UNIVERSITÉ FRANÇOIS - RABELAIS DE TOURS

ÉCOLE DOCTORALE Santé, Sciences, Technologies

Laboratoire de Mécanique et Rhéologie

THÈSE présentée par :

Damien JOLY

soutenue le : **19 Novembre 2010**

pour obtenir le grade de : **Docteur de l'université François - Rabelais**

Discipline/ Spécialité : Génie mécanique et Productique

Usinabilité de la fonte à graphite vermiculaire

THÈSE dirigée par :

Pr RANGANATHAN Narayanaswmi	Professeur, Université François - Rabelais
Dr LEROY René	Maître de Conférences HDR, Université François - Rabelais

RAPPORTEURS :

Dr RECH Joël	Maître de Conférences HDR, Ecole Nationale d'Ingénieurs de St Etienne
Pr REZAI-ARIA Farhad	Professeur, Ecole des Mines d'Albi Carmaux

---

JURY :

Dr CALIEZ Michaël	Maître de Conférences, Ecole Nationale d'Ingénieurs du Val de Loire
Pr HENAFF Gilbert	Professeur, Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d'Aéronautique
Dr LEROY René	Maître de Conférences HDR, Université François - Rabelais
Pr RANGANATHAN Narayanaswmi	Professeur, Université François - Rabelais
Dr RECH Joël	Maître de Conférences HDR, Ecole Nationale d'Ingénieurs de St Etienne
Pr REZAI-ARIA Farhad	Professeur, Ecole des Mines d'Albi Carmaux

---

INVITE :

Dr ZWINKELS MARCO	Director Product Marketing Engineering & Development, Safety S.A.S.

A Juliette, ma compagne. Merci de m'avoir compris dans les moments difficiles et de m'avoir soutenu.

A mon père, décédé il y a six ans et qui serait content d'apprendre que son fils a enfin terminé les études qu'il avait commencées.

A ma mère pour avoir toujours eu confiance en moi et m'avoir laissé choisir ma voie.

Remerciements

Cette thèse a été réalisée dans le cadre d'une convention industrielle de formation par la recherche (CIFRE) entre le département Recherche et Développement de la société SAFETY et le Laboratoire de Mécanique et Rhéologie de l'Université François Rabelais à Tours.

Je tiens tout d'abord à remercier mes deux directeurs de thèse, le Pr Ranganathan et le Dr Leroy, mais aussi le Dr Caliez pour leurs disponibilités et leur aide précieuse dans leurs domaines respectifs afin de mener à bien mes recherches.

J'exprime ma plus vive gratitude à tout le personnel de l'entreprise SAFETY avec qui j'ai pu collaborer. Ces personnes se sont toujours rendues disponibles malgré leur travail pour me faire partager leurs connaissances et me soutenir durant toute la durée de cette thèse.

Un grand merci à toute l'équipe du CEROC sans qui ce travail n'aurait pas pu être mené à bien, je pense bien évidemment aux techniciens d'essais, Messieurs Bonnin, Jacquin et Quillin.

Une petite pensée pour mes anciens responsables Messieurs Donnadieu et Huret qui m'ont fait confiance pendant ces quatre ans.

Sans oublier le Dr Ibrahim Sadik (Sandvik Coromant) et les différentes personnes de l'Université Technologique de Chalmers (Göteborg) qui m'ont apporté leur support et leur expertise internationale.

J'adresse évidemment mes sincères remerciements à Messieurs les membres du jury pour leur collaboration durant l'examen de ce travail et leur participation à la soutenance

Enfin, je remercie ma mère Danièle Joly, ma compagne Juliette Frédérix, ma famille et tous mes proches qui m'ont écouté et encouragé durant ces quatre années.

Résumé

L'étude présentée est consacrée à l'usinabilité de la fonte à graphite vermiculaire. Celle-ci se situe entre la fonte à graphite lamellaire et la fonte à graphite sphéroïdale par rapport à la forme du graphite constituant ce matériau. Elle est utilisée depuis plus de cinq ans dans les blocs moteurs diesel afin d'améliorer les performances et de diminuer les rejets atmosphériques pour respecter les nouvelles normes Européennes.

Pour évaluer l'usinabilité d'un matériau, il faut s'étalonner par rapport à un matériau de référence. Dans notre cas, la fonte à graphite vermiculaire a été comparée à la fonte à graphite lamellaire.

Des essais de tractions ont permis d'obtenir les propriétés mécaniques du lot de matière utilisé pour la campagne d'essais d'usinage ; ceci , afin de se situer dans la gamme de ce type de fonte.

Les plaquettes d'usinage ont été caractérisées par nano-indentation. Les revêtements PVD et CVD ont subit des essais de micro-rayure afin de caractériser leur adhésion sur leurs substrats respectifs.

La mise en place d'un plan d'expérience a permis de limiter le nombre de plaquettes d'usinage prototypes à réaliser.

Des essais tribologiques de type pion/disque ont révélé des pistes exploitables pour la compréhension des phénomènes de frottement et d'usures mis en jeu lors de l'usinage de la fonte à graphite vermiculaire.

Mots clés : fonte à graphite vermiculaire, nano-indentation, outils coupants, usinage, usinabilité, revêtements PVD et CVD, tribologie, essais pion/disque

Abstract

This study deals with machinability of compacted graphite iron. This material is in-between grey cast iron and nodular cast iron due to the graphite particle shape. It is used for manufacturing diesel engine blocks so as to increase performances and reduce carbon emissions to comply with Euro 5 norm.

It is necessary to compare one material to a reference material to evalute machinability criterium. In our case, compacted graphite iron has been compared to grey cast iron.

Tensile tests have given us mechanical properties of our test pieces batch used for machining tests. It helped us to qualify the material in its own material range.

Inserts have been characterized by nanoindentation. PVD and CVD coatings were benchmarked in microscratch way to determine their respective adhesion to theirs substrates

A design of experiment has been setted up so as to reduce number of inserts protypes to be manufactured.

Pin on disk tribologic tests gave few hints to have a better understanding of friction phenomena and wear during compacted graphite iron machining.

Key words : compacted graphite iron, cutting tools, nanoindentation, machining, machinability, PVD and CVD coatings, pin on disk tests, tribology.

Table des matières

Remerciements 4
Résumé 5
Abstract 6
Liste des tableaux 13
Liste des figures 15
Liste des équations 22
Introduction 23
Chapitre I : Etude Bibliographique 26
1 Historique et notions de structures des fontes 27
1.1 Histoire **[1]** 27
1.2 Caractéristiques principales **[1]** 27
1.3 Compositions des fontes **[1]** 28
1.4 Les constituants des fontes **[3]** 28
1.4.1 La ferrite 28
1.4.2 La cémentite ou carbure de fer 30
1.4.3 La perlite 31
1.4.4 Les sulfures 33
1.4.5Le graphite 33
1.4.5.1 Graphite lamellaire 34
1.4.5.2 Graphite en pseudo lamelles 34
1.4.5.3 Graphite nodulaire 34
1.4.5.4 Graphite sphéroïdal 35
1.4.6 Les composants et additifs des fontes 36
1.5 Les différents types de fontes grises. 37
1.5.1 Fonte GL (Graphite Lamellaire) 37
1.5.2 Fonte GV (Graphite Vermiculaire) ou Fonte GC (Graphite Compact) 38
1.5.3 Fonte GS (Graphite Sphéroïdal) ou Fonte Nodulaire 38
1.6 Conclusion 39
2 Etat de l'art sur l'usinage de la Fonte à Graphite Vermiculaire 40
2.1 Introduction 40
2.2 Découverte de la fonte à graphite vermiculaire 41

2.3 Fabrication des fontes à graphite. 44
2.3.1 Les structures cristallographiques des fontes grises 44
2.3.2 Fabrication de la fonte à graphite vermiculaire 45
2.3.2.1 Sensibilité au magnésium 45
2.3.2.2 Sensibilité à l'inoculant 47
2.3.3 Sécurisation du processus de mélange et de la coulée 48
2.3.4 Effets de parois dans les pièces coulées en fonte vermiculaire 56
2.4 Usinabilité de la fonte à graphite vermiculaire 57
2.4.1 Utilisation des solutions d'usinage de fonte à graphite lamellaire pour usiner de la fonte à graphite vermiculaire 59
2.4.2 Différence d'usinabilité entre les différentes fontes grises 60
2.4.3 Formation d'une couche protectrice 61
2.4.3.1 Essais d'oxydation 61
2.4.3.1.1 Oxydation du DBC50 62
2.4.3.1.2 Oxydation de l'Amborite 90 63
2.4.3.2 Expériences de diffusion 65
2.4.3.2 Analyses des plaquettes usées 67
2.4.3.3. Synthèse de l'étude 70
2.5 Influence des éléments d'addition sur l'usinabilité de la FGV 72
2.5.1 Influence du souffre 72
2.5.2 Influence du Titane 74
2.5.3 Influence du Chrome 76
2.5.4 Influence du Silicium 78
2.6 Conclusion 81
3 Généralités sur l'usinage par enlèvement de matière. 82
3.1 Principe général de l'usinage et définitions 83
3.1.1 Travail de forme 84
3.1.1.1 Principe 84
3.1.2 Travail d'enveloppe 84
3.1.2.1 Principe 84
3.2 Machines outils et directions de fraisage 85
3.3 Outils de coupe 87
3.3.1 Désignations 87
3.3.1.1 Outils de fraisage 87

3.3.2 Influence de la géométrie des outils de coupe sur l'usinage 89
3.3.3 Rayon de bec d'une plaquette 91
3.3.4 Influence du brise copeau 92
3.3.5 Longueur effective de coupe l_a 93
3.3.6 Efforts de coupe 94
4 Conclusion de l'étude bibliographique 95
Références bibliographiques 96
Chapitre II : Méthodologie Expérimentale 99
1 Notions d'inclinaison axiale et radiale de l'arête de coupe d'une plaquette d'usinage 101
1.1 Inclinaison Axiale 101
1.2 Inclinaison Radiale 102
1.3 Notion d'angle d'attaque (Kr) 103
2 Conception de l'outil utilisé 105
2.1 : Le corps outil 106
2.2 Les cartouches 108
2.3 Réalisation des plaquettes d'usinage 111
2.3.1 Les nuances 111
2.3.2 Plan d'expérience 112
2.3.3 Protocole d'affutage 113
2.3.3 Les revêtements 116
2.3.3.1 Mode de déposition des revêtements 116
2.3.3.1.1 Procédé CVD 117
2.3.3.1.2 Procédé PVD 118
2.3.3.1.3 Procédé MTCVD 119
3 Caractérisation de la matière à usiner 121
3.1 Essais de traction 121
3.1.1 Caractéristiques de l'essai de traction 121
3.1.2 Dimensionnement et test de l'éprouvette avec le logiciel ABAQUS 122
3.1.3 Fabrication des éprouvettes 127
3.1.4 Résultats des essais de traction 128
4 Caractérisation du matériau usinant 131
4.1 Nano-indentation 131
4.1 1 Méthode D'Oliver and Pharr (O&P) 135
4.1.2 Principes de base 136

4.1.3 Courbes caractéristiques 143
4.2 Plateforme Nanotest Micro Materials 145
4.2.1 Présentation générale 145
4.2.2 Principe de mesure 148
4.2.3 Principe de fonctionnement 150
4.2.4 Programmation des essais 152
4.3 Essais de nano-indentation 154
4.3.1 Calibration de la machine 154
4.3.1.1 Détermination de la complaisance 154
4.3.1.2 Charge maximale applicable 154
4.3.1.3 Calibration de la pointe Berkovich sur l'échantillon de silice fondue 155
4.3.2 Caractérisation des revêtements des plaquettes d'usinage A et B 159
4.4 Essais de rayure ou *scratch test* 164
4.4.1 Principe de mesure 164
4.4.2 Résistance à l'abrasion de 3 types de revêtements 165
5 Conclusions 168
Chapitre III : Usinage 171
1 Essais Préliminaires 172
1.1 Outil standard 172
1.1.1 Description du matériel utilisé 172
1.1.2 Choix des conditions de coupe 174
1.1.3 Essais dans la FGV 175
1.1.4 Essais dans la FGL 176
1.1.5 Bilan 177
1.1.7 Essais d'usure accélérée 178
1.1.7.1 Protocole d'essai 178
2 Essais de fraisage plaquettes A (PVD) 183
3 Bilan des essais plaquettes A 189
4 Essais de fraisage plaquettes B (CVD) 193
4.1 Usure en $\mathbf{V_b}$ (série 1B) 193
4.1 Energie spécifique de coupe $\mathbf{W_c}$ (série 1B) 195
4.3 Usure en $\mathbf{V_b}$ (série 2B) 197
4.4 Energie spécifique de coupe $\mathbf{W_c}$ (série 2B) 198
5 Analyse des efforts relatifs aux essais plaquettes B 199

5.1 Opération de contournage 199
5.2 Opération de surfaçage centré 202
6 Analyse de contraintes résiduelles 204
6.1 Principe de la méthode 204
6.2 Conditions expérimentales 206
6.2.1 Appareillage 206
3.6.2.2 Conditions de diffraction : 206
3.6.2.3 Conditions d'acquisition 206
6.2.4 Conditions de traitement des raies 207
6.2.5 Calcul des contraintes 207
6.2.6 Détermination des incertitudes de mesures 207
6.2.7 Directions de mesure 207
6.3 Présentation des zones étudiées 208
6.4 Résultats 210
6.4.1 Vérification de l'appareillage 210
6.4.2 Qualité des mesures 210
6.4.3 Résultats : 210
7 Conclusions 212
Chapitre IV : Etude Tribologique 215
1 Essais pions/disques 216
1.1 Dispositif expérimental 216
1.2 Protocole expérimental des essais tribologiques 218
1.3 Résultats 219
1.3.1 Coefficients de glissement 219
1.3.2 Calcul de l'usure du disque 220
1.3.3 Usure de pions de revêtements différents (PVD, CVD) 222
1.3.3.1 Pions de même rugosité 222
1.3.3.2 Pions de même type mais de rugosité différente 223
1.3.4 Usure avec le même pion sur deux disques différents 224
2 Conclusions 227
Conclusion générale 229
Bibliographie 233
Bibliographie 234
Résumé 242

Abstract 242

Liste des tableaux

Tableau 1 : Caractéristiques mécaniques principales du fer α **[5]** 29
Tableau 2 : Caractéristiques mécaniques principales du carbure de fer (Fe_3C) **[5]** 30
Tableau 3 : Caractéristiques mécaniques principales de la perlite (Fe_3C+Fe) **[5]** 31
Tableau 4 : Caractéristiques mécaniques principales du graphite **[5]** 35
Tableau 5 : Récapitulatif des principaux effets des composants des fontes **[3]** 36
Tableau 6 : Récapitulatif des principaux effets des composants des fontes **[6]** 37
Tableau 7 : Récapitulatif des principaux effets des composants des fontes **[6]** 38
Tableau 8 : Récapitulatif des principaux effets des composants des fontes **[6]** 38
Tableau 9 : Comparatif des normes Euro IV et Euro V en Europe avec les normes appliquées au Japon et aux USA **[5]** 43
Tableau 10 : Propriétés mécaniques typiques pour les fontes à graphites lamellaires, vermiculaires et sphéroïdales **[20]** 45
Tableau 11 : Réduction de poids engendré par le passage de fonte à graphite lamellaire à fonte à graphite vermiculaire **[16]** 56
Tableau 12 : Analyse chimique des dépôts présents sur les plaquettes d'usinage en CBN après usinage de FGL et FGV **[33]** 69
Tableau 13 : Microstructure et composition chimique des chemises en FGV usinées **[28]** ... 75
Tableau 14 : Utilisation du chrome et de l'antimoine pour stabiliser la quantité de perlite et leurs effets sur l'usinabilité en usinage transfert **[39]** 77
Tableau 15 : Caractéristiques des pièces en FGV utilisées pour vérifier l'impact de l'ajout de Silicium sur l'usinabilité du matériau **[28]**. 78
Tableau 16 : Caractéristiques des poudres employées pour la fabrication des plaquettes prototypes 111
Tableau 17 : Plan d'expérience 112
Tableau 18 : Loi plastique du matériau intégrable dans ABAQUS 130
Tableau 19 : Paramètres caractérisant les courbes de déchargement de matériaux testés en nano-indentation avec un indenteur de type Berkovich **[55]**. 137
Tableau 20 : Poids des différentes masses en grammes 154
Tableau 21 : Protocole d'essai nécessaire au calcul de la fonction d'aire 156
Tableau 22 : Récapitulatif des valeurs de dureté et de module réduit [68] 158

Tableau 23 : Récapitulatif des modules réduits et de Young obtenus pour les échantillons **[70]** 161
Tableau 24 : Paramètres L_{c1} et L_{c2} **[72]** 167
Tableau 25 : Paramètres de coupe, volume de matière enlevé, temps de contact matière (120mm) 178
Tableau 26 : Paramètres de coupe, volume de matière enlevé, temps de contact matière (60mm) 179
Tableau 27 : Cycle type pour une série de plaquette 179
Tableau 28 : Cycle numéro 1 183
Tableau 29 : Ecarts observés lors de la modélisation du plan d'expérience après les deux essais 185
Tableau 30 : Variation de DV entre les deux essais réalisés en pourcent d'un point de vue axial 186
Tableau 31Tab. 32 : Variation des durées de vie (DV) corrigée (axial) 186
Tableau 32 : Variation de DV entre les deux essais réalisés en pourcent d'un point de vue radial 187
Tableau 33 : Sélection des plaquettes évaluées en Série B 192
Tableau 34 : Contraintes résiduelles pour la plaquette 3 210
Tableau 35 : Contraintes résiduelles pour la plaquette 12 211
Tableau 36 : Contraintes résiduelles pour la plaquette 15 211
Tableau 37 : Caractéristiques des substrats 218
Tableau 38 : Caractéristiques des revêtements en tribologie 219
Tableau 39 : Relevé des coefficients de glissement 219

Liste des figures

Figure 1 : Diagramme fer-carbone **[1-2]** 28
Figure 2 Maille cubique centrée de fer α **[3]** 29
Figure 3 : Phases de ferrite vue au microscope **[4]** 29
Figure 4: Phase de ferrite à proximité d'un nodule de graphite **[4]** 29
Figure 5 : Schéma de différents types de cémentite **[3]** 30
Figure 6 : Illustration des différents types de cémentite (attaque chimique) **[3]** 31
Figure 7 : Schéma explicatif de l'attaque au nital **[3]** 32
Figure 8 : Illusion d'optique sur la perlite **[3]** 32
Figure 9 : Fonte à graphite lamellaire après attaque nital (3%) x100 **[4]** 33
Figure 10 : Graphite lamellaire uniforme **[3]** 34
Figure 11 : Graphite en pseudo lamelles **[3]** 34
Figure 12 : Graphite sous forme nodulaire **[3]** 35
Figure 13 : Graphite sous forme sphéroïdale **[4]** 35
Figure 14 : Paillettes de graphite **[3]** 36
Figure 15 : Structure du graphite sur 3 échantillons de fonte : Fonte à graphite nodulaire (gauche), fonte à graphite vermiculaire (milieu), fonte à graphite lamellaire (droite) **[7]** 39
Figure 16 : Production de fonte à graphite vermiculaire en fonction de la quantité et des spécificités des pièces coulées **[17]** 42
Figure 17: Plateau de stabilité pour l'obtention de structure vermiculaire **[17]** 45
Figure 18 : Changement de structure dû à l'ajout de magnésium lors de la coulée de barres tests suivant le procédé de fabrication de fonte vermiculaire Sintercast **[17]** 47
Figure 19 : Effet de l'ajout d'inoculant sur la nodularité de la microstructure d'un échantillon de fonte vermiculaire : 0.080% d'inoculant augmente la nodularité de 3% (a) à 21% (b) **[17]** 47
Figure 20 : (a) Photo de la sonde de prélèvement et de sa géométrie interne permettant d'éviter tout oxydation et favorisant l'équilibre thermique **[17]** 49
Figure 21 : Vue en coupe d'une sonde Sintercast **[17]** 50
Figure 22 : Processus de fabrication de pièces en fonte à graphite vermiculaire **[17]** 51
Figure 23 : La sensibilité de la fonte à graphite vermiculaire avec le magnésium et l'inoculant implique un processus de fabrication complexe borné par ses quatre côtés **[17]** 52

Figure 24 : Un ajout de magnésium et d'inoculant adéquats permettent d'atteindre le point idéal pour la coulée **[17]** 52
Figure 25 : Diagramme Ishikawa des facteurs pouvant affecter la production de fonte à graphite vermiculaire **[34]** 55
Figure 26 : Comparatif en durée de vie de différentes nuances d'usinage en coupe interrompue (fraisage) **[28]** 58
Figure 27 : Diagramme de Taylor d'une opération de tournage longitudinal avec des plaquettes PCBN (ap = 0.15mm, f=0.3mm, sans lubrification., Kr = 75°, γ = -6°) **[29]** 59
Figure 28 : Analyse thermique du DBC 50 **[33]** 62
Figure 29 : Photo MEB du DBC50 après oxydation **[33]** 62
Figure 30 : Analyse thermique de l'Amborite 90 **[33]** 63
Figure 31 : Photo MEB de l'Amborite 90 après oxydation **[33]** 64
Figure 32 : Profils SIMS en fonction de la profondeur des éléments B (a),Ti(b) et C(c) à la surface d'échantillons de FGV chauffés à 700°C et 1050° en contact avec des plaquettes CBN pendant 6h et laissés à température ambiante **[33]** 66
Figure 33 : Photos MEB des plaquettes CBN : (a_1) après avoir usiné de la FGL à 400m/min ; (b_1) après avoir usiné de la FGV à 400 m/min ; (a_2) après avoir usiné de la FGL à 800m/min ; (b_2) après avoir usiné de la FGV à 800 m/min **[33]** 67
Figure 34 : Photo MEB du dépôt sur les plaquettes CBN ayant usiné de la FGL **[33]** 68
Figure 35 : Photo MEB du dépôt sur les plaquettes CBN ayant usiné de la FGV **[33]** 68
Figure 36 : Influence de la quantité de soufre sur l'usinabilité de la fonte (FGL et FGV) en tournage avec des plaquettes PCBN avec Vc = 800m/min **[37-39]** 73
Figure 37 : Les inclusions de TiCN sont plus dures que le carbure de tungstène (WC) induisant une augmentation de l'usure par abrasion des outils **[28]** 74
Figure 38 : Influence du pourcentage de titane contenu dans la FGV lors d'une opération de tournage avec plaquette en carbure de tungstène **[37-39]** 75
Figure 39 : Effet de la stabilisation d'une structure 100% perlitique d'une FGV avec de l'antimoine et du manganèse sur l'usinabilité du matériau et la durée de vie des outils. **[39]** . 76
Figure 40 : Influence du pourcentage de silicium sur l'usinabilité de la FGV lors d'essais de tournage avec plaquettes CBN et WC **[28]** 79
Figure 41 : Evaluation des coûts de revient d'une pièce produite **[44]** 82
Figure 42 : Génération d'un plan et d'une surface courbe en fraisage **[48]** 84
Figure 43 : Génération d'un plan et d'une surface gauche en fraisage **[48]** 84
Figure 44 : Modes de travail en fraisage et état d'une surface fraisée **[48]** 85

Figure 45 : Le travail en opposition et en avalant pour un fraisage en roulant **[48]** 86
Figure 46 : Désignation des plans et angles d'un outil de fraisage **[45-49]** 87
Figure 47 : Influence de K_r sur l'évacuation du copeau **[48]** 88
Figure 48 : Critères de choix pour la forme de la plaquette. **[48]** 89
Figure 49 : Choix d'un angle de pointe en fonction de l'usinage. **[48]** 90
Figure 50 : Notion de rayon de bec **[47-48]** 91
Figure 51 : Type de brise-copeau **[46-47]** 92
Figure 52 : Longueur effective de coupe maximale pour les profils usuels de plaquettes **[48]** 93
Figure 53 : Longueur effective de coupe maximale pour les profils usuels de plaquettes **[48]** 94
Figure 54 : Inclinaison axiale neutre (0°) 101
Figure 55 : Inclinaison axiale positive 101
Figure 56 : Inclinaison axiale négative 102
Figure 57 : Inclinaison axiale neutre (0°) 102
Figure 58 : Inclinaison radiale positive 102
Figure 59 : Inclinaison radiale négative 103
Figure 60 : Epaisseur copeau (h) en fraisage en fonction de l'angle d'attaque (Kr) et de la vitesse d'avance (f_z) **[50]** 103
Figure 61 : Plaquettes d'usinage avec un angle d'attaque de 45° et 60° 104
Figure 62 : Protocole mis en place pour la création d'un outil dédié à l'usinage de la FGV .. 105
Figure 63 : Premier prototype ajustable. 106
Figure 64 : Deuxième prototype 107
Figure 65 : Critère de Von Mises 108
Figure 66 : Déplacement Nodaux suivant U,U1 (x) 109
Figure 67 : Déplacement Nodaux suivant U,U2 (y) 109
Figure 68 : Déplacement Nodaux suivant U,U3 (z) 110
Figure 69 : Plaquettes prototypes utilisées pour les essais de fraisage FGV. 113
Figure 70 : Blank avant rectification 113
Figure 71 : Protocole d'affutage des plaquettes d'usinage. 114
Figure 72 : Plan de la meule utilisée pour rayonner les plaquettes d'usinage. 115
Figure 73 : Exemple de plaquette affutée 115
Figure 74 : Préparation d'arêtes effectuées sur la face de coupe des plaquettes prototypes .. 115
Figure 75 : Principaux modes de déposition de revêtements pour les outils coupants 116

Figure 76 : Procédé CVD 117
Figure 77: Procédé PVD 118
Figure 78 : Revêtement plaquette A (PVD) 119
Figure 79 : Revêtement plaquette B (MTCVD) 120
Figure 80 : Machine de traction (ENIVL) 121
Figure 81 : Eprouvette de traction type **[52]** 122
Figure 82 : Dimensions de l'éprouvettes retenues 124
Figure 83 : Eprouvette de traction type avec un rayon de raccordement de 20mm 125
Figure 84 : Eprouvette avec un rayon de raccordement de 20mm (ABAQUS 6.5.1) 125
Figure 85 : Eprouvette avec un rayon de raccordement de 70mm (ABAQUS 6.5.1) 126
Figure 86 : Eprouvette avec un rayon de raccordement de 100mm (ABAQUS 6.5.1) 126
Figure 87 : Usinage des blocs de fonte vermiculaire 127
Figure 88 : Eprouvette en FGV prête à l'emploi 127
Figure 89 : Montage de l'éprouvette 128
Figure 90 : Courbes force/déplacement obtenues avec le logiciel nene6 pour les éprouvettes issues de l'échantillon 10-3 B 128
Figure 91 : Courbes de traction de l'échantillon 10-3 B. 129
Figure 92 : Eprouvettes de traction équipées de jauges de déformation (a) et éprouvette nue (b) 130
Figure 93 : Schéma de principe d'un essai d'indentation 131
Figure 94 : Courbe de charge en fonction du déplacement pour un matériau dur au comportement élasto-plastique **[53]** 132
Figure 95 : Observation du fluage d'un matériau visco-élastoplastique **[53]** 133
Figure 96 : Fissuration consécutive à une nano-indentation réalisée avec un indenteur Berkovitch 134
Figure 97 : Illustration d'une courbe de chargement en fonction du déplacement avec les paramètres importants nécessaire à l'utilisation de la méthode O&P 136
Figure 98 : Illustration des paramètres caractérisant l'évolution de la géométrie de l'empreinte au cours de la phase de déchargement 138
Figure 99 : Influence du facteur ϵ sur le calcul de la raideur de contact S 139
Figure 100: Caractéristiques géométrique de l'indenteur Berkovich 140
Figure 101 : Schématisation des phénomènes de type sink-in (a) ou pile-up(b) **[53-64]** 141
Figure 102 : Exemples de courbes C/D pour différent matériaux analysés **[53]** 143
Figure 103 : Illustration du champ de contrainte appliqué sur un matériau revêtu **[64]** 144

Figure 104 : Plateforme Nanotest (photo commerciale) 145
Figure 105: Les différents modules disponibles du nano-indenteur 145
Figure 106 : Cabine vue de l'intérieur (Nano-indenteur MML installé au CEROC) 147
Figure 107 : Schéma d'une tête pendulaire du Nanotest **[68]** 148
Figure 108 : Mesure de déplacement en fonction de la capacité 149
Figure 109 : Système pendulaire pour les expériences de nano-indentation **[67-68]** 150
Figure 110 : Asservissement de chargement – déchargement **[67-69]** 150
Figure 111 : Interface de contrôle pour programmer les cycles d'indentation 152
Figure 112 : Table XYZ du Nanotest 153
Figure 113 : Fonction d'aire idéale 156
Figure 114 : Fonction d'aire après calibration **[68]** 156
Figure 115 : Évolution de la dureté en fonction de la profondeur plastique **[68]** 157
Figure 116 : Évolution du module réduit en fonction de la profondeur plastique **[68]** 157
Figure 117 : Plaquettes A&B collées sur un porte échantillon en aluminium **[70]** 159
Figure 118 : Fonction d'aire calcule avec l'indenteur Berkovich neuf **[70]** 159
Figure 119 : Dureté des revêtements des plaquettes A&B **[70]** 160
Figure 120 : Module réduit des revêtements des plaquettes A&B **[70]** 161
Figure 121 : H/E en fonction de la profondeur plastique **[70]** 162
Figure 122 : Indice de plasticité **[70]** 162
Figure 123 : Configuration classique d'un essai de rayure **[53]** 164
Figure 124 : Usure progressive par abrasion de la couche de revêtement 165
Figure 125 : Rupture d'adhésion de la couche de revêtement à 420µm (déplacement) 165
Figure 126: Echantillons fournis par Safety (a) TiCN (4 µm), (b) Al_2O_3 (4µm) +TiCN (5 µm), (c) TiN (3µm)+ Al_2O_3 (4µm)+TiCN (5µm) **[72]** 165
Figure 127 : Rampe de chargement appliquée lors des essais comparatifs (Micro Scratch) **[72]** 166
Figure 128 : Photos des pistes d'usure issues des rayures **[72]** 166
Figure 129 : Résistance à l'abrasion des trois revêtements évalués **[72]** 167
Figure 130 : Orbisaf diam. 160mm 172
Figure 131 : Gamme RT Safety 173
Figure 132 : Comparatif des géométries 31 et 81 173
Figure 133 : Différences géométriques des deux plaquettes utilisées 174
Figure 134 : Durée de vie obtenues dans la FGV avec les 2 plaquettes d'usinage (P à gauche et N à droite) 175

Figure 135 : Durée de vie obtenues dans la FGV avec les 2 plaquettes d'usinage (P à gauche et N à droite)..... 176
Figure 136 : Comparaison des durées de vie obtenues dans la FGV et la FGL..... 177
Figure 137 : Schéma du cycle d'usinage 178
Figure 138 : Faces de coupe des plaquettes A après la 2ème passe..... 180
Figure 139 : Faces de dépouille des plaquettes A après la 2ème passe 180
Figure 140 : Faces de planage des plaquettes A après la 2ème passe..... 181
Figure 141 : Faces de coupe des plaquettes A après la 2ème passe (MEB x50) 181
Figure 142 : Faces de coupe des plaquettes A après la 2ème passe (MEB x250) 182
Figure 143 : Durée de vie des plaquettes A avec V_c = 280m/min 182
Figure 144 : Influence de l'angle d'attaque sur la durée de vie de l'outil 184
Figure 145 : Influence de l'inclinaison axiale sur la durée de vie de l'outil 184
Figure 146 : Influence de l'inclinaison axiale sur la durée de vie de l'outil 185
Figure 147 : Comparatif des variation de durées de vie observées lors essais 1A et 2A en fonction de l'angle de coupe réel..... 188
Figure 148 : Bilan des durées de vie observées pour la campagne d'essai A..... 189
Figure 149 : Ecart de durée de vie maximal constaté 190
Figure 150 : Plaquettes après 20 minutes d'usinage (temps de contact matière) 191
Figure 151 : Usure en dépouille des plaquettes de la série 1B..... 193
Figure 152 : Suivi de l'usure en dépouille des plaquettes 4,5 et 12 (Kr = 90°)..... 193
Figure 153 : Suivi de l'usure en dépouille des plaquettes 7,15 et 16 (mm)..... 194
Figure 154 : Suivi de l'évolution de l'énergie spécifique de coupe des plaquettes 4,5 et 12.. 196
Figure 155 : Suivi de l'évolution de l'énergie spécifique de coupe des plaquettes 7,15 et 16 196
Figure 156 : Suivi de l'usure en dépouille des plaquettes 4,5 et 12 (Kr = 90°)..... 197
Figure 157 : Suivi de l'usure en dépouille des plaquettes 7, 15 et 16..... 197
Figure 158 : Suivi de l'évolution de l'énergie spécifique de coupe des plaquettes 4,5 et 12.. 198
Figure 159 : Suivi de l'évolution de l'énergie spécifique de coupe des plaquettes 7,15 et 16 198
Figure 160 : Evolution des efforts suivant (x,y,z) des plaquettes 4,5 et 12..... 199
Figure 161 : Evolution de Ft et Fr des plaquettes 4,5 et 12..... 200
Figure 162 : Evolution des efforts suivant (x,y,z) des plaquettes 7,15 et 16..... 200
Figure 163 : Evolution de Ft et Fr des plaquettes 7,15 et 16..... 201
Figure 164 : Evolution des efforts suivant (x,y,z) des plaquettes 4,5 et 12..... 202
Figure 165 : Evolution de Ft et Fr des plaquettes 4,5 et 12..... 202
Figure 166 : Evolution des efforts suivant (x,y,z) des plaquettes 7,15 et 16..... 203

Figure 167 : Evolution de Ft et Fr des plaquettes 7,15 et 16 203
Figure 168 : Définition du repère de mesures **[77]** 204
Figure 169 : Loi de $\sin 2\psi$ **[77]** 205
Figure 170 : Dispositif de mesure de contraintes résiduelles **[77]** 206
Figure 171 : Bloc n°6-4B usiné avec une plaquette 3 208
Figure 172 : Bloc n°8-3B usiné avec une plaquette 12 209
Figure 173 : Bloc n°7-4B usiné avec une plaquette 15 209
Figure 174 : Tribomètre CSM en position expérimentale (FGV + Pion 563SG) 216
Figure 175 : Profilomètre 3D WYKO NT1100 217
Figure 176 : Principe de fonctionnement du Profilomètre 3D 217
Figure 177 : Courbe de glissement pour le frottement d'un revêtement de type PVD 219
Figure 178 : Courbe de glissement pour le frottement d'un revêtement de type CVD 219
Figure 179 : Profil de sillon d'usure 220
Figure 180 : Différence de matière enlevée suivant la méthode de calcul employée 220
Figure 181 : Différence de matière enlevée pour les pions 563SG (pions 4 et 5) 221
Figure 182 : Courbes radiales du sillon d'usure du pion 5 sur les disque 1 et 2 (2 répétitions) 221
Figure 183 : Pion 479PE (revêtement PVD) 222
Figure 184 : Pion 563SG (revêtement CVD) 222
Figure 185 : Usure du pion 563 SG (a), (b) et (c) 223
Figure 186 : Sillon d'usure sur D1 224
Figure 187 : Sillon d'usure sur D2 224
Figure 188 : Pion sur disque D1 225
Figure 189 : Pion sur disque D2 225
Figure 190 : Particules de carbure dans la fonte 225
Figure 191 : Partie collée située dans le sillon 226
Figure 192 : Dureté disque 1 226
Figure 193 : Dureté disque 2 226

Liste des équations

Équation 1 : Décarburation de la perlite en Fer + Carbone 34
Équation 2 : Définition des fréquences naturelles d'un bloc de FGV 44
Équation 3 : Section utile d'une éprouvette de traction 122
Équation 4 : Longueur calibrée d'une éprouvette de traction 123
Équation 5 : Définition générale de la longueur utile de traction 123
Équation 6 : Définition de la longueur utile de traction avec k = 5.65 123
Équation 7 : Contrainte de traction (MPa) appliquée à l'éprouvette 129
Équation 8 : Déformation (mm) de l'éprouvette de traction 129
Équation 9 : Loi de puissance associé à la décharge des courbes C/D par O&P 137
Équation 10 : Déflexion élastique d'une surface sous indenteur conique ou sphérique 139
Équation 11 : Hauteur de contact réelle 139
Équation 12 : Aire projetée en fonction de l'aire de contact réelle 140
Équation 13 : Calcul de l'aire projetée 141
Équation 14 : Calcul de l'aire réelle de contact 141
Équation 15 : Dureté d'un matériau (homogène à une pression) 141
Équation 16 : Module réduit en fonction des déformations de l'indenteur et de l'échantillon 142
Équation 17 : Définition du module réduit en fonction de la relation de Sneddon 142
Équation 18 : Définition d'une force de Laplace 149
Équation 19 : Définition de la capacité du nanoindenteur 149
Équation 20 : Fonction d'aire calculée par le logiciel MML 155
Équation 21 : Définition de l'énergie spécifique de coupe 195
Équation 22 : Débit copeau en fonction d'a_p, a_e et V_f 195
Équation 23 : Définition générale de l'effort tangentiel 195
Équation 24 : Effort tangentiel instantané en introduisant l'angle d'entrée dans la matière ... 195
Équation 25 : Variations de la distance interréticulaire 204
Équation 26 : Déformations ϕ,ψ en fonction de l'angle d'incidence et des constantes élastiques 204

Introduction

Dans le domaine mécanique et plus particulièrement celui de l'automobile, la tendance actuelle est à la diminution de la consommation de carburant et à la maîtrise des émissions et des rejets atmosphériques. Les véhicules possédant de plus en plus de systèmes d'assistance (ABS, correcteurs de trajectoire, ESP, éclairage directionnel…) voient leur masse augmenter.

Deux solutions technologiques ont été envisagées : la première consiste à créer des blocs moteurs avec un ratio poids/puissance supérieur à ceux existant ; la deuxième réside dans l'amélioration de la combustion, avec moins de rejets en augmentant la pression dans la chambre de combustion du bloc moteur.

La norme Euro I de 1992 fixait la pression admissible par la chambre de combustion à 125 bars. Elle atteint aujourd'hui 200 bars afin de respecter la norme Euro V.

Les moteurs en fonte à graphite lamellaire et/ou aluminium ne permettent pas d'obtenir des résultats satisfaisants à cause de caractéristiques mécaniques trop faibles. L'augmentation de ces performances nécessite l'utilisation de nouveaux matériaux pour résister à des contraintes thermiques et mécaniques plus importantes et ceci, à masse constante.

L'utilisation de fonte à graphite vermiculaire permet d'avoir un matériau qui présente une limite à rupture (R_m) deux fois plus élevée que pour la fonte à graphite lamellaire et les alliages d'aluminium. Elle répond aux différents critères de durée de vie sans pour autant nécessiter une augmentation de la taille ou du poids du bloc moteur.

La rigidité du matériau améliore aussi la stabilité dimensionnelle des fûts/cylindres et permet de réduire l'usure mécanique due au frottement des segments, la consommation d'huile, mais aussi d'améliorer l'étanchéité lors de la phase de combustion. Enfin, on a moins de distorsion dimensionnelle dans les cylindres ce qui permet d'améliorer l'efficacité de la combustion pour diminuer in finé les rejets atmosphériques.

Remplacer l'aluminium et la fonte à graphite lamellaire par de la fonte à graphite vermiculaire est une alternative mécaniquement viable permettant de contribuer aux futurs objectifs et limitations fixés par la norme Euro V (performance, amélioration des rejets et émissions atmosphériques…).

L'emploi de ce nouveau matériau ne peut se faire que si le critère d'usinabilité est au moins équivalent à la solution existante afin de respecter la viabilité économique.

Nos travaux portent sur l'usinabilité de la fonte à graphite vermiculaire et propose une approche novatrice quant à l'optimisation de l'orientation angulaire de la face de coupe dans l'espace (inclinaisons axiale et radiale).

Cette étude s'articule en quatre parties. Le premier chapitre dresse un bilan des notions nécessaires à la bonne compréhension de la problématique d'usinabilité rencontrée. Certains mécanismes physico-chimiques comme la formation de sulfides de magnésium lors de l'usinage de fonte à graphite lamellaire ne se produisent pas - à cause d'une teneur en souffre amoindrie - lors de l'usinage de la fonte à graphite vermiculaire, entrainant une réduction de la durée de vie des outils d'environ 50%.

Le deuxième chapitre présente la méthodologie expérimentale utilisée pour fabriquer un outil prototype dédié à notre campagne d'essai. Un plan d'expérience de type Taguchi a été mis en place afin de limiter le nombre d'essais d'usinage. Des éprouvettes de tractions issues de nos échantillons de matière ont été réalisées afin de déterminer les caractéristiques mécaniques. Les revêtements des plaquettes d'usinage ont été testés en nano-indentation et leur adhésion a été mise à l'épreuve au moyen d'essais de micro-rayures.

Le troisième chapitre regroupe les mesures réalisées pendant les essais d'usinage. L'évolution de l'usure en dépouille (V_b) a été suivie au cours de la durée de vie des plaquettes. Un comparatif de l'énergie spécifique de coupe et des efforts moyens suivant les différents axes a permis de déterminer la meilleure et la plus efficace des différentes plaquettes testées.

Le quatrième chapitre est consacré à l'usure des revêtements en contact avec la matière usinée par l'utilisation d'un tribomètre de type pion/disque. Les essais réalisés ont permis de mieux cerner les mécanismes d'usure mis en jeu lors du frottement des deux matériaux.

Chapitre I : Etude Bibliographique

1 Historique et notions de structures des fontes

1.1 Histoire **[1]**

La fonte fut découverte en Chine durant la période des Royaumes combattants. En Europe c'est durant le XIVème siècle que la fonte prit place dans l'économie, par l'intermédiaire du « procédé indirect » (production de fer au haut fourneau avec obtention de la fonte en produit intermédiaire). La fonte était produite dans des hauts-fourneaux à charbon de bois. Abraham Darby, qui était torréfacteur à l'origine, réussit à produite de la fonte à l'aide de coke. En 1709, en utilisant du charbon peu soufré, il réalisa la première coulée de fonte au coke, dans son usine de Coalbrookdale (Angleterre). Mais le produit, réputé de moins bonne qualité que la fonte au bois, mit cinquante ans avant de s'imposer et de devenir l'un des produits majeurs de l'industrialisation. Entre 1777 et 1779, Abraham Darby III édifia le pont d'Ironbridge, à Coalbrookdale, premier pont en fonte de l'histoire européenne. La production de fonte au bois persista néanmoins, pour partie en raison du protectionnisme pratiqué par les pays producteurs (France, Allemagne), en raison de la qualité attribué attribuée à ce type de fonte et des réticences de certains maîtres de forge.

1.2 Caractéristiques principales **[1]**

Les fontes sont des alliages destinés à la fonderie, elles se distinguent les unes des autres par leur coulabilité plus ou moins aisée (ce terme regroupe l'inertie thermique et la fluidité de l'alliage en fusion). La fonte a une température de fusion allant de 1135°C à 1350°C en fonction du pourcentage de carbone qu'elle contient. Il s'agit d'un matériau précurseur dans la fabrication de l'acier à partir de minerai (hématie) et de coke. C'est l'alliage qui sort du haut-fourneau et qui pourra être affiné par décarburation pour obtenir de l'acier. On l'appelle alors fonte brute, pour la distinguer de la fonte élaborée, généralement issue d'une fusion distincte, de composition déterminée, et destinée à la production de pièces moulées. La fonte, en sidérurgie, est un alliage de fer riche de 1,7 à 6,67 % de carbone (en dessous de ce pourcentage ce sont les aciers et les fers industriels).

1.3 Compositions des fontes **[1]**

Comme dis précédemment on distingue les différentes fontes par leur pourcentage de carbone :

- Fonte hypoeutectique : de 1,7 à 4,3% de carbone
- Fonte eutectique : 4,3% de carbone (point de fusion le plus bas à 1135°C)
- Fonte hypereutectique : de 4,3 à 6,67% de carbone

Les fontes cristallisent dans le diagramme fer-carbone stable : fer-graphite. Lorsque la vitesse de refroidissement est assez lente, on obtient du graphite et du fer α sous forme libre et non de la cémentite.

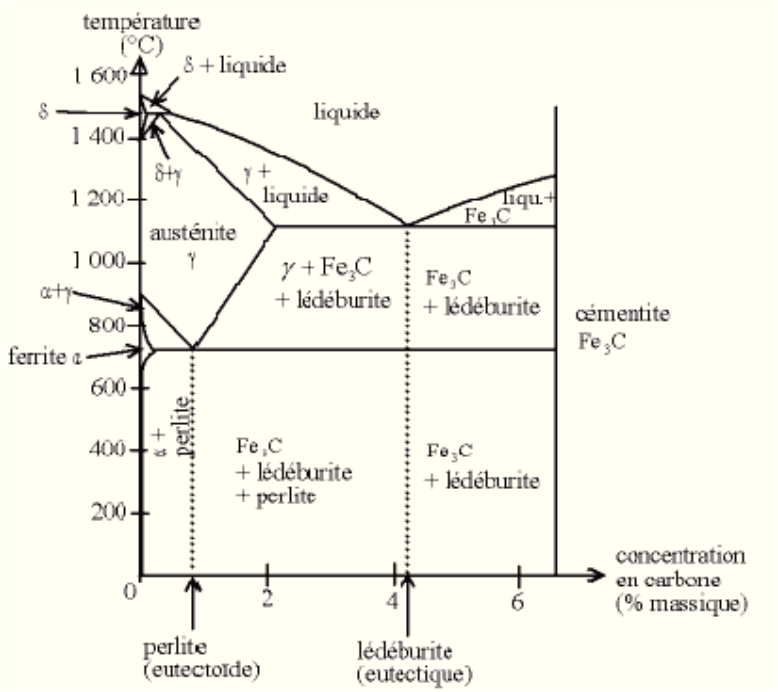


Figure 1 : Diagramme fer-carbone **[1-2]**

1.4 Les constituants des fontes **[3]**

1.4.1 La ferrite

La ferrite est une solution solide d'insertion de quelques atomes de carbone dans le fer α (sous forme cubique centré), elle apparaît dans les fontes au cours du refroidissement sous les formes proeutectoïde et eutectoïde. Nous sommes en présence de la variété α du fer dont la solubilité maximum en carbone est de 0,05 %.

Le fer α peut dissoudre de 0,5 % à 10 % de silicium.

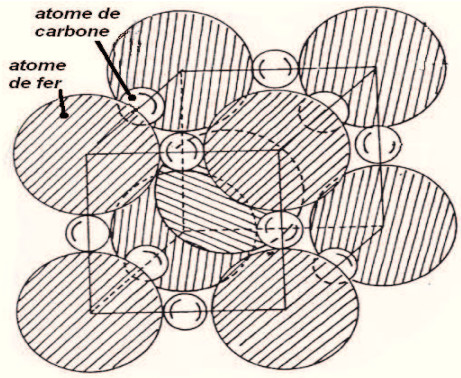


Figure 2 Maille cubique centrée de fer α **[3]**

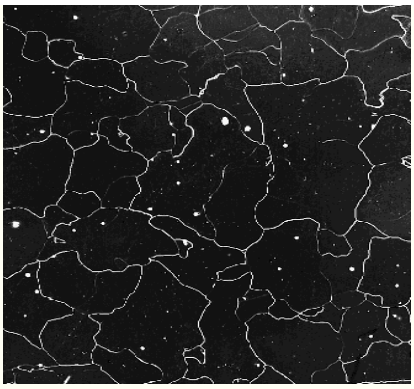


Figure 3 : Phases de ferrite vue au microscope **[4]**

C'est un corps très ductile, résilient, peu résistant et magnétique à température ambiante (point de curie à 768 °C).

Rt (résistance à la traction)	350 MPa
Hb (dureté Brinell)	100 Hb
A % (allongement pourcent)	35%

Tableau 1 : Caractéristiques mécaniques principales du fer α **[5]**

Ces valeurs sont variables et dépendent de la teneur des éléments secondaires qui rentrent en solution dans la ferrite (Si, Mn, N...)

La ferrite n'est pas colorée par les produits métallographiques usuels mais si on fait une attaque oxydante avec du nital, on peut distinguer les contours des grains de ferrite. **[3]**

Cela permet de distinguer la ferrite de la cémentite.

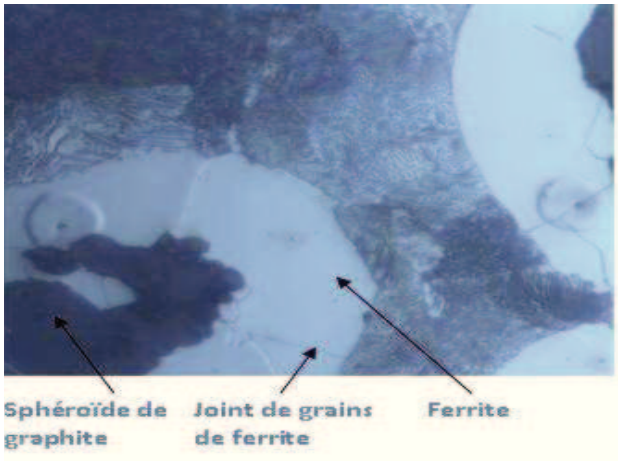


Figure 4: Phase de ferrite à proximité d'un nodule de graphite **[4]**

1.4.2 La cémentite ou carbure de fer

C'est une combinaison métallique de fer et de carbone définie chimiquement par la formule Fe_3C (contenant 6,67 % de carbone). Elle est constituée par une maille orthorhombique dont le motif de base peut-être assimilé à un triangle par simplification. C'est un corps très dur, cassant et très fragile.

Ces caractéristiques sont les suivantes :

Rt (résistance à la traction)	Très faible
Hb (dureté Brinell)	800-1000 Hb
A % (allongement pourcent)	<<1%

Tableau 2 : Caractéristiques mécaniques principales du carbure de fer (Fe_3C) **[5]**

Nota : La résistance à la traction ne peut pas être expérimentée car l'éprouvette d'essais est beaucoup trop fragile.

La cémentite communique sa très grande fragilité aux fontes blanches. On la rencontre dans les fontes blanches sous les formes suivantes :

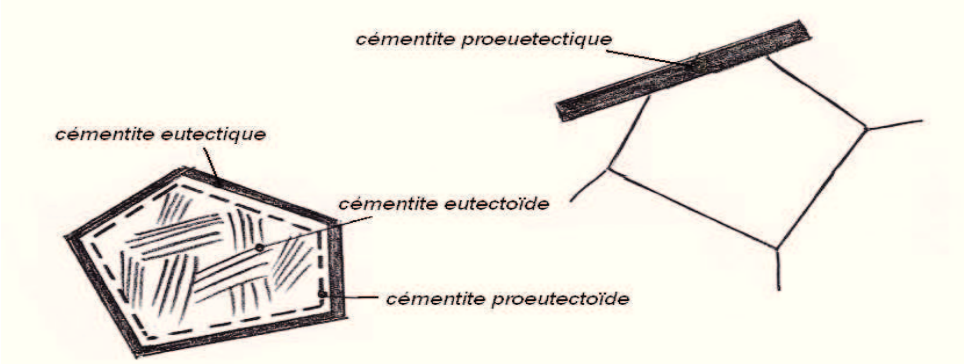


Figure 5 : Schéma de différents types de cémentite **[3]**

Elle est présente dans les fontes grises à structures perlitiques à pourcentage de cémentite ou ferrite majoritaire ; la cémentite proeutectoïde à, quant à elle, disparu.
La cémentite n'est pas attaquée par les réactifs acides comme le nital mais elle est attaquée et colorée par le picrate de soude bouillant.

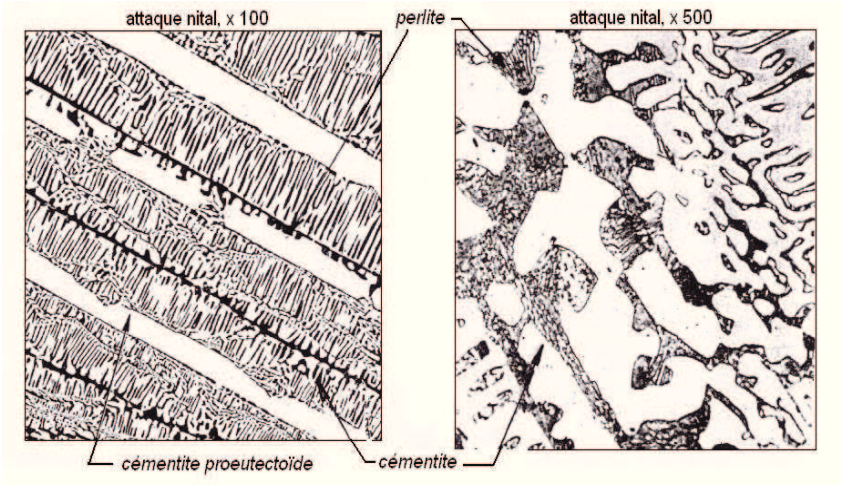


Figure 6 : Illustration des différents types de cémentite (attaque chimique) **[3]**

1.4.3 La perlite

La perlite se présente sous forme d'un feuilletage de lamelles de ferrite et de cémentite disposées alternativement. C'est un agrégat eutectoïde.

Si l'espacement des lamelles est fonction des conditions de refroidissement, le rapport des constituants est constant : 88 % de fer α et 12 % de Fe_3C (cémentite) ce qui donne 7 fois plus de ferrite que de cémentite. **[5]**

Les caractéristiques mécaniques de la perlite seront fonction de l'espacement des lamelles et des éléments pouvant rentrer en solution.

Dans les fontes, ont obtient les résultats suivants :

Rt (résistance à la traction)	800-1000 MPa
Hb (dureté Brinell)	200-300 Hb[1]
A % (allongement pourcent)	5-10%

Tableau 3 : Caractéristiques mécaniques principales de la perlite (Fe_3C+Fe) **[5]**

La perlite se forme au passage de l'horizontale eutectoïde (environ à 735 °C) quand on se trouve sur le diagramme métastable Fer-Fe3C. Lorsque les lamelles de la perlite sont très minces, -phénomène dû à un refroidissement rapide-, elle devient plus dure et plus résistante. C'est le grossissement G nécessaire à l'observation microscopique qui caractérise cette finesse. Lorsque les lamelles ne sont plus résolues au microscope optique (G>1800) la perlite porte le nom de sorbite.

[1] Dans le cas de phase de sorbite ou troostite, la dureté brinell peut atteindre les 400Hb

Aspect métallographique :

Après attaque par un réactif oxydant (comme le nital) qui ne colore ni la cémentite, ni la ferrite, on voit tout de même apparaître des lamelles à l'observation micrographique. C'est l'ombre portée par de la cémentite sur la ferrite qui provoque cette différence de coloration.

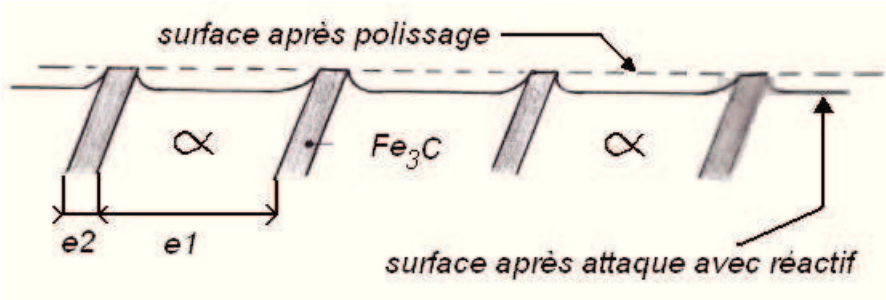


Figure 7 : Schéma explicatif de l'attaque au nital **[3]**

Cet aspect n'est observable, occasionnellement, que lorsque l'attaque est très légère de façon à ne pas creuser de sillons trop profonds dans les lames de ferrite. La plupart du temps, le relief prononcé provoque l'illusion optique de dédoublement des lamelles par le phénomène de réflexion de la lumière.

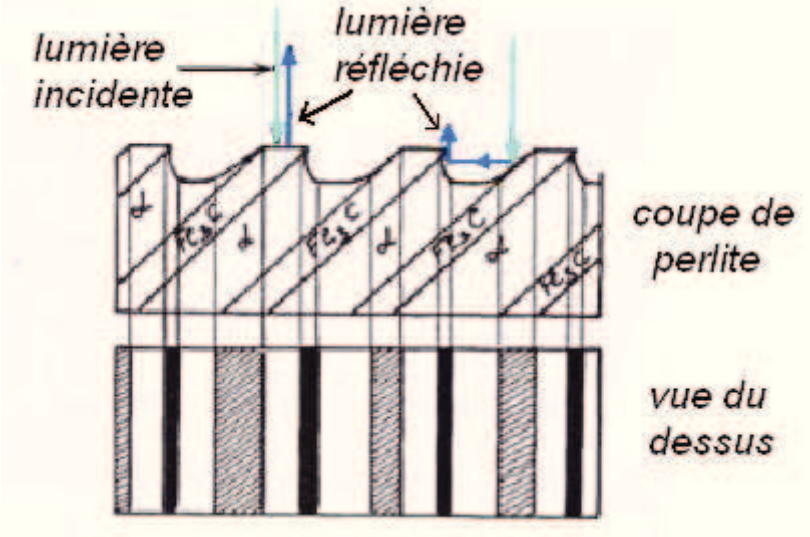


Figure 8 : Illusion d'optique sur la perlite **[3]**

Le plan de coupe de l'échantillon joue aussi un rôle sur l'épaisseur observée des lamelles de ferrite et de cémentite. C'est pour toutes ces raisons qu'il faut être très prudent quant aux conclusions sur la finesse de la perlite lors des observations micrographiques.

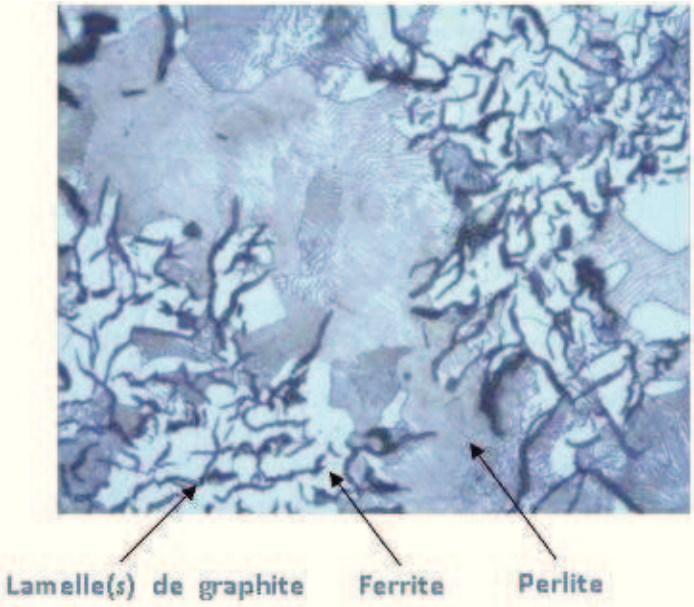


Figure 9 : Fonte à graphite lamellaire après attaque nital (3%) x100 **[4]**

1.4.4 Les sulfures

Le souffre ségrége dans les espaces interdendritiques et tend à former aux joints des grains, en fin de solidification, l'eutectique Fe-FeS à bas point de fusion (980 °C).

