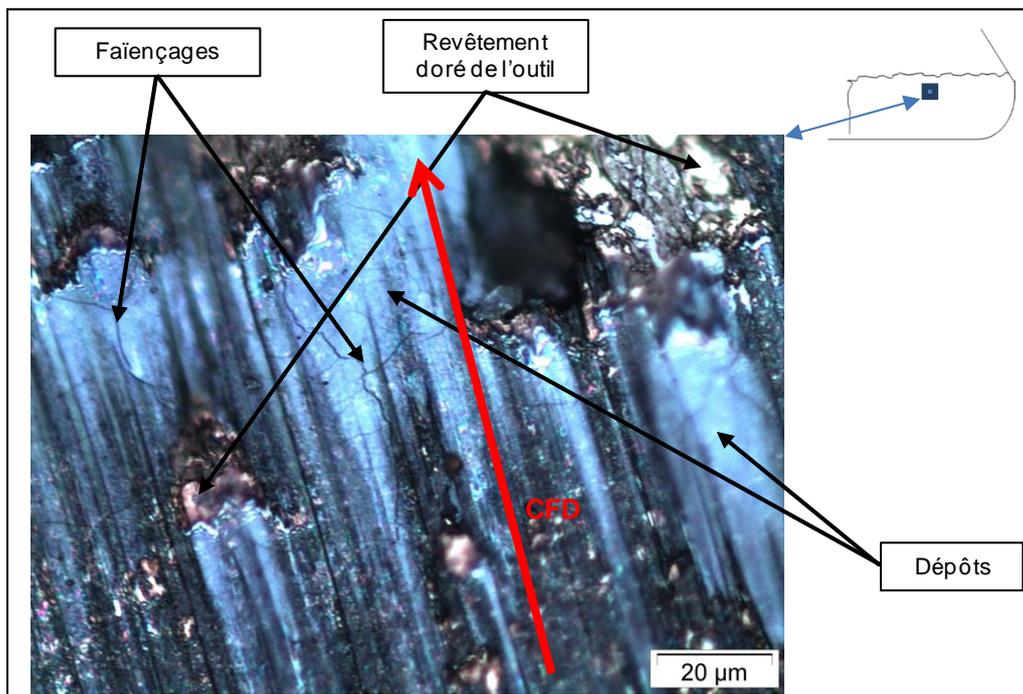


Figure 89 – Observation optique de dépôts très minces formés avec le couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}.

Suivant les conditions d'usinage de la plaquette, les mesures de microtopographie réalisées montrent que la zone active de la face de coupe présente un très léger début d'usure compris entre 0 et 5 µm selon la vitesse de coupe et la longueur de copeaux développée. Ce constat montre que les très minces dépôts formés pour ce couple outil / matière ne parviennent pas à empêcher l'usure en face de coupe des plaquettes, Figure 90. Dans un souci de clarté, cette vue 3D ne présente qu'une région de la partie active de la plaquette (il manque le bec sur la partie droite de l'image). Le début de cratérisation apparaît suivant deux directions : le long de l'arête de coupe, et suivant la direction d'écoulement du copeau.

On remarque sur la partie gauche de l'image la région nommée « entaille », en dehors de la zone de contact outil / copeau, où l'on trouve un nombre important de projections (métalliques et non métalliques).

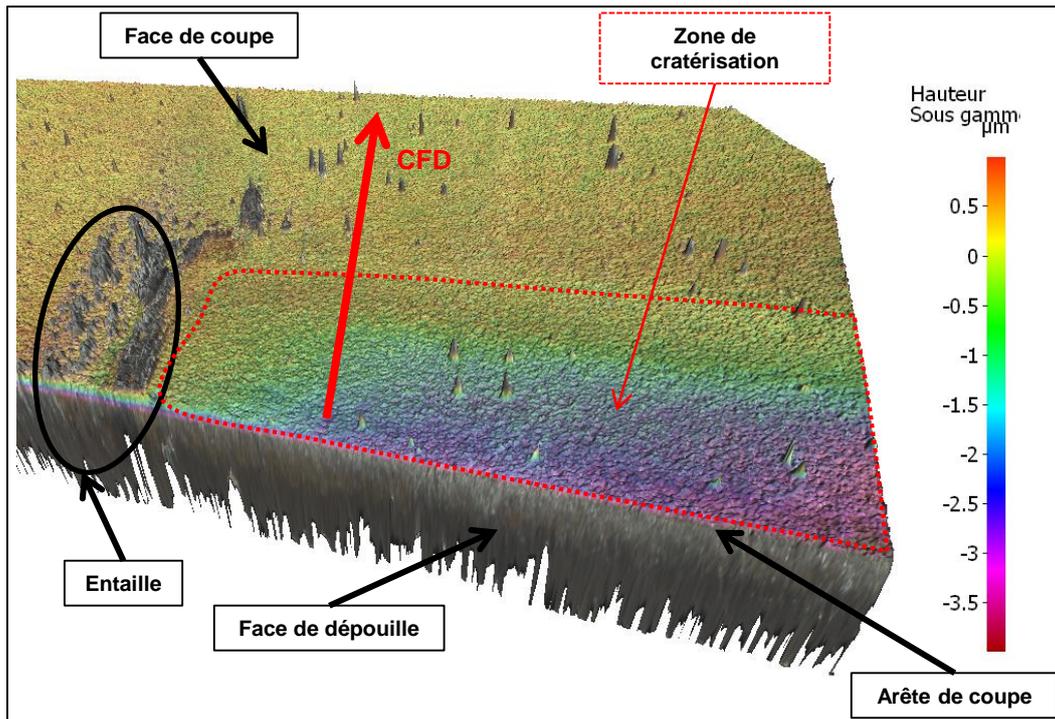


Figure 90 – Exemple de début cratérisation observé pour {250 m.min⁻¹ ; 200 m}.

Malgré cela, nous avons cherché à évaluer l'impact des dépôts sur l'usure des plaquettes. Pour ce faire, nous avons comparé le profil moyen d'altitude de la face de coupe avec les profils des analyses EDS, élément par élément.

Un exemple est donné Figure 91 ; on y présente la plaquette ayant usiné à 250 m.min⁻¹ sur une longueur de 100 m. On constate sur cette plaquette un début de cratérisation s'étendant sur près de 700 μm depuis l'arête de coupe, et atteignant environ 1,8 μm de profondeur.

Les résultats des mesures de microtopographie couplés aux résultats des analyses EDS ainsi qu'aux observations optiques des plaquettes montrent que la zone de contact outil / copeau peut être subdivisée en trois zones distinctes :

- Une première zone débutant à partir de l'arête de coupe, et s'étendant sur une distance de 200 à 400 μm selon le couple {Vc ; Lc} de la plaquette.
- Une seconde zone s'étendant à la suite de la première, et se terminant à environ 600-700 μm de l'arête de coupe selon le couple {Vc ; Lc} de la plaquette.
- Une troisième zone débutant à la suite de la seconde, et se terminant à environ 1000-1100 μm de l'arête de coupe.

On peut éventuellement observer une quatrième zone, encore plus reculée que la troisième zone, et recouverte de projections. Cette zone est cependant en dehors du contact outil / copeau.

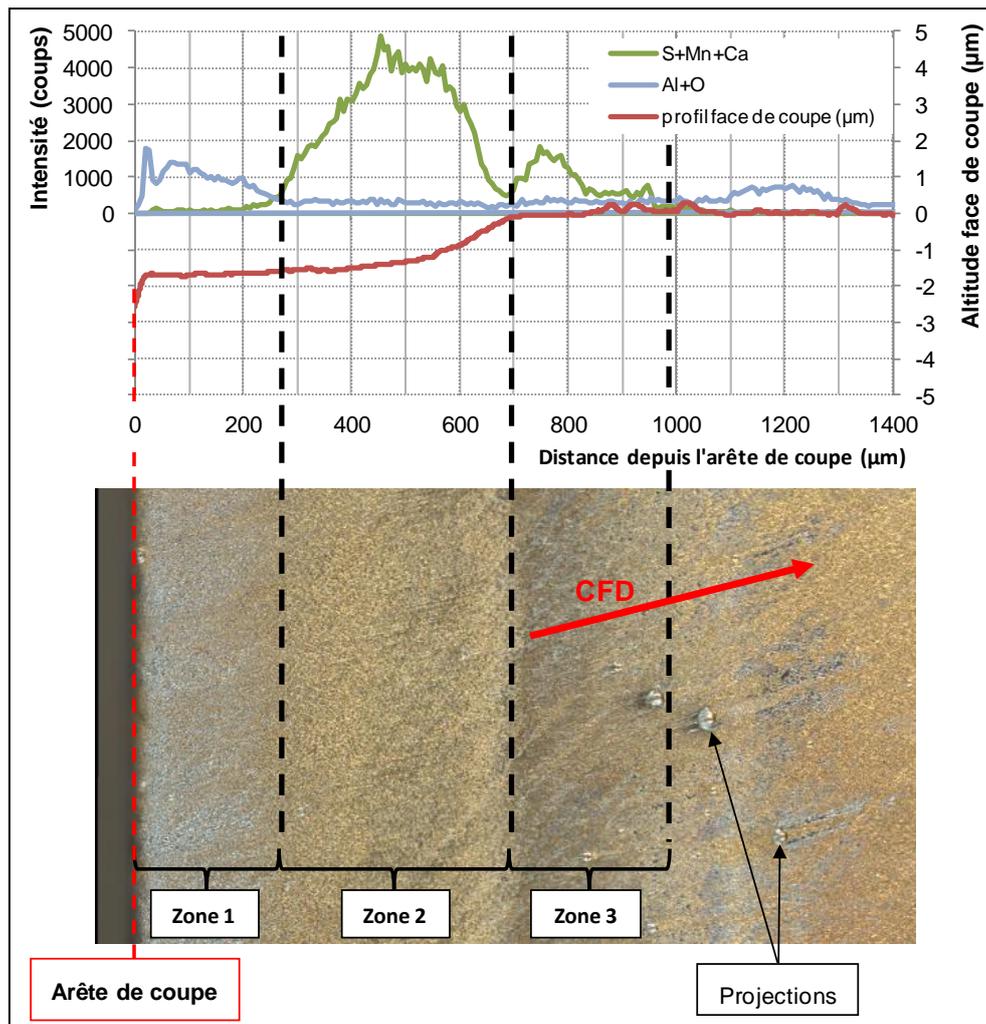


Figure 91 – Comparaison de profils EDS, de profils de microtopographie et de l'observation de la face de coupe d'une plaquette après usinage de C35 à oxydes contrôlés.

6.4.2. Couple {44SMn28 + TPGN}

Les vingt plaquettes observées au MEB et analysées à la sonde EDS ont été mesurées. On trouvera en annexe les résultats de ces mesures.

- **Principales observations**

Suivant les conditions d'usinage de la plaquette, les observations optiques réalisées montrent que les dépôts formés ont une hauteur maximale pouvant localement dépasser les 7 µm.

La Figure 92 présente une vue 3D montrant la topographie de la zone de la face de coupe investiguée. Cette zone a pour dimensions latérales 1 mm (le long de l'arête de coupe) par environ 1 mm. Sur ce type de vue 3D, nous avons volontairement augmenté l'échelle de la verticale par rapport aux directions latérales, dans le but de mieux faire apparaître les dépôts formés. Pour cette plaquette, les analyses EDS montraient que l'épaisseur des dépôts formés variait selon la distance depuis l'arête de coupe, et que les 150 premiers µm depuis l'arête de coupe n'étaient pas aussi bien recouverts par les CTS que le reste de la zone de contact outil / copeau. Ces assertions sont bien confirmées par l'analyse microtopographique de la plaquette.

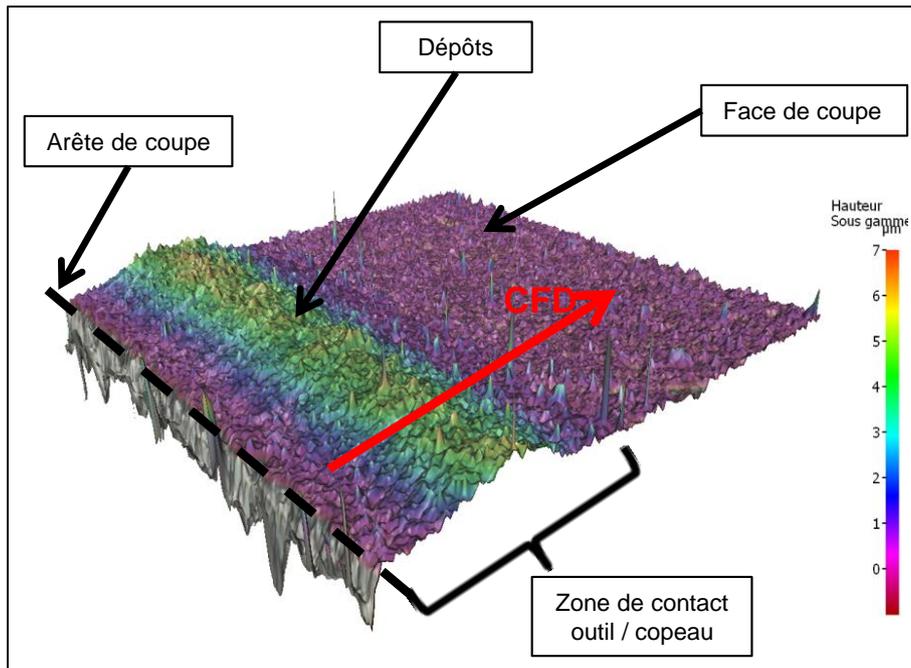


Figure 92 – Exemple de vue 3D de CTS en face de coupe.

Les observations au MEB et analyses EDS des plaquettes TPGN ayant usiné du 44SMn28 montraient que, pour un certain nombre d'entre elles, des morceaux de CTS s'étaient détachés de la face de coupe (Figure 81). Les mesures de microtopographie permettent de confirmer ce phénomène, comme on le voit sur la Figure 93.

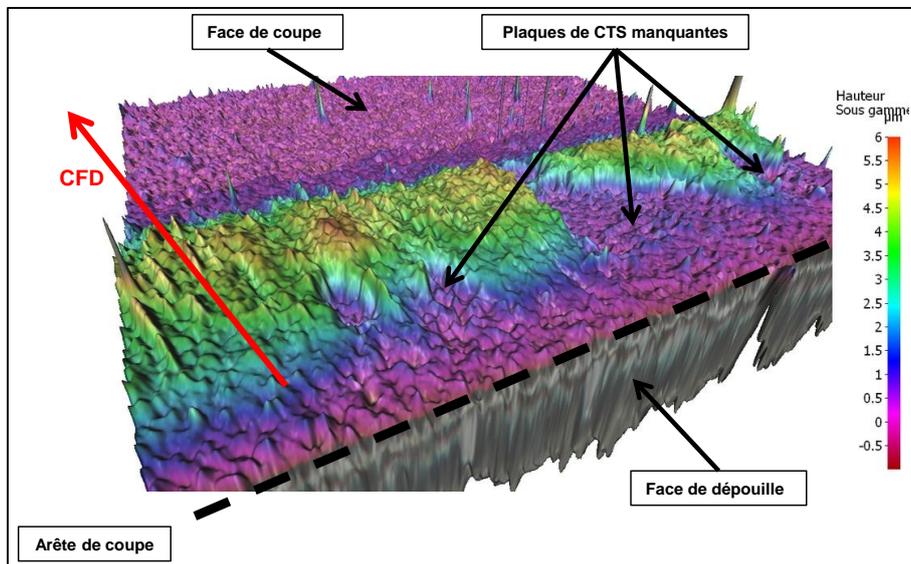


Figure 93 – Vue 3D montrant des d'importantes irrégularités de reliefs consécutives à la disparition de morceaux de CTS.

Les différents résultats extraits à partir des profils sont présentés en annexe. La Figure 94 présente l'évolution des volumes de CTS en fonction de la longueur de copeaux développée ($L_c = 1, 3, 10, 30$ et $200 \mu\text{m}$), selon la vitesse de coupe mise en œuvre.

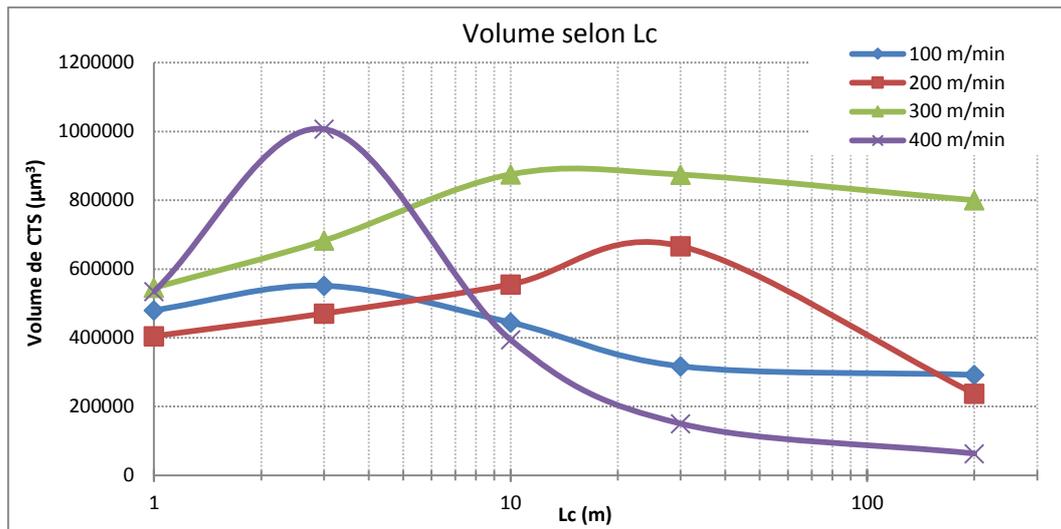


Figure 94 – Evolution des volumes de CTS selon V_c ($m \cdot min^{-1}$) et L_c (m) pour le couple {TPGN + 44SMn28}.

- **Synthèse des résultats pour le couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}**

Nous ferons ici principalement trois remarques :

- Les volumes de CTS obtenus après quelques mètres usinés sont du même ordre de grandeur que les volumes de CTS obtenus pour des longueurs de copeaux développées beaucoup plus grandes, ce qui montre la rapidité d'apparition des CTS lors de l'usinage d'aciers de décolletage présentant une forte teneur en soufre.
- La courbe décrivant l'évolution du volume de CTS relatif à la plus grande vitesse de coupe ($V_c = 400 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$) présente des variations importantes pour les longueurs de copeaux développées les plus courtes ($L_c = 1 \text{ m}$ et $L_c = 3 \text{ m}$).
- Les autres courbes sont ordonnées de la même manière pour toutes les longueurs de copeaux développées, sauf à $L_c = 200 \text{ m}$ ce qui pourrait s'expliquer par le fait que les plaquettes ont réalisé plusieurs passes de chariotage.

Influence de la vitesse de coupe sur les dépôts

Les remarques b) et c) formulées ci-avant font apparaître ce qu'il semble être une hiérarchisation des vitesses de coupe quant à l'apparition des CTS en face de coupe. A longueur de copeaux développée égale, le classement des vitesses de coupe favorisant le plus l'apparition de CTS est :

- 1) $V_c = 300 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$,
- 2) $V_c = 200 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$,
- 3) $V_c = 100 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$,
- 4) $V_c = 400 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$.

Une vitesse de coupe trop faible ($V_c = 100 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$) ou trop élevée ($V_c = 400 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$) semble moins propice à la formation de CTS, même si on en constate sur la face de coupe de l'outil. Cette remarque est particulièrement vraie pour $V_c = 400 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$, vitesse à laquelle la CTS semble avoir des difficultés à se consolider sur la face de coupe.

Influence de la longueur de copeaux développée sur les dépôts

D'une manière générale, l'influence de la longueur de copeaux développée sur les CTS est comparable à ce que l'on avait retenu pour le couple outil / matière {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}. Les mesures de microtopographie montrent que des dépôts formés sur l'outil dès le premier mètre de copeaux présentent un volume « conséquent », puisque du même ordre de grandeur des volumes de CTS observés après des longueurs de copeaux développées beaucoup plus grandes. Comme l'avaient suggéré les analyses EDS, on constate que la CTS recouvre la majorité de la zone de contact outil / copeau dès 10 m de longueur de copeaux développée. Comme déjà évoqué, nous attribuons cette rapidité d'apparition de CTS à la forte teneur en soufre du 44SMn28.

6.4.3. Couple {TPGN + Usimax D950}

Les vingt plaquettes observées au MEB et analysées à la sonde EDS ont été mesurées. On trouvera en annexe les résultats de ces mesures.

- **Principales observations**

D'une manière générale, les CTS obtenues avec ce couple outil / matière présentent une morphologie comparable à celles obtenues avec le couple {TPGN + 44SMn28}. Suivant les conditions d'usage { V_c ; L_c } de la plaquette, les mesures de microtopographie réalisées montrent que les dépôts formés ont une hauteur maximale pouvant localement dépasser les 12 μm (Figure 95).

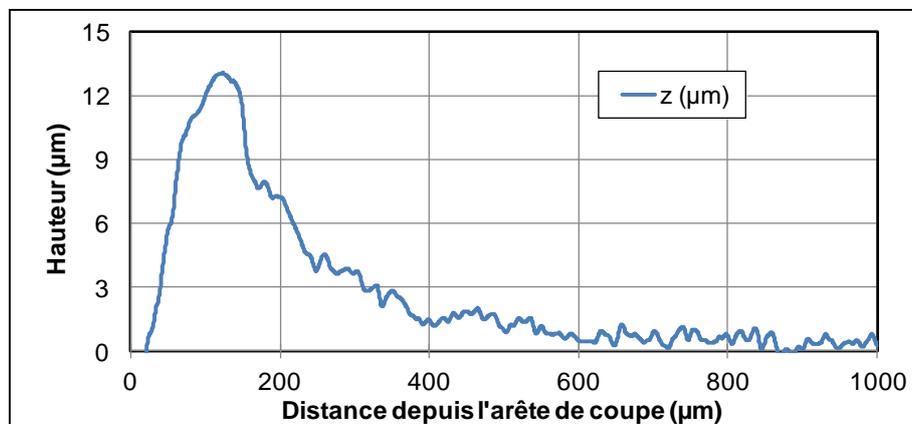


Figure 95 – Exemple de profil (non moyenné) de hauteur de CTS depuis l'arête de coupe pour $V_c = 100 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ et $L_c = 200 \text{ m}$, pour le couple {TPGN + Usimax D950}.

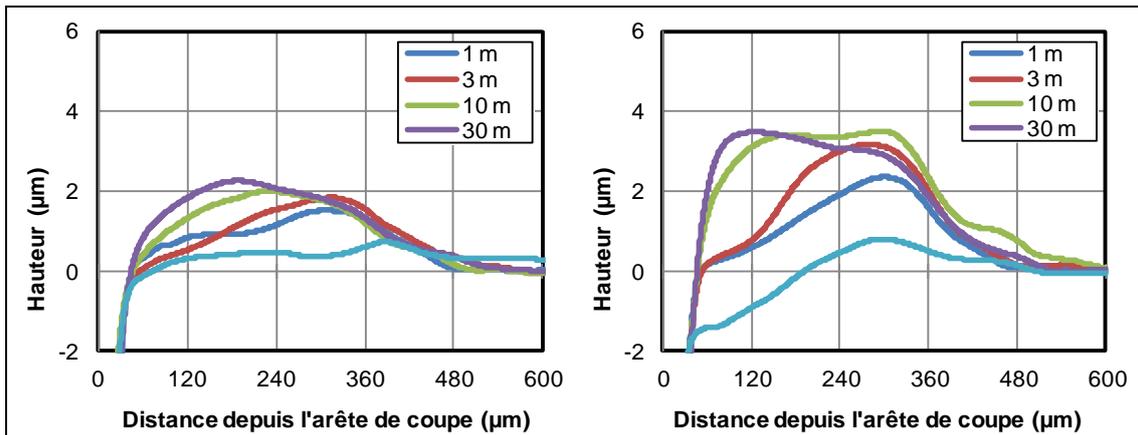


Figure 96 – Comparaison de profils (moyennés) de CTS obtenues lors de l'usinage à 200 m.min⁻¹. (44SMn28 à gauche, et Usimax D950 à droite).

Les résultats des analyses EDS semblaient également montrer que les CTS formées en usinant l'Usimax D950 parvenaient à se maintenir plus facilement à proximité de l'arête de coupe que les CTS formées en usinant le 44SMn28 (cf. Figure 85). Les mesures de microtopographie des plaquettes confirment cette tendance, comme le montre la Figure 96. Les résultats extraits à partir des mesures sont présentés en annexe. Les mesures des plaquettes ayant usiné une longueur de copeaux développée L_c de 200 m montrent souvent des résultats qui sont très différents de ce que l'on pourrait attendre, notamment pour $V_c = 200$ m.min⁻¹. Comme déjà précisé auparavant, nous attribuons cela au fait que les plaquettes ayant usiné une longueur de 200 m ont effectué plusieurs passes de chariotage, donc plusieurs entrées et sorties en matière qui ont probablement bouleversé la morphologie des dépôts. Par ailleurs, l'observation détaillée des plaquettes ayant usiné à grandes vitesses (400 m.min⁻¹) fait apparaître des débuts de cratérisation à partir de 30 m de copeaux. La Figure 97 présente l'évolution des volumes de CTS en fonction de la longueur de copeaux développée ($L_c = 1, 3, 10, 30$ et 200 m), selon la vitesse de coupe utilisée.

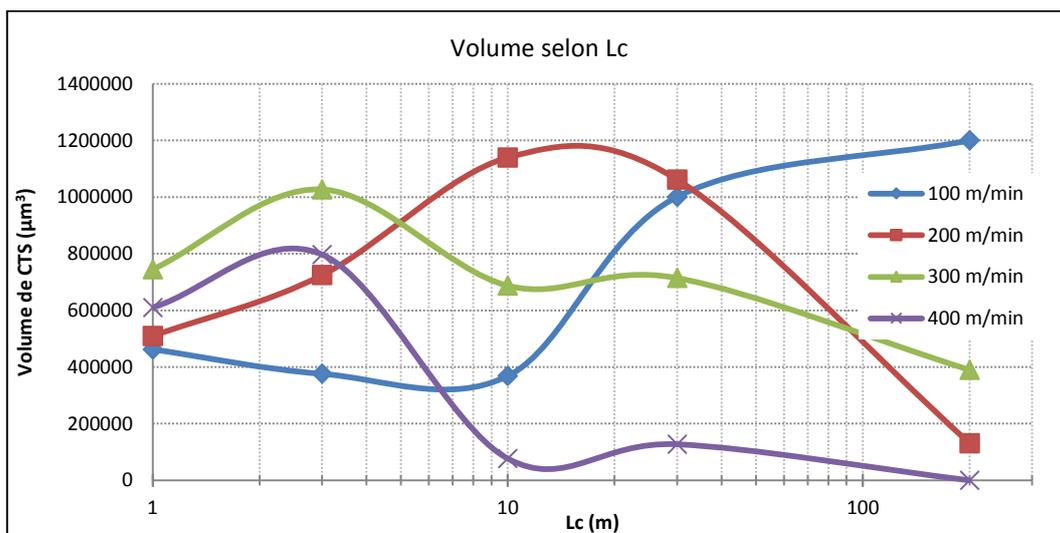


Figure 97 – Evolution des volumes de CTS selon V_c (m.min⁻¹) et L_c (m) pour le couple {TPGN + Usimax D950}.

- **Synthèse des résultats pour le couple {TPGN + Usimax D950}**

Nous ferons ici principalement deux remarques :

- a) Comme pour le couple outil / matière précédant, nous constatons que la courbe décrivant l'évolution du volume de CTS relatif à la plus grande vitesse de coupe ($V_c = 400 \text{ m.min}^{-1}$) présente des variations importantes pour les longueurs de copeaux développées les plus courtes ($L_c = 1 \text{ m}$ et $L_c = 3 \text{ m}$).
- b) Une différence apparaît pour la plus basse vitesse de coupe ($V_c = 100 \text{ m.min}^{-1}$). Sur les plus courtes longueurs de copeaux développées (1 m, 3 m et 10 m) les volumes de CTS sont relativement faibles par rapports à ceux relatifs aux autres vitesses de coupes. Cependant, les CTS semblent se consolider et croître progressivement pour les plus grandes longueurs de copeaux développées.

Influence de la vitesse de coupe sur les dépôts

Les remarques formulées ci-avant font apparaître ce qu'il semble être une hiérarchisation des vitesses de coupe quant à l'apparition des CTS en face de coupe. A longueur de copeaux développée égale, le classement des vitesses de coupe favorisant le plus l'apparition de CTS est :

- 1) $V_c = 200 \text{ m.min}^{-1}$,
- 2) $V_c = 100 \text{ m.min}^{-1}$,
- 3) $V_c = 300 \text{ m.min}^{-1}$,
- 4) $V_c = 400 \text{ m.min}^{-1}$.

De manière analogue à ce qu'il avait été vu pour le 44SMn28, une vitesse de coupe trop faible ($V_c = 100 \text{ m.min}^{-1}$) ou trop élevée ($V_c = 400 \text{ m.min}^{-1}$) semble moins propice à la formation de CTS, même si on en constate sur la face de coupe de l'outil. Cette remarque est particulièrement vraie pour $V_c = 400 \text{ m.min}^{-1}$, vitesse à laquelle la CTS semble avoir des difficultés à se consolider sur la face de coupe. Par contre, on constate que la meilleure des vitesses de coupe est certainement $V_c = 200 \text{ m.min}^{-1}$ ou bien $V_c = 100 \text{ m.min}^{-1}$, mais plus $V_c = 300 \text{ m.min}^{-1}$.

Influence de la longueur de copeaux développée sur les dépôts

D'une manière générale, l'influence de la vitesse de coupe sur les CTS est comparable à ce que l'on avait retenu pour le couple outil / matière {TPGN + 44SMn28}. Les mesures de microtopographie montrent que des dépôts formés sur l'outil dès le premier mètre de copeaux présentent un volume « conséquent », puisque du même ordre de grandeur des volumes des CTS observées après des longueurs de copeaux développées beaucoup plus grandes. Comme l'avaient suggéré les analyses EDS, on peut raisonnablement penser que la CTS recouvre la majorité de la zone de contact outil / copeau dès 10 m de longueur de copeaux développée. Comme déjà évoqué pour le 44SMn28, nous attribuons cette rapidité d'apparition de CTS à la forte teneur en soufre de l'Usimax D950.

7. CONCLUSIONS

Ce chapitre montre l'importance du rôle de la composition des aciers sur la morphologie et la composition des Couches de Transferts Sélectifs. Les expériences et mesures entreprises ont ainsi fait apparaître plusieurs différences selon l'acier usiné et les conditions opératoires mises en œuvre.

- **Morphologie des dépôts selon l'acier usiné**

Les CTS formées lors de l'usinage du C35 à oxydes contrôlés sont facilement observables en microscopie optique ou électronique. Les analyses de microtopographie montrent cependant que les CTS restent très minces et ne parviennent pas à empêcher la cratérisation progressive du revêtement. Les CTS se montrent morcelées et leur apparence change le long de la direction d'écoulement du copeau. Il est ainsi possible de subdiviser la zone de contact outil / copeau en trois zones distinctes. Ces résultats laissent donc pressentir des changements significatifs des conditions de contact entre l'outil et le copeau selon la distance à l'arête de coupe.

L'observation par microscopie optique ou électronique montre que les CTS formées lors de l'usinage des aciers de décolletage ont des morphologies bien différentes : les dépôts sont homogènes sur l'ensemble de la zone de contact outil / copeau. Les mesures de microtopographie confirment cette homogénéité et montrent également qu'elles sont vraisemblablement capables de préserver l'outil de l'usure, puisque l'on constate une surépaisseur sur la face de coupe là où l'on observait un début de cratérisation avec le C35 à oxydes contrôlés. L'épaisseur moyenne peut ainsi dépasser plusieurs micromètres selon les conditions opératoires choisies. Bien que les dépôts formés restent minces, même eu égard au revêtement, leur présence semble donc suffisante pour changer les conditions de contact à l'interface outil / copeau.

- **Apparition et maintien des CTS en face de coupe**

Les résultats des expériences montrent des différences entre le 44SMn28 et l'Usimax D950. Une première différence tient aux épaisseurs moyennes des dépôts : l'Usimax D950 tend à former des CTS plus épaisses que le 44SMn28. Une seconde différence tient au fait que les CTS produites par l'Usimax D950 couvrent plus efficacement la face de coupe de l'outil et notamment la partie la plus proche de l'arête de coupe. On peut associer cette différence de composition de CTS à l'acier usiné. Certains auteurs ont montré comment un traitement calcium des oxydes a aussi pour conséquence de favoriser les inclusions de type (Ca,Mn)S (Brion 1993) (Larsson & Rупpi, 2001). D'après (Brion 1993), le traitement des oxydes a pour conséquence de diminuer la concentration en oxygène dans les sulfures. D'autres expérimentations / mesures mettant en œuvre d'autres techniques seraient certainement nécessaires pour confirmer ce fait. Cependant, nous pouvons ici nous interroger sur l'éventuelle influence de la teneur en oxygène des sulfures et leur affinité chimique avec le revêtement de l'outil.

En dehors des mesures d'efforts de coupe, les moyens mis en œuvre dans ce chapitre permettent de faire des constats a posteriori. Les résultats sont donc perçus comme étant les seules traces restantes de phénomènes qui se sont déroulés à l'interface outil / copeau durant l'opération d'usinage. La CTS n'apparaît pas instantanément (ce que confirment les analyses EDS pour les faibles longueurs de copeaux développés). La littérature, confirmée par nos résultats, précise que sa stabilité n'est pas

garantie : la CTS est susceptible d'être évacuée par le copeau. Elle résulte donc d'un processus dynamique. Les observations réalisées doivent tenir compte de cet état de fait. En nous intéressant à l'évolution des volumes de CTS au cours du temps, nous posons implicitement une hypothèse de stabilité que nous ne pouvons vérifier. Les efforts de coupe sont des informations trop globales pour attester de la stabilité du processus de formation de la CTS. Il est nécessaire d'accéder à des informations plus locales de la zone de contact outil / copeau.

Nous avons vu comment les analyses chimiques à la sonde EDS et les mesures de microtopographie se révèlent complémentaires. Il est possible d'identifier un niveau local d'usure ou de protection de l'outil et de lui associer une composition chimique indiquant si on observe le revêtement, le substrat ou bien une CTS. Ces informations devraient être complétées par des coupes transversales de l'extrême surface de l'outil ; révélant ainsi la composition et la structure de la CTS dans son épaisseur voire les éventuelles modifications chimiques à l'interface outil / matière (Larsson & Ruppi, 2001).

Nous avons cherché à estimer plus finement les conditions thermomécaniques rencontrées par l'outil durant l'usinage, afin de décrire au mieux les conditions d'apparition et d'existence des Couches de Transferts Sélectifs. C'est dans le but d'éclairer et d'approfondir les connaissances acquises par ce chapitre qu'il a été décidé de mettre en œuvre un banc de thermographie infrarouge, afin d'obtenir des informations supplémentaires relatives aux conditions de contact outil / copeau.

Chapitre 4

CTS ET TEMPERATURE

A L'INTERFACE OUTIL / COPEAU

CHAPITRE 4 – CTS ET DISTRIBUTIONS DE TEMPERATURES A L'INTERFACE OUTIL / COPEAU

1. PRESENTATION GENERALE DU CHAPITRE

Nous avons vu dans le chapitre 3 l'influence des conditions opératoires sur l'apparition des Couches de Transferts Sélectifs. En particulier, les résultats ont montré que l'existence des CTS en face de coupe de l'outil dépendait fortement de la vitesse de coupe mise en œuvre. Nous cherchons maintenant à expliciter l'influence de la vitesse de coupe sur les conditions thermomécaniques rencontrées à l'interface outil / copeau lors de l'usinage. Nous disposons déjà de la connaissance des efforts de coupe mesurés lors des opérations de tournage. Nous cherchons à compléter cette information par les températures rencontrées à l'interface outil / copeau.

La mesure de température à l'interface outil / copeau est donc le principal sujet de ce chapitre. Afin de répondre à cette problématique complexe, nous avons choisi de mettre en œuvre un dispositif de thermographie infrarouge pour filmer des opérations d'usinage. La première partie de ce chapitre est donc dédiée à la présentation de la thermographie infrarouge et de son application à la mesure de température en usinage. Nous rappelons en premier lieu quelques notions propres à la thermographie infrarouge avant de présenter le banc de thermographie développé depuis plusieurs années par l'équipe de recherche. Nous justifions les choix adoptés lors de la conception de ce banc de thermographie et décrivons le fonctionnement de cet outil de mesure. Nous présentons ensuite le protocole de traitement de données développé, qui permet de remonter aux températures de l'outil durant l'opération d'usinage.

Dans un second temps nous utilisons ce banc de thermographie pour l'étude de deux couples outil / matière déjà abordés lors du chapitre 3 : il s'agit des couples :

- {CERATIZIT TPUN 160304 CTC1135 + C35 à oxydes contrôlés} (acier de construction),
- {CERATIZIT TPUN 160304 CTC1135 + Usimax D950} (acier de décolletage).

Les résultats du chapitre 3 ont montré que ces deux couples outil / matière permettaient l'apparition de CTS en face de coupe lors de l'usinage mais qui sont différentes selon la composition de l'acier. Les résultats relatifs aux deux couples outil / matière sont ensuite discutés et comparés.

2. THERMOGRAPHIE INFRAROUGE

La thermographie consiste à observer une image thermique, c'est-à-dire le rayonnement électromagnétique émis par un objet. Le spectre d'émission électromagnétique des objets est continu. La thermographie infrarouge se limite donc, par l'emploi d'une caméra thermique, à l'étude du rayonnement infrarouge, permettant la représentation spatiale et / ou temporelle de l'état thermique d'une scène thermique considérée.

On représente ci-dessous le problème de la coupe orthogonale avec les différentes sources de chaleur sur lesquelles nous focalisons notre attention.

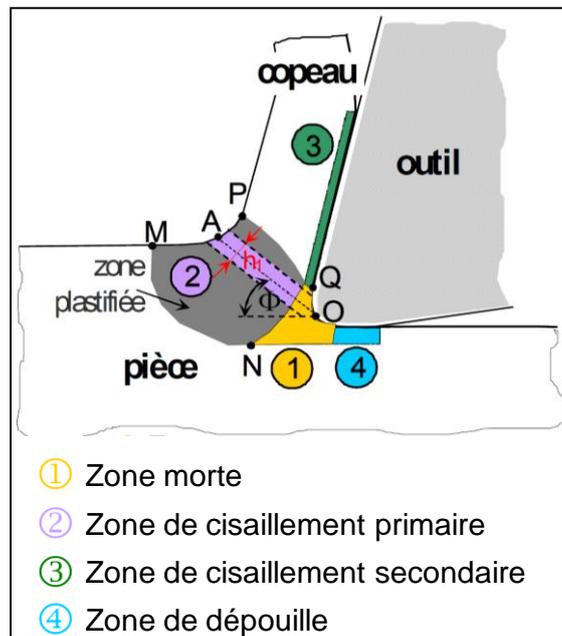


Figure 98 – Principales zones mises en évidence dans le domaine de coupe. D'après (Puigsegur, 2002).

Lors d'une opération d'usinage, l'interaction outil / pièce se traduit par d'intenses déformations de la matière ; dont du cisaillement ainsi que par du frottement entre différents corps. L'énergie mécanique dépensée dans les zones de cisaillement est majoritairement convertie en chaleur et dissipée par les trois corps en présence : le copeau, la pièce et l'outil. Aux surfaces libres, cette chaleur est évacuée par un rayonnement que l'on va chercher à mesurer.



Figure 99 – Origine du rayonnement thermique lors d'une opération d'usinage.

2.1. Rappels historiques et considérations radiométriques

2.1.1. Rayonnement spectral

On identifie généralement plusieurs bandes spectrales dans l'espace radiométrique en fonction de leur longueur d'onde :

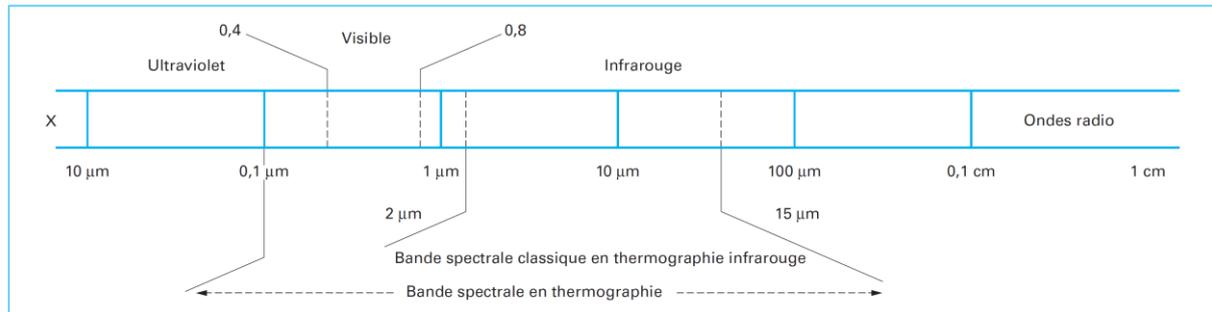


Figure 100 – Spectre des rayonnements électromagnétiques (Pajani, 2013).

On distinguera en particulier :

- Le domaine visible : de 0,4 μm à 0,8 μm ,
- Le proche infrarouge (NWIR) : de 0,8 μm à environ 1 μm ,
- Les ondes infrarouges courtes (SWIR) :
 - o de environ 0,9 μm à 1,7 μm ,
 - o ou de 0,9 μm à environ 2,5 μm ,
- Les ondes infrarouges moyennes (MWIR) : de 2 μm à 5 μm ,
- Les ondes infrarouges longues (LWIR) : de 7,5 μm à 14 μm , voire plus.

Tout objet émet un rayonnement électromagnétique dont le spectre et l'intensité dépendent de sa température. En général, les radiations électromagnétiques émises se situent en partie dans l'ultraviolet, dans tout le visible et dans l'infrarouge.

2.1.2. Découverte du rayonnement infrarouge

La connaissance du rayonnement infrarouge est due à Sir William Herschel en 1800. Les progrès scientifiques menés durant le 19^{ème} siècle aboutirent à une suite de découvertes remarquables ainsi que la compréhension de la physique mise en œuvre. Joseph Stefan (1835-1893) montre expérimentalement que l'émittance totale d'un corps noir ($\text{W}\cdot\text{m}^{-2}$), la puissance totale rayonnée par unité de surface dans le demi-espace libre d'un corps noir dans l'ensemble de la bande spectrale s'étendant de 0 à l'infini, est proportionnelle à la puissance quatrième de sa température T (K). Le rayonnement thermique est en général dans l'infrarouge, comme le montre la Figure 101 mais la longueur d'onde correspondant à l'émittance maximale rayonnée dépend de la température du corps. Plus la température augmente, plus la longueur d'onde correspondant à l'émittance maximale rayonnée diminue : cet état de fait est mis en évidence expérimentalement par Wilhelm Wien (1864-1928) en 1893. Wien montre ainsi

que la longueur d'onde λ_{max} la plus présente dans le spectre de radiation est inversement proportionnelle à la température du corps noir.

Max Planck (1858-1947) propose en 1900 un modèle basé sur sa théorie des quantas pour décrire l'émittance spectrale $M_\lambda(\lambda, T)$ d'un corps noir :

$$M_\lambda(\lambda, T) = \frac{2\pi hc^2}{\lambda^5 (e^{hc/\lambda kT} - 1)}$$

Où :

- $M_\lambda(\lambda, T)$: puissance émise par unité de surface dans un angle solide d'ouverture 2π et par unité d'intervalle spectral λ ($W \cdot m^{-2} \cdot m^{-1}$),
- λ : longueur d'onde du rayonnement considéré (m),
- T : température du corps noir (K),
- h : constante de Planck ($h = 6,63 \times 10^{-34}$ J.s),
- c : vitesse de la lumière dans le vide ($c = 3 \times 10^8$ m.s⁻¹),
- k : constante de Boltzmann ($k = 1,38 \times 10^{-23}$ J.K⁻¹).

L'émittance spectrale ainsi exprimée dépendant de deux variables (λ et T), on trace habituellement non pas une seule, mais plusieurs courbes de Planck (une par température) en fonction de la longueur d'onde λ (Figure 101).