La phase fer de l'eutectique continue de croître sur les cristaux primaires de fer γ et le sulfure de fer (FeS) se solidifie finalement seule dans les joints de grains sous forme de cristaux de couleur brunâtre.

Le moyen classique de combattre la ségrégation du souffre est d'ajouter du manganèse (Mn) de manière à remplacer le FeS par du MnS. Ces cristaux se développent librement dans le liquide et se situent donc au hasard dans les cristaux d'austénite. Ils sont polyédriques et de couleur gris-bleu à l'état brut de coulée.

1.4.5Le graphite

Le graphite présent dans toutes les fontes grises est une variété cristallisée du carbone; c'est un corps très stable qui ne se dissocie qu'à 3650 °C par sublimation. En conséquence, aucun traitement thermique ne peut altérer les plages de graphite.

Les lamelles, nodules ou sphères de graphite sont des empilements d'atomes de carbone disposés sur des mailles hexagonales.

L'aspect des plages de graphite, examinées au microscope optique, a permis une classification et une normalisation.

1.4.5.1 Graphite lamellaire

Suivant le pouvoir germinateur du bain, les titres en carbone, silicium et autres éléments et le mode de refroidissement, on distingue plusieurs formes et répartitions du graphite : uniforme, en rosette, primaire sous forme de grandes lamelles, punctiforme-interdendritique de surfusion, d'orientation interdendritique.

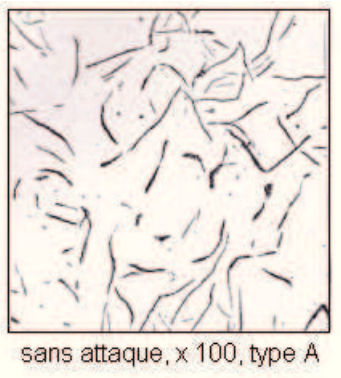


Figure 10 : Graphite lamellaire uniforme **[3]**

1.4.5.2 Graphite en pseudo lamelles

Il se présente sous forme de lamelles courtes et épaisses. Il peut être une forme dégénérée du graphite sphéroïdal. La présence de titane est une cause de son existence.

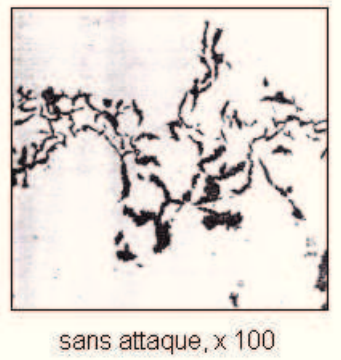


Figure 11 : Graphite en pseudo lamelles **[3]**

1.4.5.3 Graphite nodulaire

Il est obtenu par malléabilisation d'une fonte blanche hypoeutectique, c'est à dire par décomposition de la cémentite suivant la réaction suivante :

$$Fe_3C \longrightarrow 3Fe + C_{(graphite)}$$

Équation 1 : Décarburation de la perlite en Fer + Carbone

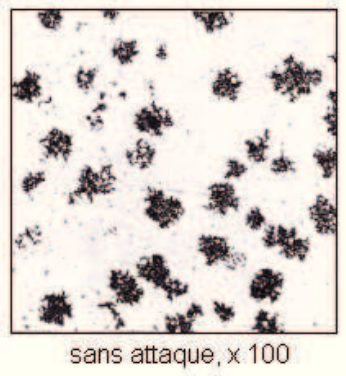


Figure 12 : Graphite sous forme nodulaire **[3]**

1.4.5.4 Graphite sphéroïdal

Cette forme de graphite s'obtient par un traitement spécial du métal à l'état liquide par des composés à base de magnésium.

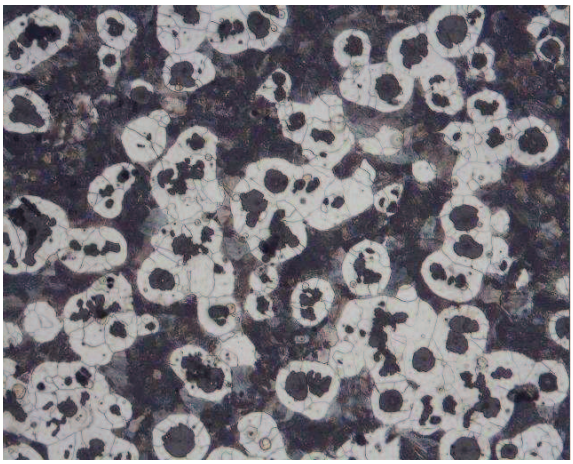


Figure 13 : Graphite sous forme sphéroïdale **[4]**

Le graphite est un corps de résistance mécanique très faible :

Rt (résistance à la traction)	15 MPa
Hb (dureté Brinell)	nulle
A % (allongement pourcent)	0 %

Tableau 4 : Caractéristiques mécaniques principales du graphite **[5]**

Le graphite est un constituant très affaiblissant du point de vue des caractéristiques mécaniques des fontes grises (hormis la résistance à l'usure pour frottement lubrifié). Il joue en effet le même rôle que des microfissures qui, lors d'un chargement, entraînent une concentration de contraintes.

On a pu reconstituer la configuration agrandie des « paillettes » de graphite. Elles sont plissées, chiffonnées, recroquevillées, d'épaisseur irrégulière. Leurs contours sont plutôt anguleux, et leur tranche est généralement à angle très aigu. Elles créent dans la matrice des solutions de continuité dont le nombre, la forme et la répartition sont très variables.

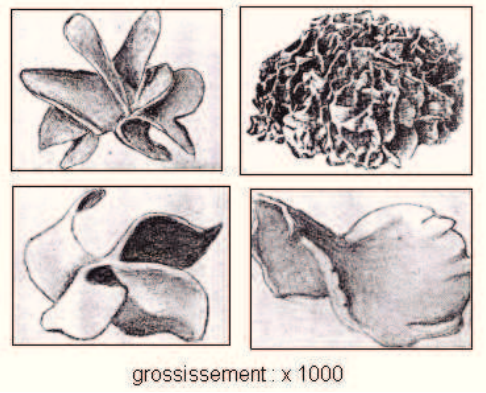


Figure 14 : Paillettes de graphite **[3]**

Lorsqu'une fonte grise est soumise à une contrainte mécanique ou thermique, l'effet des paillettes est triple :

-Elles diminuent la section utile, c'est à dire résistant effectivement à toutes les contraintes. Cet effet dépend surtout de la proportion volumique du graphite.

-L'effet de striction des ponts de métal par lesquels doivent passer les directions des lignes de contraintes. Cet effet dépend surtout de la répartition des paillettes dans la matrice et se traduit par un accroissement local de l'intensité de la contrainte.

-L'effet d'entaille : cet accroissement ne s'exerce pas uniformément sur l'ensemble des ponts de métal subsistant entre les paillettes, mais surtout en face des arêtes des lamelles, qui jouent le même rôle que des entailles dans la matrice.

1.4.6 Les composants et additifs des fontes

Eléments / Actions	C	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Va	Cu
Alphagène		X			X		X	X	X	
Gammagène	X					X				X
Graphitisant	X	X	X			X		X		X
Anti-graphitisant				X	X		X		X	
Soluble dans Fer α		X	X			X	X			X
Soluble dans Fer γ	X	X	X			X	X			X

Tableau 5 : Récapitulatif des principaux effets des composants des fontes **[3]**

1.5 Les différents types de fontes grises.

Cette famille de fontes est caractérisée par son carbone sous forme de graphite. La structure graphitique du carbone est obtenue par un refroidissement très lent de la fonte, ou l'ajout de composants « graphitisants » comme le silicium. D'autre éléments d'addition permettent la mise en forme structurelle du graphite (magnésium pour précipiter sous forme de nodules par exemple)

1.5.1 Fonte GL (Graphite Lamellaire)

C'est la plus courante des fontes grises. Le graphite s'y trouve sous forme de lamelles.

Les principales qualités des fontes GL sont :

-Facilité d'usinage (sulfides de manganèse…)

-Bonne résistance aux vibrations

-Excellente coulabilité

Leur principal défaut est la fragilité du matériau (caractéristiques mécaniques).

Les principales utilisations :

-Bâtis de machines outils (bonne résistance aux vibrations).

-Tuyaux et canalisation (il est possible de couler des tubes de grande taille via coulage par centrifugation)

-Blocs moteurs, vilebrequins, disques de frein.

Propriétés mécaniques	Fonte à graphite Lamellaire
Résistance Mécanique (Rm en Gpa)	250
Module d'Elasticité (E en Gpa)	105
Elongation (%)	0
Conductivité Thermique (W/mK)	48
Dureté (BHN 10/3000)	179-202

Tableau 6 : Récapitulatif des principaux effets des composants des fontes **[6]**

1.5.2 Fonte GV (Graphite Vermiculaire) ou Fonte GC (Graphite Compact)

Fonte à graphite vermiculaire ou fonte à graphite compact désigne en réalité la forme du graphite. Dans le cas présent on se situe entre la forme lamellaire et la forme sphéroïdale au niveau structure cristallographique mais aussi en terme de caractéristiques mécaniques.

Propriétés mécaniques	**Fonte à graphite Vermiculaire**
Résistance Mécanique (Rm en Gpa)	**450**
Module d'Elasticité (E en Gpa)	**145**
Elongation (%)	**1,5**
Conductivité Thermique (W/mK)	**37**
Dureté (BHN 10/3000)	**217-241**

Tableau 7 : Récapitulatif des principaux effets des composants des fontes **[6]**

1.5.3 Fonte GS (Graphite Sphéroïdal) ou Fonte Nodulaire

Dans cette fonte, le graphite se trouve sous forme de nodules (sphéroïdes). Cette microstructure particulière est obtenue par l'ajout de magnésium dans la fonte peu de temps avant le moulage. Le magnésium s'évapore mais provoque une cristallisation rapide du graphite sous forme de nodules.[2]

Propriétés mécaniques	Fonte à graphite Sphéroïdale
Résistance Mécanique (Rm en Gpa)	750
Module d'Elasticité (E en Gpa)	160
Elongation (%)	5
Conductivité Thermique (W/mK)	28
Dureté (BHN 10/3000)	217-255

Tableau 8 : Récapitulatif des principaux effets des composants des fontes **[6]**

[2] Si la fonte est maintenue en fusion, elle perd les spécificités des fontes GS au bout d'une dizaine de minutes.

Une attaque chimique [4] sur des échantillons de fontes grises (citées ci avant) peut permettre de révéler plus en détail la structure du graphite.

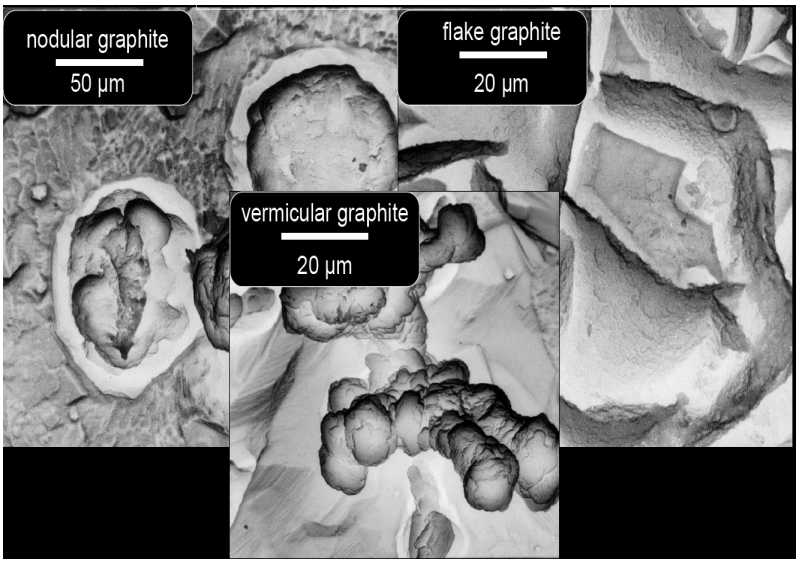


Figure 15 : Structure du graphite sur 3 échantillons de fonte : Fonte à graphite nodulaire (gauche), fonte à graphite vermiculaire (milieu), fonte à graphite lamellaire (droite) [7]

Cette attaque chimique permet non seulement de révéler les phases, mais surtout de détruire la matrice de fer et donc de révéler la structure du graphite en 3 dimensions.

1.6 Conclusion

Cette première partie a été l'occasion de présenter un historique général de la fonte et de dresser le portrait des différents types de fontes grises étudiées lors de l'étude. La différence de caractéristiques mécaniques entre ces divers types est un paramètre crucial lors de l'usinage de ces matériaux.

Bien que l'étude porte sur l'usinabilité de la fonte à graphite vermiculaire, nous serons souvent amenés à comparer ce matériau aux fontes à graphite lamellaire ou aux fontes à graphite sphéroïdales.

La deuxième partie du Chapitre II est consacrée à l'étude des caractéristiques mécaniques du lot de matière utilisé pour les essais d'usinage que nous détaillerons par la suite.

2 Etat de l'art sur l'usinage de la Fonte à Graphite Vermiculaire

2.1 Introduction

La Demande actuelle concernant l'allégement des blocs moteurs (réduction du volume) et l'augmentation de puissance impose de nouveaux challenges aux motoristes aussi bien au niveau de la conception que du choix des matériaux. Pour les moteurs diesel les plus performants, deux indicateurs clés ont été retenus **[8-9]**:

Puissance : 60-65 kW/litre

Couple : 150 Nm/litre

Il n'est pas utopiste de croire que dans un futur proche, la nouvelle génération de moteurs diesel atteindra les 80 kW/litre et 200 Nm/litre pour atteindre certainement dans la prochaine décennie les 100 kW/litre. Il existe deux solutions envisageables. La première consiste à créer des blocs moteurs avec un ratio poids/puissance supérieur à ceux existant **[8]**; la deuxième réside dans l'amélioration de la combustion, avec moins de rejets en augmentant la pression dans la chambre de combustion du bloc **[10]**. Une estimation de Vollrath en 2003 **[4]** montre que la pression admissible par la chambre de combustion définie à 125 bars par la norme Euro I en 1992 augmentera jusqu'à atteindre les 200 bars afin de respecter la norme Euro V **[12]** en 2008.

L'utilisation des moteurs en fonte à graphite lamellaire et/ou aluminium ne permet pas d'obtenir des résultats satisfaisants à cause de caractéristiques mécaniques trop faibles. L'augmentation de ces performances nécessite l'utilisation de nouveaux matériaux pour résister à des contraintes thermiques et mécaniques plus importantes.

L'utilisation de fonte à graphite vermiculaire permet d'avoir un matériau qui présente une limite à rupture (R_m) deux fois plus élevée que pour la fonte à graphite lamellaire et les alliages d'aluminium. Elle répond aux différents critères de durée de vie sans pour autant nécessiter une augmentation de la taille ou du poids du bloc moteur.

La rigidité du matériau améliore aussi la stabilité dimensionnelle des fûts/cylindres et permet ainsi de réduire l'usure mécanique due au frottement des segments, la consommation d'huile, mais aussi d'améliorer l'étanchéité lors de la phase de combustion. Enfin, on a moins de distorsion dimensionnelle dans les cylindres ce qui permet d'améliorer l'efficacité de la combustion pour diminuer in finé les rejets atmosphériques **[8]**.

Remplacer l'aluminium et la fonte à graphite lamellaire par de la fonte à graphite vermiculaire est une alternative envisageable permettant de contribuer aux futurs objectifs et limitations fixés par la norme Euro V **[13]** (performance, amélioration des rejets et émissions atmosphériques…). Il faudra néanmoins faire face à une usinabilité réduite par rapports aux blocs moteurs conventionnels **[14-15]** ce qui peut expliquer l'emploi de la fonte à graphite vermiculaire pour les blocs de forte cylindrée : V6,V8, bateau, motrice de train etc. **[16]**.

2.2 Découverte de la fonte à graphite vermiculaire

Le 20 mars 1948 est une date bien connue de tous les fondeurs puisqu'il s'agit de la date à laquelle K.D. Mills, A.P. Gagnebin et N.B. Pilling ont déposé le premier brevet concernant la fonte à graphite sphéroïdale **[11]**. Le brevet a été accepté le 25 Octobre 1949 et la production de fonte à graphite sphéroïdale n'a jamais cessé de croître jusqu'à approximativement 20 millions de tonnes par an.

En revanche, rares sont les chercheurs qui savent que Millis, Gagnebin et Pilling ont déposé et validé un brevet pour la fonte à graphite vermiculaires en 1948 et 1949.

Bien qu'ayant été découverte dans les années 40, la fonte à graphite vermiculaire a dû attendre le début des années 60 afin de voir le développement de techniques de fabrication **[11]**. Ce n'est qu'à la fin du siècle dernier qu'elle a connu son heure de gloire.

La complexité de son mode d'obtention ainsi que sa stabilisation (éviter de précipiter en fonte à graphite sphéroïdale, pourcentage de nodules…) ont fait qu'il n'a pas été possible d'en faire une réalité industrielle avant l'avènement des nouvelles techniques et technologies de fonderies développées pendant les années 90 **[18-19]**.

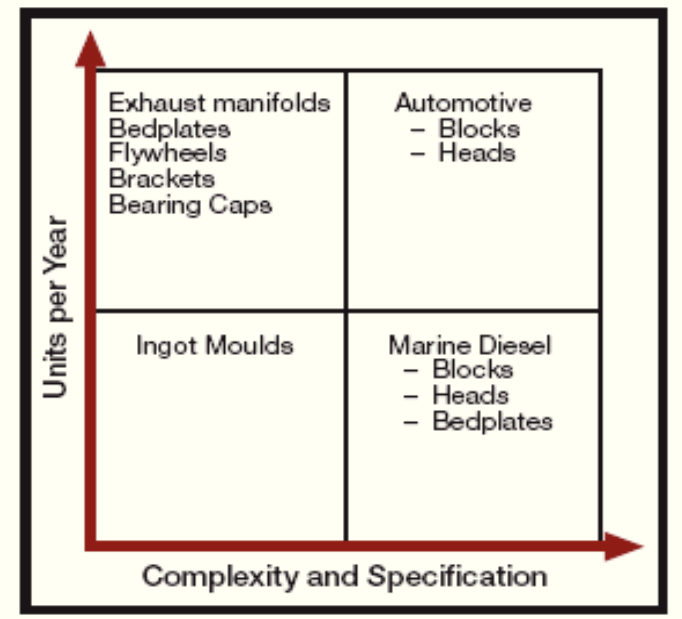


Figure 16 : Production de fonte à graphite vermiculaire en fonction de la quantité et des spécificités des pièces coulées **[17]**

La maîtrise de l'obtention d'une microstructure stable et conforme à un cahier des charges a permis l'avènement de la production de masse de la fonte à graphite vermiculaire **[18-19]**.

Bien qu'appliquer une pression plus élevée dans la chambre de combustion permette d'obtenir une meilleure combustion, d'augmenter ainsi les performances et de réduire les rejets dans l'atmosphère, il faut néanmoins tenir compte des contraintes mécaniques et thermiques qui augmentent de pair avec la pression. Il est donc nécessaire de concevoir de nouvelles solutions pour répondre à ce(s) besoin(s). Les concepteurs doivent donc choisir entre accroître les sections et donc le poids des blocs conventionnel en fonte lamellaire et en aluminium ou adopter un nouveau matériau comme la fonte à graphite vermiculaire **[9]**.

Lors de leur création, les nouveaux programmes de motorisation doivent être prévus (amortissement des chaînes de production etc.) pour 3 ou 4 générations de véhicules. Le matériau choisi pour les moteurs ne doit pas uniquement satisfaire les critères de conception actuels; il doit permettre d'envisager de répondre aux critères de performance et aux restrictions sur les émissions et rejets atmosphériques. Tout ceci bien évidemment sans changer l'architecture globale du bloc moteur.

Les lois concernant les émissions et rejets atmosphériques ainsi que la demande d'amélioration continuelle visant à obtenir des moteurs plus propres en conciliant des performances plus élevées avec des moteurs de cylindrées équivalentes ou inférieures ont de cette façon propulsée les moteurs diesel sur le devant de la scène.

Table 1 Euro 4 and Euro 5 emission requirements and the emission requirements in Japan and the United States (COM, 2005)

		Passenger car Petrol		Passenger car diesel		Light commercial vehicles [c]	
		Particulate matter	Nitrogen oxides	Particulate matter	Nitrogen oxides	Particulate matter	Nitrogen oxides
		mg/km					
Euro 4	2005	-	80	25	250	25 / 60	80 / 390
Euro 5	2008/ 2009[a]	5[b]	60	5	200	5	60 / 310
Japan	2009	5	50	5	80	7	50 / 150
USA	2004/ 2009	6	40	6	40	6 / 10	70 / 120

a) Assuming political decision making in 2006.
b) For lean burn direct injection.
c) Low values: light commercial vehicles operating on petrol; high values: heavy commercial vehicles operating on diesel.

Tableau 9 : Comparatif des normes Euro IV et Euro V en Europe avec les normes appliquées au Japon et aux USA **[5]**

Avec des caractéristiques mécaniques plus élevées telles que : une limite à rupture (Rm) supérieure de 75%, un module d'élasticité supérieur de 40%, le double en résistance à la fatigue accrue par rapport au couple aluminium et fonte à graphite lamellaire, la fonte à graphite vermiculaire semble être la candidate idéale pour satisfaire la Demande actuelle vis-à-vis de la future norme Euro 5 et pourra permettre de suivre l'évolution quant aux futures performances à atteindre (100 kW/litre…) et aux futures normes environnementale grâce à ses caractéristiques mécaniques adéquates.

Les premiers carters cylindre en fonte à graphite vermiculaire ont fait leur apparition en 1999. Aujourd'hui plus de 40 000 carters cylindre en fonte à graphite vermiculaire sont fabriqués chaque mois pour les manufacturiers automobiles tels que Audi, Ford, Hyundai, Mercedes, PSA et Volkswagen, mais aussi MAN et DAF pour des moteurs de poids lourds. Face au surcroît de puissance désiré et à des normes de plus en plus drastiques, on comprend dès lors l'engouement croissant des motoristes quant à l'utilisation de ce matériau.

2.3 Fabrication des fontes à graphite.

2.3.1 Les structures cristallographiques des fontes grises

Les caractéristiques mécaniques des fontes coulées résultent de la forme des particules de graphite. Ces propriétés sont aussi affectées par la taille, la distribution et la quantité de particules de graphite présente dans la pièce à usiner.

Dans la fonte à graphite lamellaire (appelée par abus de langage fonte grise), les lamelles de graphite sont anguleuses et présentes des arêtes vives donnant ainsi au matériau ses propres caractéristiques : de bonnes capacités d'amortissement, une bonne conductivité thermique et une excellente usinabilité. Par contre, dans certaines applications, ce matériaux n'est pas assez résistant et impose donc l'utilisation d'additifs rendant l'usinage du nouveau matériau allié plus complexe.

La fonte à graphite sphéroïdale présente des nodules de graphite dans sa structure cristallographique ; elle possède des caractéristiques mécaniques plus élevées ai détriment de son usinabilité ainsi que de sa coulabilité (ajout de magnésium complexe).

La fonte à graphite compacte possède une structure hybride : des particules de graphite sous forme vermiculaire mais aussi des particules nodulaires ; l'ensemble présentant des caractéristiques mécaniques intermédiaire entre les FGL et les FGS issues des procédés de fonderie eux-mêmes. La coulabilité de la FGV se rapproche de celle des FGL (ajout de magnésium en sus) mais possède néanmoins un module d'élasticité plus élevé (40% de plus environ) qui provoque un décalage des fréquences naturelles du bloc, f_0 :

$$f_0 = \frac{1}{2\pi}\sqrt{\frac{E}{\rho}}$$

où ρ est la densité du matériaux et E est son module d'élasticité longitudinale

Équation 2 : Définition des fréquences naturelles d'un bloc de FGV

Ceci implique une diminution de la capacité d'amortissement de la matière qui, comparée à la fonte à graphite lamellaire, en permettant de produire des blocs plus léger avec des parois plus minces permet de produire des moteurs plus silencieux **[14]**.

Propriété mécanique	FGL	FGV	FGS
Limite à Rupture (MPa)	250	450	750
Module de Young (MPa)	105	145	160
Conductivité Thermique (W/mk)	48	37	28
Capacité d'amortissement relative	1	0.35	0.22
Fatigue en Torsion/Flexion (MPa)	110	200	250

Tableau 10 : Propriétés mécaniques typiques pour les fontes à graphites lamellaires, vermiculaires et sphéroïdales **[20]**

2.3.2 Fabrication de la fonte à graphite vermiculaire

2.3.2.1 Sensibilité au magnésium

Lors de la fabrication de fonte à graphite vermiculaire, il est nécessaire d'introduire du magnésium[3] dans le mélange pour déclencher une réaction chimique favorisant l'arrangement du graphite sous forme nodulaire. Si l'on ajoute à cela de l'inoculant en quantité adéquate pour bloquer la transition du graphite et ainsi éviter de produire des nodules de graphite qui vont eux favoriser la création de « points durs » dans le matériau (cf. Tab. 10 & Fig. 17), nous allons créer de la fonte à graphite vermiculaire.

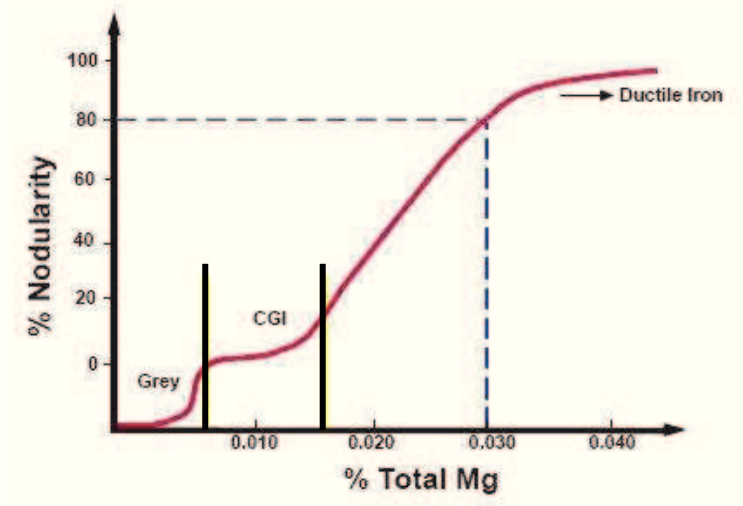


Figure 17: Plateau de stabilité pour l'obtention de structure vermiculaire **[17]**

[3] Le magnésium est introduit sous forme de barre de Ferrosilicate de Magnésium pour limiter l'évaporation

La quantité de magnésium adéquate se situe approximativement à 0.008% et le changement de structure entre la fonte à graphite lamellaire et vermiculaire se fait suivant une transition abrupte.

Lors de l'ajout de celui-ci dans le mélange, il va y'avoir une évaporation de l'ordre de 0.001% toute les cinq minutes **[17]** ce qui implique donc d'avoir un point de départ suffisamment loin du point de transition lamellaire/vermiculaire (cf. Fig. 18). Il faudra donc avoir une quantité de magnésium suffisante et parfaitement contrôlée afin d'éviter la formation de lamelles de graphite lors de la fin de la coulée qui peut s'étendre sur une période de 15 minutes après l'ajout du magnésium. A l'opposé, il ne faudra pas se situer trop proche de la transition vermiculaire/sphéroïdale sous peine d'obtenir la formation de nodules de graphite dans la section à parois minces à forte vitesses de refroidissement. Néanmoins, le plateau de stabilité de la structure vermiculaire (0.008-0.015%Mg) n'est pas stationnaire : si la quantité d'oxygène actif ou celle de soufre sont trop élevées, elles vont consumer le magnésium actif déplaçant le plateau vers la droite (quantité de magnésium totale plus importante) ; à l'inverse, si les niveaux d'oxygène et soufre sont trop bas, le plateau sera déplacé vers la gauche.

Les variations de la composition, la qualité/pureté des éléments d'addition, l'oxydation et de l'humidité des matières premières (coak et hématie[4]) rendent impossible la définition d'une composition chimique fixe pour la fonte à graphite vermiculaire. Différents éléments d'additions servent à obtenir la nuance de fonte vermiculaire désirée en respectant la norme ISO 16112:2006 **[21]**.

La transition entre la formation de vermicules ou de lamelles de graphite repose sur une infime variation de magnésium (0.001%) et requiert donc une parfaite maîtrise du processus de fabrication afin de créer une fonte à graphite vermiculaire de bonne facture.

[4] Hématie = minerai de fer (oxyde de fer Fe_2O_3)

Pour illustrer cette sensibilité du mélange vis à vis de l'ajout du magnésium, on peut voir dans les deux photos ci-dessous deux structures différentes :

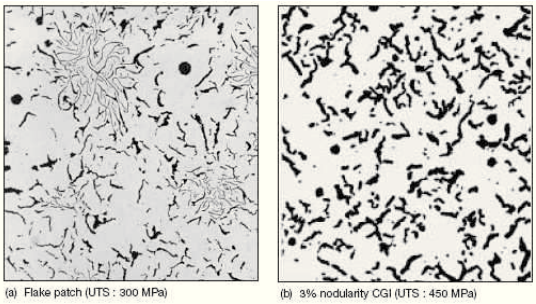


Figure 18 : Changement de structure dû à l'ajout de magnésium lors de la coulée de barres tests suivant le procédé de fabrication de fonte vermiculaire Sintercast **[17]**

Ce changement de structure a été observé dans des échantillons prélevés sur des barres tests ; la différence au niveau de la préparation du mélange de fonte est l'ajout de dix grammes de magnésium par tonne de matériau liquide. La microstructure de type lamellaire induit une limite à rupture de 300MPa tandis que la barre en structure totalement vermiculaire présente une limite à rupture de 450MPa soit une diminution de 33% de cette caractéristique mécanique.

2.3.2.2 Sensibilité à l'inoculant

Le « plateau vermiculaire » (cf. Fig. 26) est aussi sensible à la quantité d'inoculant introduite dans le mélange. Une quantité trop importante d'inoculant produira un excès de nodules dans la microstructure de la fonte vermiculaire, une quantité trop faible ne permettra pas de stabiliser la structure de la fonte comme prévu initialement.

La sensibilité du matériau à l'inoculation est illustrée dans la figure ci-dessous :

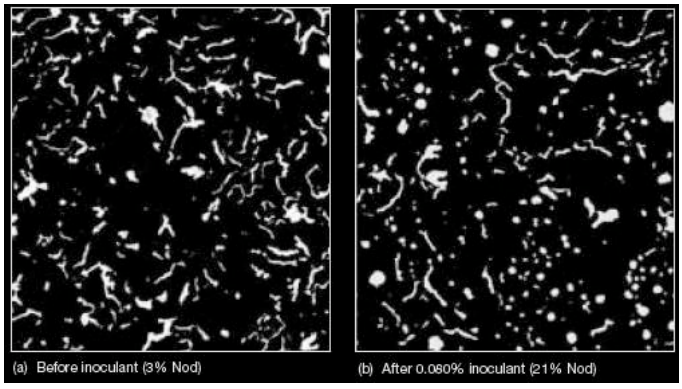


Figure 19 : Effet de l'ajout d'inoculant sur la nodularité de la microstructure d'un échantillon de fonte vermiculaire : 0.080% d'inoculant augmente la nodularité de 3% (a) à 21% (b) **[17]**

Dans notre cas l'ajout de quatre-vingt gramme dans une tonne de mélange de fonte a augmenté la nodularité de 18% dans une barre test de vingt cinq millimètres de diamètre.

2.3.3 Sécurisation du processus de mélange et de la coulée

Les bases de tout procédé technologique de surveillance en fonderie reposent sur l'analyse du comportement du métal en fusion. Nous avons démontré précédemment que pour fabrique de la fonte à graphite vermiculaire il était nécessaire de mesurer simultanément la quantité de magnésium présente dans le mélange, le taux d'évaporation de celui-ci et la quantité d'inoculant à injecter dans le mélange.

La FGV 400 utilisée a été commandée auprès du fondeur Sintercast ; nous allons donc maintenant préciser les conditions d'élaboration des pièces tests.

Lors de la fabrication du matériau, une sonde à parois minces est immergée[5] dans la fonte en fusion après que les traitements à base de magnésium et l'inoculation aient été effectués **[17]**. Durant les trois secondes d'immersion, les parois de la sonde sont soumises à la température de la fonte en fusion jusqu'à atteindre l'équilibre thermique. Cette sonde permet de s'assurer de prélever systématiquement la même quantité de matière, mais aussi d'éviter tout oxydation du métal en fusion.

La figure 20 (a) présente cette sonde de prélèvement fabriquée entièrement avec une seule feuille d'acier estampée à froid. Les parois en acier forment une double isolation de type Dewar [17] afin de réguler la déperdition thermique et d'imposer une solidification uniforme.

Deux thermocouples de type N, insérés dans des tubes en acier dont l'extrémité est obstruée, sont situés à la base et au centre de la sonde. Ils sont retirés après chaque analyse et peuvent être utilisés une centaine de fois. La forme sphérique de la sonde et le fait qu'elle puisse se mouvoir librement durant la phase de solidification - au lieu d'être posée sur une base qui servirait alors de dissipateur thermique – favorise la génération de courant de convection thermique dans l'échantillon de matière prélevé. Ces courants vont créer deux zones distinctes de solidifications qui présenteront deux types de microstructures différentes.

[5] Un échantillon d'environ 200 grammes de matière est ainsi récupéré.

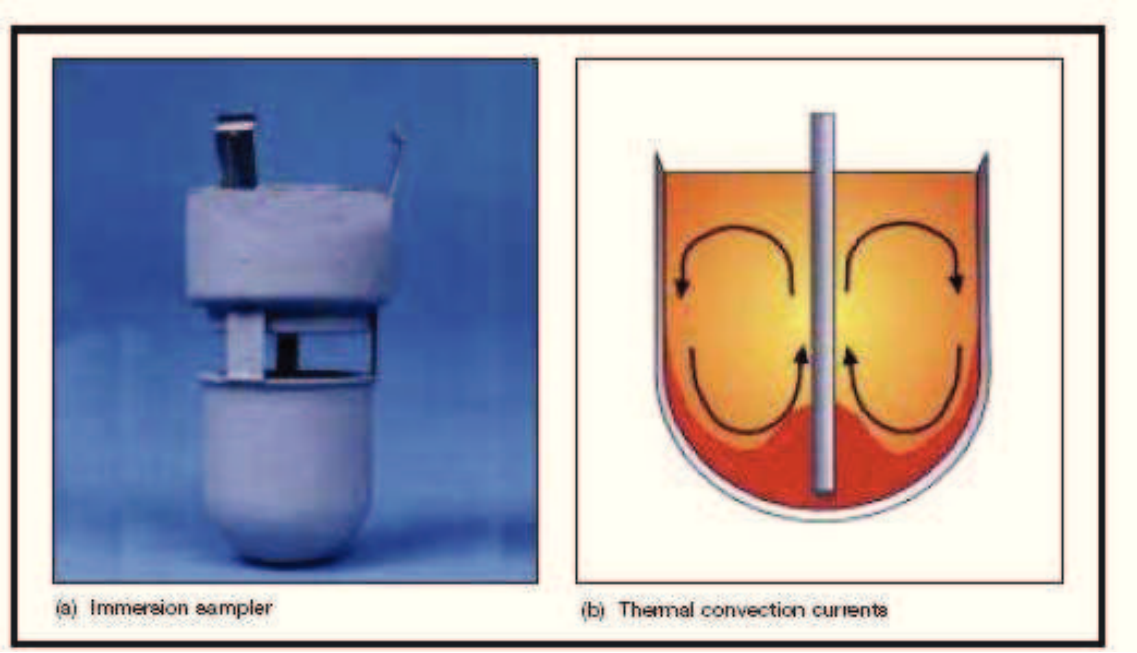


Figure 20 : (a) Photo de la sonde de prélèvement et de sa géométrie interne permettant d'éviter tout oxydation et favorisant l'équilibre thermique **[17]**

(b) Courants de convection à l'intérieur de la sonde **[17]**

Afin de simuler l'évaporation naturelle du magnésium qui intervient lors dans le(s) cubilot(s) puis dans les moules, les parois internes de la sonde sont recouvertes d'un matériau réactif[6] consumant le magnésium ; les courants de convection font circuler le métal en fusion le long des parois et créent ainsi une zone à la base de la sonde où le mélange appovri en magnésium vient stagner. En d'autres termes, le thermocouple placé au centre permet de surveiller le comportement de la fonte « normale » et simule donc le début de la coulée tandis que celui placé sur la partie supérieure de la sonde permet de prédire le comportement de la fonte à la fin de la coulée ; ceci permettant de mieux comprendre les phénomènes mis en jeu lors de la solidification de la matière.

Si la quantité initiale de magnésium était trop proche de la limite de formation lamelles/vermicules, la zone appauvrie se solidifiera en structure à graphite lamellaire et la courbe de refroidissement visiualisé par le thermocouple placé à la base de la sonde aura l'allure d'une courbe de refroidissement d'un mélange destiné à fabriquer des pièces en fonte à graphite lamellaires. Par conséquent, il sera nécessaire de rajouter du magnésium avant la coulée afin de compenser l'évaporation naturelle de celui-ci.

[6] La couche réactive a été conçue manière à ce que la zone appauvrie soit privée de 0.003% de magnésium.

A l'opposé si le thermocouple inférieur indique des valeurs semblables à ce que l'on obtient pour une courbe de refroidissement de fonte vermiculaire, même avec une perte de 0.003% de magnésium, alors la quantité de magnésium est suffisante pour éviter la formation de lamellaire de graphite durant la coulée.

La figure ci-dessous montre une coupe transversale d'une sonde Sintercast après solidification et attaque chimique :

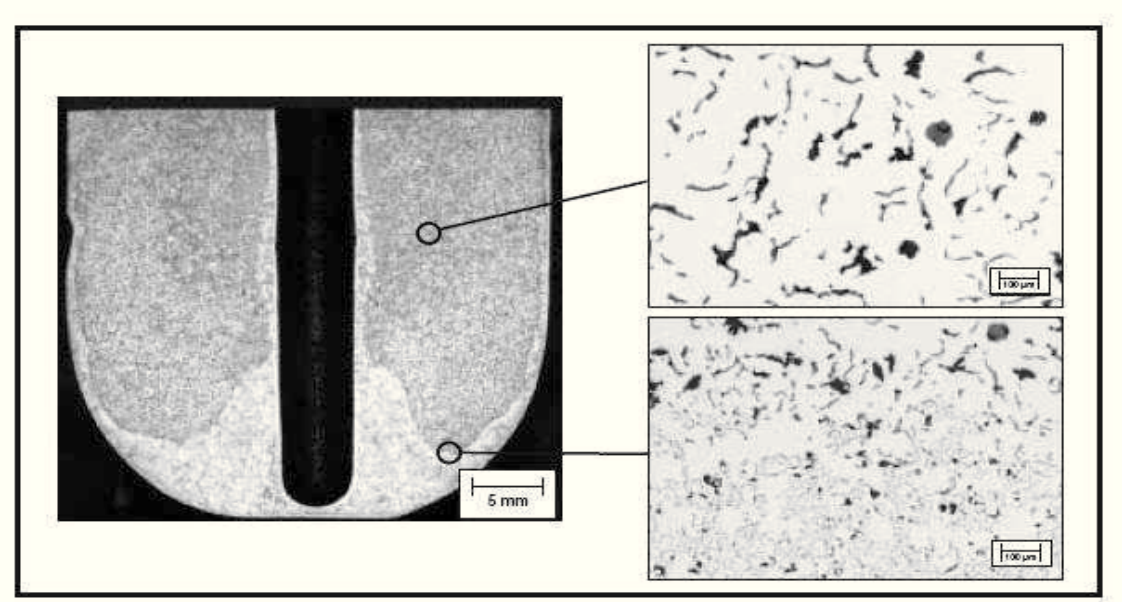


Figure 21 : Vue en coupe d'une sonde Sintercast **[17]**

On voit ici parfaitement les deux zones de solidifications différentes ainsi que le tube de protection du thermocouple placé au centre de la sonde. La perte de 0.003% de magnésium se traduit par la formation de lamelles de graphite et d'une matrice ferritique à cause de distances de diffusion réduites. Les dimensions des lamelles de graphite présentes dans la zone inférieure de la sonde sont directement proportionnelles au contenu initial de magnésium présent dans la fonte liquide.

En analysant les données obtenues grâce au thermocouple inférieur et en réalisant une intégration de la quantité de chaleur perdue en fonction du temps avant le franchissement du point eutectique, il est possible de simuler l'évaporation du magnésium après coulée et donc de réaliser un ajout de magnésium en conséquence avant de démarrer le processus de coulée.

La première étape du processus de surveillance consiste à analyser l'efficacité des additifs injectés dans le mélange via la sonde de prélèvement. Suivant les résultats obtenus des ajouts de magnésium ou inoculant pourront alors être réalisés par l'opérateur aidé du logiciel de contrôle.

La figure 22 décrit schématiquement le processus de préparation du mélange de fonte vermiculaire utilisée par la société Sintercast :

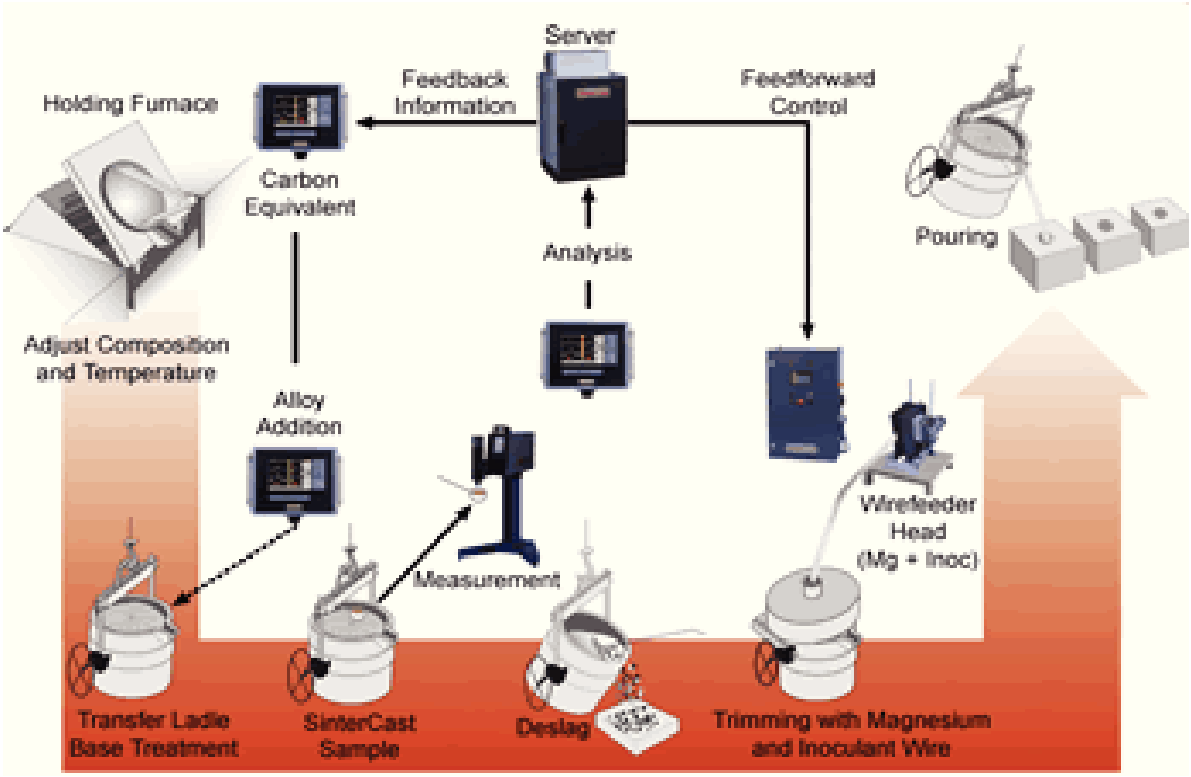


Figure 22 : Processus de fabrication de pièces en fonte à graphite vermiculaire **[17]**

L'opération de vérification des courbes de refroidissement est un processus en temps réel. La vérification et la correction en magnésium et/ou inoculant ne nécessite que trois minutes et, est donc réalisée en temps masqué pendant les opérations de transport des cubilots par exemple. Ceci permet le fonctionnement continu de la ligne de moulage. A la fin de ces opérations le cubilot est amené sur la ligne de moulage afin de lancer la fabrication des pièces.

Lorsque le prélèvement de fonte dans la sonde s'est solidifié, les courbes de refroidissement sont analysées et les résultats sont présentés sous forme d'indices adimensionnels pour le Magnésium et l'inoculant.

Si l'on se réfère à la figure 23, il suffit des deux indices pour prédire la solidification et la future structure cristallographique de la fonte « traitée ».

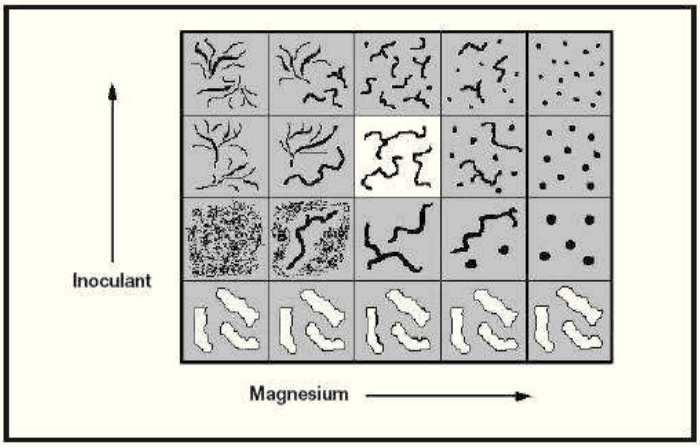


Figure 23 : La sensibilité de la fonte à graphite vermiculaire avec le magnésium et l'inoculant implique un processus de fabrication complexe borné par ses quatre côtés **[17]**

La figure ci-dessous présente une version simplifiée de la figure 23, seuls les résultats du traitement effectué ainsi que les spécifications désirées pour le produit final à couler y sont représentés :

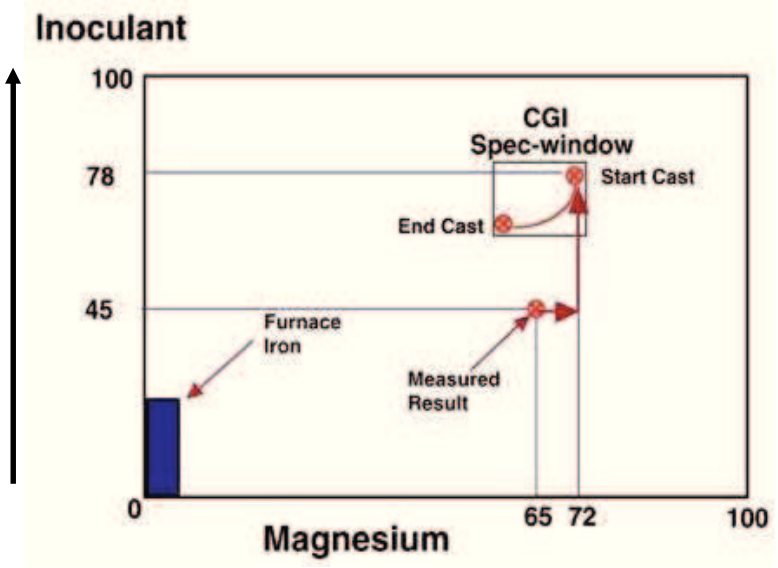


Figure 24 : Un ajout de magnésium et d'inoculant adéquats permettent d'atteindre le point idéal pour la coulée **[17]**

Bien que les dimensions de la fenêtre de coulée ainsi que sa position (cf. Fig. 23 : position et ratio Magnésium/Inoculant) soient différentes pour chaque produit, la stratégie de production consiste à démarrer la coulée lorsque l'on se situe dans le coin supérieur droit de la fenêtre de spécification.

Si chaque cubilot est ainsi amené à ces coordonnées précises avant le début de la coulée, l'évaporation du magnésium et la quantité d'inoculant seront parfaitement contrôlés et

il n'y aura pas formation de lamelles de graphite ou de carbures. D'un point de vue opérationnel, la fonte de base qui va être placée dans le fourneau ne contient pas de magnésium et possède un potentiel d'inoculation très faible. Durant le traitement par addition de magnésium et d'inoculant, l'oxygène actif et le soufre sont consumés et le mélange de fonte, d'un point de vue structure cristallographique, « grimpe » dans la partie supérieure de la figure 23.

Dans l'exemple traité dans cette partie, les indices correspondant aux traitements au magnésium et à l'inoculation sont respectivement 65 et 45. Sachant que les variables les plus significatrices du processus se manifestent par une variation des résultats des traitements, le résultat obtenu après addition indique l'état d'un mélange de fonte statique et stable. Il faut alors ajouter du magnésium ou de l'inoculant afin d'amener le mélange aux conditions de début de coulée désirées.

Pour l'exemple présenté en figure 24, une quantité de magnésium, sous forme de barres, équivalente à un indice 7 a été ajoutée au mélange suivie par une addition d'inoculant, sous forme de barres elle aussi, d'indice 23.

La corrélation entre indice et mètres de barres d'additif est calibrée pour chaque fonderie (taille du cubilot, température, humidité relative, etc.), suivant les produits (vitesse de solidification, temps de vidage du cubilot, etc.), dans un algorithme correctif.

Fort d'une expérience de plus de 100.000 coulées, la quantité moyenne ajoutée sous forme de barres de magnésium est de seulement 5 mètres par tonne de mélange, ce qui, à raison de 12g/m et, en tenant compte d'une évaporation de 50%, correspond à 30 grammes de magnésium par tonne de fonte.

A cause des faibles quantités correctrices ajoutées, de variables processus qui sont éliminées lors du traitement de base, l'évaporation et son taux sont parfaitement contrôlés ; il n'est pas nécessaire de prélever un deuxième échantillon afin d'analyser les courbes de refroidissement.

L'objectif du traitement de base est d'intentionnellement « sous-traiter » le mélange vis-à-vis des coordonnées de coulées afin que si tous les facteurs pour atteindre la quantité maximale de magnésium admissible et d'inoculant se combinent, le mélange de fonte atteindra les coordonnées optimales pour le lancement de la coulée.

Au-delà d'un « sur-traitement », la seule nécessité du processus de traitement de base est de s'assurer que la fonte préparée ne soit ni complètement grise, ni complètement blanche.

Pour optimiser l'efficacité du processus de fonderie, les indices de Magnésium et Inoculant Sintercast employé pour chaque cubilot sont répertoriés sous forme de graphiques continus de type histogrammes. Suivant la tendance des graphiques, les quantités de magnésium et d'inoculant ajoutés en sus du traitement initial peuvent être modifiés en accord avec la procédure de mise en œuvre standard (SOP). Le taux de carbone équivalent est aussi mesuré et suivi en continu. Ces données sont finalement compulsées dans un rapport de production journalier afin d'assurer une traçabilité parfaite ainsi qu'une qualité irréprochable.

Bien que l'analyse des courbes thermiques et que la stratégie de contrôle mise en place assure une production de fonte à graphite vermiculaire fiable, une dernière option visant à garantir la qualité du produit final obtenu consiste à plonger la sonde de prélèvement directement dans le puits de coulée du dernier moule rempli.

En comparaison avec les tests qualité conventionnels, l'analyse thermique permet d'évaluer le mélange de fonte en temps réel, et permettra une ségrégation rapide des pièces moulées si nécessaire.

La simulation d'évaporation de magnésium grâce à l'utilisation de la sonde de prélèvement est une technique non destructive plus efficace qu'une analyse métallographique ou ultrasonique car le volume analysé est plus important et, l'échantillon ainsi recueilli montre le type de structure cristallographique obtenue lors de la solidification si la phase de coulée devait durer 10 à 15 minutes de plus que prévu.

Si l'on classe les différents paramètres affectant la production de fonte à graphite vermiculaire, on obtient le diagramme d'Ishikawa ci-dessous :

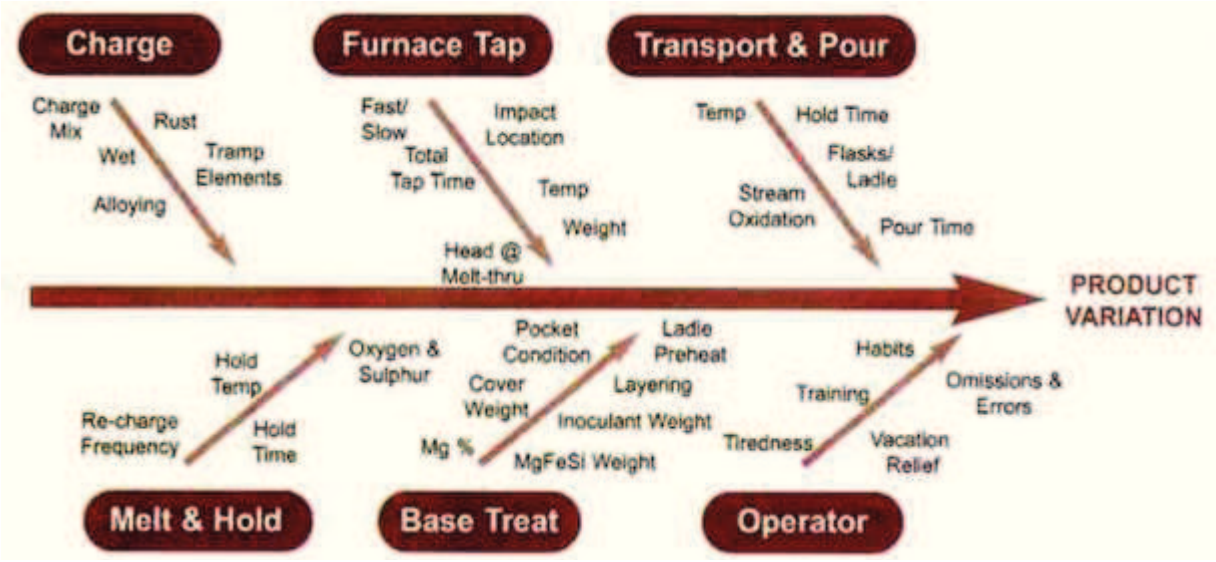


Figure 25 : Diagramme Ishikawa des facteurs pouvant affecter la production de fonte à graphite vermiculaire **[34]**

Il existe bien sûr d'autre méthodes pour produire de la fonte à graphite vermiculaire, l'une d'elle est la méthode Graphyte flow® brevetée par la société Novacast. Contrairement au procédé Sintercast décrit ci-avant, le mélange de fonte liqide réagit avec le magnésium dans une chambre spécialement aménagée dans le moule.

2.3.4 Effets de parois dans les pièces coulées en fonte vermiculaire

Grâce aux caractéristiques mécaniques plus élevées de la fonte vermiculaire, il existe deux options intéressantes lors de la fabrication de blocs moteurs comparé à l'utilisation conventionnelle de fonte à graphite lamellaire alliée : on peut en effet réduire l'épaisseur des parois du bloc et ainsi gagner en masse ou augmenter les pressions à l'intérieur du bloc. L'utilisation de la fonte à graphite vermiculaire a débouché sur de nouveaux concepts de blocs moteurs à parois amincies **[16]**.

Engine Size (liters)	Engine Type	Gray Weight (kg)	CGI Weight (kg)	Percent Weight Reduction
1.6	I-4 Petrol	35.4	25.0	29.4
1.8	I-4 Diesel	38.0	29.5	22.4
2.0	I-4 Petrol	31.8	26.6	16.4
2.5	V-6 (Racing)	56.5	45.0	20.4
2.7	V-6 Diesel	xx.x	xx.x	(15)
3.3	V-8 Diesel	xx.x	xx.x	(10)
3.8	V-8 Diesel	xx.x	xx.x	(20)
4.0	V-8 Diesel	xx.x	xx.x	(15)
4.6	V-8 Petrol	72.7	59.6	18.0
9.2	I-6 Diesel	158	140	11.4
12.0	V-6 Diesel	240	215	10.4
14.6	V-10 Diesel	408	352	14.2

Tableau 11 : Réduction de poids engendré par le passage de fonte à graphite lamellaire à fonte à graphite vermiculaire **[16]**

Showman **[22]** a démontré qu'il était possible de couler des blocs moteurs avec des parois de 1.5mm d'épaisseur avec une quantité de nodules de graphite acceptables à condition d'utiliser des céramiques de type aluminosilicate. Néanmoins la diminution de l'épaisseur des parois implique une vitesse de solidification plus rapide ce qui provoque la formation d'une structure sphéroïdale aux caractéristiques mécaniques plus élevées (cf. tab. 11) ; le matériau est alors plus tenace et difficile à usiner **[23]**.

Heisser a démontré que l'on peut trouver dans les carters cylindre, dont les parois sont d'épaisseur différente, une structure cristallographique complexe avec un taux de nodules de graphite variable. Les valeurs de nodularité simulées pour un bloc moteur sont comprises entre 12 et 70% ce qui est très loin des spécifications actuelles des constructeurs. Il est donc essentiel de trouver un modèle efficace pour prédire la nodularité des futures pièces produites **[24]**. Ce problème de structure variable a aussi été observé par Berglund ; il a établi qu'il était difficile d'obtenir une microstructure homogène dans les pièces de formes complexes ; les parois minces tendent à favoriser l'accroissement de la nodularité entrainant une augmentation des propriétés mécaniques **[25]**.

2.4 Usinabilité de la fonte à graphite vermiculaire

L'usinabilité des matériaux d'ingénierie dépend de leur microstructure qui détermine les propriétés physiques et mécaniques de ceux-ci et, par conséquent leur résistance à la coupe. La durée de vie des outils, les mécanismes d'usure, les efforts de coupe et la température lors de l'usinage sont d'importants domaines à étudier lors de l'étude de l'usinabilité d'un matériau.

Après les progrès concernant l'introduction des techniques de production de masse, une ligne transfert test usinant des blocs moteurs en fonte à graphite vermiculaire a été installée chez Opel en collaboration avec le laboratoire *Production Engineering and Machine Tools* (PTW) de l'université technologique allemande de Darmstadt au milieu des années 90 **[26]**.

Des réductions de durée de vie ont été constatées dans 3 opérations majeures d'usinage que sont le fraisage, le perçage et l'alésage des fûts. Elles sont respectivement de l'ordre de 50,40 et 5-10% pour les opérations citées précédemment comparé aux mêmes usinages dans de la fonte à graphite lamellaire.

Cette constatation a initié la création d'un programme de recherche à PTW concernant la production et l'usinage de la fonte à graphite vermiculaire dont le but est de mettre en évidence les mécanismes d'usures liés à l'usinage de celle-ci, puis dans un deuxième temps de comprendre ceux-ci afin de pouvoir développer des solutions pour la production en série dans le secteur automobile **[27]**. La plus grande différence a été observée lors d'opérations d'usinage continues avec des vitesses de coupe supérieures à 700m/min pour l'alésage des cylindres de blocs moteurs. Une faible vitesse d'avance est compensée par une vitesse de rotation élevée afin d'obtenir le taux d'enlèvement désiré sur les lignes de production. Dès lors, il est nécessaire de repenser les lignes transfert afin de pouvoir usiner des blocs moteurs en fonte à graphite vermiculaire : il faut développer de nouveaux outils ou changer les conditions de coupe. Néanmoins, lorsque l'on utilise des plaquettes d'usinage en carbure de tungstène et en réduisant les conditions de coupe, la différence de durée de vie en fraisage lors d'usinage de fonte à graphite lamellaire et fonte à graphite vermiculaire n'est pas aussi importante **[28]**.

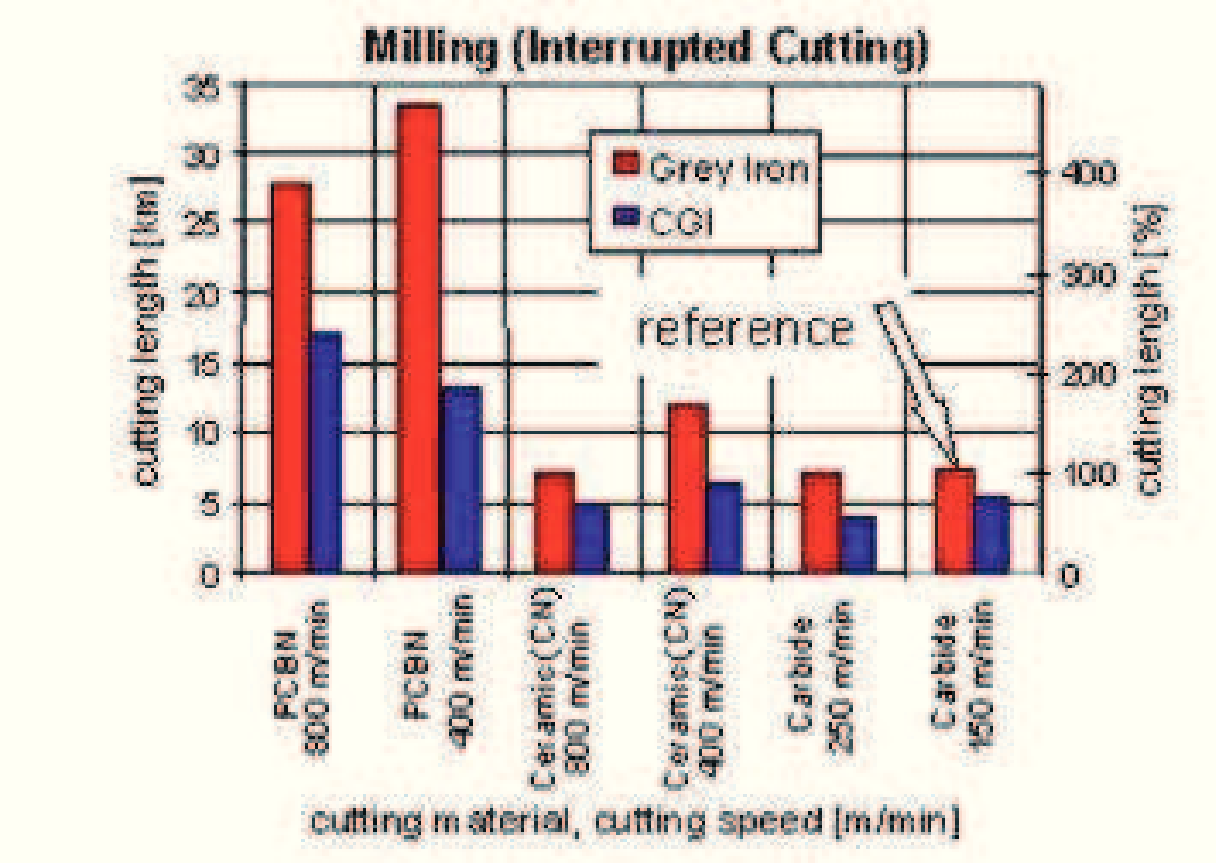


Figure 26 : Comparatif en durée de vie de différentes nuances d'usinage en coupe interrompue (fraisage) **[28]**

Comme nous pouvons le voir figure 26, si l'on choisit une vitesse de coupe de 250m/min, la durée de vie des plaquettes est divisée par 2 mais si l'on diminue celles-ci on obtient un écart d'environ 20-25% lors d'usinage de fonte à graphite lamellaire et fonte à graphite vermiculaire.

2.4.1 Utilisation des solutions d'usinage de fonte à graphite lamellaire pour usiner de la fonte à graphite vermiculaire

Suivant les conditions de coupe choisies, l'utilisation de plaquettes en nitrure de bore cubique (CBN) pour usiner de la fonte à graphite lamellaire permet d'obtenir des durées de vie importantes rendant le ratio « prix plaquette/quantité de matière usinée » favorable à l'utilisation de celles-ci.

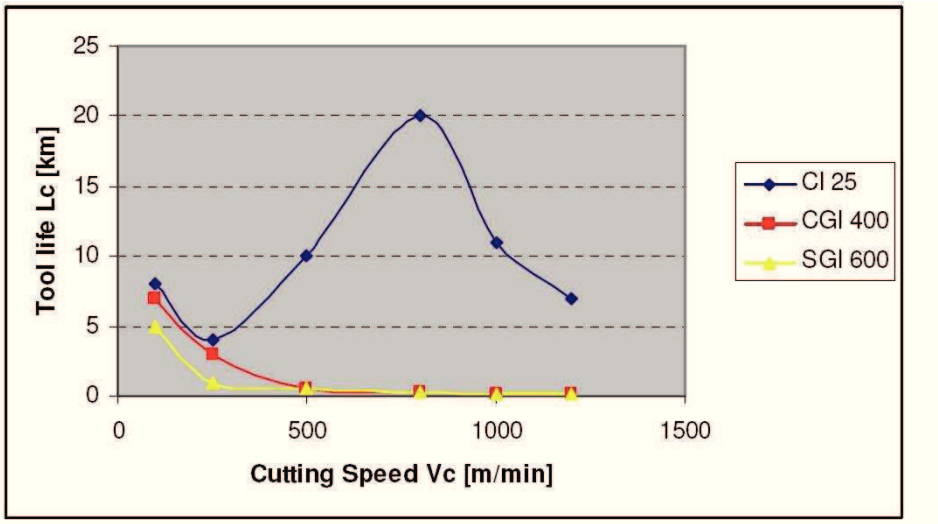


Figure 27 : Diagramme de Taylor d'une opération de tournage longitudinal avec des plaquettes PCBN[7] (ap = 0.15mm, f=0.3mm, sans lubrification., Kr = 75°, γ = -6°) **[29]**

La figure 27 permet de voir que l'usinage de la fonte à graphite lamellaire doit être considéré comme un cas à part dans le monde de l'usinage des fontes grises. En effet, la durée de vie des outils augmente en fonction de la vitesse de coupe lors de l'usinage de fonte à graphite lamellaire et présente un extremum (20km) pour une vitesse de coupe de 800m/min.

Par comparaison, il n'a été possible d'usiner que 1-2km de matière qu'il s'agisse de fonte à graphite vermiculaire ou sphéroïdale. Il est donc préférable au vu de cette première constatation de limiter la plage d'utilisation à 250-300m/min si l'on veut usiner les 2 dernières fontes citées.

[7] PCBN : Nitrure de bore cubique polycristallin

2.4.2 Différence d'usinabilité entre les différentes fontes grises

Les manufacturiers automobiles définissent des stratégies de production en fonction de différents critères tels que : la durée de vie des plaquettes d'usinage, le temps de cycle de l'opération à réaliser sur la pièce à usiner, les cadences de production à respecter pour assurer une production continue de la chaine de fabrication. **[29]**

On peut voir figure 27 qu'il est possible d'obtenir une durée de vie de l'ordre de 20 à 25km en utilisant des plaquettes PCBN avec une vitesse de coupe de 800m/min et de l'ordre de 10km avec des plaquettes céramiques et une vitesse de coupe égale à 400m/min lorsque l'on usine de la fonte à graphite lamellaire.

Ces conditions de coupe élevées permettent d'envisager de réduire le nombre de plaquettes PCBN ou céramique dans l'outil[8] tout en s'assurant d'usiner les pièces en respecter le cahier des charges et les temps de cycle.

Nous avons précédemment vu que lorsque l'on utilise ce type de solutions pour réaliser des opérations d'ébauche d'alésage des cylindres des blocs moteurs en fonte à graphite vermiculaire la durée de vie chute de 85-90% ce qui bien entendu n'est pas acceptable au vu du coût unitaire d'une plaquette en PCBN.

Pour cette raison, on préférera utiliser des plaquettes en carbure de tungstène revêtues avec un corps outil avec plus de logement pour les opérations d'alésage en ébauche ; ceci permettra de garder la même avance à la dent et d'obtenir le même débit copeaux tout en augmentant l'avance par tour ce qui permettra de satisfaire les conditions de productions (nombre de pièces / h).

Il faudra de plus réaliser une passe de finition pour obtenir les qualités de surface optimales et nécessaire à la conformité du produit. Les plaquettes d'usinage en carbure de tungstène possédant une durée de vie moindre que lors de l'usinage de fonte à graphite lamellaire vont nécessiter l'arrêt des machines pour indexer les plaquettes ce qui se traduit par une augmentation des temps morts et donc une hausse du coût de production.

[8] Il n'est pas nécessaire, lorsque l'on utilise un outil de fraisage à plaquette amovibles, de monter autant de plaquettes d'usinage qu'il n'y a de logements sur l'outil.
Les plaquettes CBN/PCBN ayant un coût beaucoup plus élevé que les plaquettes en carbures de tungstène il est primordial de les utiliser dans des cas d'usinage où l'on a des conditions de coupe élevées ou si l'on peut diminuer fortement le nombre de plaquettes d'usinage pour réaliser les mêmes pièces avec la même qualité.

D'autres études de tournage ont été réalisées à l'université de Darmstadt en Allemagne en collaboration avec Ford et Audi **[30-31]**. Le choix de plaquette PCD[9] s'est traduit par l'obtention de 1900 alésages avec une seule arête de coupe **[32]**. Des essais in situ chez Audi ont confirmé cette tendance avec plus de 3000 **[30]** alésages usinés avec des conditions de coupe 50% supérieures à celles employées avec des plaquettes en carbure de tungstène **[30]**.

Au vu de ces différentes études il apparaît que le type de fonte grise ainsi que le type d'opération d'usinage à réaliser vont conditionner le choix des outils de coupe ainsi que les conditions d'utilisation.

2.4.3 Formation d'une couche protectrice

Une étude clé a permis de mettre en évidence une des causes majeure de la réduction de durée de vie des plaquettes lors d'usinage de fonte à graphite vermiculaire **[33]** : 3 pistes d'analyses ont été privilégiées.

2.4.3.1 Essais d'oxydation

Afin d'étudier le comportement des matériaux de coupe (DBC50 et Amborite 90[10]), les plaquettes ont été morcelées en échantillons de 3mm de diamètre à l'aide d'une presse hydraulique. Après un nettoyage à l'acétone, afin d'éliminer toute contamination possible, les échantillons ont été séchés dans une étuve à 80°C pendant 2h **[33]**. 0,3g de chaque matériau a été placé dans des creusets en céramique afin de subir une analyse thermique dans le but d'identifier tout changement de masse durant le traitement thermique sous atmosphère. Le coefficient de montée en température choisi est de 600K/h jusqu'à 1000°C ; le temps de maintient à la température maximale est de 1h.

A la fin de cette procédure d'oxydation les échantillons ont été observés au Microscope Electronique à Balayage avec une tension d'accélération de 15-25 KeV en observant la couche électronique secondaire ; la composition chimique a été évaluée par diffraction de rayons X (EDX).

[9] PCD : diamant polycristallin

[10] DBC50 et Amborite 90 sont deux nuances de plaquettes d'usinage en céramique commercialisées par De Beers / Element 6, Shanon, Irelande

2.4.3.1.1 Oxydation du DBC50

Un gain de masse significatif a été observé à environ 800°C.

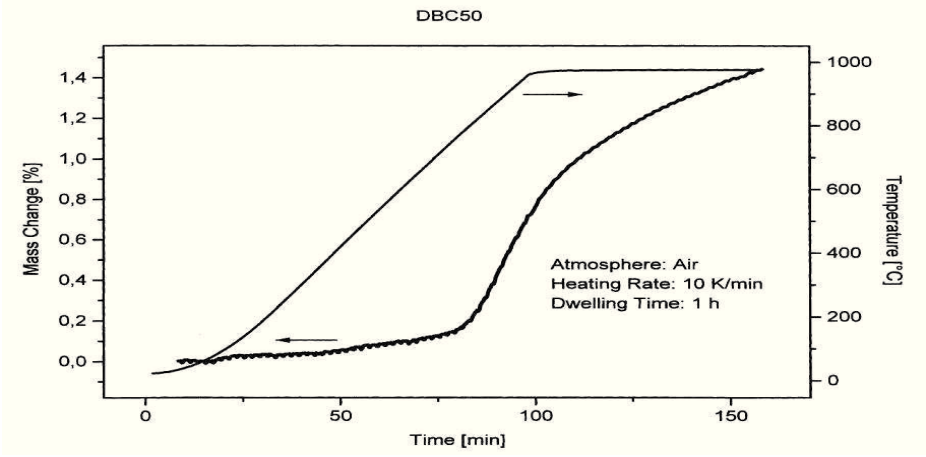


Figure 28 : Analyse thermique du DBC 50 **[33]**

Ce changement de masse s'explique par une réaction chimique du matériau de coupe avec l'oxygène, formant ainsi un composé oxydé non volatil. La majeure partie du phénomène a été observée lors du palier de maintient en température : il n'y a donc pas eu de passivation de la surface durant le traitement thermique. Durant l'expérience d'oxydation, la masse de l'échantillon à augmenté de 1.5 % massique.

Une analyse MEB a montré une couche cristalline en aiguille recouvrant entièrement la surface de l'échantillon.

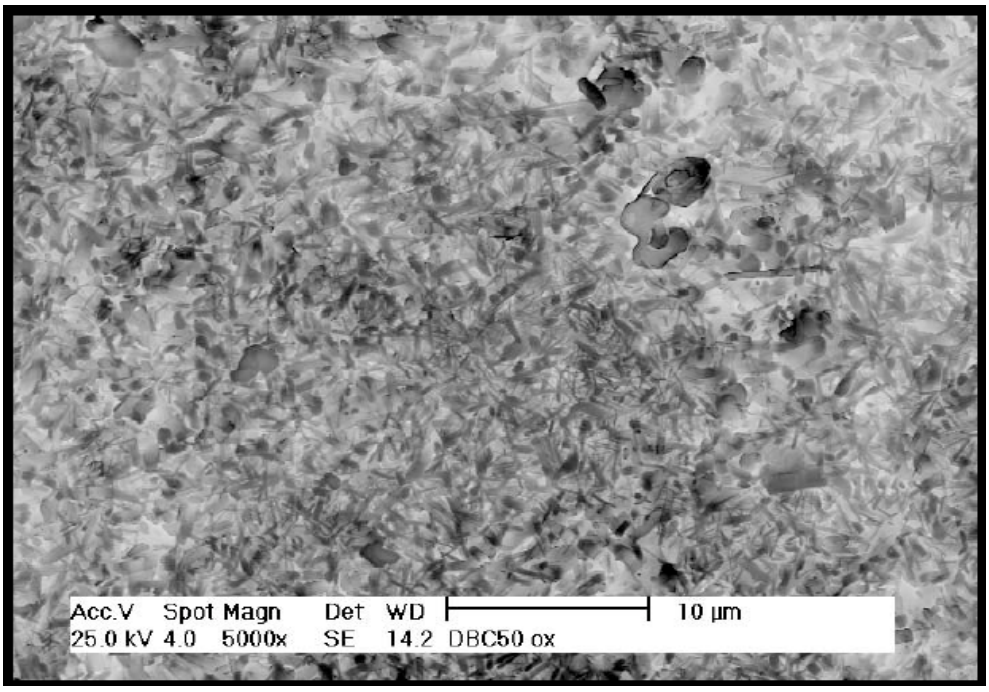


Figure 29 : Photo MEB du DBC50 après oxydation **[33]**

Comparativement à l'échantillon original de DBC50, une analyse EDX montre que l'échantillon oxydé présente une augmentation significative d'oxygène contenu en surface. L'analyse par diffusion de rayons X (XRD) indique que le composé produit par l'oxydation est du bioxyde de titane (TiO_2) sous forme rutile. Au delà des conditions expérimentales choisies, le liant employé pour l'obtention du matériau de coupe n'est pas inerte et peut même créer des cristaux de TiO_2 pouvant être à leur tour facilement arrachés par abrasion liée à l'usinage de la fonte à graphite vermiculaire.

Cette première analyse conforte l'hypothèse selon laquelle un mécanisme d'usure par oxydation serait responsable de la dégradation rapide des plaquettes en CBN durant l'usinage de fonte à graphite vermiculaire.

2.4.3.1.2 Oxydation de l'Amborite 90

Durant l'expérience, une augmentation de masse significative s'est produite au voisinage des 400°C.

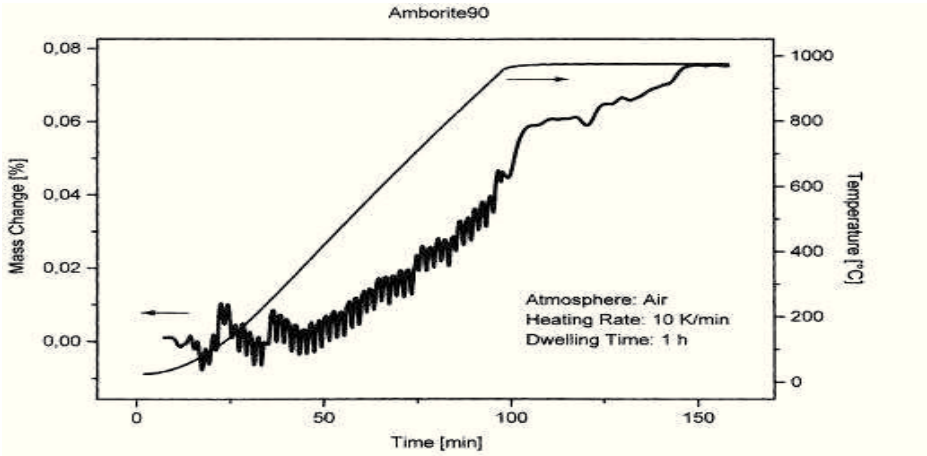


Figure 30 : Analyse thermique de l'Amborite 90 **[33]**

Durant l'expérience d'oxydation, la masse de l'échantillon à augmenté de 0.15 % massique. Des analyses MEB montre la formation d'agglomérats de cristaux en aiguille ayant une distribution statistique sur l'ensemble de la surface de l'échantillon.

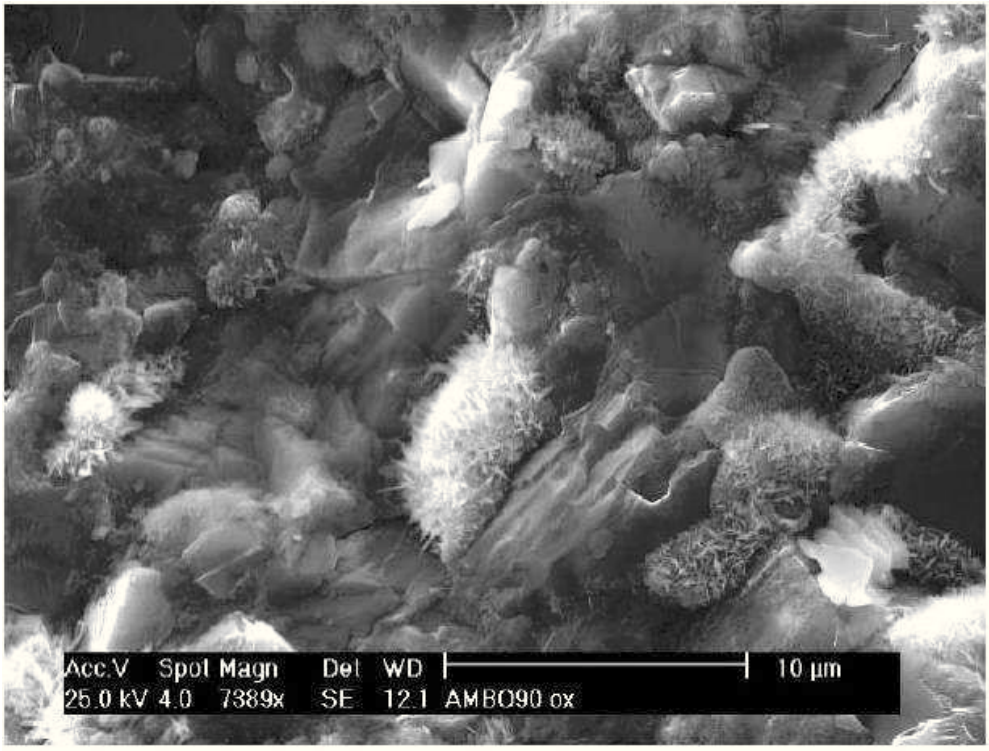


Figure 31 : Photo MEB de l'Amborite 90 après oxydation **[33]**

L'analyse EDX montre que l'échantillon oxydé présente une augmentation significative d'oxygène contenu en surface.

L'analyse XRD relève la présence d'alumine formée durant l'expérience d'oxydation ce qui démontre que l'Amborite 90 n'est pas stable chimiquement durant les conditions d'essais employées. Ainsi, le phénomène d'oxydation qui affecte la phase assurant le rôle de liant peut contribuer à la réduction de durée de vie durant l'usinage de fonte à graphite vermiculaire. Dans le cas présent, une usure chimique est responsable de la dégradation de l'Amborite 90 d'un point de vue tribologique.

Le gain massique affectant l'Amborite 90 est moindre comparé au DBC 50. Ceci montre que la composition ainsi que le contenu des phases liantes influencent la stabilité chimique des outils en CBN lorsque soumis à des conditions oxydantes.

Néanmoins, ces expériences ne permettent pas de comprendre pourquoi l'on observe ce phénomène d'oxydation lorsque l'on usine de la fonte à graphite vermiculaire au lieu de fonte lamellaire.

Afin de mieux comprendre le phénomène affectant la durée de vie des plaquettes d'usinage CBN, des expériences de diffusions ont été réalisées.

2.4.3.2 Expériences de diffusion

Les essais ont été réalisés à 700°C et à 1050°C. Ces températures sont celles atteintes par les plaquettes d'usinage lors d'opération d'usinage à grande vitesse (UGV) sans lubrification **[33]**.

Des expériences préalables de diffusion à 700°C ont été réalisées par Gastel et Al. **[35]** 1999. Une diffusion des éléments constituants la plaquette CBN dans la surface du matériau en fonte à usiner qu'il soit à structure lamellaire ou vermiculaire et réciproquement du matériau à usiner dans le matériau de coupe ont été observées. Le matériau à usiner présentait un enrichissement en bore (plaquette de type BNX10 contenant donc du bore) et titane (provenant de carbure de titane TiC) et en tungstène (provenant du liant) dans ses 20 premiers microns qu'il s'agisse de fonte à graphite vermiculaire ou de fonte à graphite lamellaire. A l'opposé, du fer et du silicium ont été retrouvé dans les cinq premiers microns des plaquettes CBN utilisées. Différentes nuances de fonte ont été évaluées et les résultats ont été les mêmes ; on peut donc conclure que ce phénomène ne dépend pas de la nuance de la matière usinées, qu'elle soit vermiculaire ou lamellaire.

A 1050°C, on obtient les mêmes résultats que lors des expériences à 700°C mais de manière plus prononcée. Un appauvrissement en carbone a été constaté dans les premiers microns de FGV et FGL. La figure 32 montre des profils obtenus par spectroscopie de masse (SIMS) des éléments B (a) ,Ti(b) et C(c) présents dans une FGV à structure fortement perlitique (>85%). L'échantillon de FGV a été maintenu en contact avec des plaquettes CBN pendant 6h à 700°C et 1050°C. Les profils d'échantillons de FGV du même lot de matière mais non traité ont été superposés. Les profiles de l'élement Fe ont aussi été superposés dans les 3 diagrammes.

D'après les profils 32(a) et 32(b), l'enrichissement en bore et titane est plus important dès les premiers microns lors du recuit à 1050°C et la profondeur de diffusion est elle aussi plus importante. Pour le carbone on ne voit aucune différence entre l'échantillon laissé à température ambiante et celui monté à 700°C pendant 6 heures. A l'opposé, on observe un fort appauvrissement en carbone sur dix micromètres de profondeur pour l'échantillon ayant subit le recuit à 1050°C.

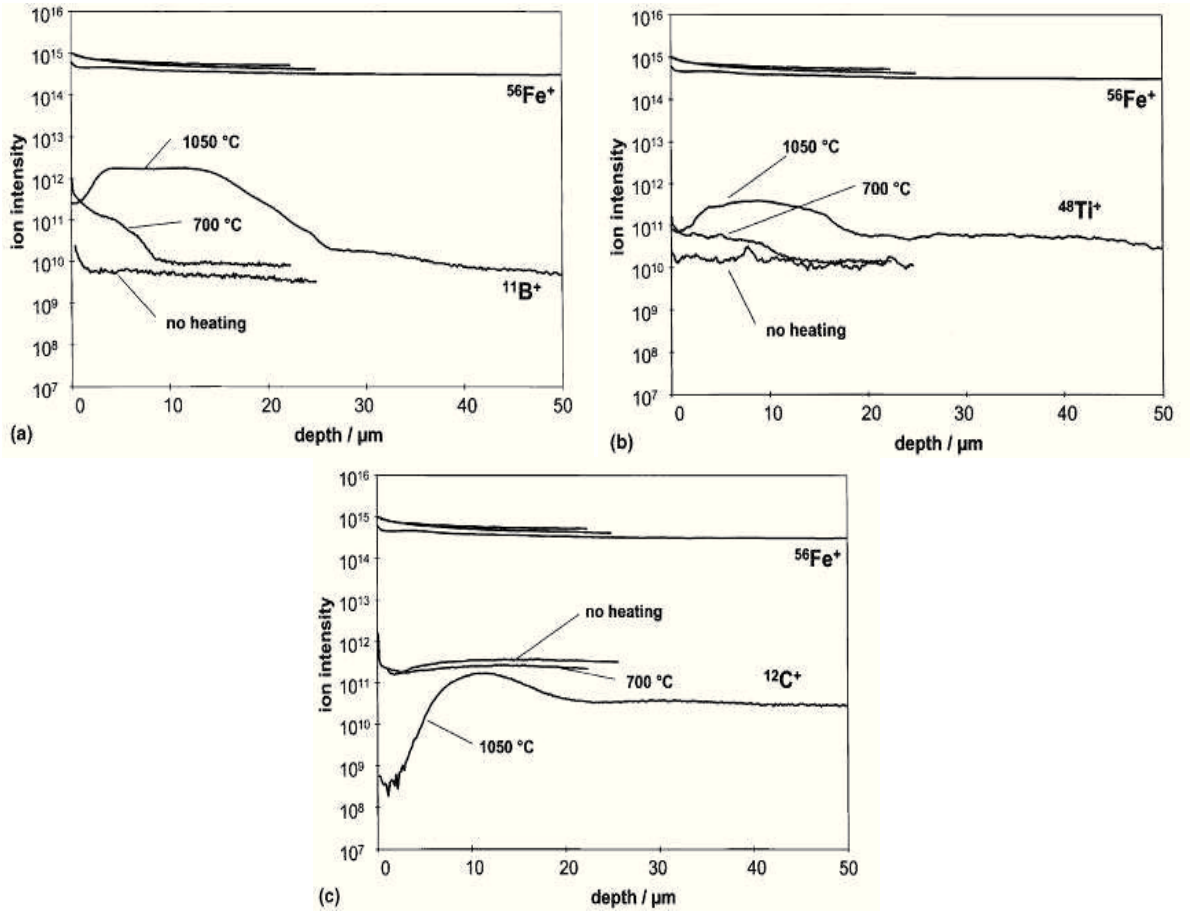


Figure 32 : Profils SIMS en fonction de la profondeur des éléments B (a),Ti(b) et C(c) à la surface d'échantillons de FGV chauffés à 700°C et 1050° en contact avec des plaquettes CBN pendant 6h et laissés à température ambiante **[33]**

Les cratères pour les analyses SIMS ont une profondeur de 80 µm. Chaque profil a été répété trois fois. Quelques variations ont été constatées mais elles étaient dues à des changements locaux de microstructure, les résultats qualitatifs se trouvent inchangés pour toutes les mesures. Aucune différence qualitative entre les profiles obtenus sur les échantillons de FGL et FGV ni sur des échantillons de FGV à faible et fort pourcentage de perlite n'a été observée pour les expériences faites à 700°C et 1050°C.

La diffusion joue un rôle indéniable dans le phénomène en cours d'analyse mais il n'y a aucune différence significative, entre les échantillons de FGL et FGV analysés, qui puisse expliquer cette chute d'usinabilité constaté dans la FGV. Une analyse des outils CBN utilisés a été réalisée.

2.4.3.2 Analyses des plaquettes usées

Les expériences d'oxydation ou de diffusion n'ont pas permis de mettre en évidence le phénomène entrainant la différence d'usinabilité de la FGV et la FGL. Il n'est pas possible d'analyser les matériaux arrachés aux plaquettes CBN en examinant les copeaux.

Des plaquettes CBN ont été analysées après avoir effectués 2 passes dans des pièces en FGV et FGL afin que l'on puisse observer tout phénomène d'usure sur l'arête de coupe. Les conditions de coupes retenues pour aléser des fûts[11] en FGV et FGL sont 400m/min et 800m/min.

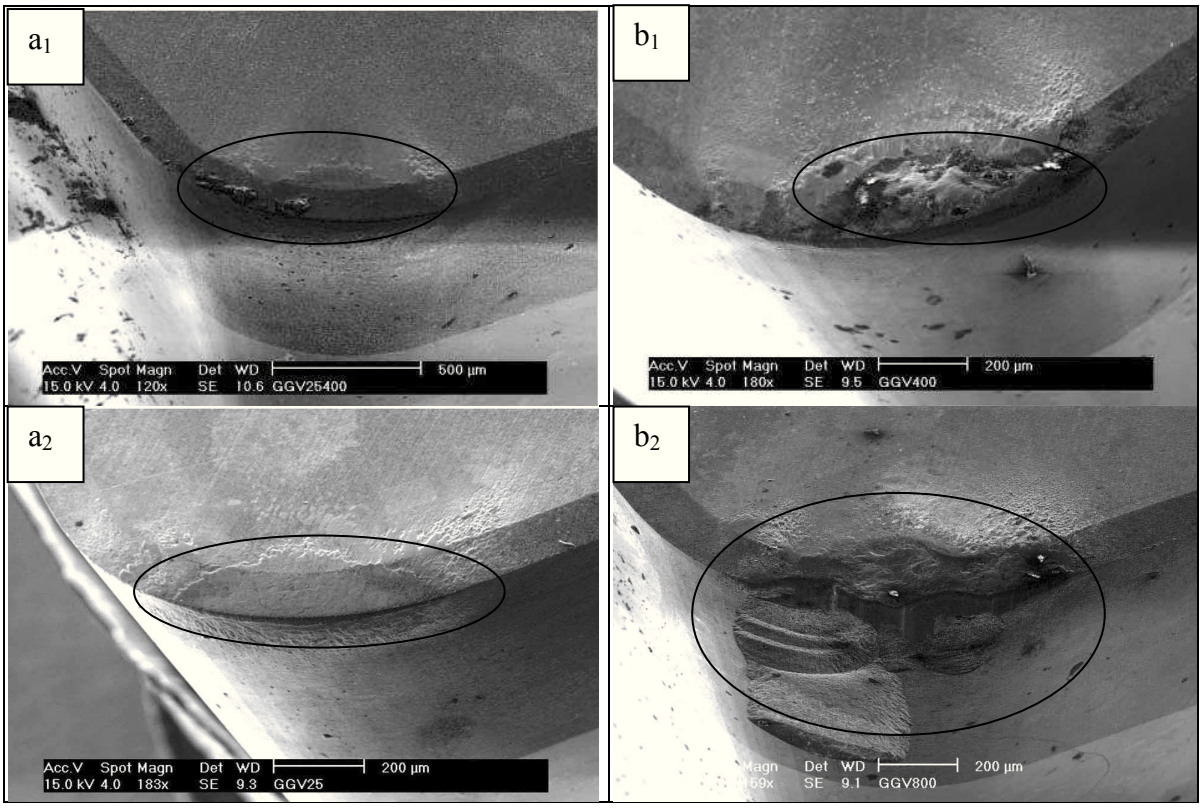


Figure 33 : Photos MEB des plaquettes CBN : (a_1) après avoir usiné de la FGL à 400m/min ; (b_1) après avoir usiné de la FGV à 400 m/min ; (a_2) après avoir usiné de la FGL à 800m/min ; (b_2) après avoir usiné de la FGV à 800 m/min **[33]**

Les figures 33 (a_1) et (a_2) montrent 2 plaquettes CBN qui ont usiné de la FGL avec une vitesse de coupe de 400m/min et de 800m/min. Les figures 40 (a_1) et (a_2) montrent 2 plaquettes CBN qui ont usiné de la FGV avec une vitesse de coupe de 400m/min et de 800m/min.

[11] Dans l'industrie automobile, on parle de fût pour designer une chemise de bloc moteur ou la partie . Certains blocs moteur n'ont pas de chemise rapportée/insérée

Nous pouvons y voir les différences d'usure entre les outils utilisés pour usiner la FGL et ceux utilisés pour la FGV : l'usure est bien plus importante dans le cas de l'usinage de FGV.

La plaquette qui a usiné de la FGV à 800m/min présentes d'importants éclats sur les faces de dépouilles et dans le rayon de bec ce qui n'apparaît lors des essais réalisés sur le témoin en FGL dans les mêmes conditions de coupe.

Dans tous les cas, un dépôt présentant différentes morphologies a été identifié sur les plaquettes d'usinage.

Les plaquettes qui ont usinés de la FGL sont recouvertes d'un dépôt présentant des similarités avec une couche de revêtement.

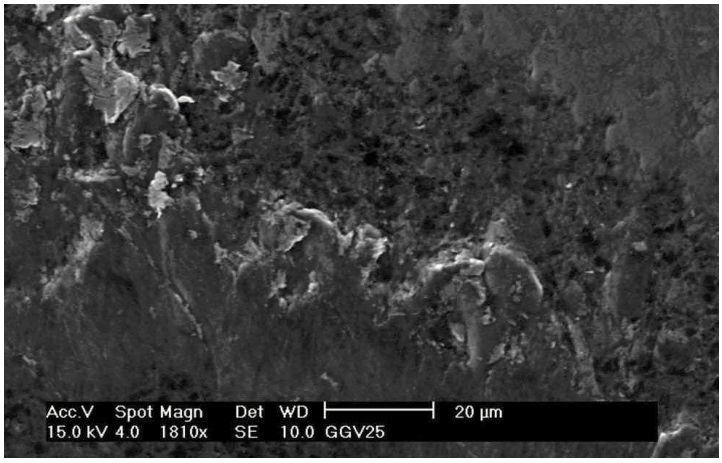


Figure 34 : Photo MEB du dépôt sur les plaquettes CBN ayant usiné de la FGL **[33]**

Les plaquettes ayant usiné de la FGV sont recouvertes d'un dépôt irrégulier.

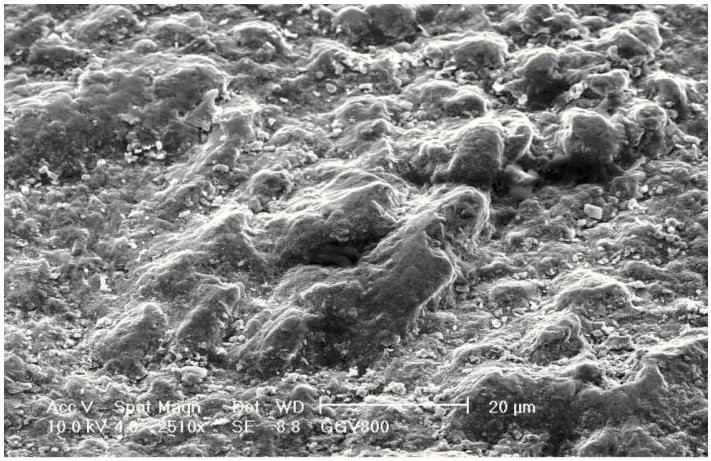


Figure 35 : Photo MEB du dépôt sur les plaquettes CBN ayant usiné de la FGV **[33]**

Afin de mieux comprendre ces phénomènes de dépôts et leurs causes des analyses qualitatives des éléments chimiques ont été effectuées à différents endroits de chaque échantillon.

Les résultats confirment que les dépôts présents sur les plaquettes CBN ayant usiné de la FGL sont radicalement différents de ceux présents sur celles ayant usiné de la FGV.

Sur les plaquettes ayant usinée de la FGV, le dépôt est principalement constitué de fer et carbone, de l'oxygène a été trouvé sur certains spots d'analyses. Dans le cas de la FGL, le dépôt (cf. fig.33 a_1 et a_2) est majoritairement composé de manganèse et de soufre ; aussi parlerons nous de couche de MnS pour la suite de l'étude.

La FGL contient du souffre et du manganèse ce qui rend la formation de ce film de MnS possible contrairement à la FGV où la quantité de souffre est voisine de 0.01% massique. L'analyse de la couche déposée sur les plaquettes CBN ayant usiné de la FGV montre qu'il n'y a pas de MnS sous le dépôt principal composé de fer et de carbone. Ceci confirme que la formation d'une couche de MnS est propre à l'usinage de la FGL et ne se forme donc pas dans le cas de l'usinage de la FGV. Les résultats ont été les mêmes en utilisant les 3 types de CBN fournis pour l'étude (DB50, Amborite 90, BNX10).

Afin de mieux comprendre ce phénomène de formation de couche de MnS, un balayage en vitesse de coupe a été réalisé. Les résultats sont présentés dans le tableau ci-dessous :

Material	DBC 50/CGI				AMB 90/CGI				DBC 50/CI				AMB 90/CI			
(m/min)	10	100	400	800	10	100	400	800	10	100	400	800	10	100	400	800
CGI or CI deposit	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓	✓
Oxidation		✓	✓				✓			✓	✓	✓		✓	✓	✓
Mn/S enrichment										✓		✓		✓	✓	✓
MnS layer												✓				✓

Tableau 12 : Analyse chimique des dépôts présents sur les plaquettes d'usinage en CBN après usinage de FGL et FGV **[33]**

Différents phénomènes ont été observés à la surface des inserts CBN :

- la 1ère ligne du tableau se réfère à un dépôt contenant du fer et du carbone
- certaines zones contenant de l'oxygène ont été répertoriés (*oxydation*)
- *Mn/S enrichment* signifie que l'on a trouvé ces éléments à la surface des plaquettes mais il n'y a pas eu de formation d'une couche continue.

Aucune couche de MnS n'a été observée sur les plaquettes ayant usiné de la FGV. Dans le cas de la FGL, cette couche ne se forme que si l'on a une vitesse de coupe élevée (800m/min).

La formation de cette couche de MnS et l'usure de la plaquette sont corrélées : lorsque ce dépôt continu se forme, aucune brèche ne se crée sur la plaquette (fig.40 a_2) ce qui prouve que la couche de MnS joue un rôle essentiel contre l'usure excessive de la plaquette en usinage à grande vitesse de la FGL.

2.4.3.3. Synthèse de l'étude

Les résultats confirment que l'usure des plaquettes CBN est fortement lié à des réactions chimiques lorsque l'on usine de la FGL et de la FGV.

Les plaquettes sont sensibles à l'oxydation et la diffusion lors d'usinage à grande vitesse. A 700°C, i.e. les températures atteinte lors d'usinage en UGV pour la FGL et la FGV, les phases liantes des plaquettes CBN ne sont pas stables, le CBN se décompose en bore et oxyde nitrique et les phases telles que le carbure de titane (TiC) et le nitrure de titane (TiN) s'oxydent aussi. Une diffusion de bore et titane dans le matériau usiné a été mise en évidence, ce qui prouve que les phases contenant du bore et du titane des plaquettes CBN se décomposent **[33]**.

Pour les expérience d'oxydation et de diffusion, les outils ont été plus longtemps exposés à l'air et à température élevé que dans la réalité afin d'étudier les différents phénomènes séparément. Dans le cas réel, la quantité de phases oxydées, l'épaisseur de la couche affectée par diffusion seraient moindres. De plus les efforts appliqués sur l'arête de coupe pendant l'usinage conduiraient a une usure trop rapide des inserts si l'on avait une telle décomposition des phases par oxydation ou diffusion.

Les échantillons analysés présentent une dureté plus faible que le produit original (cf. moyen d'obtention des échantillons), les produits issus des réactions chimiques seront arrachés par les copeaux formés durant le processus d'usinage.

La formation de fissures peut s'ajouter aux processus d'oxydation et de diffusion facilitant ainsi la formation de brèches, puis d'éclats (cf. fig. 33 b_2).

Les deux modèles de diffusion n'ont pas montré de différence qualitative que l'on observe les échantillons de FGL ou de FGV. Nous pouvons donc en conclure que le mécanisme de base pour l'usure liée à l'usinage des deux matériaux est en principe le même.

Seules les analyses des résidus sur la surface des plaquettes CBN usagées mettent en évidence les phénomènes engendrant la différence de durée de vie des outils pour l'usinage de FGL et de FGV. La FGL présente une meilleure usinabilité, lors d'utilisation d'inserts CBN, car une couche de MnS se forme sur la face de coupe agissant comme un lubrifiant. Cette couche peut aussi servir de barrière thermique lors de l'usinage permettant de limiter les effets de la diffusion et de l'oxydation, réduisant ainsi l'usure par réactions chimiques de la plaquette. Cette couche protectrice se régénère, continuellement, d'elle même lors de l'usinage.

La formation de cette couche est rendue impossible dans le cas de la FGV car elle ne contient qu'un faible pourcentage de soufre (0.01-0.016% massique) vu qu'il s'agit d'une fonte traitée au magnésium.

Il n'est pas envisageable de reproduire se phénomène en ajoutant une couche de revêtement sur les plaquettes d'usinage car il s'agirait d'un apport statique et non dynamique comme dans le cas de l'usinage de la FGL.

L'ajout de manganèse et souffre changerait intrinsèquement les propriétés de la FGV, la solution la plus simple pour outrepasser le problème d'usinabilité de la FGV consiste à changer de stratégie d'usinage en concevant des outils novateurs **[36]**.

2.5 Influence des éléments d'addition sur l'usinabilité de la FGV

2.5.1 Influence du souffre

Au delà des différences de forme de graphite entre FGL et FGV, la différence la plus significatrice est le pourcentage de soufre contenu dans la fonte. Une FGL classique contient entre 0.08% et 0.12% de soufre. La stabilité de la structure graphitique d'une FGV nécessite un faible pourcentage d'oxygène et la quantité de soufre doit être comprise entre 0.005% et 0.025%.

Cette réduction du pourcentage de soufre d'un facteur dix associé à une très faible usinabilité d'une FGV à structure mixte 50% lamellaire - 50% vermiculaire obtenue typiquement par désulfurisation d'une mélange de FGV basique a soulevé des problématiques concernant le rôle du soufre sur la différence d'usinabilité lors d'usinage à grande vitesse de FGV et FGL.

Dans la FGL, le soufre réagit avec le manganèse et forme des inclusions de sulfure de manganèse dont les dimensions sont généralement inférieures à 10µm de diamètre **[28].** Semblable à l'acier de décolletage, la présence d'inclusions de MnS ductiles et dont la dureté est faible peut prendre le rôle d'agent lubrifiant ou même protéger l'arête de coupe en formant une couche protectrice (amélioration du glissement, protection thermique).

Contrairement à la FGL, la FGV est obtenue par addition de magnésium dans le mélange liquide afin de consumer l'oxygène et le soufre. Le magnésium étant un élément favorisant la formation de sulfides, le soufre résiduel se combinera afin de former des inclusions de type MgS au lieu de MnS. L'effet neutralisant (désoxydation du mélange) du magnésium peut aussi créer des oxydes de magnésium et des silicates de magnésium (xMgO et $ySiO_2$) dans la FGV **[28].**

L'influence de la quantité de souffre présente dans la matière lors de l'usinage de différentes FGL a été confirmée par Dawson et Al. **[37-38].**

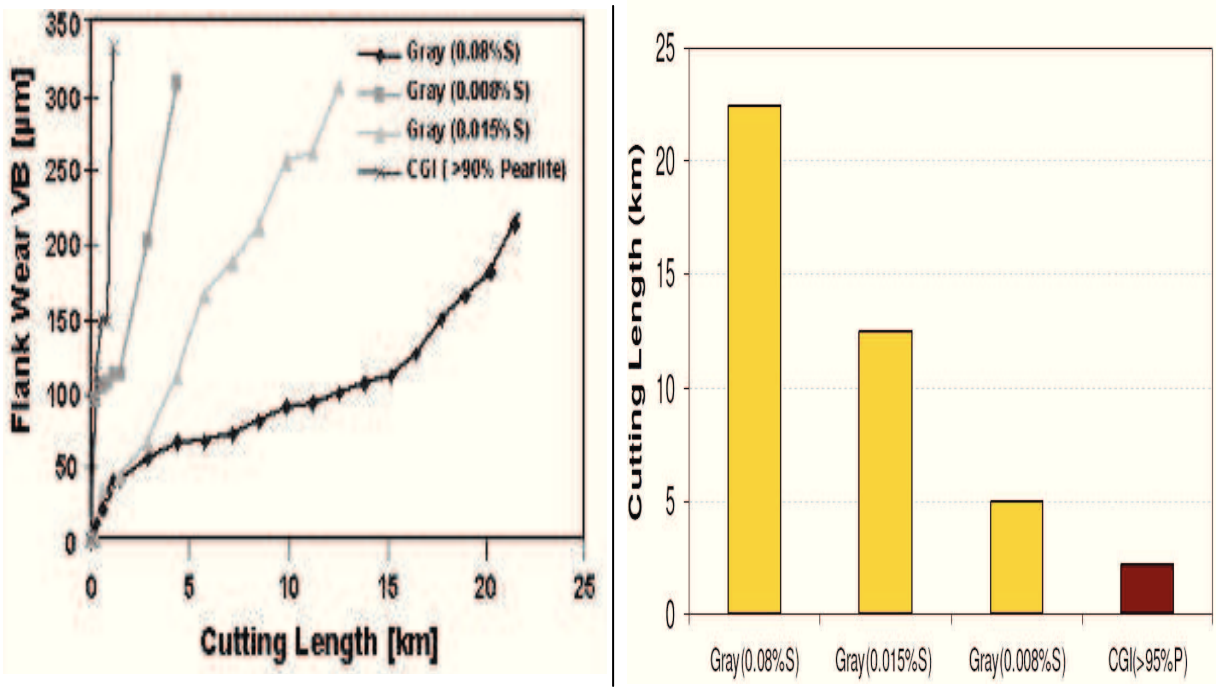


Figure 36 : Influence de la quantité de soufre sur l'usinabilité de la fonte (FGL et FGV) en tournage avec des plaquettes PCBN avec Vc = 800m/min **[37-39]**

L'usinabilité de la FGL diminue graduellement à mesure que la quantité de soufre contenue dans la matière diminue : une FGL classique contient environ 0.08% de soufre, une FGV, elle, contient environ 0.008% de soufre.

Des essais d'usinage en tournage de barres de FGL et FGV à 800m/min, avec un même pourcentage de soufre (0.008%) ont été réalisés **[28]**. La durée de vie des plaquettes en PCBN est diminuée de 70% lors du passage à la FGV.

Des essais de fabrication de FGV à haute teneur en soufre ont été effectués, mais les affinités thermodynamique du magnésium et du soufre ont contribué à la formation de particules de MgS plus dures et abrasives que les inclusions de MnS initialement désirées **[28]**.

2.5.2 Influence du Titane

Historiquement le titane était utilisé pour augmenter la stabilité du magnésium lors de la production de la FGV. Le titane réagit avec le carbone ou l'azote présent dans la fonte en fusion pour former des inclusions de (Ti(C,N)) dures et abrasives réduisant l'usinabilité du matériau drastiquement.

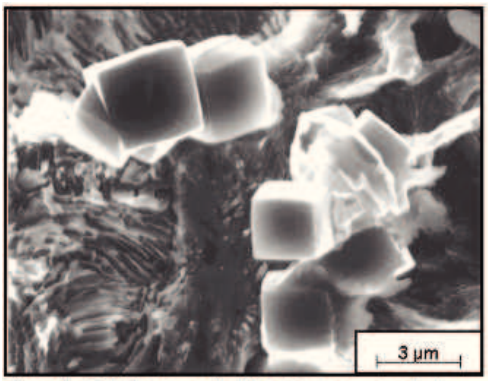


Figure 37 : Les inclusions de TiCN sont plus dures que le carbure de tungstène (WC) induisant une augmentation de l'usure par abrasion des outils **[28]**

Comme nous pouvons le voir figure 44, les inclusions individuelles dont le diamètre varie entre 1µm et 5µm peuvent se lier pour former des agglomérats de dimensions plus importantes.

La quantité de titane contenue dans le mélange provient de matériaux de « recyclage » ou d'ajout d'élément d'addition intentionnel. Dans certaines application comme les pièces de freinage et les chemises de blocs moteur, le titane est ajouté pour favoriser la formation d'inclusions de carbonitrure de titane afin d'améliorer la résistance à l'usure de ces pièces.

D'importante quantité de titane ont été utilisées, historiquement, pour éviter la formation de nodules de graphite et ainsi augmenter la fenêtre de stabilisation du magnésium pour la production de FGV.

La quantité de titane présente dans la FGV peut être classé comme suit :

0.005%–0.02% Traces

0.04% – 0.07% Quantité optimale pour améliorer la résistance à l'usure

0.10% – 0.25% Amélioration de la stabilité de la FGV (production)

Des essais de tournage avec des plaquettes en carbures de tungstène ont été réalisés à 150 et 250m/min pour identifier l'effet du titane sur l'usure des plaquettes d'usinage.

Le tableau ci-dessous présente les spécificités des échantillons testés :

Microstructure		Chemistry (%)									
% Pearlite	% Nodularity	C	Si	Mg	Cu	Sn	Mn	Sb	S	Ti	Cr
90-95	5-10	3.46	2.35	0.011	0.86	0.08	0.26	**	0.008	0.01	**
90-95	<5	3.50	2.32	0.012	0.91	0.090	0.29	0.006	0.013	0.04	0.04
80-90	<5	3.60	2.22	0.011	0.80	0.087	0.39	0.005	0.009	0.22	0.04

** Note: Chemistry not available, although 'normal'

Tableau 13 : Microstructure et composition chimique des chemises en FGV usinées **[28]**

Comme nous pouvons le voir ci-dessous un changement de composition de 0.01% de titane dans le matériau engendre une réduction de durée de vie d'environ 50% pour des vitesses de coupe de 150m/min et 250m/min.

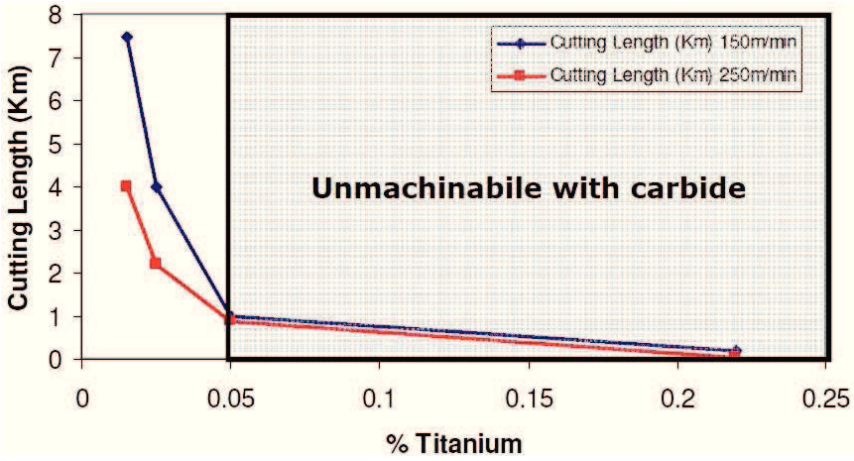


Figure 38 : Influence du pourcentage de titane contenu dans la FGV lors d'une opération de tournage avec plaquette en carbure de tungstène **[37-39]**

Ces résultats montrent l'effet dévastateur du titane sur l'usinabilité de la FGV : une simple augmentation de 0.01 à 0.02%(traces) est suffisant pour diviser la durée de vie par deux. Si l'on rajoute ne serait-ce que 0.04% de titane (amélioration de la résistance à l'usure), le matériau devient impossible à usiner avec des plaquettes carbures en tournage avec les conditions de coupe cités au préalable.

D'autres essais réalisé avec des plaquettes rotatives [**40**] ont montré que la durée de vie des plaquettes était divisée par 50 lorsque l'on usinait de la FGV avec 0.22% de titane au lieu d'usiner de la FGV avec une quantité de titane comprise dans le palier 1 (traces).

La présence et le type d'inclusions présentes dans les fontes grises ont un rôle prépondérant quant à leur usinabilité. Les carbonitrures et carbure de titane génèrent un accroissement de l'usure par abrasion et ont ainsi l'effet opposé des sulfides de manganèse - ductiles et lubrifiantes - présentes dans la FGL.

Bien que l'ajout de titane puisse être toléré lors de la fabrication de pièce nécessitant peu d'opération d'usinage - collecteur d'échappement par exemple - ; la quantité de titane présente dans les pièces requérant de nombreuses opérations d'usinage doit être limitée à son strict minimum afin d'optimiser la durée de vie des outils.

2.5.3 Influence du Chrome

Le chrome est introduit dans les mélanges destinés à la fabrication de fontes grise par le biais d'acier de « recyclage » ou intentionnellement afin d'augmenter la résistance des futures pièces vis à vis de sollicitations thermiques élevées (culasses par exemple) **[28]**. Tout comme le manganèse, le chrome stabilise la perlite en augmentant la solubilité du carbone dans l'austénite. Il permet d'affiner la structure de la perlite en augmentant la quantité de cémentite (Fe_3C) contenue dans celle-ci et en bloquant le processus de nucléation du graphite au détriment du refroidissement en créant ainsi une croute **[41]**.

De plus, le chrome augmente le phénomène de ségrégation durant la phase de solidification, favorisant la formation de carbures dans les dernières zones de solidification ; le chrome se substituant alors aux atomes de fer dans les réseaux Fe_3C pour former des carbure de chrome de type $(Fe,Cr)_3C$. Cette réaction chimique est néanmoins difficile à contrôler car un excès de 0.1% peut empêcher la transformation de ces carbure en simple ferrite lors d'opérations de recuit. Les effets de l'ajout de chrome sur l'usinabilité de la FGV ont été évalués par Reuter et al. comme étant un moyen de stabiliser la matrice du matériau en une structure 100% perlitique **[28].**

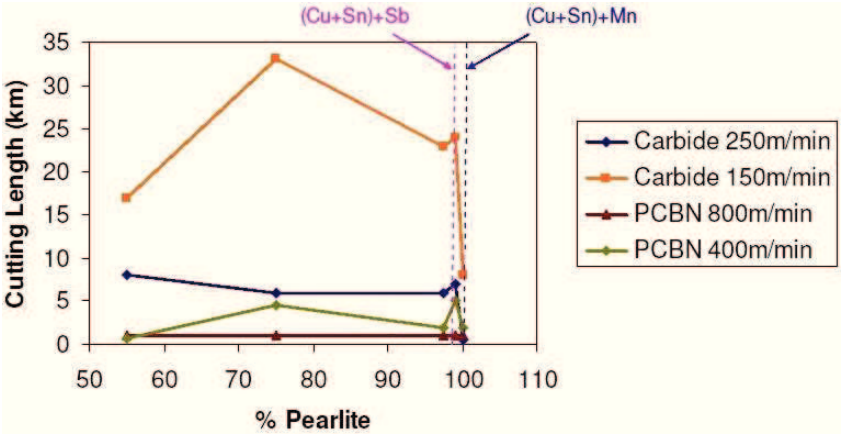


Figure 39 : Effet de la stabilisation d'une structure 100% perlitique d'une FGV avec de l'antimoine[12] et du manganèse sur l'usinabilité du matériau et la durée de vie des outils. **[39]**

[12] L'ajout d'antimoine dans la FGV crée des zones avec du graphite en pseudo-lamelles (cf. fig.11 p.9) réduisant la limite à rupture du matériaux d'environ 100MPa (525MPa -> 421 MPa).

Durant ces essais d'addition de chrome, l'usure des outils carbure, à 150m/min a doublé, au même titre que lors d'ajout de manganèse comme nous le montre la figure ci-dessus.

D'autres essais préalables réalisé par Ford Motor Company sur des carter cylindres Zetec avaient mis en évidence le rôle du chrome dans la stabilisation de la structure perlitique de la FGV mais aussi les propriétés carburigène de cet élément d'addition

Used to stabilise pearlite

Trail No	Chemistry Range (%)				Microstructure			
	Cu	Sn	Mn	Cr	%Pearlite	%Carbide	Chill	Relative Tool life
1	0.30-0.35	0.03-0.04	0.4-0.5	0.08-0.23	>85%	2-3	Present	40%
2	0.55-0.6	0.05-0.06	0.25-0.35	0.06-0.12	70-85	<1	None	100%

Used to stabilise pearlite

Tableau 14 : Utilisation du chrome et de l'antimoine pour stabiliser la quantité de perlite et leurs effets sur l'usinabilité en usinage transfert **[39]**.

Le lot numéro 1 possède une structure supérieure à 85% de perlite obtenue par ajout de manganèse et chrome. En raison d'une faible usinabilité, un deuxième lot avec une quantité de perlite comprise entre 70 et 85%, stabilisé avec du cuivre et de l'étain été coulé et testé.
La quantité moyenne de chrome a été réduite de 0.1% environ entre les 2 lots.

Bien que le chrome ne soit pas le seul élément responsable de cette chute d'usinabilité (moins de perlite), le pourcentage de carbure présent dans la matière a été diminué drastiquement ainsi que la formation de la croute pendant le refroidissement.

La quantité de chrome présente dans la FGV est donc un critère prépondérant sur l'usinabilité du matériau. Contrôler cette quantité à un niveau de traces (<0.08% Cr) est donc primordial pour optimiser l'usinabilité de la FGV.