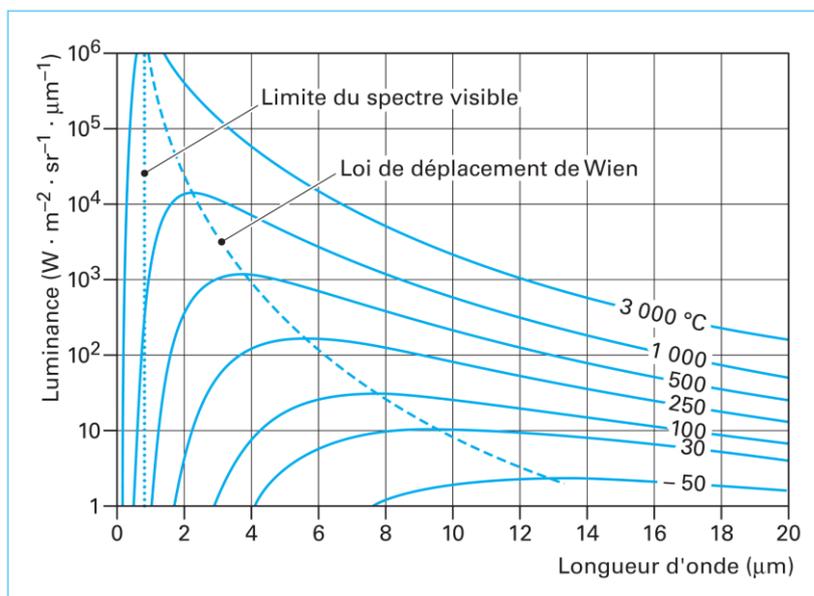


Figure 101 – Différentes courbes de Planck tracées pour différentes températures et courbe de Wien. Adapté depuis (Pajani, 2013).

Il est possible de retrouver la loi de Wien à partir de l'émittance spectrale $M_\lambda(\lambda, T)$ de Planck en maximisant $M_\lambda(\lambda, T)$ pour une longueur d'onde λ . Ceci s'obtient en annulant la dérivée de $M_\lambda(\lambda, T)$ par rapport à λ , ce qui conduit à :

$$\lambda_{\max} = \frac{2,898}{T} \quad \text{avec } \lambda_{\max} \text{ exprimée en } \mu\text{m} \text{ et } T \text{ en K.}$$

En tenant compte des observations de Stefan et en intégrant la loi de Planck sur tout le domaine des longueurs d'onde émises, il est possible d'aboutir à la loi de Stefan-Boltzmann, qui relie le flux de rayonnement et la température du corps sur toutes les longueurs d'onde comprises entre 0 et l'infini, soit : $M = \int_{\lambda=0}^{\infty} M_\lambda(\lambda, T) d\lambda$ qui conduit au résultat :

$$M = \sigma T^4$$

Avec :

- M : intensité totale radiative du corps noir (W.m^{-2}),
- $\sigma = 5,67 \times 10^{-8} \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-4}$ (constante de Stefan-Boltzmann),
- T : température du corps noir (K).

Cette relation n'est valide que pour un corps noir, défini comme un corps idéal absorbant l'intégralité des rayonnements qui lui parviennent (Pajani, 2013).

• Conséquence de la loi de Stefan-Boltzmann

Sur la température d'un corps noir

En mesurant le flux rayonné par un corps noir, il est théoriquement possible de calculer la température de ce corps noir car le rayonnement émis par ce dernier suit une fonction monotone croissante. Les corps noirs se distinguent par leur émissivité égale à 1. La plupart des corps sont cependant des « corps réels » : pour une même température, ils émettent moins de rayonnement qu'un corps noir, et ce quelle que soit la longueur d'onde considérée. Cet état de fait est pris en compte par l'introduction de leur émissivité ε , qui est comprise entre 0 et 1.

Sur la température des corps gris

(Pajani, 2013) précise que l'émissivité du corps réel peut être constante sur une partie du spectre de rayonnement. On parle alors de « corps gris » dans la bande spectrale considérée. La loi de Stefan-Boltzmann devient : $M = \varepsilon \cdot \sigma \cdot T^4$, où ε désigne l'émissivité du corps gris.

L'émissivité d'un corps gris n'est pas constante : elle peut varier selon plusieurs paramètres, dont :

- La température du corps observé,
- L'état de surface du corps observé,
- La composition surfacique du matériau observé :
 - o Les changements de phase influent significativement sur l'émissivité,
 - o L'oxydation influe significativement sur l'émissivité.

Cette conséquence impose de devoir connaître l'émissivité du matériau que l'on observe avec la caméra thermique (en fonction des paramètres évoqués) pour pouvoir en déterminer la température. L'application de cette relation impose également d'être capable de mesurer le flux total rayonné, dans l'ensemble de la bande spectrale. Cela impose des contraintes fortes sur le détecteur utilisé.

Dans le cadre de notre étude, nous faisons l'hypothèse que les corps que nous observons avec notre caméra thermique sont des corps gris pour la bande spectrale considérée.

3. APPLICATION A LA MESURE DE TEMPERATURE EN USINAGE

3.1. Caractéristiques attendues d'une caméra thermique pour l'usinage

Cette partie expose notre démarche de choix d'une caméra thermique le plus possible adaptée pour filmer une opération d'usinage. Dans un premier temps, on cherchera à qualifier au mieux une opération d'usinage, en donnant quelques détails et grandeurs dont il faut tenir compte lors du choix de la caméra thermique.

Dans un second temps, les différents aspects et caractéristiques générales d'une caméra thermique (principes de fonctionnement, types de capteurs, stratégie d'acquisition, etc...) vont être abordés et comparés. Des critères de sélection seront présentés afin de faire ressortir quelles sont les technologies et types de caméra thermiques les plus à même de filmer une opération d'usinage.

- **Particularités d'une opération d'usinage**

L'usinage des alliages ferreux se caractérise par des sollicitations thermomécaniques extrêmes :

- Les taux de déformation de la matière, lors de la formation du copeau, sont très importants,
- Les vitesses de déformation sont très grandes (Poulachon, 1999),
- Les vitesses de défilement de la matière usinée atteignent quelques mètres par seconde,
- La longueur de contact outil / copeau est de l'ordre de un millimètre,
- La bande de cisaillement primaire, où la matière connaît une rapide augmentation de la température de plusieurs centaines de degrés Celsius (Puigsegur, 2002),
- La zone de cisaillement secondaire représente entre 0 % et 10 % de l'épaisseur de copeau,
- Les puissances dissipées par zone atteignent usuellement plusieurs kW,

- Les variations de température, principalement dues à la dissipation de l'énergie mise en jeu lors de la coupe, sont très importantes et extrêmement rapides (M'Saoubi, 1998),
- Les gradients de température induits dans l'outil sont très importants de l'ordre $10^6 \text{ }^\circ\text{C.m}^{-1}$.

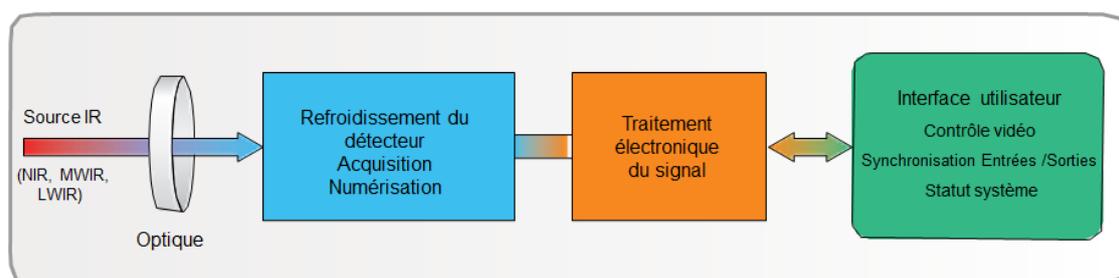
En conséquence, on espère pouvoir observer des phénomènes extrêmement localisés, présentant une cinétique élevée et induisant des gradients de températures importants (avec des plages de températures balayées s'étendant de l'ambiante à environ 1000°C). A cela, il faut rajouter le fait que l'on cherche à avoir une résolution spatiale ainsi qu'une sensibilité aux variations de température les meilleures possibles. Par ailleurs, il faut également tenir compte des données dimensionnelles des phénomènes que l'on souhaite observer. Ainsi, le système optique couplé à la caméra devra nous permettre de pouvoir observer des phénomènes localisés : une longueur de contact outil / copeau étant de l'ordre du millimètre, et les gradients de températures au sein de l'outil pouvant atteindre plusieurs centaines de degrés Celsius par mm.

Ces quelques considérations expliquent à elles seules toute la complexité du problème : on cherche un instrument de mesure susceptible de concilier autant de caractéristiques aussi variées. Le but de la démarche de choix d'une caméra thermique est donc d'essayer – dans les limites du possible – de se rapprocher de cet instrument de mesure idéal.

- **Architecture d'une caméra thermique**

Une caméra thermique enregistre le rayonnement infrarouge émis par les corps dans une bande spectrale donnée. Ce rayonnement varie en fonction de la température des corps observés. Elle ne dispose en général que d'un seul canal de données et se contente donc de mesurer une distribution spatiale de la luminance du (des) corps observé(s).

On peut décrire le fonctionnement simplifié d'une caméra thermique par la Figure 102.



**Figure 102 – Fonctionnement d'une caméra thermique moderne.
Adapté d'après (FLIR Systems, 2012).**

- **Technologie de capteur**

Il est important de choisir un capteur adapté au domaine de températures dans lequel on souhaite travailler. Grâce à la loi de Wien, on sait que le maximum de radiations est émis, pour une température donnée, dans un domaine de longueur d'ondes. Dans le cadre d'une opération d'usinage, on atteint facilement des températures comprises entre 500°C et 1000°C (M'Saoubi, 1998). On espère ainsi pouvoir filmer des températures comprises entre 20°C (température ambiante) et 1000°C.

La Figure 101 nous apprend que le maximum de luminance, pour des températures comprises entre 300°C et 1000°C, est émis pour une bande spectrale comprise approximativement entre 3 et 5 µm. Cela correspond aux ondes infrarouges moyennes (MWIR). On cherche donc un détecteur dont la bande spectrale utile coïncide avec ce domaine. Un détecteur fonctionnant dans le proche infrarouge serait limité aux hautes températures.

Différents types de matériaux de détecteurs infrarouges existent, chaque technologie possédant ses avantages et inconvénients. Les principales caractéristiques d'un capteur à retenir sont :

- Sa bande spectrale (son « domaine de sensibilité »),
- Sa réponse spectrale,
- Son temps de réponse.

La Figure 103 compare les performances pour différents types de capteurs. Le critère utilisé ici est la détectivité spécifique D^* , définie par :

$$D^* = \frac{\mathfrak{R} \cdot \sqrt{A}}{S_n}$$

Avec :

- D^* : Détectivité spécifique ($\text{cm.Hz}^{1/2}.\text{W}^{-1}$),
- \mathfrak{R} : Responsivité du capteur (A.W^{-1}),
- A : Surface du détecteur (cm^2),
- S_n : Densité spectrale du bruit ($\text{A.Hz}^{1/2}$).

Si on se rapporte au graphique présentant les domaines de sensibilité des capteurs en fonction de la longueur d'onde, on constate qu'un capteur InSb refroidi à 77K offre une excellente réponse dans ce domaine de longueur d'onde. La réponse du détecteur de la caméra varie en fonction de la longueur d'onde.

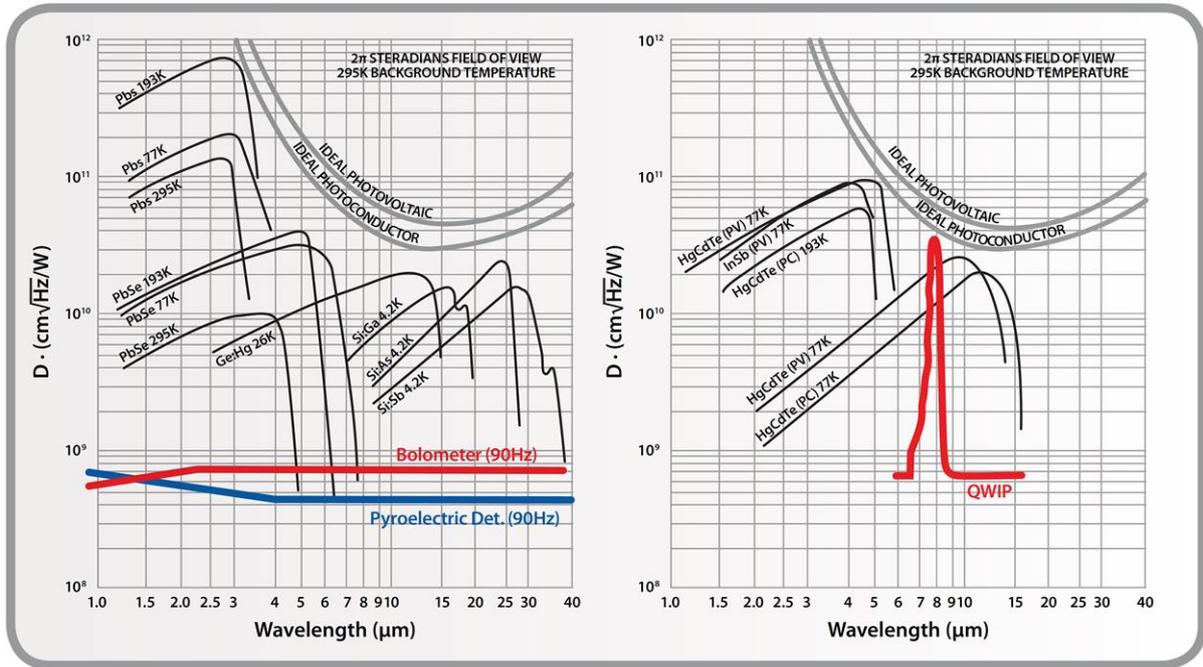


Figure 103 – Positionnement de différents types de capteurs selon leur technologie (FLIR Systems, 2012).

La Figure 104 illustre cette dernière caractéristique pour différents types de détecteurs. Les réponses sont affichées de manière normalisée. On constate bien que la réponse de la plupart des capteurs varie en fonction de la longueur d'onde. Cette réponse est assimilable à une fonction de transfert qui est propre à chaque détecteur et dont il faudra tenir compte ultérieurement lors du traitement des données, en particulier si l'on souhaite recalculer la luminance émise par le corps observé.

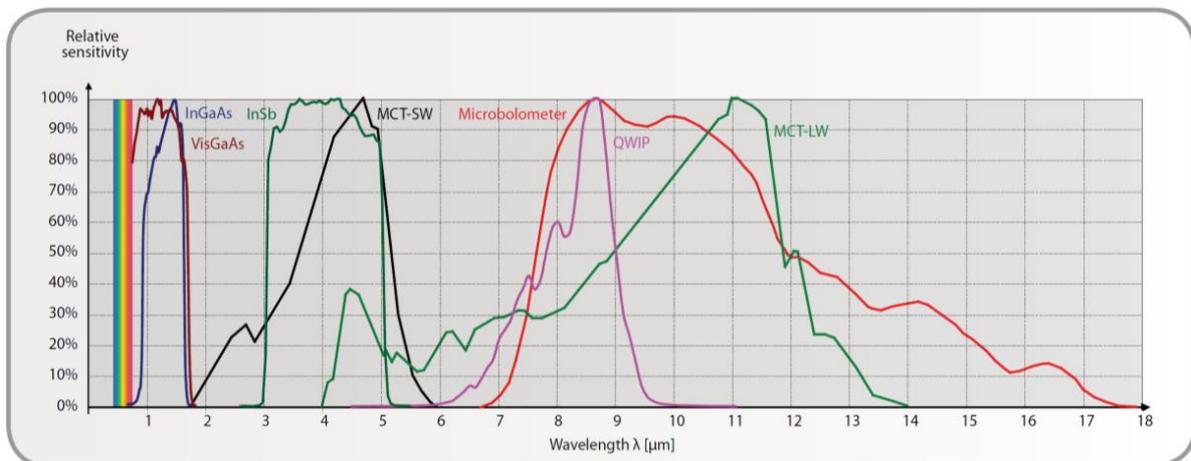


Figure 104 – Réponse typique de certains types de capteurs en fonction de la longueur d'onde (FLIR Systems, 2012).

L'ensemble des critères abordés nous ont conduits à choisir comme caméra thermique le modèle FLIR SC7600 MW, dont les caractéristiques seront détaillées dans les paragraphes suivants.

3.2. Banc de thermographie infrarouge dédié à l'usinage

Dans le but d'évaluer au mieux les distributions de température rencontrées en usinage, notamment en face de coupe et en face de dépouille, un banc de mesure de température a été développé et réalisé par l'équipe de recherche. Ce banc est le fruit d'un développement continu depuis plusieurs années et reçoit régulièrement des améliorations. Il permet d'obtenir un film thermographique de l'opération d'usinage ainsi que la mesure synchronisée des efforts de coupe.

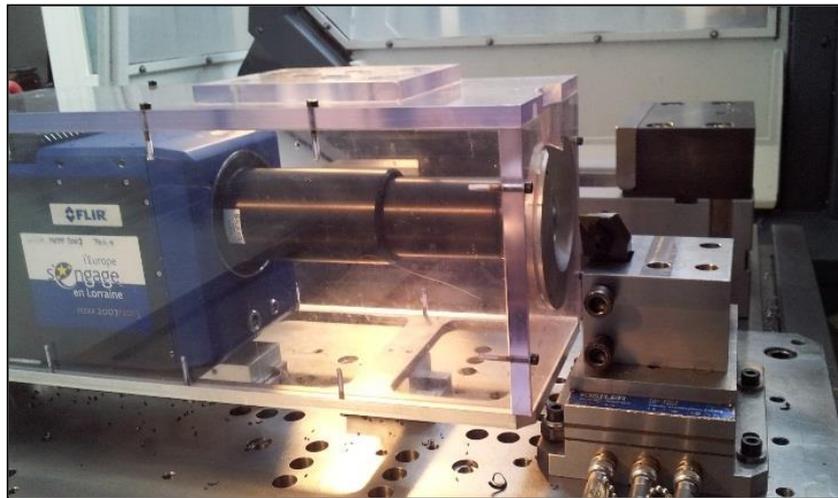


Figure 105 – Banc de thermographie.

Outre la caméra thermique, ce banc comprend un carter de protection équipé d'un hublot en CaF_2 , d'un dispositif porte-outil comprenant une platine dynamométrique dédiée à la mesure des efforts de coupe, d'un dispositif permettant de déplacer la caméra pour faire la mise au point sur l'outil. Les différentes entités de ce banc de mesure de température par thermographie infrarouge vont maintenant être décrites.

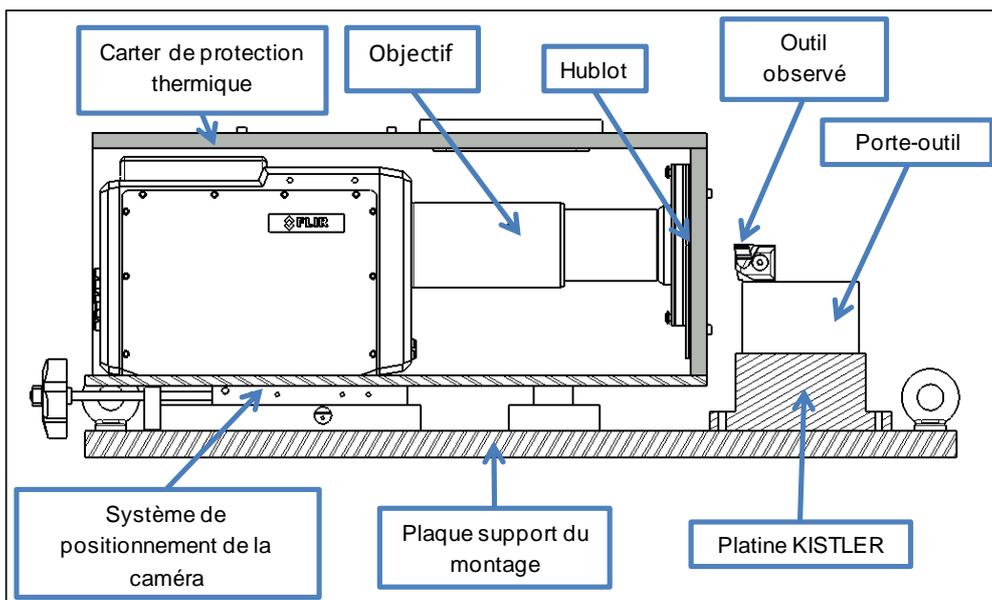


Figure 106 – Coupe du montage expérimental de thermographie.

3.2.1. Caméra thermique

Le banc de mesure IR met en œuvre une caméra infrarouge FLIR SC7600 MW. Cette caméra est pourvue d'un capteur en InSb, refroidi à 77 K par un moteur Stirling qui est reconnu pour avoir une très bonne sensibilité pour le type d'applications nous concernant ainsi que d'excellentes propriétés dynamiques, permettant de rendre compte au mieux des grandes variations de températures rencontrées lors d'opérations d'usinage.



Figure 107 – Caméra thermique FLIR SC 7600 MW équipée d'une poignée et d'un objectif 50 mm.

Les principales caractéristiques de la caméra sont détaillées dans le tableau suivant.

Tableau 43 – Caractéristiques de la caméra thermique FLIR SC 7600 MW.

Matériau du capteur	InSb
Résolution	640*512 pixels
Taille d'un pixel	15*15 µm
Pitch	15*15 µm
Réponse spectrale	Avec objectif 50 mm: 3,5 µm - 5,1 µm
	Avec objectif 50 mm: 3,5 µm - 5,1 µm
(sous-) fenêtrage	320*256 pixels
	160*128 pixels
	Défini par l'utilisateur
Fréquence d'acquisition	Jusqu'à 100 Hz en pleine résolution
	3400 Hz à 48*4 pixels
Modes de capture d'image	Prise de vue IR
	Integrate While Read mode (IWR)
	Integrate Then Read mode (ITR)
NETD	< 25 mK à 25°C (environ 20 mK)
Ouverture	2,5
Interface vidéo	CamLINK
	GigE Ethernet (Optionel)

3.2.2. Composants annexes du banc de thermographie infrarouge

- **Optiques de la caméra**

La caméra a été livrée avec les dispositifs suivants :

- Objectif à focale fixe de 50 mm (non utilisé),
- Objectif G1 transformable en objectif G3.

L'objectif G1 réalise la fonction de microscope, permettant de filmer des zones de dimension particulièrement petites avec la caméra thermique, telles que l'outil lors d'une opération d'usinage. Le grossissement de l'objectif G1 vaut 1. Ainsi, un pixel carré de la caméra de 15 μm de côté sera représentatif de la même surface observée. L'objectif G3 est en réalité l'association de l'objectif G1 et d'une bague allonge de 20 mm, permettant ainsi de passer à un grossissement de 3, ce qui amène théoriquement à l'équivalence 1 pixel = 5 μm .

Les opérations d'usinage sont filmées généralement en mode « G1 », ce type d'optique permettant déjà d'avoir une résolution d'image suffisante pour observer avec beaucoup de détails les zones de contact outil / copeau, tout en offrant un champ d'observation confortable.

- **Filtre IR**

Un filtre infrarouge additionnel permet de mesurer des températures plus élevées. Le filtre utilisé a une bande passante [3,97 μm ; 4,01 μm] et un facteur de transmission de 60 %. Le filtre autorise la mesure des températures plus élevées tout en conservant des temps d'intégration pertinents.

- **Hublot de protection**

Dans le but de protéger la caméra et son objectif, un carter de protection a été conçu et fabriqué. Un hublot de protection en CaF_2 ou BaF_2 , matériau reconnu pour ses propriétés optiques dans le domaine de l'infrarouge, est placé devant l'objectif de la caméra pour le protéger des éventuels frottements de copeaux. En effet, la transmittance de ce matériau est presque constante dans cette bande spectrale. La transmittance du hublot a été déterminée expérimentalement et se situe aux alentours de 96 %. Cette valeur est supposée rester constante sur l'ensemble des températures mesurées avec la caméra thermique.

- **Machine-outil utilisée**

La caméra et son caisson de protection en plexiglas sont encombrants. Le banc de thermographie infrarouge est installé sur une fraiseuse 3 axes SOMAB Univer 700. Cette machine-outil sert à réaliser les éprouvettes tubulaires et à réaliser l'expérience de thermographie infrarouge.

3.2.3. Protocole suivi

- **Description globale**

L'originalité du dispositif développé réside dans le fait que l'on se sert d'une fraiseuse pour réaliser une opération de chariotage. La pièce à usiner est effectivement fixée sur la broche de la fraiseuse, et on réalise l'usinage avec un outil fixé sur la table de la machine-outil. C'est donc la pièce usinée qui tourne, et l'outil, fixe, que l'on filme avec la caméra thermique (Figure 108).

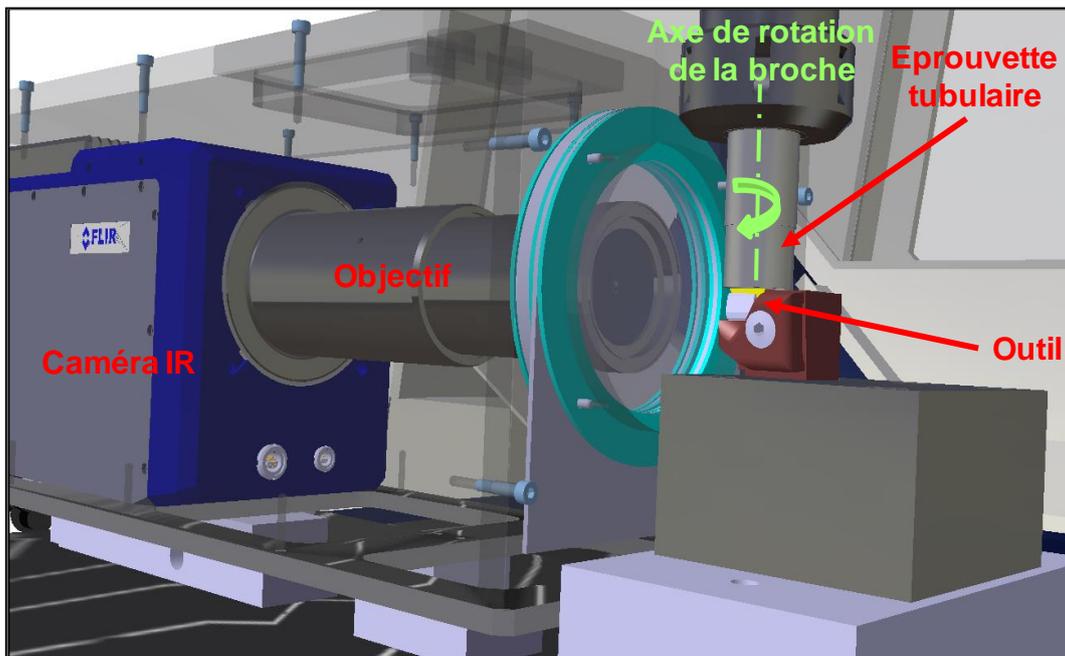


Figure 108 – Description globale du protocole.

L'expérience de thermographie se déroule comme suit :

- Dans un premier temps, on réalise une éprouvette en forme de tube. La longueur de l'éprouvette est déterminée selon la longueur de copeaux développée et l'avance par tour souhaitées.
- Une fois l'éprouvette tubulaire réalisée, on vient charioter l'éprouvette tout en filmant l'opération d'usinage. Le tube étant complètement usiné, la profondeur de passe ap correspond à l'épaisseur du tube.

La plaquette carbure est rectifiée afin de mettre à nu le substrat et de disposer d'une face plane observable avec la caméra thermique. Cette face plane est perpendiculaire aux faces de coupe et de dépouille et donc à l'arête de coupe. On dispose ainsi de la distribution expérimentale de température dans le taillant d'outil à comparer avec les résultats produits par les modèles thermiques de la coupe orthogonale (Figure 109).

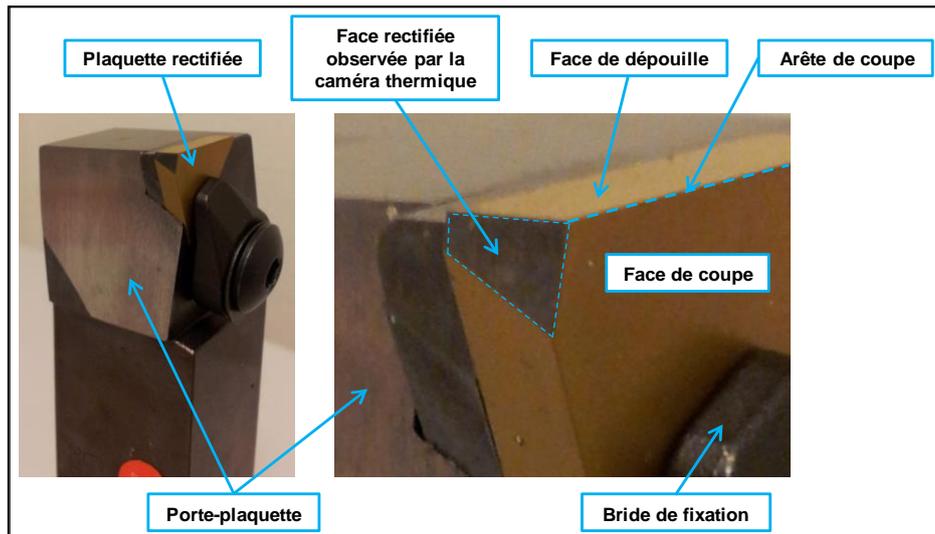


Figure 109 – Détails d'une plaquette rectifiée montée sur son porte-plaquette.

La Figure 110 montre, à titre d'exemple, une image thermique de la plaquette en train de refroidir juste après une opération d'usinage. Cette image est produite par la caméra thermique équipée de l'objectif G1. Elle est post-traitée à l'aide du logiciel Mathematica. On y voit les traces des faces de coupe et de dépouille. La partie visible de la face de coupe mesure environ 2,5 mm. On peut ainsi observer la totalité du contact outil / copeau qui, usuellement, ne dépasse jamais une telle valeur. Sur cette image, l'échelle des couleurs a été définie de sorte que les zones de températures les plus basses sont bleues, et les zones de températures les plus élevées sont blanches. Tous les points de l'image sont censés appartenir à un solide du même matériau que l'outil.

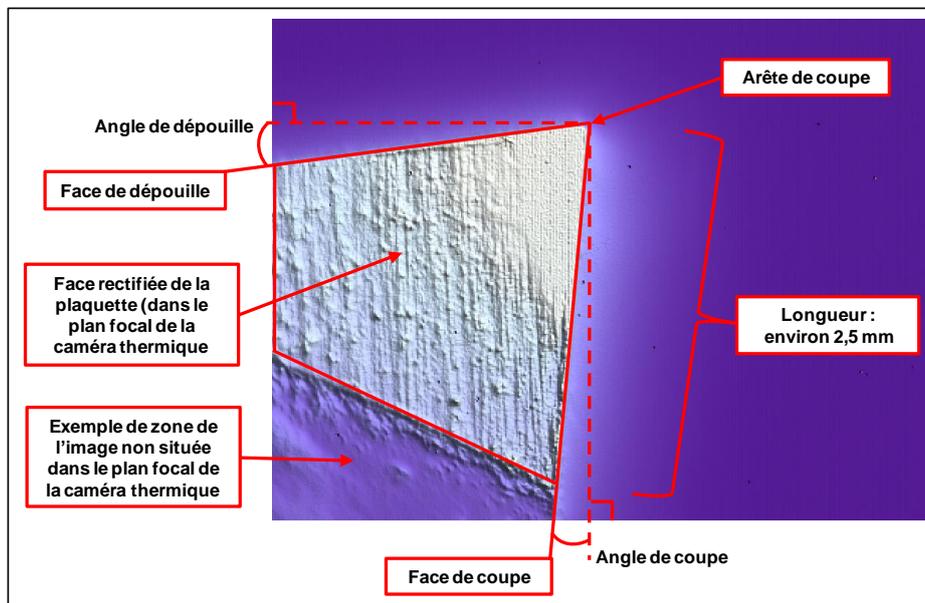


Figure 110 – Image de la face rectifiée de la plaquette et observée par la caméra thermique.

Un traitement particulier a été volontairement appliqué sur cette image, faisant ressortir de manière exagérée la rugosité de la face rectifiée de la plaquette. Il est possible de cette manière de retrouver la direction d'avance de la meule de rectification (verticale sur cette image). Dans les faits, l'utilisation d'un tel traitement d'image nous permet de nous assurer que la face rectifiée de la plaquette se trouve bien dans le plan focal de la caméra thermique, condition indispensable si l'on escompte obtenir des valeurs de températures valides.

- **Considérations géométriques**

La Figure 111 présente un exemple d'image thermique générée à partir des données de la caméra thermique lors de l'usinage d'une éprouvette.

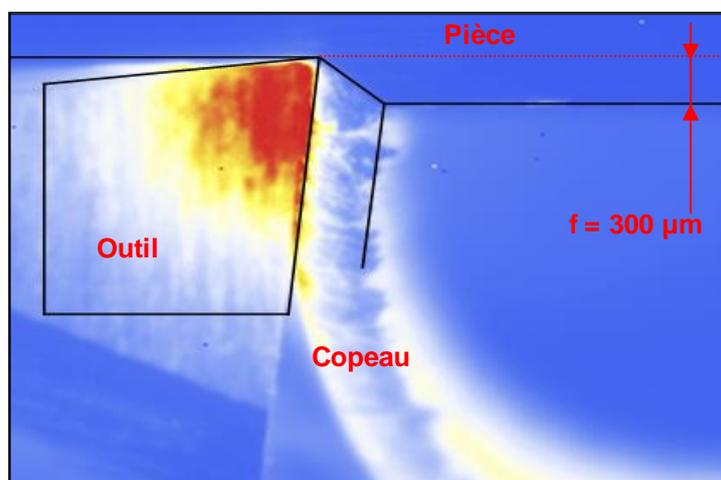


Figure 111 – Exemple d'image thermique (annotée) produite lors d'une opération usinage.

La direction de la vitesse de coupe est horizontale. La direction de la vitesse d'avance est verticale. La profondeur de passe est mesurée perpendiculairement au plan de la figure présentée. La pièce est située au-dessus de l'outil. La configuration est bien celle de la coupe orthogonale, c'est-à-dire que l'angle de direction d'arête κ_R est de 90° et l'angle d'inclinaison d'arête λ_S est de 0° . La configuration de l'essai induit cependant un léger gradient de vitesse dans l'épaisseur du tube usiné c'est-à-dire le long de la profondeur de passe a_p . Le copeau est évacué vers le bas ce qui l'éloigne définitivement du champ d'observation.

3.3. Fonctionnement de la caméra thermique

Dans cette partie seront détaillés les aspects du fonctionnement de la caméra thermique ayant une influence sur les résultats obtenus. Le processus de post-traitement des données doit tenter de les compenser.

3.3.1. Gammes de températures

Dans les faits, notre caméra thermique nécessite l'utilisation de deux gammes de mesure pour couvrir la plage de températures [5°C ; 1000°C]. La caméra thermique a été étalonnée par le constructeur sur des corps noirs pour les deux gammes de températures en question :

- Une première gamme que nous appelons « gamme des basses températures », sur laquelle la caméra est étalonnée pour donner toute température d'un corps noir comprise dans [5°C ; 300°C],
- Une seconde gamme que nous appelons « gamme des hautes températures », qui nécessite alors l'emploi du filtre infrarouge additionnel dont les caractéristiques ont été détaillées ci-avant, et sur laquelle la caméra est étalonnée pour donner toute température d'un corps noir comprise dans [300°C ; 1000°C].

Nota : les valeurs de températures indiquées ci-avant sont celles données pour des corps noirs. L'émissivité d'un corps gris étant comprise entre 0 et 1, la loi de Stefan-Boltzmann $M = \epsilon \cdot \sigma \cdot T^4$ nous montre que, pour une même émittance totale M , la température d'un corps gris sera plus élevée que celle d'un corps noir.

L'étalonnage de la caméra thermique sur deux gammes de températures impose de réaliser et filmer deux fois l'expérience pour obtenir l'ensemble des informations (températures) d'une opération d'usinage :

- Une première fois dans la gamme des basses températures, sans filtre,
- Une seconde fois, dans la gamme des hautes températures, avec filtre.

Il faudra ensuite être capable d'extraire et exploiter des données issues des films des deux expériences pour les informations recherchées (distributions de températures en face de coupe par exemple).

Par ailleurs, devoir réaliser et filmer deux fois de suite la même opération d'usinage de tube impose certaines contraintes :

- On espère que l'usure de l'outil induite lors de la première opération d'usinage sera négligeable pour ne pas influencer sur les mesures d'effort et de température. Les expériences nous ont montré que cette hypothèse était vérifiée (la longueur de copeaux développée mise en jeu par une opération d'usinage sur le banc de thermographie n'excède généralement pas 8 m).
- On espère que l'opération d'usinage est répétable. Les efforts de coupe mesurés lors des expériences de thermographie infrarouge servent d'indicateur de répétabilité. Il s'agit d'un indicateur macroscopique. L'expérience montre que cette condition est généralement atteinte sauf lorsque le copeau ne se fragmente pas.

3.3.2. Temps d'intégration

Lors d'une acquisition, la caméra FLIR SC 7600 MW génère en réalité de 1 à 4 films en fonction du nombre de temps d'intégration utilisés. Le temps d'intégration correspond au temps durant lequel le détecteur de la caméra est exposé au rayonnement thermique. Ceci a deux conséquences non négligeables dans le cas de la thermographie infrarouge appliquée à l'usinage.

- **Capacité à mesurer précisément de faibles ou hautes températures**

En thermographie, plus le temps d'intégration est grand, plus la caméra est capable de mesurer des rayonnements de faible intensité correspondant aux basses températures. Cette sensibilité accrue limitera par contre ses capacités à mesurer des températures plus élevées (une analogie peut être faite avec le temps de pose en photographie). Inversement, plus le temps d'intégration est court, plus la caméra sera sensible à des températures élevées. A chaque temps d'intégration correspond un domaine de températures valide du corps observé. Le schéma suivant résume ce propos.

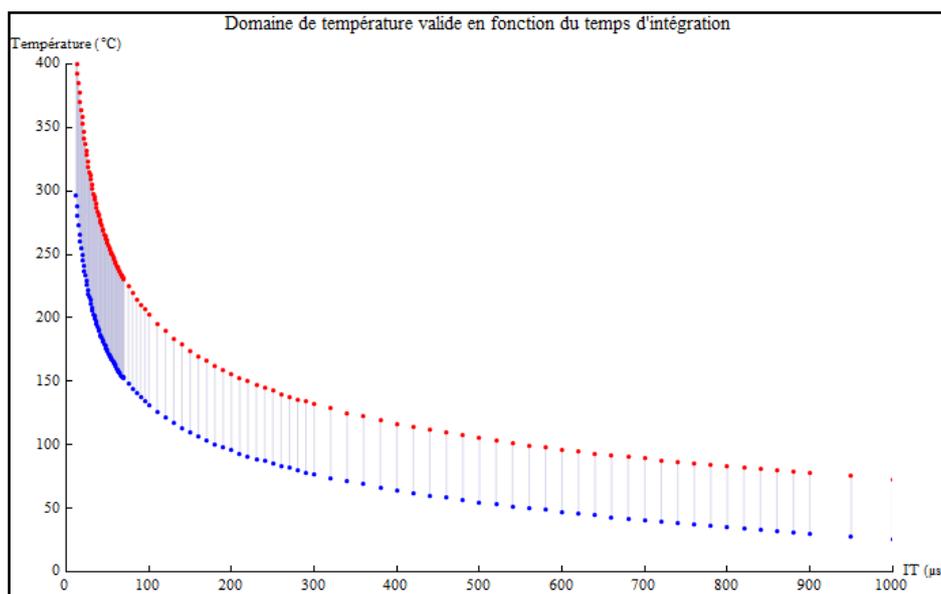


Figure 112 – Températures du matériau-outil valides mini (en bleu) et maxi (en rouge) pour quelques temps d'intégration dans la gamme des basses températures.

Le fait d'augmenter le nombre de films avec différents temps d'intégration permet de couvrir une plage de températures plus grande. Il faudra cependant choisir les temps d'intégration de sorte que les domaines de températures de chacun de ces films aient entre eux un domaine de recouvrement, comme illustré par la Figure 113. Les préconisations usuelles sont de choisir les temps d'intégration de manière à obtenir au moins 10 % de recouvrement entre chaque film.

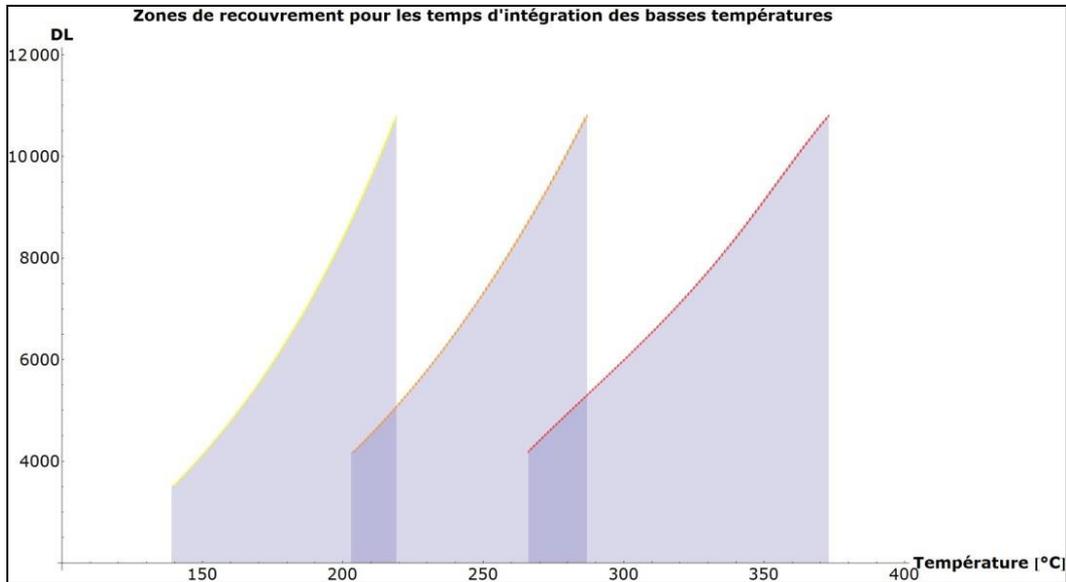


Figure 113 – Schéma montrant le recouvrement de domaines de températures pour trois temps d'intégration judicieusement choisis.

Différents essais ont été réalisés pour sélectionner les temps d'intégration les mieux adaptés à nos besoins. Les temps d'intégration retenus pour filmer les opérations d'usinage sont synthétisés dans le Tableau 44.

Tableau 44 – Temps d'intégrations utilisés et plages de températures correspondantes pour un corps noir.

Gamme de température	Temps d'intégrations (µs)	Température de corps noir mini (°C)	Température de corps noir maxi (°C)
« Basses températures »	147	101	174
	66	155	234
	31	209	304
« Hautes températures »	434	302	482
	223	428	619
	79	641	957

- **Influence du temps d'intégration sur la dynamique des phénomènes thermiques observables**

Cette seconde incidence du temps d'intégration choisi concerne la dynamique des phénomènes que l'on observe.

a) Flou cinématique

Comme en photographie, l'effet de flou se fait ressentir lorsqu'un objet de la scène observée est en mouvement lors de l'acquisition de l'image par le capteur.

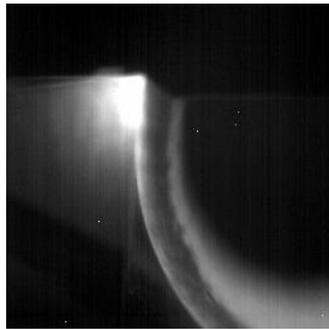


Figure 114 – Image floue
Temps d'intégration : 434 μ s
Filtre : 60%

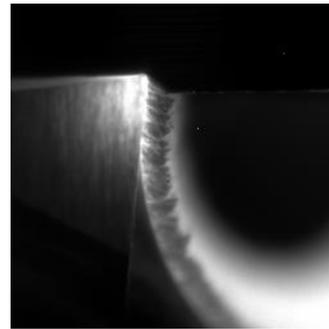


Figure 115 – Image nette
Temps d'intégration : 74 μ s
Filtre : aucun

Ce flou dépend des dimensions de l'objet en mouvement et du déplacement réalisé lors du temps de pose. On peut introduire ici la notion de « taux de flou » (« Blur ratio ») exprimé par la formule suivante (Burke, 1996) :

$$B = \frac{V_0 \times t \times \sin \theta}{y_0 \times M}$$

Avec :

- B : Taux de flou ("Blur ratio") (%),
- V_0 : vitesse de l'objet, vu sous un angle θ , se déplaçant suivant une direction (y) de l'image,
- y_0 : dimension de l'objet (suivant la direction de sa trajectoire, supposée être y dans ce cas),
- t : temps de pose (s),
- M : grossissement du système optique.