2.5.4 Influence du Silicium

A l'instar du cuivre, de l'étain, de l'antimoine et du manganèse qui sont des stabilisant perlitique, le silicium lui permet d'améliorer la formation ferritique.

La FGV contient habituellement 2 à 2.4% de silicium qui, combiné aux stabilisant précédemment cités permet d'obtenir la structure perlitique désirée.

Si les éléments stabilisants sont réduits drastiquement au niveau de trace et que l'on ajoute 3% de silicium ou plus, la matrice de la FGV obtenue sera majoritairement ferritique et présentera les mêmes caractéristiques mécaniques qu'une FGL perlitique voire certaines FGV perlitiques suivant leur pourcentage de perlite.

L'utilisation de fonte grise à haute teneur en silicium remonte à la fabrication de FGS où il a été démontré **[42]** que les FGS à fort taux de silicium présentaient la même dureté que des FGS dont la structure était à 50-75% perlitique. La matrice étant alors majoritairement ferritique, cela se traduisit par une usure amoindrie des outils et par conséquent une baisse des temps morts (changement plaquettes, conditions de coupe plus élevées...). Ces FGS n'étant néanmoins pas plus simple à usiner, différentes expériences ont été réalisées pour vérifier si ce type d'ajout pouvait être bénéfique dans le cas de la FGV.

La composition chimique ainsi que les résultats des essais de dureté sont présentés dans le tableau ci-dessous.

Microstructure		BHN	UTS	Chemistry(%)									
% Pearlite	% Nodularity	(5/750)	(MPa)	C	Si	Mg	Cu	Sn	Mn	Sb	S	Ti	Cr
<2	10-20	170	386	3.55	3.02	0.007	0.05	0.006	0.18	0.005	0.010	0.013	0.02
<2	5-10	202	450	3.02	4.03	0.010	0.06	0.005	0.34	0.005	0.013	0.014	0.03

Tableau 15 : Caractéristiques des pièces en FGV utilisées pour vérifier l'impact de l'ajout de Silicium sur l'usinabilité du matériau **[28]**.

Différents essais de tournage ont été réalisés avec ces deux lots de matière en utilisant des plaquettes CBN et des plaquettes en carbure de tungstène (WC) :

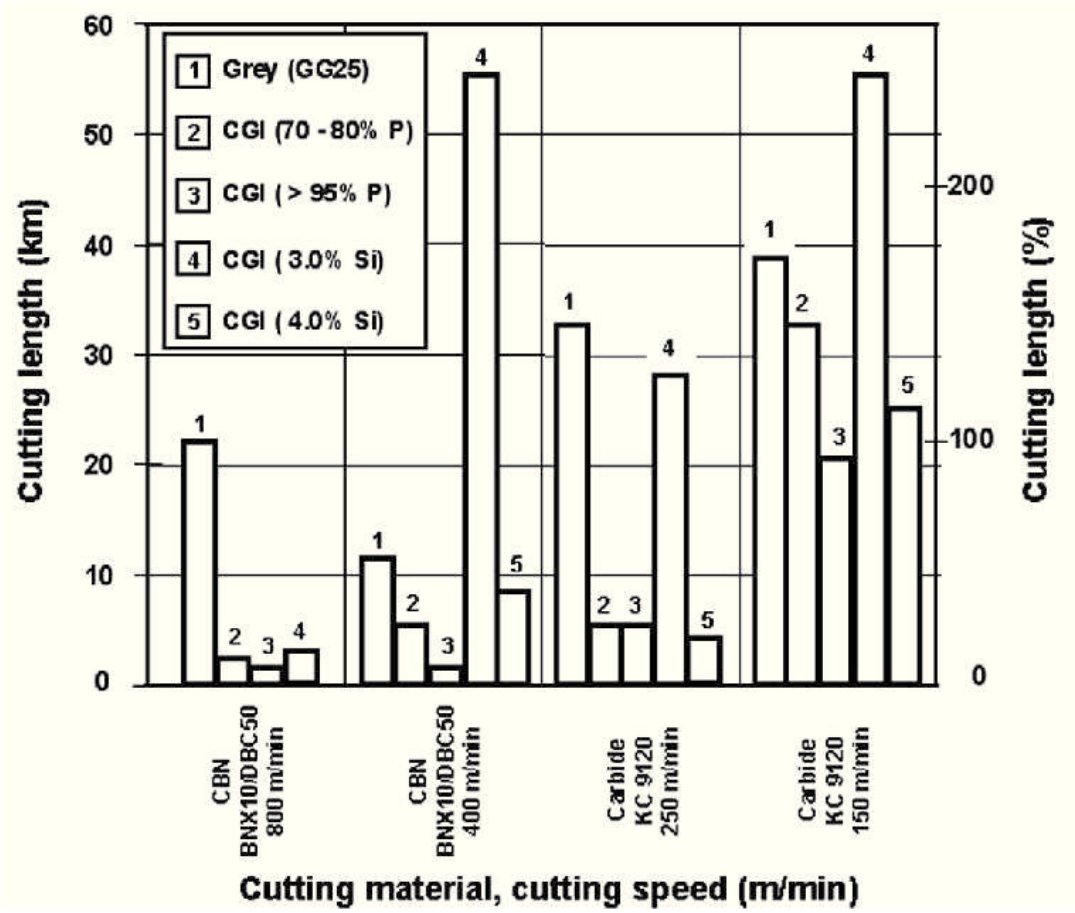


Figure 40 : Influence du pourcentage de silicium sur l'usinabilité de la FGV lors d'essais de tournage avec plaquettes CBN et WC **[28]**

Les résultats des essais d'usinage (fig.47) dans la FGV hautement chargée en silicium ont été comparés à des essais réalisés sur pièces tests en FGV dont la structure avait été

La figure 40 montre qu'avoir 3% de silicium améliore de façon significative la durée de vie des outils de coupe qu'ils soient en carbure de tungstène ou en CBN et suivant les 2 couples de vitesse de coupe choisis.

Néanmoins, bien que cette FGV à 3% de silicium semble être une bonne candidate pour certaines application, sa faible dureté (environ 170 Brinells) n'est pas satisfaisante pour la tenue en fatigue des cylindres d'un bloc moteur.

Des essais avec des outils de type PCBN n'ont pas montré d'amélioration de l'usinabilité en tournage à 800m/min, ce qui est une opération critique pour l'alésage des fûts traditionnellement.

D'autres pièces test avec 4% de silicium (tab. 16) ont été fabriquées afin d'égaler les caractéristique de dureté de la FGL utilisée pour la fabrication de carter cylindres conventionnels et ainsi de rendre cette FGV viable. Néanmoins, cette augmentation des caractéristiques mécaniques se fait au détriment de la durée de vie des outils à plaquettes en carbure de tungstène. La seule amélioration significative à lieu avec des plaquettes PCBN avec une vitesse de coupe de 400m/min.

Bien qu'encourageant, ces essais n'ont pas donné lieu à une modification de la composition chimique de la FGV viable en raison de chute de résistance à l'usure et en fatigue des carters cylindres engendrée par une matrice entièrement ferritique.

Le silicium est aussi connu pour son influence sur la conductivité thermique dans les FGS **[28]**. Des essais ont donc été effectués pour évaluer l'influence d'un fort taux de silicium dans la FGV. Ainsi, lorsque la FGV comporte 4% de silicium, la conductivité thermique du matériau est d'environ 31.7 W/m*K à 100°C tandis qu'à 3%, elle est de 35 W/m*K ; une FGV traditionnelle possédant une conductivité thermique de 37 W/m*K et 48 W/m*K pour une FGL.

Finalement, cette chute de 15% de la conductivité thermique empêche d'envisager l'utilisation du silicium pour optimiser la FGV et améliorer son usinabilité sous peine de non tenue en fatigue des carters cylindres vis à vis des sollicitation thermiques liées au fonctionnement d'usage des moteurs à combustion ; les développement concernant l'ajout de silicium ont été abandonnés.

2.6 Conclusion

Cette deuxième partie a été consacrée aux différents processus de fabrication de la FGV. Nous avons vu que certaines réactions chimiques bénéfiques à l'usinabilité de la FGL ne pouvait se produire dans le cas de la FGV : aucune formation de couche de MnS servant de couche protectrice et lubrificatrice.

L'effet des éléments d'addition sur l'usinabilité de la FGV a été mise en évidence : le titane utilisé lors des premiers essais de fabrication de FGV pour stabiliser la structure perlitique s'est montré être un élément carburigène et il est inenvisageable d'utiliser des plaquettes en WC dès lors que le titane présent dans les pièces à usiner excède les 0.05%. **[37-38-43]**.

L'ajout de chrome afin d'améliorer la tenue en fatigue des pièces en FGV soumises à hautes températures s'est aussi révélé négatif d'un point de vue usinabilité du matériaux car formant des carbures abrasifs tout comme le titane **[37-38]**.

L'utilisation d'un taux de silicium élevé afin d'améliorer l'usinabilité du matériau n'a pas fourni les résultats escompté. Cette piste a donc été abandonnée.

La troisième et dernière partie de cette étude bibliographique concerne l'usinage et les notions nécessaire à la bonne compréhension de l'étude menée sur l'usinabilité de la FGV.

3 Généralités sur l'usinage par enlèvement de matière.

*N.B : Ce chapitre présente des notions d'usinage nécessaire à la bonne compréhension de l'étude menée sur l'usinabilité de la FGV. Le lecteur peut se référer au « Mémotech Productique » **[45]**, aux catalogues d'outils coupants Safety **[46-47]** ainsi qu'aux Techniques de l'Ingénieur pour plus de précisions.*

Le travail des matériaux au moyen d'outils coupant s'est toujours révélé une technique de mise en forme majeure parmi les procédés de fabrication.

La multiplicité croissante des recherches dans les différents domaines de fabrication de systèmes nécessitant un grand nombre de pièces et d'opérations d'assemblage a contribué à démontrer l'intérêt de l'utilisation de solutions d'usinage par outils coupant. Ainsi, de nombreuses avancées technologiques ont vu le jour au cours des cinquante dernières années (outils à plaquette amovibles, Usinage Grande Vitesses, …).

Les exigences actuelles concernant la réduction drastique des coûts de production ont donc amené des thématiques telles que l'optimisation des temps d'usinage (UGV), la création de couple outil / matière, sur le devant de la scène de la Recherche dans le domaine de l'usinage.

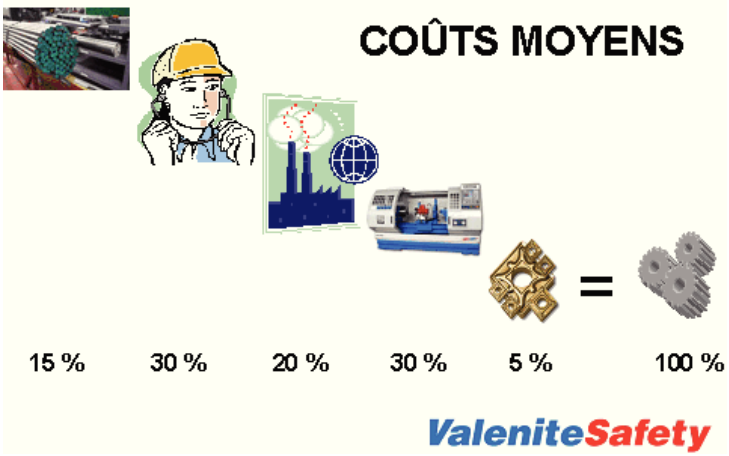


Figure 41 : Evaluation des coûts de revient d'une pièce produite **[44]**

La figure 41 montre que le choix d'outils mieux adaptés avec des conditions de coupe adéquates permettra de réduire le temps de production, qui lui, impacte 80% du coût de la pièce produite (machine + main d'œuvre + frais généraux).

C'est dans cette thématique que s'inscrira l'étude de l'usinabilité de la fonte à graphite vermiculaire qui sera présentée dans les chapitres suivant.

3.1 Principe général de l'usinage et définitions

Usiner consiste à enlever de la matière à une pièce à l'aide d'un outil. En raison des différents types d'outils utilisés, on dénombre différents procédés d'usinage :

- la rectification, où la matière est enlevée par les grains abrasifs d'une meule ;
- l'électroérosion consiste à fondre la matière par la création d'un arc électrique entre la pièce et une électrode ;
- l'usinage par outil coupant, procédé étudié dans le cas présent.

L'outil est animé d'un mouvement adapté à la forme recherchée. Au contact de la pièce et de l'outil, en fonction des vitesses de déplacement, des trajectoires choisies et des duretés des matériaux, se crée un copeau provenant de la pièce usinée.

Tout usinage par outil coupant se caractérise par :

- Un mouvement relatif entre la pièce et l'outil, résultant de la composition d'un mouvement de coupe (Mc) et d'un mouvement d'avance (Ma). Ces derniers sont des translations et des rotations, indépendantes ou conjuguées (mouvement hélicoïdal) par exemple ;
- La forme de la partie active de l'outil (point, ligne) ;
- Les conditions de coupe permettant d'optimiser la productivité de l'ensemble machine/outil/matière.

On distingue deux principes de génération de surface usinée, le travail de forme et le travail d'enveloppe, parfois utilisés simultanément.

3.1.1 Travail de forme

3.1.1.1 Principe

Lorsqu'un outil de forme spécifique rencontre la matière et l'usine, il en résulte une surface de forme directement liée à celle de l'outil. On parlera de travail de forme lorsque la surface sera engendrée par le déplacement d'une génératrice appartenant à l'outil.

La figure 42 présente deux opérations d'usinage usuelles : génération d'une surface courbe et génération d'un plan par fraisage.

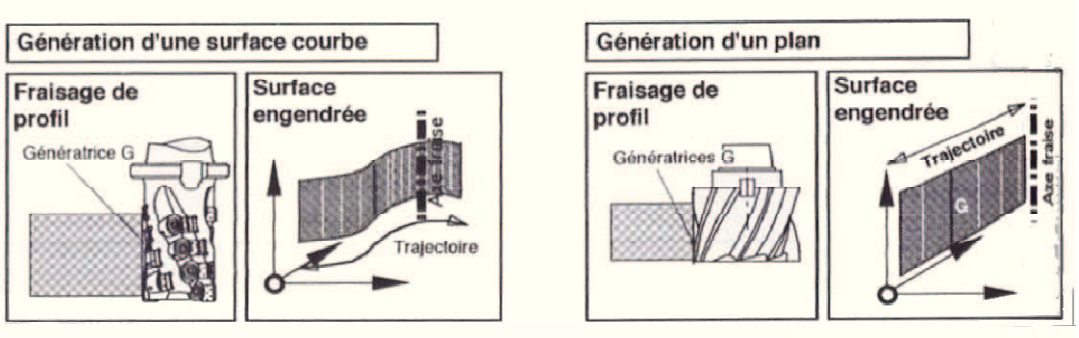


Figure 42 : Génération d'un plan et d'une surface courbe en fraisage **[48]**

La qualité de la surface obtenue dépend de la génératrice (forme, position, état de surface de la géométrie), de la précision des déplacements et de conditions de coupe adaptées.

3.1.2 Travail d'enveloppe

3.1.2.1 Principe

La surface engendrée, combinaison d'un mouvement d'avance et d'un mouvement de rotation, est obtenue par le déplacement d'un point générateur. Suivant cette combinaison, on créera un plan, une surface de révolution ou une surface quelconque.

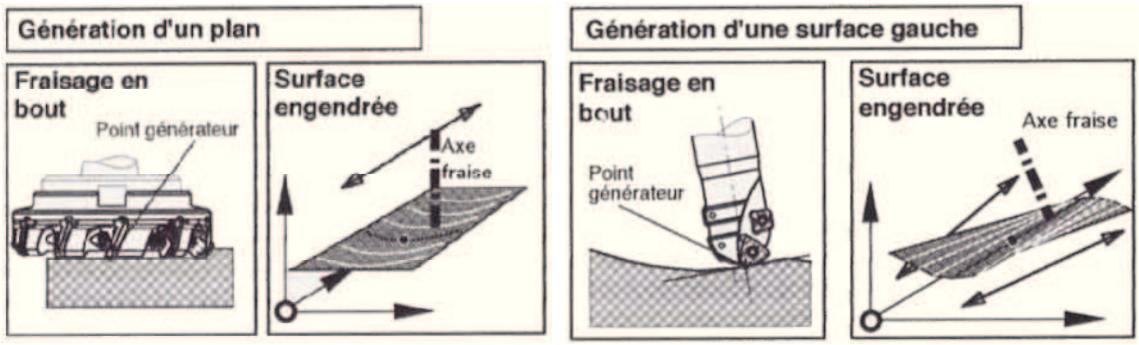


Figure 43 : Génération d'un plan et d'une surface gauche en fraisage **[48]**

N.B. : Le travail mixte qui est la combinaison des deux précédentes méthodes ne sera pas traité ici.

3.2 Machines outils et directions de fraisage

Dans le cadre de notre étude, nous allons nous restreindre à la description des centres d'usinage (opérations de fraisage).

On distingue deux types de fraisage :

- Le fraisage en roulant : une génératrice latérale de la fraise roule sur la surface engendrée et réalise un travail de forme.
- Le fraisage en bout : il s'agit d'un travail d'enveloppe dans lequel le point génère la surface usinée qui se situe sous l'outil.

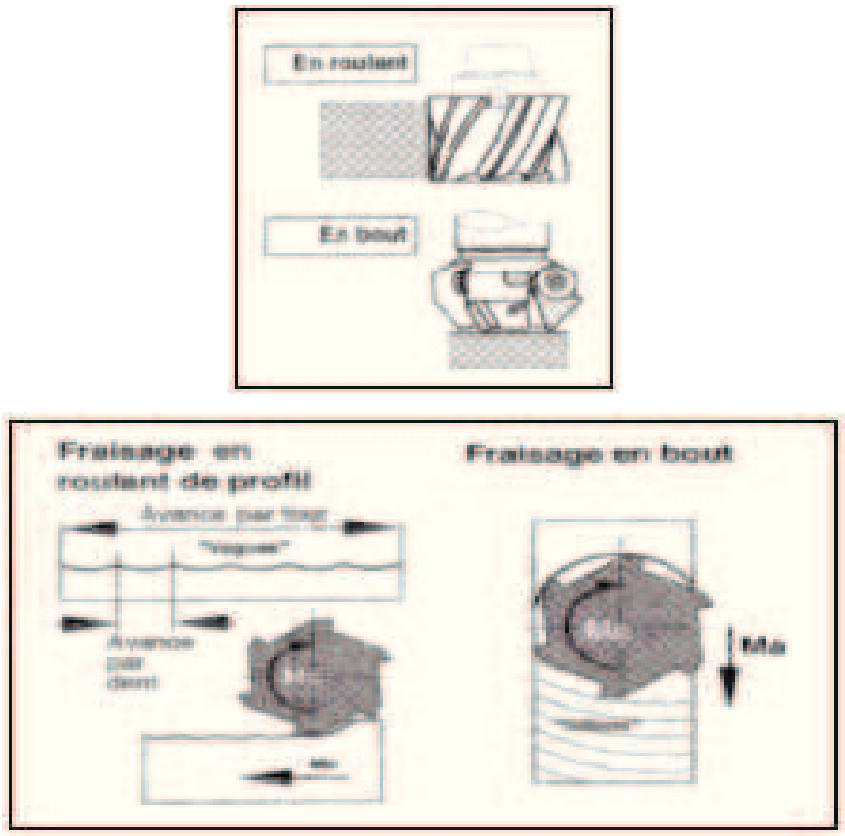


Figure 44 : Modes de travail en fraisage et état d'une surface fraisée **[48]**

Le mouvement de coupe implique toujours une mise en rotation de l'outil, le mouvement d'avance étant lui communiqué à la pièce ou à l'outil suivant les cas. Dans notre cas la pièce sera fixe.

La surface engendrée n'est pas parfaite : pour le fraisage en roulant, elle se caractérise par des ondulations dont l'importance diminue si l'avance par dent diminue ; en fraisage en bout, on observe une succession de sillons espacés d'un intervalle correspondant à l'avance par dent (fig. 44).

En fonction des sens des mouvements de coupe et d'avance, on distinguera deux modes de travail en fraisage (fig. 45) :

- Le travail *en avalant* : la dent attaque la pièce par la plus grande épaisseur de copeau. Les efforts de coupe plaquent alors la pièce sur son support, ce qui peut être un avantage non négligeable.
- Le travail *en opposition* : la dent attaque la pièce par la plus faible épaisseur de copeau. Les efforts de coupe tendent à soulever la pièce de son support, ce qui peut entraîner la rupture de plaquettes voire la destruction de l'outil si la pièce sort des mors de l'étau par exemple.

Le fait d'attaquer la coupe par un copeau d'épaisseur très faible (il faudra s'assurer de ne pas être inférieur à la valeur de copeau minimum) provoque l'écrouissage superficiel de la surface et peut pour certains matériaux, nuire à la qualité de surface de la pièce finie ainsi qu'à son intégrité de surface.

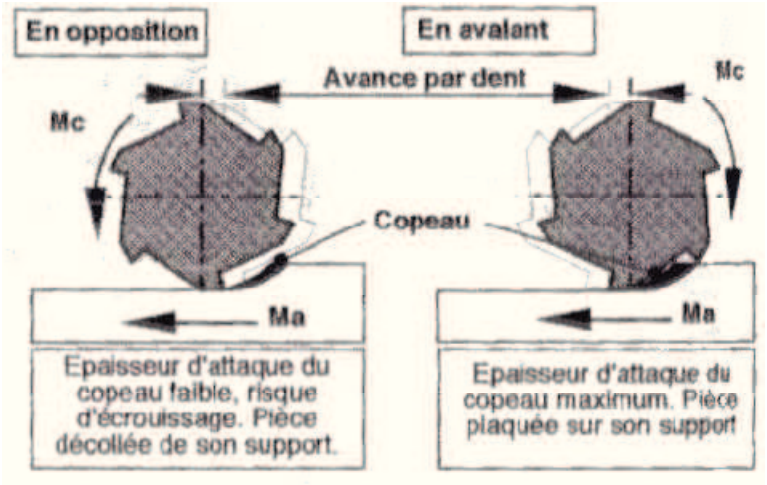


Figure 45 : Le travail en opposition et en avalant pour un fraisage en roulant **[48]**

La pièce à usiner peut être placée :

- dans un étau, porte-pièce standard permettant de positionner et de maintenir simplement les pièces de formes prismatiques et de faible encombrement ;
- dans un porte-pièce spécifique ;
- sur la table de la machine, par l'intermédiaire de brides et de cales (pièces de grandes dimensions ou peu épaisses).
- sur une table d'efforts afin de pouvoir mesures les efforts générés par la coupe du matériau dans les trois directions (x, y, z) en fonction de la solution d'usinage employée.

La dernière solution est celle employée lors des essais de fraisage réalisés pour cette étude. Ils seront présentés dans le chapitre suivant.

3.3 Outils de coupe

3.3.1 Désignations

Nous ne nous attacherons ici qu'à la présentation des outils de fraisage.

3.3.1.1 Outils de fraisage

Les outils de fraisage (fraises) sont désignés de la manière suivante :

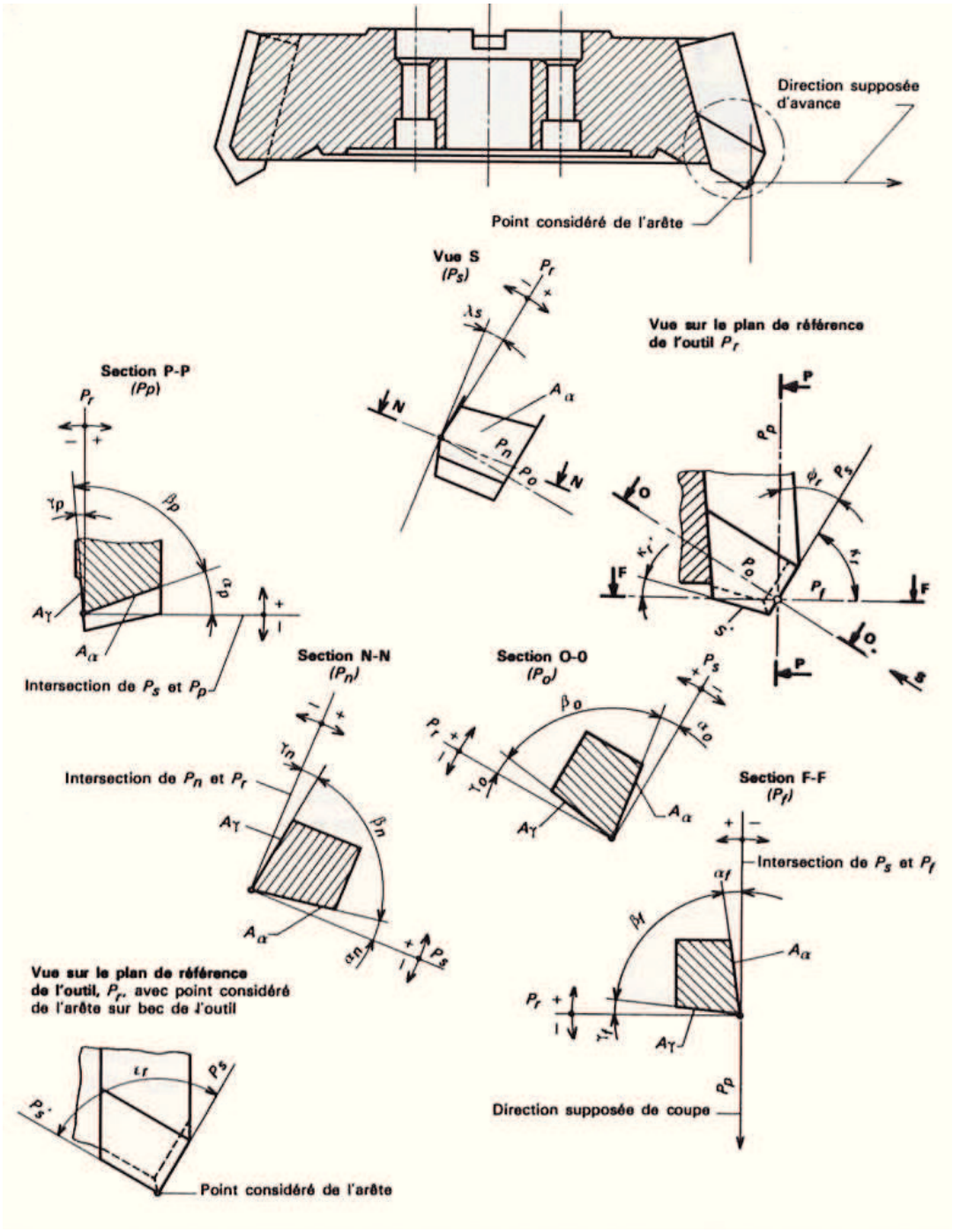


Figure 46 : Désignation des plans et angles d'un outil de fraisage **[45-49]**

➢ Définitions des principaux plans **:**

Plan de référence P_r : plan passant par un point considéré de l'arête et perpendiculaire à la direction supposée de coupe.

Plan de travail conventionnel P_f : plan perpendiculaire à P_r au point considéré de l'arête et parallèle à la direction supposée d'avance.

Plan d'arête de l'outil P_s : plan tangent à l'arête au point considéré et perpendiculaire à P_r.

➢ Définitions des principaux angles et influence de leurs valeurs sur la coupe **:**

Angle de direction d'arête K_r : Il s'agit de l'angle mesuré dans P_r entre P_f et P_s.

Un angle K_r inférieur à 90° assure à l'arête de coupe une entrée en contact progressive avec la matière à usiner et en arrière de la pointe de l'outil, partie la plus fragile. A l'inverse, si K_r est trop petit, la longueur de l'arête de coupe en prise avec la matière augmente (concept grande avance), les efforts s'accroissent également mais ils sont répartis sur une plus grande portion de l'arête de coupe. K_r influe sur l'évacuation des copeaux.

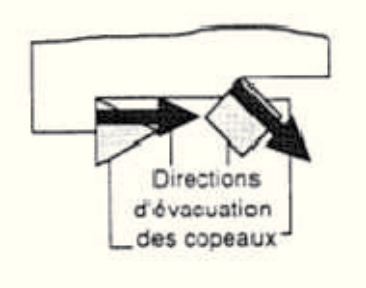


Figure 47 : Influence de K_r sur l'évacuation du copeau **[48]**

Angle d'inclinaison d'arête λ_s : Il s'agit de l'angle mesuré dans P_s entre l'arête et P_r. En ébauche, un angle négatif augmente la robustesse de l'arête de coupe et provoque la fragmentation des copeaux. En finition, un angle positif donne une meilleure acuité d'arête donc un copeau minimum plus faible.

Angle de pointe ε_r : Angle mesuré dans P_r entre P_s et le plan perpendiculaire à P_r et contenant l'arête de dépouille principale. L'angle de pointe doit être choisi en fonction du profil à effectuer sur la pièce.

Angle de dépouille α : Il s'agit de l'angle mesuré entre la face de dépouille et P_s. Dans le cas où α_n est trop grand, l'arête de coupe devient fragile. Dans le cas contraire, s'il est trop petit, on augmente la surface en contact entre la pièce et la face de dépouille ce qui a pour effet d'augmenter le risque de talonnage.

Angle de taillant β : Il correspond à l'angle entre la face de coupe et la face de dépouille.

Angle de coupe γ : angle entre la face de coupe et P_r. Ces trois derniers angles sont liés par la relation géométrique suivante : $\alpha + \beta + \gamma = 90°$

3.3.2 Influence de la géométrie des outils de coupe sur l'usinage

Il s'agit de déterminer un compromis entre résistance et polyvalence. Un (plus) grand angle d'attaque apporte de la robustesse à l'arête de coupe et facilite la dissipation thermique dans la zone d'enlèvement des copeaux, contribuant ainsi à prolonger la durée de vie de l'arête.

Un angle plus faible ajoute de la polyvalence quant à l'utilisation de la plaquette d'usinage, autorisant une plage de vitesses d'avance plus importante (usinage grande avance). Cette démarche permet d'augmenter le volume de matière enlevé ce qui dans une optique d'optimisation de la production permettra de libérer des ressources (machines/hommes).

Il existe différentes macro-géométries de plaquettes, de la plaquette rondes à l'octogonale en passant par les triangulaires, carrées ou hexagonales. Le choix de telles solutions dépendra de paramètres prépondérants tels que la résistance de la plaquette, la diminution des vibrations, la puissance absorbée.

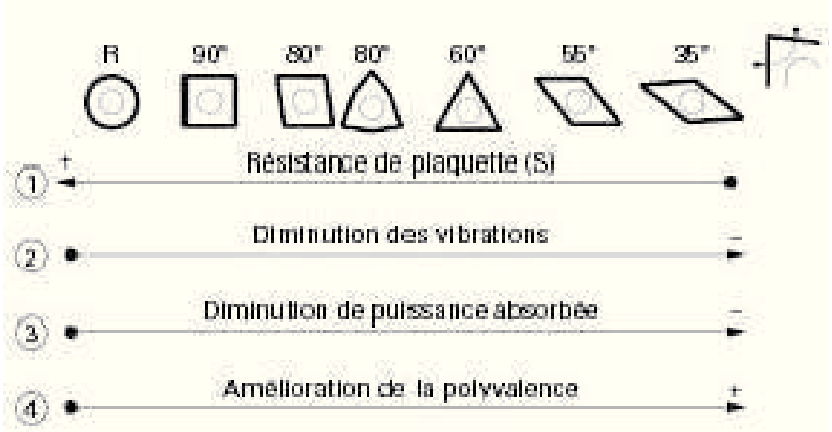


Figure 48 : Critères de choix pour la forme de la plaquette. **[48]**

Pour les critères dimensionnels, il faudra faire un compromis coût/fiabilité.

Facteurs affectant le choix	R	90	80	80	60	55	35	
Ébauche lourde	●	●	●	❍	❍			
Ébauche légère ; semi-finition		❍	●	●	●	●		
Finition (complexité de forme)			❍	❍	●	●	●	
Contournage (accessibilité).			❍	❍	❍	●	●	
Diversité d'opérations	❍		●	❍	❍	●	❍	
Puissance machine limitée			❍	❍	●	●	●	
Limitation de la tendance aux vibrations				❍	●	●	●	
Matériau usiné dur	●	●						
Coupe intermittente	●	●	❍	❍	❍			
Grand angle d'arête			●	●	●	●	●	
Petit angle d'arête		●		●	●			

● le mieux adapté ; ❍ adapté.

Figure 49 : Choix d'un angle de pointe en fonction de l'usinage. **[48]**

Le coût de la plaquette étant dépendant de la complexité de fabrication de la celle-ci, il sera nécessaire d'optimiser le choix de la solution retenue. Dimensions, épaisseur, type d'opération d'usinage (ébauche lourde, finition, usinage hélicoïdal...) seront des paramètres critiques pour le choix de la plaquette.

3.3.3 Rayon de bec d'une plaquette

Le rayon de bec de la plaquette détermine la robustesse/tenue en fatigue de celle-ci. On privilégiera un grand rayon de bec pour les opérations d'ébauche, on l'adaptera pour les opérations de finition suivant l'état de surface désiré. D'un point de vue physique, un grand rayon permet de répartir l'effort de coupe sur une plus grande longueur d'arête, mais aussi de faciliter la dissipation thermique, ce qui impacte durablement la durée de vie de la plaquette.

Ainsi, nous trouverons des plaquettes dont le rayon de bec est compris entre 0,2 et 3mm. La plage [0,4-0,8mm] est cependant la plus communément utilisée.

Afin de générer un bon état de surface et limiter au mieux l'usure de la plaquette, il est préférable de choisir un rayon de bec assez faible avec une arête de coupe vive donc tranchante. Un faible rayon de bec engage une plus petite surface de la plaquette dans la coupe, réduisant par la même les risques de vibration et la tendance à l'usure. Il offre aussi l'avantage de former des copeaux plus minces dont l'évacuation de la pièce est plus aisée.

Comparativement, un grand rayon de bec tend à provoquer des vibrations et un fléchissement de la pièce. Les copeaux se forment dans plusieurs directions, nécessitant une puissance de coupe plus importante et engendrant des efforts de coupe plus élevés.

Le choix d'une profondeur de coupe inférieure au rayon de bec est à éviter dans la mesure du possible car la formation copeau ne peut alors pas être maitrisée.

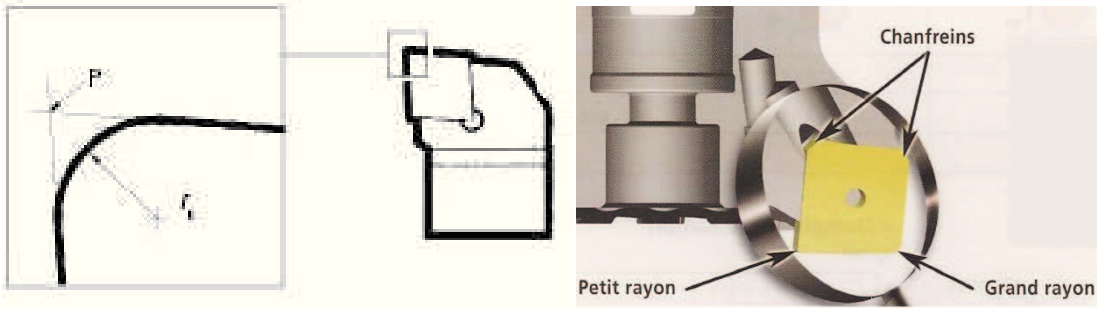


Figure 50 : Notion de rayon de bec **[47-48]**

3.3.4 Influence du brise copeau

Lorsque le copeau se déroule de manière continue, il peut s'enrouler autour de la pièce ou de l'outils ; son évacuation est un critère primordial à considérer lors de la conception d'un outil sous peine de détériorer l'état de la surface de la pièce usinée. Afin de faciliter cette opération, il est préférable de fractionner le copeau. Pour cela, les plaquettes d'usinage sont pourvues d'un brise-copeau.

Une bonne maîtrise du copeau est assurée si le brise-copeau est serré mais au détriment d'un échauffement important de l'arête de coupe, favorisant l'écaillage de celle-ci, ou la formation d'une arête rapportée augmentant alors le risque de casse ou fracture de la plaquette. Inversement, si le brise-copeau est trop ouvert, la maîtrise de formation du copeau sera difficile voir impossible, créant par la même occasion un martelage du copeau sur la pièce, des vibrations, le tout, détériorant l'étant de surface de la pièce usinée.

La formation du copeau varie avec le type de matériau travaillé. Les copeaux enroulés contre l'outil peuvent présenter un avantage s'ils sont en spirale et se brisent facilement loin de l'outil. Par contre, s'ils se brisent contre la pièce, ils affectent l'intégrité et la qualité de la surface. Il est donc primordial de bien sélectionner les bonnes géométries de finition : rayon de bec, finition d'arête et brise copeaux appropriés pour les opérations d'usinage finales.

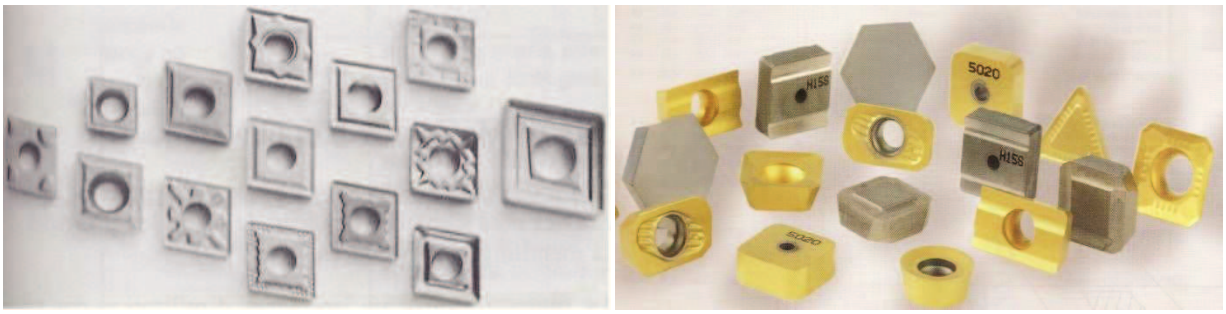


Figure 51 : Type de brise-copeau **[46-47]**

3.3.5 Longueur effective de coupe l_a

Lorsque l'angle d'orientation d'arête est de 90°, la longueur effective de coupe l_a est égale à la profondeur de coupe ; l_a varie en fonction de l'angle d'orientation de coupe. La longueur de coupe maximale effective dépend de la forme ou macro-géométrie de la plaquette. Ces valeurs maximales sont celles recommandées pour garantir une bonne fiabilité en ébauche continue, mais des passes plus profondes peuvent être effectuées durant de courtes périodes.

Si la longueur effective de coupe de l'arête est insuffisante, il faudra choisir une plaquette de dimensions supérieures, ceci impliquant alors de vérifier la compatibilité du porte plaquette et le remplacer, le cas échéant.

Une autre solution sera d'effectuer plusieurs passes. Il faudra évaluer le surcoût engendré par le changement de corps outil ou calculer l'impact sur la productivité si l'on réalise plusieurs passes.

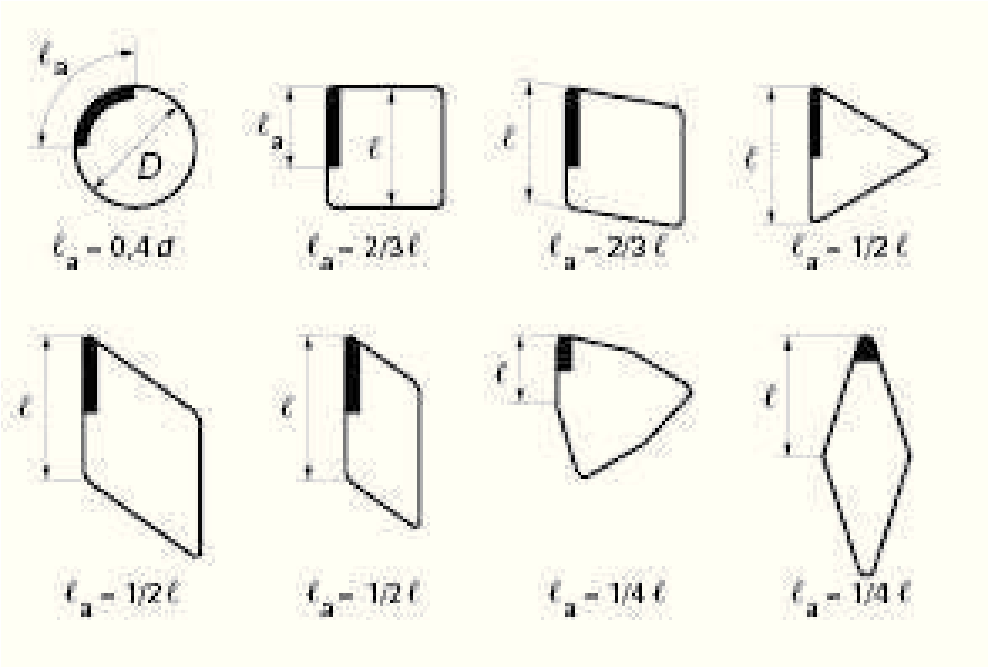


Figure 52 : Longueur effective de coupe maximale pour les profils usuels de plaquettes **[48]**

3.3.6 Efforts de coupe

L'étude des efforts de coupe est nécessaire pour optimiser les outils et dimensionner le porte-pièce. Les directions des efforts de coupe permettent de déterminer le sens de déplacement des outils afin que les appuis du montage s'opposent à ces efforts.

Nous nous attacherons uniquement au fraisage par la suite.

La situation des efforts pour une dent en prise est identique à celle du tournage ; l'effort tangentiel de coupe s'exprime de la même façon. La valeur du coefficient Kc dépend comme dans le cas du tournage, de l'épaisseur du copeau. Cette dernière variant au cours de la coupe (Fig. 53), il faut déterminer une épaisseur moyenne hm. Le calcul du coefficient spécifique de coupe s'effectue en général en plusieurs étapes en partant de données empiriques obtenues pour un angle de coupe et une épaisseur de copeau données

A partir de tableaux et d'abaques, on remonte successivement au choix d'un Kc suivant le matériau usiné, à la définition d'un Kc provisoire. On calcule alors l'épaisseur moyenne du copeau, puis on estime un facteur de correction qui permet alors de fixer le Kc final.

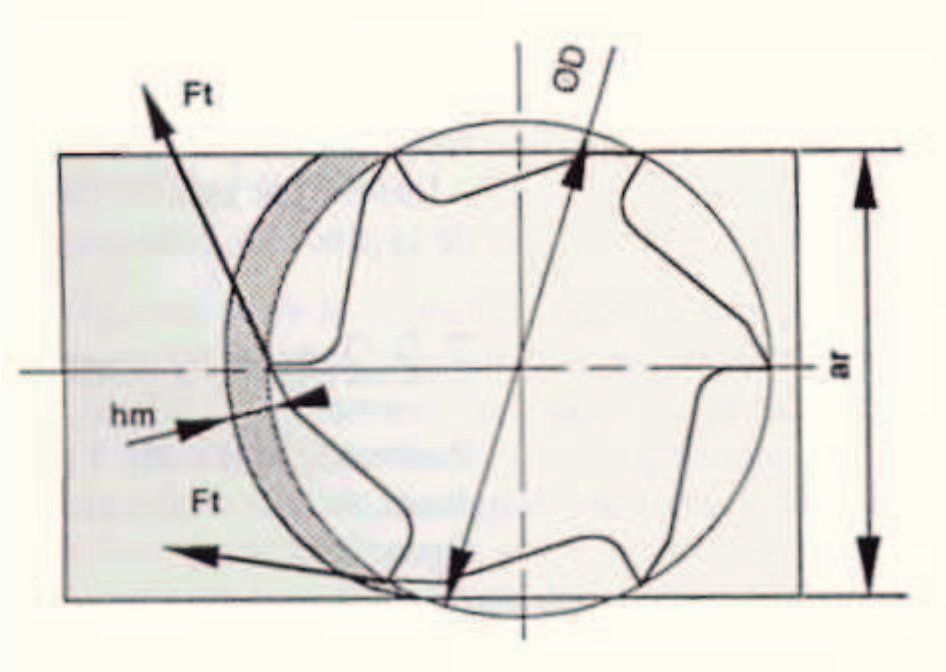


Figure 53 : Longueur effective de coupe maximale pour les profils usuels de plaquettes **[48]**

4 Conclusion de l'étude bibliographique

Nous avons exposé au travers de cette recherche bibliographique les différences fondamentales entre les différents types de fonte de la famille des fontes grises.

Notre étude portant sur l'usinabilité de la fonte à graphite vermiculaire, nous nous sommes attachés à la compréhension des facteurs affectant l'usinabilité de ce matériau.

Suivant les additifs utilisés et à cause d'un faible taux de souffre dans la FGV, l'usinabilité est divisé par deux, lorsque comparé a une FGL classique (Ft25).

L'utilisation de solutions céramiques et CBN ne sont pas rentables d'un point de vue économique le ratio débit de matière enlevé/coût plaquette étant bien trop faible.

L'utilisation de plaquettes en carbure de tungstène se révèle être le candidat idéal pour ce type d'opération d'usinage en ébauche.

Notre étude s'est donc portée sur l'usinabilité de la FGV avec des plaquettes en carbure de tungstène revêtues prototypes conçues et fabriquées par l'entreprise Safety. Nous avons choisi d'évaluer l'état de l'outil de coupe en fur et à mesure de son usure tout en suivant l'évolution des efforts de coupe.

Le matériau a été évalué. Des essais de tribologie sur les revêtements des plaquettes d'usinage afin d'essayer de mieux appréhender les mécanismes d'usure et de frottements des différents couches ont été réalisés.

Afin de mener à bien cette étude, des outils spécifiques ont été développés ; ils seront présenté dans le chapitre suivant

Références bibliographiques

[1] Encyclopédie Wikipédia: http://fr.wikipedia.org/wiki/Fonte_(métallurgie)

[2] Diagramme de phase : http://www.technoscience.net/

[3] http://www.angers.ensam.fr/ressources/Fonderie2006/pages/page_constituants_fontes.htm

[4] Photo microscope métallurgique CEROC

[5] http://subaru.univ-lemans.fr/sciences/wsnm/atlametal/def.htm

[6] N. Pretorius, Machining of High Strength Cast Irons for Valenite, Element Six Ltd, Shannon, Ireland.

[7] D. Löhe, Properties of vermicular cast iron at mechanical and thermal-mechanical loading, Machining Workshop 2005 for Powertrain materials, Darmstadt November 24-25

[8] S. Dawson. Compacted Graphite Iron: Mechanical and Physical Properties for Engine Design, Materials in Powertrain VDI, Dresden Germany 28-29 October 1999

[9] S. Dawson, F. Indra. Compacted Graphite Iron – A New Material for Highly Stressed Cylinder Blocks and Cylinder Heads, Internationales Wiener Motorensymposium 2007

[10] A. Berglund. Characterization of factors interacting in CGI Machining, Licentiate Thesis in Production Engineering, Stockholm, 2008

[11] W.L. Guesser, V.D. Duran, W. Krause. Compacted graphite Iron for Diesel Engine Cylinder Blocks, Transactions of the Congress Le Diesel: aujourd'hui et demain, Ecole Centrale Lyon, 12-13 mai 2004

[12] L.G. Wesselink, E. Buijsman, J.A. Annema. The impact of Euro 5: facts and figures, February 2006

[13] Commission staff working paper: Fiscal incentives for motor vehicles in advance of Euro 5, Brussels 12.1.2005

[14] D. Sham, W. Troschel, H. Schulz, E. Kalhofer, U. Reuter. Machining of CGI, Werkstatt und Betrieb, Allemagne, 1998, 131(3), 135-137

[15] F. Mocelin, E. Melleras, W.L. Guesser. Study of the machinability of CGI for drilling process, Tupy Fundicoes Ltda. Brazilian Manufacturing Congress 2004, Vol. XXVI, pp 22-27

[16] S. Dawson, T. Schroeder. Pratical Applications for Compacted Graphite Iron, AFS Transactions 2004, Paper 04-047(05).pdf, Page 1 to 9

[17] S. Dawson. Process control for the production of compacted graphite iron, 106th AFS Casting Congress Kansas City 4–7 May 2002

[18] S. Dawson. Compacted graphite iron: Cast Iron Makes a Comeback. 1994, JOM. Vol.46, n°8, pp44-47

[19] S. Dawson, T. Schroeder. Compacted graphite iron offers a viable design alternative. Engineered Casting Solutions, 2000, USA, 2(2), 42-45.

[20] S. Dawson, I. Hollinger, P. Smiles. The mechanical and physical properties of compacted graphite iron. Global Powertrain Congress, 6-8 October 1998, pp85-105

[21] Fonte à graphite vermiculaire (compacté), Norme Internationale ISO 16112:2006, Août 2006, AFNOR

[22] R.E. Showman, R.C. Aufderheide. Controlling nodularity in thin-wall compacted graphite iron castings [Conference]. Transactions of the American Foundry Society and the one hundred eight annual metalcasting congress. – Rosemont, Il, USA: [s.n.], 2004. – pp.823-829.

[23] G.M. Goodrich. Iron Castings Engineering Handbook [Book]. – Schaumburg: American Foundry Society, 2006.

[24] C. Heisser, J.C. Strum. Casting process simulation of compacted graphite iron (03-25) [Conference]. Transaction of the American Foundry Society and the one hundred seventh annual casting congress. – Milwaukee : [s.n.], 2003. – pp. 685-692.

[25] A. Berglund, C.M. Nicolescu. Investigation of the effect of microstructure on CGI machining [Conference]. Swedish Production Symposium. – Gothenburg, Sweden : [s.n.], 2007.

[26] F. Koppka, översatt av I. Svensson, Skärbarhet hos kompaktgrafitjärn, Gjuteriet, nr 9, s. 10-12, 2004.

[27] U. Reuter, H. Schulz, PTW, Darmstadt University of Technology, M. McDonald, Sintercast GmbH, The end of the line.

[28] S. Dawson, I. Hollinger, M.Robbins, J. Daeth, U. Reuter, H. Schulz, The Effect of Metallurgical Variables on the Machinability of Compacted Graphite Iron, Society of Automotive Engineers, 2001

[29] N. Pretorius, TP. Howard, J.J Bowler, T. Toomey, Evaluation of different cutting tool materials for the machining of high strength cast irons, Element Six Ltd, Shannon, Ireland.

[30] Kassack, J, Finish machining Audi GJV cylinder bores with PCD tools, Industrial Diamond Review, 2/04, pp. 23-24.

[31] Mapal Impulse 07 (2004), A new dimension in precision machining from Mapal, PCD in cast iron.

[32] Sahm, A, Abele, E, Schulz H, State of the art in CGI machining, Proceedings of

the CGI Machining Workshop 2002, March 2002.

[33] M. Gastel, C. Konetschny, U. Reuter, C. Fasel, H. Schulz, R. Riedel, H.M. Ortner, Investigation of the wear mechanism of cubic boron nitride tools used for the machining of compacted graphite iron and grey cast iron, International Journal of Refractory Metals & Hard Materials 18, 2000, 287-296

[34] Foundry Trade Journal, June 2001, http://www.sintercast.com

[35] M. Gastel, U. Reuter, H.M. Ortner, J. Fresenius, Anal. Chem. 1999, 365:142-6

[36] U. Reuter, H. Schulz, M. Mcdonald, Engine Techn. Int 1999;4:58-60

[37] S. Dawson, I. Hollinger, P. Smiles, The mechanical and physical properties of compacted graphite iron. Global Powertrain Congress, 6-8 October 1998, pp. 85-105

[38] U. Reuter, Wear Mechanism of the machining of cast iron with PCBN tools, Ph.D. thesis, Faculty of Mechanical Engineering, Darmstadt University of Technology. 2001

[39] N. Pretorius, Machining of High Strength Cast Irons for Valenite, Market Support Centre, Shannon, Ireland, January 2007

[40] H. Weiss, The rotating insert : History, principles ans advantages, Compacted Graphite Iron Design and Machining Workshop, Bad Nauheim, 25-26 Novemerber 1998

[41] R. Elliot, Cast Iron Technology, Butterworths, 1988.

[42] L. E. Bjsrkegren and K. Hamberg, Ductile iron with better machinability compared to conventional grades, Foundryman, December 1998, pp. 386-391.

[43] I. Sadik, The influence of Titanium Content on the Tool Performance in High Speed Milling of Compacted Graphite Iron, Proceedings of the sixth International Conference on High Speed Machining, 2007

[44] C. Lizé, FormaSaf, Formation à l'usinage dispensées par l'entreprise Safety pour leurs clients/distributeurs 2008

[45] C. Barlier, L. Girardin, Mémotech Productique, Collection A. Capliez

[46] Catalogue Tournage Safety

[47] Catalogue Fraisage Safety

[48] F. Moreau, Etat de l'art sur la modélisation de la coupe, Rapport de DEA 2004

[49] NF ISO 3002-1 Grandeurs de base pour la coupe et la rectification - Partie 1 : géométrie de la partie active des outils coupants - Notions générales, système de référence, angles de l'outil et angles en travail , brise-copeaux, Décembre 1993

Chapitre II : Méthodologie Expérimentale

Ce chapitre présente l'ensemble des moyens expérimentaux mise en œuvre pour l'étude de l'usinabilité de la fonte à graphite vermiculaire.

Nous décrirons dans l'ordre : la conception de l'outil utilisé, la réalisation des plaquettes prototype, la matière usinée, la machine et les chaines d'acquisition mises en place pour les mesures d'efforts et de vibration. Enfin, nous présenterons la mise en forme des matières usinées ainsi que leur caractérisation et nous conclurons ce chapitre sur les différents techniques d'analyses employées.

Lors de notre étude, nous avons choisi de nous intéresser à l'influence de la coupe *axiale* et *radiale*, ainsi que son *attaque* dans la matière pour essayer de comprendre leurs influences respectives sur la durée de vie de l'outil.

Nous allons donc débuter par une explication simple de ces différents termes afin de faciliter la compréhension de ce qui suivra.

1 Notions d'inclinaison axiale et radiale de l'arête de coupe d'une plaquette d'usinage

Soit $(\vec{x},\vec{y},\vec{z})$ un repère orthonormé direct avec $\vec{x}$ l'axe qui est colinéaire avec la face de coupe, $\vec{y}$ est perpendiculaire à la face de coupe et $\vec{z}$ est l'axe de la broche.

1.1 Inclinaison Axiale

L'inclinaison axiale correspond à la position de la face de coupe par rapport au plan $(\vec{x},\vec{z})$.

Une inclinaison axiale neutre est définie comme suit :

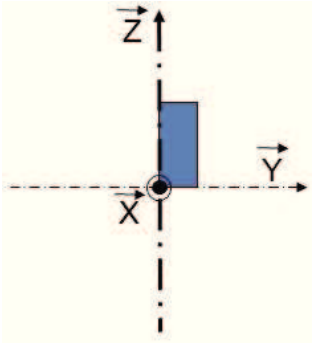


Figure 54 : Inclinaison axiale neutre (0°)[13]

Une plaquette dite à coupe axiale positive verra sa face de coupe basculer suivant $\vec{y}$

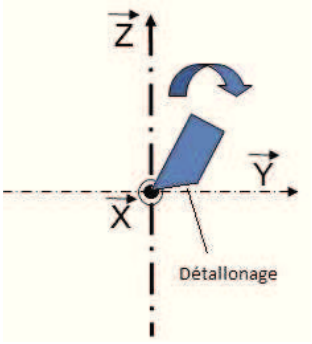


Figure 55 : Inclinaison axiale positive

L'utilisation d'une plaquette de coupe positive nécessitera d'affuter la dépouille inférieure afin d'éviter tout talonnage.

[13] Le détallonage n'a pas été représenté ici pour ne pas perturber la compréhension, en réalité il est impossible d'utiliser une plaquette dont la dépouille inférieure serait considérée comme une surface portante à 100%.

Pour obtenir une plaquette d'usinage à coupe axial négative, la face de coupe devra être inclinée suivant -$\vec{y}$:

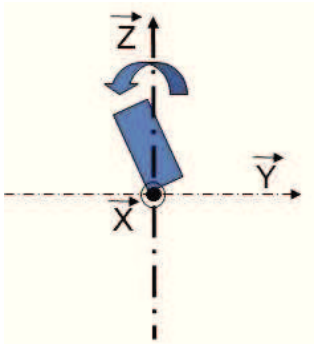


Figure 56 : Inclinaison axiale négative

1.2 Inclinaison Radiale

L'inclinaison radiale correspond à une rotation de la face de coupe par rapport à l'axe $\vec{z}$ dans le plan ($\vec{x}$,$\vec{y}$)

Une inclinaison radiale est définie comme suit :

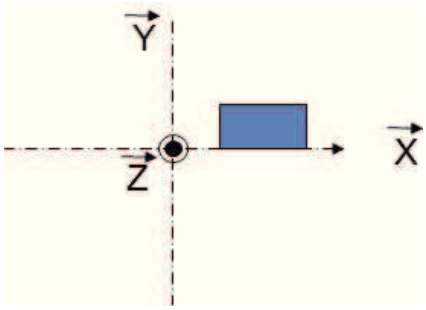


Figure 57 : Inclinaison axiale neutre (0°)

Une plaquette dite à coupe radiale positive subira une rotation anti-trigonométrique par rapport à une plaquette neutre :

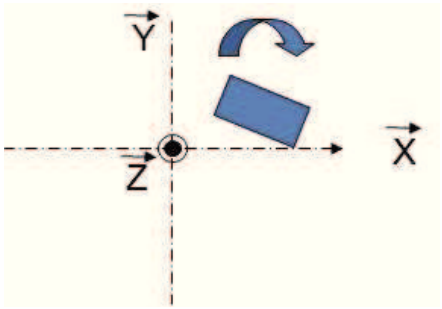


Figure 58 : Inclinaison radiale positive

Pour obtenir une plaquette d'usinage à coupe radiale négative, il s'agira dans ce cas d'effectuer une rotation de type trigonométrique :

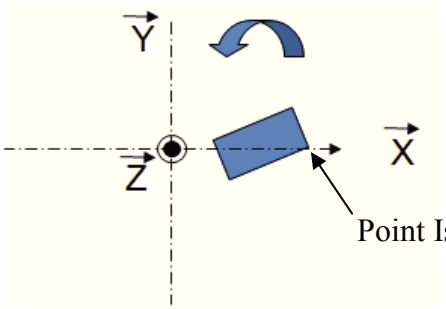


Figure 59 : Inclinaison radiale négative[14]

1.3 Notion d'angle d'attaque (Kr)

L'angle d'attaque Kr correspond à la trace générée par la face de dépouille latérale dans la matière lors de l'usinage :

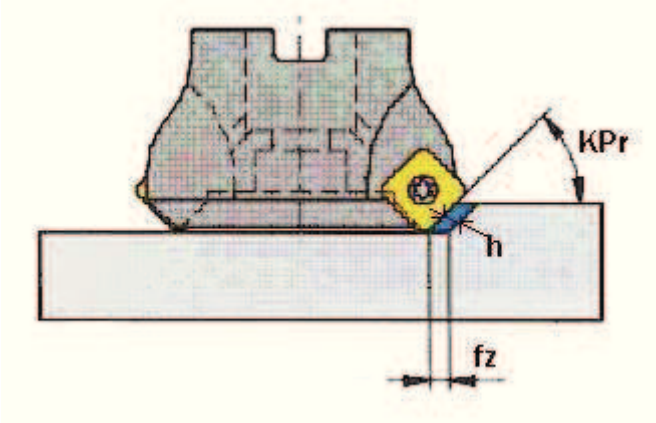


Figure 60 : Epaisseur copeau (h) en fraisage en fonction de l'angle d'attaque (Kr) et de la vitesse d'avance (f_z) **[50]**

En utilisant le même repère que précédemment, l'angle d'attaque est défini par une rotation de sens anti-trigonométrique de la plaquette d'usinage suivant l'axe $\vec{y}$:

[14] Dans le cas présent la plaquette est affutée de manière à ce que l'arête de coupe se situe au point Iso.

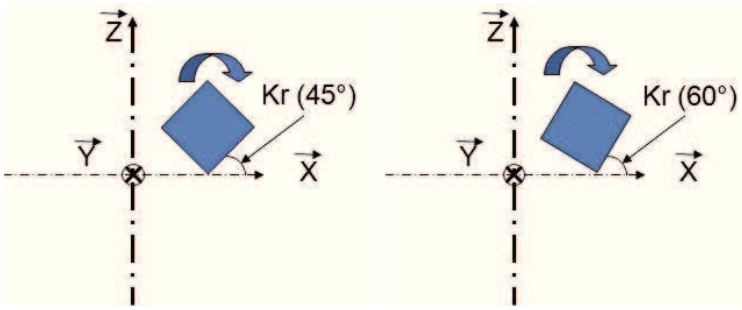


Figure 61 : Plaquettes d'usinage avec un angle d'attaque de 45° et 60°

Ce préambule permettant de mieux appréhender les notions d'angles axiaux, radiaux et d'attaque pour une plaquette d'usinage, nous allons maintenant détailler les phases successives nécessaires à la création de l'outil de fraisage pour réaliser nos essais.

2 Conception de l'outil utilisé

L'organigramme suivant décrit les étapes nécessaires à la création de l'outil ainsi que les paramètres expérimentaux à mesurer :

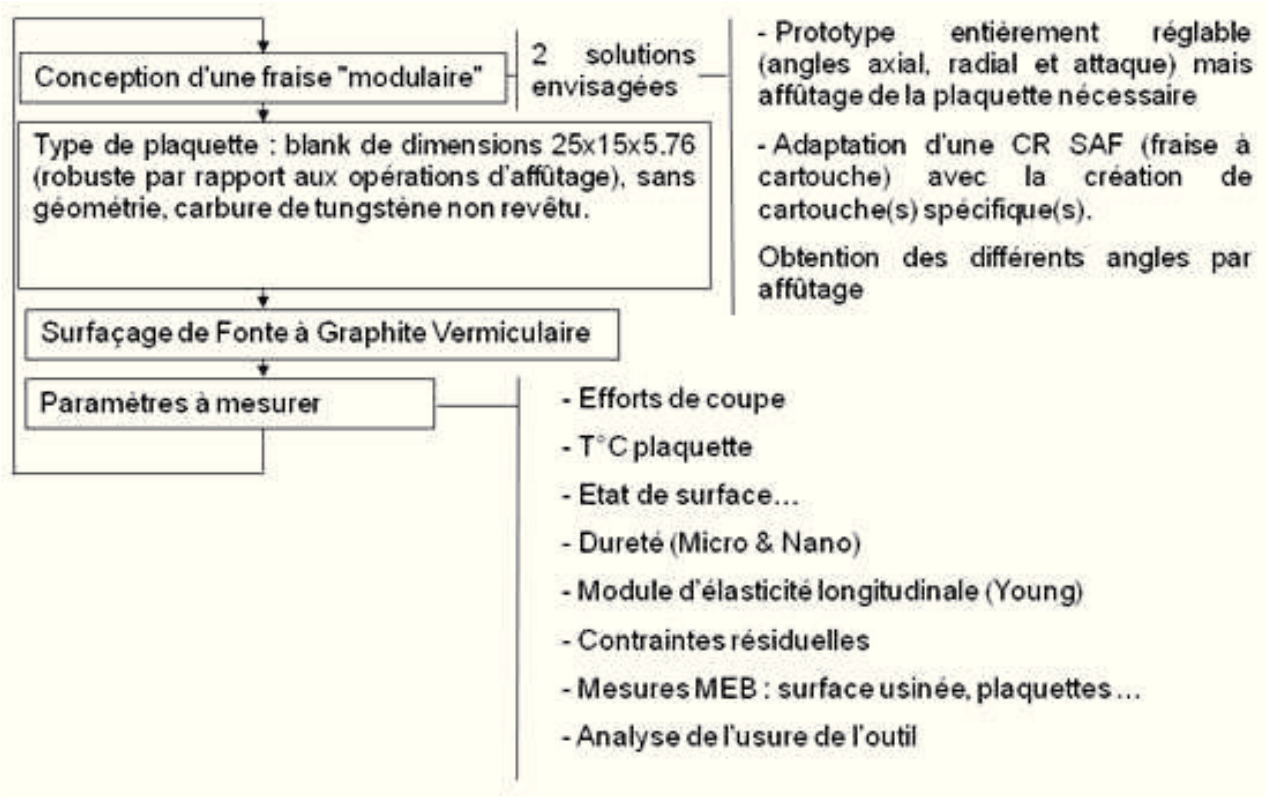


Figure 62 : Protocole mis en place pour la création d'un outil dédié à l'usinage de la FGV

La problématique de l'étude est de comprendre et quantifier l'influence des différents angles de l'outils (décrits au paragraphe 1 de ce chapitre) ainsi que le couple géométrie/nuance de la plaquette lors d'opérations de surfaçage de FGV.

Afin de mener à bien l'étude deux concepts d'outils ont été envisagés :

- Un premier prototype entièrement réglable d'un point de vue axial, radial et attaque.

- Reprendre et améliorer un outil déjà existant

- Les deux solutions impliquent l'affûtage des plaquettes d'usinage.

2.1 : Le corps outil

Le premier concept à l'avantage d'être entièrement modulaire, il est entièrement paramétrable et permet des réglages précis.

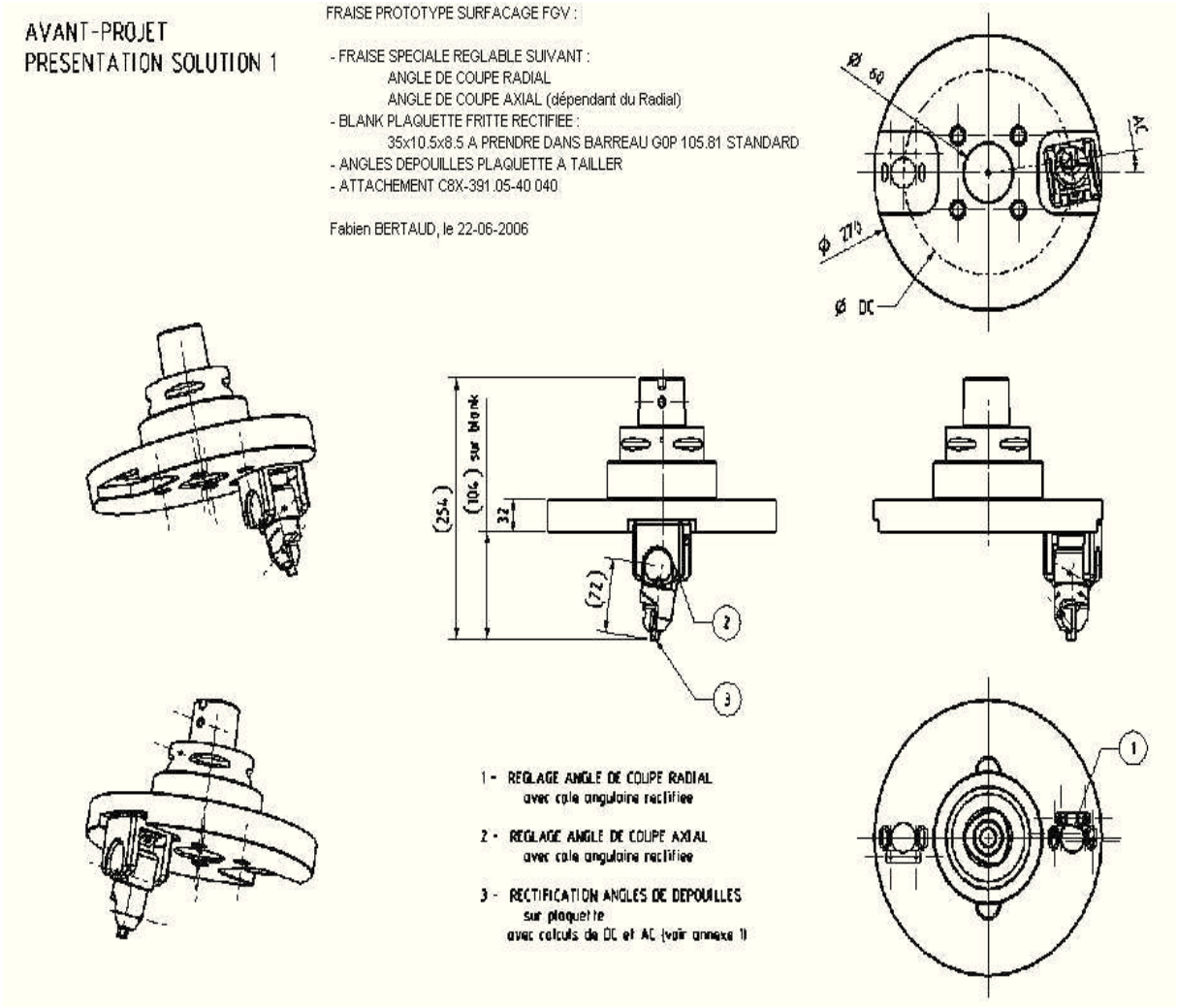


Figure 63 : Premier prototype ajustable.

La mise en place pour chaque expérience, nécessitera un temps de mise au point important :

- réglages angulaires à effectuer (cales radiales et axiales rectifiées à fabriquer)

- bridage du porte plaquette sans altérer les réglages précédents

- affûtage des plaquettes

Le deuxième prototype s'appuie sur la modification d'une fraise à cartouche standard Safety 160C10R :

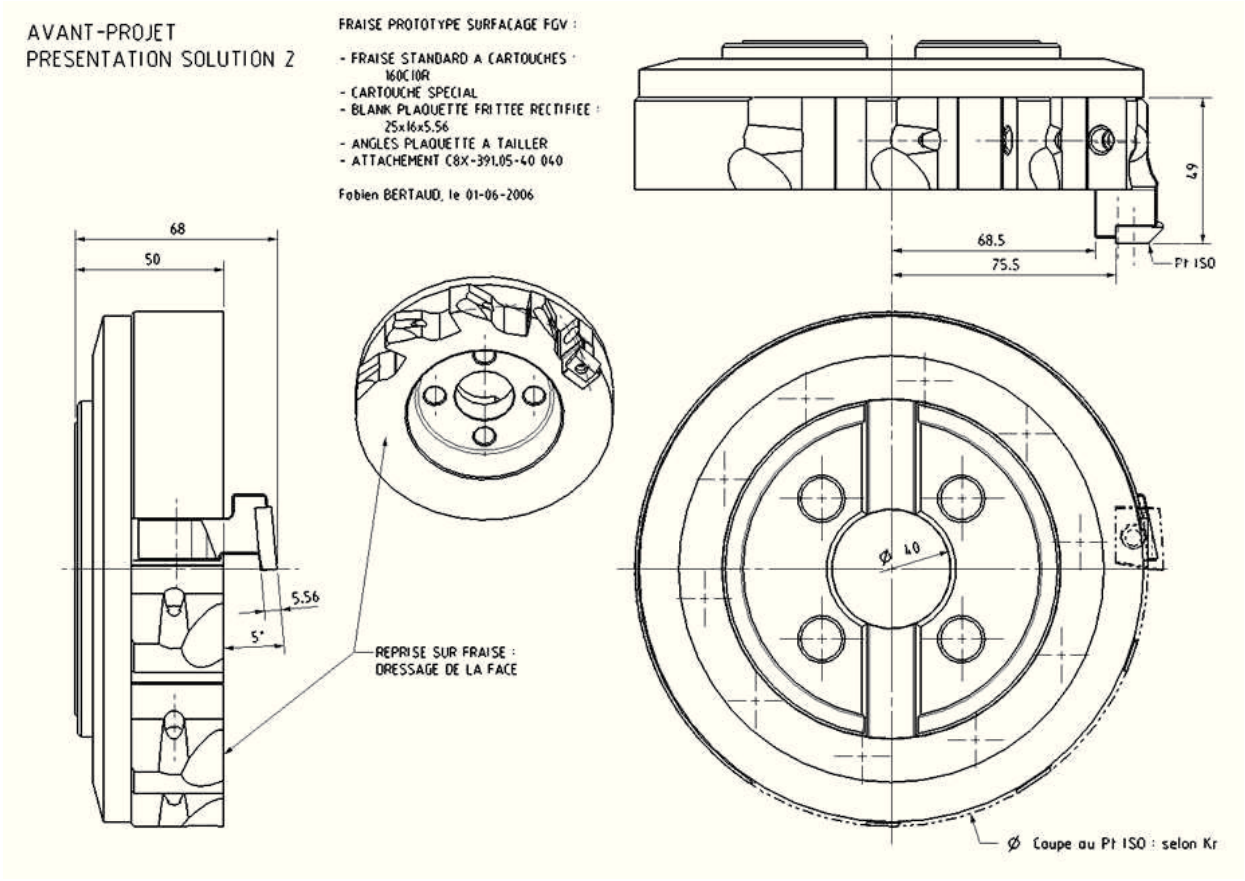


Figure 64 : Deuxième prototype

Ce deuxième prototype nécessite la fabrication de cartouches spécifiques afin de monter les plaquettes d'usinage dans les configurations angulaires voulues. Les logement du corps outils ont des angles axiaux et radiaux de 0°, les plaquettes sont alors affutées suivant les combinaisons angulaires voulues.

La deuxième solution a été retenue car elle permet une mise en place expérimentale plus aisée ainsi que la fabrication d'un outil coupant plus robuste.

2.2 Les cartouches

Nous avons crée des cartouches spécifiques pour brider sur les plaquettes sur notre corps outil.

Afin de limiter les effets de fatigue (chocs liés à l'opération de fraisage), différentes modélisations par éléments finis avec la logiciel Abaqus 6.5-1 ont permis d'optimiser les dimensions des porte-plaquettes.

Cinq modélisations successives ont permis d'aboutir au résultat désiré (0.02mm de déplacement nodal maximum) :

-Première modélisation : Cartouche avec un rayon de 2mm

-Deuxième modélisation : Cartouche avec un rayon de 3mm

-Troisième modélisation : Cartouche avec un rayon de 2mm et un chanfrein de 45°

-Quatrième modélisation : Cartouche avec un rayon de 4mm et un chanfrein de 45°

-Cinquième modélisation : Cartouche avec un rayon de 4mm et un chanfrein de 30°

Nous présentons ici les résultats de la modélisation finale : Pour le calcul de la contrainte de Von Mises, la plaquette est considérée comme indéformable et la charge appliquée est de 3000 N. (Effort maxi mesuré dans ce type d'applications[15])

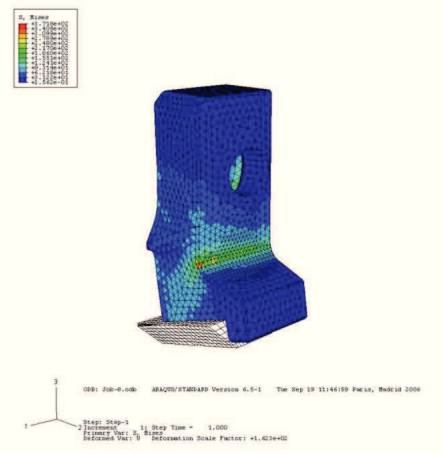


Figure 65 : Critère de Von Mises

La contrainte maxi de Von Mises est de 371 MPa.

[15] Valeur numérique issue de précédents essais réalisés par l'entreprise Safety au sein du CEROC pour des essais de développement R&D pour le secteur automobile.

Pour le calcul des déplacements nodaux, la plaquette en carbure de tungstène est considérée déformable et la charge appliquée au Point Iso est de 3000 N.

On cherche à minimiser les déplacements nodaux afin de s'assurer que les cartouches ne risquent pas de se rompre par fatigue en flexion :

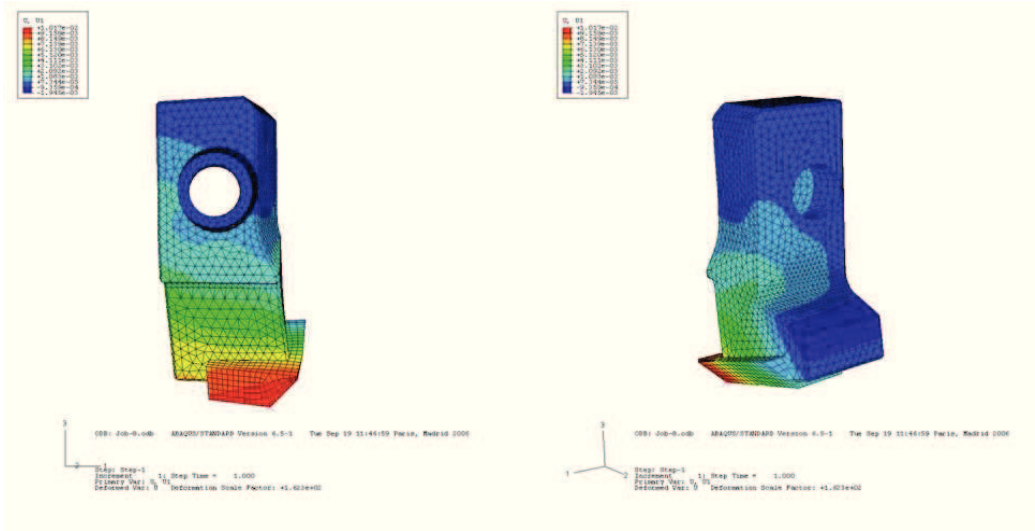


Figure 66 : Déplacement Nodaux suivant U,U1 ($\vec{x}$)

Les déplacement nodaux maximum suivant U,U1 sont de 0.01mm

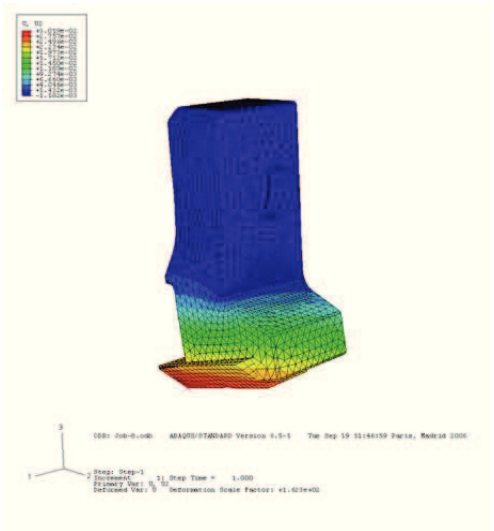


Figure 67 : Déplacement Nodaux suivant U,U2 ($\vec{y}$)

Les déplacement nodaux maximum suivant U,U2 sont de 0.02mm

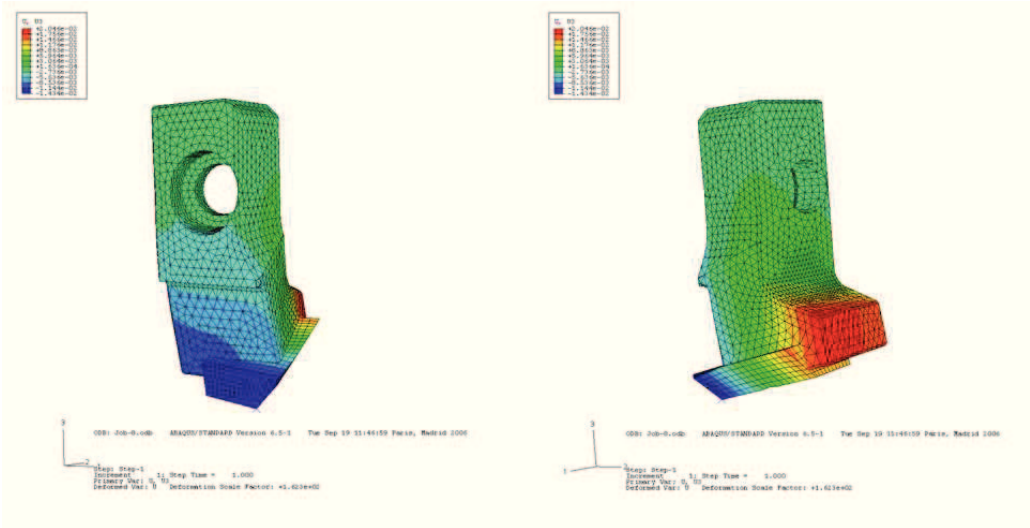


Figure 68 : Déplacement Nodaux suivant U,U3 ($\vec{z}$)

Les déplacement nodaux maximum suivant U,U3 sont de 0.02mm.

La démarche employée ici a permis de limiter les coûts de fabrication de multiples prototypes et a permis d'obtenir du premier coup un produit fiable et robuste qui à permis de réaliser la campagne d'essai dans sa globalité.

2.3 Réalisation des plaquettes d'usinage

Les nuances de carbure ainsi que des revêtement ont été choisi d'un commun accord avec le Dr Ibrahim Sadik (Sandvik Coromant) menant à l'époque une étude interne sur le comportement des revêtement PVD et CVD pour usiner la FGV.

2.3.1 Les nuances

Deux types de poudres ont été utilisés pour presser les substrats :

479	**Densité (g/cm3)**	**Hc (kA/m)**	**Hv**	**Co magnétique (%)**	**Composition chimique**
	14.88-15.04	17.30-18.30	1530-1630	5.30 [5.10-5.50]	(88.20%W)+(6%Co) = (93.96%WC)
563	**Densité (g/cm3)**	**Hc (kA/m)**	**Hv**	**Co magnétique (%)**	**Composition chimique**
	14.69-14.79	14.00-15.40	1500-1600	6.90 [6.70-7.10]	(85.28%W)+(7.61%Co)+(1.15% Ta)+(0.27%Nb) = (90.85%WC)+(TaC%1.23)+(Nb C%0.30)

Tableau 16 : Caractéristiques des poudres employées pour la fabrication des plaquettes prototypes

La nuance 479 est une nuance typiquement employée pour la fabrication de plaquettes destinées à l'usinage de la fonte.

La nuance 563 possède un pourcentage de cobalt magnétique plus élevé ainsi que des éléments d'addition (Ta et Nb) formant respectivement des carbures de tantale et de niobium rendant cette nuance plus tenace (résistance aux chocs accrue).

2.3.2 Plan d'expérience

La problématique étant de comprendre l'influence des différentes inclinaisons axiales, radiales mais aussi l'influence de l'angle d'attaque, nous avons décidé de balayer une large gamme de plaquette :

Le paramètre axial comporte 4 variables : -5° , 0°, 5°, 10°

Le paramètre radial possède 5 variables : -10°, -5° , 0°, 5°, 10°

Enfin, l'angle d'attaque Kr, varie entre : 30°, 45°, 60° et 90°

Soit 80 prototypes (p_{axial} * p_{radial} * $p_{attaque}$) à fabriquer par série d'essai.

Afin d'optimiser le coût d'une telle campagne d'essai, un plan d'expérience à interaction double inspiré des tables Taguchi (N2) **[51]** a été mis en place.

Toutes les combinaisons sont évaluées deux à deux : axial & radial, axial & Kr, radial & Kr. Nous obtenons la table suivante :

Plq.	Er (µm)	Kr (°)	Ax. (°)	Rad.	Plq.	Er (µm)	Kr (°)	Ax. (°)	Rad. (°)
1	valeur fixe	45	10	-10	11	valeur fixe	30	0	-10
2	valeur fixe	60	10	5	12	valeur fixe	90	0	5
3	valeur fixe	30	10	-5	13	valeur fixe	45	0	-5
4	valeur fixe	90	10	0	14	valeur fixe	60	0	0
5	valeur fixe	90	10	10	15	valeur fixe	60	0	10
6	valeur fixe	90	5	-10	16	valeur fixe	60	-5	-10
7	valeur fixe	45	5	5	17	valeur fixe	30	-5	5
8	valeur fixe	60	5	-5	18	valeur fixe	90	-5	-5
9	valeur fixe	30	5	0	19	valeur fixe	45	-5	0
10	valeur fixe	45	5	10	20	valeur fixe	30	-5	10

Tableau 17 : Plan d'expérience

Le plan d'expérience permettra d'estimer les poids des différents critères et ainsi voir lesquels sont prépondérant vis à vis de l'usinage de la FGV.

La figure suivante présente une esquisse des différents prototypes issus du tableau n°18.

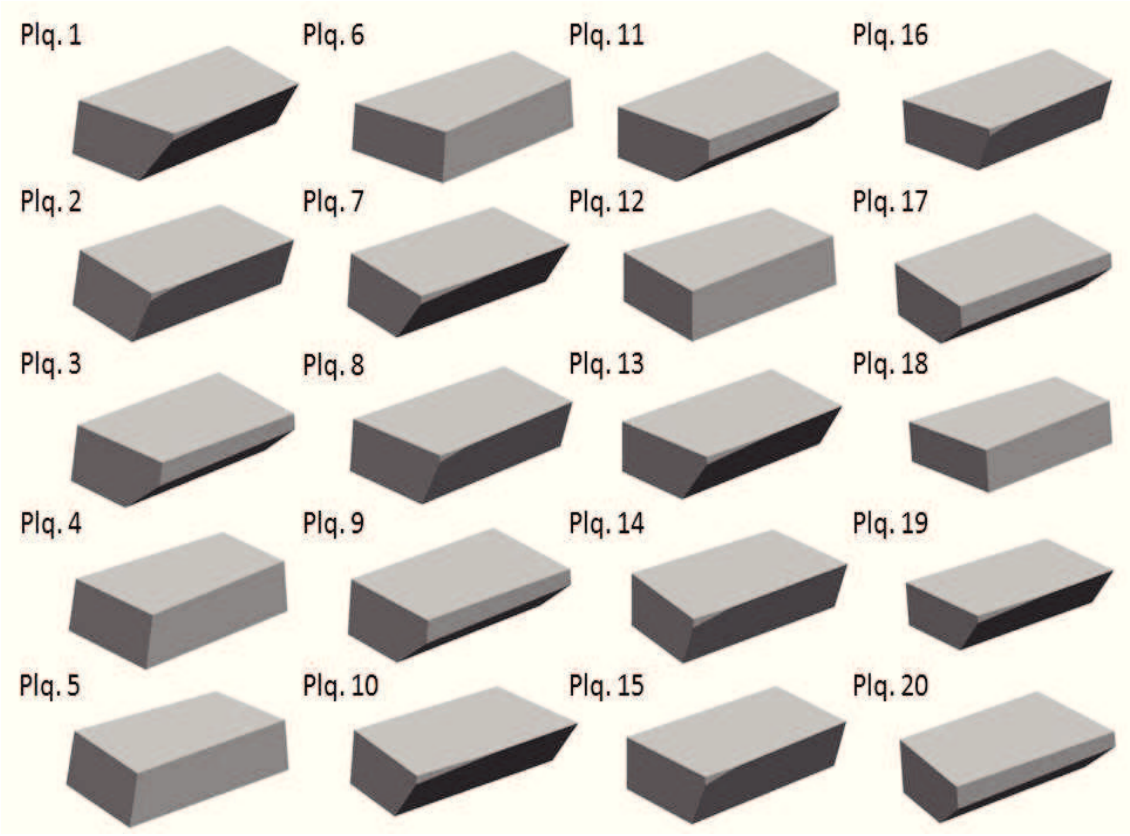


Figure 69 : Plaquettes prototypes utilisées pour les essais de fraisage FGV.

2.3.3 Protocole d'affutage

Notre choix s'est porté sur un blank robuste de dimensions 25x16x5.56mm (pressé, percé au mou, puis frité).

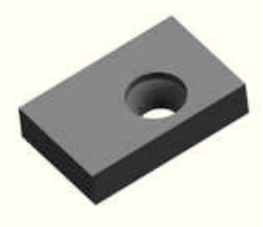


Figure 70 : Blank avant rectification

Les plaquettes ont été affutées sur des rectifieuses avec les combinaisons angulaires désirées

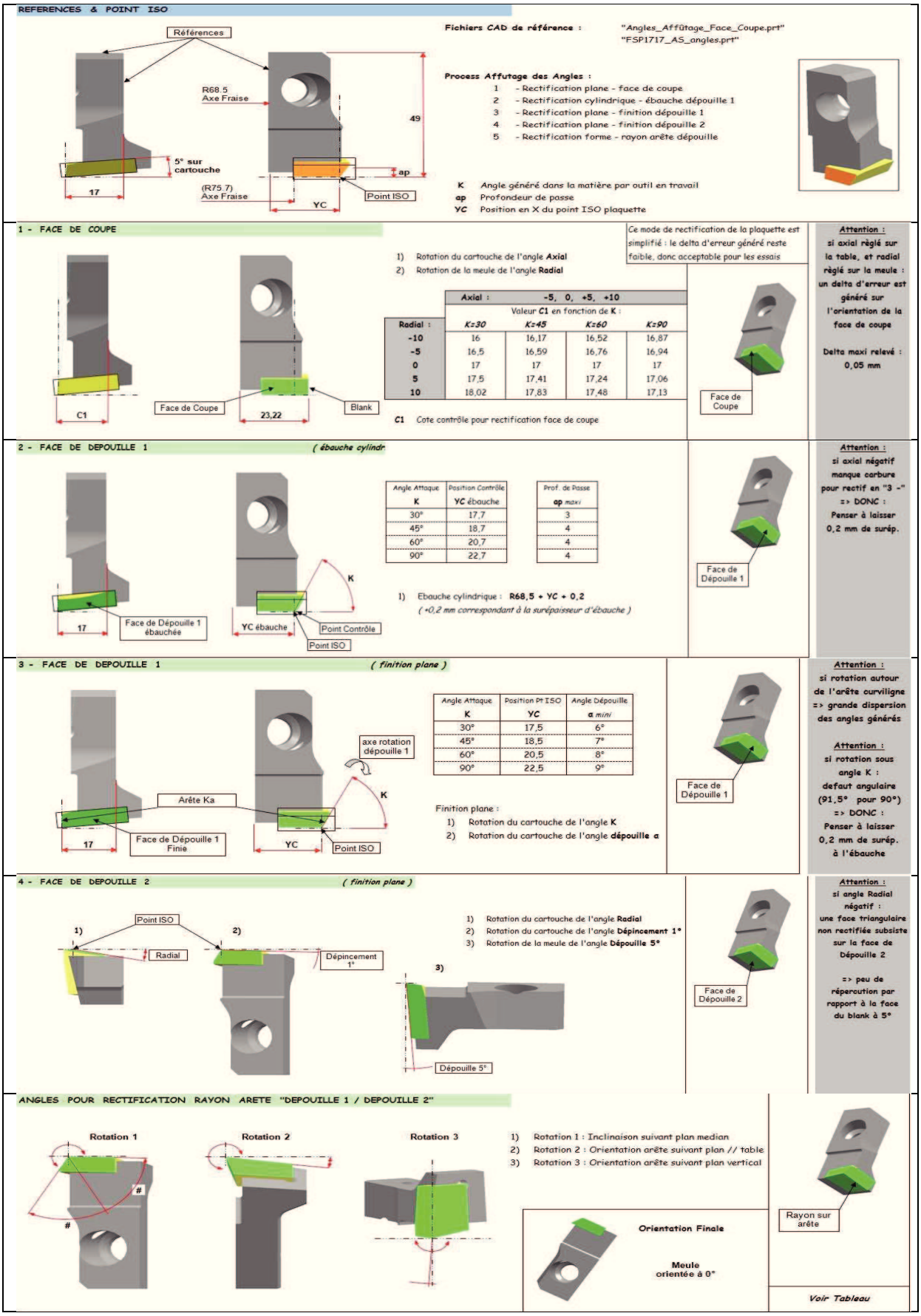


Figure 71 : Protocole d'affutage des plaquettes d'usinage.

Une fois affutées suivant les directions voulues (angle de direction d'arête, angle de plus grande pente), les plaquettes ont été rayonnées grâce à une meule dédiée.

Le rayon réalisé sur l'arête de coupe est de 0.8mm :

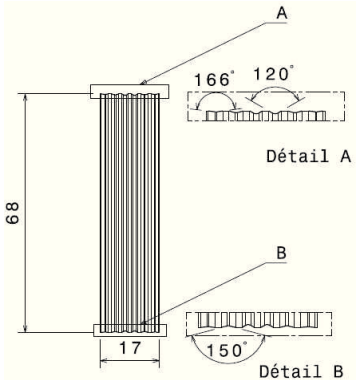


Figure 72 : Plan de la meule utilisée pour rayonner les plaquettes d'usinage.

Il y'a 6 encoches sur la meule : elles sont symétriques (symétrie centrale) et les ouvertures sont les suivantes : 166°, 150°, 120°.

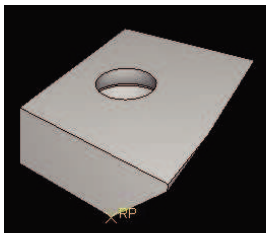


Figure 73 : Exemple de plaquette affutée

Lorsque le blank est fini d'affuter, les plaquettes ont été envoyées au département Micro-géométrie afin d'y réaliser un renfort d'arête de type E.

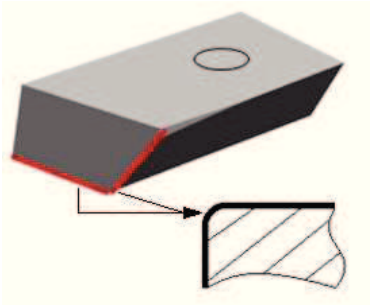


Figure 74 : Préparation d'arêtes effectuées sur la face de coupe des plaquettes prototypes

Le type de rayon d'arête effectué ici permet de redistribuer uniformément les efforts de coupe sur une zone de contact plus importante retardant ainsi l'usure par abrasion.

2.3.3 Les revêtements

2.3.3.1 Mode de déposition des revêtements

On distingue principalement trois types de procédés de déposition de revêtements :

♦**PVD** (**P***hysical* **V***apor* **D***eposition*)

♦**CVD** (**C***hemical* **V***apor* **D***eposition*)

♦**MTCVD** (**M***oderate* **T***emperature* **C***hemical* **V***apor* **D***eposition*)

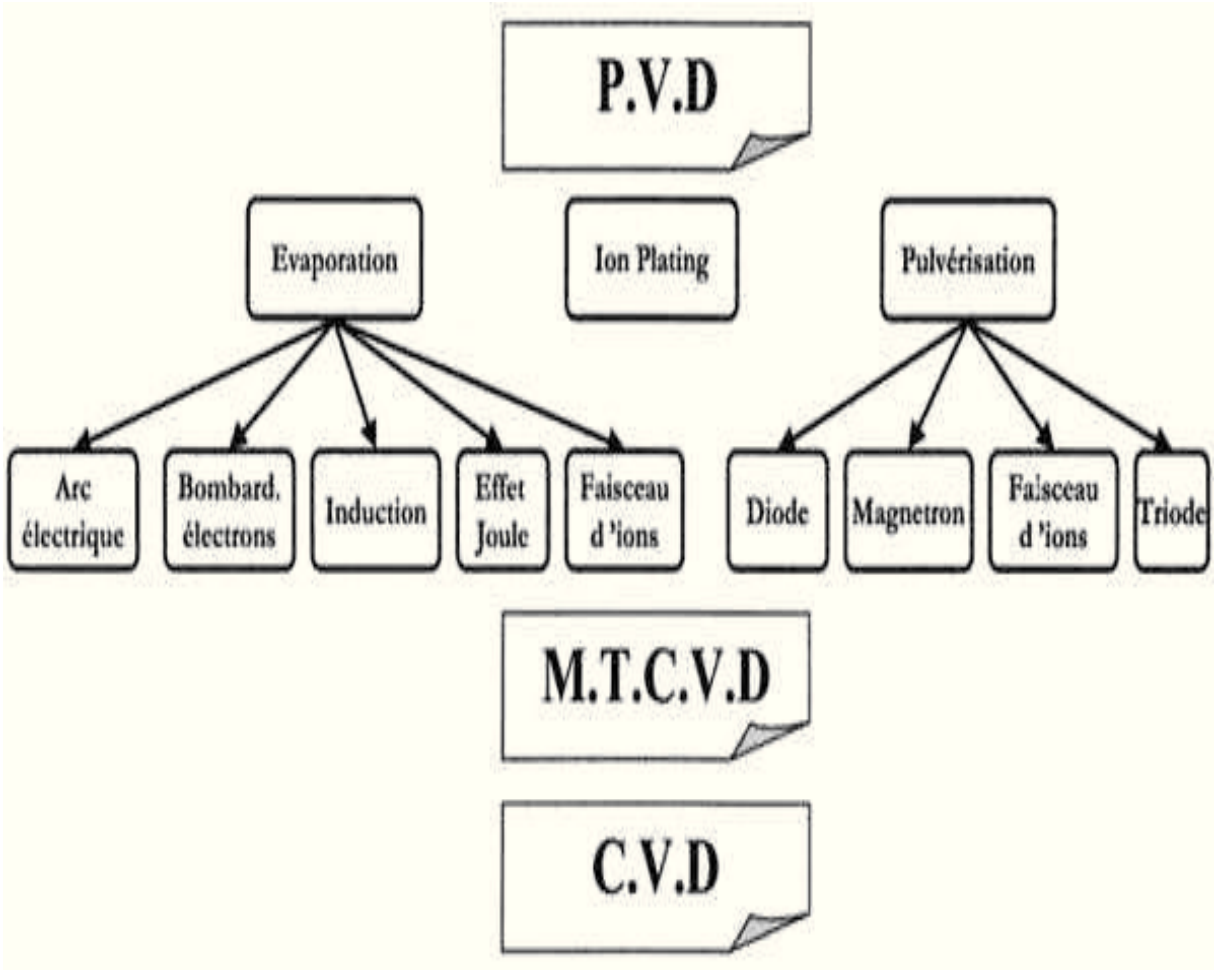


Figure 75 : Principaux modes de déposition de revêtements pour les outils coupants

2.3.3.1.1 Procédé CVD

Ce procédé, peu onéreux, s'effectue à haute température (de 950 à 1050 °C). On réalise la déposition sur un substrat de molécules présentes dans un gaz mis dans une enceinte chauffée (Fig. 76). Une grande variété de revêtements est déposable, avec un bon accrochage sur le substrat. Compte tenu des températures élevées, tous les outils ne peuvent pas être revêtus par procédé CVD. Par exemple, il est impossible de mettre des outils en acier rapide dans un four de dépôt CVD. Ce procédé génère des couches épaisses, de l'ordre de 4 à 8 µm d'épaisseur. La technique CVD peut servir à déposer du TiN, du TiC, du TiCN. Elle sert aussi, aux dépôts destinés à assurer une forte résistance à l'usure, comme ceux d'oxyde d'aluminium (Al_2O_3), ainsi qu'à ceux de revêtements multicouches à des épaisseurs variables.

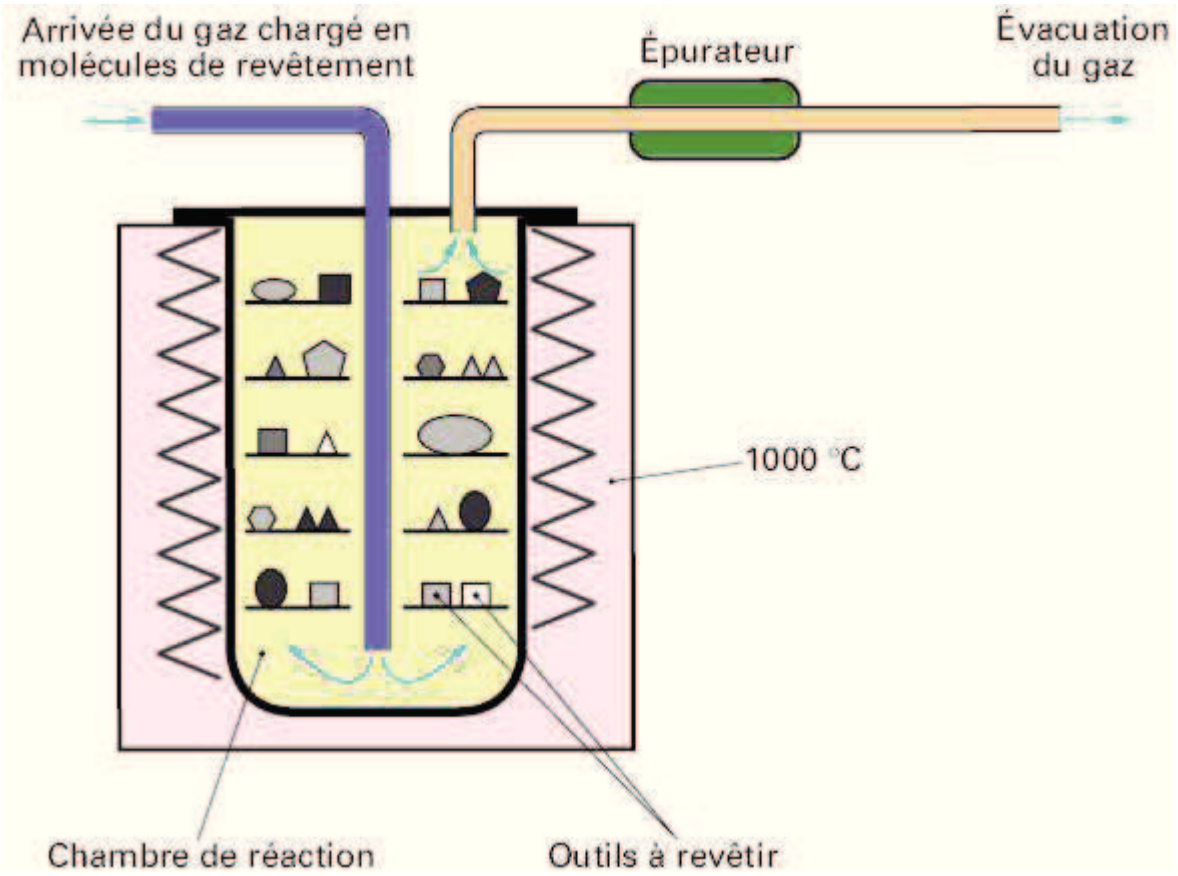


Figure 76 : Procédé CVD

2.3.3.1.2 Procédé PVD

Ce procédé, deux à trois fois plus cher que le CVD, s'effectue à basse température (de 200 à 400°C). Il se base sur trois types de technologie : l'évaporation, la pulvérisation et le dépôt ionique. Chacune de ces sous familles connaît également des variantes basées sur des moyens différents d'aboutir à l'évaporation ou à la pulvérisation des sources de matière : faisceau d'ions, effet joule, diode, etc. Des molécules présentes dans un plasma vont se déposer électrostatiquement sur un substrat (Fig. 77). Ce procédé permet l'obtention de couches minces, de l'ordre de 1 à 2 µm d'épaisseur. En général, les revêtements PVD sont plus minces que ceux obtenus par CVD. Le revêtement des carbures et des aciers rapides est possible (basse température). La technique PVD sert à déposer principalement, des revêtements de nitrure de titane (TiN), de carbonitrure de titane (TiCN) et de nitrure de titane-aluminium (TiAlN).

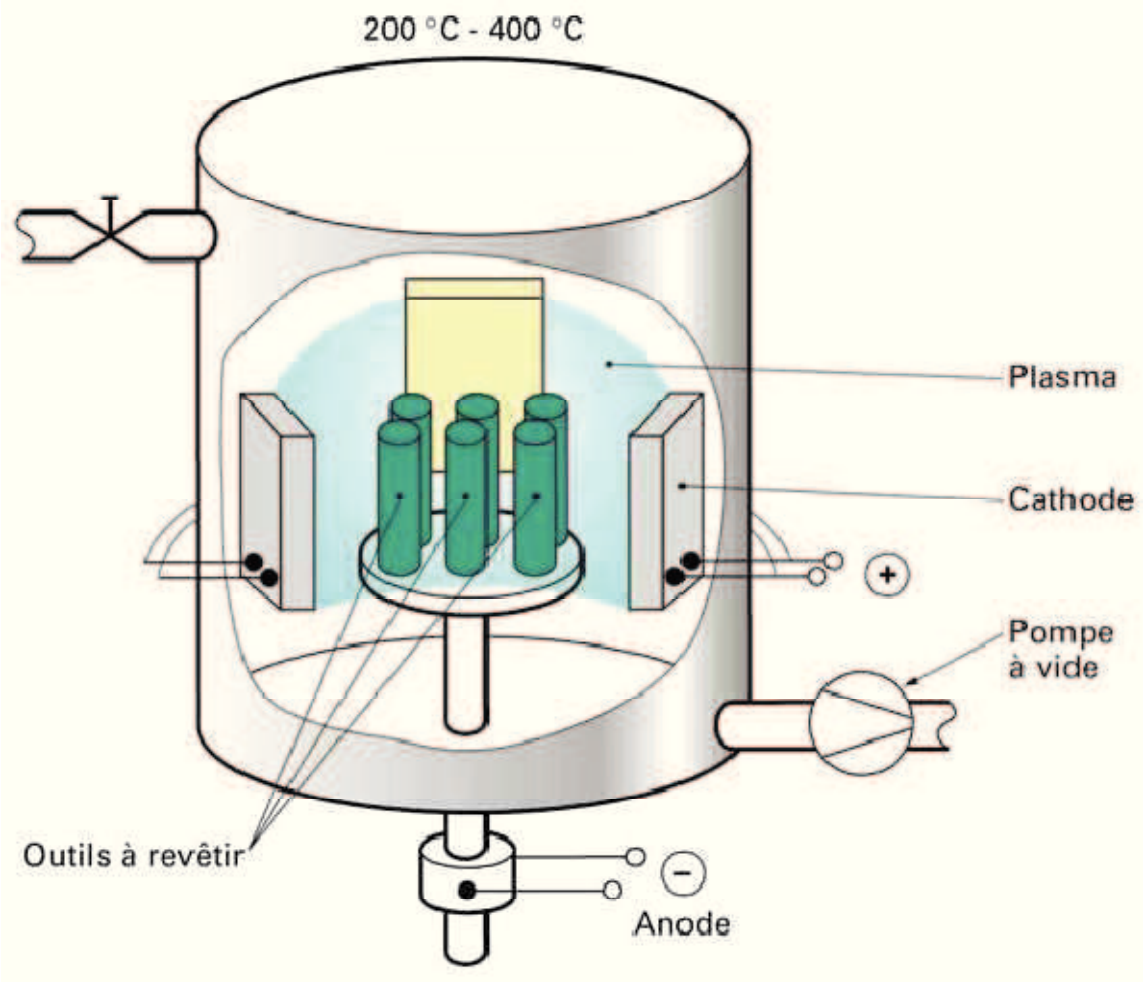


Figure 77: Procédé PVD

2.3.3.1.3 Procédé MTCVD

Afin de réunir les avantages des deux techniques précédentes, on peut les combiner pour créer le procédé MTVD. Par exemple, le cycle de revêtement d'une plaquette de coupe en carbure se déroule de la façon suivante : la surface de la plaquette est d'abord enrichie en cobalt, puis on réalise un dépôt de carbonitrure de titane (TiCN) par CVD suivi d'un dépôt de nitrure de titane (TiN) par PVD. Le principal avantage réside dans le fait qu'il consiste à accroître la résistance à l'abrasion, ainsi qu'à la déformation.

Pour simplifier la compréhension, nous désignerons par la suite les plaquettes pressées avec la poudre 479, plaquettes A, et celles réalisées avec la poudre 563, plaquettes B.

Les plaquettes A ont reçu un revêtement monocouche de type AlTiN déposé par PVD, un revêtement tricouche ($TiN/Al_2O_3/TiCN$) de type MTCVD a été déposé sur les plaquettes B.

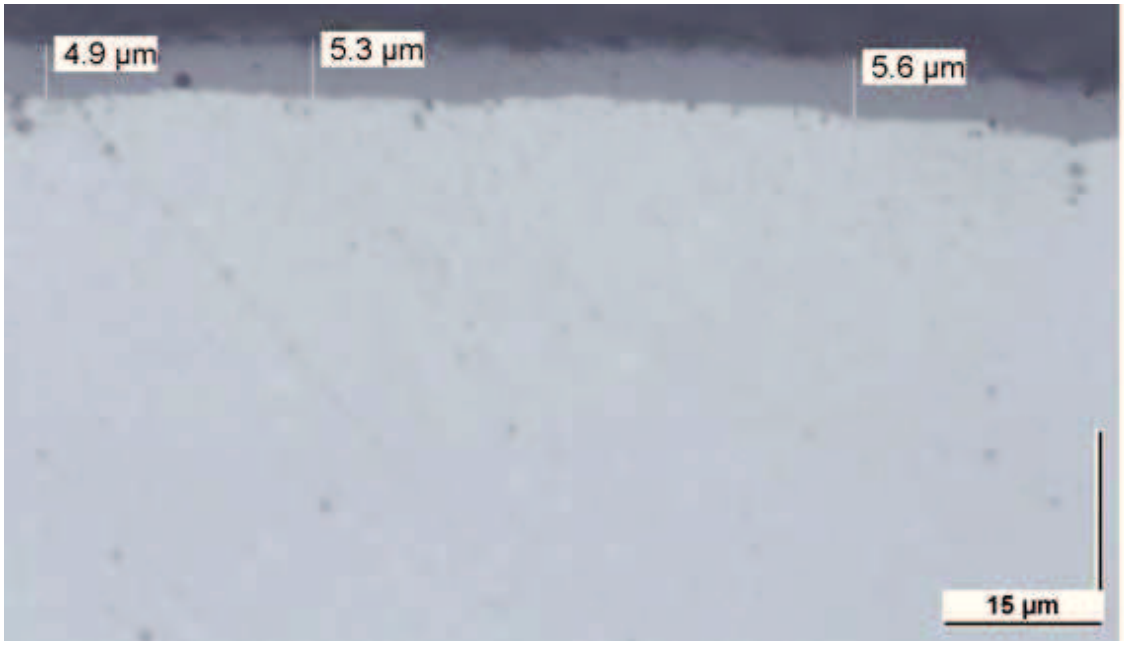


Figure 78 : Revêtement plaquette A (PVD)

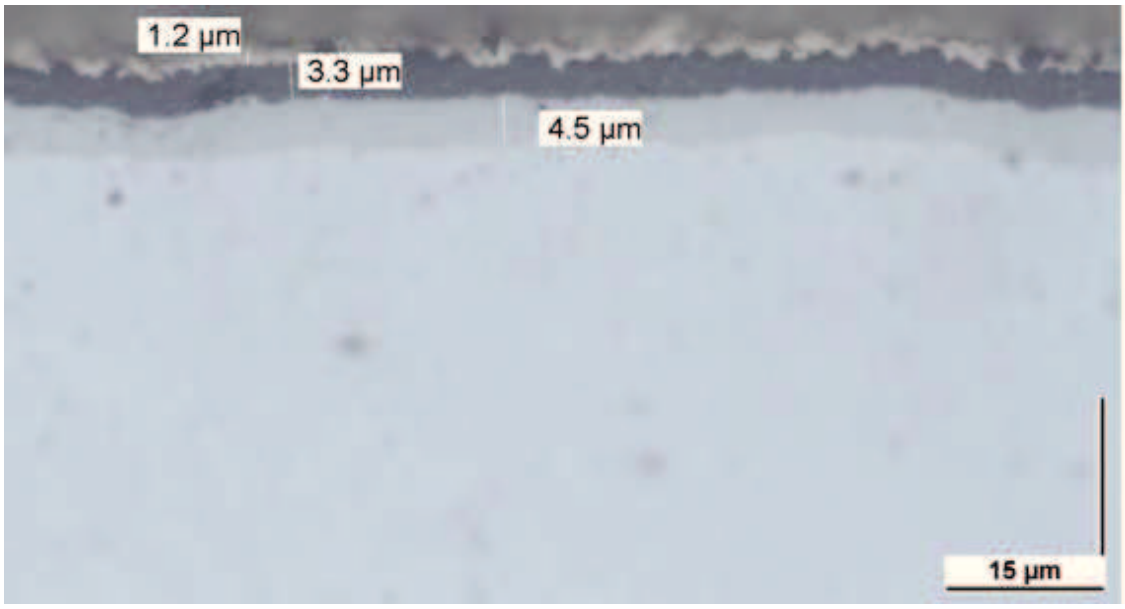


Figure 79 : Revêtement plaquette B (MTCVD)

3 Caractérisation de la matière à usiner

3.1 Essais de traction

3.1.1 Caractéristiques de l'essai de traction

L'essai de traction est une expérience physique permettant de mesurer le degré de résistance à la rupture d'un matériau. Cette expérience consiste à placer une éprouvette du matériau à étudier entre les mords d'une machine de traction qui va tirer sur la barre jusqu'à sa rupture. On enregistre par l'intermédiaire d'un ordinateur l'allongement et la force appliquée que l'on convertit ensuite en déformation et contrainte.

L'essai de traction permet d'obtenir les caractéristiques mécaniques suivantes :

- Le module de Young **E**, ou module d'élasticité longitudinale
- La limite élastique $\mathbf{R_e}$ ou $\boldsymbol{\sigma_e}$ **,** qui sert de base aux calculs de résistance
- La limite à la rupture $\mathbf{R_m}$ ou $\boldsymbol{\sigma_m}$

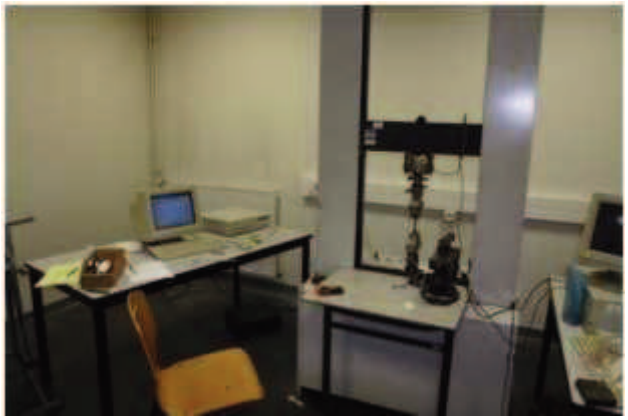


Figure 80 : Machine de traction (ENIVL)

Ces essais de traction ont été réalisés au sein de L'Ecole Nationale d'Ingénieur du Val de Loire à Blois (41).

L'effort maximum disponible étant de 25 kN, les éprouvettes ont été définies en conséquence. Le logiciel utilisé est NENE 6 et fonctionne sous le système d'exploitation Windows 3.11.

3.1.2 Dimensionnement et test de l'éprouvette avec le logiciel ABAQUS

Le progiciel d'éléments finis ABAQUS a été utilisé afin d'optimiser la forme des éprouvettes de traction. Développé par ABAQUS, Inc., ce logiciel est très répandu dans les secteurs industriels automobiles et aéronautiques, et, par conséquent utilisé par les universitaires.

Les données du fabriquant Sintercast indiquent une contrainte maximale à rupture σ_{max} de 400 MPa pour un allongement unitaire (A%) de 2%.

Sachant que la section utile est définie par :

$$S_{max} = \frac{F_{max}}{\sigma_{max}}$$

Équation 3 : Section utile d'une éprouvette de traction

Soit S_{max} = 62.5 mm²

Pour réaliser ces essais, le CEROC a fournis trois échantillons de FGV de dimensions 237x25x70mm ; ils ont été numérotés 17-4 A, 19-3 A et 10-3 B.

La norme NF EN 10002-1 précise la forme et les dimensions de la partie calibrée (Fig. 81), laissant aux divers laboratoires le soin de dessiner à leur guise les têtes d'amarrage de façon à les adapter au mieux aux diverses machines d'essai.

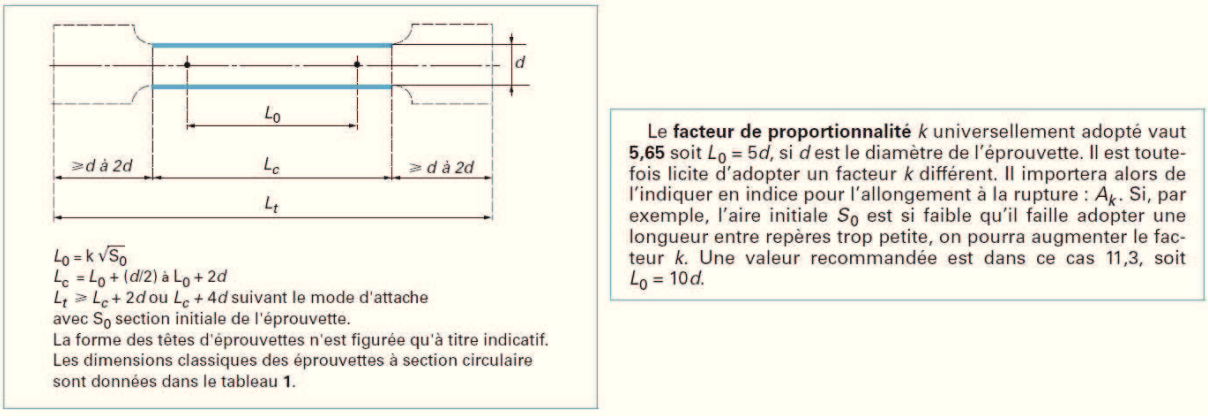


Figure 81 : Eprouvette de traction type **[52]**

Le raccordement doit se faire par des congés, de façon à éviter des concentrations de contraintes trop importantes qui pourraient provoquer la rupture dans ces zones.

Pour les éprouvettes rectangulaires, il est recommandé de ne pas dépasser le rapport 8/1 entre les côtés. Au-delà, il peut en effet devenir difficile de créer un champ de contrainte uniforme dans la partie utile. En règle générale, le diamètre d ne doit pas être inférieur à 4 mm, dimension au-dessous de laquelle les défauts superficiels, dont l'importance par rapport au volume varie comme 1/d, risquent d'introduire beaucoup de dispersion. Par ailleurs, la section utile doit être suffisamment grande par rapport à celle de la microstructure (dimension du grain par exemple).