Il est communément admis qu'une image est nette si le taux de flou demeure inférieur à 5 % (Burke, 1996). Cette notion nous concerne pour plusieurs raisons :

- Les copeaux sont grands par rapport aux dimensions de la scène observée,
- Les copeaux défilent à une vitesse égale à la vitesse de coupe, en première approximation. Elle est donc très élevée (plusieurs $m.s^{-1}$). Elle induit donc des déplacements significatifs de l'objet même si les temps d'intégration de la caméra sont très brefs.

Le diamètre extérieur du tube (éprouvette) doit être pris en compte car il influe sur la vitesse d'avance de l'éprouvette. Le Tableau 45 et le Tableau 46 montrent l'influence du temps d'intégration (IT), de la vitesse de coupe (Vc) et du diamètre extérieur du tube sur le mouvement d'avance de l'éprouvette. On remarque ici que les valeurs sont relativement faibles : inférieures à 15 µm, c'est-à-dire la taille d'un pixel. Le déplacement de l'éprouvette suivant l'axe Z de la broche de la fraiseuse n'est donc pas perceptible.

Tableau 45 – Influence du temps d'intégration sur le mouvement d'avance de l'éprouvette vu par la caméra thermique lors d'une opération d'usinage d'éprouvette de C35 à oxydes contrôlés.

Vc (m.min ⁻¹)	100	150	200	250
f (mm.tr ⁻¹)	0,4	0,4	0,4	0,4
Dext (mm)	46	46	46	46
N (tr.min ⁻¹)	692	1038	1384	1730
Vf (mm.sec ⁻¹)	4,613	6,920	9,226	11,533

	Temps (µs)	Vc (m.min ⁻¹)	100	150	200	250
IT1	147	DeltaZ (µm)	1	1	1	2
IT2	66	DeltaZ (µm)	0	0	1	1
IT3	31	DeltaZ (µm)	0	0	0	0
IT4	434	DeltaZ (µm)	2	3	4	5
IT5	223	DeltaZ (µm)	1	2	2	3
IT6	79	DeltaZ (µm)	0	1	1	1

Tableau 46 – Influence du temps d'intégration sur le mouvement d'avance de l'éprouvette vu par la caméra thermique lors d'une opération d'usinage d'éprouvette d'Usimax D950.

Vc (m.min ⁻¹)	100	200	300	400
f (mm.tr ⁻¹)	0,3	0,3	0,3	0,3
Dext (mm)	40	40	40	40
N (tr.min ⁻¹)	796	1592	2387	3183
Vf (mm.sec ⁻¹)	3,979	7,958	11,937	15,915

	Temps (µs)	Vc (m.min ⁻¹)	100	200	300	400
IT1	147	DeltaZ (µm)	1	1	2	2
IT2	66	DeltaZ (µm)	0	1	1	1
IT3	31	DeltaZ (µm)	0	0	0	0
IT4	434	DeltaZ (µm)	2	3	5	7
IT5	223	DeltaZ (µm)	1	2	3	4
IT6	79	DeltaZ (µm)	0	1	1	1

Le Tableau 47 et le Tableau 48 montrent l'influence du temps d'intégration (IT), de la vitesse de coupe (Vc) et du diamètre extérieur du tube sur la longueur de copeaux développée. On remarque qu'il n'est pas rare que le copeau défile de plusieurs centaines voire milliers de μm . La plus petite valeur de défilement de copeau vaut $52 \mu\text{m}$ soit plus de 3 pixels sur l'image. Dans ces conditions, la partie de l'image correspondant aux copeaux peut apparaître floue au regard de l'indicateur utilisé (Figure 115 par exemple).

Tableau 47 – Influence du temps d'intégration sur le défilement des copeaux vu par la caméra thermique lors d'une opération d'usinage d'éprouvette de C35 à oxydes contrôlés.

Vc (m.min ⁻¹)	100	150	200	250
f (mm.tr ⁻¹)	0,4	0,4	0,4	0,4
Dext (mm)	46	46	46	46
N (tr.min ⁻¹)	692	1038	1384	1730
Vf (mm.sec ⁻¹)	4,613	6,920	9,226	11,533

	Temps d'intégration (μs)	Vc (m.min ⁻¹)	100	150	200	250
IT1	147	DeltaLc (mm)	0,245	0,368	0,490	0,613
IT2	66	DeltaLc (mm)	0,110	0,165	0,220	0,275
IT3	31	DeltaLc (mm)	0,052	0,078	0,103	0,129
IT4	434	DeltaLc (mm)	0,723	1,085	1,447	1,808
IT5	223	DeltaLc (mm)	0,372	0,558	0,743	0,929
IT6	79	DeltaLc (mm)	0,132	0,198	0,263	0,329

Tableau 48 – Influence du temps d'intégration sur le défilement des copeaux vu par la caméra thermique lors d'une opération d'usinage d'éprouvette d'Usimax D950.

Vc (m.min ⁻¹)	100	200	300	400
f (mm.tr ⁻¹)	0,3	0,3	0,3	0,3
Dext (mm)	40	40	40	40
N (tr.min ⁻¹)	796	1592	2387	3183
Vf (mm.sec ⁻¹)	3,979	7,958	11,937	15,915

	Temps d'intégration (μs)	Vc (m.min ⁻¹)	100	200	300	400
IT1	147	DeltaLc (mm)	0,245	0,490	0,735	0,980
IT2	66	DeltaLc (mm)	0,110	0,220	0,330	0,440
IT3	31	DeltaLc (mm)	0,052	0,103	0,155	0,207
IT4	434	DeltaLc (mm)	0,723	1,447	2,170	2,893
IT5	223	DeltaLc (mm)	0,372	0,743	1,115	1,487
IT6	79	DeltaLc (mm)	0,132	0,263	0,395	0,527

Les quelques résultats synthétisés dans ces tableaux nous incitent à la prudence quant à notre capacité à mesurer des distributions de température au sein du copeau (en passant sous silence la méconnaissance de l'émissivité du matériau usiné). Par exemple, si l'on prend le cas d'une opération d'usinage d'une éprouvette de C35 à oxydes contrôlés à $200 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ filmée avec le temps d'intégration $IT2 = 147 \mu\text{s}$, $490 \mu\text{m}$ de copeau défilent lors de l'acquisition de l'image soit l'équivalent de plus de 32 pixels (en supposant un déplacement parallèle aux axes principaux du détecteur).

Par ailleurs, il est difficile de garantir que le copeau reste bien dans le champ observable (limité par la profondeur de champ de la caméra thermique). En effet, si le système optique utilisé offre un zoom puissant permettant d'observer avec beaucoup de détail les phénomènes mis en jeu lors de la coupe, sa profondeur de champ est très petite. Or il est risqué de vouloir interpréter les valeurs de températures renvoyées par la caméra pour des zones qui sont situées hors champ.

Ces constats nous imposent, lors de l'analyse des images infrarouges obtenues, de nous focaliser sur des zones fixes telles que :

- Le plan de cisaillement primaire,
- La surface rectifiée de la plaquette.

Nous ne connaissons pas l'émissivité de l'acier usiné, celle-ci est par ailleurs susceptible de grandement évoluer lors de la formation du copeau du fait de plusieurs phénomènes (élévation de la température, oxydation, changements de phase et possibles phénomènes de recristallisation). Dans ces conditions, s'il est possible de qualifier géométriquement certains phénomènes tels que l'angle de cisaillement primaire, la mesure effective de la température n'est possible que sur la face observée de la plaquette rectifiée, à condition de connaître l'émissivité du carbure en fonction de la température (Artozoul, Lescalier, Bomont, & Dudzinski, 2014).

b) Dynamique des phénomènes thermiques rencontrés

Le flou cinématique n'est pas le seul critère à prendre en compte lorsque l'on utilise une caméra thermique pour filmer une opération d'usinage. Les fluctuations de température l'outil sont effectivement très grandes lors des hausses (en début d'usinage) et décroissances (en fin d'usinage). Ici, le risque est que la hausse de température locale de l'outil soit significative (par exemple, une centaine de degrés Celsius) sur un très bref laps de temps, comme le temps d'intégration du film (par exemple : $434 \mu\text{s}$). Il serait en effet difficile de savoir si la valeur de température donnée par la caméra thermique correspond à la température de l'outil au début du temps d'intégration, à celle de l'outil à la fin du temps d'intégration, ou encore à une autre valeur de température. En substance, ce constat nous oblige à porter un regard critique sur les valeurs des températures renvoyées par la caméra thermique lorsque les variations de température sont très importantes d'une image à l'autre.

3.3.3. *Fréquence d'acquisition*

La fréquence d'acquisition de la caméra thermique dépend de plusieurs paramètres dont :

- La définition des images,
- Le nombre de temps d'intégration choisis.

Pour l'ensemble de notre étude, il a été décidé que les images auraient une définition de 432 x 332 pixels, et d'utiliser trois temps d'intégration distincts par gamme de température. Ces choix nous permettent de filmer à une fréquence d'acquisition de 200 Hz.

3.3.4. *Etalonnage de la caméra*

La conversion des niveaux numériques (en Digital Level) en températures (en °C) ne peut se faire que grâce à la connaissance de plusieurs données, et sous certaines conditions. Un dispositif spécifique de calibration de la caméra a été développé dans ce but. Ce dispositif permet d'obtenir des tables de conversion entre niveau numérique (DL) et température (°C) :

- Pour notre caméra équipée de son objectif G1,
- Placée derrière le hublot de protection,
- Pour les temps d'intégration utilisés,
- Pour un matériau donné (ici : le carbure de la plaquette filmée).

De cette manière, les valeurs de température calculées sont valables uniquement lorsque l'on considère les pixels appartenant à la face rectifiée de la plaquette carbure filmée.

Les deux couples outil / matière étudiés mettent en jeu la même plaquette : il s'agit de la plaquette TPUN 160304 CTC1135 de CERATIZIT. L'étalonnage est effectué pour les deux gammes de températures, soit avec et sans filtre infrarouge.

Nous avons donc procédé à la calibration de la caméra pour le carbure de cette plaquette en utilisant les temps d'intégration définis dans le Tableau 44. Le Tableau 49 reprend les valeurs données dans le Tableau 44, mais complétées par les valeurs de température correspondantes pour le carbure de la plaquette utilisée.

Pour le type de plaquette utilisée, les réglages adoptés permettent de couvrir :

- La plage [139°C ; 373°C] pour la gamme des basses températures, correspondant à l'expérience thermographique filmée sans utiliser le filtre infrarouge,
- La plage [367°C ; 1114°C] pour la gamme des hautes températures, correspondant à l'expérience thermographique filmée avec le filtre infrarouge.

En combinant les données issues des deux expériences, il est donc possible de couvrir une vaste plage de températures : [139°C ; 1114°C].

Tableau 49 – Temps d'intégrations utilisés et plages de températures correspondantes pour un corps noir, et pour le carbure de la plaquette après calibration de la caméra thermique.

Gamme de température	Temps d'intégration (µs)	Température de corps noir mini (°C)	Température de corps noir maxi (°C)	Température outil mini (°C)	Température outil maxi (°C)
Basses températures	147	101	174	139	219
	66	155	234	203	287
	31	209	304	266	373
Hautes températures	434	302	482	367	585
	223	428	619	526	685
	79	641	957	683	1114

Par ailleurs, on note que la plage des hautes températures [367°C ; 1114°C] permet d'accéder à des températures relativement « basses » par rapport à ce que l'on peut rencontrer dans le domaine de l'usinage des aciers. Les résultats présentés dans la suite de ce chapitre montreront que dans une majorité des cas de figure, la plage des hautes températures permet de couvrir à elle seule l'ensemble des températures rencontrées au niveau de la zone de contact outil / copeau lorsque la température de coupe se stabilise.

3.4. Stratégie de traitement des données issues de la caméra thermique

Nous avons développé un outil informatique dévoué au traitement des données générées par la caméra thermique afin de pouvoir exploiter au mieux les résultats des expériences de thermographie infrarouge. Il a été choisi de développer cet outil de traitement des données à l'aide du logiciel Mathematica, en raison des capacités qu'offre ce logiciel, ainsi que de sa flexibilité. Le traitement des données se fait en plusieurs étapes distinctes, comme le montre la Figure 116.

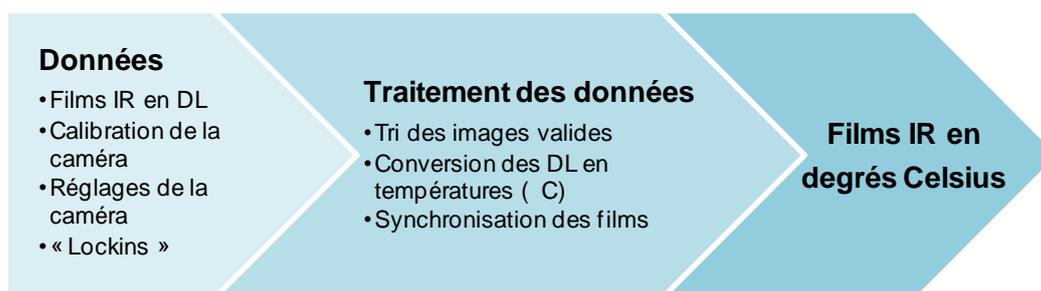


Figure 116 – Principe de traitement des données IR.

- **Données d'entrée**

Les données d'acquisition résultant d'une expérience faite avec la caméra thermique sont de multiples natures :

- Les données produites par la caméra thermique, sous la forme de six films (trois films pour la gamme des basses températures, trois films pour la gamme des hautes températures). Ces données sont exportées dans un format texte contenant des valeurs numériques (exprimées en Digital Level - DL.) de la scène thermique.
- Le signal dit « Lockin » permet la synchronisation temporelle des films IR avec les mesures d'efforts de coupe.

En outre, l'outil de traitement des données nécessite également les informations concernant le réglage de la caméra ainsi que des tables d'équivalence entre niveaux numériques (DL) et températures (°C). A ces données s'ajoutent les efforts de coupe acquis par la platine dynamométrique lors de l'opération d'usinage.

- **Tri des images valides**

Il arrive, lors de l'usinage de l'éprouvette, que certains phénomènes inopportuns se produisent ; comme par exemple le passage d'un copeau entre la caméra et l'outil. Les images relatives à ce genre de phénomène sont alors inexploitable. Il est donc nécessaire de trier les images pour n'en garder que les images valides, pour chacun des six films. Ceci se fait par la sélection des images qui sont présentées sous la forme de planches contact. On trouvera en annexe un exemple de planche contact.

- **Conversion des valeurs numériques (DL) en valeurs de température (°C)**

Les valeurs numériques contenues dans chacune des images sont converties en valeurs de température à partir des tables de conversion résultant des expériences de calibration de la caméra thermique. Ces expériences de calibration sont réalisées spécifiquement pour le matériau-outil de la plaquette observée, les valeurs de température obtenues ne sont valides que pour la face rectifiée de la plaquette observée.

- **Synchronisation des données de température et d'effort de coupe**

Il est nécessaire, si l'on souhaite accéder aux basses températures comme aux hautes températures, de réaliser deux fois l'expérience thermographique, afin de combiner les données issues des six films générés. Il faut pour cela réordonner de manière temporelle toutes les images de ces films. Ceci est fait en utilisant les valeurs de lockin de la caméra thermique combinées aux fichiers d'efforts de coupe. A l'issue de ce traitement, l'ensemble des images thermiques et des valeurs d'efforts de coupe est ordonné sur une nouvelle échelle temporelle. L'origine temporelle est déterminée à partir des données d'efforts de coupe et correspond au début du contact outil / copeau.

3.4.1. Résultats accessibles

En résumé, la caméra thermique est un outil de mesure complexe mais offrant des capacités de mesure ne se bornant pas à une simple mesure de la distribution de température de la scène thermique observée. L'utilisation d'un tel outil de mesure offre de nombreuses possibilités :

- Mesure précise de la température aux endroits :
 - o Qui sont dans le plan focal / domaine de profondeur de champ de la caméra,
 - o Dont on connaît l'émissivité,
 - o Qui ne se déplacent pas ou presque pas le temps de l'acquisition de l'image,
 - o Dont les variations de température durant le temps d'acquisition de l'image restent modérées.
- Ce qui permet de :
 - o Connaître l'évolution de la température en tout point de l'outil au cours du temps lors d'une opération d'usinage,
 - o Estimer les distributions de température en face de coupe et face de dépouille de l'outil, au cours du temps,
 - o Estimer les températures maximales atteintes,
 - o Estimer les vitesses de chauffage et de refroidissement de l'outil.

L'emploi d'une caméra thermique pour filmer les opérations d'usinage nous offre en outre, sous certaines conditions, d'autres possibilités :

- Observation (avec une précision confortable) de la zone de cisaillement primaire, permettant une bonne estimation de la valeur de l'angle de cisaillement primaire,
- Estimation de la longueur de contact outil / copeau. Il est en outre possible d'encadrer cette valeur puisqu'elle oscille autour d'une valeur moyenne au cours du temps,
- Estimation des gradients de température dans le copeau.

Ces informations, couplées à d'autres données telles que les efforts de coupe, offrent des perspectives très intéressantes quant à la quantification des conditions de contact outil / copeau, en termes de distributions de températures, coefficients de frottement apparent et distributions de contraintes notamment à l'interface outil / copeau.

4. MESURE DES TEMPERATURES

4.1. Plan d'expérience

- **Couples outil / matériau étudiés**

Nous avons choisi de nous concentrer uniquement sur l'étude de deux couples outil / matière dans le cadre de cette thèse. Nous avons choisi de mettre en avant les différences entre deux des aciers formant des Couches de Transferts Sélectifs lors de l'usinage et déjà étudiés dans les chapitres précédents :

- Un acier de construction mécanique à basse teneur en soufre : le C35 à oxydes contrôlés,
- Un acier à haute teneur en soufre : l'Usimax D950.

- **Conditions opératoires**

Les conditions opératoires sont similaires à celles utilisées dans le chapitre 3. La profondeur de passe a_p est de 3 mm pour l'usinage de l'acier C35 à oxydes contrôlés et de 2 mm pour l'usinage de l'acier Usimax D950. Nous étudions l'influence de la vitesse de coupe au travers de quatre vitesses de coupes différentes selon l'acier usiné.

Le plan d'expérience est résumé dans le Tableau 50.

Tableau 50 – Plan d'expérience retenu pour les mesures de températures.

Couple outil / matière	f (mm.tr ⁻¹)	a_p (mm)	Vc (m.min ⁻¹)
TPUN + C35 à oxydes contrôlés	0,4	3	100, 150, 200 et 250
TPUN + Usimax D950	0,3	2	100, 200, 300 et 400

- **Longueur de copeaux développée – temps de coupe**

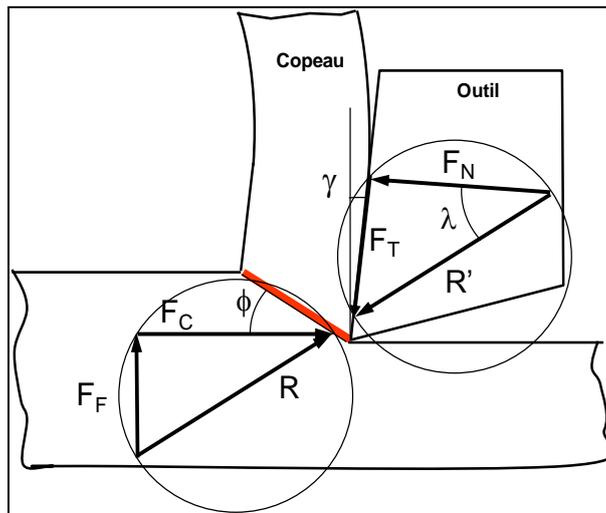
Les résultats d'essais préliminaires réalisés avant cette étude nous ont montré qu'il était souhaitable de disposer d'une longueur de copeaux développée suffisante pour couvrir un temps de coupe d'au moins 500 ms. Un tel temps de coupe permet à l'outil d'atteindre un état thermique pseudo-stationnaire. Dans les faits, pour chaque vitesse de coupe investiguée, nous calculons les longueurs de copeaux développées permettant de respecter largement cette condition de temps de coupe. Selon la longueur de copeaux développée, et en fonction du diamètre du tube D_{ext} et de l'avance par tour f choisis, nous déterminons la hauteur h du tube.

4.2. Efforts de coupe

Les efforts de coupe de chacune des opérations d'usinage sont mesurés à chaque essai. Sont calculés, outre les efforts moyens, les efforts spécifiques de coupe et la puissance mécanique consommée par l'opération d'usinage.

En outre, les faces de coupe des plaquettes étant planes, nous avons calculé un coefficient de frottement apparent à partir de la formule :

$$\mu = \frac{F_T}{F_N} = \frac{F_F + F_C \tan \gamma}{F_C - F_F \tan \gamma}$$



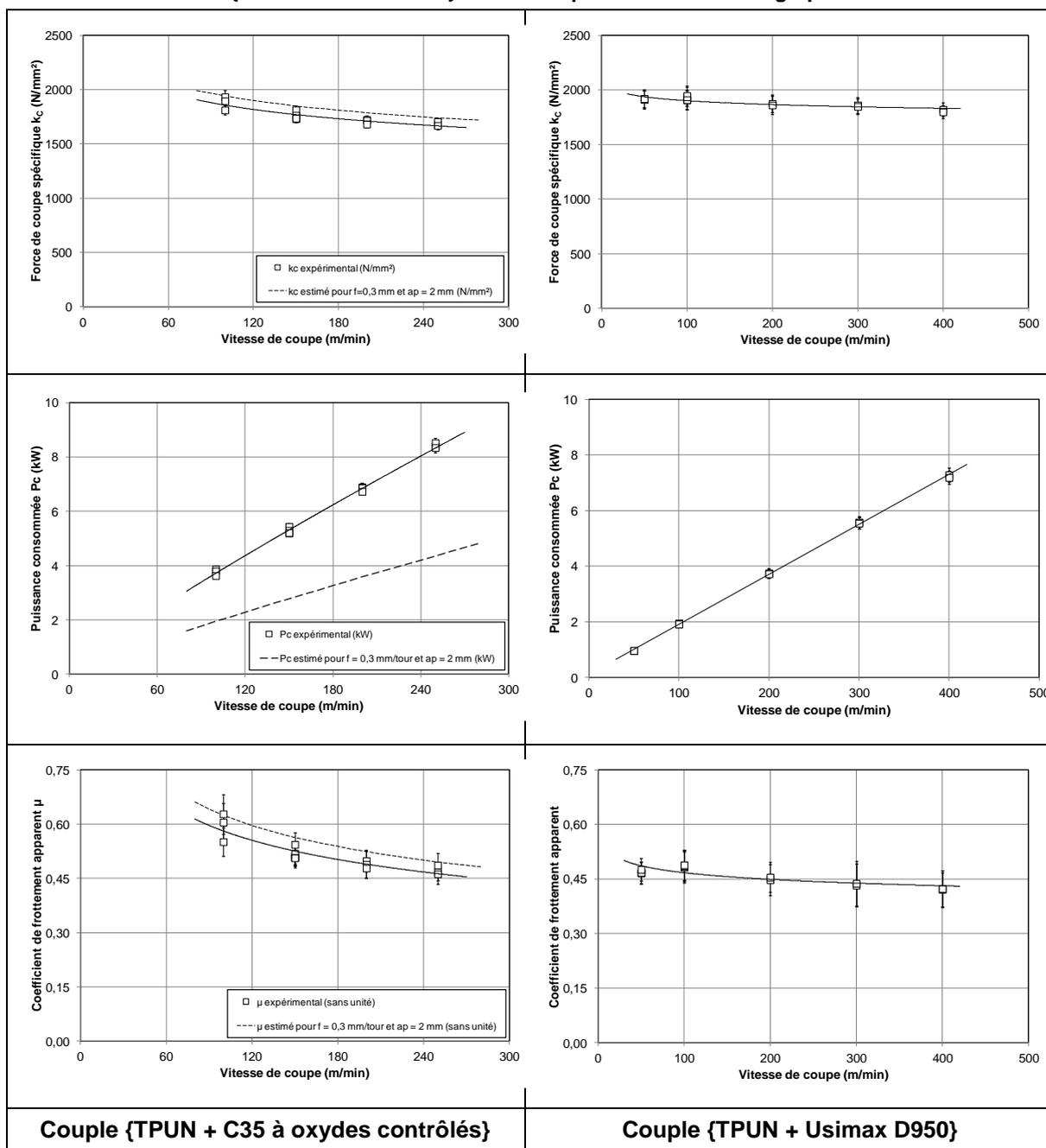
Avec :

- μ : coefficient de frottement apparent,
- F_T : effort exercé sur le copeau tangentiellment à la face de coupe (N),
- F_N : effort exercé sur le copeau normalement à la face de coupe (N),
- F_C : effort de coupe (N),
- F_F : effort d'avance (N),
- γ : angle de coupe, valant 6° dans notre cas,
- $\lambda = \arctan(\mu)$: angle de frottement apparent à l'interface outil / copeau.

Nous avons cherché à estimer les efforts spécifiques de coupe, puissances de coupe et coefficients de frottement apparent pour le C35 à oxydes contrôlés pour les conditions opératoires {f ; ap} utilisées pour l'usinage de l'Usimax D950.

L'ensemble des résultats est présenté dans les graphiques du Tableau 51. Nous formulons ici quelques remarques à la lumière des résultats obtenus.

Tableau 51 – Synthèse des efforts spécifiques de coupe, puissances de coupe et coefficients apparents pour les couples {TPUN + C35 à oxydes contrôlés} et {TPUN + Usimax D950} lors des expériences de thermographie.



• **Efforts spécifiques de coupe**

On remarque en premier lieu que les efforts spécifiques de coupe obtenus pour le couple {TPUN + Usimax D950} sont supérieurs à ceux obtenus avec le couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}. Parmi les raisons pouvant expliquer ces résultats, on pourra évoquer les différences au niveau des caractéristiques mécaniques des deux aciers usinés. On constate cependant que la tendance pourrait s'inverser pour les faibles vitesses de coupe (en dessous de 100 m.min⁻¹) mais des essais supplémentaires seraient certainement nécessaires pour confirmer cette assertion. Les valeurs de kc obtenues lors de l'Usimax D950 restent cependant faibles pour un acier présentant une résistance à la

traction comprise entre 900 et 1000 MPa : la forte teneur en soufre (0,3 %) a ici une incidence certaine. Une autre différence concerne l'évolution des valeurs de k_c en fonction de la vitesse de coupe : celles relatives à l'Usimax D950 diminuent de moins de 200 MPa lorsque l'on passe de 100 m.min⁻¹ à 400 m.min⁻¹ (très faible diminution) alors que les valeurs de k_c relatives au C35 à oxydes contrôlés baissent de près de 300 MPa entre 100 m.min⁻¹ et 250 m.min⁻¹.

- **Puissances de coupe**

D'une manière globale, les puissances de coupe obtenues pour l'Usimax D950 sont très légèrement supérieures (à conditions opératoires similaires) à celles du C35 à oxydes contrôlés. Nous imputons principalement ce constat aux différences observées sur les valeurs de k_c évoquées précédemment.

- **Coefficients de frottement apparents**

C'est à ce niveau que l'on constate le plus d'écart de comportement entre les deux aciers usinés. L'augmentation de la vitesse de coupe conduit usuellement à une diminution du coefficient de frottement apparent en face de coupe (Zemzemi, Rech, Bensalem, Dogui, & Kapsa, 2009). Les deux nuances d'acier usinées montrent cette tendance. En revanche, on constate que les coefficients de frottement apparents relatifs à l'Usimax D950 évoluent relativement peu quand la vitesse de coupe varie : on passe d'environ 0,50 à 0,43 quand V_c passe de 100 à 400 m.min⁻¹. Pour le C35 à oxydes contrôlés, le coefficient de frottement apparent passe d'environ 0,60 à 0,47 lorsque V_c passe de 100 à 250 m.min⁻¹. La décroissance est donc nettement plus marquée pour le C35 à oxydes contrôlés que pour l'Usimax D950. D'une manière générale, les coefficients de frottement apparents sont nettement plus faibles pour l'acier de décolletage que pour l'acier de construction et ce, quelle que soit la vitesse de coupe considérée. Cet état de fait est dû aux efforts d'avance générés plus faibles pour l'acier de décolletage que pour l'acier de construction mécanique puisque, à même avance, les efforts spécifiques de coupe sont comparables.

- **Comparaison avec les efforts spécifiques de coupe obtenus en tournage**

Nous avons comparé les valeurs des efforts spécifiques de coupe obtenues en thermographie infrarouge (Tableau 51) et en tournage lors des essais relatés au chapitre 3. Voici les principales conclusions :

- Les valeurs de k_c relatives à l'usinage du C35 à oxydes contrôlés obtenues lors des opérations de thermographie infrarouge sont légèrement inférieures à celles obtenues lors des opérations de tournage.
- Les valeurs de k_c relatives à l'Usimax D950 obtenues lors des opérations de thermographie infrarouge (Tableau 51) sont inférieures d'environ 200 MPa à celles des opérations de tournage.

Ces résultats nous incitent à penser que les conditions thermomécaniques rencontrées en usinage lors des expériences de thermographie infrarouge sont globalement comparables à celles rencontrées lors

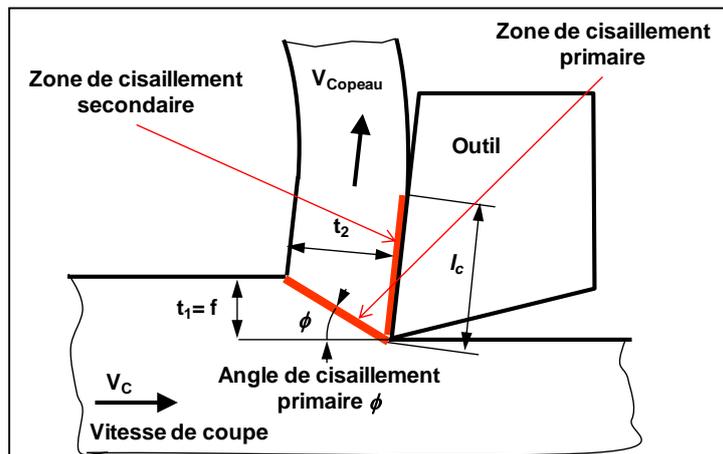
des opérations de tournage du chapitre 3. Nous imputons majoritairement les différences au fait que le chariotage implique la participation du rayon de bec à l'enlèvement de matière. Le fait que le bec de l'outil soit en contact avec la matière nous amène à considérer une opération de coupe avec une arête complexe. Si on tente de discrétiser l'arête, on constate que chaque arête élémentaire présente un angle de direction propre et retire une épaisseur de copeau spécifique. Si on considère le copeau produit par chaque arête élémentaire, on constate que sa direction d'écoulement l'amène à interagir avec les copeaux produits par les arêtes élémentaires situées de part et d'autre de celle lui ayant donné naissance (Moufki, Devillez, Dudzinski, & Molinari, 2004). Cet état de fait influe sur la direction d'écoulement globale du copeau et donc modifie l'effort résultant et sa décomposition. Les critères de choix des outils et des conditions opératoires font que le rayon de bec est faible et que les profondeurs de passe sont importantes afin de minimiser l'impact du rayon de bec sur le processus de formation du copeau. La situation mécanique est nettement plus simple pour les opérations de coupe orthogonale réalisées pour les mesures en thermographie infrarouge.

4.3. Angles de cisaillement primaire

Un module développé sous Mathematica nous permet d'estimer les angles de cisaillement primaire pour chacun des deux couples outil / matière investigués. Nous avons également, à titre de comparaison, calculé les valeurs théoriques des angles de cisaillement primaires données par les formules des modèles de Ernst et Merchant, ainsi que de Lee et Shaffer rappelées ci-après :

$$\Phi = 45 - \frac{1}{2}(\lambda - \gamma) \quad (\text{Merchant, 1945})$$

$$\Phi = 45 - \lambda + \gamma \quad (\text{Lee \& Shaffer, 1951})$$



Avec :

- ϕ : angle de cisaillement primaire ($^{\circ}$),
- $\lambda = \arctan(\mu)$: angle de frottement apparent à l'interface outil / copeau,
- γ : angle de coupe, valant 6° dans notre cas.

Les résultats sont synthétisés dans le Tableau 52 et dans la Figure 117.

Tableau 52 – Synthèse des angles de cisaillement primaire.

Acier usiné	Vc (m.min ⁻¹)	μ	λ (°)	φ mesuré (°)	φ Ernst & Merchant (°)	φ Lee & Shaffer (°)
C35 à oxydes contrôlés	100	0,585	30,3	32	32,8	20,7
C35 à oxydes contrôlés	150	0,528	27,8	32	34,1	23,2
C35 à oxydes contrôlés	200	0,491	26,1	33	34,9	24,9
C35 à oxydes contrôlés	250	0,469	25,1	34	35,4	25,9
Usimax D950	100	0,486	25,9	36	35,0	25,1
Usimax D950	200	0,451	24,3	36	35,9	26,7
Usimax D950	300	0,435	23,5	38	36,2	27,5
Usimax D950	400	0,422	22,9	40	36,6	28,1

D'une manière générale, l'angle de cisaillement primaire mesuré pour le couple {TPUN + Usimax D950} est supérieur à celui du couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}. Pour les deux couples outil / matière investigués, nous avons constaté une légère augmentation de l'angle de cisaillement lorsque la vitesse de coupe varie.

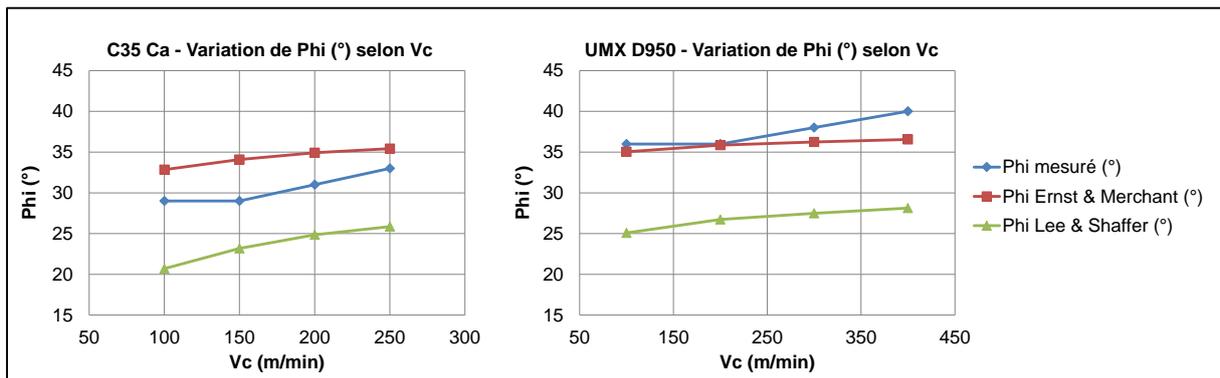


Figure 117 – Comparaison des angles de cisaillement primaire.

Il apparaît que les angles mesurés sont toujours supérieurs à ceux calculés à partir du modèle de Lee et Shaffer. Les valeurs relatives au C35 à oxydes contrôlés se révèlent légèrement inférieures à celles prédites par le modèle de Merchant. Il semble par contre que les valeurs relatives à l'Usimax D950 dépassent légèrement celles prédites par le modèle de Merchant, notamment pour les grandes vitesses de coupe.

Une conséquence directe de cette différence de comportement se retrouve dans le calcul théorique du taux de compression du copeau. Nous choisissons pour ce faire d'utiliser la formule issue du modèle de Merchant :

$$t_2 = t_1 \times r = t_1 \times \frac{\cos(\phi - \gamma)}{\sin(\phi)}$$

Avec :

- t_1 : épaisseur de copeau non formé (égale à l'avance par tour f),
- t_2 : épaisseur du copeau formé,
- r : taux de compression du copeau,
- ϕ : angle de cisaillement primaire ($^\circ$),
- γ : angle de coupe, valant 6° dans notre cas.

Les résultats sont synthétisés dans le Tableau 53 et la Figure 118.

Tableau 53 – Epaisseurs de copeaux calculées.

Acier usiné	Vc (m.min ⁻¹)	ϕ mesuré ($^\circ$)	t_1 (mm)	r	t_2 (mm)
C35 à oxydes contrôlés	100	29	0,4	1,90	0,76
C35 à oxydes contrôlés	150	29	0,4	1,90	0,76
C35 à oxydes contrôlés	200	31	0,4	1,76	0,70
C35 à oxydes contrôlés	250	33	0,4	1,64	0,65
Usimax D950	100	36	0,3	1,47	0,44
Usimax D950	200	36	0,3	1,47	0,44
Usimax D950	300	38	0,3	1,38	0,41
Usimax D950	400	40	0,3	1,29	0,39

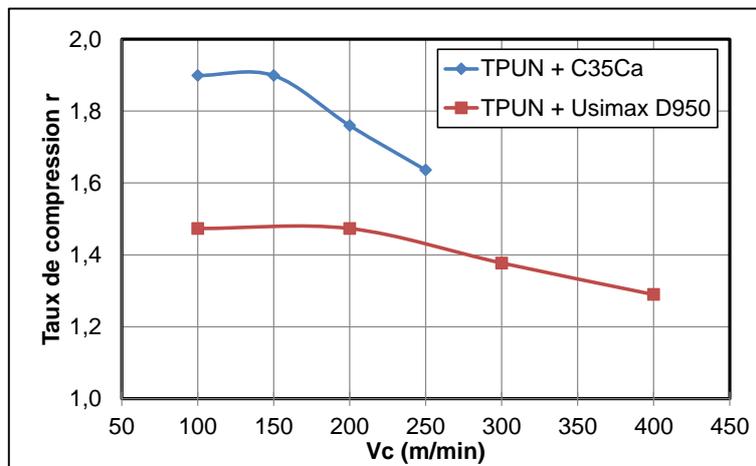


Figure 118 – Variation du taux de compression calculé en fonction de Vc pour les aciers usinés.

D'une manière générale ces quelques résultats montrent la différence de comportement entre les deux aciers usinés lors de la formation du copeau.

4.4. Températures moyennes en face de coupe

Le banc de thermographie infrarouge permet notamment d'obtenir des distributions de températures en face de coupe de l'outil. Nous avons également décidé de calculer une température moyenne en face de coupe dans la zone de contact outil / copeau. Cette grandeur est communément assimilée à la température de coupe mesurée par la technique du thermocouple outil / pièce (Leshock & Shin, 1997). La littérature propose des tendances attendues de l'évolution de cette température de coupe par le biais des analyses dimensionnelles étudiées voici très longtemps (Shaw, 1984). Une telle température moyenne permet de faire des comparaisons rapides suivant les couples outil / matière étudiés et les conditions opératoires mises en œuvres.

Nous définissons cette température comme étant la moyenne de la distribution de température en face de coupe sur la longueur de contact outil / copeau. Différentes manières s'offrent à nous pour mesurer les longueurs de contact outil / copeau :

- En exploitant les données issues de thermographie infrarouge (mesures effectuées durant l'usinage),
- En exploitant les données issues des mesures effectuées à l'aide de l'ALICONA InfiniteFocus SL (chapitre 3) ainsi que les données issues des analyses EDS (mesures effectuées sur l'outil après usinage).

L'expérience nous a montré que les longueurs de contact outil / copeau ne variaient pas significativement lorsque la vitesse de coupe varie (sur les plages de vitesses abordées). A la lumière des données analysées, nous avons établi que les longueurs de contact outil / copeau s'élevaient à :

- $1070 \pm 100 \mu\text{m}$ pour le couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}, avec $f = 0,4 \text{ mm.tr}^{-1}$, et $V_c = \{100, 150, 200, 250 \text{ m.min}^{-1}\}$,
- $550 \pm 40 \mu\text{m}$ pour le couple {TPUN + Usimax D950, avec $f = 0,3 \text{ mm.tr}^{-1}$, et $V_c = \{100, 200, 300, 400 \text{ m.min}^{-1}\}$.

- **Dynamique des phénomènes mis en jeu**

Il est également possible de faire un suivi temporel de la température moyenne en face de coupe de l'outil durant l'opération d'usinage. Dans un premier temps, nous avons cherché à estimer la dynamique des phénomènes thermiques mis en jeu au début de l'opération d'usinage. Pour ce faire, nous avons comparé l'évolution de la température moyenne en face de coupe telle que décrite ci-avant avec l'évolution des efforts de coupe. Un exemple est donné par la Figure 119.

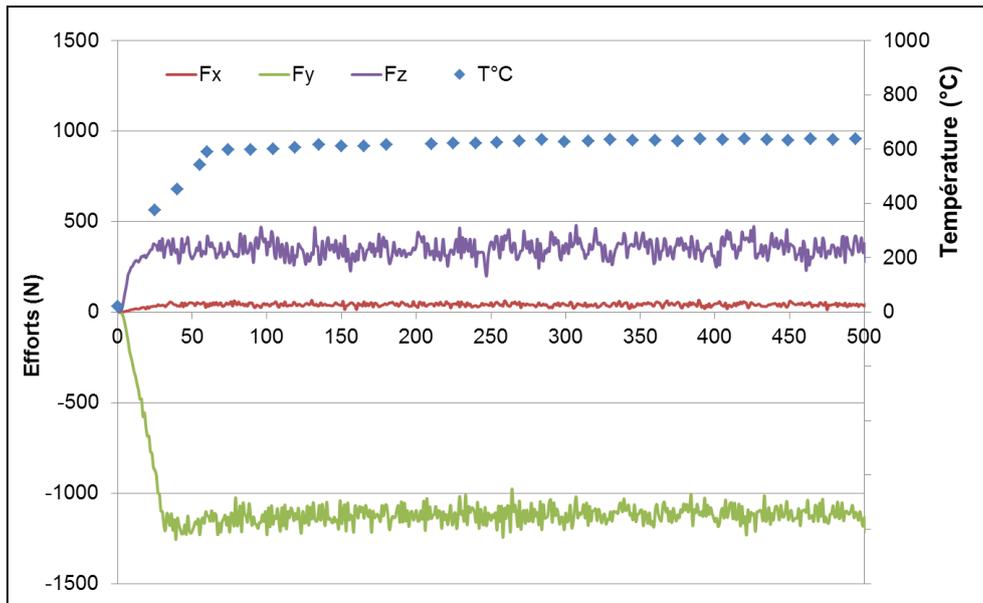


Figure 119 – Evolution temporelle des efforts de coupe et de la température moyenne en face de coupe ({TPUN + Usimax D950}, $V_c = 300 \text{ m.min}^{-1}$, $f = 0,3 \text{ mm.tr}^{-1}$, $a_p = 2 \text{ mm}$).