La longueur L*c* de la partie calibrée doit être suffisante par rapport à la distance L_0 entre repères, c'est-à-dire à la longueur utile. Il est recommandé de prendre :

$$Lc = L_0 + 2d \quad \text{avec d le diamètre de l'éprouvette.}$$

Équation 4 : Longueur calibrée d'une éprouvette de traction

Cette disposition permet d'assurer, d'après le principe de St-Venant, dans toute la partie utile de l'éprouvette, une répartition homogène de contrainte, non perturbée par l'influence des têtes d'amarrage.

Il est recommandé d'utiliser des éprouvettes dites proportionnelles, telles que la longueur initiale entre repères soit proportionnelle au diamètre :

$$L_0 = k\sqrt{S_0} \quad \text{avec } S_0 \text{ l'aire initiale de l'éprouvette.}$$

Équation 5 : Définition générale de la longueur utile de traction

Il importe de conserver un facteur k identique de façon à obtenir des allongements à la rupture comparables. Pour comprendre cette exigence, il convient d'examiner l'hétérogénéité de déformation qui se produit au moment de la striction et dont il faut s'assurer qu'elle joue toujours de la même façon sur l'allongement mesuré entre repères.

La condition L_0=5d est traduite dans la norme en terme de section S_0 :

$$L_0 = 5{,}65\sqrt{S_0}$$

Équation 6 : Définition de la longueur utile de traction avec k = 5.65

La norme donne les tolérances à respecter sur les dimensions et sur la forme. Il est évident, en effet, qu'elles retentissent directement sur le calcul des contraintes, rapport entre la force mesurée et la section de l'éprouvette. De mauvaises tolérances conduisent à de la dispersion et il est de toute façon recommandé de mesurer avec précision le diamètre de chaque éprouvette avant essai. Pour obtenir des résultats corrects, il faut que l'éprouvette usinée soit saine, de structures micro- et macrographique identiques à celles du métal de base, exempte d'amorces de rupture telles que criques, arrachements, stries d'usinage trop profondes, déchirures, etc. Cela est d'autant plus vrai que l'éprouvette est plus petite et le métal plus fragile.

D'après la norme, la largeur de la section de traction doit être deux fois plus petite que la largeur de prise de mords et l'épaisseur est ainsi normalisée :

$$1/8 \times \mathbf{l} < \mathbf{e} < \mathbf{S_{max}}/\mathbf{l}$$

avec **e** l'épaisseur de l'éprouvette et **l** la largeur

La largeur de la section sollicitée en traction est $10^{\pm 0.1}$mm, l'épaisseur retenue est $5^{\pm 0.1}$mm.

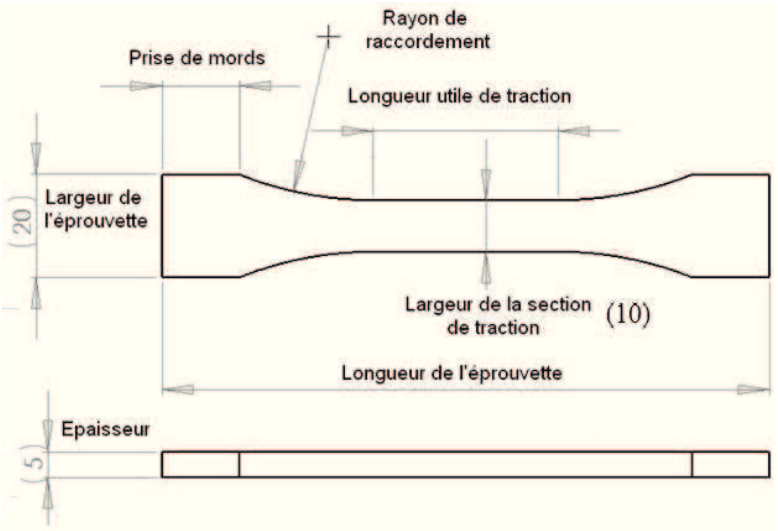


Figure 82 : Dimensions de l'éprouvettes retenues

Le rayon de raccordement doit être supérieur à deux fois la largeur de l'éprouvette.

Afin de s'assurer que lors des essais de traction les éprouvettes se cassent au plus près du centre de la longueur utile de traction, des simulations sous ABAQUS avec la loi de comportement théorique du fournisseur de la FGV ont été réalisés.

Pour remplir l'objectif défini précédemment il faut garantir que 95% des contraintes de traction se situent dans la longueur utile du matériau.

Trois cas ont été modélisés : un rayon de raccordement de 20mm, puis 70mm et enfin 100mm :

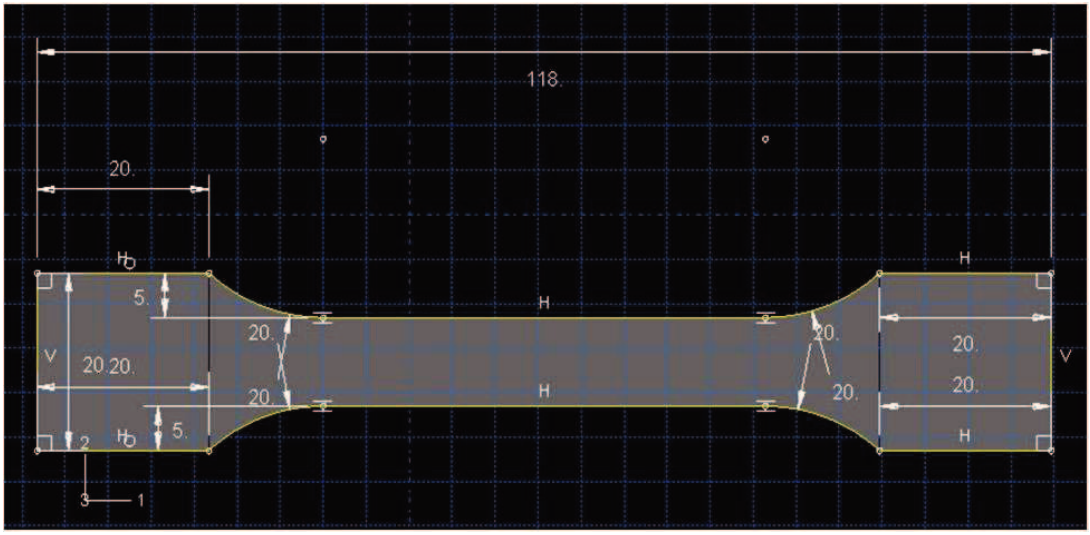


Figure 83 : Eprouvette de traction type avec un rayon de raccordement de 20mm

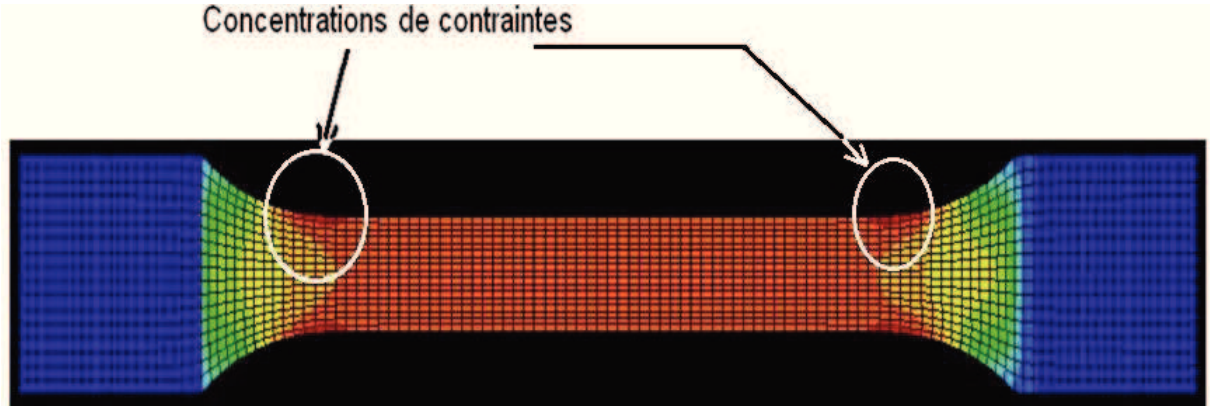


Figure 84 : Eprouvette avec un rayon de raccordement de 20mm (ABAQUS 6.5.1)

Ici, on observe deux zones de concentration de contraintes au niveau des congé de raccordement, pressentant une rupture de l'éprouvette à ces endroits là et non en son centre comme initialement prévu.

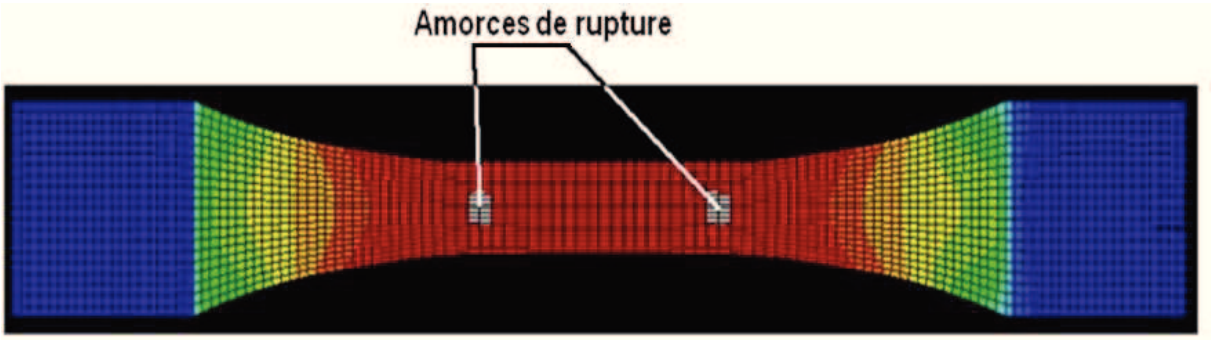


Figure 85 : Eprouvette avec un rayon de raccordement de 70mm (ABAQUS 6.5.1)

La deuxième éprouvette évaluée avait un rayon de raccordement de 70mm et ne présentait pas de concentration de contrainte au niveau du congé. Par contre on notera la présence d'amorces de rupture proches de la zone centrale de l'éprouvette.

Notre choix final s'est porté sur une éprouvette à rayon de raccordement de 100 mm car la zone de contrainte maximale se situe au centre de celle-ci :

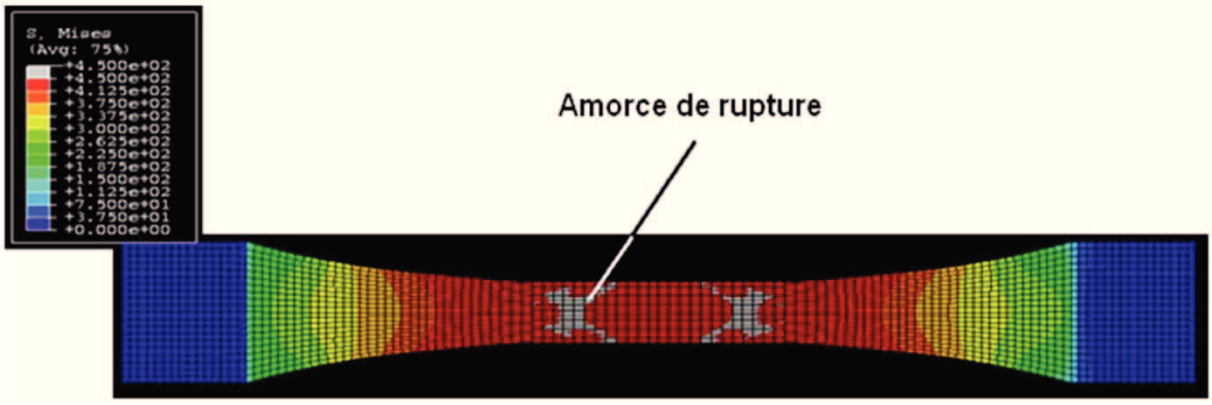


Figure 86 : Eprouvette avec un rayon de raccordement de 100mm (ABAQUS 6.5.1)

3.1.3 Fabrication des éprouvettes

Après avoir déterminé un profil d'éprouvette optimal, chaque échantillon de FGV a été usiné sur une fraiseuse conventionnelle :

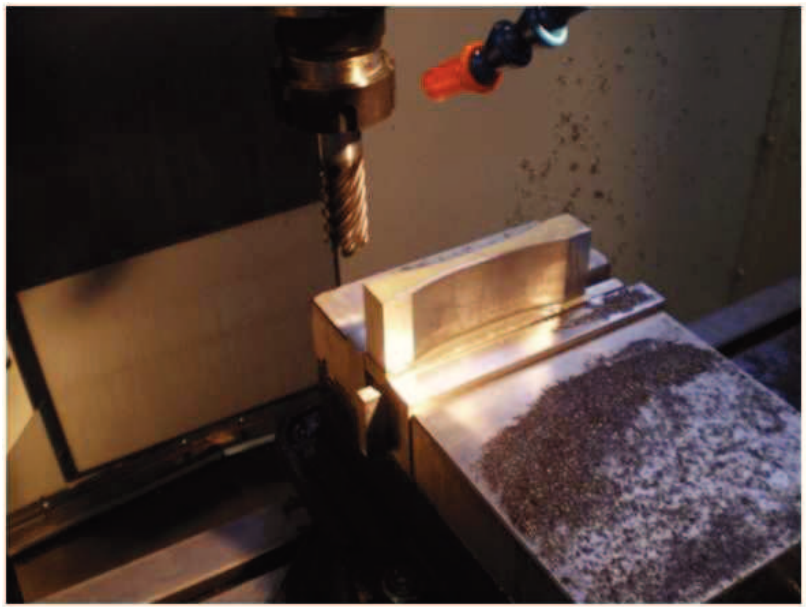


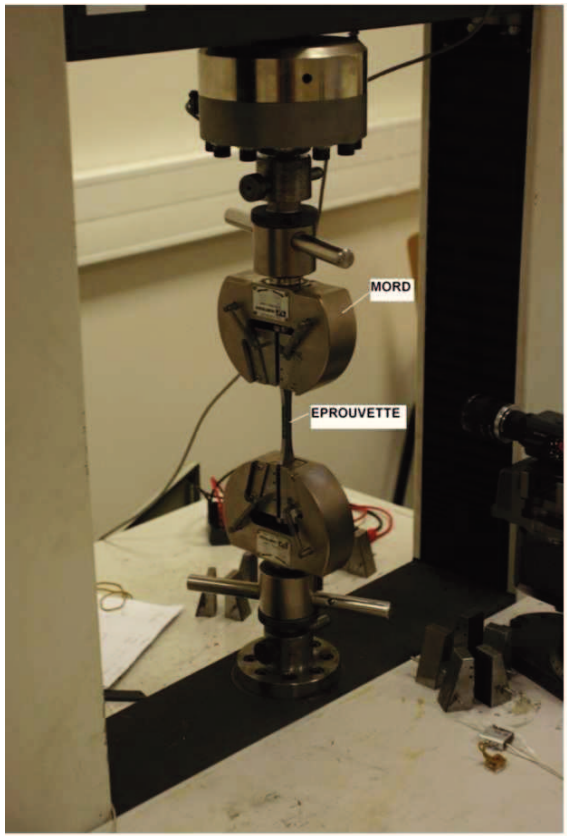
Figure 87 : Usinage des blocs de fonte vermiculaire

Les éprouvettes ont ensuite été découpées puis surfacées sur leur deux faces afin d'assurer un bon parallélisme. Le défaut de planéité a été évalué au centième.



Figure 88 : Eprouvette en FGV prête à l'emploi

Afin de veiller au bon déroulement des expériences, il sera nécessaire de vérifier la verticalité de l'éprouvette après l'avoir placé dans les mords de la machine de traction.



1

Figure 89 : Montage de l'éprouvette

3.1.4 Résultats des essais de traction

Seuls les résultats obtenus avec l'échantillon 10-3 B seront présentés ici.

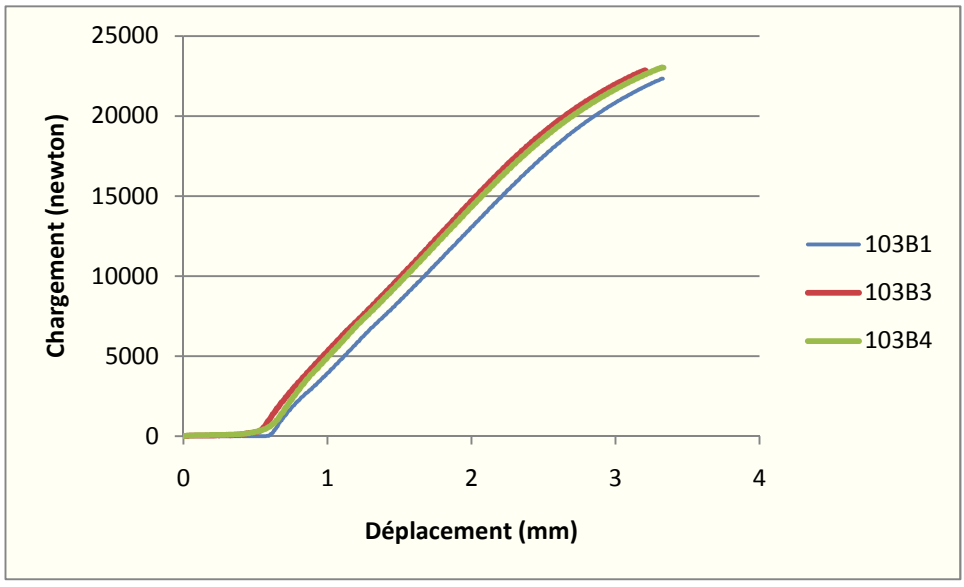


Figure 90 : Courbes force/déplacement obtenues avec le logiciel nene6 pour les éprouvettes issues de l'échantillon 10-3 B

Il faut prendre en compte le rattrapage du jeu de la machine au début d'un essai, ce qui se caractérise par un déplacement sous charge nulle pendant quelques millimètres.

La machine possède une rigidité propre : la poutrelle se déforme proportionnellement a l'effort qui est exercé dessus.

Il faut prendre en compte ces deux phénomènes pour calculer le déplacement réel.

Soit :

$U_{réel}$: déplacement réel (données machine)

$J_{machine}$: Jeu de la machine de traction (constant)

$U_{machine}$: Déformation de la poutrelle de la machine de traction

avec $U_{machine} = F_{traction}/k$ avec k la constante de raideur de la machine (k=9800 $N.m^{-1}$).

Soit finalement : $\underline{\mathbf{U_{corrigé} = U_{réel} - J_{machine} - U_{machine}}}$

La loi de comportement s'exprime en fonction de la contrainte par rapport à la déformation.

Soient :

$\sigma = F_{traction} / S$ avec S la section de l'éprouvette de traction

Équation 7 : Contrainte de traction (MPa) appliquée à l'éprouvette

$\varepsilon = U_{corrigé} / L_{utile}$ avec L_{utile} la longueur utile de l'éprouvette

Équation 8 : Déformation (mm) de l'éprouvette de traction

Nous avons ainsi obtenu les courbes suivantes pour l'échantillon 10-3 B :

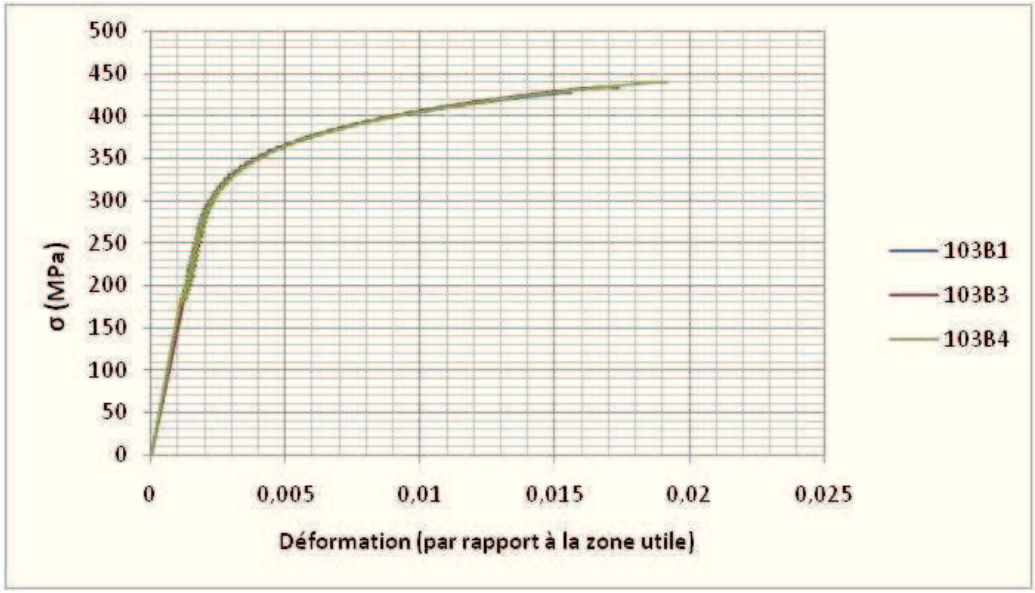


Figure 91 : Courbes de traction de l'échantillon 10-3 B.

Les trois courbes ont le même profil mais ne se rompent pas à la même déformation, nous avons néanmoins pu obtenir le comportement élastique et plastique du matériau.

Soient les caractéristiques mécaniques suivantes :

Module de Young de 150 000 MPa

Limite élastique de 290 MPa

Limite plastique de 440 MPa avec une déformation de 0,17%.

σ(MPa)	290	300	310	320	330	340	350	360
ε(mm)	0	0,0002	0,0005	0,0007	0,0010	0,0014	0,0020	0,0026
σ(MPa)	370	380	390	400	410	420	430	440
ε(mm)	0,0034	0,0045	0,0057	0,0072	0,0088	0,0114	0,0135	0,0172

Tableau 18 : Loi plastique du matériau intégrable dans ABAQUS

D'autre éprouvettes de traction réalisées par découpe fil et appareillées de jauges de déformation ont été utilisées afin de vérifier l'impact du moyen d'obtention des éprouvettes. Elles ont été testées au CERMEL (Centre d'Etude et de Recherche sur les Matériaux Elastomères) sur une machine de traction dont la charge maximale est de 25kN.

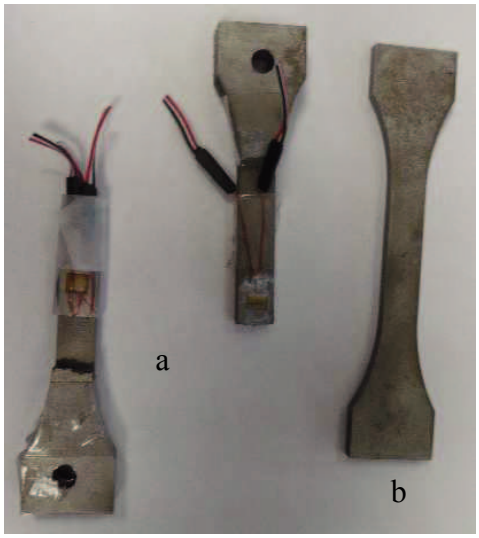


Figure 92 : Eprouvettes de traction équipées de jauges de déformation (a) et éprouvette nue (b)

Les résultats de cette campagne d'essais sont du même ordre que ceux obtenus pour la campagne d'essai de l'ENIVL validant ainsi les mesures et les résultats obtenus.

4 Caractérisation du matériau usinant

Le test d'indentation est une méthode simple qui consiste essentiellement à affecter un matériau dont les caractéristiques mécaniques (telles que module d'élasticité longitudinal, dureté) sont inconnues avec un autre matériau dont les propriétés sont connues. **[53]**

Les origines de l'indentation remontent à l'échelle de Mohs, inventée en 1912 par le minéralogiste Friedrich Mohs dans le but de mesurer la dureté des minéraux. Il s'agit d'une échelle ordinale : il est nécessaire de procéder par comparaison (capacité de l'un à rayer l'autre) avec deux autres minéraux dont on connaît déjà la dureté.

Cette échelle n'est ni linéaire ni logarithmique, le diamant possédant la valeur maximale de 10 sur cette échelle. [**54].**

Les essais et échelles Brinell, Knoop, Vickers et Rockwell découlent d'améliorations de cette méthode d'indenter un matériau avec un autre.

4.1 Nano-indentation

Cette technique consiste à faire pénétrer une pointe de géométrie connue et calibrée, l'indenteur, d'une profondeur de résolution nanométrique (10^{-9} m) dans un échantillon tout en suivant l'évolution du déplacement en fonction de la charge appliquée.

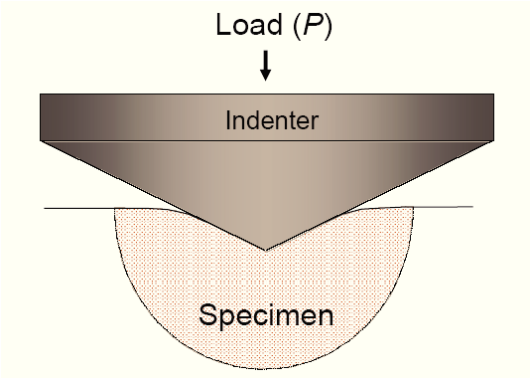


Figure 93 : Schéma de principe d'un essai d'indentation

Afin de déterminer la dureté du matériau indenté, il est nécessaire de connaître la surface de contact entre l'indenteur et l'échantillon mesuré.

Lors d'essais de macro-indentation (Vickers par exemple), l'aire de contact est calculée directement en mesurant les dimensions de l'empreinte résiduelle laissée dans le matériau après avoir enlevé la charge.

Lorsque l'on réalise des essais de nano-indentation, la taille des empreintes résiduelles est de l'ordre de quelques microns, rendant impossible l'emploi d'une méthode directe de calcul d'aire de contact. On mesure donc la profondeur de pénétration de l'indenteur dans le matériau étudié et, en la combinant avec les caractéristiques géométriques connues de l'indenteur, on peut donc remontre par méthode indirecte à l'aire de contact lorsque de l'application de la charge maximale. Pour cette raison, la technique de nano-indentation est considérée comme un cas particulier: on parlera alors d'essai d'indentation instrumenté.

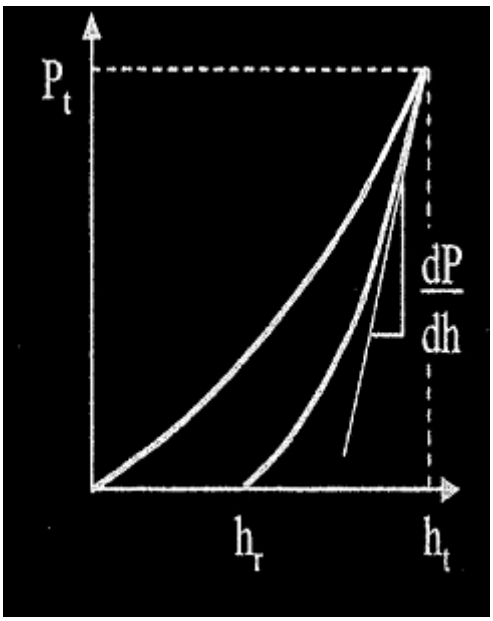


Figure 94 : Courbe de charge en fonction du déplacement pour un matériau dur au comportement élasto-plastique **[53]**.

L'essai de nano-indentation ne se résume pas à mesurer la dureté uniquement, on peut aussi calculer le module d'élasticité longitudinal, un coefficient d'écrouissage, la ténacité (résistance à la fracture pour les matériaux cassant), ou des propriétés viscoélastiques.

Il est bien entendu légitime de se demander comment l'on peut extraire de si nombreux résultats d'un simple test qualifié de non destructif ?

Prennons l'exemple de la courbe figure 94 : Cette expérience a été réalisée avec un indenteur sphérique qui a été mis en contact avec un échantillon dont la surface a été préalablement préparée afin d'être la plus plane possible.

La charge appliquée réelle ainsi que la profondeur de pénétration sont enregistrées pour chaque incrément de charge (en fonction de la vitesse de chargement choisie) : on obtient ainsi le module d'élasticité et la dureté en fonction de la profondeur.

Le cycle de chargement peut être défini en tant que contact initial élastique suivi d'un écoulement plastique ou d'un enfoncement à l'intérieur de l'échantillon pour les charges importantes.

Durant la phase de décharge, si un enfoncement a eu lieu le tracé de la courbe de charge-déplacement ne se supperposera pas à celui de la phase de chargement, nous serons donc sur qu'une empreinte résiduelle existe à la surface de l'échantillon.

Si l'on combine la profondeur maximale de pénétration observée pour la charge maximale appliquée à la pente de la courbe de déchargement mesurée sur la droite tangente passant par le point de chargement maximal, on obtient la dureté ainsi que le module d'élasticité du matériau évalué.

Néanmoins, les matériaux au comportement visco-élastoplastique la profondeur de pénétration en fonction de la charge n'est pas une relation linéaire, il faut donc accompagner l'essai de nano-indentation d'une mesure de fluage.

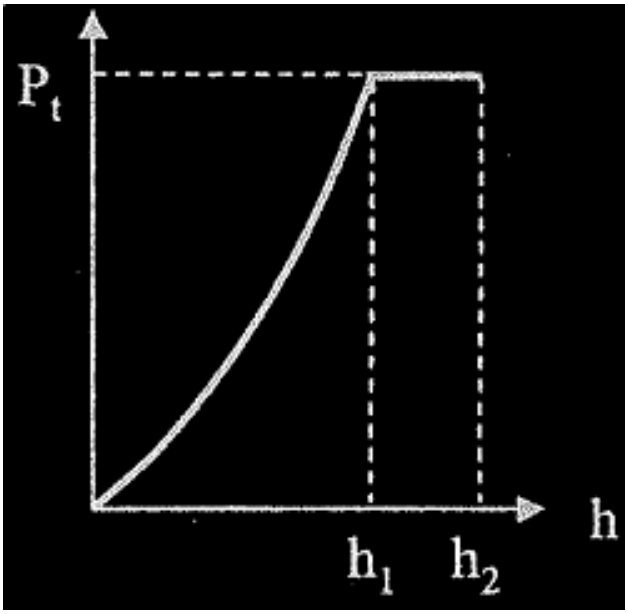


Figure 95 : Observation du fluage d'un matériau visco-élastoplastique **[53]**

La figure ci-dessus montre que l'échantillon analysé flue : l'indenteur continue de s'enfoncer alors que l'on a atteint la charge maximale appliqué P_t et que l'on maintient celle-ci.

L'analyse de la portion de courbe issue du fluage permettra d'obtenir des informations quantitative quant aux propriétés élastiques rélatives aux matériaux solides et au comportement de type « fluide » des éléments composants l'échantillon.

Lorsque l'on indente des matériaux fragile, des fractures ou dislocation peuvent se produire, plus particulièrement lorsque l'on utilise un indenteur pyramidal de type Berkovich.

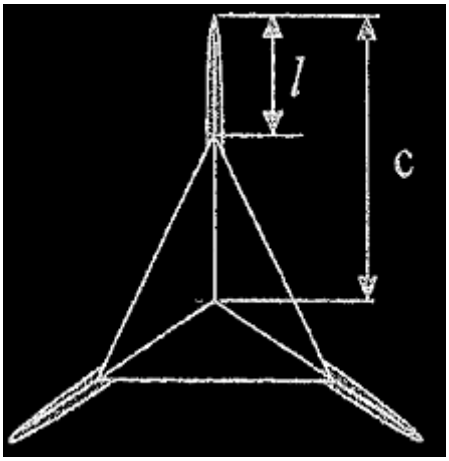


Figure 96 : Fissuration consécutive à une nano-indentation réalisée avec un indenteur Berkovitch

Comme nous le montre la figure ci-dessus, on peut utiliser la longueur des fissures ainsi que la distance de propagation de celles-ci afin de déterminer la tenacité du matériau indenté.

4.1 1 Méthode D'Oliver and Pharr (O&P)

Si deux noms sont à retenir dans le monde de la Nano-indentation, il s'agit de W.C Oliver et G.M. Pharr, véritables pionniers de ce domaine. La méthode qu'ils ont introduit en 1992**[55]** puis corrigé en 2004 **[56]** a été adoptée et utilisée pour la caractérisation des comportements mécaniques des matériaux et ce, à échelle nanométrique.

La méthode d'O&P permet de déterminer les propriétés mécaniques du matériau à partir de la courbe de la courbe de force-déplacement lié à l'indentation et ne nécessite pas la mesure de l'empreinte résiduelle. L'utilisation d'appareils de haute résolution combinés à la méthode d'O&P a permis de mesurer les propriétés mécaniques d'échantillon aux échelles micrométrique, puis nanométrique. **[57-58]**.

Cette méthode permet de déterminer précisément les caractéristiques mécaniques de couches minces de revêtement[16] de manière directe ou par méthode inverse à l'aide d'analyses comparatives et modélisation par éléments finis.

Au cours des deux dernières décennies, de nombreux matériaux ont été testés. Les techniques et les machines ont elles aussi évolué : la mesure dynamique de la raideur de contact a permis de déterminer les caractéristiques mécaniques des matériaux en fonction de la profondeur mais aussi d'améliorer la détection du premier point de contact avec la surface de l'échantillon **[59].**

O&P ont aussi développé des méthodes pour calibrer les fonctions d'aire de contact des indenteur et la complaisance du bâti/support d'échantillon **[56]**.Des simulation par éléments finis ont permis une meilleure compréhension de la mécanique des contacts sur laquelle la méthode d'O&P est basée **[60]**.

Nécessitant l'utilisation de plusieurs constantes empiriques que nous détaillerons par la suite, la méthode d'O&P n'est pas applicable pour les matériaux présentant un comportement de type « pile-up »[17] **[61]**.

Lorsque nous nous intéresserons aux plaquettes d'usinage revêtues de couches minces, différentes hypothèses seront à prendre en compte pour pouvoir appliquer cette méthode.

[16] Quelques dizaines de nanomètres d'épaisseur

[17] Le pile-up est un bourrelet de matière refoulé présent sur le(s) bord(s) d'une indentation

4.1.2 Principes de base

Comme nous l'avons expliqué au paragraphe 4.1 l'essai de nano-indentation consiste à faire pénétrer un indenteur de géométrie connue dans le matériau que l'on cherche à caractériser. La méthode d'O&P permet de déduire la dureté et le module d'élasticité à partir de courbes de type *charge en fonction du déplacement*.

Initialement prévue pour l'utilisation d'indenteurs symétriques calibrés comme les Berkovich[18] (pyramidal triangulaire), la méthode est aussi applicable pour les indenteurs axisymétriques sphériques **[56]**.

La figure 97 montre une courbe typique obtenue lors d'une indentation réalisée avec un indenteur Berkovich :

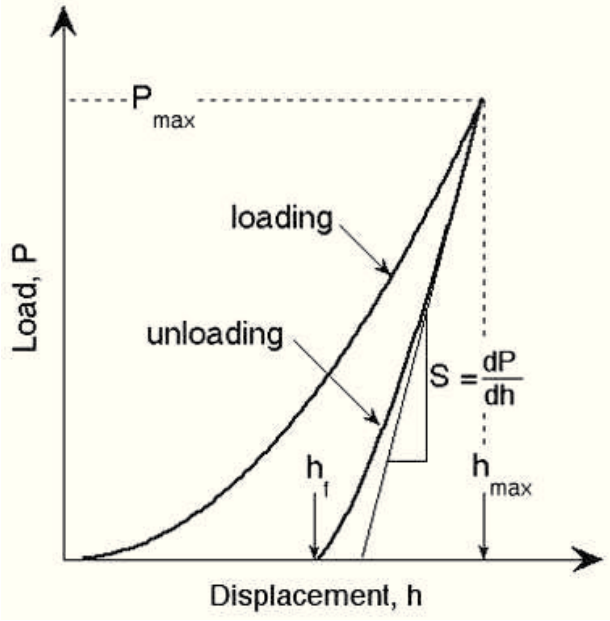


Figure 97 : Illustration d'une courbe de chargement en fonction du déplacement avec les paramètres importants nécessaire à l'utilisation de la méthode O&P[19]

$\mathbf{P_{max}}$ désigne la charge maximale appliquée, **h** le déplacement relatif à la surface initiale non déformée.

La déformation au cours de l'expérience doit être de type élasto-plastique de sorte qu'une empreinte résiduelle soit visible.

[18] Les différents types d'indenteurs dont le Berkovich seront présentés dans la section suivante

[19] Nous appellerons maintenant ces courbes de chargement en fonction du déplacement C/D

Lors de la phase de décharge, il s'agit uniquement d'un retour élastique : les matériaux sujet au fluage ou présentant un comportement viscoplastique ne pourront pas être étudiés en utilisant cette méthode.

A partir d'une courbe C/D, quatre grandeurs sont mesurées : la charge maximale appliquée $\mathbf{P_{max}}$, la profondeur maximale $\mathbf{h_{max}}$, la profondeur finale après déchargement total $\mathbf{h_f}$ et la pente à la décharge **S**. La raideur de contact **S**, est évaluée en prenant la tangente à la partie décharge de la courbe C/D en $\mathbf{h=h_{max}}$. La précision des résultats obtenus sera fonction de la précision de mesure des ces différents paramètres.

Doerner et Nix ont constaté en utilisant un indenteur dont l'extrémité était plane que l'aire de contact restait contact lors du retrait de l'indenteur pendant la phase de déchargement, engendrant ainsi une courbe de déchargement linéaire **[62]**.

O&P ont observé d'après leurs expériences que la partie déchargement des courbes C/D est curviligne et peuvent être approximées par la loi de puissance suivante :

$$P = \alpha(h - h_f)^m \quad \text{où } \alpha \text{ et m sont des constantes de lissage}$$

Équation 9 : Loi de puissance associé à la décharge des courbes C/D par O&P

Le tableau ci dessous présente quelques valeurs de coefficients obtenus par O&P lors de précédents travaux :

Material	α (mN/nm^m)	m	Correlation coefficient, R
Aluminum	0.265	1.38	0.999938
Soda-lime glass	0.0279	1.37	0.999997
Sapphire	0.0435	1.47	0.999998
Fused silica	0.0500	1.25	0.999997
Tungsten	0.141	1.51	0.999986
Silica	0.0215	1.43	0.999985

Tableau 19 : Paramètres caractérisant les courbes de déchargement de matériaux testés en nano-indentation avec un indenteur de type Berkovich **[55]**.

O&P ont prouvé au travers de leurs expérience résumées dans le tableau précédent que le modèle de Doerner et Nix où m = 1 **[55]** (indenteur plat) n'est pas généralisable à tous les modèles d'indenteurs et que la mesure de la pente initiale de décharge ne peut donc pas se faire précisément par régression linéaire. Leurs observations montrent que le calcul de *S* par simple régression linéaire est source d'erreur, car les valeurs obtenues dépendent grandement du nombre de points utilisés pour la régression.

Ici, l'indenteur ($\overline{m} \cong 1.40$) semble se comporter comme un paraboloïde[20] de révolution pour lequel $m = 1.5$ **[63]**. Ce résultat démontré par O&P est étonnant car ils présumaient qu'un indenteur Berkovich se comportait comme un indenteur conique axisymétrique pour lequel le $m = 2$ **[56]**. Cette divergence s'explique par la géométrie réelle de l'indenteur.

La figure ci-dessous présente la géométrie du contact vue en coupe ainsi que les dimensions utilisées dans le modèle d'Oliver et Pharr :

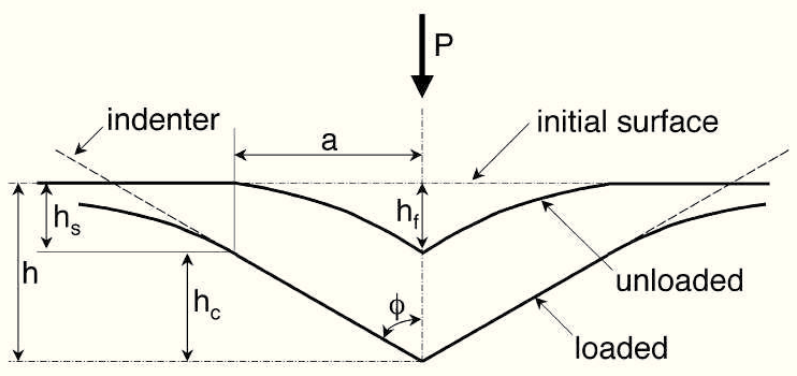


Figure 98 : Illustration des paramètres caractérisant l'évolution de la géométrie de l'empreinte au cours de la phase de déchargement

Dans la méthode d'O&P l'indenteur Berkovich est modélisé par un indenteur conique dont le demi-angle au sommet est : $\phi = 70.3°$. Pour eux, la périphérie au point de contact s'enfonce de telle sorte qu'elle peut être décrite par des modèles employés pour des indentations d'espace plan symétriques réalisés avec des poinçons à géométrie simple.

Cette hypothèse limite l'application de cette méthode car elle ne tient pas compte d'un éventuel comportement de type pile-up qui apparaît sur la périphérie de l'empreinte pour les matériaux élasto-plastiques.

[20] Surface du second degré dont les sections planes sont des ellipses ou des hyperboles

Néanmoins, en reprenant les travaux de Sneddon **[63]** sur la déflexion élastique d'une surface sous un indenteur conique ou sphérique, ils proposent en négligeant tout phénomène de pile-up de décrire la quantité de matière affectée par du sink-in[21] en proposant la relation suivante :

$h_s = \epsilon \frac{P_{max}}{S}$ où ϵ est une constante dépendante de la géométrie de l'indenteur

Équation 10 : Déflexion élastique d'une surface sous indenteur conique ou sphérique

Ainsi ϵ vaudra 0.72 pour un indenteur conique, 0.75 pour un indenteur de forme paraboloïde (assimilable à une sphère pour les faibles profondeurs) et 1 pour un poinçon plat. D'après la méthode employée pour la loi de puissance, O&P ont choisit de prendre $\epsilon = 0.75$ pour leurs analyses **[56]**.

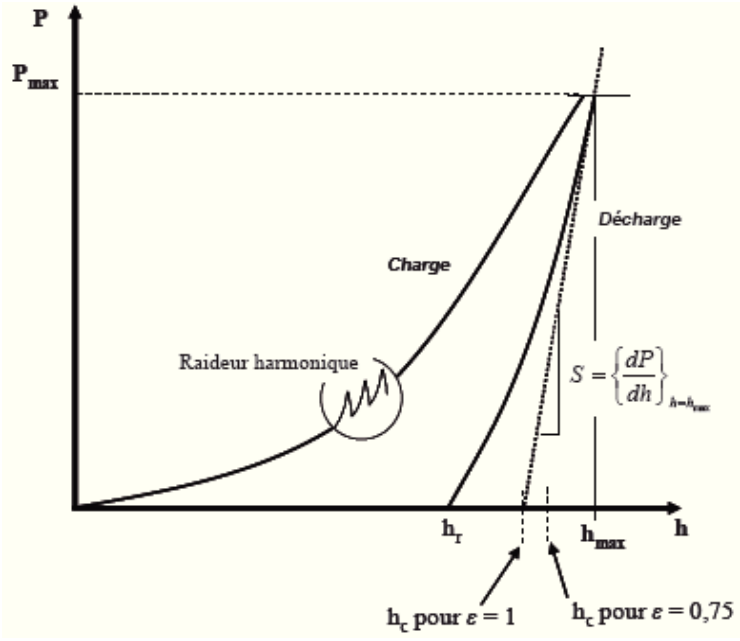


Figure 99 : Influence du facteur ϵ sur le calcul de la raideur de contact S

La hauteur de contact réelle avant retour élastique entre l'indenteur et l'échantillon et lorsque la charge est maximale (soit $P = P_{max}$) est définie par l'équation suivante :

$h_c = h - h_s = h_{max} - \epsilon \frac{P_{max}}{S}$ avec h_{max}= déplacement maximal de l'indenteur

Équation 11 : Hauteur de contact réelle

[21] sink-in : il s'agit d'un effondrement de la matière relatif à la pénétration de l'indenteur dans la surface de l'échantillon

L'aire projetée relative au contact peut s'écrire :

$$A = f(h_c)$$

Équation 12 : Aire projetée en fonction de l'aire de contact réelle

A l'aide des caractéristiques géométrique de l'indenteur Berkovich présentées ci-dessous, il est possible de déterminer la fonction f :

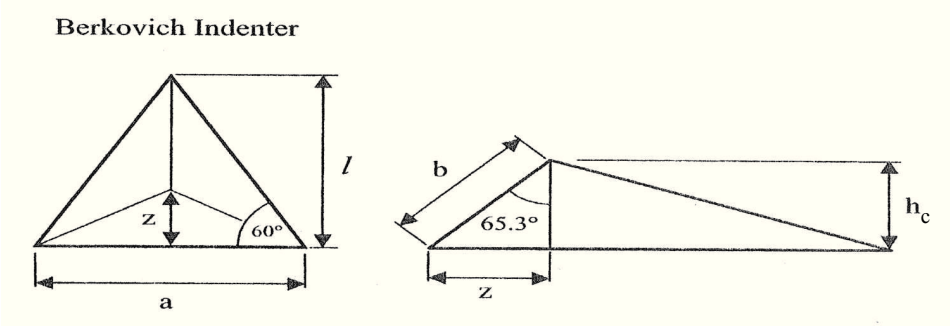


Figure 100: Caractéristiques géométrique de l'indenteur Berkovich

Soient les équations suivantes :

$$\tan 60 = \frac{l}{a/2} \text{ d'où } l = \frac{\sqrt{3}}{2}a$$

$$A_{proj} = \frac{al}{2} = \frac{\sqrt{3}}{4}a^2$$

Or d'après les figures 98-100[22], il est plus intéressant d'exprimer l'aire projeté en fonction de la hauteur de l'indenteur :

$$\cos 65.3 = \frac{h_c}{b} \text{ et } b = \frac{a}{2\sqrt{3}\sin 65.3}$$

$$h_c = \frac{a\cos 65.3}{2\sqrt{3}\sin 65.3} = \frac{a}{2\sqrt{3}\tan 65.3}$$

D'où

$$a = 2\sqrt{3}h_c \tan 65.3$$

[22] Afin de faciliter la compréhension la hauteur de l'indenteur pyramidal Berkovich a été nommé h_c pour correspondre avec la figure 104

Soit finalement :

$$A_{proj} = 3\sqrt{3}{h_c}^2 tan^2 65.3 \approx 24.5{h_c}^2$$

Équation 13 : Calcul de l'aire projetée

$$A_{surf} = 3\frac{ab}{2} \approx 27{h_c}^2$$

Équation 14 : Calcul de l'aire réelle de contact

On observe un écart de 9% entre l'aire projetée et l'aire surfacique d'une pyramide de Berkovich.

La fonction d'aire, A, devra être évaluée sur un matériau étalon dans des conditions d'essais parfaitement connues et maitrisées pour éviter les phénomènes de sink-in et pile-up :

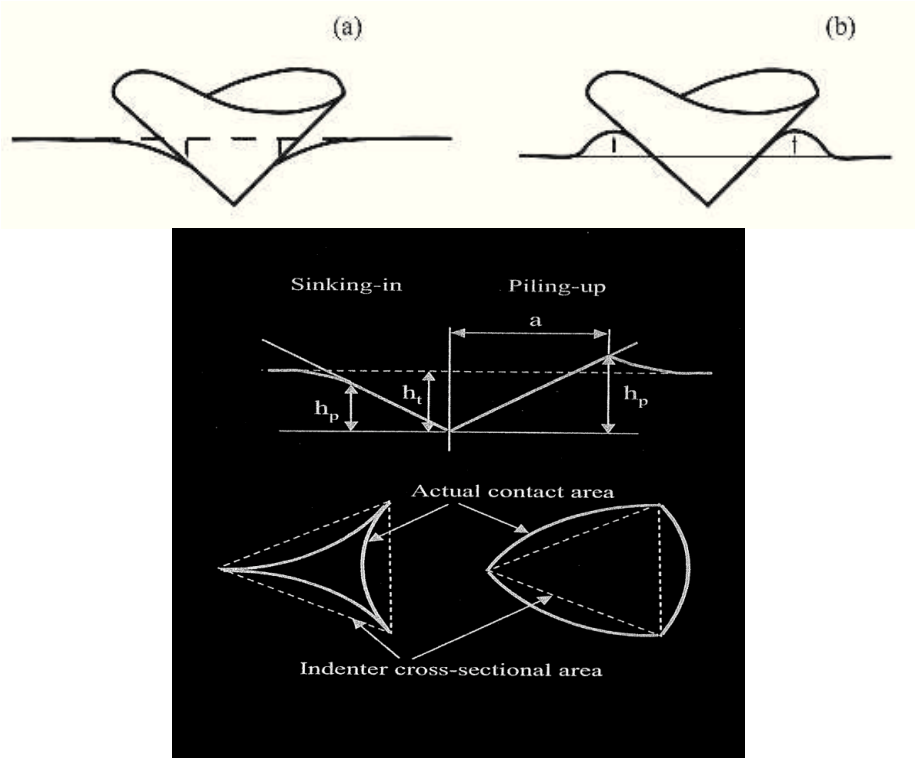


Figure 101 : Schématisation des phénomènes de type sink-in (a) ou pile-up(b) **[53-64]**.

La mise en place d'une fonction d'aire de contact permettra de s'affranchir de la non-idéalité des indenteurs utilisés pour les expériences.

La dureté d'un matériau étant la capacité de celui-ci à résister à l'enfoncement d'un corps étranger avec une charge donnée, il vient :

$$H = \frac{P_{max}}{A}$$

Équation 15 : Dureté d'un matériau (homogène à une pression)

La dureté H est donc exprimée en MPa ou GPa car il s'agit d'une force appliqué sur une surface projeté (homogène à une pression).

Les essais de macro-dureté conventionnels que nous connaissons se basent sur l'observation et la mesure des dimensions de l'empreinte résiduelle après déchargement (Essai Vickers par exemple). L'essai d'indentation permet d'évaluer la dureté d'un matériau lorsque la charge appliquée sur celui-ci est maximale. Dans certains cas, où le retour élastique est important durant la phase de déchargement, les résultats obtenus par nano/micro-indentation différeront donc des résultats dits « habituels ».

Bolshakov&Pharr ont constaté des écarts significatifs entre les valeurs théoriques obtenues à l'échelle macrométrique et celles obtenues aux échelles micro et nanométriques pour les matériaux présentant un faible ratio E/H **[65]**.

Le calcul du module élastique doit tenir compte des déformations de l'indenteur et de l'échantillon analysé. Le module effectif (ou module réduit) E_r est défini comme suit **[66]**:

$$\frac{1}{E_r} = \frac{(1-\nu^2)}{E} + \frac{(1-\nu_i^2)}{E_i}$$

Équation 16 : Module réduit en fonction des déformations de l'indenteur et de l'échantillon

Cette équation prend en compte le module d'Young E_i et le coefficient de Poisson ν_i de l'indenteur, E et ν étant les propriétés propres au matériau évalué. On ne peut évaluer E_r que si l'on connait au préalable ν.

Le module E_r est obtenu à partir de la relation de Sneddon **[63]** :

$$E_r = \frac{S\sqrt{\pi}}{2\beta\sqrt{A}}$$

Équation 17 : Définition du module réduit en fonction de la relation de Sneddon

Cette relation applicable lorsque l'on utilise un indenteur axisymétrique possède un facteur de correction β visant à tenir compte des défauts de rigidité du contact lié à la non-idéalité des indenteurs pyramidaux de type Berkovich ou Vickers obtenus par affûtage.

Bien que souvent discutée, la valeur du coefficient β pour un indenteur Berkovich est 1,034.

4.1.3 Courbes caractéristiques

Les essais de nano-indentation présentés ci-dessous montrent différents comportement suivant les matériaux étudiés.

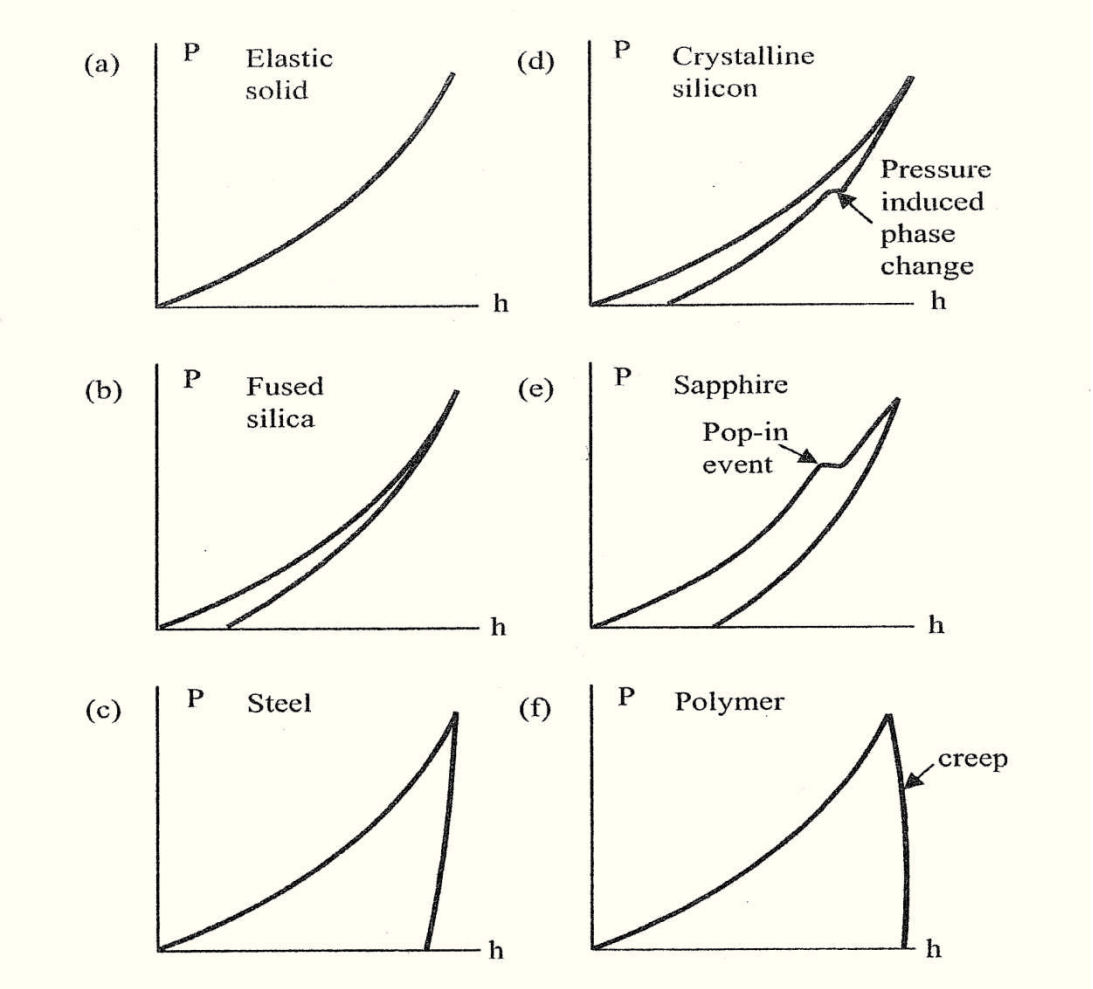


Figure 102 : Exemples de courbes C/D pour différent matériaux analysés **[53]**

La figure ci dessus montre six comportements de matériau facilement identifiable grâce aux irrégularités des courbes de C/D :

(a) : Solide purement élastique

(b) : Silice fondue

(c) : Acier

(d) : Silicium cristallin, la pression induit un changement de phase caractérisé par un « décrochement » lors de la phase de déchargement

(e) : Saphir, le matériau fissure sous la pression entrainant une augmentation de la profondeur sans augmentation de la charge appliquée *(pop-in effect)*

(f) : Polymère, le matériau flue pendant la décharge

Les courbes précédentes ont été réalisées avec un faible palier de maintient à charge constante car on ne peut y voir de « plateau » comme sur la figure 95 avant la phase de déchargement.

La mesure de couches minces est une opération très délicate car elle dépend de l'accroche des couches entre elles et avec le substrat, l'épaisseur du revêtement étudié et sa rugosité.

Il faut aussi tenir compte du champ de contraintes résultant de la charge appliqué par l'indenteur car il ne s'agit pas d'un simple effort de compression vertical.

Pour palier à la non connaissance exacte du champ de contraintes réel appliqué, il existe une règle empirique qui consiste à ne pas dépasser 10% de l'épaisseur t du film indenté.

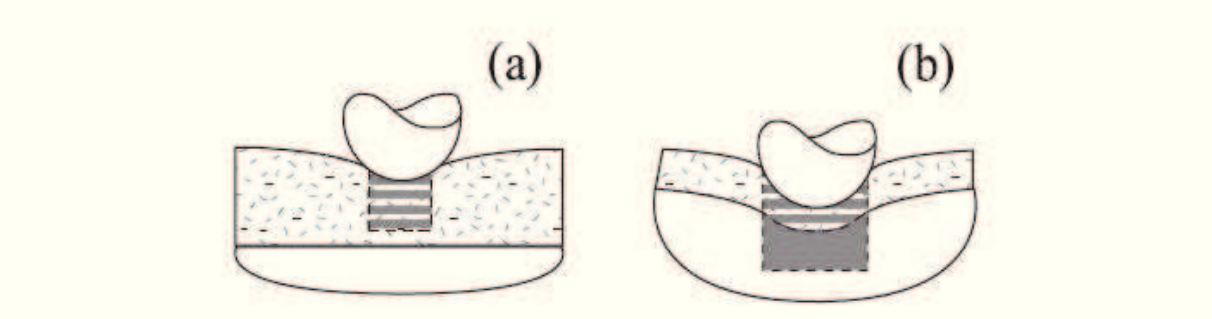


Figure 103 : Illustration du champ de contrainte appliqué sur un matériau revêtu **[64]**

Lorsque le rayon de contact a est petit devant l'épaisseur t du film (cas a), le champ de contraintes appliqué par l'indenteur est entièrement contenu dans le film, les caractéristiques mécaniques mesurées sont alors exclusivement celles du film.

Dans le cas contraire, le volume élastiquement actif n'est que partiellement contenu dans le film, on parle alors d'effet de substrat. Ce phénomène affecte les résultats obtenu d'autant plus que le rapport a/t est important.

Une méthode pour contourner cet obstacle consiste à tracer le module mesuré en fonction du rapport a/t. On évalue alors le module d'élasticité obtenu lorsque le rapport a/t tend vers zéro.

Cette technique est très exigeante car de nombreux facteurs interviennent : la variation de la température ambiante au cours de l'essai, la profondeur pour la détection du contact ou encore la rugosité de l'échantillon.

L'état de surface de l'échantillon obtenu par polissage mécanique entraîne l'écrouissage superficiel de la surface à évaluer.

En revanche des développements permettent d'extraire un certains nombre d'informations autres que celles discutées ici, citons : l'adhérence d'un dépôt sur son substrat, ou encore la résilience d'un matériau.

4.2 Plateforme Nanotest Micro Materials

Le système de nano-indentation utilisé dans notre étude est un Nanotest, fabriqué et commercialisé par la société anglaise Micro Materials L^{td}.

4.2.1 Présentation générale

Issue du prototype destiné à l'Université de Lancaster, la plateforme Nanotest est le fruit d'une quinzaine d'années de recherche et d'évolutions continues.