Dans cet exemple, on observe que la température moyenne en face de coupe connaît une hausse importante en début d'usinage pour atteindre environ 600°C après seulement 55 ms de temps de coupe, ce qui correspond à une augmentation de la température moyenne en face de coupe de l'outil d'au moins 10900°C par seconde. Cette valeur moyenne sous-estime la vitesse réelle de chauffage de l'outil à sa surface, notamment au niveau du revêtement, car :

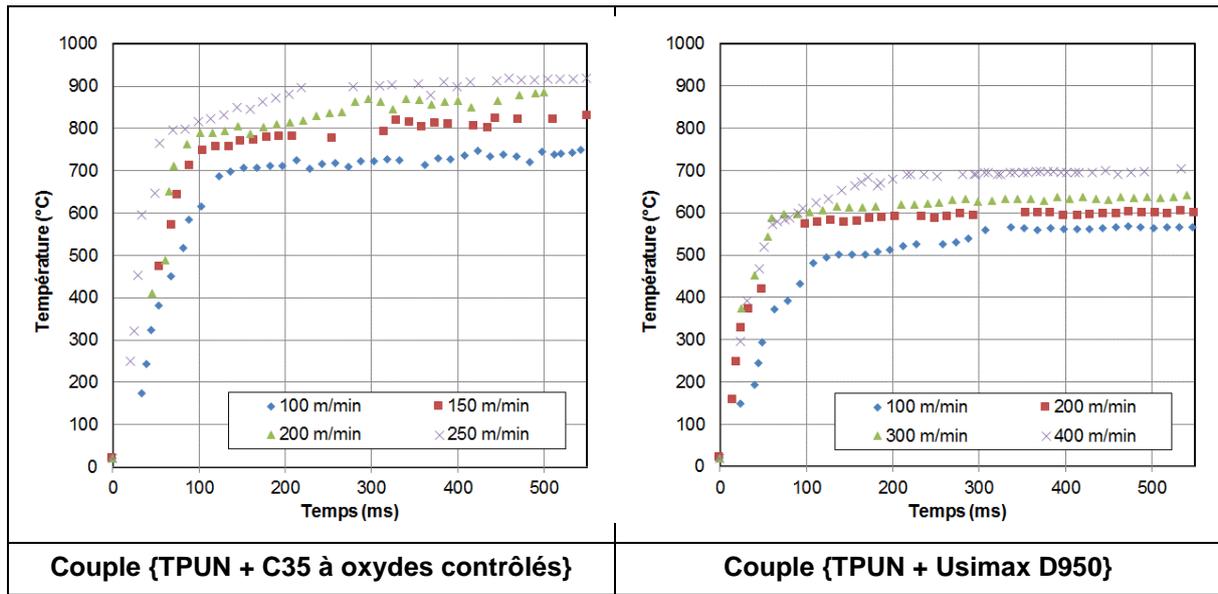
- La résolution de la caméra est de $15 \mu\text{m}$ par pixel, ce qui reste trop important pour rendre compte de phénomènes très localisés à la surface de l'outil,
- En raison de la dynamique de la caméra, nous ne retenons volontairement que les valeurs de température lorsque celle-ci semble déjà « stabilisée ». Si, dans cet exemple la température moyenne est stabilisée après 55 ms de temps de coupe, on peut penser que localement, sur la face de coupe, la température « stabilisée » est atteinte plus rapidement.

La vitesse moyenne de chauffage présentée témoigne cependant des conditions thermomécaniques extrêmes régnant à l'interface outil / copeau.

• Evolution temporelle

Le Tableau 54 synthétise l'ensemble des évolutions temporelles rencontrées pour chacun des couples outil / matière investigués. Nous avons choisi d'afficher ici les résultats bruts (non filtrés). De manière analogue à ce qu'il a été dit ci-avant, on constate que la température moyenne de la face de coupe de l'outil se stabilise très rapidement, et ce pour l'ensemble des vitesses de coupe investiguées. A partir de ces observations, nous avons choisi arbitrairement de fixer un temps de coupe $t = 534 \text{ ms}$ à partir duquel on peut considérer que la température de coupe de l'outil est réellement stabilisée.

Tableau 54 – Evolution temporelle des températures moyennes en face de coupe pour les couples {TPUN + C35 à oxydes contrôlés} et {TPUN + Usimax D950}.



- **Températures moyennes stabilisées**

La Figure 120 synthétise l'ensemble des températures moyennes obtenues avec les deux couples outils / matières étudiés lorsque celles-ci sont stabilisées. Les résultats montrent une réelle différence selon l'acier usiné. Ainsi, alors que les températures moyennes sont contenues entre environ 480°C à 100 m.min⁻¹ et 600°C à 400 m.min⁻¹ pour l'Usimax D950, les températures moyennes relatives à l'usage du C35 à oxydes contrôlés sont bien supérieures puisqu'elles s'étendent entre environ 725°C à 100 m.min⁻¹ et 880°C à 250 m.min⁻¹. Cet état de fait est d'autant plus marqué que les vitesses de coupe investiguées sont plus faibles.

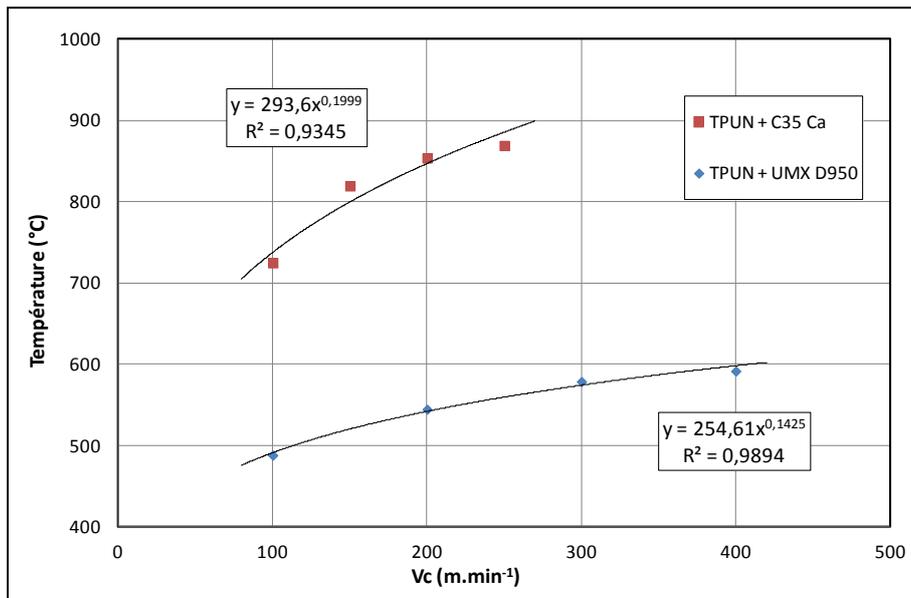


Figure 120 – Températures moyennes en face de coupe selon la vitesse de coupe.

L'écart entre les températures moyennes lors de l'usinage de ces aciers est donc supérieur à 200°C pour $V_c = 100 \text{ m.min}^{-1}$ et tend à s'accroître lorsque la vitesse de coupe augmente puisqu'il avoisinerait les 300°C pour $V_c = 250 \text{ m.min}^{-1}$. Ces résultats sont tout à faits remarquables dans la mesure où les mesures d'efforts de coupe réalisées lors des expériences de thermographie (Tableau 51) nous apprennent que :

- Les efforts spécifiques de coupe des aciers sont du même ordre de grandeur, voire même légèrement supérieures pour l'Usimax D950,
- Les puissances de coupe mises en jeu sont également comparables pour les deux aciers (notamment : environ 4 kW à $V_c = 200 \text{ m.min}^{-1}$).

Plusieurs phénomènes contribuent certainement à expliquer un tel résultat. Les paragraphes suivants rassemblent les hypothèses émises. En premier lieu, cette différence de température de coupe peut être liée à la forte teneur en soufre de l'Usimax D950 (0,3 %) qui est environ 10 fois supérieure à celle du C35 à oxydes contrôlés. On peut raisonnablement penser que cette teneur en soufre, favorisant la fragmentation du copeau et réduisant la longueur de contact outil / copeau, change totalement le bilan thermique entre l'outil et le copeau. Ainsi, en reprenant les hypothèses formulées précédemment à l'aide du modèle d'Ernst et Merchant, et faisant l'hypothèse que la compression du copeau ne se fait que dans une direction (et donc en négligeant l'éventuelle augmentation de la largeur du copeau), on peut exprimer en première approximation la vitesse d'écoulement ainsi qu'un temps de contact outil / copeau :

$$V_{\text{copeau}} = V_c \times \frac{\sin(\phi)}{\cos(\phi - \gamma)} \quad \text{et} \quad t_{\text{copeau}} = \frac{l_c}{V_{\text{copeau}}}$$

Avec :

- V_{copeau} : vitesse de défilement du copeau (m.min^{-1}),
- V_c : vitesse de coupe (m.min^{-1}),
- l_c : longueur de contact outil / copeau (μm),
- t_{copeau} : temps de contact outil / copeau (μs),
- ϕ : angle de cisaillement primaire ($^\circ$),
- γ : angle de coupe, valant 6° dans notre cas.

Les résultats sont synthétisés dans le Tableau 53 et la Figure 121.

Tableau 55 – Epaisseurs de copeaux calculées.

Acier usiné	Vc (m.min ⁻¹)	φ mesuré (°)	t1 (mm)	r	t2 (mm)	Vcopeau (m.min ⁻¹)	tcopeau (μs)
C35 à oxydes contrôlés	100	29	0,4	1,90	0,76	53	1219
C35 à oxydes contrôlés	150	29	0,4	1,90	0,76	79	813
C35 à oxydes contrôlés	200	31	0,4	1,76	0,70	114	565
C35 à oxydes contrôlés	250	33	0,4	1,64	0,65	153	420
Usimax D950	100	36	0,3	1,47	0,44	68	486
Usimax D950	200	36	0,3	1,47	0,44	136	243
Usimax D950	300	38	0,3	1,38	0,41	218	152
Usimax D950	400	40	0,3	1,29	0,39	310	106

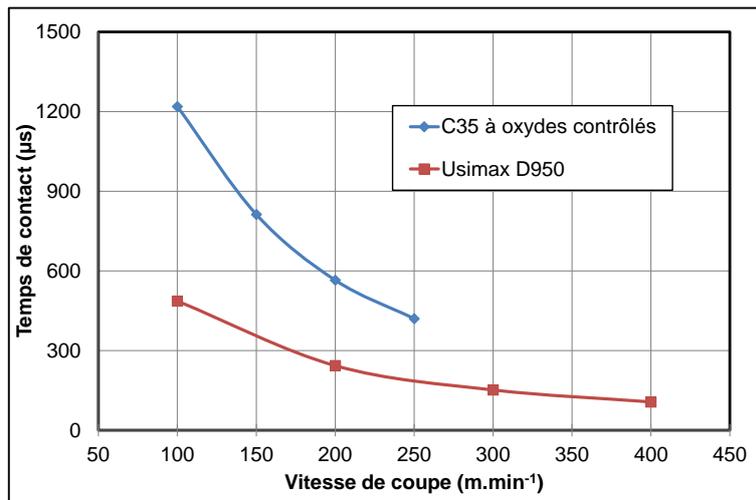


Figure 121 – Comparaison des temps de contact estimés selon l'acier usiné.

Pour une même vitesse de coupe, on constate que le temps de contact entre le copeau et la face de coupe de l'outil est plus que divisé par deux selon l'acier usiné. Cette différence laisse à penser que l'échange de chaleur entre le copeau et l'outil au niveau de la face de coupe est plus important dans le cas de l'usinage du C35 à oxydes contrôlés ce qui contribuerait à augmenter la température de l'outil.

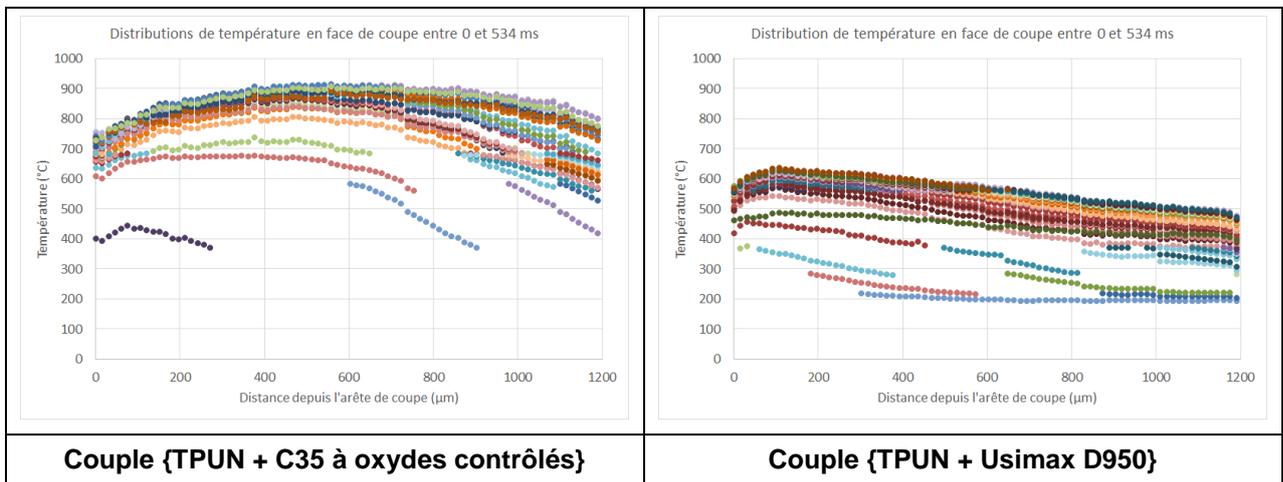
4.5. Distributions de températures

- **Stabilisation thermique de l'outil**

Il est tout d'abord possible de faire un suivi temporel des distributions la température en face de coupe de l'outil durant l'opération d'usinage. Le Tableau 56 présente des exemples de distributions de températures successives en face de coupe de l'outil en début d'usinage, lors des premiers instants du contact outil / copeau (chaque distribution est extraite depuis une image thermique).

Sur les graphiques présentés, un nombre important des distributions de températures affichées (notamment celles aux valeurs les plus faibles, correspondant aux premiers instants d'usinage) ne couvrent pas l'intégralité de la face de coupe. Ce phénomène est lié aux performances de la caméra thermique : la plage de températures à couvrir est en effet très vaste (par exemple : 400°C à l'arête de coupe, et moins de 200°C à 1 mm de l'arête de coupe), et ne peut être couverte en une seule acquisition thermique (correspondant à un temps d'intégration).

Tableau 56 – Stabilisation thermique de l'outil entre 0 et 534 ms selon l'acier usiné pour $V_c = 200 \text{ m.min}^{-1}$.



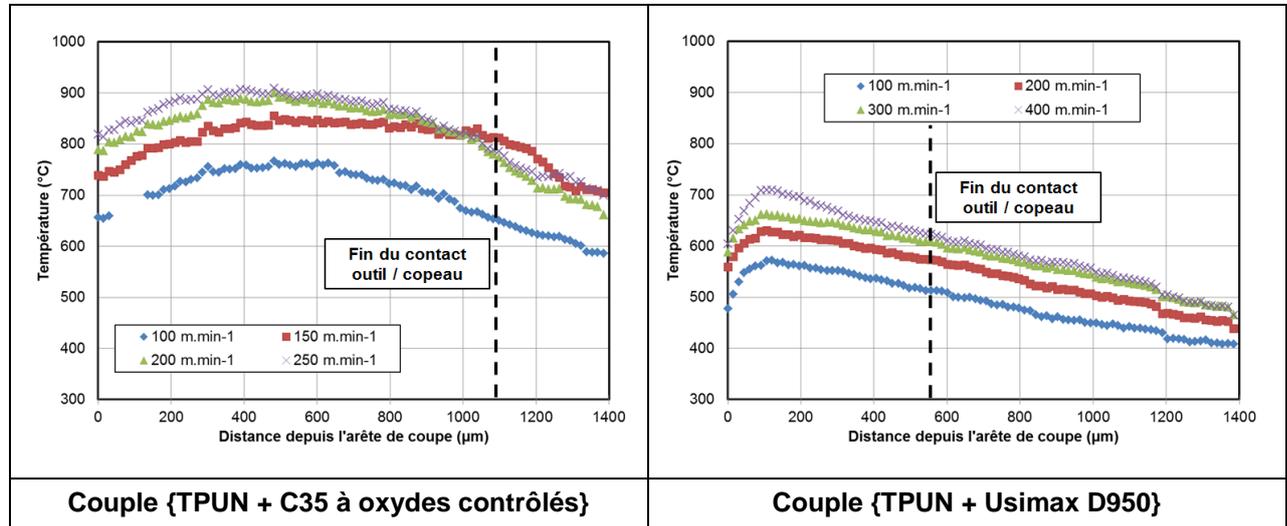
Les premières courbes montrent que, lors des premiers instants de contact outil / copeau, la hausse de température de la face de coupe de l'outil s'établit depuis l'arête de coupe avant de s'étendre progressivement au reste de l'outil. Cet état de fait coïncide donc avec le mouvement d'avance de l'outil. La température de la face de coupe augmente avec le temps de coupe, ce qui se traduit par une hausse progressive des courbes de distribution. On constate également la stabilisation thermique progressive de la face de coupe de l'outil (Tableau 56).

- **Comparaison des distributions stabilisées**

Les données issues des expériences de thermographie infrarouge nous ont permis d'estimer les distributions de températures en face de coupe pour les différentes vitesses de coupe investiguées lorsque celles-ci sont stabilisées. Nous avons arbitrairement choisi de fixer ce temps à 534 ms. Les résultats sont synthétisés dans le Tableau 57.

Conformément à ce qui a déjà été constaté lors de l'analyse des températures moyennes en face de coupe, les valeurs de températures atteintes lors de l'usinage du C35 à oxydes contrôlés sont bien supérieures à celles de l'Usimax D950. On remarque également que les profils de températures sont très différents selon l'acier usiné.

Tableau 57 – Comparaison des distributions de température selon l'acier usiné et la vitesse de coupe choisie.



Nous avons également décidé de tracer ces distributions de températures sur une étendue de 2400 µm, c'est-à-dire une longueur bien supérieure aux longueurs de contact outil / copeau estimées soit 1068 µm pour le couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés} et 550 µm pour le couple {TPUN + Usimax D950}. Les résultats sont synthétisés dans les Figure 122 et Figure 123.

• **Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}**

Les distributions de températures sont représentées dans la Figure 122. Les données sont brutes (non lissées).

On peut, d'une manière générale, diviser les distributions de température en face de coupe en trois parties distinctes :

- Une première partie de la zone de contact outil / copeau, s'étendant sur environ 500 µm, pour laquelle la température augmente lorsque l'on s'éloigne de l'arête de coupe. Cette augmentation de la température est d'environ 120°C à 130°C.
- La seconde partie de la zone de contact outil / copeau s'étendant sur 500 à 600 µm pour laquelle la température décroît lorsque l'on s'éloigne de l'arête de coupe.
- Une dernière partie de la face de coupe, située en dehors de la zone de contact outil / copeau, où la température décroît progressivement.

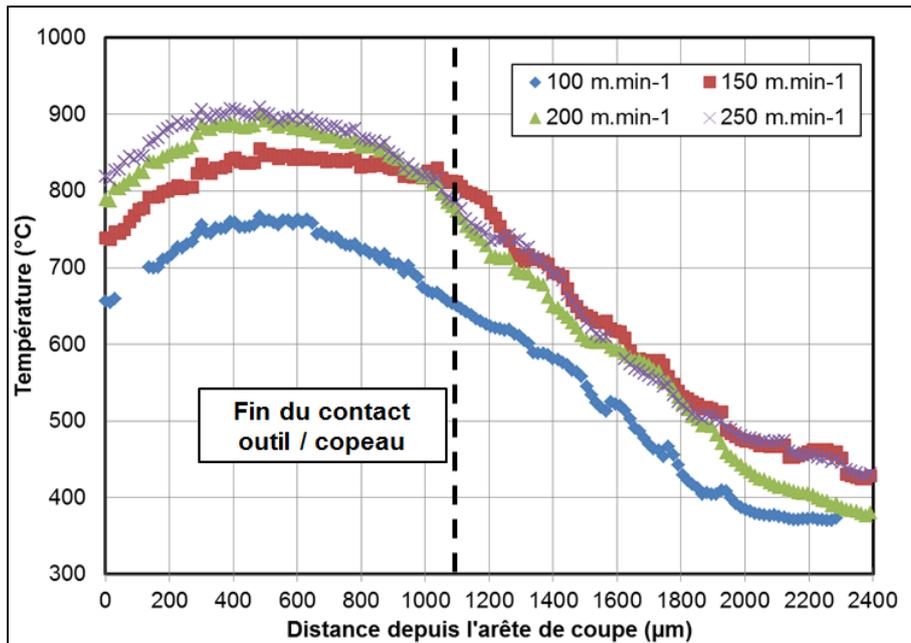


Figure 122 – Distributions de températures en face de coupe.

Les variations de température sont ainsi comprises dans une fourchette d'environ 120°C sur la zone de contact outil / copeau. On note que les gradients de température sont du même ordre de grandeur sur les deux zones du contact outil / copeau. On constate également l'importance des effets de conduction thermique au sein de la plaquette puisque la température est encore supérieure à 350°C lorsque l'on se trouve à 2400 µm de l'arête de coupe de l'outil après seulement 534 ms de temps de coupe.

- **Couple {TPUN + Usimax D950}**

Les distributions de températures sont représentées dans la Figure 123. Les données sont brutes.

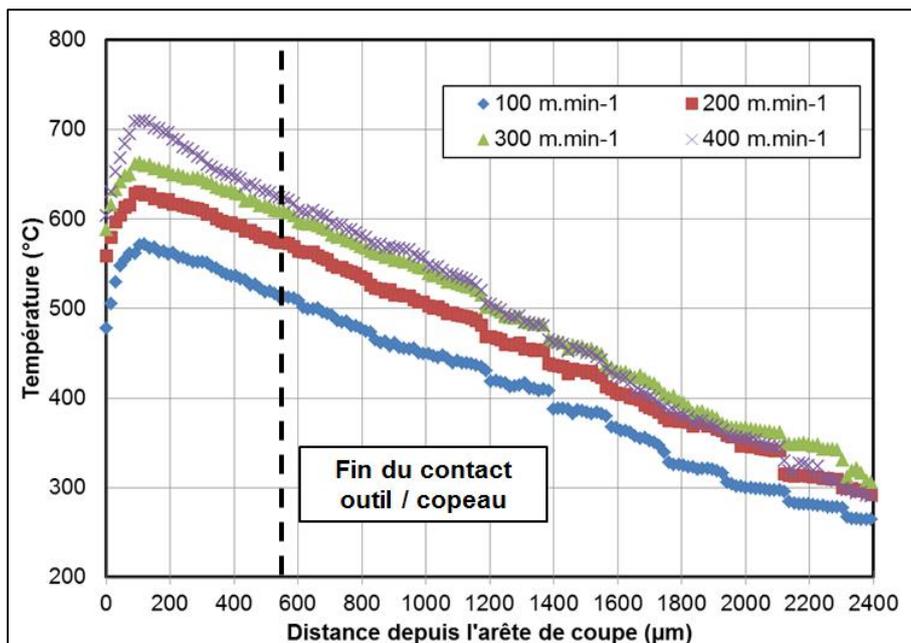


Figure 123 – Distributions de températures en face de coupe.

Les distributions de températures obtenues pour ce couple outil / matière diffèrent singulièrement du couple précédent. On peut, d'une manière générale, diviser les distributions de températures en face de coupe en trois parties distinctes :

- Une première partie de la zone de contact outil / copeau, s'étendant sur environ 100 μm , où la température augmente lorsque l'on s'éloigne de l'arête de coupe. Cette augmentation est d'environ 100°C.
- La seconde partie de la zone de contact outil / copeau, où la température décroît de manière relativement linéaire. Cette baisse de température est un peu plus faible (environ 90°C) que la hausse de température rencontrée sur la première zone.
- Une dernière partie de la face de coupe, en dehors de la zone de contact outil copeau, où la température décroît de manière quasiment linéaire.

Les variations de température sont ainsi comprises dans une fourchette d'environ 100°C sur la zone de contact outil / copeau. On note cependant que les gradients de température sont plus importants sur la première partie de la zone de contact outil / copeau. Ces observations laissent à penser que c'est sur cette première partie de la zone de contact outil / copeau que les sollicitations thermomécaniques sont les plus sévères pour l'outil. De manière analogue au couple outil / matière précédent, la conduction thermique dans l'outil est telle que la température en face de coupe à 2400 μm de l'arête de coupe est d'au moins 250°C après seulement 534 ms de temps de coupe.

- **Influence de la vitesse de coupe**

D'une manière générale l'augmentation de la vitesse de coupe se traduit par une hausse de la température en tout point de l'arête de coupe. On constate ainsi que la température de l'arête de coupe n'est pas la même selon la vitesse de coupe. Comme le laissait déjà présager l'analyse de la Figure 120, on constate que l'augmentation de température de l'outil est loin d'être linéaire avec la vitesse de coupe.

L'analyse des distributions de températures du couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}, notamment pour $V_c = \{100, 200 \text{ et } 300 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}\}$ laisse supposer que le maximum de température se rapproche progressivement de l'arête de coupe lorsque la vitesse de coupe augmente. Cette tendance a déjà été évoquée par certains auteurs pour des couples outil / matière relativement voisins (M'Saoubi & Chandrasekaran, 2004). Par contre, l'analyse des distributions de températures relatives au couple {TPUN + Usimax D950} ne montre pas une telle tendance.

5. COMPARAISON AVEC LES COUCHES DE TRANSFERTS SELECTIFS

Nous comparons ici les résultats relatifs aux analyses des CTS du chapitre 3 (composition chimique des surfaces des outils et micro-topographique) avec les distributions de températures en face de coupe synthétisées par le Tableau 57.

5.1. Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}

Les analyses de microtopographie réalisées à l'aide de l'ALICONA InfiniteFocus SL dans le chapitre 3 ont montré que les plaquettes connaissaient un début d'usure en face de coupe, compris entre 0 et 3 μm selon la vitesse de coupe et la longueur de copeaux développée usinée. Cette usure n'est cependant pas suffisante pour atteindre le substrat de la plaquette du fait de l'épaisseur importante du revêtement (plus de 10 μm) et des faibles longueurs de copeaux développées investiguées (300 μm au maximum).

Pour une même longueur de copeaux développée, cette usure augmente lorsque la vitesse de coupe augmente, c'est-à-dire également lorsque la température de coupe augmente. On peut donc penser que cette augmentation de la température participe à accélérer l'usure du revêtement. Par ailleurs, les températures mesurées montrent que l'on dépasse les préconisations d'emploi du revêtement TiN⁶ en termes de températures de coupe puisque l'on dépasse les 600°C.

Les relevés de microtopographie du chapitre 3 montrent que le début de cratérisation de la face de coupe concerne principalement les 600 premiers μm depuis l'arête de coupe, c'est-à-dire la première partie de la zone de contact outil / copeau identifiée à partir des températures mesurées avec la caméra thermique. En revanche, les distributions de températures ne permettent pas d'expliquer les variations de composition des dépôts observés à la sonde EDS, comme par exemple les dépôts d'oxydes relevés sur les 200 - 250 premiers μm depuis l'arête de coupe, ni les dépôts de MnS formés sur la zone suivante [250 μm ; 1070 μm].

5.2. Couple {TPGN + Usimax D950}

Les analyses effectuées dans le chapitre 3 portaient, pour certaines raisons, sur le couple outil / matière {TPGN + Usimax D950}. Les différences entre les plaquettes TPUN et TPGN sont multiples :

- Différence au niveau des substrats,
- Différence au niveau des revêtements,
- Différence au niveau des rayons d'arête.

Nous prenons cependant la liberté de faire ici quelques comparaisons, qui pourront éventuellement par la suite être validées par des expériences supplémentaires. Nous considérons d'abord la première partie de la zone de contact outil / copeau s'étendant sur les 200 premiers μm depuis l'arête de coupe. Les distributions de températures résumées dans le Tableau 57 semblent montrer qu'il s'agit de la zone de

⁶<http://www.oerlikonbalzerscoating.com> consulté le 01/12/2014

contact où les conditions thermomécaniques sont les plus sévères. Les analyses EDS ainsi que les analyses de microtopographie avaient montré que c'était au niveau de cette zone que les CTS avaient le plus de mal à se former et se maintenir, notamment pour les faibles longueurs de copeaux développées (1 m et 3 m).

La seconde zone du contact outil / copeau est marquée par une décroissance progressive de la température en face de coupe. Les CTS observées dans le chapitre 3 s'étendent de manière uniforme sur la plage [200 μm ; 350 μm] de la face de coupe, avant de progressivement décroître sur la plage [350 ; 500 μm]. La simple distribution de température ne permet pas ici d'identifier clairement un changement de condition de contact entre l'outil et le copeau.

6. CONCLUSIONS

Ce chapitre rappelle en premier lieu les enjeux et difficultés à mesurer la distribution de température dans la zone pièce - outil - copeau. Il présente une solution développée par l'équipe de recherche recourant à la mesure de température par thermographie infrarouge. L'expérience nous montre qu'il n'existe pas de solution prête à l'emploi mais nécessite le développement complet du système de mesure, du protocole opératoire et de techniques de post-traitement des données. Par ailleurs, une telle technique de mesure de température nécessite la prise en compte de nombreux phénomènes et paramètres pour obtenir des mesures exploitables. La thermographie infrarouge appliquée à l'usinage présente malgré tout de nombreux avantages, comparée à d'autres techniques de mesures de température. Citons par exemple l'emploi de thermocouples. La thermographie infrarouge donne la possibilité d'obtenir des distributions de températures en face de coupe et de dépouille de l'outil là où d'autres techniques se contentent de donner la valeur de la température en un point de l'outil, ou une température moyenne. On pensera également à la possibilité de mesurer certaines grandeurs propres à l'opération de formation du copeau comme par exemple l'angle de cisaillement primaire ou encore la longueur de contact outil / copeau. L'ensemble des données collectées ouvre la voie à des applications reliant de manière très intéressante l'expérimentation et la modélisation offrant ainsi d'apporter des éléments nouveaux sur la connaissance des phénomènes rencontrés lors d'une opération d'usinage.

- **Lien entre température de coupe et nature des dépôts**

L'étude expérimentale menée dans cette étude apporte des éléments d'information sur les températures à l'interface outil / copeau en général, et permet la vérification de certains phénomènes énoncés par la théorie, telle l'augmentation de la température de l'outil lorsque la vitesse de coupe augmente. Elle apporte également des informations originales sur les conditions thermomécaniques régnant à l'interface outil / copeau en présence de Couches de Transferts Sélectifs. En comparant deux aciers susceptibles de générer des CTS en face de coupe, nous montrons combien les différences peuvent être grandes selon la métallurgie de l'acier usiné.

L'étude comparative des résultats d'analyses EDS et de microtopographie du chapitre 3 avec les distributions de températures obtenues par thermographie infrarouge nous permet d'émettre certaines remarques reliant dépôts et températures. Ici, les résultats montrent qu'il n'est pas directement possible d'établir un lien direct entre température et nature des éléments déposés en face de coupe de l'outil. La seule donnée des distributions de température ne permet donc pas de prédire la présence, la nature ou la composition d'un éventuel dépôt formé lors de l'usinage. Il est néanmoins possible d'identifier au sein du contact outil / copeau différentes zones se caractérisant chacune par des conditions de contact plus ou moins sévères, que l'on peut ensuite chercher à expliquer plus finement.

- **Conditions thermomécaniques selon l'acier usiné**

Nous avons vu comment la simple mesure des efforts de coupe ne suffit pas à rendre compte avec justesse des différences de comportement des matériaux en usinage. En effet, alors que les efforts de coupe mesurés et la puissance mise en œuvre sont comparables pour les deux aciers, l'étude des distributions de températures mesurées nous montre qu'il peut y avoir plus de 200°C d'écart en face de coupe selon l'acier usiné. L'ensemble des données collectées avec la caméra thermique, combinée aux résultats des mesures d'efforts de coupe, nous permet d'émettre quelques hypothèses expliquant de tels résultats.

On abordera en premier lieu les différences au niveau de la formation du copeau selon l'acier usiné. Ces différences sont illustrées par les valeurs d'angle de cisaillement primaire, et de longueur de contact outil / copeau. Ces différences se traduisent par des taux de compression différents, conduisant à des sections de copeau ainsi que des vitesses de défilement différentes. Les conséquences concernent les échanges thermiques entre le copeau et l'outil, notamment au niveau de la zone de cisaillement secondaire. En particulier, on évoquera ici la différence entre les densités de flux dissipées aux interfaces outil / copeau ainsi que l'éventuelle différence de distribution de cette densité de flux. On évoquera également le temps durant lequel un volume élémentaire de matière quittant la zone de cisaillement primaire est exposé au flux thermique issu du contact outil / copeau. Les échanges thermiques entre l'outil et le copeau s'en retrouvent impactés. Les différences ne s'arrêtent pas là : nous suggérons ici que la présence d'un troisième corps est susceptible de changer les conditions de contact entre l'outil et le copeau au niveau de la zone de cisaillement secondaire. Cet état de fait, évoqué dans la littérature, peut se manifester par la mesure un coefficient de frottement apparent plus faible selon que l'acier usiné permette l'apparition de CTS, ce qui laisse supposer une possible évolution des flux de chaleur entre l'outil et le copeau.

A terme, ces différences de flux de chaleur se concrétisent par des températures de coupe très différentes, ce qui change singulièrement les mécanismes d'usure de l'outil coupant, sa durée de vie et donc *in fine* l'usinabilité de l'acier.

CONCLUSIONS GENERALES ET PERSPECTIVES

CONCLUSIONS GENERALES ET PERSPECTIVES

L'usinabilité est, pour le sidérurgiste, une propriété de service au même titre que les caractéristiques mécaniques. Elle demeure malheureusement difficile à quantifier objectivement vu le grand nombre de critères à prendre en considération. Elle dépend de la composition chimique de l'acier, de sa structure métallurgique mais également et surtout des populations inclusionnaires de l'acier. Elle est modifiée volontairement en agissant sur ces dernières dans les phases de métallurgie secondaire. Il n'existe malheureusement pas de traitement d'amélioration de l'usinabilité « parfait » et « universel » car ce dernier peut entraîner une diminution des caractéristiques de l'acier (par exemple : baisse de la résistance à la fatigue et / ou de la résilience et / ou de la résistance à la corrosion). L'amélioration de l'usinabilité résulte donc d'un compromis.

Les phénomènes intervenant en usinage sont complexes : le matériau usiné subit des déformations intenses et rapides, les élévations de température au sein du matériau usiné ou de l'outil sont très importantes, les densités de flux et donc les gradients de température sont élevés, les contacts avec l'outil sont particulièrement sévères. C'est dans ce contexte que les populations inclusionnaires doivent agir favorablement. La bibliographie ou les études précédentes réalisées en coopération entre ArcelorMittal et le LEM3 montrent que la modification des conditions thermomécaniques dans la zone de formation du copeau, par le biais des conditions opératoires, peut permettre le déclenchement de phénomènes favorables à l'usinabilité.

Les contraintes environnementales conduisent à abandonner progressivement certains traitements d'amélioration de l'usinabilité. L'utilisation des sulfures permet des gains substantiels mais limite le domaine d'emploi des aciers. L'utilisation des oxydes lève cette restriction mais nécessite une maîtrise fine du process métallurgique. La formation d'oxydes à bas point de fusion est communément visée mais cela demeure une vision réductrice. On cherche en effet à créer des oxydes moins durs dans les gammes de température des zones où l'opération d'usinage les met à jour. On cherche à créer des inclusions susceptibles de se déformer suffisamment pour se séparer de la matrice métallique et créer les Couches de Transferts Sélectifs bénéfiques à la durée de vie des outils.

On constate que les deux types d'inclusions cités agissent dans des gammes de conditions opératoires différentes réservant usuellement tel type aux opérations d'usinage à basse vitesse de coupe et tel autre aux opérations d'usinage à haute vitesse de coupe.

Notre étude a considéré des aciers de construction mécanique avec un taux de soufre assez faible et des aciers de décolletage avec un taux de soufre plus élevé. Les essais de caractérisation entre aciers de même nature montrent que les propriétés mécaniques sont comparables. Pour autant, l'usinabilité peut se révéler drastiquement différente. Pour les aciers de construction mécanique, la différence de populations inclusionnaires conduit à des écarts significatifs de durée de vie pour les essais de tournage menés avec outil en carbure revêtu TiN. Cela renforce l'importance du choix du matériau de l'outil en contact avec l'acier (tous les substrats et tous les revêtements ne se comportent pas de la même façon avec les inclusions) mais également des conditions opératoires avec lesquelles usiner l'acier (les essais

réalisés à basse vitesse de coupe avec plaquettes carbure non revêtues ne montrent aucune amélioration notable de la durée de vie d'outil).

L'étude des populations inclusionnaires nécessite des protocoles d'essai complexes et le recours à des systèmes particulièrement avancés. Le recours au microscope électronique à balayage et à la sonde EDS est incontournable et notamment pour accéder à des informations quantifiées telles que les dimensions des inclusions, leur forme et leur répartition / densité dans l'acier. On constate là des différences significatives avec des pics de densité généralement localisés en périphérie des barres. La conséquence directe tient sans doute au fait que l'efficacité des populations inclusionnaires est différente selon la localisation de l'opération d'enlèvement de matière. Un perçage axial de la barre ne bénéficiera pas des mêmes populations inclusionnaires et donc des mêmes gains potentiels en termes d'usinabilité qu'une opération de tournage réalisée sur l'extérieur de la barre. De la même façon, les travaux précédents tendent à montrer la préférence donnée aux inclusions globulaires. Cette forme permet de garantir une efficacité de l'inclusion quelle que soit la direction de la vitesse d'avance, mais qu'en est-il des inclusions ayant subi une déformation lors du laminage ? Peu d'informations sont à disposition sur ce plan. Nous avons opté pour une seule direction de vitesse d'avance.

Notre approche s'est révélée à dominante expérimentale : trois outils ont été retenus permettant ainsi de comparer l'efficacité des revêtements mais également l'incidence des formes particulières présentes sur les faces de coupe des outils. Les essais ont associé opérations de chariotage de longue durée pour former et stabiliser des dépôts sur les outils et opérations de coupe orthogonale avec mesures simultanées des efforts et de la distribution de température de coupe dans la zone de formation du copeau. Les essais d'usinage ont systématiquement été réalisés avec des outils neufs afin d'éviter toute modification de l'affinité entre les matériaux usinant et usiné.

Les essais de tournage ont montré des différences notables de comportement entre les aciers de construction mécanique et les aciers de décolletage. En premier lieu, la forte teneur en soufre des aciers de décolletage améliore la fragmentation du copeau. En second lieu, l'énergie spécifique de coupe évolue différemment selon la vitesse de coupe : elle diminue sensiblement quand la vitesse de coupe augmente pour les aciers de construction mécanique, elle est quasiment indépendante de la vitesse de coupe pour les aciers de décolletage. Cette énergie spécifique de coupe est le ratio de la puissance consommée et du débit de matière : elle cumule l'ensemble des énergies développées dans la formation du copeau et le frottement aux interfaces. Son évolution est censée rendre compte des variations de comportement mécanique du matériau usiné (dans les zones de cisaillement) et des modifications des conditions de frottement. En dernier lieu, le coefficient de frottement apparent à l'interface outil / copeau est nettement plus faible pour les aciers de décolletage que pour le C35 à oxydes contrôlés, dans les gammes de vitesses de coupe investiguées. Telle est la contribution des sulfures de manganèse, dont nous avons vu comment ils participent à la formation des CTS.

Les essais d'usinage montrent également une diminution sensible des efforts de coupe à l'entrée en matière, sur les premiers mètres de copeaux développés, pour les aciers de construction mécanique. Ce constat avait déjà été réalisé par d'autres chercheurs. Il est vraisemblablement à associer avec le début d'apparition progressive d'une CTS sur l'outil. Ce phénomène est cependant très court (quelques

secondes ou mètres de copeaux déroulés). Il disparaît quasiment avec les aciers de décolletage. Signe que la CTS apparaît et se stabilise plus rapidement.

Les trois aciers investigués génèrent tous des CTS en face de coupe. Ces dernières sont cependant très différentes selon le type d'acier usiné. En premier lieu, les mesures de microtopographie couplées aux observations microscopiques ont montré que les CTS formées en usinant des aciers de décolletage présentent une épaisseur moyenne bien supérieure à celles obtenues lors de l'usinage du C35 à oxydes contrôlés. Elles présentent également une morphologie plus homogène et recouvrent mieux la face de coupe de l'outil. Les CTS formées avec le C35 à oxydes contrôlés n'empêchent pas l'usure de la plaquette. Une usure cependant modeste car elle n'atteint pas le substrat de l'outil pour les longueurs de copeaux développées investiguées. Les analyses EDS montrent que les CTS des aciers de décolletage semblent relativement homogènes en termes de composition, bien que les analyses soient faites avec un très faible grossissement. Les CTS du C35 à oxydes contrôlés présentent des compositions différentes selon la position considérée dans la zone de contact outil / copeau.

Les essais à longueur de copeaux développée croissante montrent nettement la cinétique de création de la CTS. Elle commence à apparaître de manière préférentielle au milieu et en fin de la zone de contact outil / copeau. Au fur et à mesure que la longueur de copeaux développée augmente, les CTS parviennent à recouvrir plus efficacement la première partie de la zone de contact outil / copeau. Ces observations sont valables aussi bien pour les aciers de décolletage que pour l'acier de construction mécanique. Nous avons également vu comment les CTS formées avec l'Usimax D950 parvenaient à mieux recouvrir la zone de contact outil / copeau à proximité de l'arête de coupe que celles formées par le 44SMn28.

En second lieu, les vitesses d'apparition des CTS diffèrent fortement selon l'acier usiné. Pour les aciers de décolletage, une longueur de copeaux développée de 1 m suffit pour former une CTS, et on peut admettre que sa morphologie se stabilise aux alentours de 10 m de copeaux. A l'inverse, il faut plusieurs dizaines de mètres de copeaux pour former des CTS recouvrant pleinement la zone de contact outil / copeau avec le C35 à oxydes contrôlés.

Nous pensons que les deux observations précédentes ont certainement plus d'incidence pour les aciers de construction mécanique. En effet, pour les aciers de décolletage, la face de coupe de l'outil (arête de coupe comprise) est vraisemblablement bien protégée par les CTS dès 10 premiers mètres de copeaux. Ceci n'est pas le cas pour le C35 à oxydes contrôlés, ce qui laisse donc l'arête de coupe de l'outil exposée plus longtemps aux phénomènes d'usure. Il apparaît donc que la capacité de l'acier (via ses populations inclusionnaires) à former des CTS lors de l'usinage et la capacité des CTS à adhérer plus facilement à l'outil semblent plus cruciales dans le cas des aciers de construction mécanique que pour les aciers de décolletage.

Nous avons également pu vérifier que la vitesse de coupe jouait un rôle déterminant sur l'apparition des CTS, confirmant ainsi les travaux de la littérature. Il existe une plage préférentielle de vitesses de coupe permettant la formation de CTS en face de coupe de l'outil. Nous avons constaté que cette plage de vitesses dépendait de l'acier usiné. Nous avons observé une différence importante à ce niveau entre

d'un côté le C35 à oxydes contrôlés, et d'un autre côté les aciers de décolletage. Pour le C35 à oxydes contrôlés, il semble que la vitesse favorisant le mieux l'apparition des CTS oscillait entre 100 et 150 m.min⁻¹. Pour le 44SMn28, cette vitesse semblait se situer aux alentours de 300 m.min⁻¹, mais supérieure à 200 m.min⁻¹. Pour l'Usimax D950, cette vitesse semblait se trouver entre 200 et 300 m.min⁻¹. D'autres expériences seraient nécessaires pour connaître et délimiter avec plus de précision les différentes plages optimales de vitesses de coupe, mais il serait également intéressant d'étudier l'influence de l'avance par tour sur ces plages de vitesses de coupe, afin de mieux définir les domaines d'existence de CTS.

Pour finir, les essais effectués ont également montré que le revêtement de type AlTiSiN permet la formation de CTS en face de coupe de l'outil. Il en est de même pour le revêtement TiN.

Tant les observations réalisées avec la sonde EDS que les relevés de microtopographie montrent que la CTS n'est pas homogène sur la longueur de contact outil / copeau. Un tel constat n'est pas étonnant : la zone de contact outil / copeau est connue pour présenter des distributions de contraintes et de températures. Elle est connue pour sa diversité de nature de contact, avec un contact collant puis un contact glissant. Il aurait été surprenant que l'apparition d'un dépôt d'origine inclusionnaire soit un phénomène simple. La compréhension de ce phénomène nécessitait donc d'accéder à des grandeurs locales durant l'opération d'usinage. Les efforts de coupe ne donnent malheureusement qu'une vision globale du phénomène mécanique considéré. La connaissance de la distribution de températures donne des informations complémentaires : les gammes de températures dans lesquelles les inclusions sont sollicitées, ce qui s'avère utile afin d'estimer leur abrasivité résiduelle et leur viscosité.

Les mesures réalisées en thermographie permettent de confirmer les valeurs de longueur de contact outil / copeau et ainsi de disposer d'un indicateur de répétabilité du phénomène observé. Elles montrent surtout des différences notables entre les deux types de matériaux usinés. Les températures atteintes sont nettement plus élevées pour les aciers de construction mécanique que pour les aciers de décolletage. La comparaison des allures de courbes entre acier de construction mécanique et acier de décolletage, au regard d'autres travaux de l'équipe, laisse à penser que la répartition entre contact collant et contact glissant est largement différente avec une part de contact collant nettement plus importante pour les aciers de construction mécanique. La thermographie montre également des cinétiques thermiques en face de coupe excessivement rapides, avec des temps d'établissement d'un état quasi-stationnaire compatibles avec les temps d'établissement de la CTS particulièrement courts constatés dans le cas des aciers de décolletage (quelques millisecondes).

Les mesures de température montrent la nécessité de s'interroger sur l'utilisation du revêtement TiN pour ces opérations. Les valeurs de températures relevées sont, pour certaines, supérieures à la température maximale recommandée pour ce revêtement. Cela confirme la pertinence de l'utilisation du revêtement AlTiSiN.

Les perspectives de poursuites des travaux sont particulièrement vastes. En effet, un certain nombre de résultats de mesures n'est pas présenté ici. Tel est le cas pour les essais réalisés avec les outils à brise-copeaux. Les énergies spécifiques de coupe sont nettement plus élevées. Les conditions de

contact entre l'outil et le matériau usiné sont radicalement différentes. Le contact entre l'outil et le copeau n'est pas continu. Il en résulte vraisemblablement des différences nettes sur les distributions de contraintes et de températures. Une CTS est-elle susceptible de se développer dans ces conditions et de contribuer de manière efficace à la préservation de l'outil ? Les essais réalisés pour cette thèse regroupent environ cent essais différents de formation d'un dépôt. La consommation de matière première est plutôt conséquente. Les temps d'investigation et de post-traitement également. Il serait intéressant de se pencher sur la répétabilité du processus de formation d'une CTS en termes de composition et de localisation sur la face de coupe de l'outil, en termes de volume transféré sur l'outil. Enfin les travaux menés par d'autres membres de l'équipe permettent de comparer distribution de température théorique et distribution expérimentale. L'objectif étant de préciser la répartition entre contact collant et contact glissant à l'interface outil / copeau. Ce serait un critère objectif permettant de distinguer les aciers de référence et les aciers à usinabilité améliorée, attestant ainsi de l'efficacité du traitement apporté.



REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- AFNOR. (1997, September). Domaine de fonctionnement des outils coupants. Couple outil-matière. Partie 4: Mode d'obtention du couple outil-matière en tournage.
- Arrazola, P. J., Arriola, I., & Davies, M. A. (2009). Analysis of the influence of tool type, coatings, and machinability on the thermal fields in orthogonal machining of AISI 4140 steels. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 58(1), 85–88. <http://doi.org/10.1016/j.cirp.2009.03.085>
- Arrazola, P. J., & Ozel, T. (2010). Investigations on the effects of friction modeling in finite element simulation of machining. *International Journal of Mechanical Sciences*, 52(1), 31–42.
- Artozoul, J., Lescalier, C., Bomont, O., & Dudzinski, D. (2014). Extended infrared thermography applied to orthogonal cutting: Mechanical and thermal aspects. *Applied Thermal Engineering*, 64(1–2), 441–452. <http://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2013.12.057>
- Astakhov, V. P. (2006). *Tribology in metal cutting*. Londres: Elsevier.
- Bellot, J. (1972, March 18). *Influence des inclusions de composés du soufre, du sélénium et du tellure sur la déformabilité à chaud et les propriétés mécaniques des aciers* (Thèse de doctorat). Université de Nancy 1, Nancy.
- Bellot, J. (1977). L'usinabilité des aciers de construction et les moyens permettant de l'améliorer. Presented at the Progrès et évolution dans le domaine de l'usinage, de la mise en forme et de l'assemblage des métaux, Saint-Etienne (France).
- Bellot, J. (1983). Usinabilité des métaux.
- Bernard, G., Riboud, P. V., & Urbain, G. (1980). *Etude de la plasticité d'inclusions d'oxydes*. IRSID.
- Bernsmann, G., Bleyemehl, M., Ehl, R., & Hassler, A. (2001). The making of free cutting steels with additions of lead, bismuth, tellurium, selenium and tin. *Stahl Und Eisen*, 121(2), 87–91.
- Bierla, A. (2009, September 24). *Usinage des aciers prétraités à l'huile entière - effets physico-chimiques des additifs soufrés* (Thèse de doctorat). Arts et Métiers ParisTech. Retrieved from <http://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00005599>
- Bittès, G. (1993, November 19). *Contribution à la connaissance des mécanismes fondamentaux liés à l'usinabilité des aciers de construction mécanique* (Thèse de doctorat). Université de Toulon et du Var.
- Bomont-Arzur, A. (2012). *Lead substitution for automotive parts: from legislation to R&D activities* (Document interne No. R&D 236/12). Gandrange.
- Bomont-Arzur, A., Artozoul, J., & Lescalier, C. (2010). Stress and heat flux distribution in rake face Analytical and experimental approaches. Presented at the 8th International Conference on High Speed Machining, Metz.
- Boothroyd, G., & Knight, W. A. (1989). *Fundamentals of machining and machine tools* (Marcel Dekker ed.).
- Boulger, F. W., Shaw, H. L., & Johnson, H. E. (1949). Constant-pressure lathe test for measuring the machinability of free cutting steels. *Transaction of the American Society of Mechanical Engineers*, 71, 431.

- Bouzakis, K.-D., Michailidis, N., Skordaris, G., Bouzakis, E., Biermann, D., & M'Saoubi, R. (2012). Cutting with coated tools: Coating technologies, characterization methods and performance optimization. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 61(2), 703–723. <http://doi.org/10.1016/j.cirp.2012.05.006>
- Brandsma, W. F. (1936). Het onderzoek van de beïtelpunt. *Metaalbewerking*, 21(2), 541.
- Brandt, G., & Mikus, M. (1987). The formation of protective layers when machining steel with ceramic cutting tools. *Wear*, 118(1), 99–112. [http://doi.org/10.1016/0043-1648\(87\)90007-X](http://doi.org/10.1016/0043-1648(87)90007-X)
- Brion, J.-M. (1993, May 27). *Contribution à l'étude des mécanismes de formation de couches de transfert non métalliques sur un outil en coupe continue d'aciers de décolletage à inclusions contrôlées* (Thèse de doctorat). Institut National Polytechnique de Lorraine, Nancy.
- Brooksbank, D. (1970). Thermal expansion of calcium aluminate inclusions and relation to tessellated stresses. *Journal of The Iron and Steel Institute*, 208(5), 495–499.
- Brooksbank, D., & Andrews, K. W. (1968). Thermal expansion of some inclusions found in steels and relation to tessellated stresses. *Journal of The Iron and Steel Institute*, 206(6), 595–599.
- Brooksbank, D., & Andrews, K. W. (1969). Tessellated stresses associated with some inclusions in steel. *Journal of The Iron and Steel Institute*, 207(4), 474–483.
- Brooksbank, D., & Andrews, K. W. (1972). Stress fields around inclusions and their relation to mechanical properties. *Journal of The Iron and Steel Institute*, 210(4), 246–255.
- Burke, M. W. (1996). *Image Acquisition - Handbook of machine vision engineering: Volume 1*. Springer.
- Chandrasekaran, H. (1988). Material development and its role in advanced machining situations. *Journal of Mechanical Working Technology*, 17, 119–136. [http://doi.org/10.1016/0378-3804\(88\)90014-9](http://doi.org/10.1016/0378-3804(88)90014-9)
- Childs, T. H. C., Maekawa, K., Obikawa, T., & Yamane, Y. (2000). *Metal Machining* (Arnold).
- Collin, D. (1983, September 29). *Contribution à l'étude du rôle des inclusions de type sulfure sur le critère énergétique des matériaux*. Université de Nantes.
- Cras, R. (1986). Les éléments d'alliage dans l'acier.
- Danzl, R., Helml, F., & Scherer, S. (2009). Focus variation. A new technology for high resolution optical 3D surface metrology. Presented at the The 10th International Conference of the Slovenian Society for Non-Destructive Testing, Ljubljana, Slovenia.
- Davies, M. A., Ueda, T., M'saoubi, R., Mullany, B., & Cooke, A. L. (2007). On the measurement of temperature in material removal processes. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 56(2), 581–604.
- Denis, P., & Morin, E. (1935). *Organisation scientifique de l'usinage*. Paris.
- D'Eramo, E., & Robelet, M. (2006, March). *From machinability to line machining: Steels with high mechanical properties for automotive industry*. Presented at the 5th International Conference on High Speed Machining, Metz.
- Desaigues, J. E. (2012). Explorative study on new inclusions for machinability - A review on machinability and Built-Up Layer.
- Diersen, P. (2002, October 1). *Werkstoffeigenschaften und Spanbildung bei der Dreh- und Bohrungsbearbeitung antriebstechnischer Bauteile*. Universität Bremen, Bremen.

- Dines, B. W. (1975). *The function of carbon and sulphur in the machining behaviour of steel* (Thèse de doctorat). University of Birmingham, Birmingham.
- Essel, I. (2006). *Machinability enhancement of non-leaded free cutting steels*. RWTH, Aachen.
- Essig, C. A. (2010, September 13). *Vorhersage von Spanbruch bei der Zerspanung mit geometrisch bestimmter Schneide mit Hilfe schädigungsmechanischer Ansätze* (Thèse de doctorat). RWTH, Aachen.
- Fang, X. D., & Zhang, D. (1996). An investigation of adhering layer formation during tool wear progression in turning of free-cutting stainless steel. *Wear*, 197(1–2), 169–178. [http://doi.org/10.1016/0043-1648\(96\)06924-4](http://doi.org/10.1016/0043-1648(96)06924-4)
- FLIR Systems. (2012). *The Ultimate Infrared Handbook for R&D Professionals*. Retrieved from www.flir.com
- Fujiwara, J. (2012). Cutting Mechanism of Sulfurized Free-Machining Steel. In *Scanning Electron Microscopy* (pp. 353–366). Osaka University, Japan. Retrieved from <http://www.intechopen.com/books/scanning-electron-microscopy>
- Gao, F., Leach, R. K., Petzing, J., & Coupland, J. M. (2008). Surface measurement errors using commercial scanning white light interferometers. *Measurement Science and Technology*, 19(1).
- Gladman, T., & Pickering, F. B. (1962). *Steel and Coal*, 1178–1187.
- Grolleau, V. (1996, November 27). *Approche de la validation expérimentale des simulations numériques de la coupe avec prise en compte des phénomènes locaux à l'arête de l'outil* (Thèse de doctorat). Ecole Centrale de Nantes.
- Guillot, D. (1995). *Contribution à l'étude de l'influence inclusionnaire sur l'usinabilité des aciers bas carbone* (Thèse de doctorat). Ecole Centrale de Nantes.
- Hamann, J., Le Maître, F., & Guillot, D. (1994). Selective Transfer Built-up Layer Displacement in High-Speed Machining – Consequences on Tool Wear and Cutting Forces. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 43(1), 69–72. [http://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)62166-0](http://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)62166-0)
- Helistö, P., Helle, A. S., & Pietikäinen, J. (1990). Interface phenomena between oxide layers and cemented carbide tools. *Wear*, 139(2), 225–234. [http://doi.org/10.1016/0043-1648\(90\)90047-E](http://doi.org/10.1016/0043-1648(90)90047-E)
- Helle, A. S. (1995). *On the interaction between inclusions in steel and the cutting tool during machining* (Thèse de doctorat). Helsinki University of Technology, Helsinki.
- Iwata, K., & Ueada, K. (1976). The Effect of Lead on Crack Behavior of Leaded Free Machining Steel. *Fourth North American Metalworking Conf.*, 326–333.
- Jawahir, I. S. (1988). The chip control factor in machinability assessments: recent trends. , *Journal of Mechanical Working Technology*, 17, 213–224.
- Juvonen, P. (2004, décembre). *Effects of non-metallic inclusions on fatigue properties of calcium-treated steels* (Thèse de doctorat). Helsinki University of Technology, Espoo, Finland.
- Kagnaya, T. (2009, April 9). *Contribution à l'identification des mécanismes d'usure en usinage d'un WC-6%Co par une approche tribologique et thermique* (Thèse de doctorat). Mines ParisTech. Retrieved from <http://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00005750>
- Katayama, S., & Hashimura, M. (1993). Effect of Tool Materials on Interface Adhesion between Free-machining Steel and Cutting Tool. *Journal of the Japan Society for Precision Engineering*, 59(12), 1991–1996.

- Katayama, S., & Imai, T. (1990). Effect of Tool Materials on Surface Machined Roughness and Cutting Force of Low-carbon Resulfurized Free-machining Steels, *30*(4), 331–337. <http://doi.org/http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.30.331>
- Kiessling, R. (1968a). *Non-metallic inclusions in steel Part III*. London: Iron and Steel Institute.
- Kiessling, R. (1968b), (115).
- Kiessling, R. (1989). *Non-metallic inclusions in steel Part V*. London: The Institute of Metals.
- Kirsch-Racine, A., Bomont-Arzur, A., & Confente, M. (2007). Calcium treatment of medium carbon steel grades for machinability enhancement: from the theory to industrial practice. *Revue de Métallurgie*, (12), 591–597. <http://doi.org/10.1051/metal:2008003>
- Kitagawa, T., Maekawa, K., Shirakashi, T., & Usui, E. (1988). Analytical prediction of flank wear of carbide tools in turning plain carbon steels (part 1) - Characteristic Equation of flank wear. *Bull. Japan Soc. of Prec. Eng*, 22(4), 263–269.
- Klaus, F., König, W., Lückerath, W., & Siebel, H. (1965). Stand und Kenntnisse über die Zerspanbarkeit der Stähle. *Stahl Und Eisen*, 85(25), 1669–1684.
- Knowlton. (1974). L'usinabilité des aciers spéciaux. *Matériaux et Techniques*, 235 – 242.
- Koch, W., Büchel, E., & Leiber, F. (1970). Einfluss nichtmetallischer Einschlüsse auf die Zerspanbarkeit des Stahles Ck45: II. Ergebnisse der Untersuchungen der nichtmetallischen Einschlüsse. *Archiv Für Das Eisenhüttenwesen*, 41(3), 273–275.
- König, W. (1967a). Der Verschleiss an spanenden Werkzeugen und die Möglichkeiten zu seiner Minderung. *Materialprüfung*, 9(5), 170–174.
- König, W. (1967b). *Horizons in manufacturing technology*. University of Michigan.
- König, W., & Diederich, N. (1970). Einfluss nichtmetallischer Einschlüsse auf die Zerspanbarkeit des Stahles Ck45: I. Ergebnisse der Zerspanversuche. *Archiv Für Das Eisenhüttenwesen*, 41(3), 267–273.
- Larsson, A., & Rупpi, S. (2001). Structure and composition of built-up layers on coated tools during turning of Ca-treated steel. *Materials Science and Engineering A*, 313(1-2), 160–169. [http://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)00964-9](http://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)00964-9)
- Lee, E. H., & Shaffer, B. W. (1951). The theory of plasticity applied to the problem of machining. *Journal of Applied Physics*, 18, 405–413.
- Leroy, F. (1984). Usinage et usinabilité. In *Les techniques de l'Ingénieur*.
- Leroy, F. (1994). Endommagement des outils de coupe. In *Les techniques de l'Ingénieur*.
- Leshock, C. E., & Shin, Y. C. (1997). Investigation on Cutting Temperature in Turning by a Tool-Work Thermocouple Technique. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 119(4A), 502. <http://doi.org/10.1115/1.2831180>
- Lim, S. C., & Ashby, M. F. (1987). Overview n°55, Wear mechanism maps. *Acta Metall.*, 35(1), 1–24.
- List, G. (2004, December 13). *Etude des mécanismes d'endommagement des outils carbure WC-Co par la caractérisation de l'interface outil-copeau. Application à l'usinage à sec de l'alliage d'aluminium aéronautique AA2024 T351* (Thèse de doctorat). Arts et Métiers ParisTech.
- Loladze, T. N. (1981). Of the theory of diffusion wear. *CIRP Annals*, 71–76.

- Mathew, P., & Oxley, P. L. B. (1980). Predicting the Cutting Conditions at which Built-Up Edge Disappears when Machining Plain Carbon Steels. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 29(1), 11–14. [http://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)61286-4](http://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)61286-4)
- Mathon, P. (1976). Essai de coupe accéléré. *Mécanique Matériaux Electricité*, (322).
- Melander, A., & Gustavsson, A. (1996). An FEM study of driving forces of short cracks at inclusions in hard steels. *International Journal of Fatigue*, 18(6), 389–399. [http://doi.org/10.1016/0142-1123\(96\)00069-2](http://doi.org/10.1016/0142-1123(96)00069-2)
- Merchant, E. (1945). Mechanics of the Metal Cutting Process. I Orthogonal Cutting and a Type 2 Chip. *Journal of Applied Physics*, 16, 267–275.
- Messner, G. F. L. (2006, October 10). *Modeling Metal Cutting Processes Under Consideration of Elastic Material Properties* (Thèse de doctorat). RWTH, Aachen.
- Mills, B., Hao, C. S., & Qi, H. S. (1997). Formation of an adherent layer on a cutting tool studied by micro-machining and finite element analysis. *Wear*, 208(1–2), 61–66. [http://doi.org/10.1016/S0043-1648\(96\)07377-2](http://doi.org/10.1016/S0043-1648(96)07377-2)
- Moufki, A., Devillez, A., Dudzinski, D., & Molinari, A. (2004). Thermomechanical modelling of oblique cutting and experimental validation. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 44(9), 971–989. <http://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2004.01.018>
- M'Saoubi, R. (1998, février). *Aspects thermiques et microstructuraux de la coupe. Application à la coupe orthogonale des aciers austénitiques* (Thèse de doctorat). Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, Paris.
- M'Saoubi, R., & Chandrasekaran, H. (2004). Investigation of the effects of tool micro-geometry and coating on tool temperature during orthogonal turning of quenched and tempered steel. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 44(2-3), 213–224.
- M'Saoubi, R., & Chandrasekaran, H. (2005). Innovative methods for the investigation of tool-chip adhesion and layer formation during machining. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 54(1), 59–62.
- Naylor, J., Llevellyn, T., & Keane, M. (1976). Control of machinability in medium-carbon steels. *Metals Technology*, 254–271.
- Nordgren, A., & Melander, A. (1987). *Tool wear, layer formation and inclusion behavior during turning of Ca-treated quenched and tempered steel SS2541 using TiC-Al₂O₃-TiN coated cemented carbide tools* (No. IM-2228). Stockholm: Swedish Institute for Metals Research.
- Nordgren, A., & Melander, A. (1990). Tool wear and inclusion behaviour during turning of a calcium-treated quenched and tempered steel using coated cemented carbide tools. *Wear*, 139(2), 209–223. [http://doi.org/10.1016/0043-1648\(90\)90046-D](http://doi.org/10.1016/0043-1648(90)90046-D)
- Opitz, H., Gappisch, M., König, W., Pape, R., & Wicher, A. (1962). Einfluss oxydischer Einschlüsse auf die Bearbeitbarkeit von Stahl Ck 45 mit Hartmetalldrehwerkzeugen. *Archiv Für Das Eisenhüttenwesen*, 33(12), 841–851.
- Opitz, H., & König, W. (1962). Zerspanbarkeit von Werkstücken aus verschiedene Schmelzen des Stahles Ck 45. *Archiv Für Das Eisenhüttenwesen*, 33(12), 831–839.
- Opitz, H., & König, W. (1967). On the wear of cutting tools. Presented at the Proc. 8th Int. MTDR Cpnf., Oxford.
- Orlandi, M. C. (1998). *Quelques mots sur l'acier... Lexique à l'usage des utilisateurs*. EDP Sciences.

- Pajani, D. (2013, March 10). Thermographie Principes et mesure. In *Techniques de l'Ingénieur* (Vol. base documentaire : TIB542DUO.). Editions T.I. Retrieved from <http://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/mesures-analyses-th1/mesure-de-temperature-42542210/thermographie-r2740/>
- Pálmai, Z. (1974). A new, physically defined function to describe the wear of cutting tools. *Wear*, 27(2), 251–258.
- Pálmai, Z. (1976). The effect of deoxidation of steel on machinability. *Wear*, 38(1), 1–16.
- Pálmai, Z. (1984). The effect of a non-metallic material deposit in decreasing the wear of TiN-coated high speed steel cutting tools. *Wear*, 95(1), 1–7.
- Pickering, F. B. (1979). *Inclusions*. London: The Institution of Metallurgists.
- Pokorny, A., & Pokorny, J. (1988). Inclusions non métalliques dans l'acier. *Techniques de l'ingénieur*.
- Poulachon, G. (1999). *Aspects phénoménologiques, mécaniques et métallurgiques en tournage c-BN des aciers durcis. Application : usinabilité de l'acier 100Cr6*. Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers.
- Puigsegur, L. (2002, September 6). *Caractérisation thermique d'un procédé d'usinage par tournage : Approche analytique et par identification de systèmes non entiers* (Thèse de doctorat). Bordeaux 1, Bordeaux. Retrieved from <http://www.theses.fr/2002BOR12543>
- Qi, H. S. (2000). Formation of a transfer layer at the tool-chip interface during machining. *Wear*, 245(1-2), 136–147. [http://doi.org/10.1016/S0043-1648\(00\)00474-9](http://doi.org/10.1016/S0043-1648(00)00474-9)
- Qi, H. S., & Mills, B. (1996). On the formation mechanism of adherent layers on a cutting tool. *Wear*, 198(1-2), 192–196. [http://doi.org/10.1016/0043-1648\(96\)80023-8](http://doi.org/10.1016/0043-1648(96)80023-8)
- Rech, J., Claudin, C., & D'Eramo, E. (2009). Identification of a friction model-Application to the context of dry cutting of an AISI1045 annealed steel with a TiN-coated carbide tool. *Tribology International*, 42, 738–744. <http://doi.org/10.1016/j.triboint.2008.10.007>
- Reynold, P. E., Rocher, M., Deramo, E., Langner, H., Hockauf, W., Essel, I., ... Elvira, R. (2005). *Technically and commercially viable alternatives to lead as machinability enhancers in steel used for automotive components manufacture* (Final report No. EUR21912EN) (p. 163). European Commission.
- Rhee, H.-G., Vorburger, T., Lee, J. W., & Fu, J. (2005). Discrepancies between roughness measurements obtained with phase-shifting and white-light interferometry. *Applied Optics*, 44(28), 5919–5927.
- Robat, D., Jacquot, P., Michel, H., Bellot, J., & Gantois, M. (1985). Machinability of steels containing controlled inclusions in turning with carbide or TiN-coated H.S.S. steels (Vol. 2, pp. 433–453). Presented at the 11th Int. Plansee Seminar '85, Reutte (Austria).
- Ruppi, S., Hogrelius, B., & Huhtiranta, M. (1998). Wear characteristics of TiC, Ti(C,N), TiN and Al₂O₃ coatings in the turning of conventional and Ca-treated steels. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 16(4-6), 353–368. [http://doi.org/10.1016/S0263-4368\(98\)00039-0](http://doi.org/10.1016/S0263-4368(98)00039-0)
- Schneider, E. (2009, February 23). *Etude des mécanismes de formation des couches de transfert non métalliques - Applications aux aciers à très hautes caractéristiques mécaniques à usinabilité améliorée*. Université Paul Verlaine Metz, Metz.
- Shaw, M. C. (1984). *Metal Cutting Principles*. Oxford University Press.

- Simaro, O. E., & Dutari, L. E. (2003). The Production of Free Cutting and Improved Machinability Steels, with and without Lead Addition, at Acindar's Steelmaking Shop. Presented at the 2003 ISSTech Conference Proceedings.
- Sims, C. E., & Dahle, F. B. (1938). Effect of Aluminium on the Properties of Medium Carbon Steel. *Transaction of the American Foundrymen's Association*, 46, 65–132.
- Subramanian, S. V., Gekonde, H. O., Zhu, G., Zhang, X., Urlau, U., & Roelofs, H. (2004). Inclusion engineering of steel to prevent chemical tool wear. *Ironmaking and Steelmaking*, 31(3), 249–257.
- Tasaka, K., Akasawa, T., Katayama, S., & Kuroiwa, K. (1971). Effect of Deoxidation on Nonmetallic Inclusions in Steel and the Machinability. *Tetsu-to-Hagane*, 57(13), 2076–2089.
- Taylor, F. W. (1907). On the art of cutting metals. *Transaction of the American Society of Mechanical Engineers*, 28.
- Torterat, P. (1972). Les aciers à usinabilité améliorée. *Aciers Spéciaux*, (20), 16 – 28.
- Trent, E. M. (1963). Cutting steel and iron with cemented carbide tools, Part III The influence of metallurgical factors in the flow zone. *J. Iron and Steel Institute*, 1001–1015.
- Trent, E. M. (1967), (94).
- Trent, E. M., & Wright, P. (2000). *Metal Cutting*. Butterworth Heinemann.
- Vasques, B. (2008, juin). *Etude du comportement du rayon d'arête et de son influence sur l'intégrité de surface en tournage à sec* (Thèse de doctorat). Université de Tours.
- Vierigge, G. (1953). Die Energieverteilung und die Temperatur bei der Zerspaltung. *Werkstatt Und Betrieb*, 86, 691–695.
- Wicher, A., & Pape, R. (1967a). Metallurgische Voraussetzungen für die Bildung oxydischer Beläge auf Hartmetallwerkzeugen bei der Zerspaltung von Stahl. *Stahl Und Eisen*, 87(21), 1262–1269.
- Wicher, A., & Pape, R. (1967b). Über die Bildung oxydischer Beläge auf Hartmetallwerkzeugen bei der Zerspaltung von Stahl. *Stahl Und Eisen*, 87(20), 1169–1178.
- Williams, J. E., Smart, E. F., & Milner, D. R. (1970). The metallurgy of machining - Part 2: The cutting of single phase, two phase and some free machining alloys. *Metallurgia*, 81(484), 51–59.
- Wojcik, C. (1935, November). Etude sur l'usinage. Méthodes et vitesses d'usinage - Calcul des temps - Amélioration du matériel. *Technica*, (33), 5–21.
- Yaguchi, H. (1986). Effect of MnS inclusion size on machinability of low-carbon, leaded, resulfurized free-machining steel. *Journal of Applied Metalworking*, 4, 214–225.
- Yamane, Y., Usuki, H., Yan, B., & Narutaki, N. (1990). The formation of a protective oxide layer in machining resulfurized free-cutting steels and cast irons. *Wear*, 139(2), 195–208.
- Zemzemi, F., Rech, J., Bensalem, W., Dogui, A., & Kapsa, P. (2009). Identification of a friction model at tool/chip/workpiece interfaces in dry machining of AISI4142 treated steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 209, 3978–3990.
- Zhang, X., Roelofs, H., Lemgen, S., Urlau, U., & Subramanian, S. V. (2004). Application of thermodynamic model for inclusion control in steelmaking to improve the machinability of low carbon free cutting steels. *Steel Research International*, 75(5), 314–321.



ANNEXES

Diagramme brise-copeaux du couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}

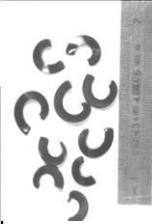
Vc (m/min)		Plaquelette CERATIZIT TPUN160304 CTC1135 Kr = 90°				Dry Cutting		
		ap = 3 mm	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6
350								
300								
250								
200								
150								
100								
50								
		0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	f (mm/tr)

Diagramme brise-copeaux du couple {TPMR + C35 à oxydes contrôlés}

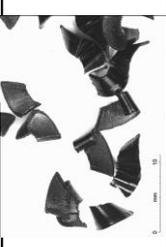
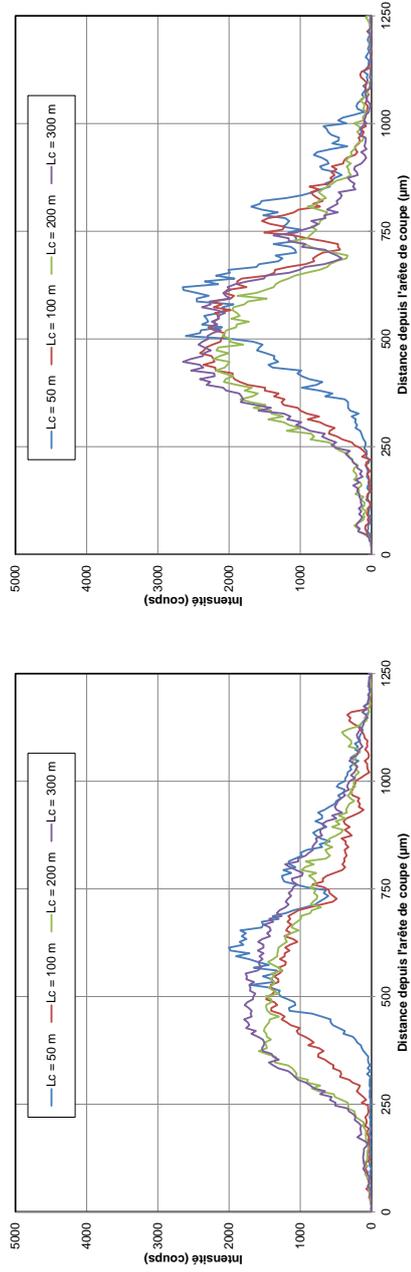
Vc (m/min)	ap = 3 mm		Plaquelette CERATIZIT TPMR160304 CTC1135		Kr = 90°		Dry Cutting	
	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,5	0,6
350								
300								
250								
200								
150								
100								
50								
	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	f (mm/tr)	

Diagramme brise-copeaux du couple {TPMR + 44SMn28}

Vc (m/min)	Plaque CERA TIZIT TPMR160304 CTC1135 Kr = 90°							44SMn28 - G94712		
	ap = 2 mm							Dry Cutting		
350										
300										
250										
200										
150										
100										
50										
	0.1	0.15	0.2	0.25	0.3	0.35	f (mm/tr)			
								44SMn28 - G94712		
Vc (m/min)	Plaque CERA TIZIT TPMR160304 CTC1135 Kr = 90°							44SMn28 - G94712		
	f = 0.3 mm/tr							Dry Cutting		
150										
	0.025	0.05	0.1	0.15	0.2	0.25	0.3	0.35	0.4	
								ap (mm)		

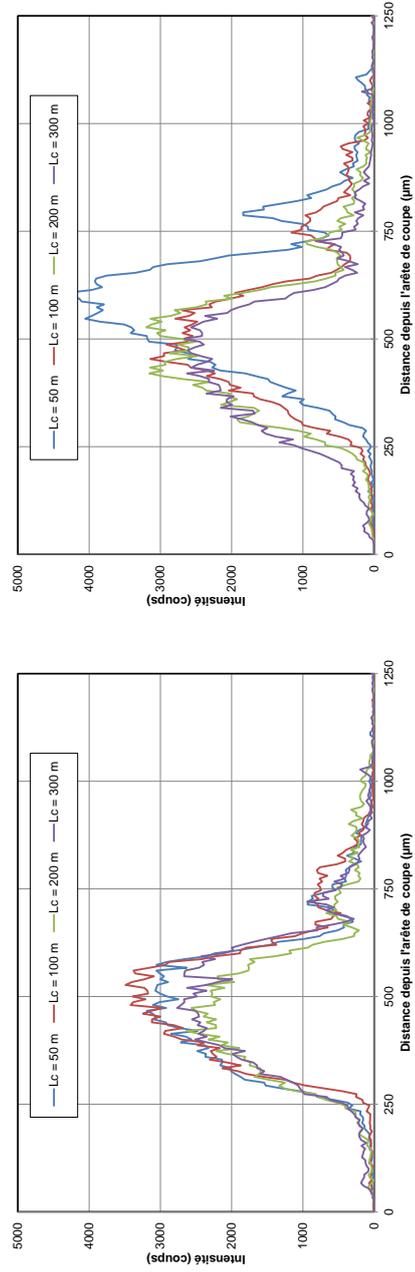
Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés} – Element : S

Influence de la vitesse de coupe



100 m.min⁻¹

150 m.min⁻¹

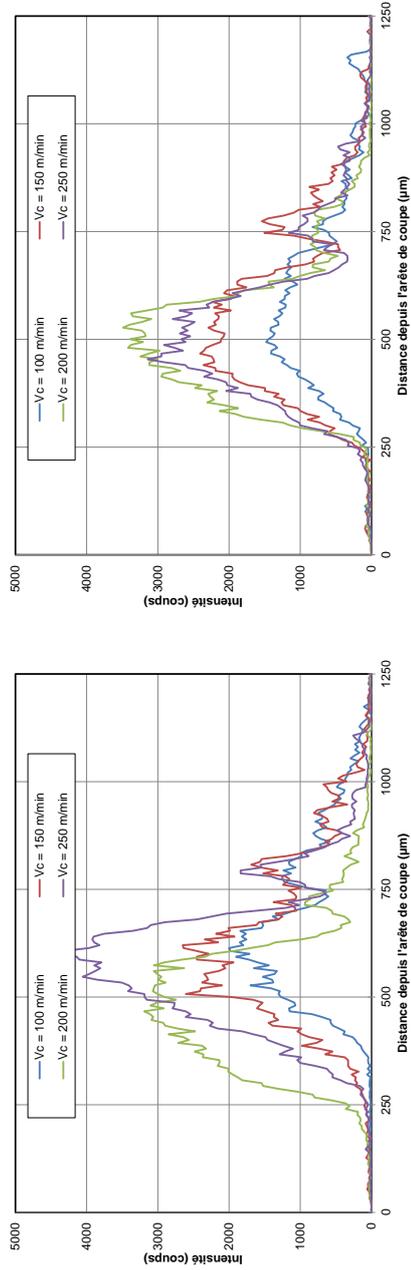


200 m.min⁻¹

250 m.min⁻¹

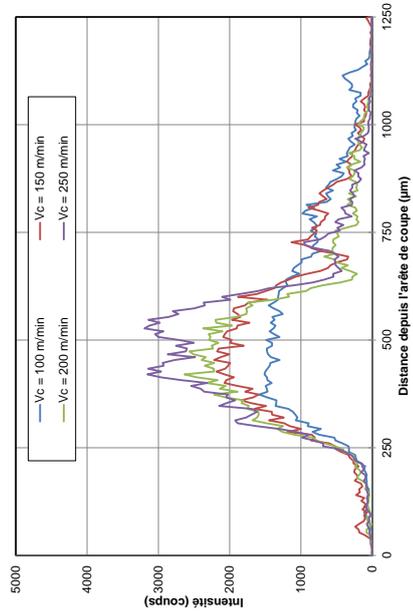
Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés} – Element : S

Influence de la longueur de copeaux développée

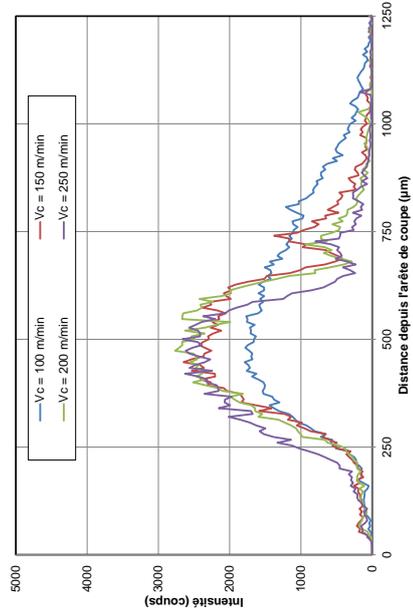


50 m

100 m



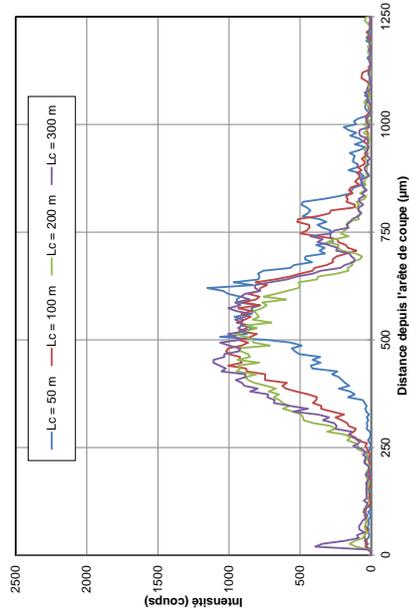
200 m



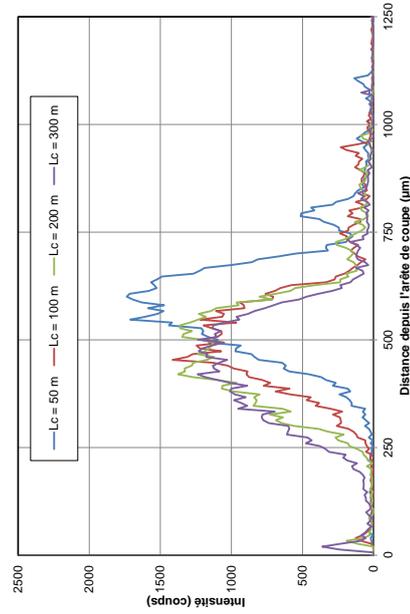
300 m

Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés} – Element : Mn

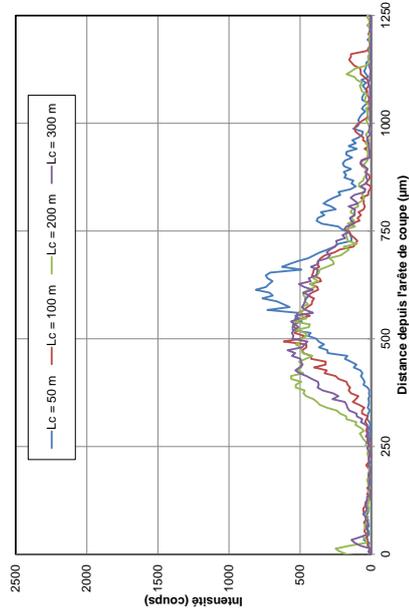
Influence de la vitesse de coupe



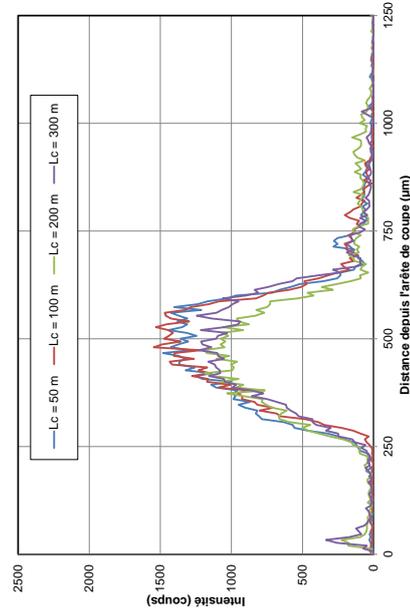
150 m.min⁻¹



250 m.min⁻¹



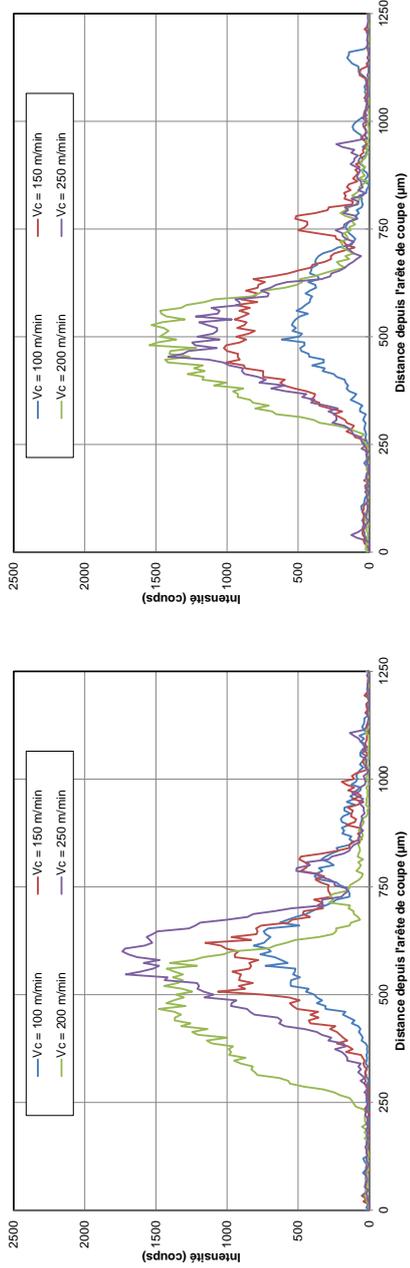
100 m.min⁻¹



200 m.min⁻¹

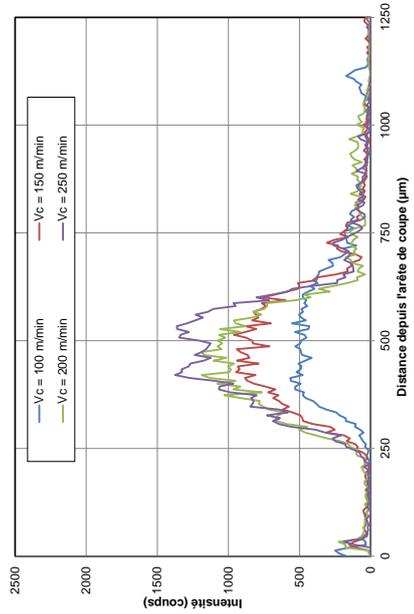
Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés} – Element : Mn

Influence de la longueur de copeaux développée

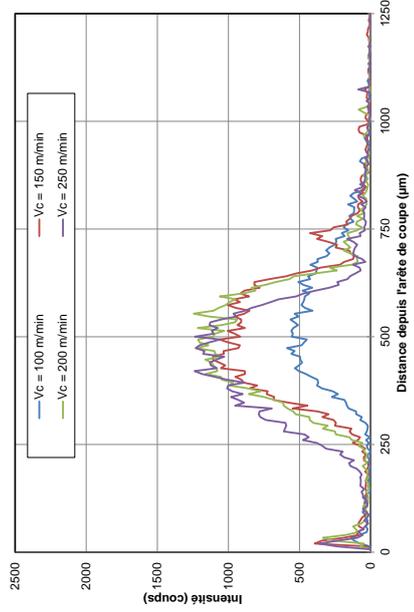


50 m

100 m



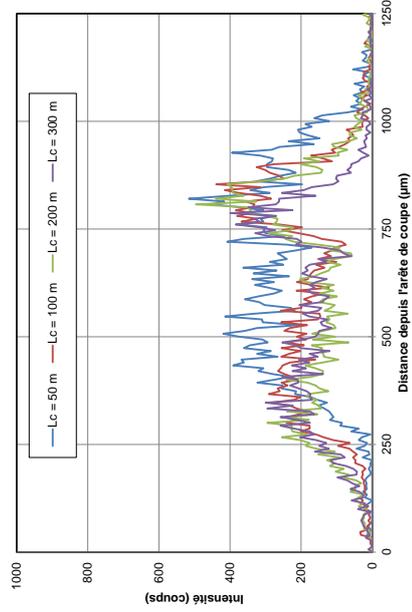
200 m



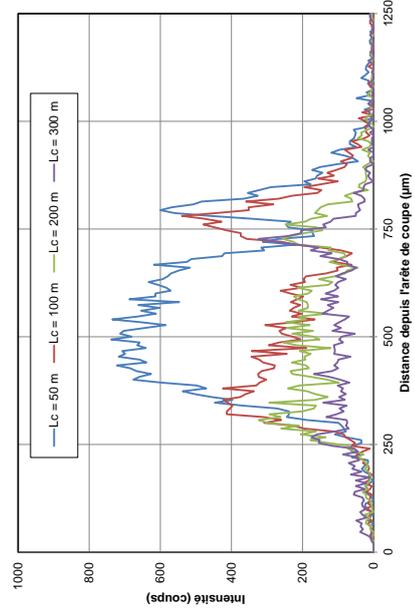
300 m

Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés} – Element : Ca

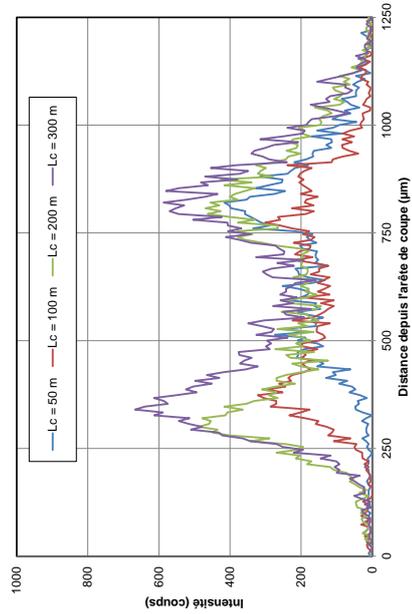
Influence de la vitesse de coupe



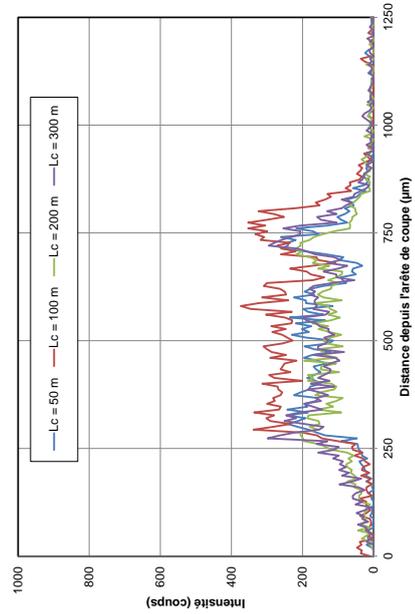
150 m.min⁻¹



250 m.min⁻¹



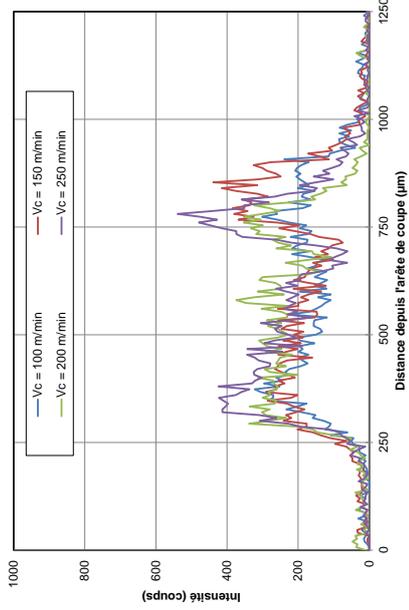
100 m.min⁻¹



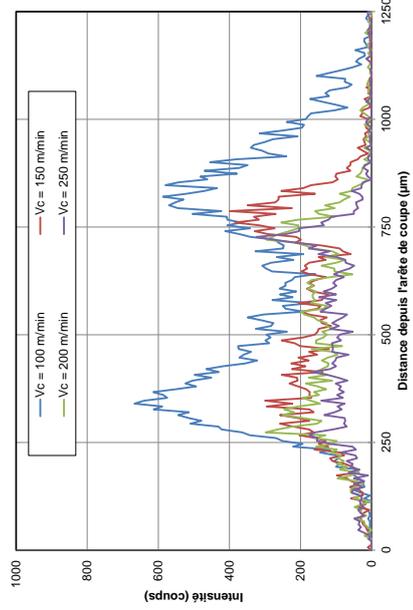
200 m.min⁻¹

Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés} – Element : Ca

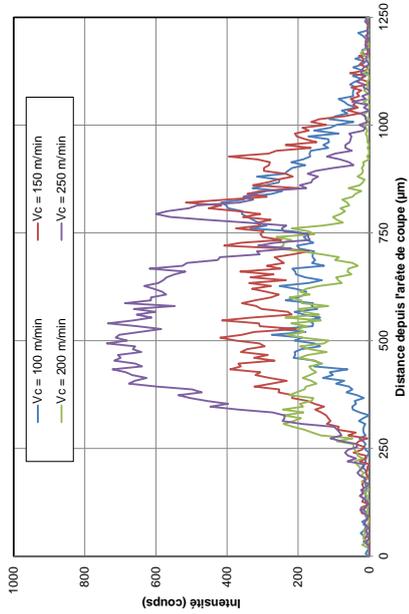
Influence de la longueur de copeaux développée