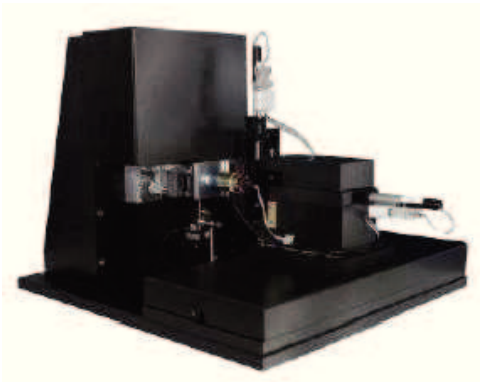


Figure 104 : Plateforme Nanotest (photo commerciale)

Cette machine, polyvalente, est modulaire: Il s'agit d'un système compact où l'on peut utiliser les trois principales méthodes de caractérisations des matériaux disponibles sur le marché

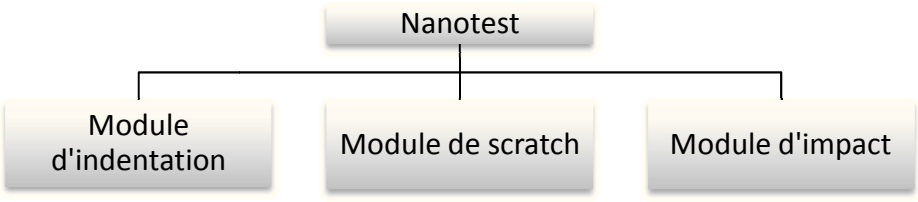


Figure 105: Les différents modules disponibles du nano-indenteur

Le Nanotest est équipé de deux têtes d'expérimentation pendulaires [68] :

- une partie nano utilisée pour des charges variant de 0,5 mN à 500mN avec une résolution comprise entre quelques nanomètres et 1.8 µm.

- une partie micro utilisée elle, pour des charges variant de 500mN à 20N et une profondeur maximale d'environ 10 µm.

Quatre types d'essais peuvent être réalisés avec cet appareil de mesure :

-Les tests d'indentation (nano ou micro): détermination de la dureté et du module d'Young

-L'impulse test : essai de résilience

-L'impact test : détermination de la charge limite admissible par un ou plusieurs revêtements

-Le nano-scratch : essai de fatigue permettant d'obtenir des propriétés mécaniques telle que l'adhérence d'un revêtement sur un substrat, la quantification du coefficient de glissement admissible à l'interface de deux couches de revêtement, la résistance à la friction

Afin de pouvoir contrôler visuellement les sites des expériences, un système de microscope à 4 grossissements est intégré au Nanotest.

Les différents modules utilisés vont nous permettre d'obtenir des caractéristiques ou propriétés mécaniques telles que : [67]

- Caractérisation de « l'effet de peau »
- Dureté des couches minces, module de Young
- Fluage et relaxation.
- Glissement relatif entre chaque couche de revêtement.
- Module élastique : Contraintes/allongements.
- Résistance à la fatigue de chaque couche.
- Résistance à l'usure, à l'abrasion
- Rupture de l'adhésion.
- Résistance aux chocs.
- Ténacité

On peut aussi réaliser des essais en haute température (<750°C), capturer l'émission acoustique lors des essais de scratch ou même travailler sur des cellules vivantes et des liquides.

Afin d'assurer la meilleure reproductibilité des mesures, la plateforme est « enfermée » dans une cabine régulée thermiquement et hermétique. Elle sert d'isolation acoustique et permet aussi de réaliser les expériences sous ventilation contrôlée, régulant aussi les vibrations dues aux mouvements à proximité de la machine. Le système complet repose sur une table antivibratoire à compensation mécanique par ressorts.

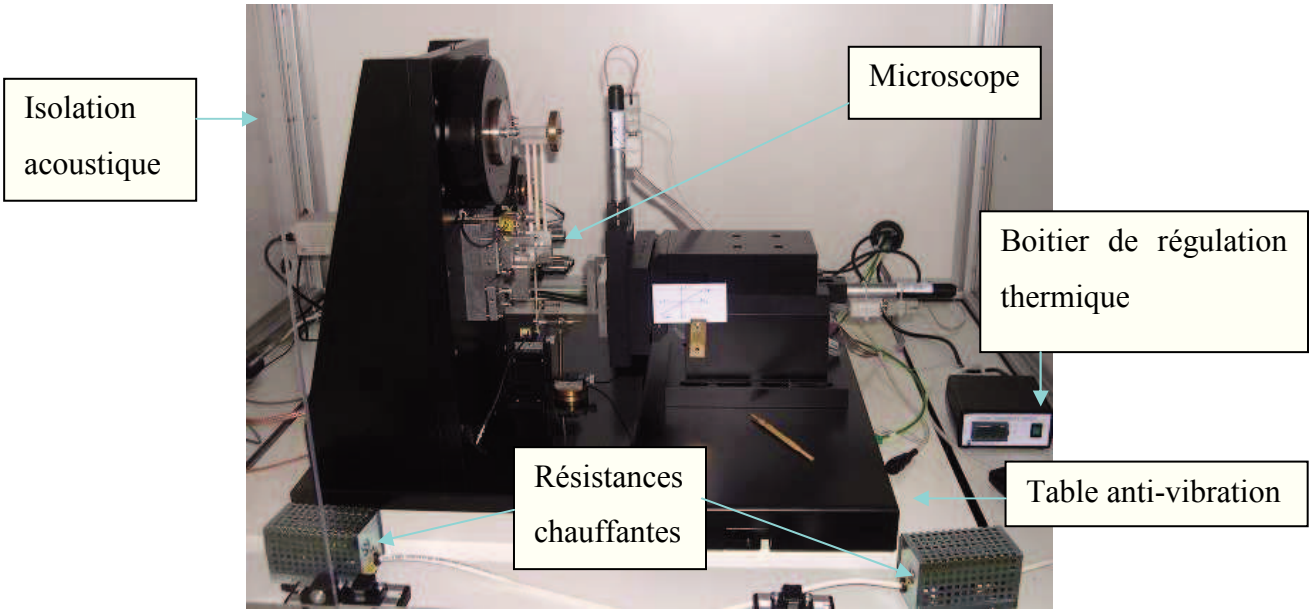


Figure 106 : Cabine vue de l'intérieur (Nano-indenteur MML installé au CEROC)

4.2.2 Principe de mesure

Le système repose sur l'utilisation d'un pendule pour effectuer les expériences. Le chargement s'effectue horizontalement, il n'est donc pas nécessaire de compenser les effets de la gravité.

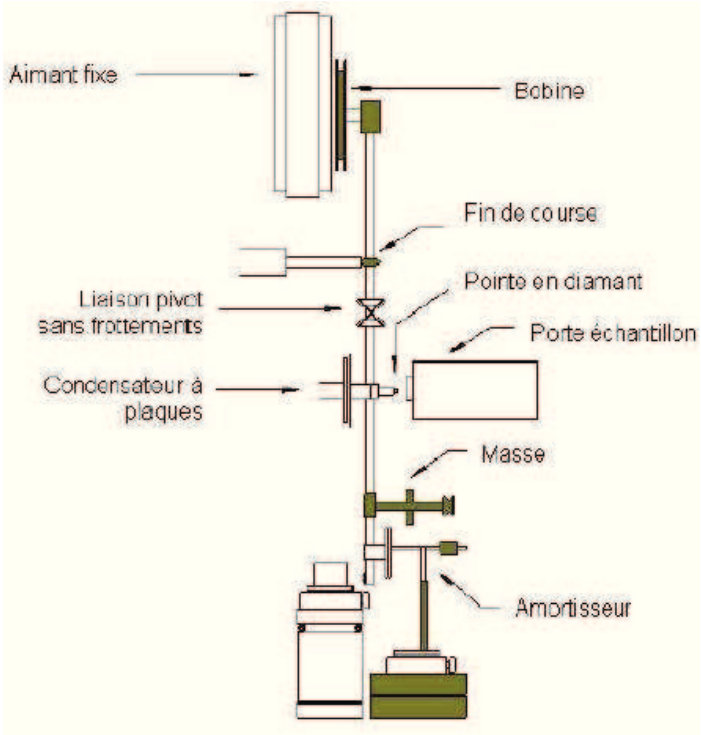


Figure 107 : Schéma d'une tête pendulaire du Nanotest **[68]**

Le pendule est constitué de plusieurs tiges en céramique :

- La légèreté de ce matériau permet de réduire les effets de la cinétique des masses mises en jeu.
- Sa rigidité permet d'empêcher toute flexion du système de mesure.

La liaison pivot du pendule est réalisée en alliage d'aluminium. Réalisée grâce à quatre ressorts à lame qui s'articulent entre la partie supérieure fixe et la partie inférieure mobile, elle a pour but de réduire les frottements lors des phases d'accostage de l'indenteur avec l'échantillon afin de simplifier les calculs.

Un micromètre appelé fin de course assure la verticalité du pendule en position repos.

La bobine située à l'extrémité supérieure du pendule est alimentée par un courant alternatif rectifié. Placée parallèlement à un aimant fixe, elle est soumise à une force de Laplace :

$$d\vec{F} = I \cdot d\vec{l} \wedge \vec{B}$$

Équation 18 : Définition d'une force de Laplace

Cette force de Laplace entraine l'attraction ou la répulsion de la bobine par rapport à l'aimant, en contrôlant le courant appliqué à celle-ci, on peut contrôler la charge appliquée.

La pointe ou indenteur est située en dessous de la liaison pivot pour limiter l'effet de l'angle d'incidence lors des mesures. Dès lors, on peut considérer que l'indenteur est toujours perpendiculaire à la surface évaluée lors de l'essai. On utilise des indenteur en diamant car il s'agit d'un des matériaux les plus dur existants.

Les caractéristiques du diamant sont : $E = 1141$ GPa et $\nu = 0.07$

On trouve sous l'indenteur deux plaques en aluminium réglées parallèlement reliées à un pont capacitif. Elles servent de condensateur et permettent de mesurer la profondeur de déplacement lors des essais.

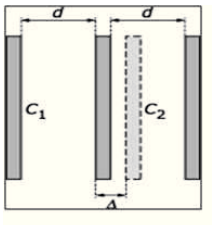


Figure 108 : Mesure de déplacement en fonction de la capacité

Lorsque le pendule se déplace, la distance entre les plaques varie entrainant une modification de la capacité du condensateur.

$$C = \varepsilon_0 \varepsilon_r . \frac{A}{d}$$

avec : C = Capacité en Farad

ε_0 = Permittivité du vide

ε_r = Permittivité du milieu (ici l'air)

A = Surface des plaques

d = Distance entre les plaques

Équation 19 : Définition de la capacité du nanoindenteur

Enfin, une masse d'équilibrage proche de l'extrémité inférieure du pendule permet de le contrebalancer en fonction de la masse de l'indenteur monté :

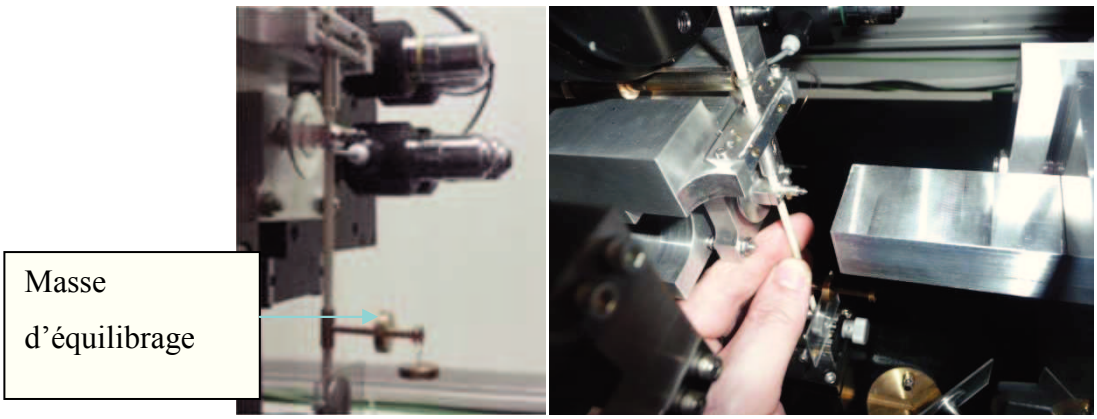


Figure 109 : Système pendulaire pour les expériences de nano-indentation **[67-68]**

En jouant sur la position de la masse sur la tige fileté, on augmente ou diminue le bras de levier entre la masse et le pendule ce qui permet d'équilibrer parfaitement celui-ci.

4.2.3 Principe de fonctionnement

Fonctionnement du nanoindenteur et choix des paramètres de la courbe d'essai en fonction du temps :

Représentation schématique de l'asservissement de chargement de la machine :

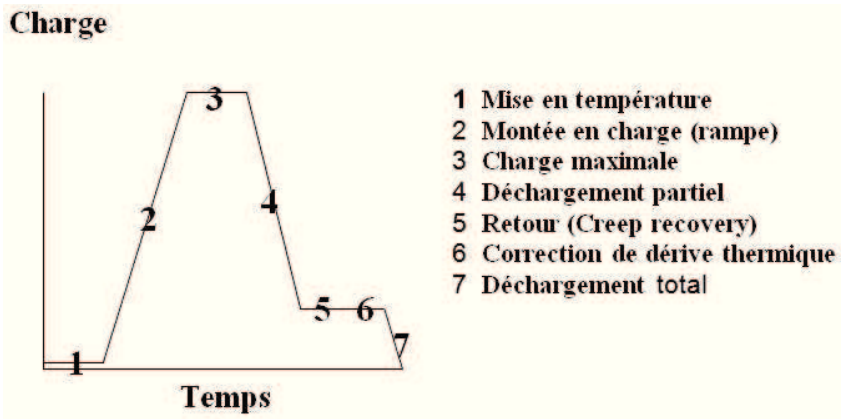


Figure 110 : Asservissement de chargement – déchargement **[67-69]**

Le palier 1 consiste à effectuer une mise en température de l'échantillon que l'on va analyser **:** On s'affranchit ainsi d'un gradient de température entre l'échantillon et la pointe de l'indenteur.

La zone 2 correspond à une montée en charge : on applique une rampe de charge linéaire jusqu'à l'obtention de la charge maximale désirée. Lors de cette montée en charge, on règle préalablement la vitesse de chargement. Notons qu'il est aussi possible de piloter l'indenteur suivant un déplacement relatif. Dans ce cas là, on choisira la profondeur limite à atteindre et la machine calculera la rampe de charge à appliquer automatiquement.

Lorsque la consigne de chargement est atteinte (3), on maintient le contact entre l'indenteur et le matériau ou le revêtement dans le but d'assurer une bonne plastification de l'empreinte en évitant notamment le phénomène de collage lors du déchargement.

Cette étape est cruciale car comme nous en avons discuté précédemment la méthode d'O&P repose sur le calcul de S qui est la pente à la décharge des courbes de C/D. Une valeur passe-partout consiste à rester environ 120 secondes et d'évaluer ensuite suivant la forme de la courbe lors de la phase de déchargement si il y'a lieu ou non de modifier cette valeur **[68]**.

Le palier 4, lui, est un palier de déchargement partiel, on effectue l'opposé de la phase réalisée lors du palier 2, mais on ne réalise pas une décharge totale.

Le palier 5 correspond à un palier de vérification de fluage du matériau ou revêtement. Si jamais on observe un fluage de notre matériau et que celui-ci n'est pas stabilisé à la fin du palier 5, nous sommes alors en présence d'un échantillon de type viscoélastique. Dans ce cas, il faudra effectuer un autre type de test spécifique à savoir, le Creep Test ; les tests de nano-indentation conventionnelle ayant pour but de définir le module d'Young et la dureté de matériaux en prenant pour hypothèse qu'ils ont un comportement élasto-plastique.

Le palier 6, est un palier de correction de dérive thermique (Thermal drift correction). En effet, bien que le nano-indenteur soit maintenu à température constante dans un « boitier », il subsiste de petites variations de température lors d'un cycle d'indentation. Ce palier à donc pour but d'évaluer celles-ci pour corriger des variations éventuelles de profondeur.

Le palier 7 lui correspond au déchargement total.

4.2.4 Programmation des essais

Un logiciel dédié crée par MML permet de piloter la machine :

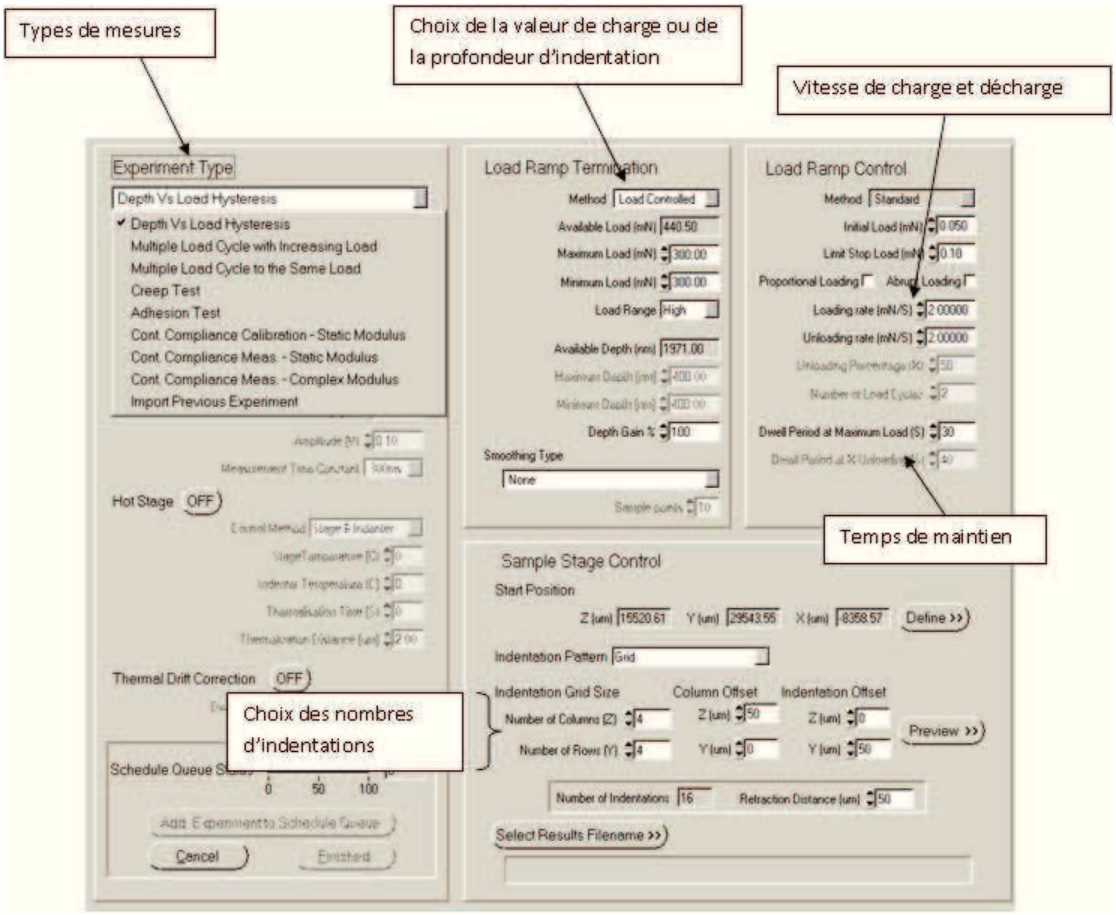


Figure 111 : Interface de contrôle pour programmer les cycles d'indentation

La première étape consiste à choisir le type d'expérience que l'on désire effectuer. Suivant le type de matériau, on pilotera l'indenteur en charge ou en déplacement **[67]**.

On définit ensuite la charge maximale et la charge minimale en mN (ou la profondeur maximale à atteindre en nm si on pilote en déplacement). Puis on règle les paramètres de vitesse de chargement et déchargement en mN/s (généralement identiques).

Enfin on choisit la position de la première indentation, puis l'on indique le nombre de lignes et colonnes d'indentation que l'on veut réaliser ainsi que les différents entraxes entres les indentations suivant les axes $\vec{z}$ –axial- et $\vec{y}$ –horizontal-, l'axe $\vec{x}$ gérant la distance entre l'indenteur et l'échantillon.

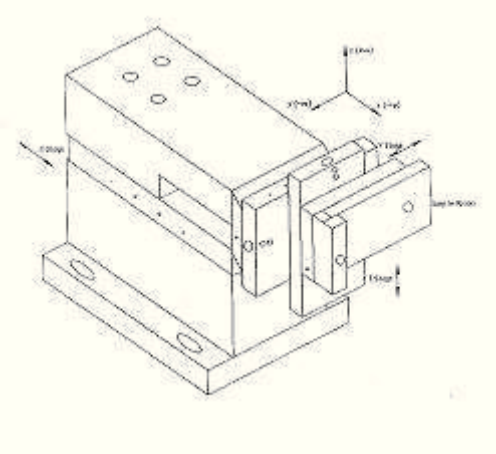


Figure 112 : Table XYZ du Nanotest

La table XYZ, entièrement automatisée et gérée par informatique, est constituée de trois glissières sans frottement assurant une très grande précision de positionnement. Trois moteurs pas à pas sont utilisés de manière à obtenir un positionnement de l'échantillon quasi-parfait, la vitesse minimum des moteurs étant inférieur à 1 µm/s.

On peut se contenter de réaliser au minimum une indentation, et au maximum une matrice de 100 indentations par cycle, sachant que l'on peut programmer jusqu'à une centaine de cycle.

A ce stade des explications, il est important de souligner qu'il faut approximativement 8 heures pour réaliser 100 indentation et qu'afin d'avoir des résultats valables, il faut réaliser au minimum entre 20 et 30 indentations correctes.

4.3 Essais de nano-indentation

4.3.1 Calibration de la machine

La première étape consiste à calibrer la machine

4.3.1.1 Détermination de la complaisance

Lors des calculs de dureté ou de module d'élasticité, il est important de connaitre la complaisance de la machine. Ce facteur noté C (nm/mN) tient compte de la rigidité de l'appareil et de l'échantillon. Elle permet d'éliminer des phénomènes parasites qui peuvent interférer sur les résultats finaux, comme des effets ressorts sur la machine. Pour cela on indente un échantillon silice fondue (matériau étalon dont les caractéristiques mécaniques sont parfaitement connues), avec différentes charges.

Le logiciel préconise un cycle de 3 indentations avec une charge maximale de 200mN, une vitesse d'indentation de 4mN/s et un temps de maintien de 20s. Les résultats attendus sont de l'ordre de 0.6 ±0.15 nm/mN.

4.3.1.2 Charge maximale applicable

L'étalonnage de la charge consiste à vérifier l'effort maximal qui peut être appliquée à la pointe de diamant. L'appareil à la capacité d'atteindre 500mN de charge maximale en nano-indentation.

La manipulation est simple, elle consiste à accrocher à l'extrémité de la masselotte d'équilibrage une série de masses où pendant ce temps la bobine applique une force de Laplace pour contrebalancer l'effort appliqué pour chaque masse (cf. fig. 109). Cette opération suppose un réglage préalable de la distance entre la bobine est l'aimant qui doit être généralement comprise entre 1 et 2mm.

Les masses d'équilibrage ont été réévaluées afin d'assurer une précision optimale :

	Masse 1	Masse 2	Masse 3
Constructeur	1,1193	2,1223	3,1234
Réel	1,1188	2,1211	3,1217
Différence	0,0005	0,0012	0,0017

Tableau 20 : Poids des différentes masses en grammes

Ces différents réglages ont permis d'obtenir une charge maximale de 500 mN.

4.3.1.3 Calibration de la pointe Berkovich sur l'échantillon de silice fondue

Pour nos essais, la pointe utilisée est un indenteur de type Berkovich. Malgré ses propriétés mécaniques connue et sa géométrie contrôlée obtenue par affûtage, celle-ci n'est pas parfaite et s'use au fil des expériences réalisées. On ne peut donc simplement appliquer une fonction d'aire d'un indenteur Berkovich parfait, il est nécessaire d'apporter des coefficients de correction.

Le but de la calibration est que le logiciel exprime une nouvelle fonction d'aire (aire de contact projetée en fonction de la hauteur h_c) sous la forme :

$$A(h_c) = C_0 h_c^{2} + C_1 h_c + C_2 h_c^{1/2} + C_3 h_c^{1/4} + C_4 h_c^{1/8} \quad [68]$$

Équation 20 : Fonction d'aire calculée par le logiciel MML

Les coefficients sont aux nombres de cinq, ils traduisent la géométrie de l'indenteur. Pour un indenteur parfait, le premier coefficient vaut 24,56 et les autres sont nuls, ce qui permet de retrouver l'expression définie au paragraphe 2.4.1.2.

La difficulté consiste à réaliser les meilleures expériences possibles dans les meilleures conditions d'indentations pour obtenir une fonction d'aire représentative de la pointe.

Les tests sont réalisés la nuit, pour éviter toutes vibrations intempestives liées au déplacement du personnel et à l'exploitation des machines d'usinage environnantes.

La calibration consiste à réaliser plusieurs séries d'indentations avec des charges différentes permettant d'atteindre des profondeurs de pénétration d'une dizaine à plusieurs centaines de nanomètres. MicroMaterials propose dans la documentation du logiciel une série d'expériences type qui permet d'appliquer une plage de charges allant de 200mN à 0,5mN.

Les conditions initiales sont les suivantes :

Un nombre d'indentations de 8 à chaque test

Un temps de maintien de 5s

Le temps de correction de dérive thermique de 60s

Test	Plage de charge (mN)	Vitesse d'indentation (mN/s)
A	200-150	4
B	140-40	1,8
C	5-30	0,45
D	4-2	0,06
E	2-0,5	0,02

Tableau 21 : Protocole d'essai nécessaire au calcul de la fonction d'aire

Une fois cette procédure terminée et réalisée trois fois pour vérifier la répétabilité des mesures, on dispose de 120 courbes échelonnées sur toutes les plages de charges.

Une fois les courbes incorrectes supprimées manuellement, on exécute le programme de calibration qui détermine les différents coefficients (C_0, C_1, C_2…) pour obtenir une fonction d'aire propre à la pointe.

Les figures suivantes représentent la fonction d'aire théorique et la fonction d'aire obtenue après essais au CEROC:

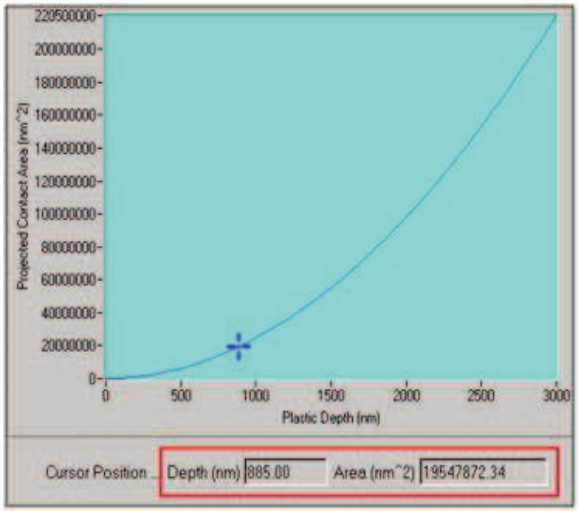


Figure 113 : Fonction d'aire idéale

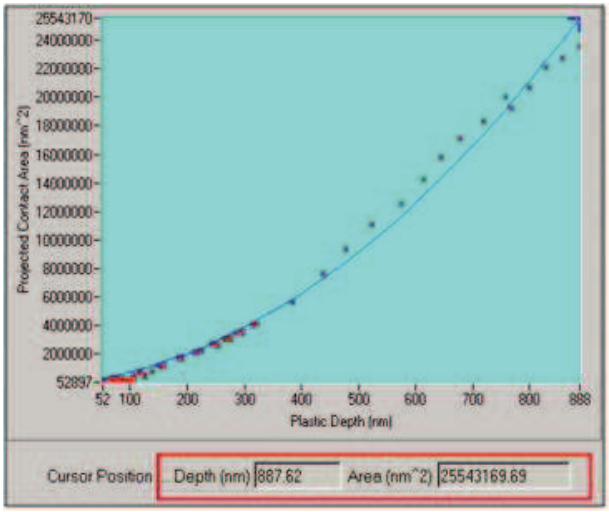


Figure 114 : Fonction d'aire après calibration

[68]

On remarquera que la valeur de l'aire de contact projetée pour une même profondeur d'indentation varie considérablement, cela laisse à supposer qu'effectivement la pointe de l'indenteur n'est pas parfaite.

Cette augmentation significative de l'aire projetée révèle un rayon de courbure de la pointe traduit par une érosion du diamant au fil des expériences réalisées.

Il reste à vérifier si en utilisant ce fichier de calibration, la dureté et le module réduit propres à la silice fondue vont correspondre aux valeurs souhaitées, c'est-à-dire :

$$H = 8{,}80\ GPa$$
$$E* = 68{,}9\ GPa$$

Des séries d'indentations similaires au programme vu précédemment ont été lancé.

Nous avons tracé ensuite évalué la dureté H et le module réduit en fonction de la profondeur de pénétration plastique pour les deux cas de figures précédemment discutés (cf. fig. 113 et 114).

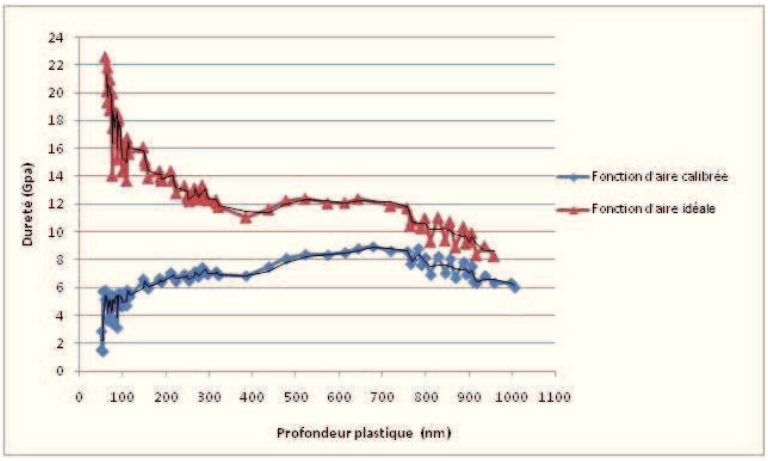


Figure 115 : Évolution de la dureté en fonction de la profondeur plastique **[68]**

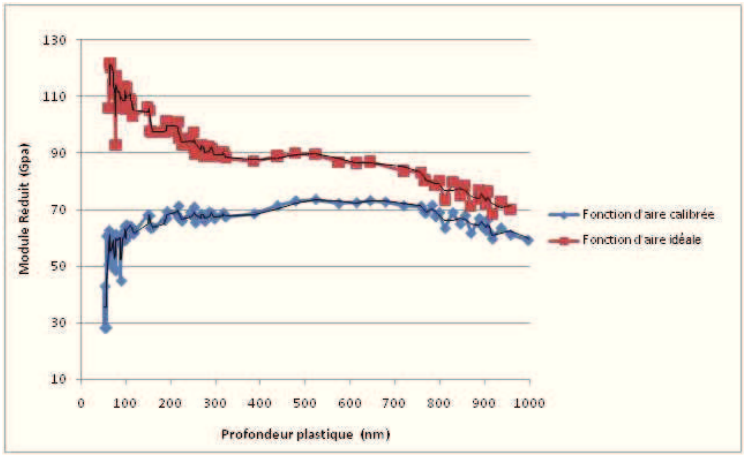


Figure 116 : Évolution du module réduit en fonction de la profondeur plastique **[68]**

Sur les figures ci-dessus, la fonction d'aire calibrée ou théorique ont la même allure.

On distingue néanmoins trois phases suivant le déplacement dans la matière:

Pour des profondeurs d'indentations comprises entre 50 et 350nm, les valeurs de dureté ou de module pour la fonction type sont en permanence décroissantes et surestimées par rapport aux valeurs réelles. Inversement pour la fonction calibrée, celles-ci croissent mais sont inférieures aux résultats attendus.

Ce phénomène est issu de la théorie des contacts : l'empreinte résiduelle est proportionnelle à la charge appliquée. Dans ce cas là, la rugosité de l'échantillon et donc la qualité du contact effectué avant le début de la phase de chargement mais aussi son état résiduel des contraintes (écrouissage superficiel induit par un polissage mécanique par exemple) perturbent fortement les résultats.

La deuxième phase comprise entre 400nm et 750nm est intéressante pour les deux types de courbes car les valeurs de dureté et de module réduit sont constantes sur toute la plage.

Plage de profondeur [400nm-750mn]	Fonction d'aire calibrée	Fonction d'aire idéale	Valeurs constructeur
Dureté H (GPa)	8,3	12,0	8,8
Module réduit Er (GPa)	71,3	88,0	68,9

Tableau 22 : Récapitulatif des valeurs de dureté et de module réduit [68]

La fonction d'aire théorique donne des valeurs surestimées même dans cette partie de la courbe : la dureté relevée est d'environ H = 12,0 GPa et le module réduit Er = 88,0 GPa.

La fonction d'aire sous la courbe calibrée les données se rapprochent des valeurs de la silice fondue avec une légère sous-estimation pour la dureté et inversement pour le module réduit (H = 8,3GPa et Er = 71,3GPa).

Si un utilisateur veut réaliser des essais de dureté sur un matériau quelconque à l'aide du nano-indenteur du CEROC, il devra indenter dans une plage de 400nm à 750nm de profondeur plastique. Il devra également utiliser le nouveau fichier représentatif de la fonction d'aire de l'indenteur Berkovich pour obtenir des valeurs de dureté et de module réduit justes.

4.3.2 Caractérisation des revêtements des plaquettes d'usinage A et B

Deux échantillons de chaque couple de matériau usinant ont été évalués directement chez MicroMaterials L^{td} le fabricant du nano-indenteur (cf. plaquettes A & B paragraphe 2.3.3.1.3) :

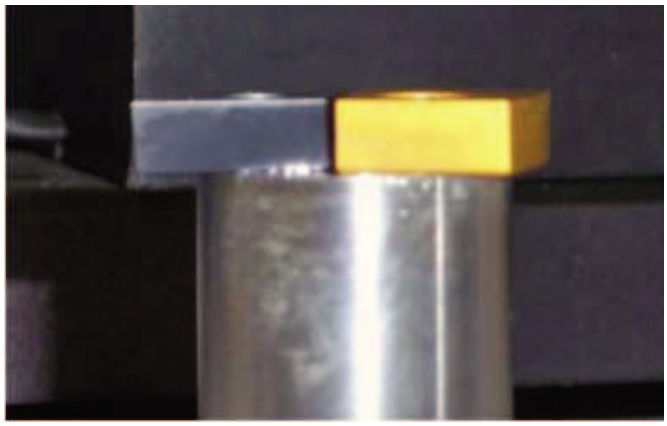


Figure 117 : Plaquettes A&B collées sur un porte échantillon en aluminium **[70]**

Le premier test sur ces plaquettes a été un test de nano-indentation afin de déterminer le module d'Young, la dureté, la présence de fissures ou non et la part de plasticité par rapport a celle d'élasticité. Il ne s'agit que de propriétés mécaniques.

L'indenteur utilisé était neuf et a permis d'établir la fonction d'aire suivante :

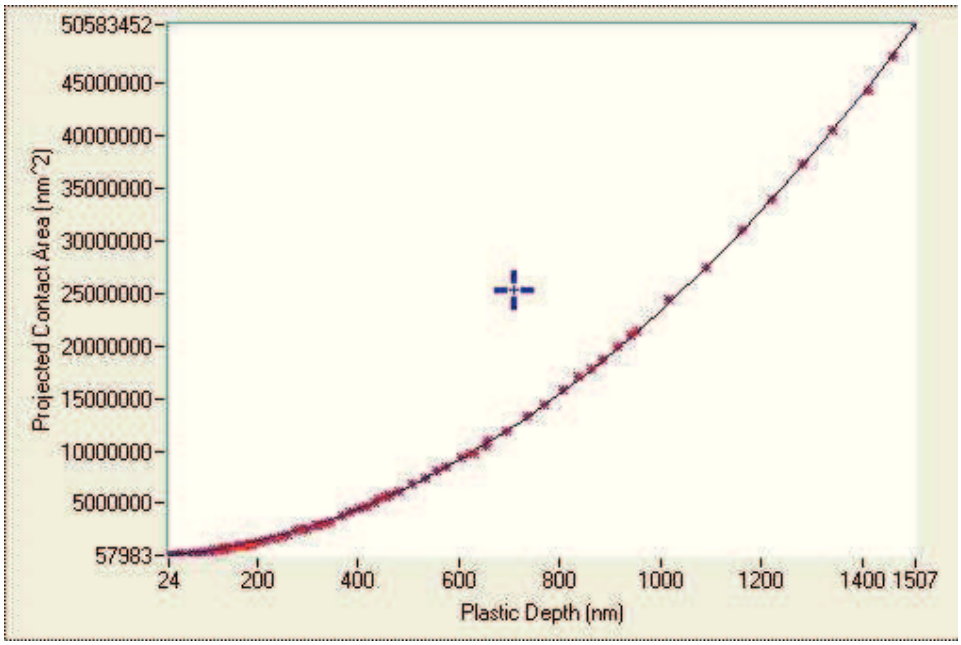


Figure 118 : Fonction d'aire calcule avec l'indenteur Berkovich neuf **[70]**

La première caractéristique mécanique évaluée est la dureté :

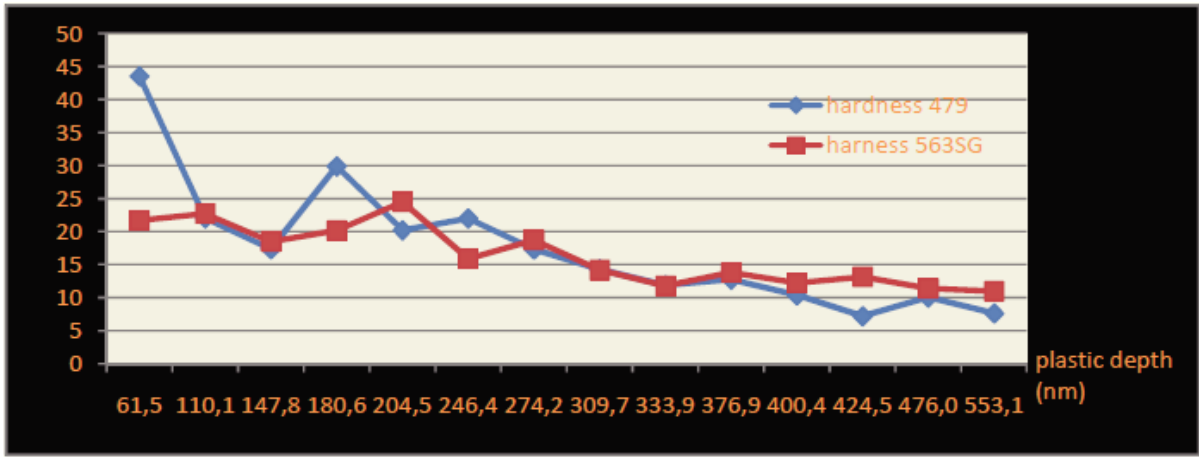


Figure 119 : Dureté des revêtements des plaquettes A&B **[70]**

La dureté étant homogène à une pression par unité de surface, elle est exprimée ici en GPa.

5 à 10% des points ont été retirés pour l'analyse à cause de problèmes de contact liés à la rugosité des plaquettes.

La moyenne des duretés des deux échantillons sont similaires et avoisinent les 16.4GPa, ce qui une fois converti en Vickers correspond à environ 1550 Hv.

Notons toutefois qu'il n'a pas été possible de se contenter d'évaluer les couches les unes après les autres à cause de la rugosité et de la faible épaisseur de celles-ci. Les résultats présentés ici caractérisent le produit dans sa globalité à savoir revêtement et substrat.

Ces premiers résultats sont encourageants car ils concordent avec les résultats fournis par Sandvik Coromant (cf. Tab.16).

Le module réduit des deux échantillons à ensuite été évalué :

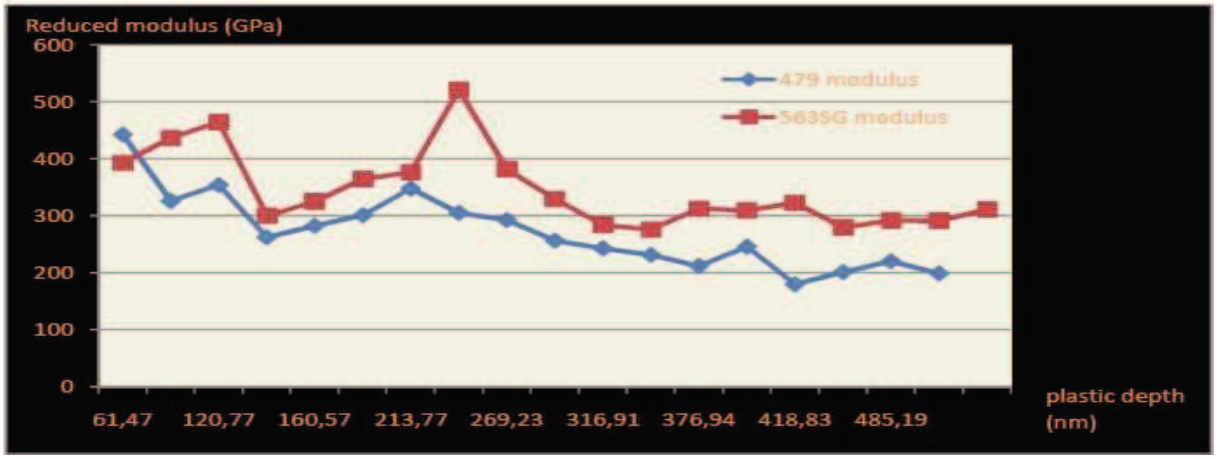


Figure 120 : Module réduit des revêtements des plaquettes A&B **[70]**

Le module réduit moyen (combinaison du module de Young de l'indenteur et du matériau) de la plaquette A est de 272 GPa, celui de la plaquette B est de 348 GPa.

On constate que le module réduit des plaquettes B est 20% plus important que celui des plaquettes A.

Sous les conseils du Dr Ben Beake, un coefficient de Poisson compris entre 0.2 et 0.25[23] a été utilisé pour déterminer le module d'élasticité longitudinal des échantillons A et B.

Soit le tableau suivant :

Référence	Plaquette A	Plaquette B
Module réduit moyen (GPa)	272	348
Module de Young moyen(GPa)	338	472

Tableau 23 : Récapitulatif des modules réduits et de Young obtenus pour les échantillons **[70]**

On obtient une différence de 28% pour le module de Young entre les deux plaquettes.

Au cours des expériences, la plaquette A s'est plus facilement fissuré que la B.

[23] Le module du tungstène pur se situant autour de 0.28 et les plaquettes d'usinage étant plus dures que le matériau pur.

Nous avons évalué le critère H/E qui permet de suivre l'évolution de la dureté en fonction de l'élasticité du matériau. Plus ce rapport est élevé et plus le matériau plastifie facilement.

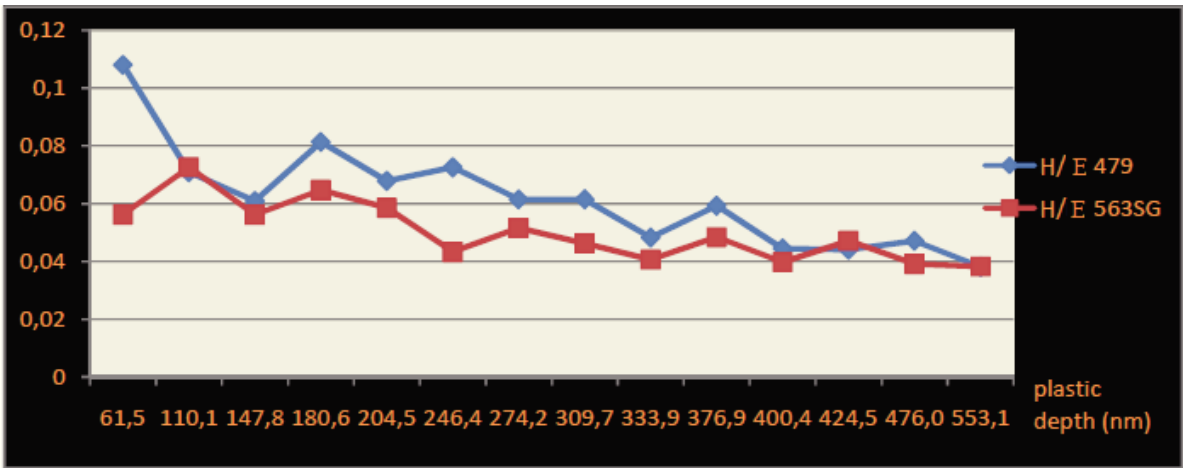


Figure 121 : H/E en fonction de la profondeur plastique **[70]**

La plaquette A présente un rapport moyen plus élevé que la B. Celle-ci présentait également le plus de données brutes erronées lors de la première analyse. Ce premier résultat montre que la plaquette A plastifiera plus que la B si elles sont soumises à une même charge

Afin d'affiner ce dernier résultat, l'énergie plastique et élastique de déformation ont été prises en compte pour recalculer l'indice de plasticité. Ceci permet de connaître la part de plastification par rapport à celle d'élasticité et de déterminer quel matériau est le plus sujet aux fissures.

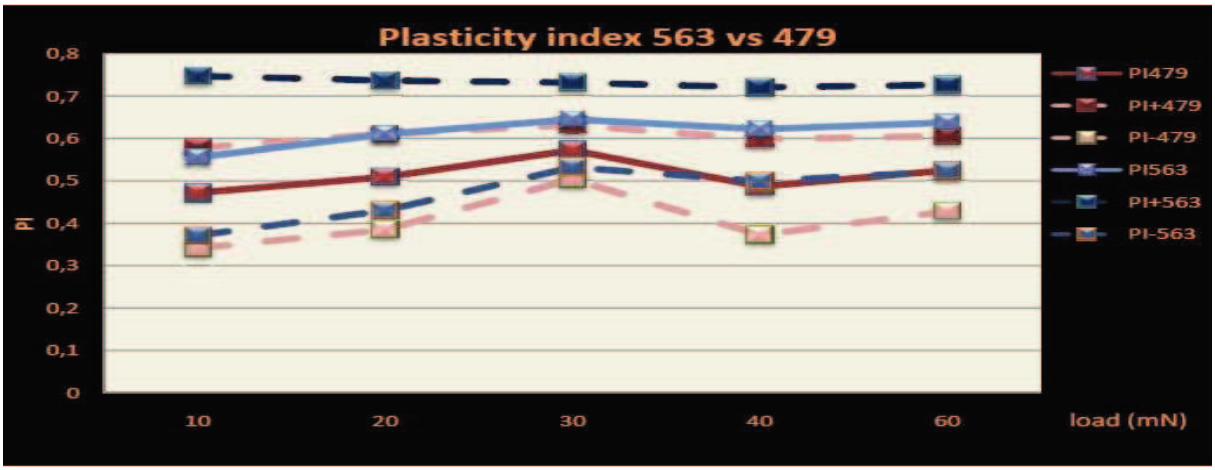


Figure 122 : Indice de plasticité **[70]**

Les deux courbes pleines représentent les valeurs moyennes de chaque index et les courbes en pointillés les enveloppes supérieures dénommée PI+ et les enveloppes inferieures PI-. La plaquette B possède un indice plus élevé que la A, elle dissipe moins d'énergie par plastification et encaisse plus d'énergie élastique à effort équivalent que la A. Elle est donc beaucoup moins soumise aux fissures lorsqu'on lui applique un effort.

Cette dernière analyse confirme donc que la plaquette B est de résistance mécanique plus élevée et possède une plus grande résistance à la fissuration, une des principales causes d'usure de ces outils soumis aux chocs répétées de la matière au cours des opérations de fraisage.

Une précédente étude sur la résistance à l'impact des revêtements a démontré que le même type de revêtement CVD utilisé dans notre étude présente une résistance à l'impact beaucoup plus important qu'un revêtement PVD de type sandwich multicouches TiN-TiAlN.

Rappelons aussi que la différence entre une couche PVD de type TiAlN et AlTiN (revêtement plaquettes A) réside dans le pourcentage des éléments présents dans la dite couche.

Ces différentes informations infirment les conclusions précédentes et laissent présager que le revêtement CVD des plaquettes B résistera mieux aux chocs et à la fissuration lors des essais d'usinage.

4.4 Essais de rayure ou *scratch test*

4.4.1 Principe de mesure

La résistance à la rayure des films minces ou revêtements protecteur est habituellement caractérisée par la capacité à résister à l'abrasion sans qu'il y'ait fissuration ou fracture. On peut ainsi classifier des revêtements en fonction des résultats obtenus par cette méthode. Le test le plus simple consistant à appliquer une rampe de charge et à mesurer la charge critique à laquelle apparaissent des fissures ou fractures dans l'échantillon analysé.

Différents types d'indenteurs peuvent être utilisés mais le plus couramment employé est l'indenteur sphérique ou « conico-sphérique ». Suivant les épaisseurs des couches de revêtement, on choisira un indenteur avec un rayon de courbure plus ou moins élevé.

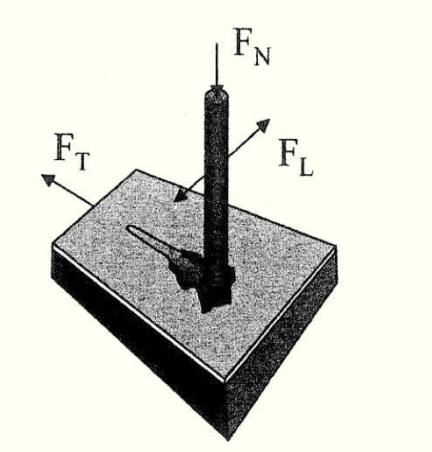


Figure 123 : Configuration classique d'un essai de rayure **[53]**

On applique une rampe de chargement normale à la surface $\overrightarrow{F_N}$ (croissante ou décroissante suivant les besoin) pendant que l'échantillon est déplacé horizontalement $\overrightarrow{F_T}$ et/ou verticalement $\overrightarrow{F_L}$.

Dans le cas du Nanotest, l'indenteur étant horizontal, se déplacer suivant Ft, correspondra à un déplacement horizontal.

Afin de mieux comprendre les résultats qui suivent, voici le résultat d'un *scratch* sur une couche de TiCN de 4µm d'épaisseur avec une rampe de chargement de 0 à 500mN :

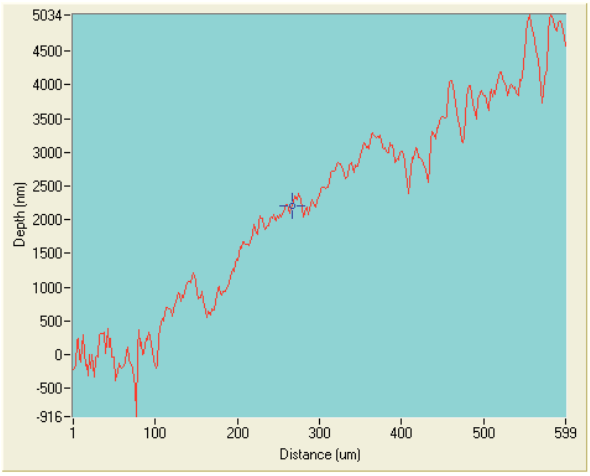


Figure 124 : Usure progressive par abrasion de la couche de revêtement

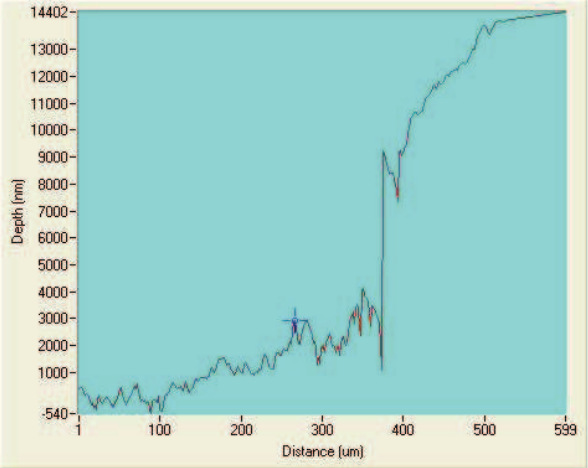


Figure 125 : Rupture d'adhésion de la couche de revêtement à 420µm (déplacement)

Comme nous pouvons le voir sur les figures ci-dessus, le revêtement de TiCN analysé ici n'est pas homogène, la figure 124 présente une usure par abrasion rapide mais acceptable tandis que la figure 125 montre clairement une rupture d'adhésion du film. Ce revêtement n'est donc pas homogène et risque fortement de se dégrader plus rapidement que prévu lors d'essais d'usinage. Ces essais ont été réalisées dans le laboratoire de MML en partenariat avec le LMR

4.4.2 Résistance à l'abrasion de 3 types de revêtements

Trois plaquettes d'usinage en carbure de tungstène revêtues ont été soumises à des essais de rayure :

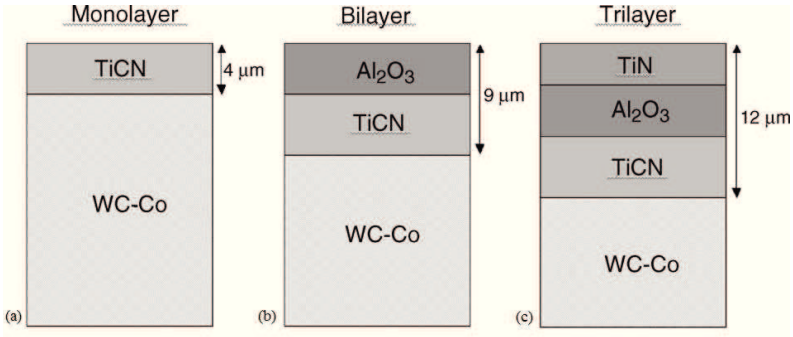


Figure 126: Echantillons fournis par Safety (a) TiCN (4 µm), (b) Al_2O_3 (4µm) +TiCN (5 µm), (c) TiN (3µm)+ Al_2O_3 (4µm)+TiCN (5µm) **[72]**

Les essais de rayures ont été effectués à l'aide de la partie Micro du Nanotest afin d'avoir une plage de chargement disponible suffisante.

La procédure d'essais est définie comme suit : 3 passes de 1mm de long à une vitesse de 5µm/s avec un indenteur sphérique en diamant avec un rayon de 25µm.

Le cycle est schématisé dans la figure ci-dessous :

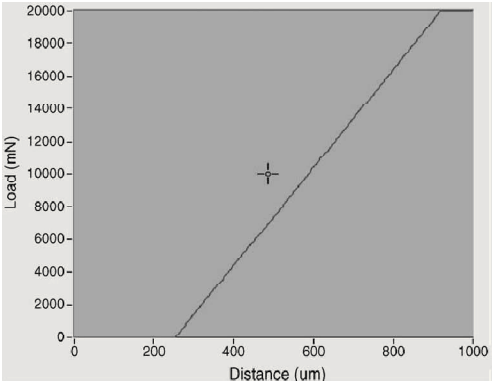


Figure 127 : Rampe de chargement appliquée lors des essais comparatifs (Micro Scratch) **[72]**

Une charge constante est appliquée pendant les 250 premiers micromètres puis une rampe de 150mN/s est appliquée jusqu'à atteindre 20N. Chaque passe est précédée d'une topographique à très faible charge (0.05mN) afin de ne pas altérer la surface testée. Trois répétitions ont été effectuées sur chaque revêtement et chaque piste a été photographiée avec le microscope intégré du Nanotest.

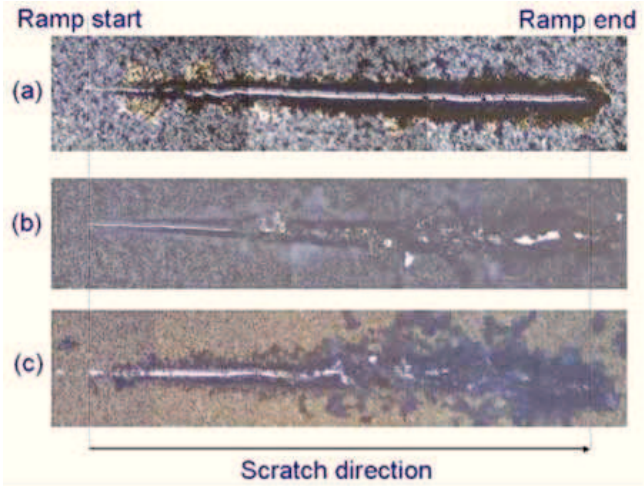


Figure 128 : Photos des pistes d'usure issues des rayures **[72]**

Grâce aux acquisitions présentées figure 133, deux critères L_{c1} et L_{c2} ont été identifiés:

Sample	L_{c1} (N)	L_{c2} (N)
TiCN	2.3	3.5
Al_2O_3–TiCN	3.3	6.0
TiN–Al_2O_3–TiCN	2.0	8.3

Tableau 24 : Paramètres L_{c1} et L_{c2} **[72]**

Le critère L_{c1} correspond à la charge critique (en N) pour laquelle on assiste à la formation de débris et/ou fissuration initiale du revêtement sollicité. L_{c2} représente la charge limite admissible par le revêtement avant rupture.

Bien que présentant la plus faible résistance à fissuration, le revêtement tricouche (c) est pourtant le plus résistant.

Les différents essais réalisés ont permis d'élaborer les courbes suivantes :

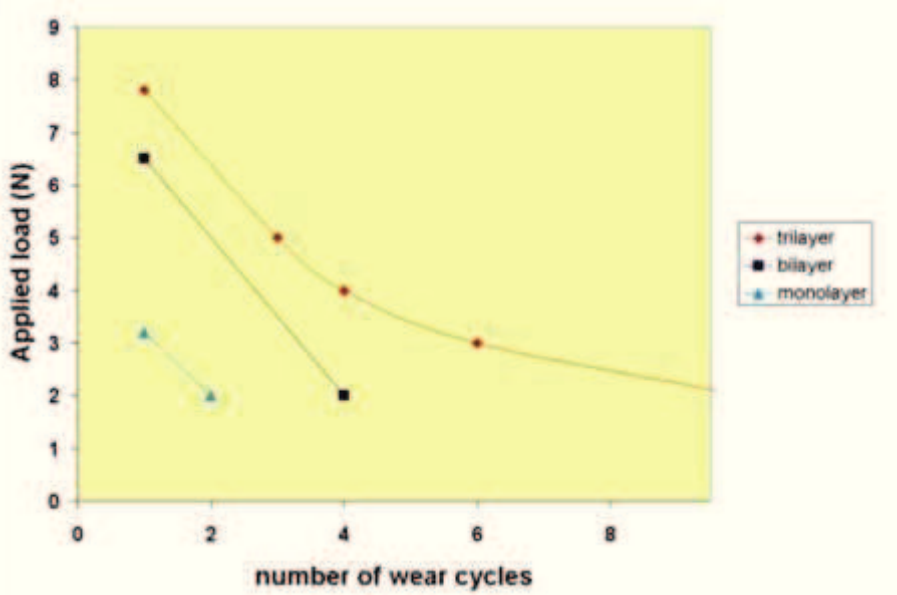


Figure 129 : Résistance à l'abrasion des trois revêtements évalués **[72]**

L'échantillon (c) présente la meilleure résistance à l'abrasion.