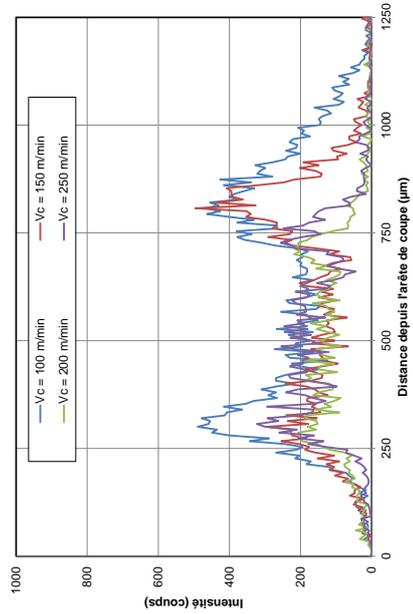
100 m



300 m



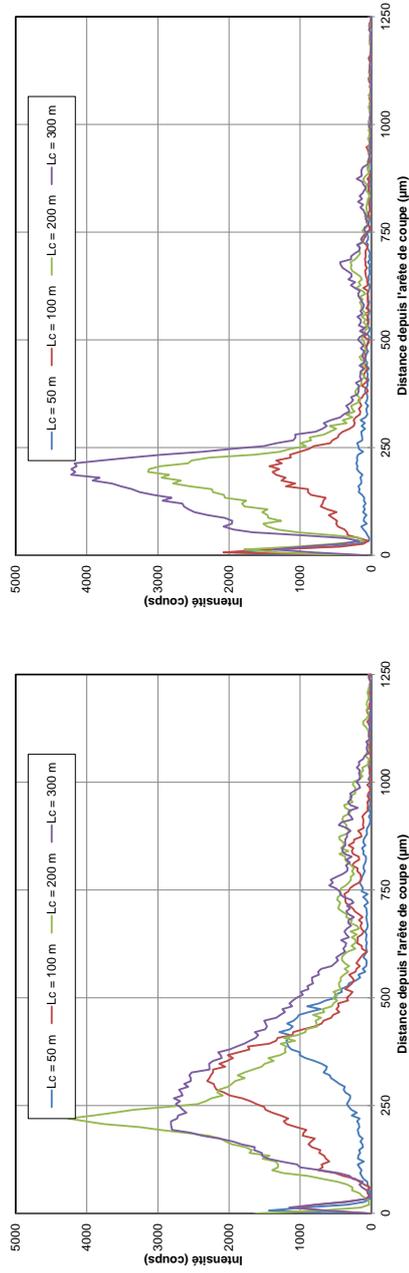
50 m



200 m

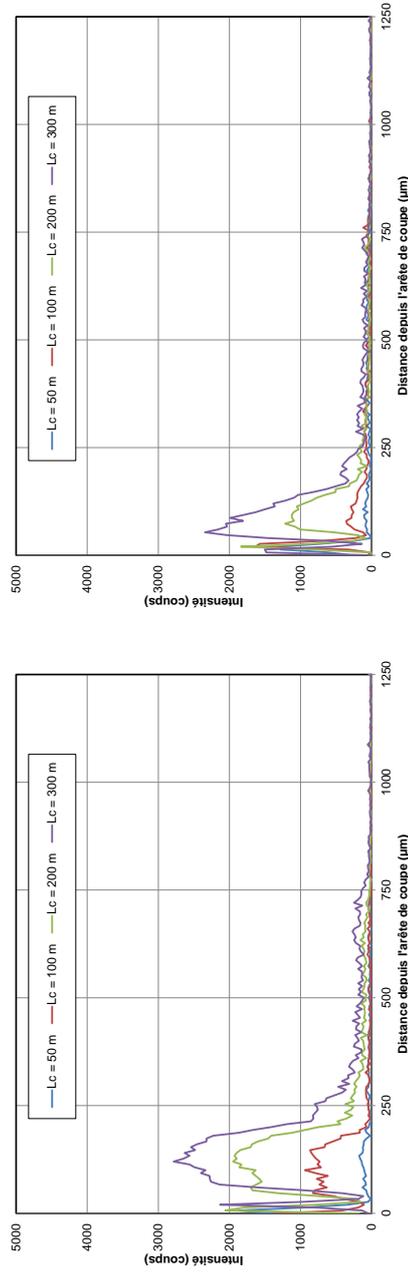
Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés} – Element : Al

Influence de la vitesse de coupe



100 m.min⁻¹

150 m.min⁻¹

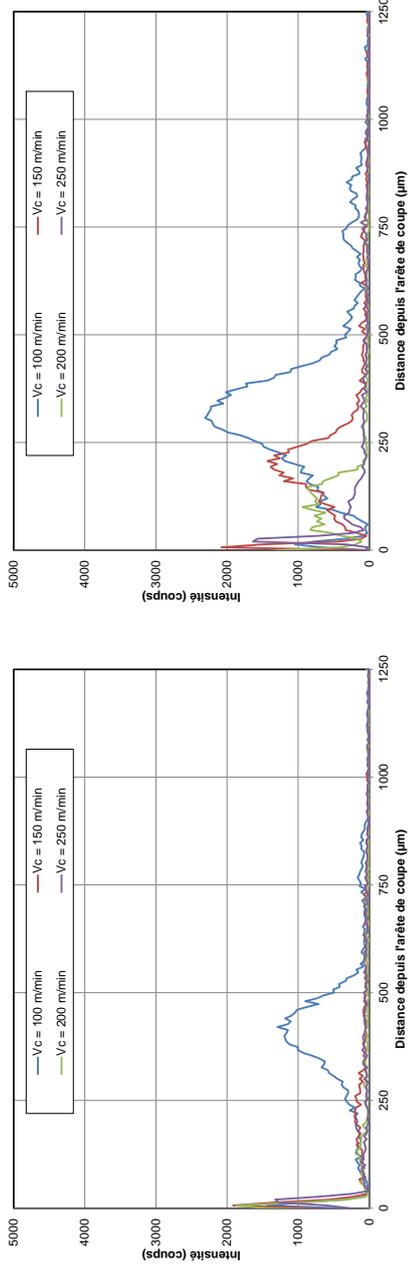


200 m.min⁻¹

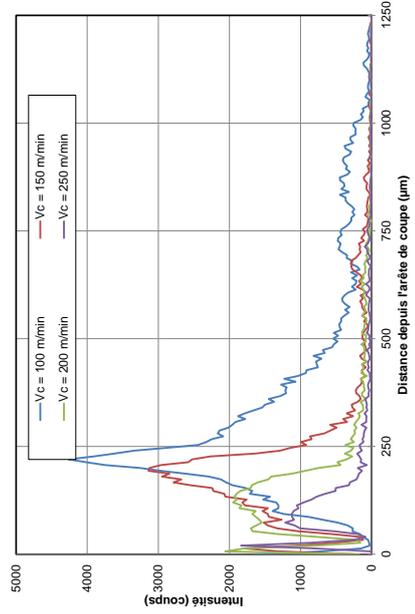
250 m.min⁻¹

Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés} – Element : Al

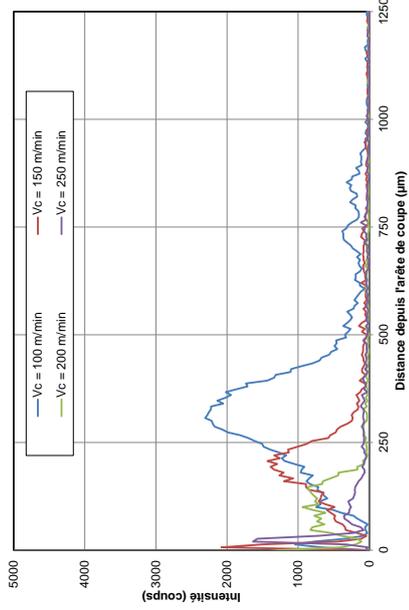
Influence de la longueur de copeaux développée



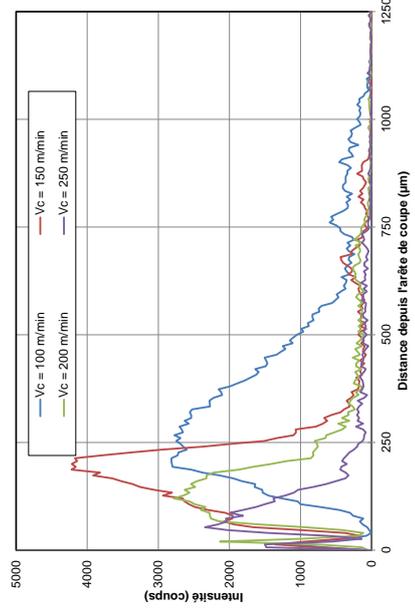
50 m



200 m



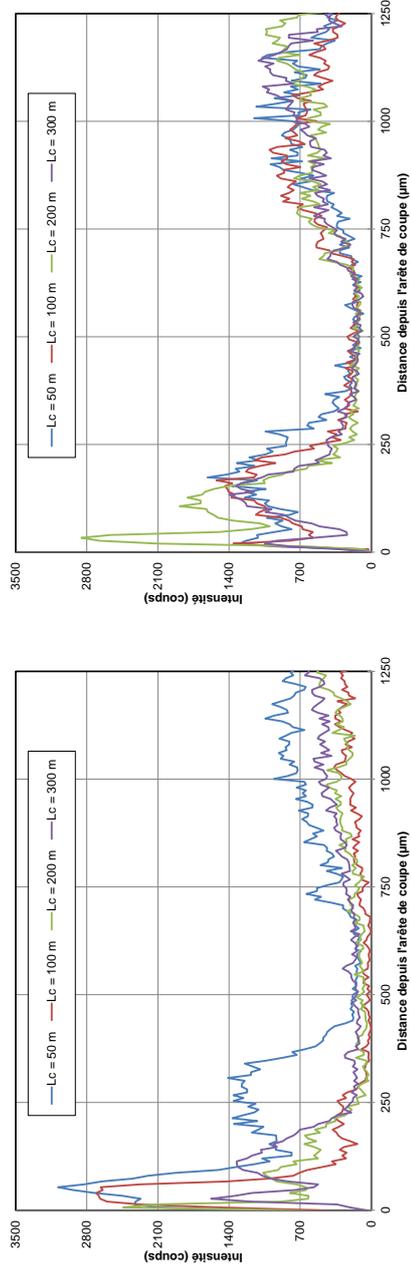
100 m



300 m

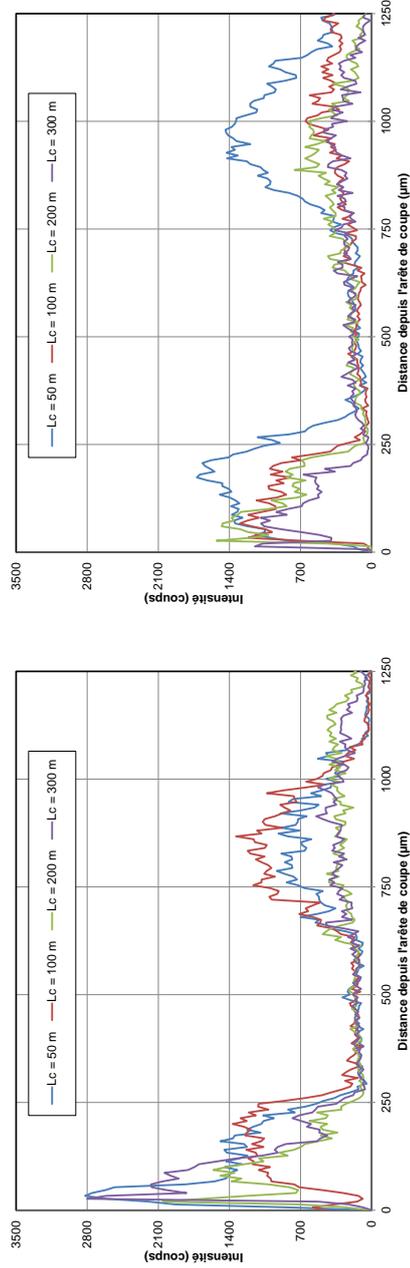
Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés} – Element : Fe

Influence de la vitesse de coupe



100 m.min⁻¹

150 m.min⁻¹

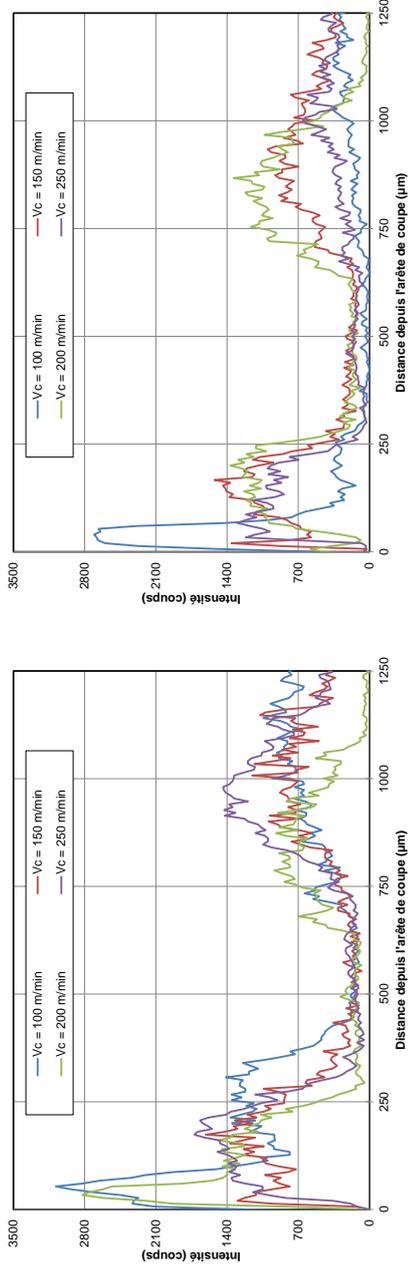


200 m.min⁻¹

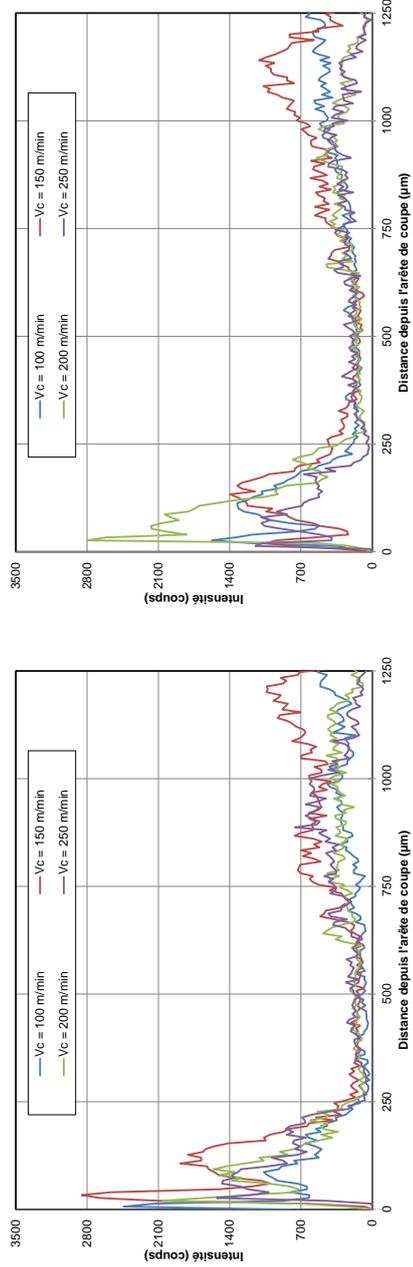
250 m.min⁻¹

Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés} – Element : Fe

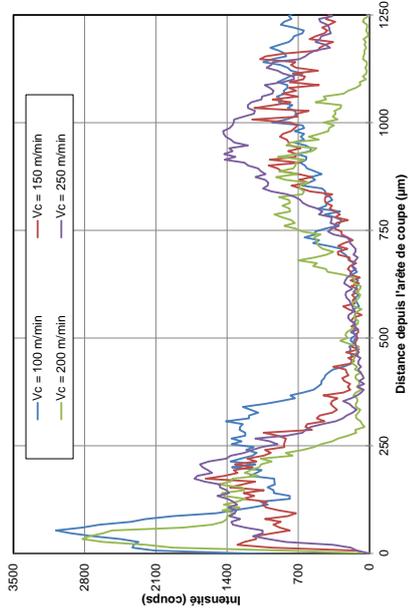
Influence de la longueur de copeaux développée



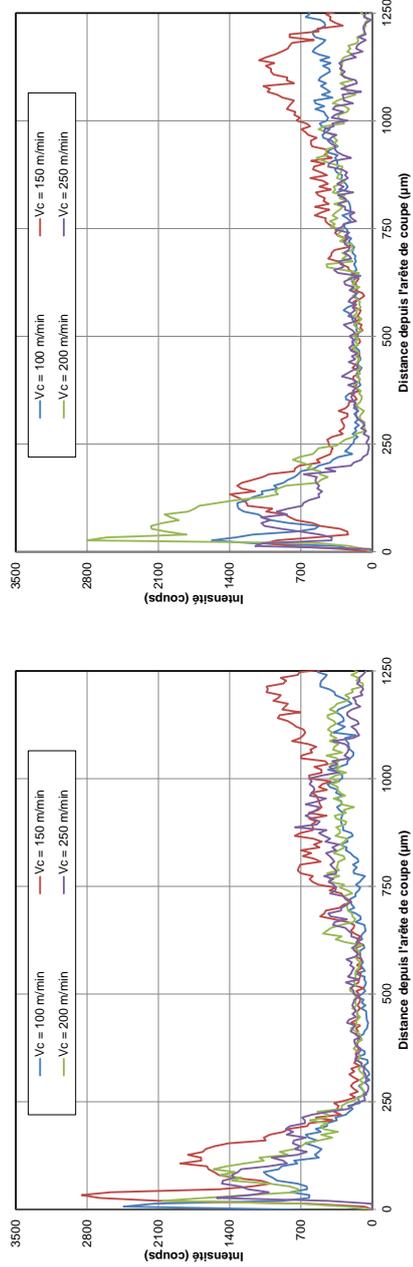
50 m



100 m



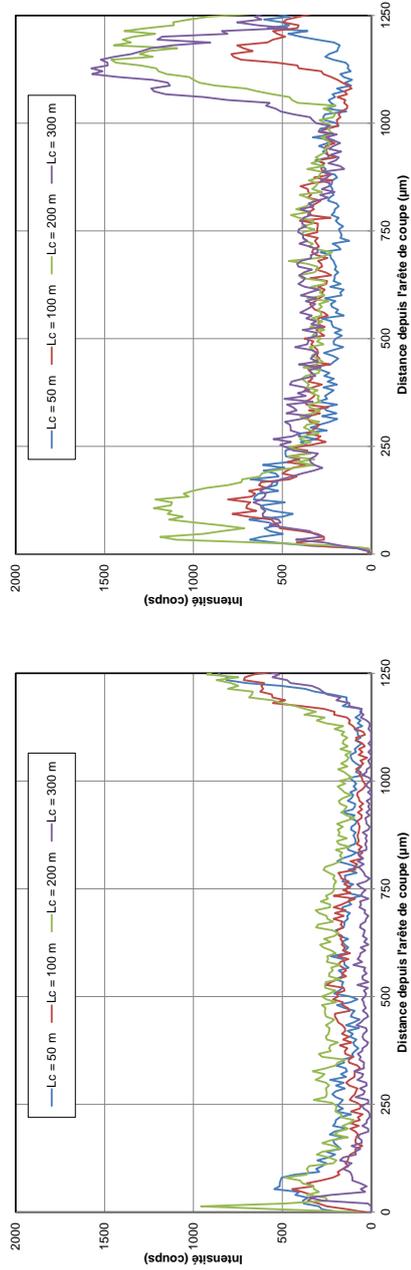
200 m



300 m

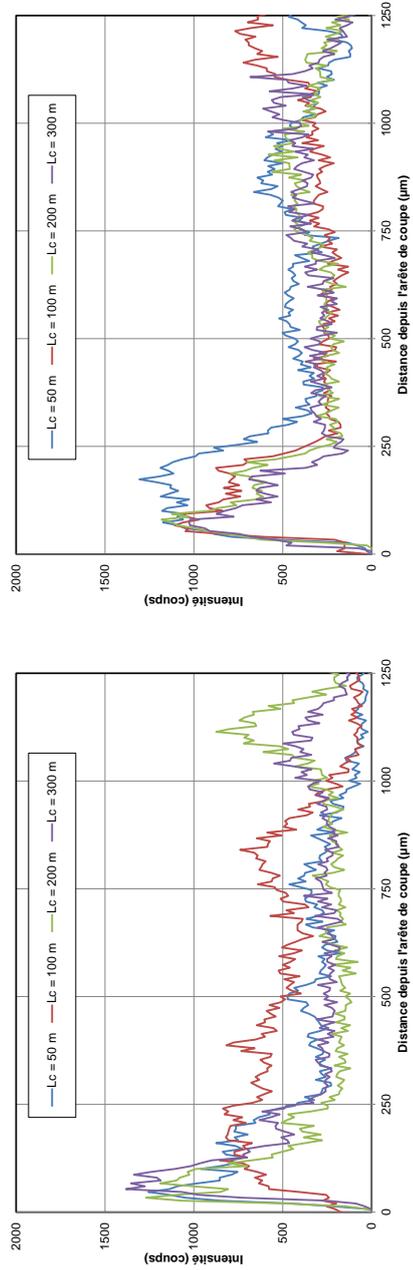
Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés} – Element : O

Influence de la vitesse de coupe



100 m.min⁻¹

150 m.min⁻¹

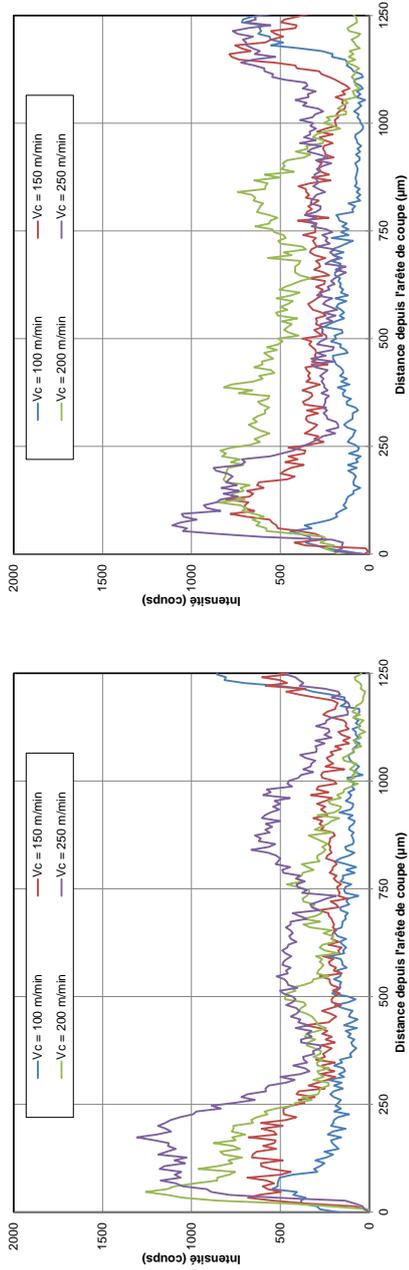


200 m.min⁻¹

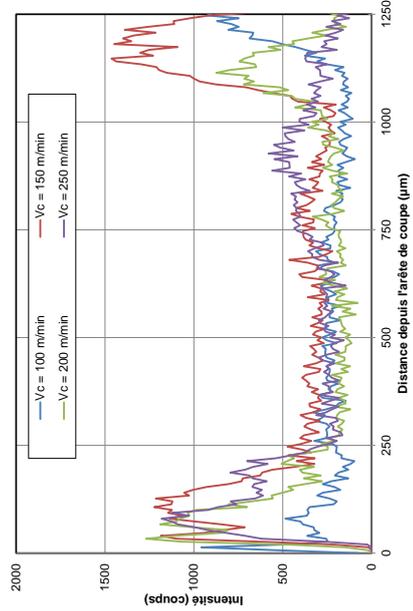
250 m.min⁻¹

Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés} – Element : O

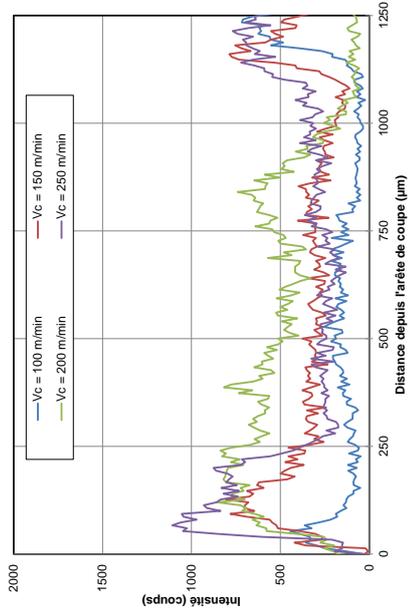
Influence de la longueur de copeaux développée



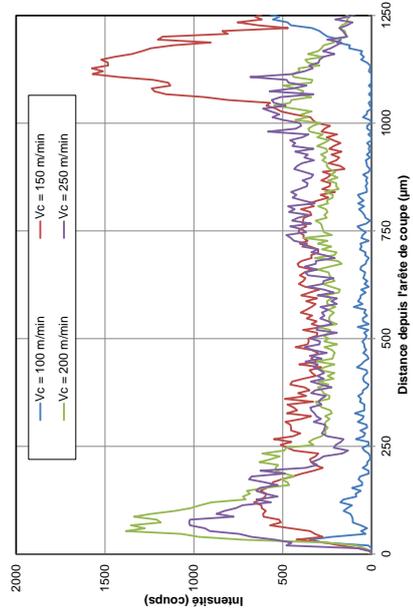
50 m



200 m



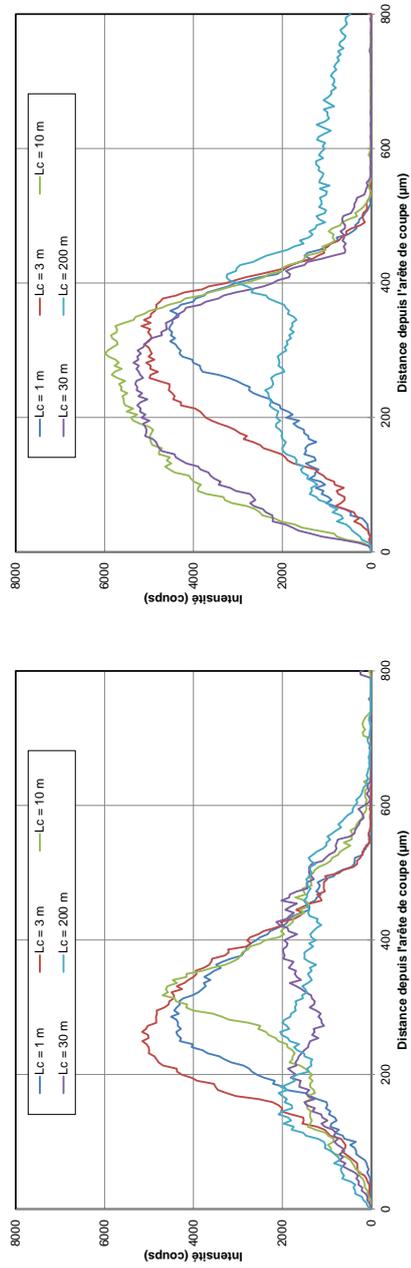
100 m



300 m

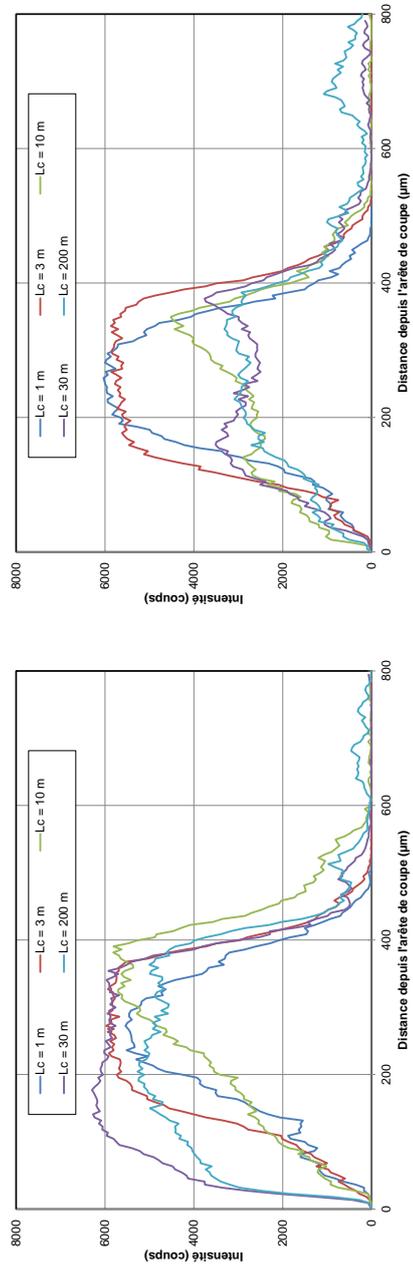
Couple {TPGN + 44SMn28} – Element : S

Influence de la vitesse de coupe



100 m.min⁻¹

200 m.min⁻¹

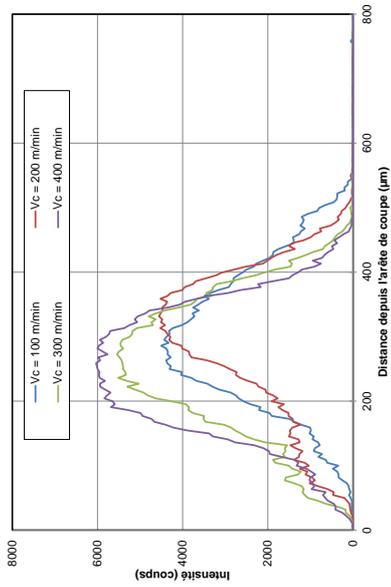


300 m.min⁻¹

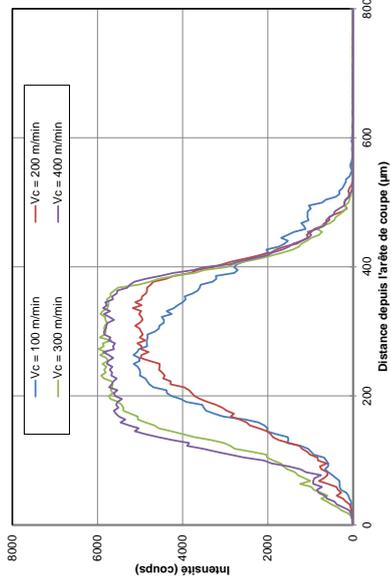
400 m.min⁻¹

Couple (TPGN + 44SMn28) – Element : S

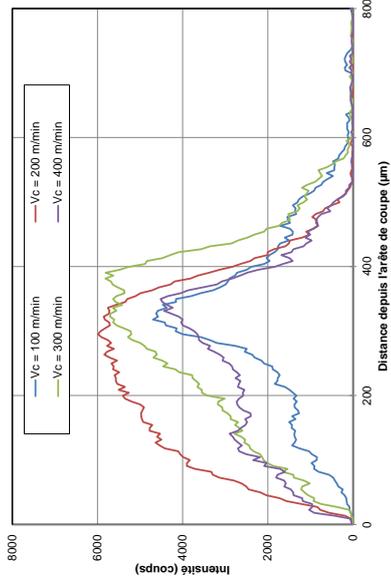
Influence de la longueur de copeaux développée



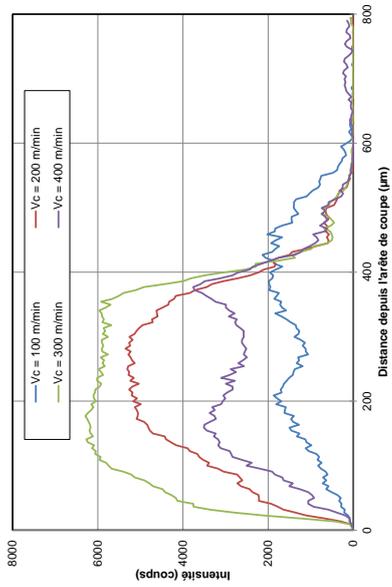
1 m



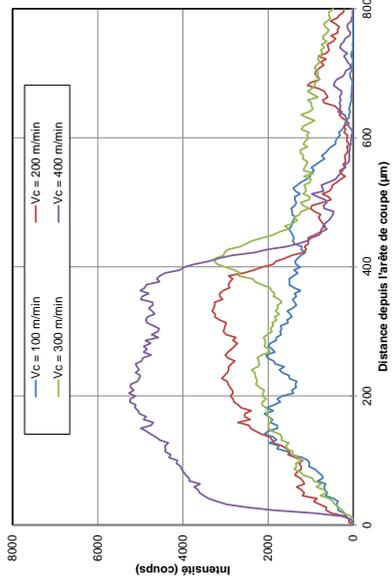
3 m



10 m



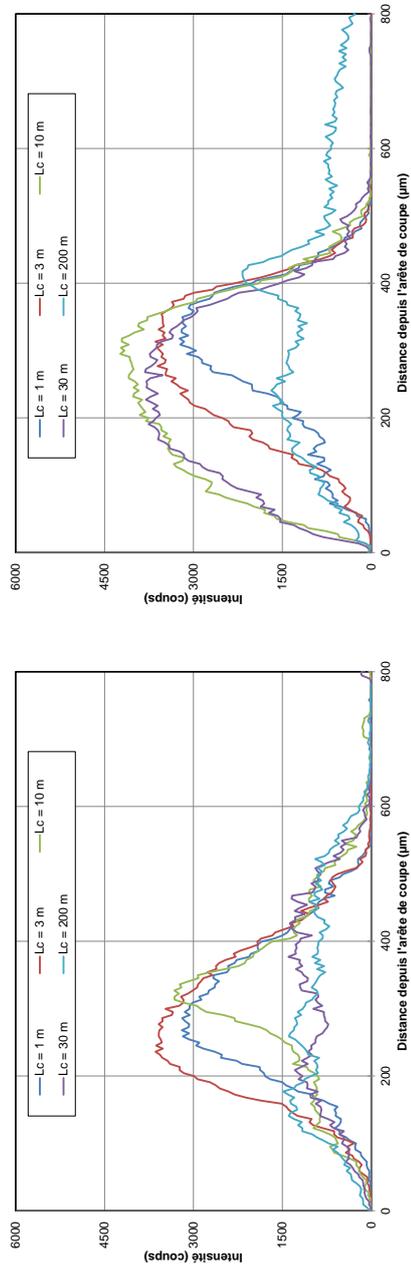
30 m



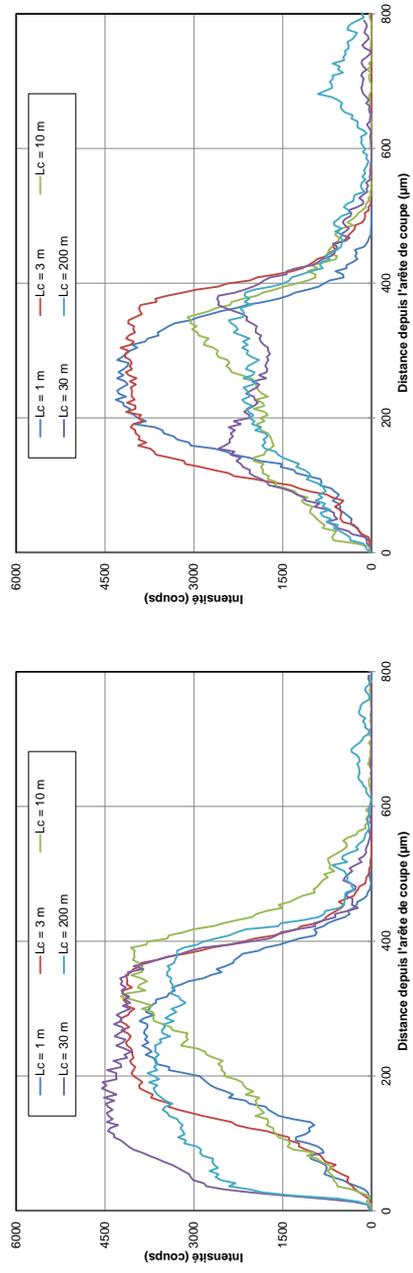
200 m

Couple {TPGN + 44SMn28} – Element : Mn

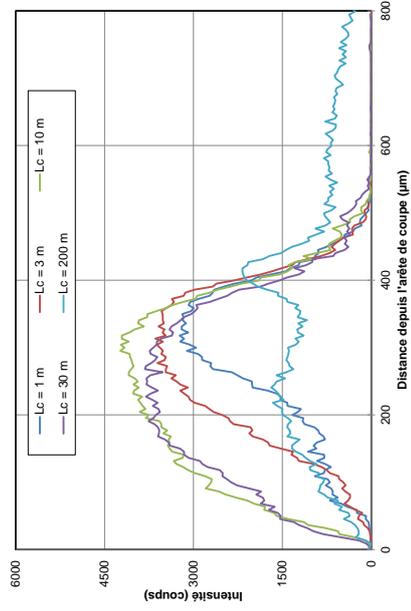
Influence de la vitesse de coupe



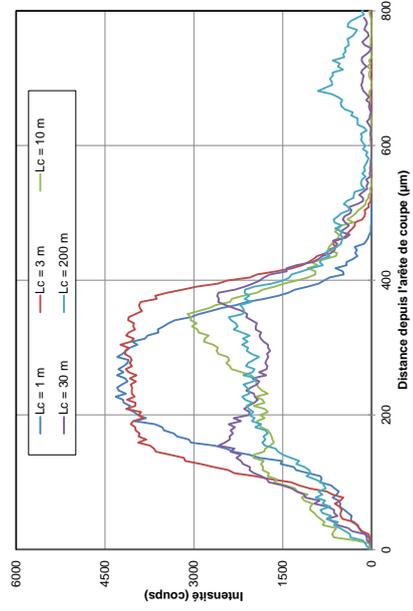
100 m.min⁻¹



300 m.min⁻¹



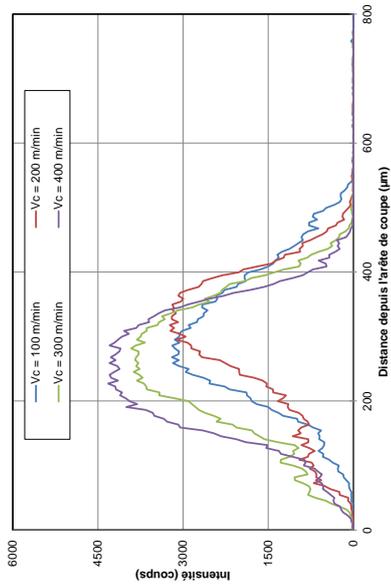
200 m.min⁻¹



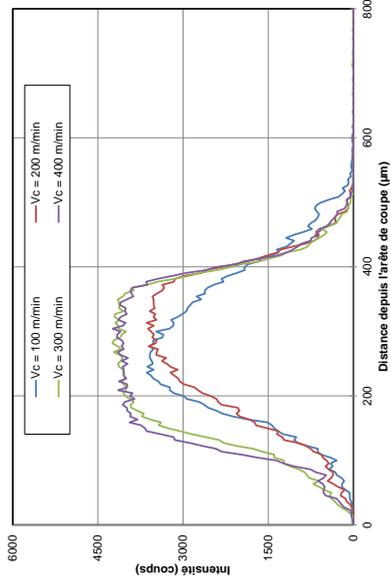
400 m.min⁻¹

Couple {TPGN + 44SMn28} – Element : Mn

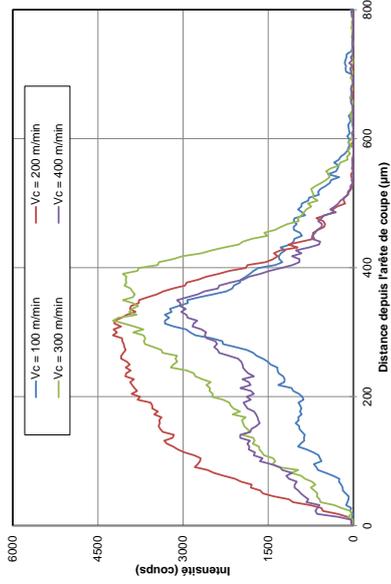
Influence de la longueur de copeaux développée



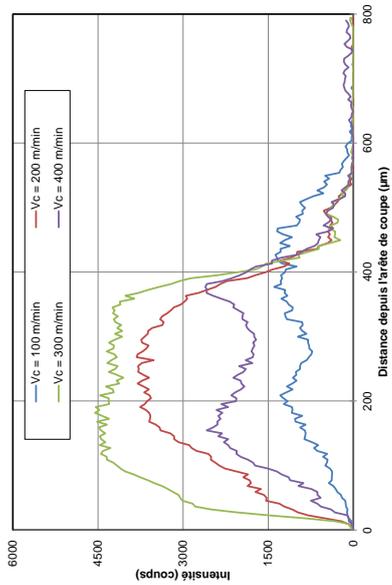
1 m



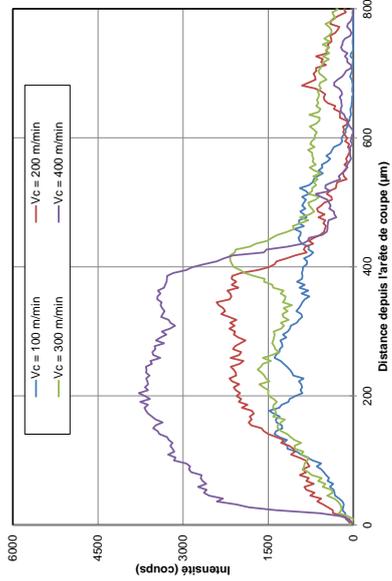
3 m



10 m



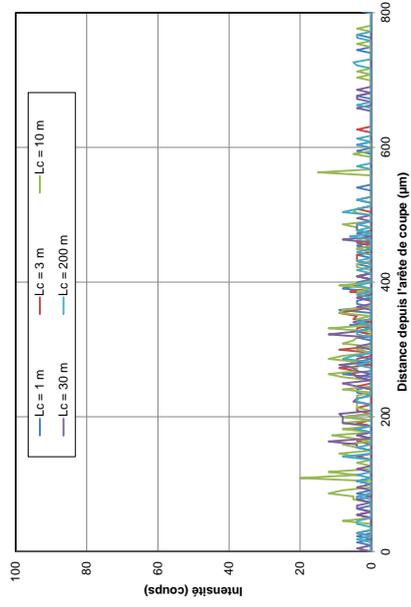
30 m



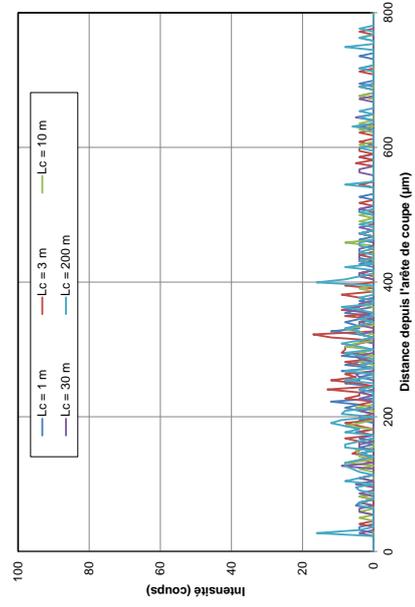
200 m

Couple {TPGN + 44SMn28} – Element : Ca

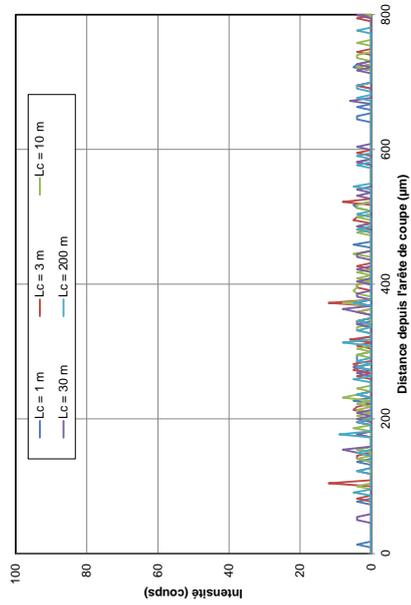
Influence de la vitesse de coupe



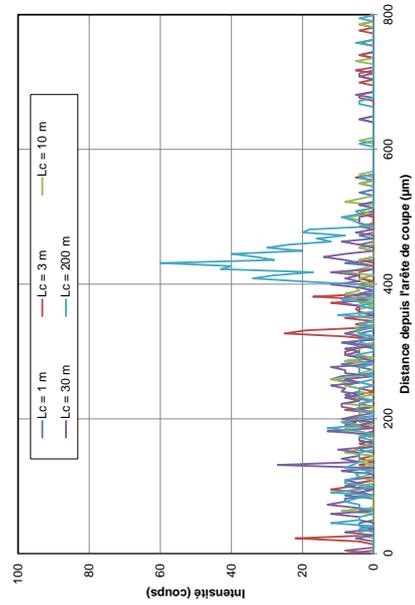
200 m.min⁻¹



400 m.min⁻¹



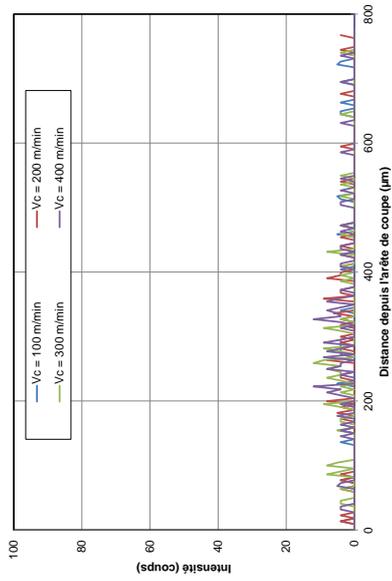
100 m.min⁻¹



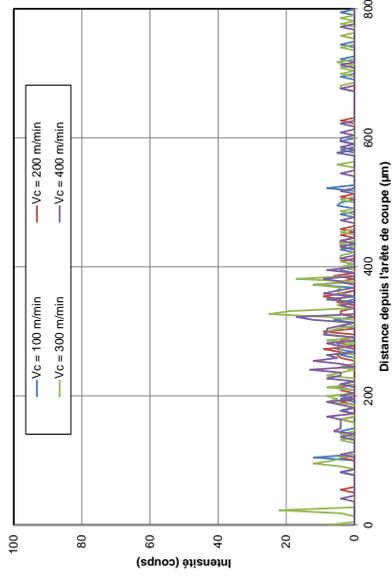
300 m.min⁻¹

Couple {TPGN + 44SMn28} – Element : Ca

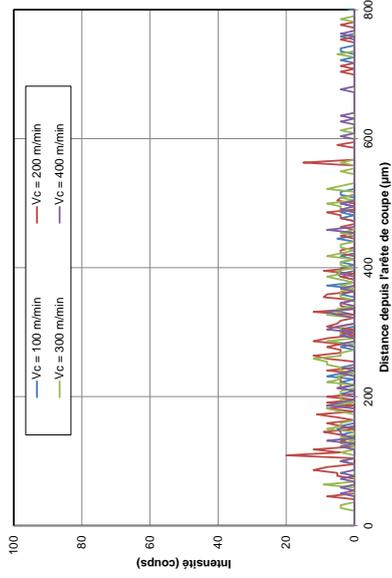
Influence de la longueur de copeaux développée



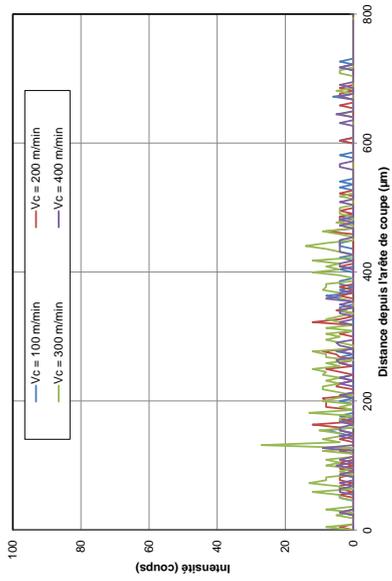
1 m



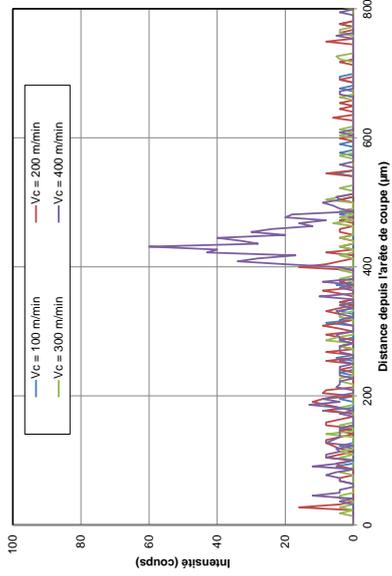
3 m



10 m



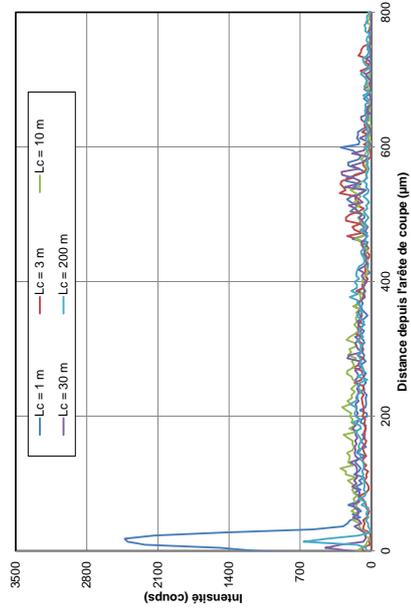
30 m



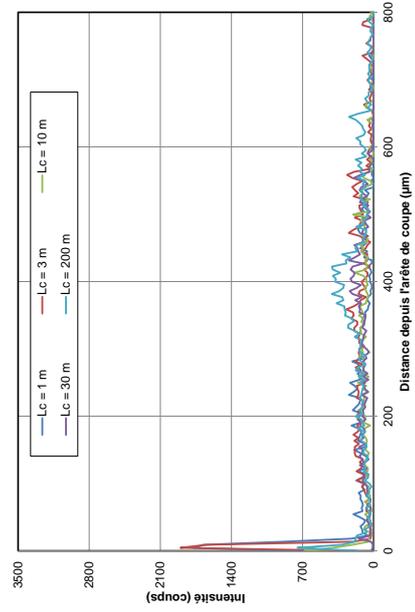
200 m

Couple {TPGN + 44SMn28} – Element : Fe

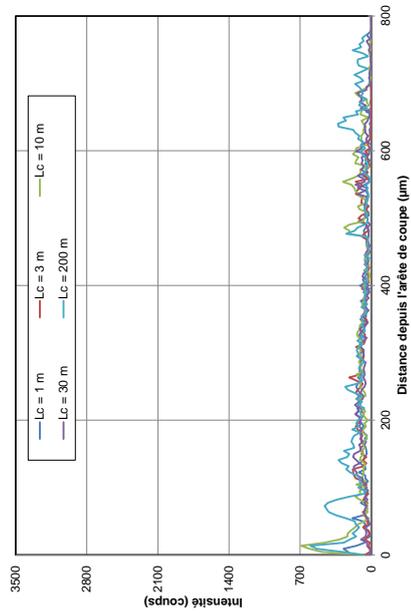
Influence de la vitesse de coupe



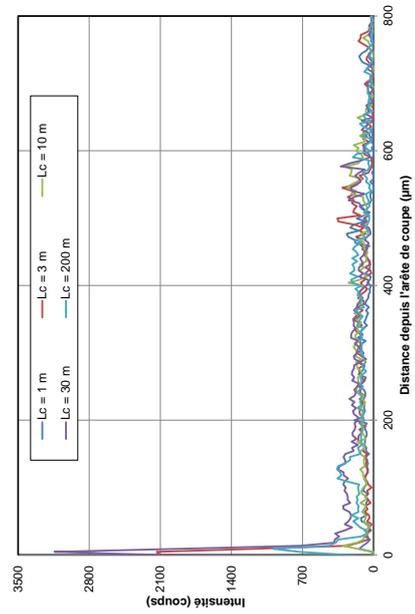
200 m.min⁻¹



400 m.min⁻¹



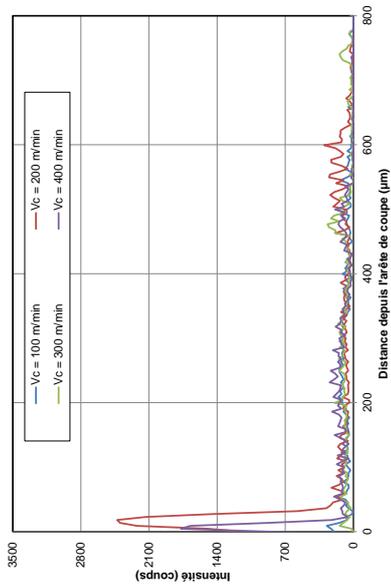
100 m.min⁻¹



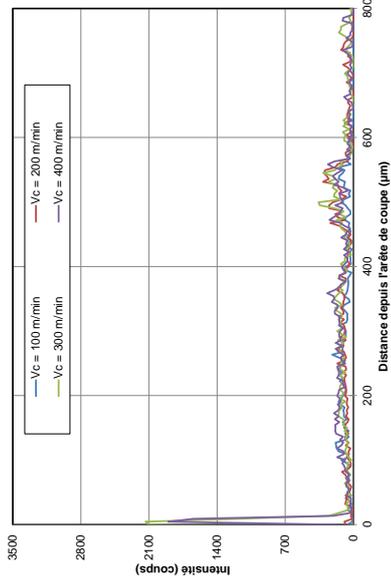
300 m.min⁻¹

Couple {TPGN + 44SMn28} – Element : Fe

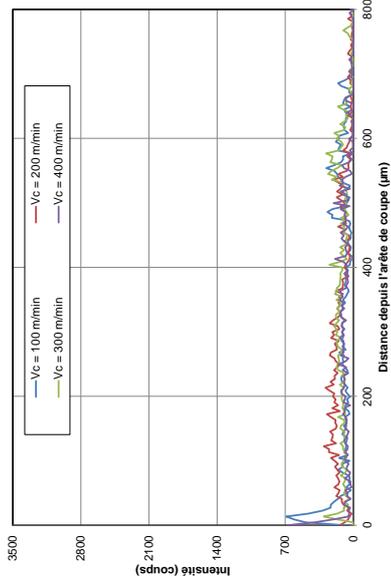
Influence de la longueur de copeaux développée



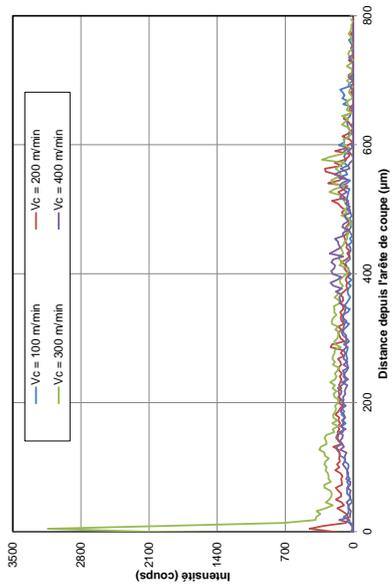
1 m



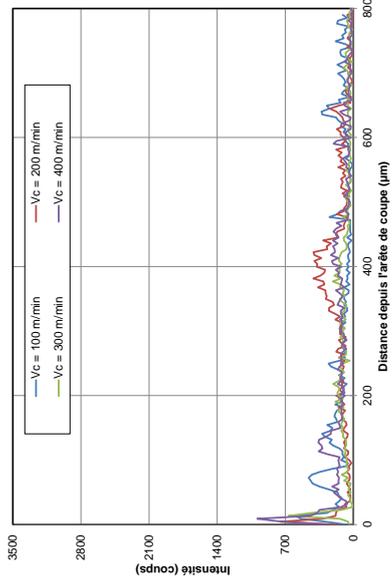
3 m



10 m



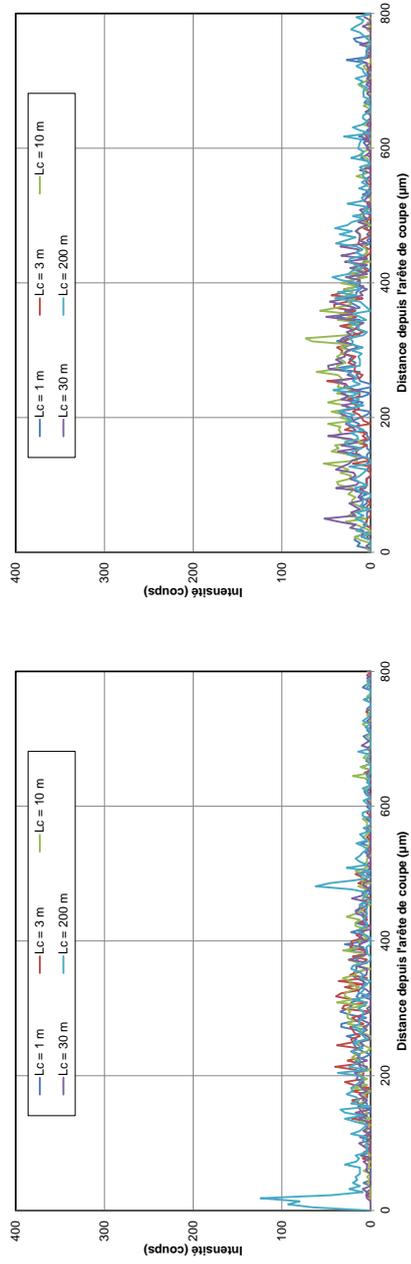
30 m



200 m

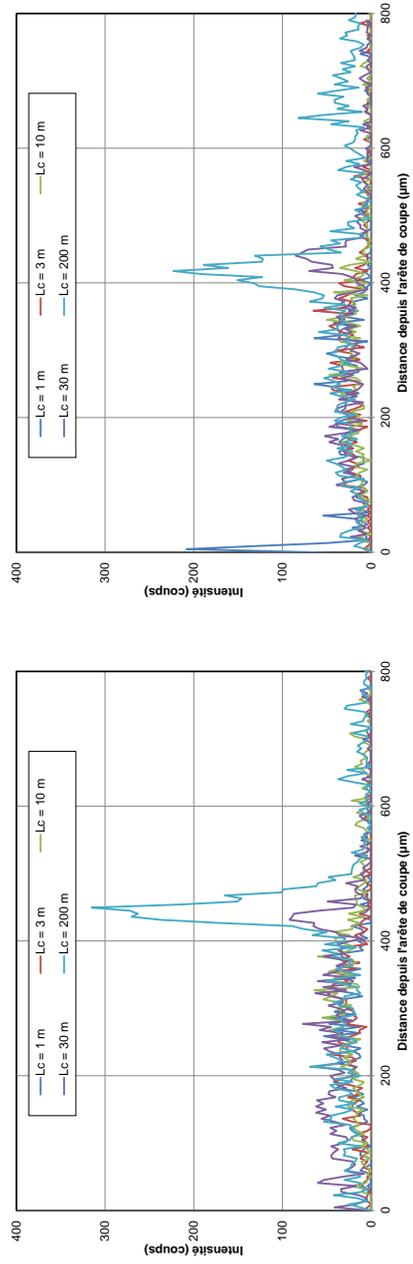
Couple {TPGN + 44SMn28} – Element : O

Influence de la vitesse de coupe



100 m.min⁻¹

200 m.min⁻¹

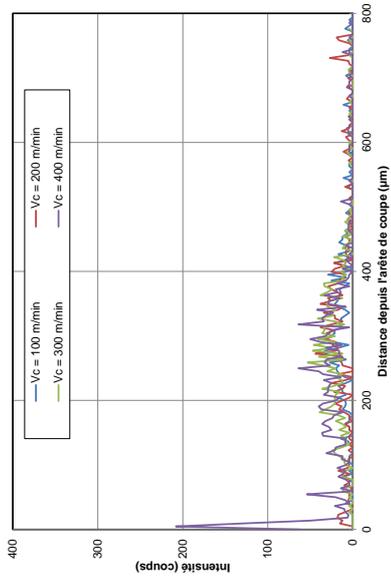


300 m.min⁻¹

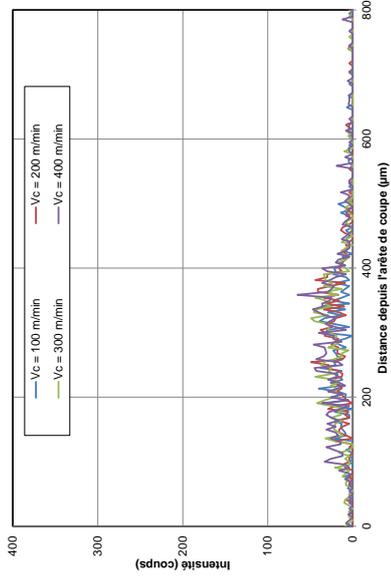
400 m.min⁻¹

Couple (TPGN + 44SMn28) – Element : O

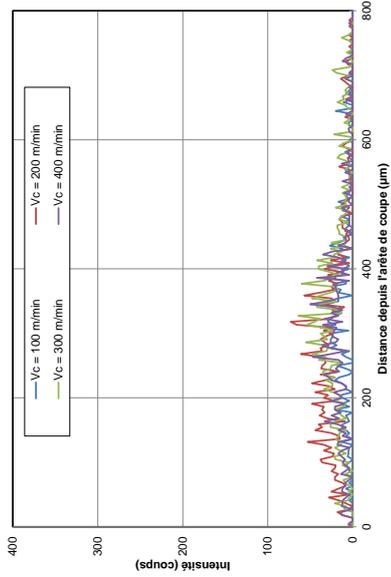
Influence de la longueur de copeaux développée



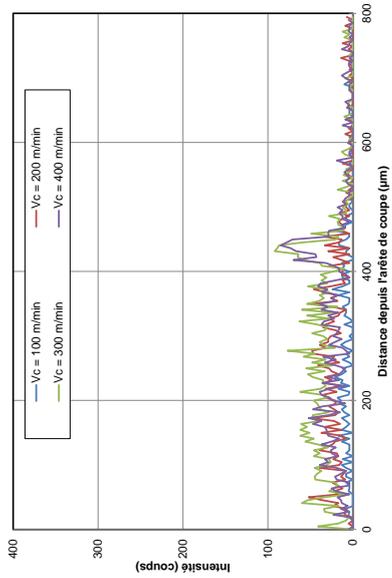
1 m



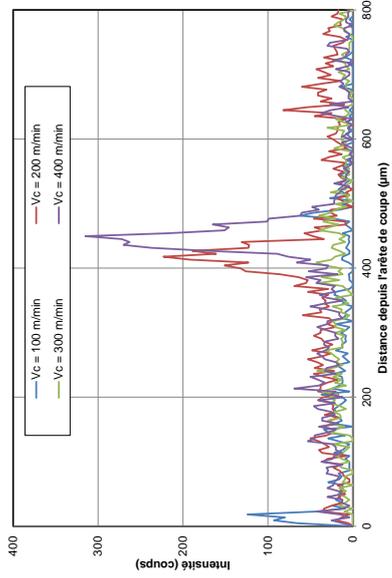
3 m



10 m



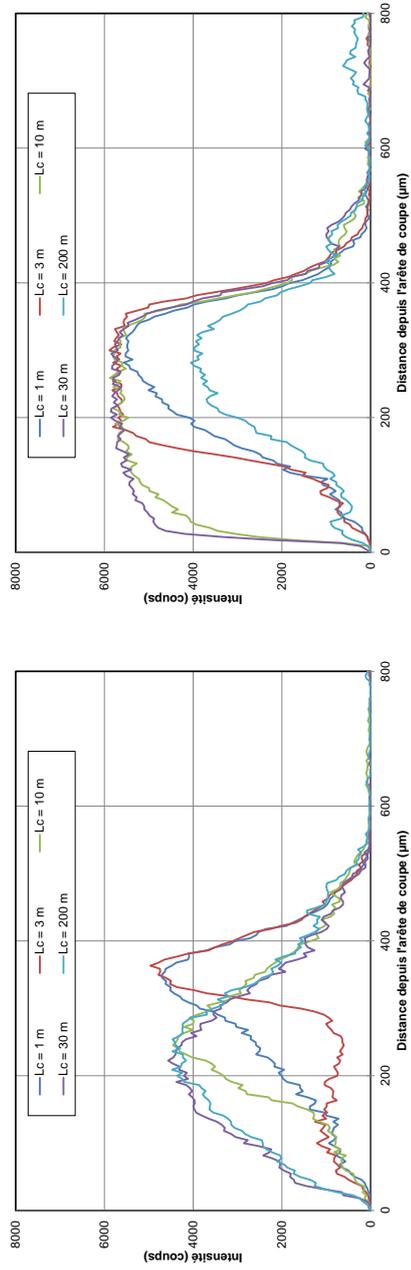
30 m



200 m

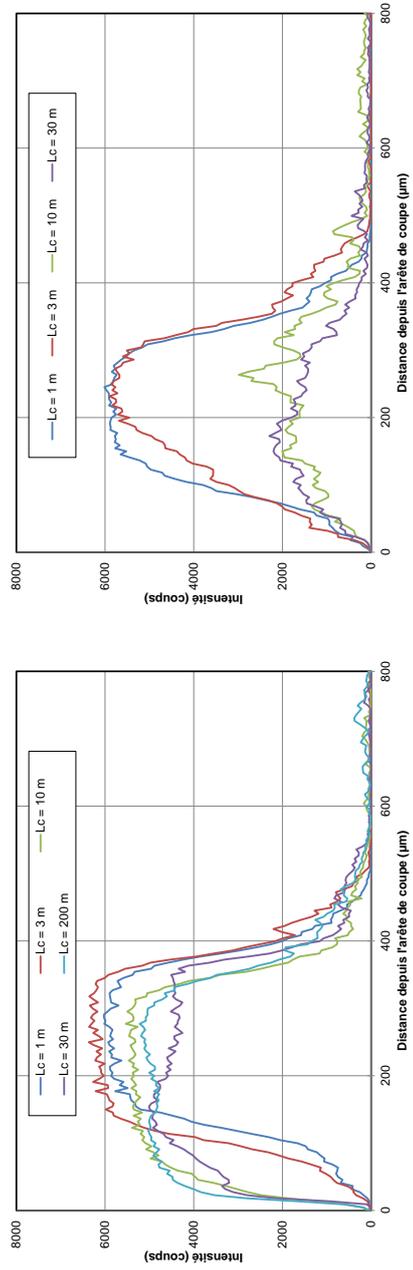
Couple {TPGN + Usimax D950} – Element : S

Influence de la vitesse de coupe



100 m.min⁻¹

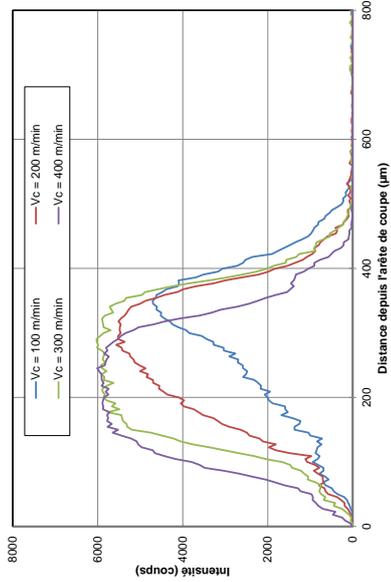
200 m.min⁻¹



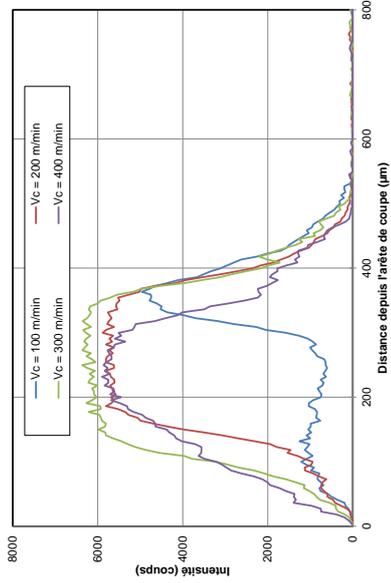
300 m.min⁻¹

400 m.min⁻¹

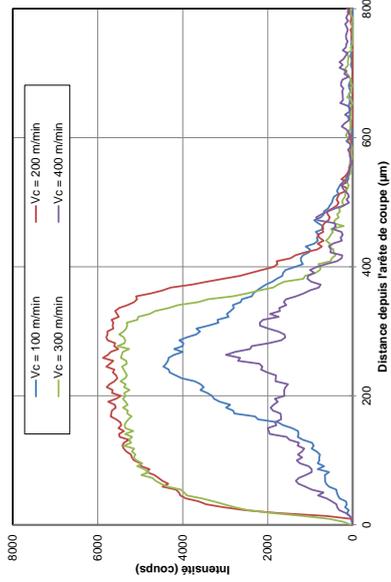
Couple {TPGN + Usimax D950} – Element : S
 Influence de la longueur de copeaux développée



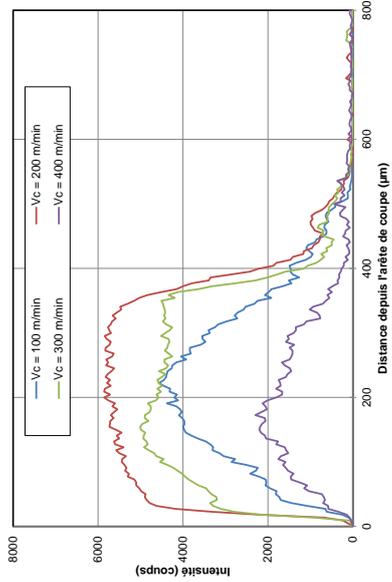
1 m



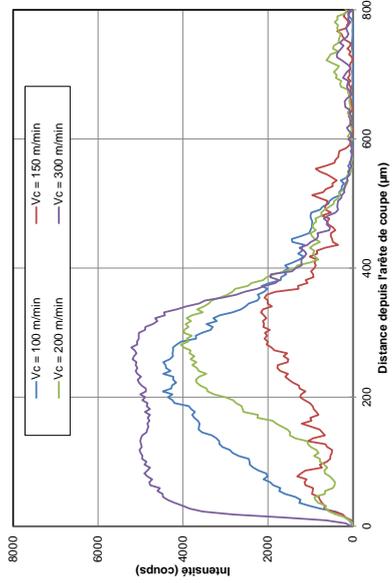
3 m



10 m



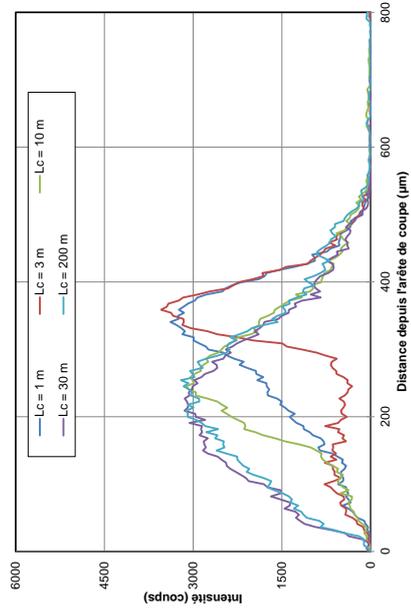
30 m



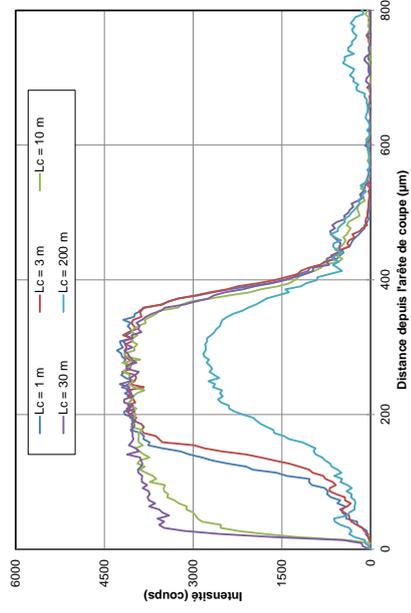
200 m

Couple {TPGN + Usimax D950} – Element : Mn

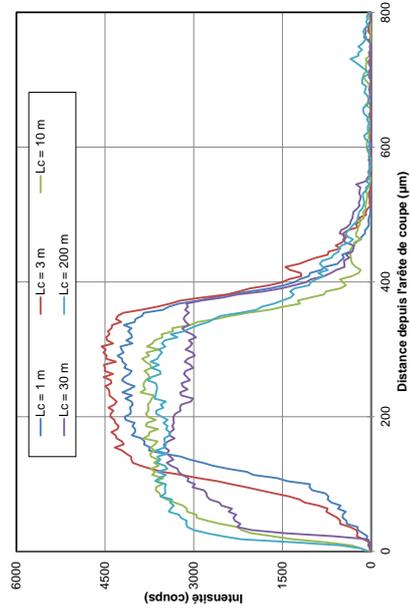
Influence de la vitesse de coupe



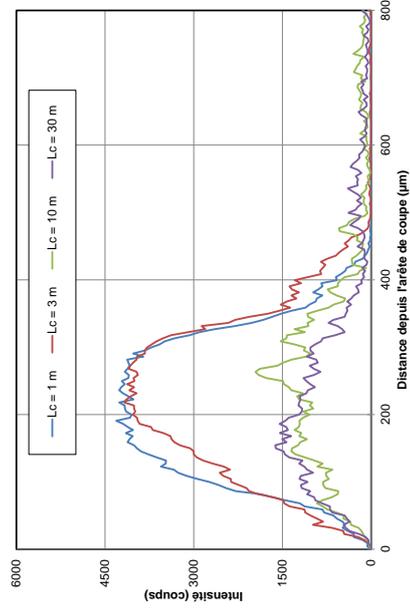
100 m.min⁻¹



200 m.min⁻¹



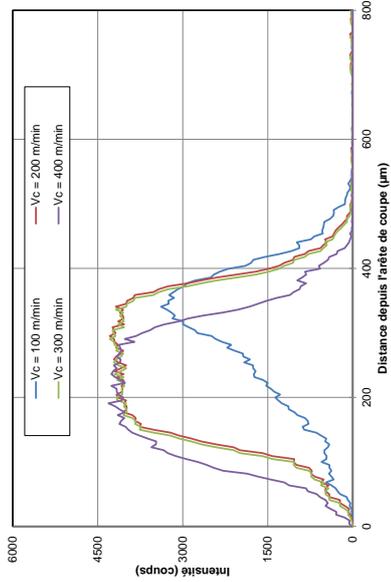
300 m.min⁻¹



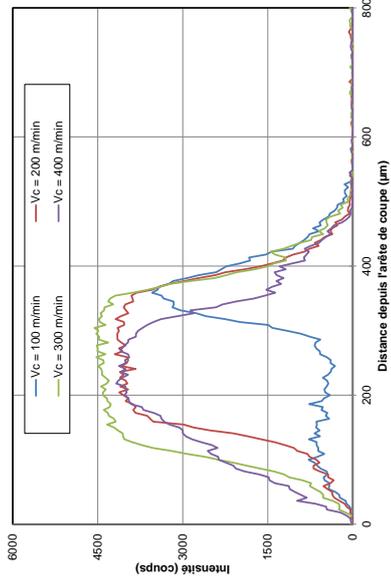
400 m.min⁻¹

Couple {TPGN + Usimax D950} – Element : Mn

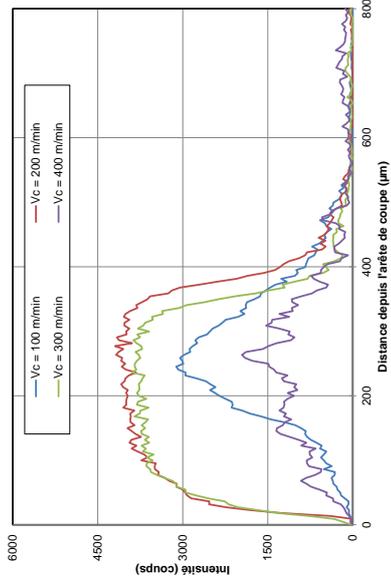
Influence de la longueur de copeaux développée



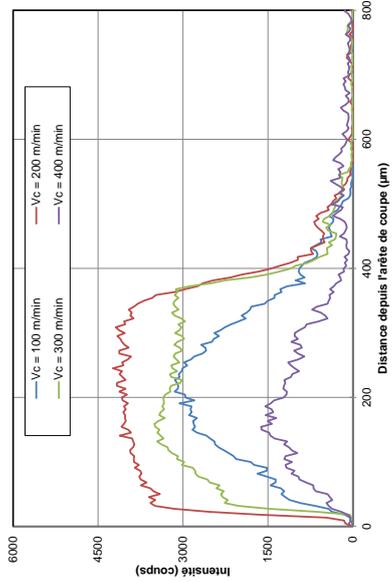
1 m



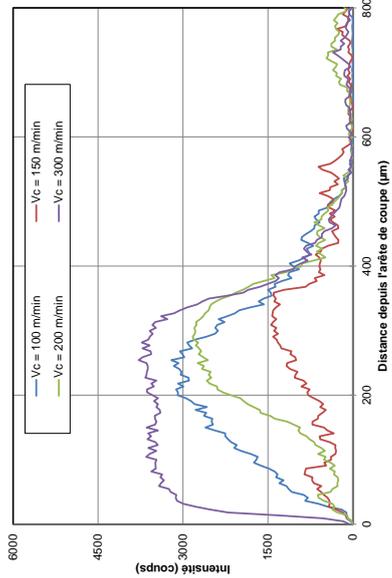
3 m



10 m



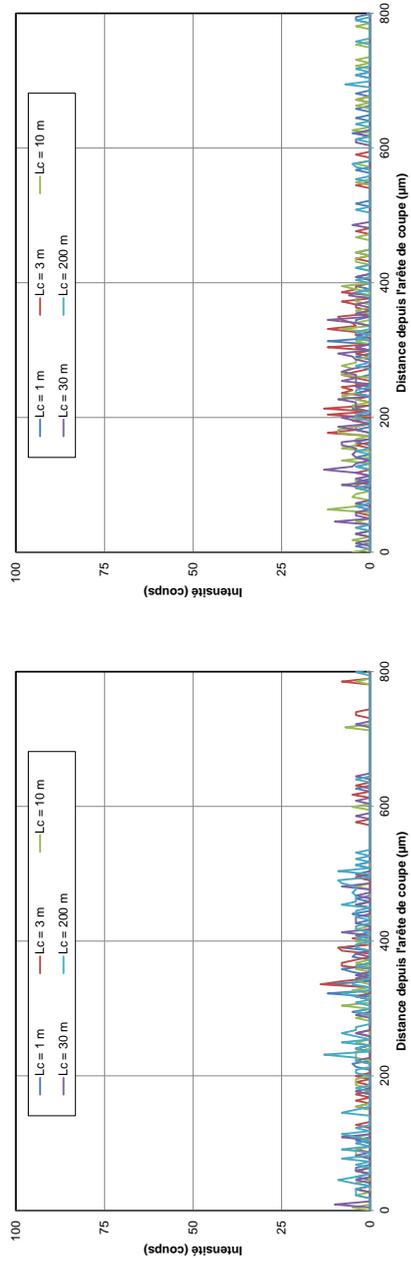
30 m



200 m

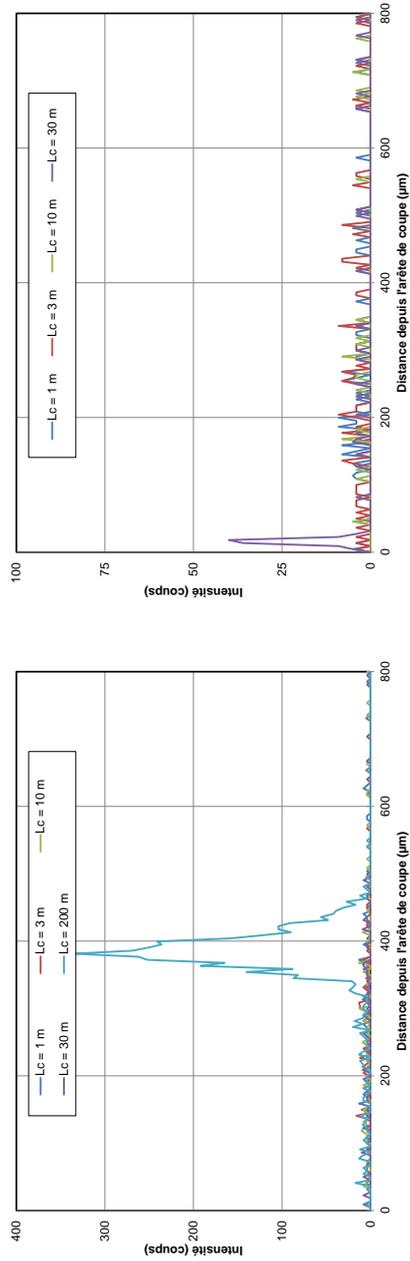
Couple {TPGN + Usimax D950} – Element : Ca

Influence de la vitesse de coupe



100 m.min⁻¹

200 m.min⁻¹

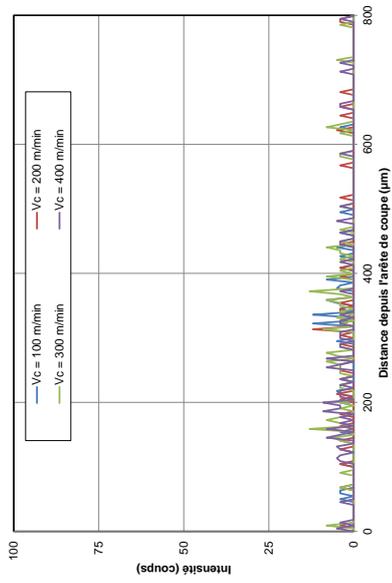


300 m.min⁻¹

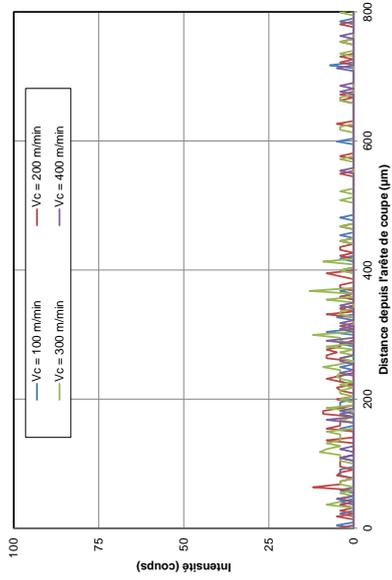
400 m.min⁻¹

Couple {TPGN + Usimax D950} – Element : Ca

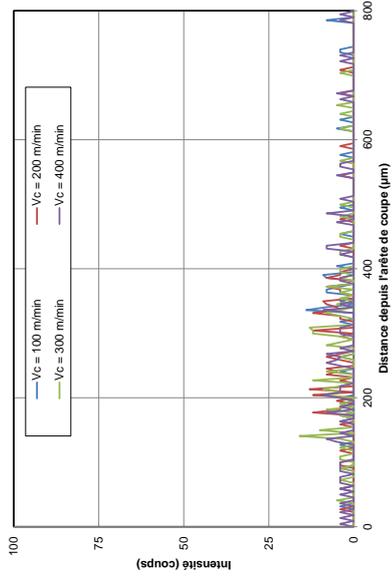
Influence de la longueur de copeaux développée



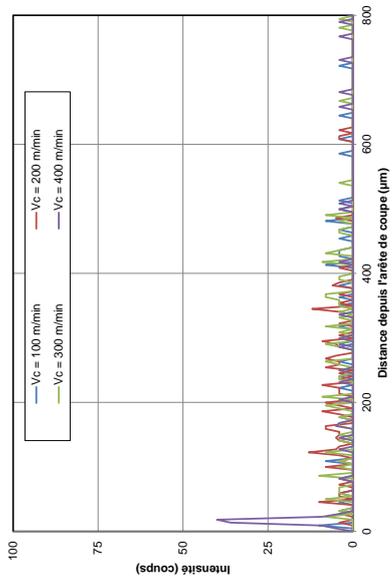
1 m



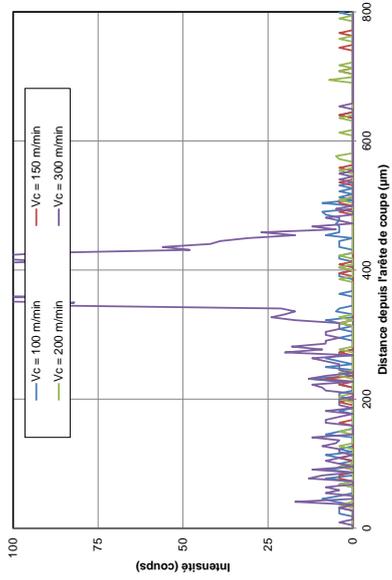
3 m



10 m



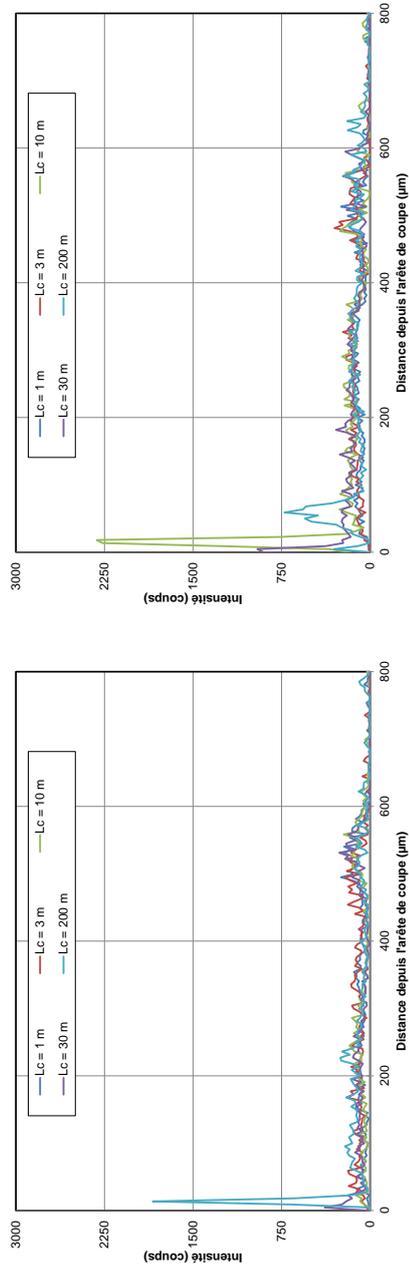
30 m



200 m

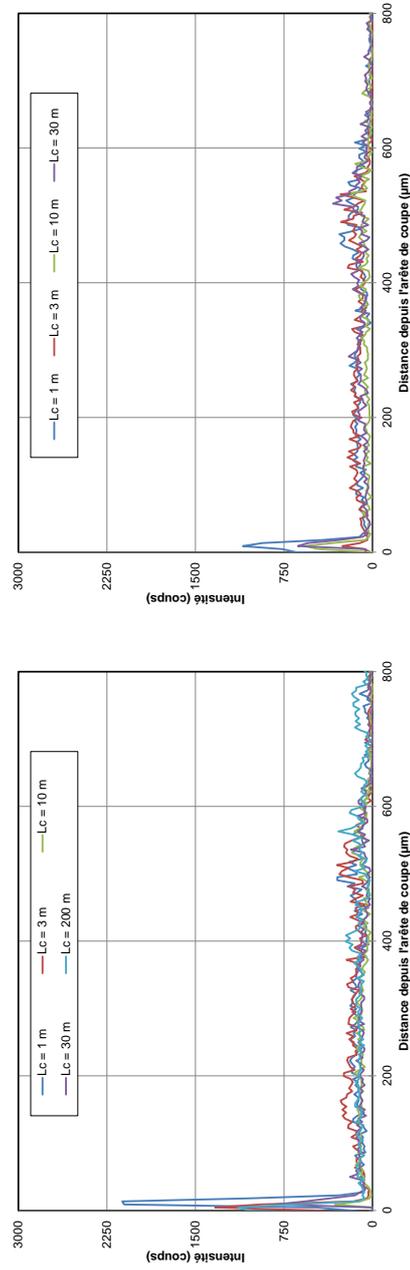
Couple {TPGN + Usimax D950} – Element : Fe

Influence de la vitesse de coupe



100 m.min⁻¹

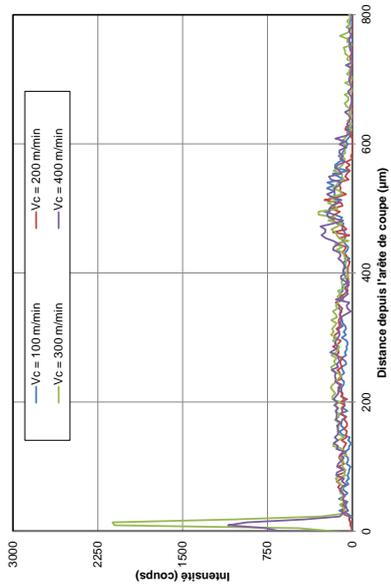
200 m.min⁻¹



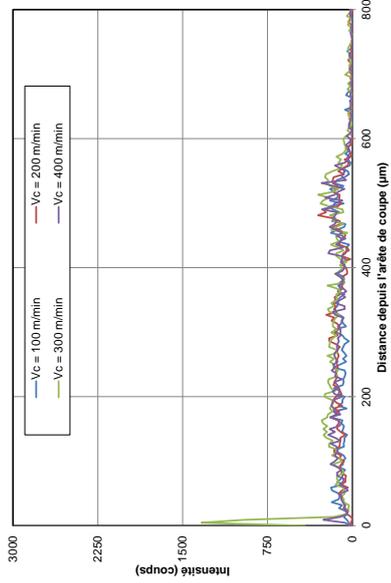
300 m.min⁻¹

400 m.min⁻¹

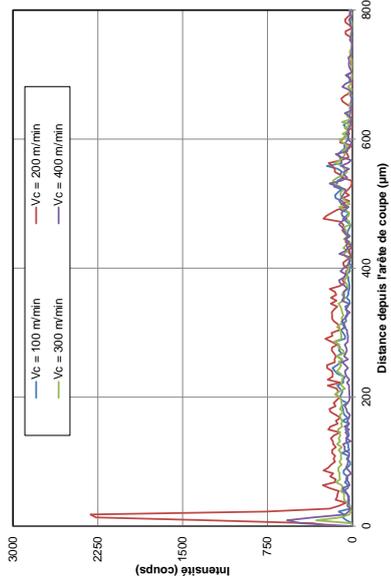
Couple {TPGN + Usimax D950} – Element : Fe
 Influence de la longueur de copeaux développée



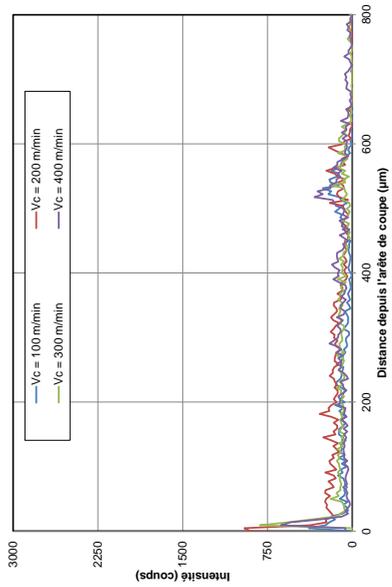
1 m



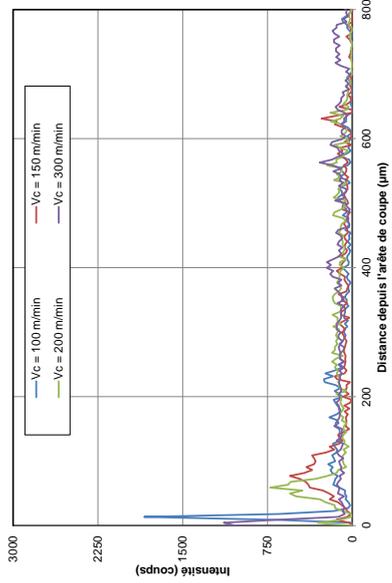
3 m



10 m



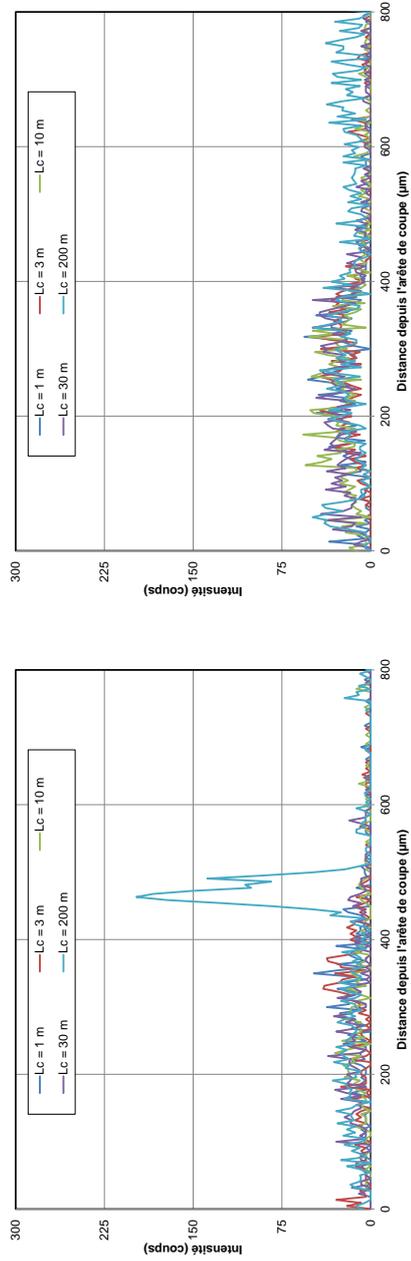
30 m



200 m

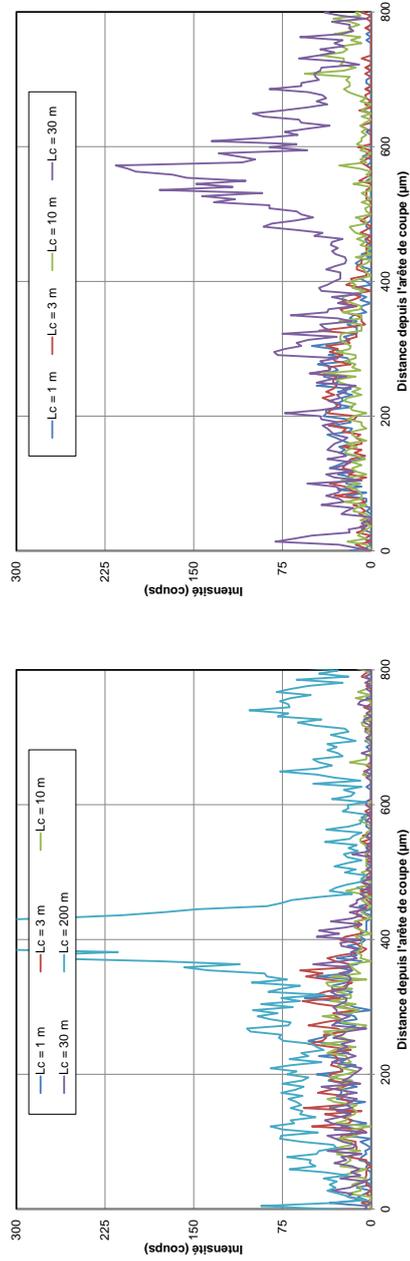
Couple {TPGN + Usimax D950} – Element : O

Influence de la vitesse de coupe



200 m.min⁻¹

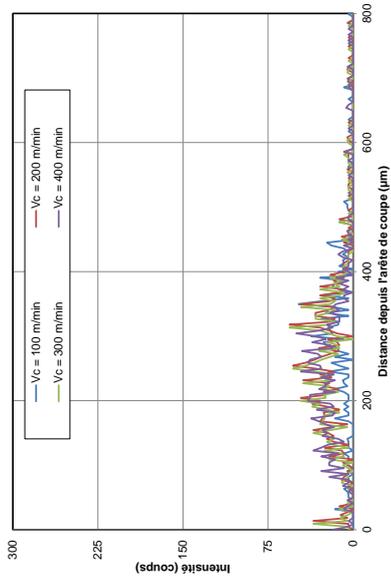
100 m.min⁻¹



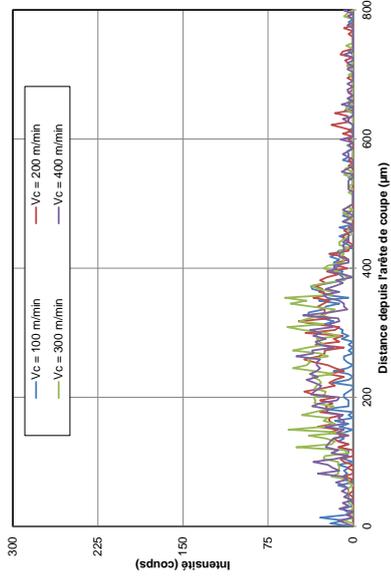
400 m.min⁻¹

300 m.min⁻¹

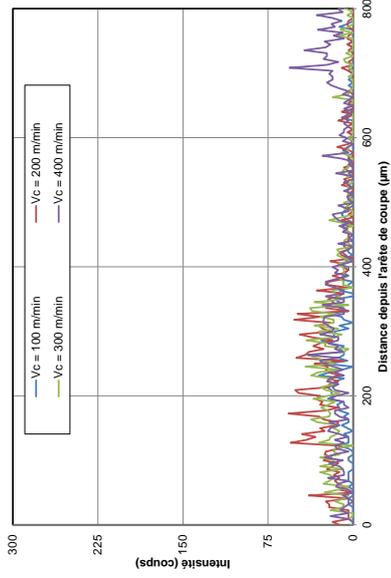
Couple {TPGN + Usimax D950} – Element : O
 Influence de la longueur de copeaux développée



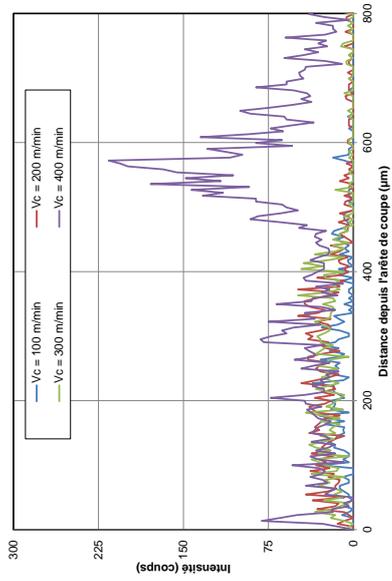
1 m



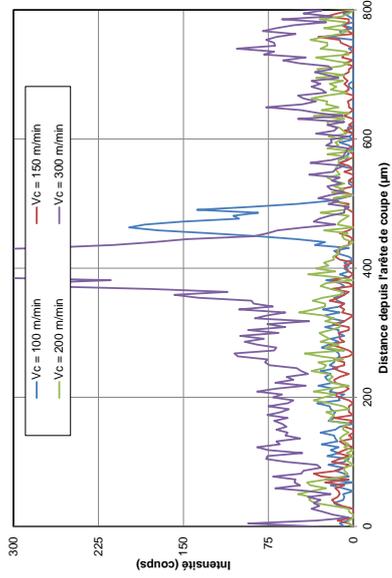
3 m



10 m



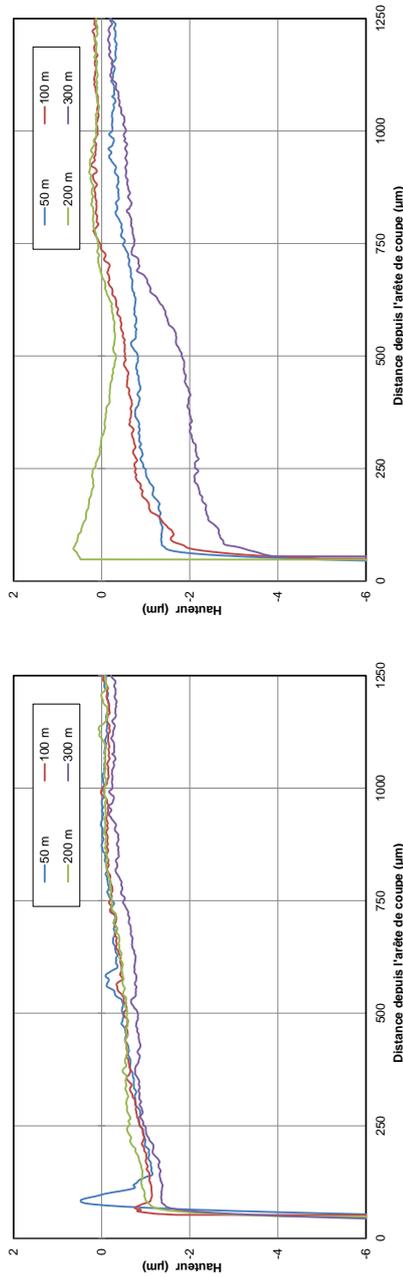
30 m



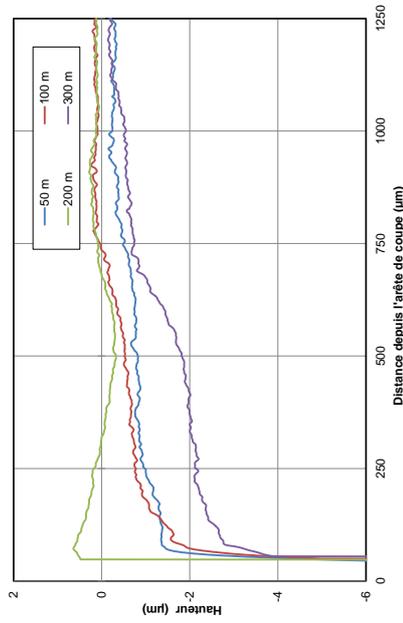
200 m

Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}

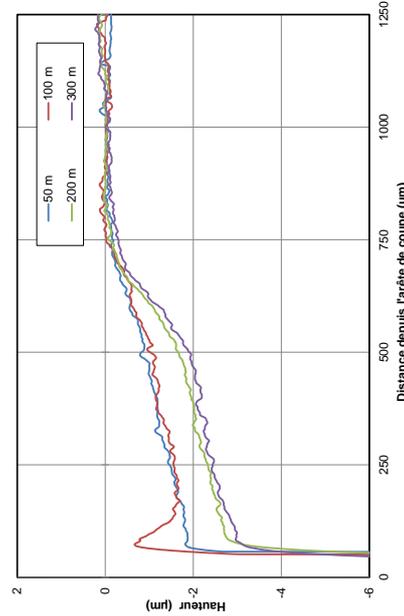
Influence de la vitesse de coupe



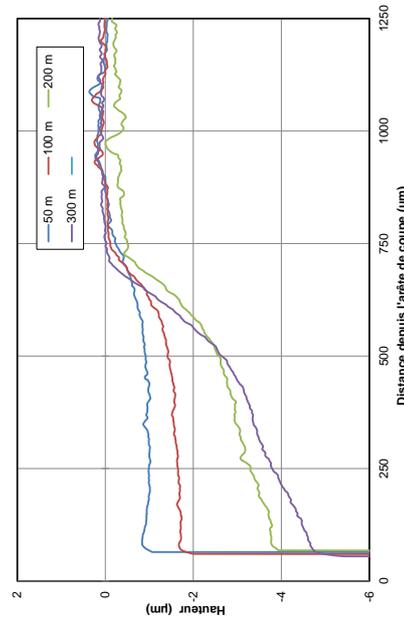
100 m.min⁻¹



150 m.min⁻¹



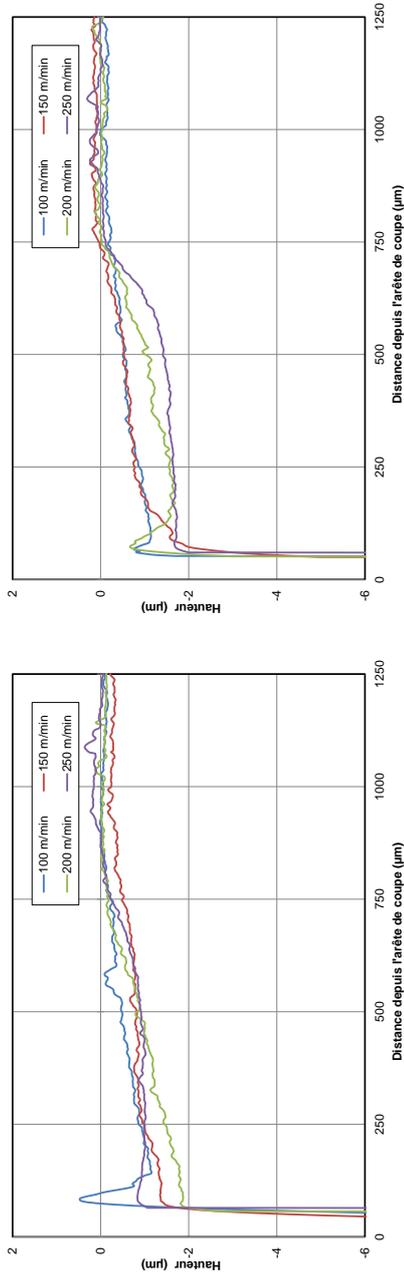
200 m.min⁻¹



250 m.min⁻¹

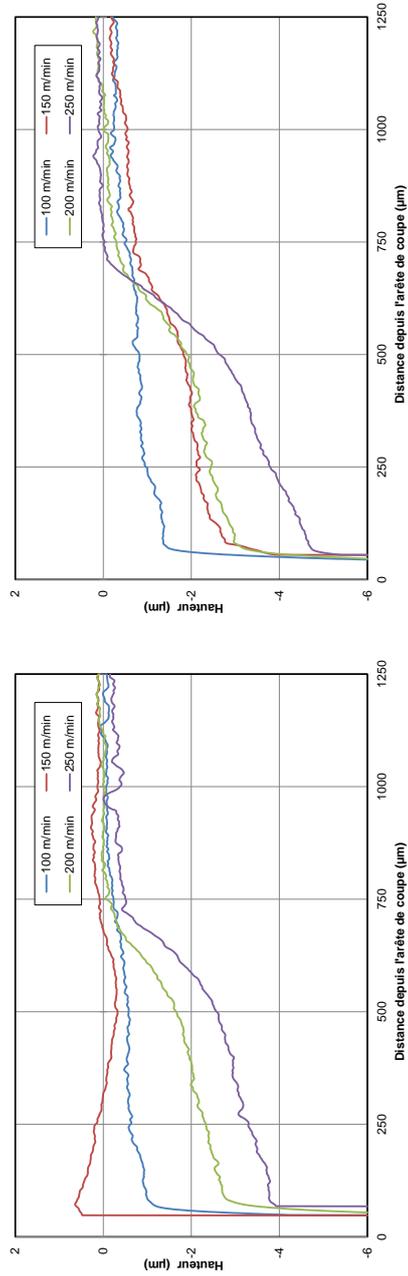
Couple {TPUN + C35 à oxydes contrôlés}

Influence de la longueur de copeaux développée



50 m

100 m

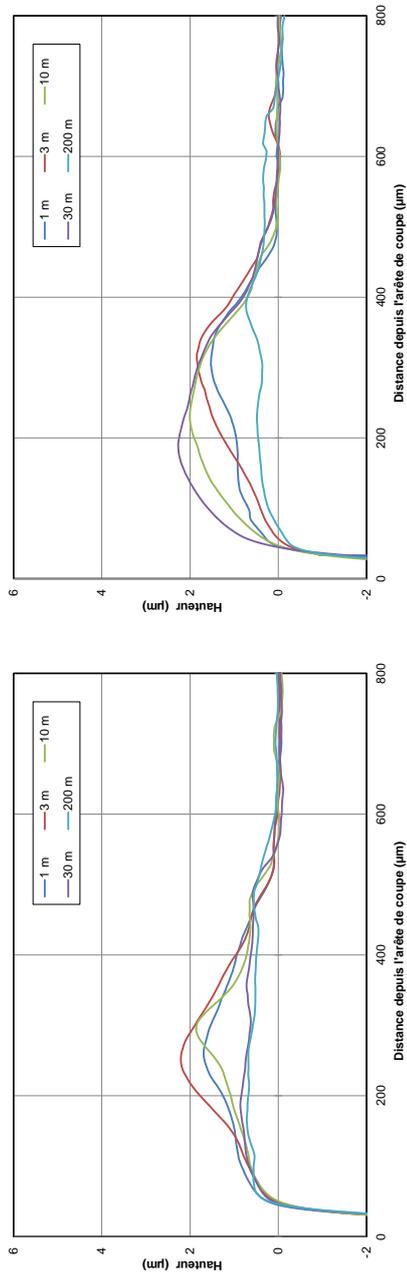


200 m

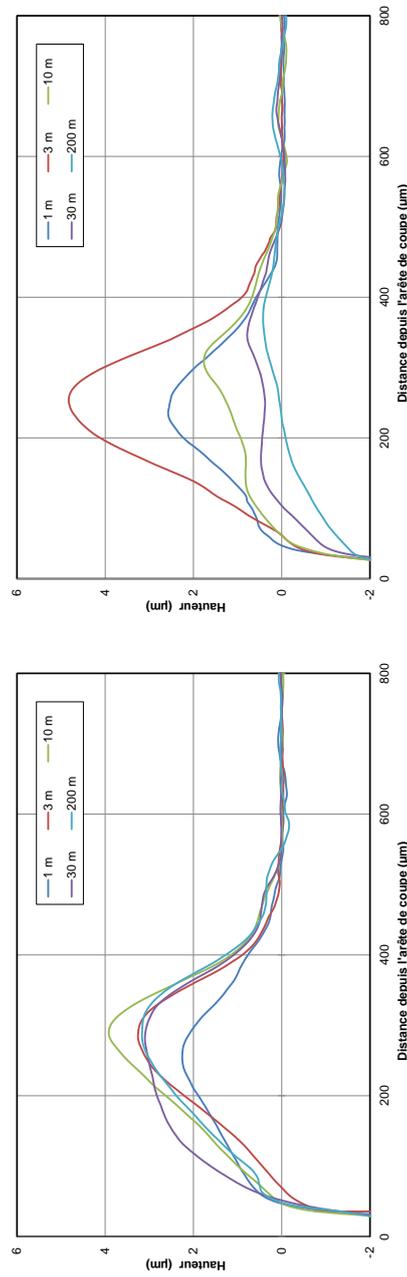
300 m

Couple {TPGN + 44SMn28}

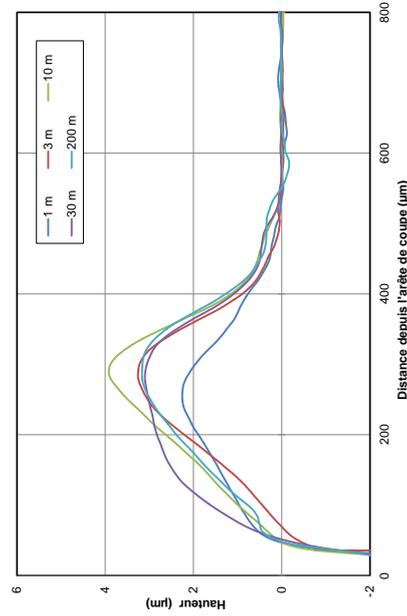
Influence de la vitesse de coupe



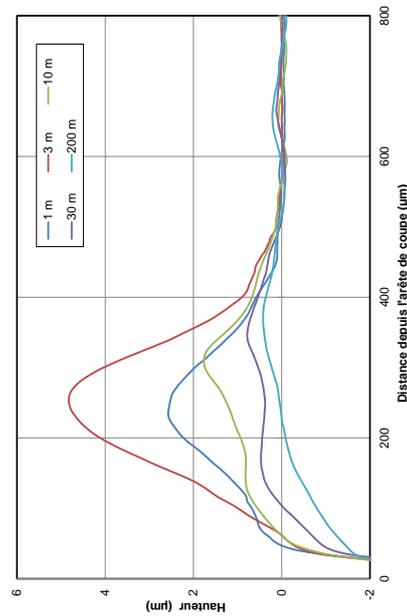
100 m.min⁻¹



200 m.min⁻¹



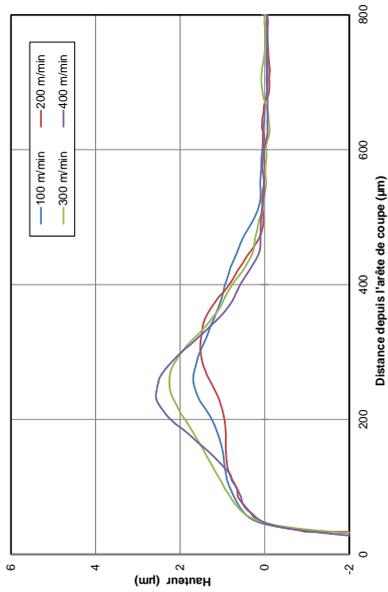
300 m.min⁻¹



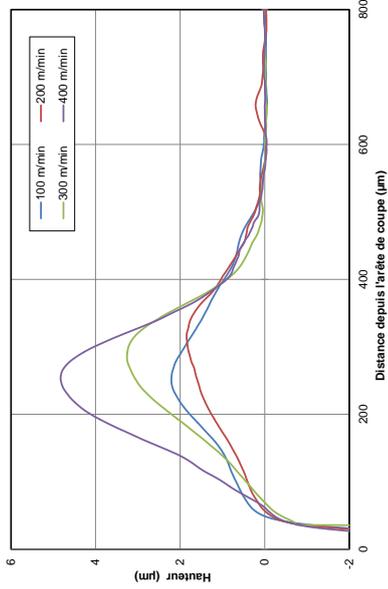
400 m.min⁻¹

Couple (TPGN + 44SMn28)

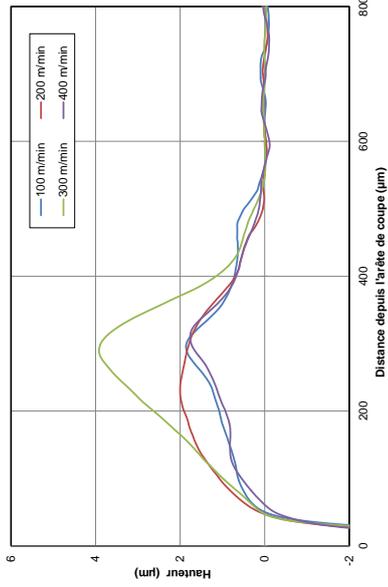
Influence de la longueur de copeaux développée



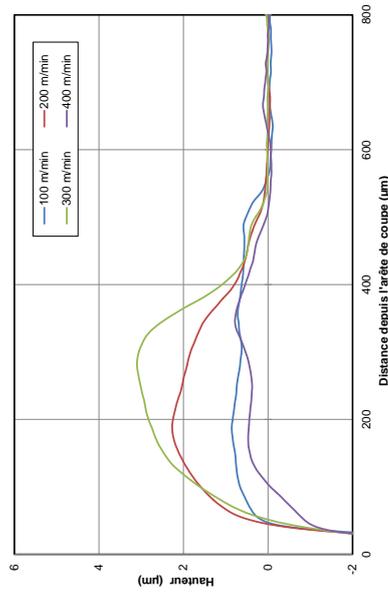
1 m



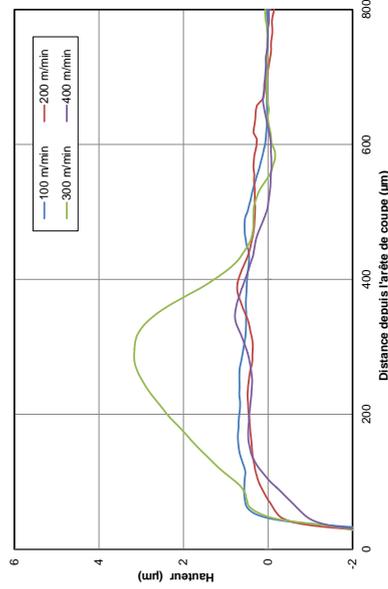
3 m



10 m



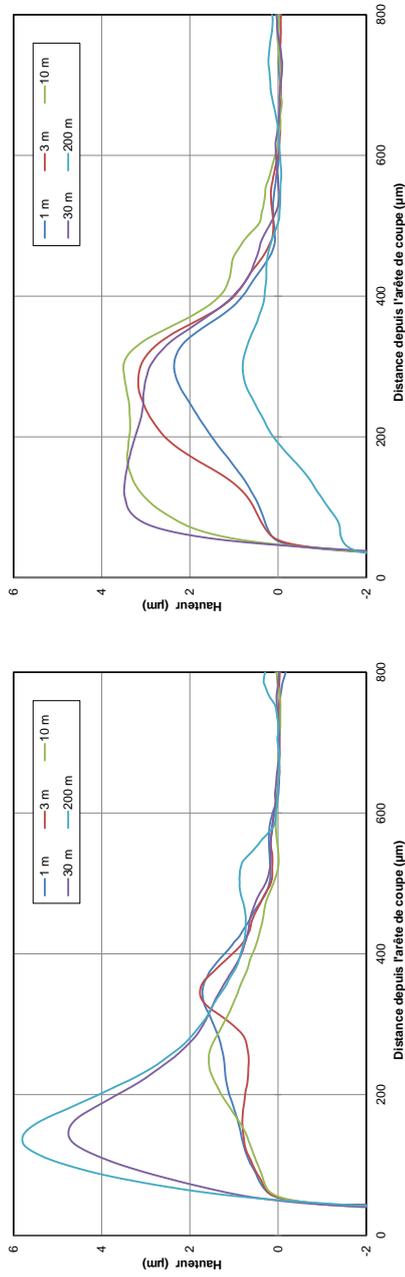
30 m



200 m

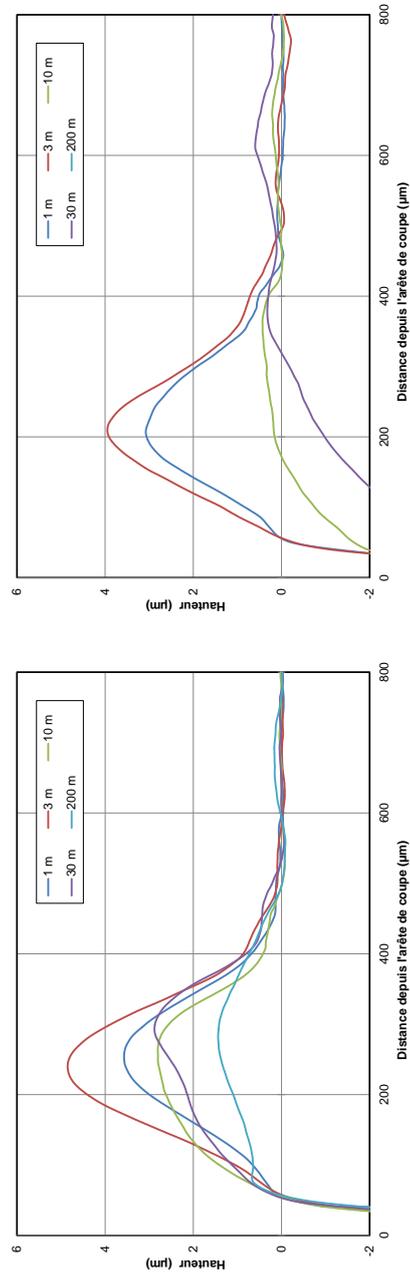
Couple {TPGN + Usimax D950}

Influence de la vitesse de coupe



100 m.min⁻¹

200 m.min⁻¹

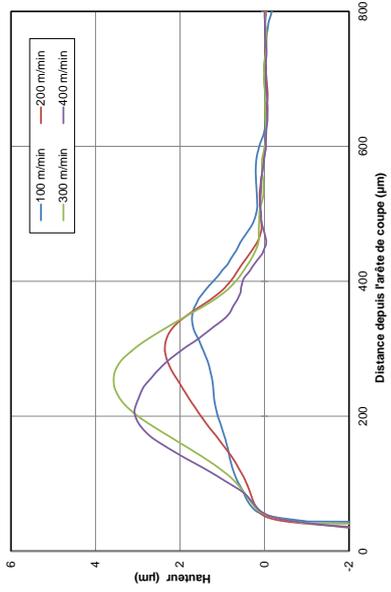


300 m.min⁻¹

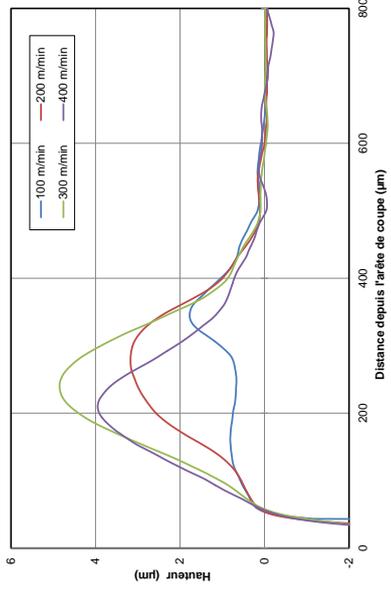
400 m.min⁻¹

Couple {TPGN + Usimax D950}

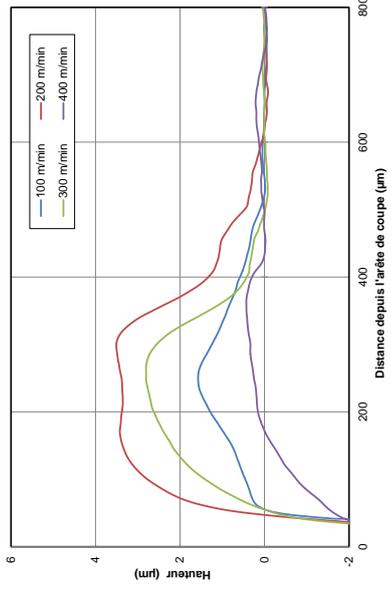
Influence de la longueur de copeaux développée



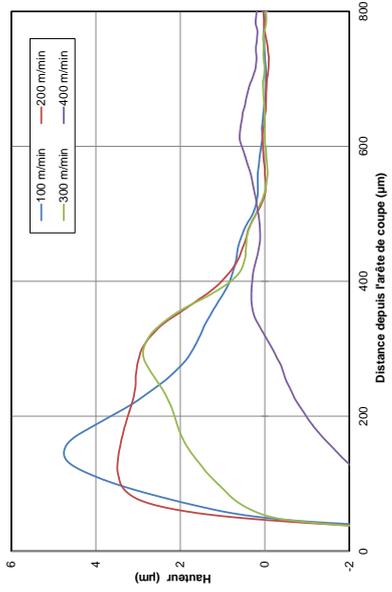
1 m



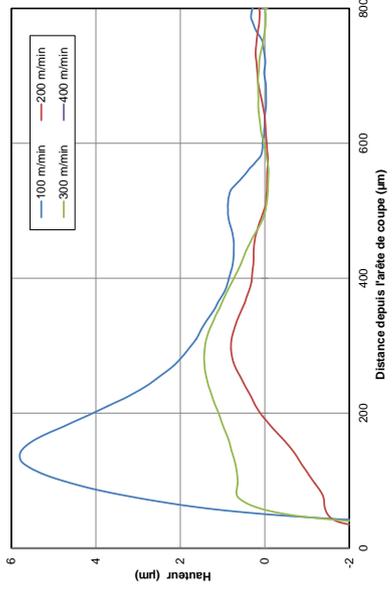
3 m



10 m



30 m

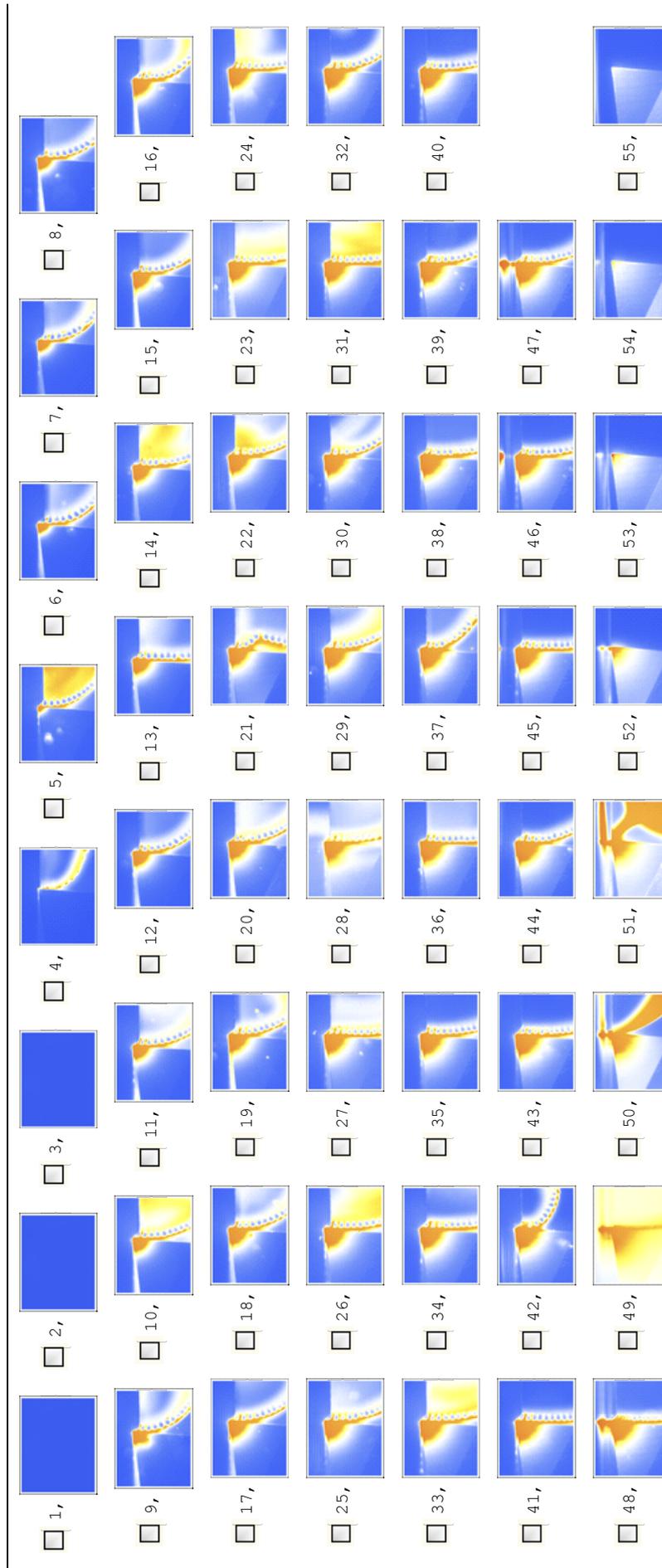


200 m

Exemple de planche contact obtenue en thermographie infrarouge

Couple {TPUN + Usimax D950} – $V_c = 400 \text{ m.min}^{-1}$ – $f = 0,3 \text{ mm.tr}^{-1}$ – $ap = 2 \text{ mm}$

Fréquence d'acquisition : 200 Hz – Temps d'intégration : 31 μs – Echelle de couleurs arbitraire



**CONTRIBUTION A L'ETUDE DE L'AMELIORATION DE L'USINABILITE
DES ACIERS – ANALYSE DES COUCHES DE TRANSFERTS SELECTIFS (CTS)
ET CARACTERISATION DES CONDITIONS D'APPARITION**

Les nouvelles nuances d'aciers ont des caractéristiques mécaniques toujours plus élevées. Cela permet d'alléger les pièces de structure, les pièces du groupe motopropulseur et les pièces de liaison au sol. Cependant cette élévation des propriétés mécaniques se fait le plus souvent au détriment de l'usinabilité des aciers. Les sidérurgistes tentent de compenser cela en agissant sur les populations inclusionnaires et notamment les sulfures et les oxydes à bas point de fusion. L'objectif est de parvenir à former sur les outils, des Couches de Transfert Sélectif, c'est-à-dire des dépôts d'origine inclusionnaire.

Les résultats de travaux antérieurs ont motivé une étude poussée des conditions d'apparition des Couches de Transferts Sélectifs (CTS). Elle a porté sur deux types d'aciers : les aciers de construction mécanique et les aciers de décolletage. Les CTS formées lors de l'usinage de ces aciers ont été étudiées, avec notamment l'analyse de leur composition chimique, de leur topographie, et de leurs conditions d'apparition. Les conditions thermomécaniques rencontrées à l'interface outil/copeau lors de l'usinage ont été caractérisées par mesure des efforts de coupe, et par thermographie infrarouge dans une configuration de coupe pseudo-orthogonale.

Mots clés : acier à hautes caractéristiques, usinabilité, couche de transfert sélectif.

**CONTRIBUTION TO THE STUDY OF STEEL MACHINABILITY ENHANCEMENT
BUILT-UP LAYER ANALYSIS – CHARACTERIZATION OF OCCURRENCE CONDITIONS**

ABSTRACT: Steelmakers always develop new steel grades with higher mechanical properties. It enables to downsize body structure as well as powertrain parts. However this increase in mechanical properties leads to a lower machinability. Steelmakers usually try to counterbalance using non-metallic inclusions to enhance machinability, especially sulphides and low melting point oxides. The final aim is to succeed in creating Built-Up Layer on the cutting tool, a kind of coating composed by inclusions provided by the steel being machined.

A wide bibliographic survey has been made and has led us to focus on the conditions of Built-Up Layer occurrence. Our study dealt with free cutting steels as well as construction steels. We have investigated the BUL created by these steels and especially their chemical composition and their topography. We have determined the most relevant cutting tool materials and coating to promote BUL occurrence. We have determined the cutting conditions range where BUL occurs. Thermomechanical conditions at the tool chip interface have also been investigated using orthogonal cutting experiments. Cutting forces as well as temperature distribution have been measured.

Keywords : Super High Strength Steels, machinability, Built-Up Layer