5 Conclusions

Nous avons dans ce chapitre, dans un premier temps, présenté les concepts et moyens mis en œuvre pour créer un outil spécifique pour répondre à notre problématique à savoir caractériser l'usinabilité de la fonte à graphite vermiculaire.

Pour ce faire, nous avons établis un plan d'expérience visant à mettre en évidence l'importance des angles de coupe axiaux et radiaux, mais aussi de l'entrée dans la matière ou accostage de la fraise, à savoir l'angle d'attaque.

La partie active de l'outil a été évalué par éléments finis afin de se prémunir de toute perturbation liée à la fatigue des pièces mobiles.

Nous avons vérifié la conformité des caractéristiques mécaniques du matériau à usiner.

Enfin, sachant que deux types différents de procédés ont été appliqués pour revêtir les plaquettes d'usinage, des échantillons prélevés ont été analysés afin de caractériser les deux types de produits.

En comparant les plaquettes A&B nous nous sommes aperçu que les « B » devraient être les plus résistantes d'un point de vue durée de vie si l'usure est majoritairement liée à une abrasion du matériau à usiner.

Références bibliographiques

[50] Formation Bagur Consulting 2006

[51] Sabre R., Plan d'expériences : Méthodes de Taguchi, Techniques de l'ingénieur

[52] François D., Lois de comportement des métaux, Techniques de l'ingénieur

[53] Fisher-Cripps A.C., Nanoindentation, Second Edition, Mechanical Engineering Series

[54] http://fr.wikipedia.org/wiki/Echelle_de_Mohs

[55] W.C. Oliver, G.M. Pharr, An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments, J. Mater. Res, Vol. 7(6), p 1564-1582, 1992

[56] W.C. Oliver, G.M. Pharr, Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology, J. Mater. Res. Vol. 19(1), 2004

[57] J.B. Pethica, R. Hutchings., and W.C. Oliver, Philos. Mag. A 48, 593, 1983

[58] D. Newey, M.A. Wilkins, and H.M. Pollock, J. Phys. E: Sci. Instrum. 15**,** 119,1982

[59] B.N. Lucas, W.C. Oliver, and J.E. Swindeman, in *Fundamentals of Nanoindentation and Nanotribology,* edited by N.R. Moody, W.W. Gerberich, N. Burnham, and S.P. Baker, Mater. Res. Soc. Symp. Proc. **522,** Warrendale, PA, 1998, p. 3

[60] A. Bolshakov, W.C. Oliver, and G.M. Pharr, in *Thin Films, Stresses and Mechanical Properties V,* edited by S.P. Baker, C.A. Ross, P.H. Townsend, C.A. Volkert, and P. Børgesen, Mater. Res. Soc. Symp. Proc. **356,** Pittsburgh, PA, 1995, p. 675

[61] B. Taljat, T. Zacharia, and G.M. Pharr, in *Fundamentals of Nanoindentation and Nanotribology,* edited by N.R. Moody, W.W. Gerberich, N. Burnham, and S.P. Baker, Mater. Res. Soc. Symp. Proc. **522,** Warrendale, PA, 1998), p. 33

[62] M.F. Doerner, W.D. Nix, A Method for interpreting the data from depth-sensing indentation instruments, Journal of Materials Research, 1986

[63] I.N. Sneddon, The relation between load and penetration in the axisymmetric Boussinesq problem for a punch arbitrary profile, Int. J. Eng. Sci. **3,** 47 (1965).

[64] A. Perriot, Nano-indentation de couches minces déposées sur substrat de verre de silice, Thèse de Doctorat, Université Paris VI, 2005

[65] A. Bolshakov and G.M. Pharr, J. Mater. Res. **13,** 1049 (1998).

[66] S. Timoshenko et J.N. Goodier, Theory of Elasticity, 2nd edition McGraw-Hill, N.Y., 1951

[67] D. Joly, Implantation du Nano-indenteur MML au sein du CEROC, Rapport de Master 2 Matériaux avancés et de haute Technologie, 2005

[68] R. Jouteux, Caractérisation de matériaux par nano-indentation, Rapport de DUT science et génie des matériaux, 2010

[69] T. Chudoba, Problems and possibilities of hardness and modulus measurements on super-hard coatings, Advanced Surface Mechanics, Radeberg, Germany

[70] N. Leymarie, Estimation de la durée de vie des outils de coupe en fraisage et correction des incertitudes de mesures, Rapport de Stage ingénieur, 2008

[71] D. JOLY, R. LEROY, B. BEAKE AND N. RANGANATHAN, Behaviour of hard coatings under high temperature nanoimpact testing, Smart System Integration and Reliability,Editors: Prof. Bernd Michel and Dr. Klaus-Dieter Lang, Fraunhofer IZM. Publishers : Goldenbogen verlag, Dresden, 2010, ISBN 978-3-932434-77-8

[72] B.D. Beake, N. Ranganathan, An investigation of the nanoindentation and nano/micro-tribological behaviour of monolayer, bilayer and trilayer coatings on cemented carbide,Materials Science and Engineering A 423 (2006) 46–51

Chapitre III : Usinage

1 Essais Préliminaires

1.1 Outil standard

1.1.1 Description du matériel utilisé

Le type d'application (matériau à usiner), les conditions de coupe (vitesse de coupe, profondeur de passe, avance par tour) ainsi que la géométrie de la plaquette conditionnent la caractérisation de la micro-géométrie de celle-ci permettant ainsi d'assurer la réalisation d'une intégrité de surface optimale.

Avant d'exécuter le plan d'expérience, des essais préliminaires visant à caractériser l'usinabilité de la FGV ont été réalisés. Le matériau de référence choisi est une FGL possédant une résistance à rupture de 250 MPa.

La fraise prototype a cartouche ayant une diamètre compris entre 160 et 180mm suivant les configuration de plaquettes montées, la fraise choisie pour ces essais préliminaire est un outil de diamètre 160mm équipé de plaquettes dont les angles de coupes se rapprochent de combinaisons d'essais issues du plan d'expérience.



Figure 130 : Orbisaf diam. 160mm

Deux types différents de plaquettes de la gamme RT ont été retenus : une plaquette d'ébauche et une de semi-finition.

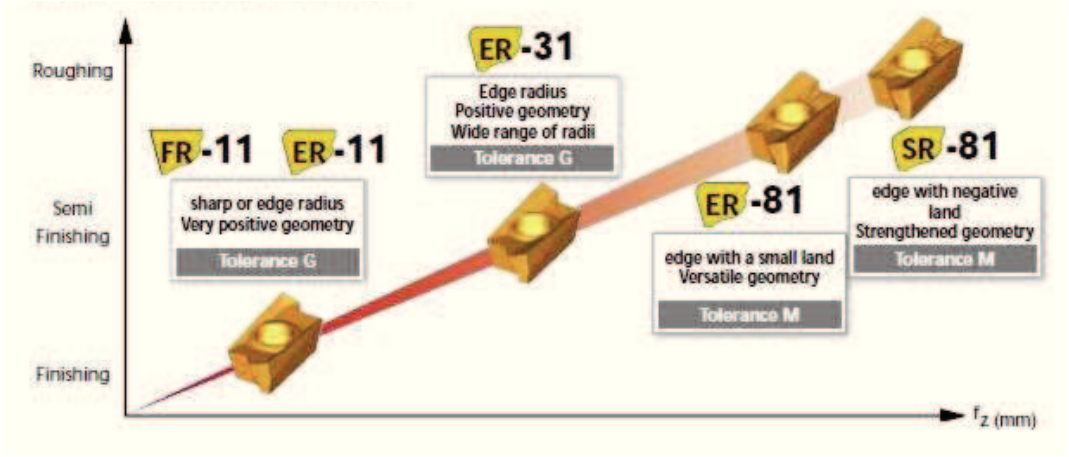


Figure 131 : Gamme RT Safety

La plaquette d'ébauche de type SR-81 possède un renfort d'arête de type listel (chanfrein négatif) est peut donc être classée dans la famille des plaquette à coupe négative (une fois montée sur notre corps de fraise spécifique).

La plaquette de semi-finition de type ER-31, quant à elle à subit un rayonnage de son arête de coupe de 30µm environ ; elle est classé ici en tant que plaquette à coupe positive.

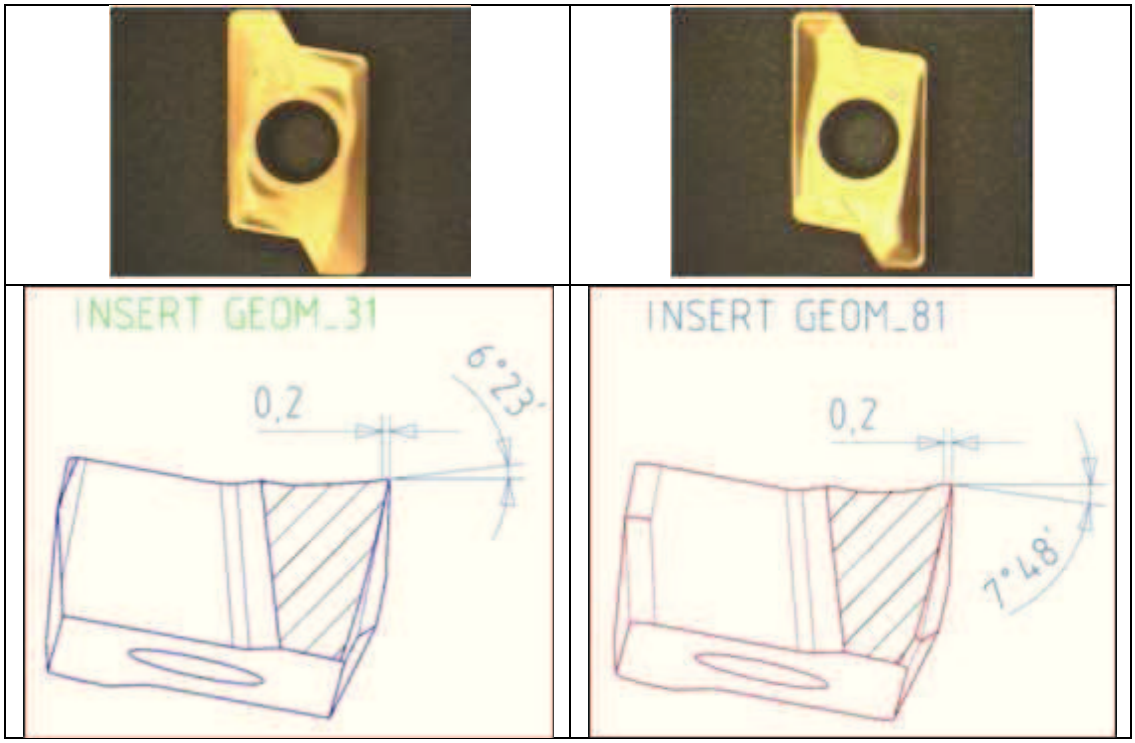


Figure 132 : Comparatif des géométries 31 et 81

Afin de mieux comprendre les différences géométriques de ces deux plaquettes nous avons superposé la zone utile lors de l'usinage des deux profils des plaquettes :

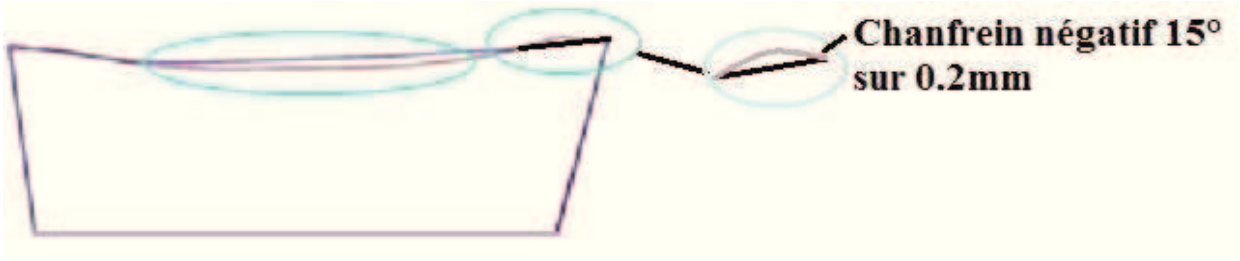


Figure 133 : Différences géométriques des deux plaquettes utilisées

Un chanfrein négatif de 15° à été réalisé sur la plaquette à géométrie 81 afin de renforcer l'arête de coupe.

1.1.2 Choix des conditions de coupe

Les conditions de coupe ont été choisies en accord avec les données recueillies lors de l'étude bibliographique et après avoir consulté le Dr Ibrahim Sadik **[73].**

Pour simplifier la compréhension, nous appellerons plaquette P la plaquette à géométrie ER31 et plaquette N la plaquette à géométrie SR81.

1.1.3 Essais dans la FGV

La vitesse de coupe V_c est de 150m/min, la vitesse d'avance, f est de 0.2mm/tr, la profondeur de passe, a_p, est de 2mm, le diamètre effectif de l'outil est de 160mm.

Dans un soucis d'optimisation de la quantité de matière usinée, une seule plaquette est montée sur la fraise. Le cycle s'effectue en deux temps, une première passe avec un engagement de 120mm en contournage, puis une passe de 66mm en surfaçage centré.[24]

Les essais ont été répétées deux fois afin de confirmer les résultats obtenus.

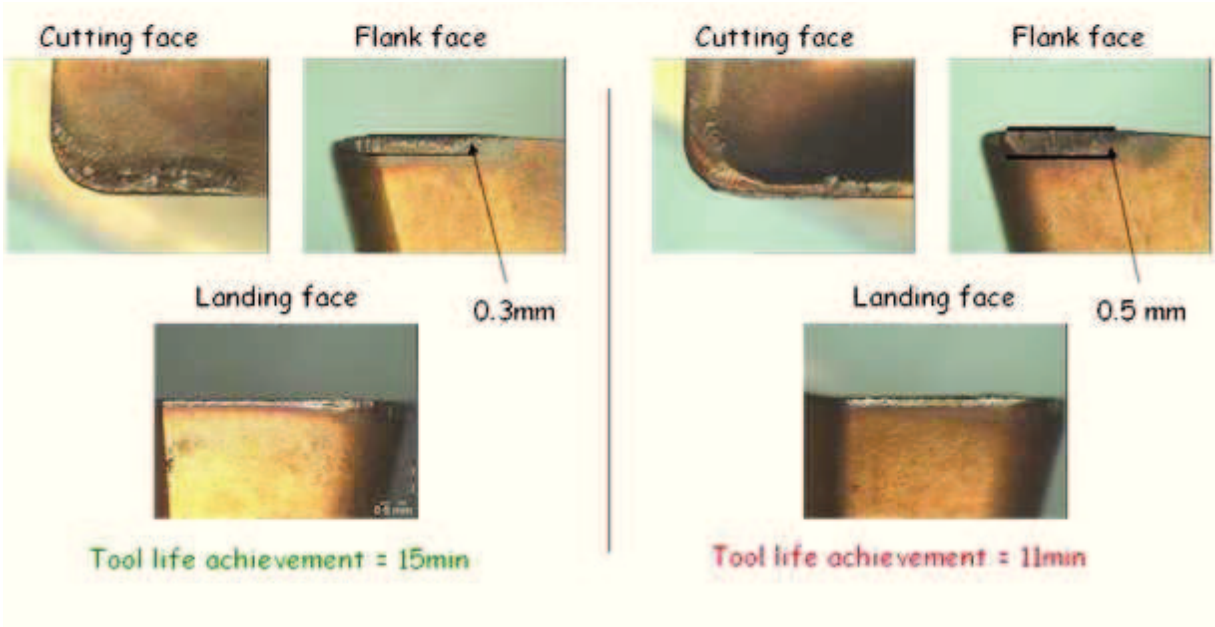


Figure 134 : Durée de vie obtenues dans la FGV avec les 2 plaquettes d'usinage (P à gauche et N à droite).

Ce premier essai présente une durée de vie supérieure de 36 % pour la plaquette P dans la FGV.

[24] Ces deux notions de contournage et surfaçage centré seront précisées dans le chapitre suivant.

1.1.4 Essais dans la FGL

La vitesse de coupe V_c est de 300m/min, la vitesse d'avance, f est de 0.2mm/tr, la profondeur de passe, a_p, est de 2mm, le diamètre effectif de l'outil est de 160mm.

Dans un soucis d'optimisation de la quantité de matière usinée, une seule plaquette est montée sur la fraise. Le cycle s'effectue en deux temps, une première passe avec un engagement de 120mm en contournage, puis une passe de 66mm en surfaçage centré.

Les essais ont eux aussi été répétées deux fois afin de confirmer les résultats obtenus.

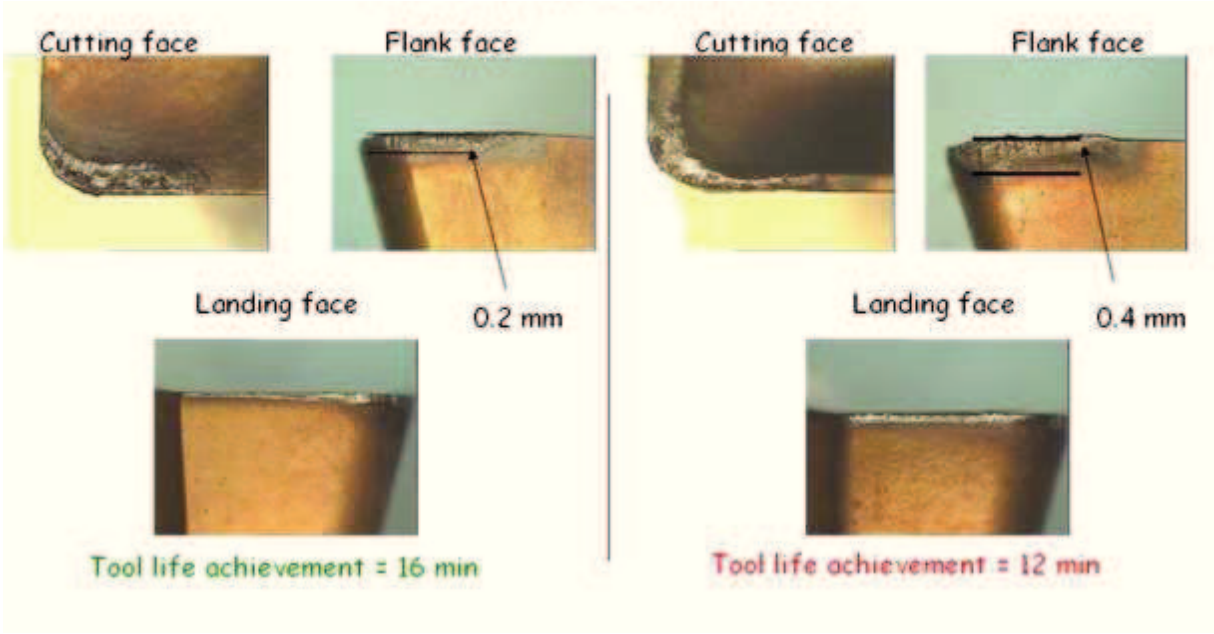


Figure 135 : Durée de vie obtenues dans la FGV avec les 2 plaquettes d'usinage (P à gauche et N à droite).

Ce deuxième essai présente une durée de vie supérieure de 36 % pour la plaquette P dans la FGL.

1.1.5 Bilan

Les essais dans la FGV et la FGL ont montré que la plaquette P présentait une durée de vie supérieure de 36% à la plaquette N.

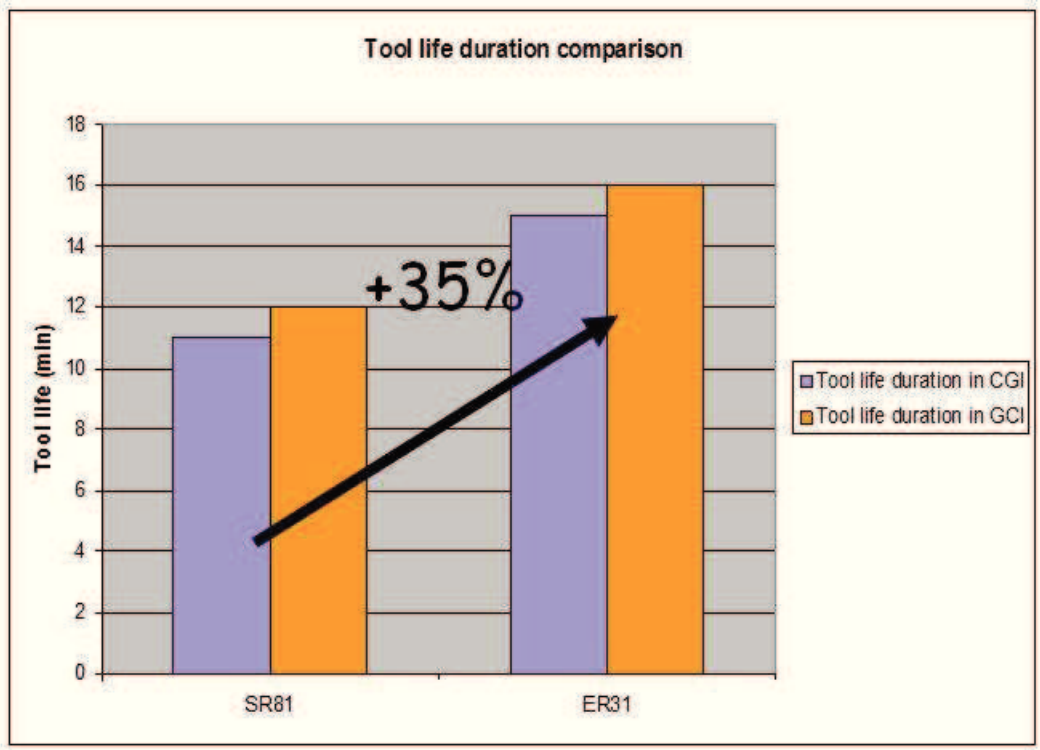


Figure 136 : Comparaison des durées de vie obtenues dans la FGV et la FGL

Les deux types de plaquette présentent les mêmes modes de dégradation et d'usure quel que soit le matériau usiné.

La vitesse de coupe choisie pour usiner la FGV était de 150m/min tandis que pour la FGL celle ci a été doublée.

Ceci implique une réduction de l'usinabilité du matériau de 50% lorsque l'on passe d'une FGL 250 à une FGV 400.

1.1.7 Essais d'usure accélérée

1.1.7.1 Protocole d'essai

Une première série d'essai a été réalisée avec les plaquettes A avec les conditions de coupe suivantes : V_c = 280m/min, a_p et f_z varient suivant l'angle d'attaque des plaquettes afin d'avoir une section copeau constante.

L'outil utilisé est la fraise à cartouche présenté au Chapitre II, figure 64.

Le diamètre effectif de la fraise variant suivant l'angle d'attaque, il n'était pas possible de retirer les 180mm en une seule passe, le choix s'est donc porté sur un cycle d'usinage consistant en deux passes de 120 mm puis 60 mm d'engagement.

Il s'agit d'une opération de contournage pour la première passe et d'une opération de surfaçage centré pour la deuxième :

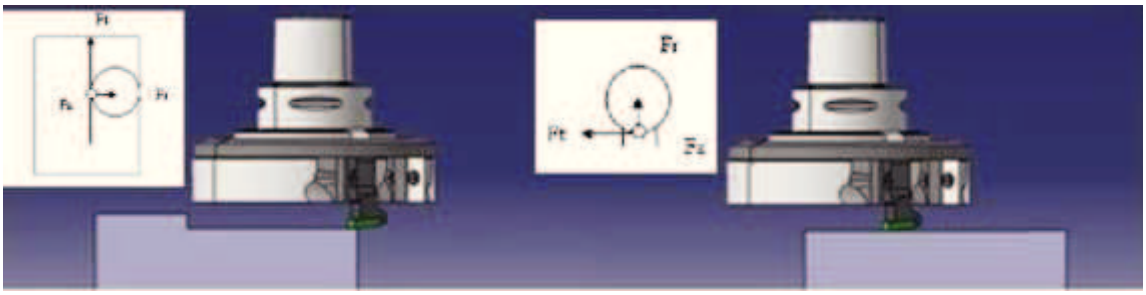


Figure 137 : Schéma du cycle d'usinage

Soient les paramètres de coupe suivants pour la passe de 120 mm :

ae=66% (120mm)	Kr = 90°	Kr = 60°	Kr = 45°	Kr = 30°
D* (mm)	182	182	182	182
n_corrigé (tr*min^{-1})	**490**	**490**	**490**	**490**
Vf_corrigé (mm*min^{-1})	**93**	**107**	**132**	**186**
Fz_corrigé (mm*dent)	**0,200**	**0,231**	**0,283**	**0,400**
ap_corrigé (mm)	**2,000**	**1,604**	**1,310**	**1,000**
Hm (mm)	0,2	0,2	0,2	0,2
Q = ae*ap*Vf (cm3/min)	22,3	22,3	22,3	22,3
Tps cycle (s)	**284**	**242**	**198**	**140**
Tps contact matière (s)	**49**	**42**	**34**	**24**
Volume mat. enl. (cm3)	**56**	**48**	**39**	**28**
% du bloc utilisé	0,022	0,021	0,017	0,012

Tableau 25 : Paramètres de coupe, volume de matière enlevé, temps de contact matière (120mm)

Et ceux pour la passe de 60 mm :

ae=33% (60mm)	Kr = 90°	Kr = 60°	Kr = 45°	Kr = 30°
D* (mm)	182	182	182	182
n_corrigé ($tr*min^{-1}$)	**490**	**490**	**490**	**490**
Vf_corrigé ($mm*min^{-1}$)	**93**	**107**	**132**	**186**
Fz_corrigé (mm*dent)	**0,213**	**0,246**	**0,301**	**0,425**
ap_corrigé (mm)	**2,000**	**1,604**	**1,310**	**1,000**
Hm (mm)	0,2	0,2	0,2	0,2
Q = ae*ap*Vf (cm3/min)	11,2	11,2	11,2	11,2
Tps cycle (s)	**284**	**242**	**198**	**140**
Tps contact matière (s)	**31**	**27**	**22**	**16**
Vol. mat. enlevée. (cm3)	**28**	**24**	**20**	**14**
% du bloc utilisé	0,011	0,010	0,009	0,006

Tableau 26 : Paramètres de coupe, volume de matière enlevé, temps de contact matière (60mm)

Pour les calculs précédents, le diamètre D* utilisé est le plus grand, il ne s'agit pas du diamètre effectif de coupe.

Le temps de contact matière n'étant pas le même suivant le type de plaquettes utilisées, des ajustements sont effectués suivant les cycles d'usinage afin que chaque plaquette ait enlevé la même quantité de matière in fine.

Cycle type							
num plq	ae (%)	cycle (min)	ctc mat (min)	ae (%)	cycle (min)	ctc mat (min)	Kr
plq4	33	4,7	0,5	66	4,7	0,8	90°
plq5	33	4,7	0,5	66	4,7	0,8	90°
plq6	33	4,7	0,5	66	4,7	0,8	90°
plq12	33	4,7	0,5	66	4,7	0,8	90°
plq18	33	4,7	0,5	66	4,7	0,8	90°
plq3	33	2,3	0,5	66	2,3	0,7	30°
plq9	33	2,3	0,5	66	2,3	0,7	30°
plq11	33	2,3	0,5	66	2,3	0,7	30°
plq17	33	2,3	0,5	66	2,3	0,7	30°
plq20	33	2,3	0,5	66	2,3	0,7	30°
plq1	33	3,3	0,4	66	3,3	0,6	45°
plq7	33	3,3	0,4	66	3,3	0,6	45°
plq10	33	3,3	0,4	66	3,3	0,6	45°
plq13	33	3,3	0,4	66	3,3	0,6	45°
plq19	33	3,3	0,4	66	3,3	0,6	45°
plq2	33	4,0	0,3	66	4,0	0,4	60°
plq8	33	4,0	0,3	66	4,0	0,4	60°
plq14	33	4,0	0,3	66	4,0	0,4	60°
plq15	33	4,0	0,3	66	4,0	0,4	60°
plq16	33	4,0	0,3	66	4,0	0,4	60°
	S-Total	**71,9**		**S-Total**	**71,9**		

Tableau 27 : Cycle type pour une série de plaquette

Si l'on ne tient pas compte des arrêts machine pour démonter/remonter et contrôler les plaquettes au microscope, il faut environ 2h30 pour passer les 20 plaquettes.

Les plaquettes ont été observées après chaque passe au microscope binoculaire afin de déterminer l'usure en V_b :

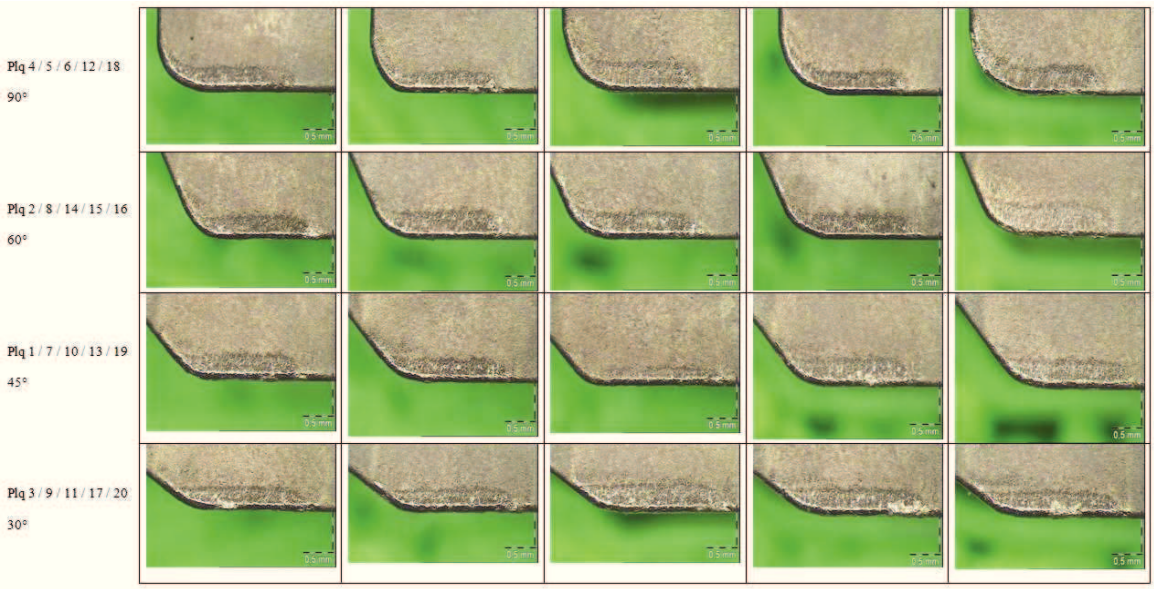


Figure 138 : Faces de coupe des plaquettes A après la 2ème passe

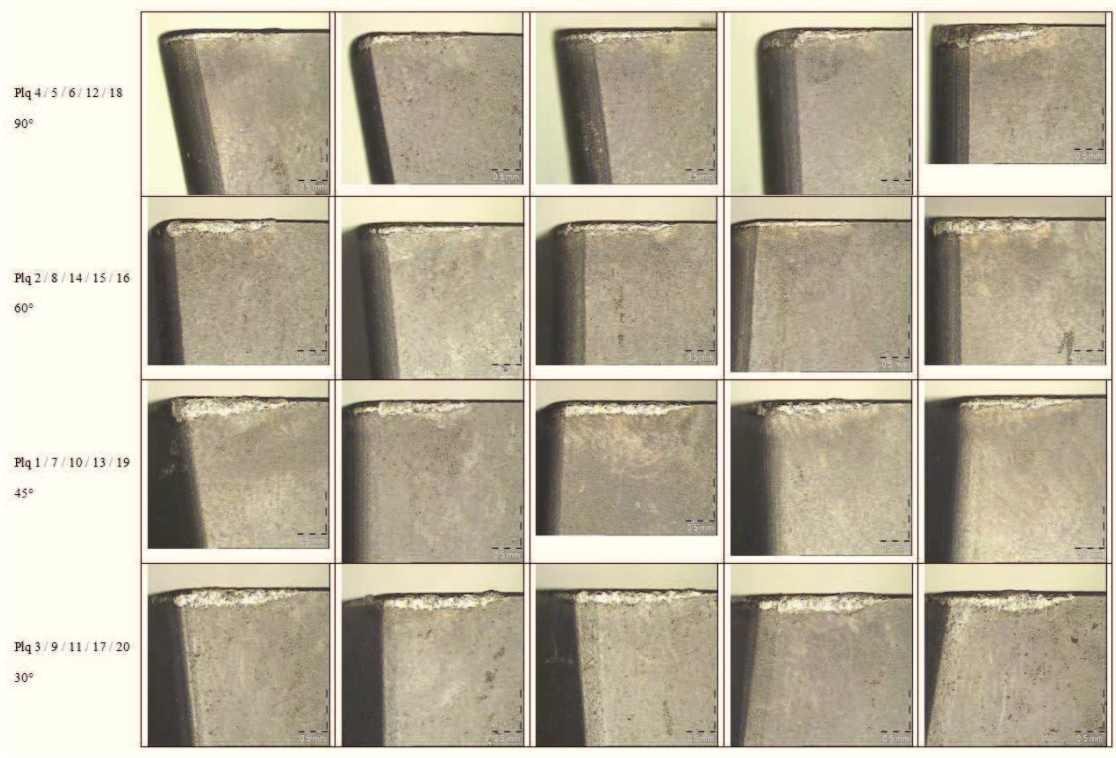


Figure 139 : Faces de dépouille des plaquettes A après la 2ème passe

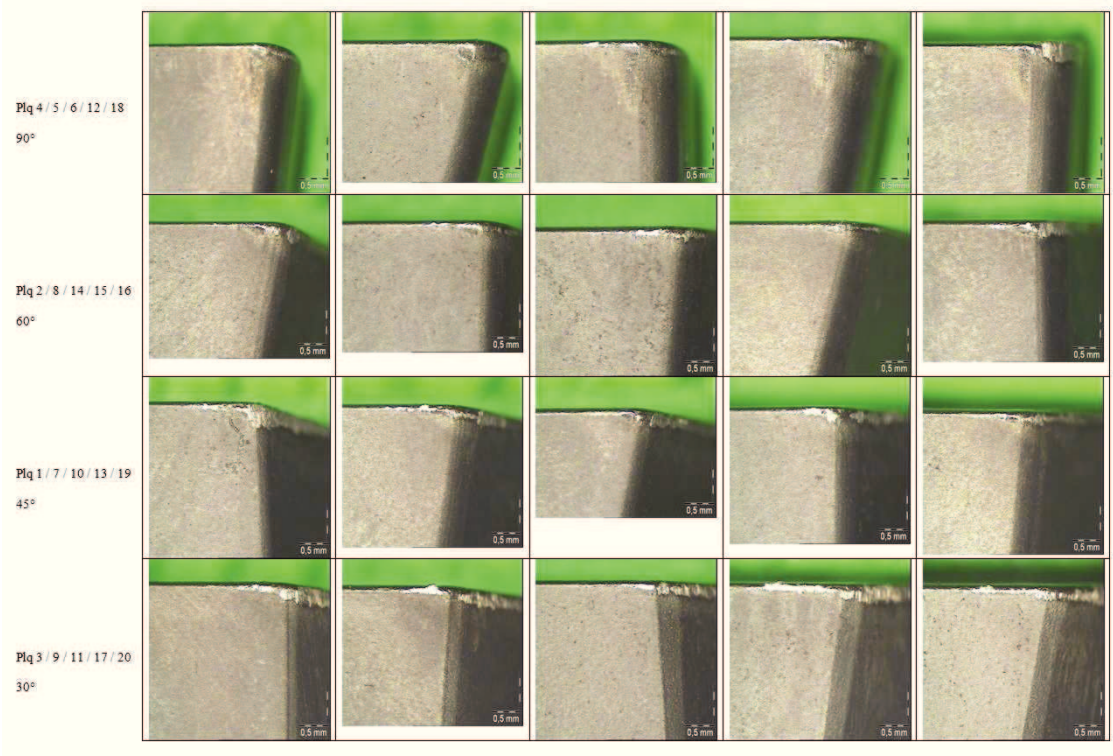


Figure 140 : Faces de planage des plaquettes A après la 2ème passe

Une analyse MEB est venue compléter cette première série de photographies :

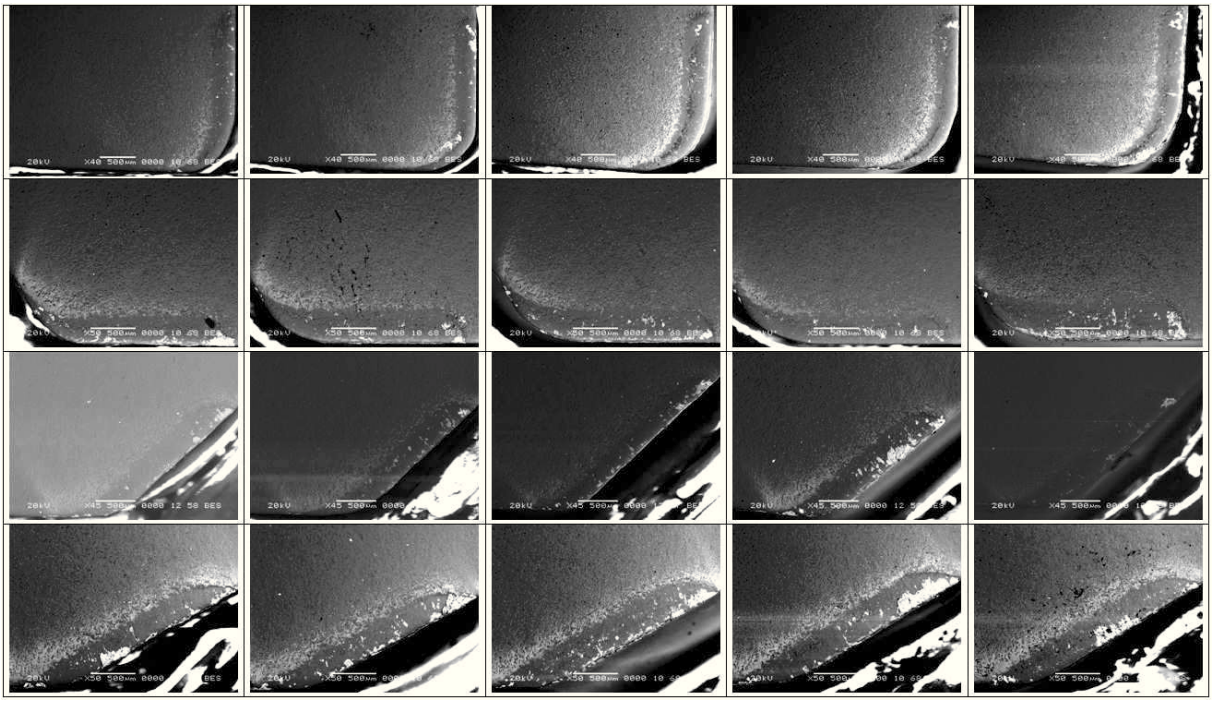


Figure 141 : Faces de coupe des plaquettes A après la 2ème passe (MEB x50)

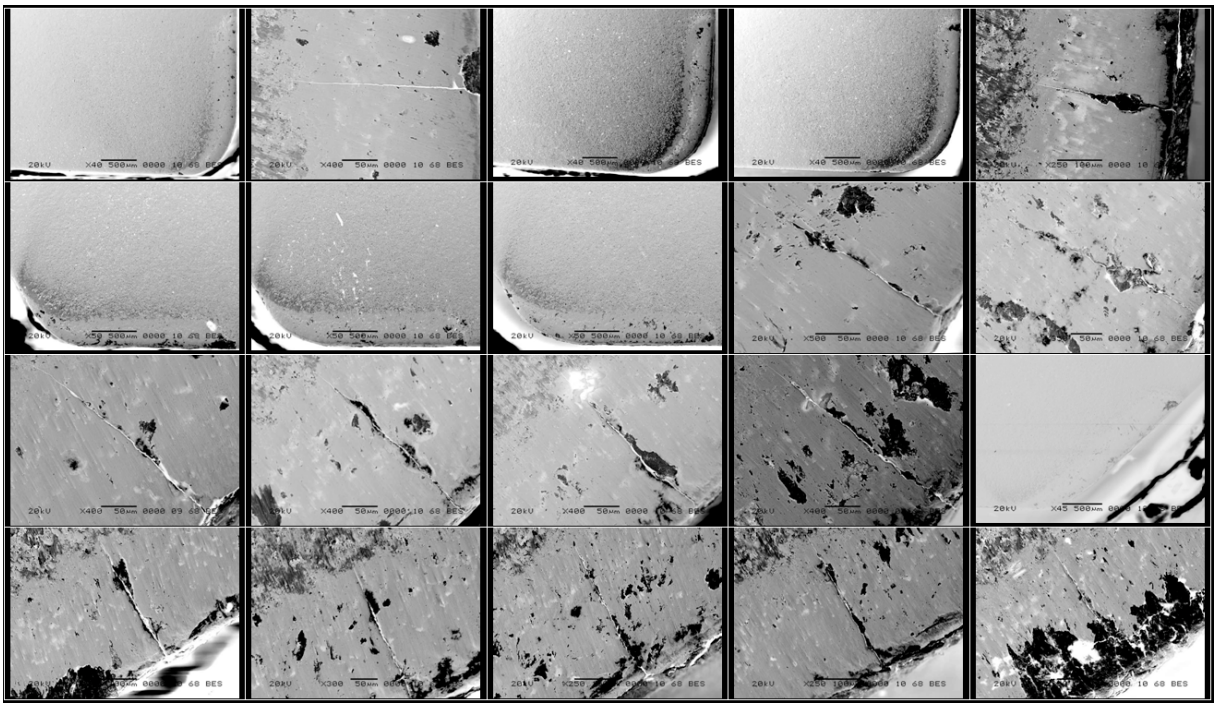


Figure 142 : Faces de coupe des plaquettes A après la 2ème passe (MEB x250)

L'élément blanc représenté sur les figures 141 et 142 est du fer collé sur la face de coupe des plaquettes d'usinage. Il provient de la FGV usinée.

L'analyse avec un grossissement plus important sur cette figure à permis de mettre en évidence des fissures sur 66% des plaquettes évaluées.

Ces conditions de coupe sont bien trop élevées pour estimer un quelconque critère de durée de vie :

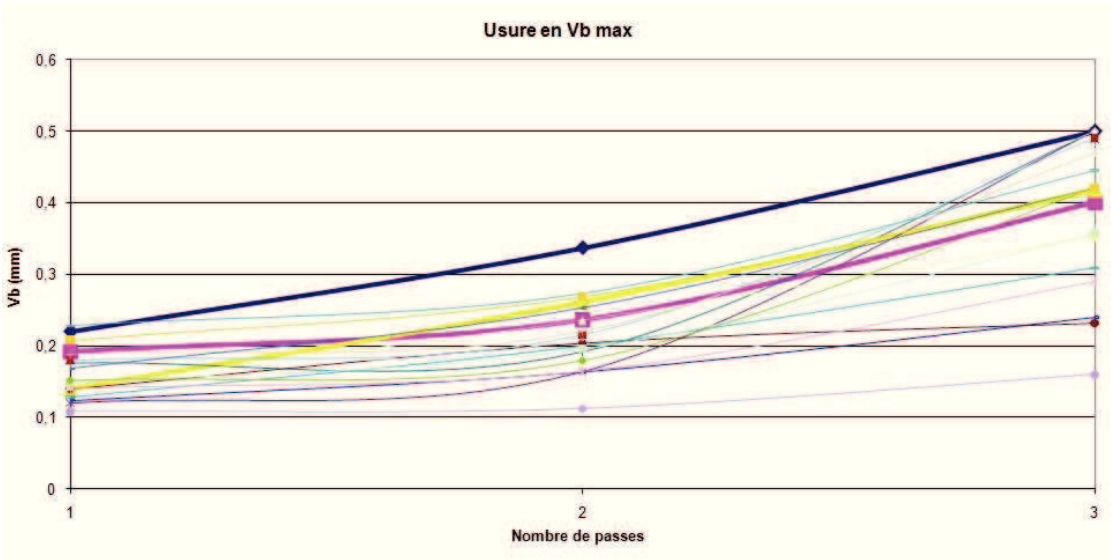


Figure 143 : Durée de vie des plaquettes A avec V_c = 280m/min

2 Essais de fraisage plaquettes A (PVD)

Au vu des résultats obtenus en usure accélérée, la vitesse de coupe a été revue à la baisse. Pour tous les essais d'usinage pour les plaquettes A et B, la vitesse de coupe sera de 150m/min.

Les cycles d'usinage sont optimisés de manière à ce que chaque plaquette ait le même temps de contact matière :

	Passe n°1 (min)	Passe n°2 (min)	Tps contact matière (min)	
plq4	0,5	0,8	1,3	-
plq5	0,5	0,8	1,3	-
plq6	0,5	0,8	1,3	-
plq12	0,5	0,8	1,3	-
plq18	0,5	0,8	1,3	-
plq2	0,5	0,7	1,2	-
plq8	0,5	0,7	1,2	-
plq14	0,5	0,7	1,2	-
plq15	0,5	0,7	1,2	-
plq16	0,5	0,7	1,2	-
plq1	0,4	0,6	0,9	
plq7	0,4	0,6	0,9	
plq10	0,4	0,6	0,9	
plq13	0,4	0,6	0,9	
plq19	0,4	0,6	0,9	
plq3	0,3	0,4	0,7	1,3
plq9	0,3	0,4	0,7	1,3
plq11	0,3	0,4	0,7	1,3
plq17	0,3	0,4	0,7	1,3
plq20	0,3	0,4	0,7	1,3

Tableau 28 : Cycle numéro 1

Les temps de contact matière suivent une loi de type **sin(Kr)**. Les plaquettes [4,5,6,12,18] ont un angle d'attaque de 90°, les plaquettes [3,9,11,17,20] ont un Kr de 30°, il suffit donc de les utiliser deux fois pour harmoniser le temps de contact matière.

Les plaquettes [1,7,10,13,19] effectueront deux passes tous les cycles pairs. Les plaquettes [2,8,14,15,16] effectueront deux passes tous les cinq cycles.

Toutes les plaquettes auront le même temps de contact matière tous les sept cycles d'usinage (0.1min de différence).

Le plan d'expérience a été réalisé dans sa globalité. L'influence de chaque paramètre a été évaluée. Les graphes présentés ci dessous sont issus de moyennes des durées de vie de deux essais :

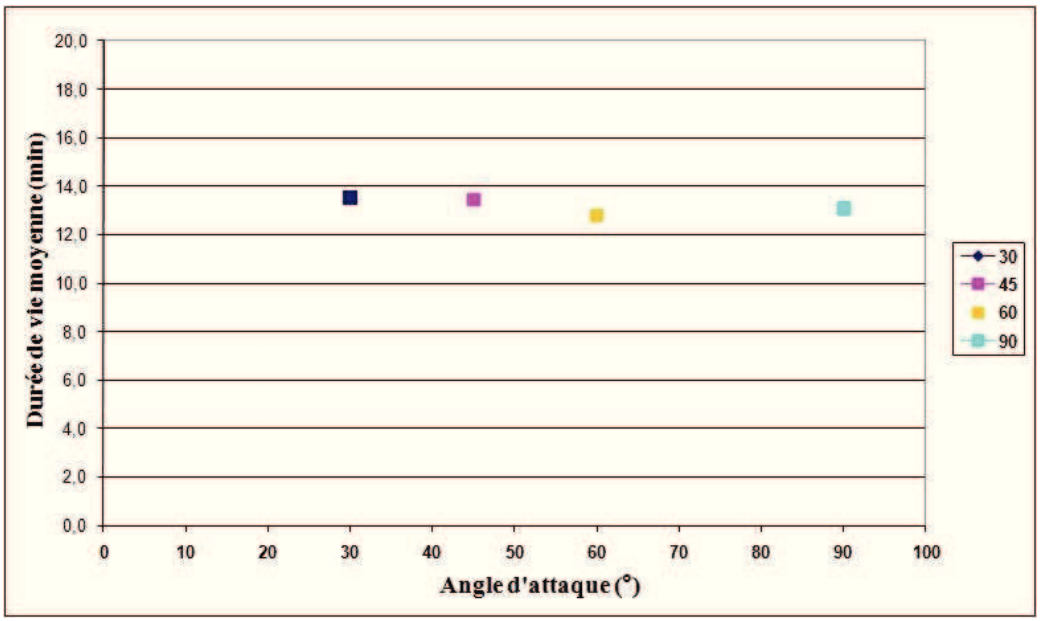


Figure 144 : Influence de l'angle d'attaque sur la durée de vie de l'outil

L'angle d'attaque ne semble pas avoir d'influence sur la durée de vie de l'outil.

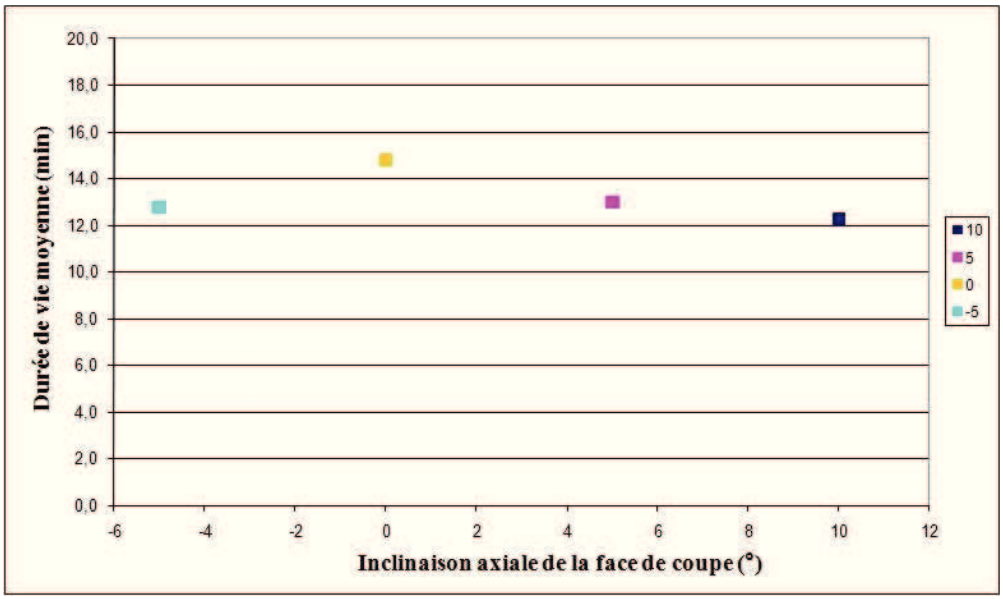


Figure 145 : Influence de l'inclinaison axiale sur la durée de vie de l'outil

La durée de vie des plaquettes est maximale lorsque l'inclinaison axiale de la face de coupe est de 0°

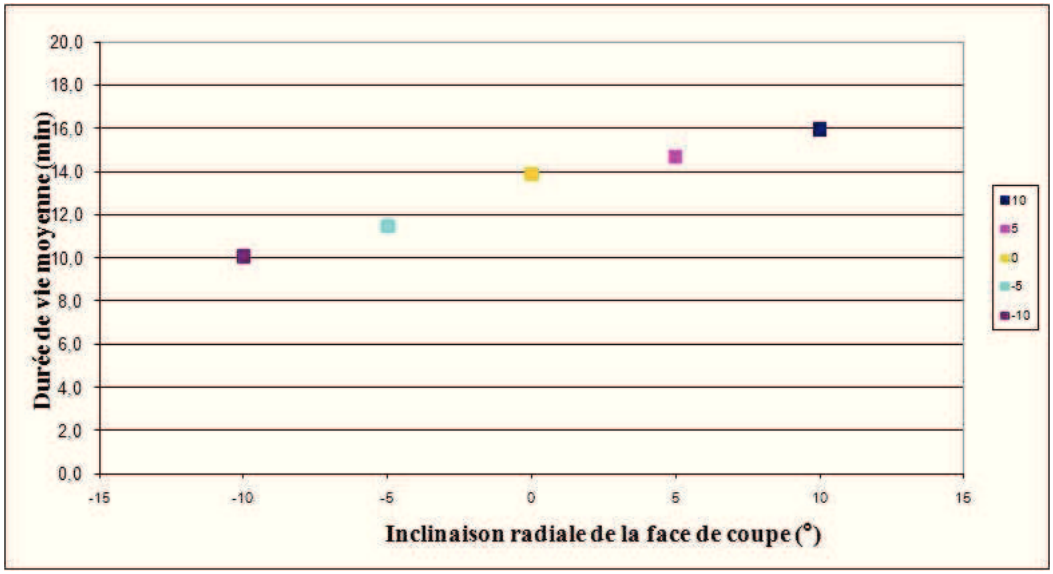


Figure 146 : Influence de l'inclinaison axiale sur la durée de vie de l'outil

La durée de vie des plaquettes est optimale lorsque l'inclinaison radiale de la face de coupe est comprise entre 0° et 10°.

Les essais ont été doublés afin de vérifier les résultats précédents

Suite à ces deux séries d'essais, le plan d'expérience a été modélisé suivant les règles de Taguchi **[74-75]** :

Réf Plq	A(°)	R(°)	Kr(°)	Tps ctc (min)	Modélisation (min)	Ecart (%)
1	10	-10	45	9	7	13,0
2	10	5	60	9	9	0,6
3	10	-5	30	9	8	13,7
4	10	0	90	17	15	6,7
5	10	10	90	11	13	17,0
6	5	-10	90	10	9	8,2
7	5	5	45	11	11	1,2
8	5	-5	60	13	13	0,0
9	5	0	30	8	8	5,5
10	5	10	45	14	14	4,0
11	0	-10	30	13	11	15,1
12	0	5	90	13	14	7,1
13	0	-5	45	12	13	5,0
14	0	0	60	12	17	33,5
15	0	10	60	20	21	3,1
16	-5	-10	60	7	6	11,7
17	-5	5	30	11	8	20,3
18	-5	-5	90	7	6	16,8
19	-5	0	45	11	10	6,8
20	-5	10	30	11	11	0,5

Tableau 29 : Ecarts observés lors de la modélisation du plan d'expérience après les deux essais

Des écarts supérieurs à 10% montrent que la modélisation employé n'est pas suffisante, il ne s'agit pas uniquement d'interactions doubles entre chaque paramètre, il doit y avoir aussi une interaction triple.

Si l'on classe les résultats d'un point de vue de l'inclinaison axiale, on a :

Référence des plaquettes	Axial °	Var DV (%)
PLQ 20 A-5° R10° K30° / 0.5°	-5	47
PLQ 17 A-5° R5° K30° / 2°	-5	64
PLQ 19 A-5° R0° K45° / -4°	-5	14
PLQ 18 A-5° R-5° K90° / -5°	-5	125
PLQ 16 A-5° R-10° K60° / -11°	-5	2
Somme des Var pour A=-5°		251
PLQ 15 A0° R10° K60° 9°	0	0
PLQ 12 A0° R5° K90° / 5°	0	13
PLQ 14 A0° R0° K60° / 0°	0	17
PLQ 13 A0° R-5° K45° / -4°	0	40
PLQ 11 A0° R-10° K30° / -5°	0	64
Somme des Var pour A=0°		133
PLQ 10 A5° R10° K45° / 10°	5	70
PLQ 7 A5° R5° K45°/ 7°	5	22
PLQ 9 A5° R0° K30° / 4°	5	36
PLQ 8 A5° R-5° K60° / -2°	5	17
PLQ6 A5° R-10° K90° / -10°	5	25
Somme des Var pour A=+5°		170
PLQ 5 A10° R10° K90° / 10°	10	20
PLQ 2 A10° R5° K60° / 9°	10	33
PLQ 4 A10° R0° K90° / 0.2°	10	0
PLQ3 A10° R-5° K30° / -6°	10	36
PLQ 1 A10° R-10° K45° / -0.4°	10	16
Somme des Var pour A=+10°		106

Tableau 30 : Variation de DV entre les deux essais réalisés en pourcent d'un point de vue axial

Le tableau précédent montre que le paramètre axial négatif engendre la plus grande variation de durée de vie des plaquettes.

Ce classement est encore valable si l'on enlève les minima et extrema, on obtient :

$\Sigma_{\text{Var Axial -5}} = 125\ \%$	$\Sigma_{\text{Var Axial 0}} = 69\%$	$\Sigma_{\text{Var Axial +5}} = 84\%$	$\Sigma_{\text{Var Axial +10}} = 69\%$

Tableau 31Tab. 32 : Variation des durées de vie (DV) corrigée (axial)

D'un point de vue radial :

Référence des plaquettes	Radial °	Var DV (%)
PLQ 1 A10° R-10° K45° / -0.4°	-10	16
PLQ6 A5° R-10° K90° / -10°	-10	25
PLQ 11 A0° R-10° K30° / -5°	-10	64
PLQ 16 A-5° R-10° K60° / -11°	-10	2
Somme des Var pour R=-10°		106
PLQ3 A10° R-5° K30° / -6°	-5	36
PLQ 8 A5° R-5° K60° / -2°	-5	17
PLQ 13 A0° R-5° K45° / -4°	-5	40
PLQ 18 A-5° R-5° K90° / -5°	-5	125
Somme des Var pour R=-5°		218
Somme des Var pour R <0		324
PLQ 4 A10° R0° K90° / 0.2°	0	0
PLQ 9 A5° R0° K30° / 4°	0	36
PLQ 14 A0° R0° K60° / 0°	0	17
PLQ 19 A-5° R0° K45° / -4°	0	14
Somme des Var pour R=0°		67
PLQ 2 A10° R5° K60° / 9°	5	33
PLQ 7 A5° R5° K45°/ 7°	5	22
PLQ 12 A0° R5° K90° / 5°	5	13
PLQ 17 A-5° R5° K30° / 2°	5	64
Somme des Var pour R=+5°		132
PLQ 5 A10° R10° K90° / 10°	10	20
PLQ 10 A5° R10° K45° / 10°	10	70
PLQ 15 A0° R10° K60° 9°	10	0
PLQ 20 A-5° R10° K30° / 0.5°	10	47
Somme des Var pour R=+10°		137
Somme des Var pour R >0		268

Tableau 32 : Variation de DV entre les deux essais réalisés en pourcent d'un point de vue radial

Le tableau 32 montre que les plaquettes possédant un angle de coupe radial positif ont été sensiblement plus stables lors des deux séries d'essais réalisées.

Les paramètres d'inclinaison axiale et radiale de la face de coupe ont été combinés afin de ne faire plus qu'un critère. Toute la discussion suivante reposera sur cette concaténation.

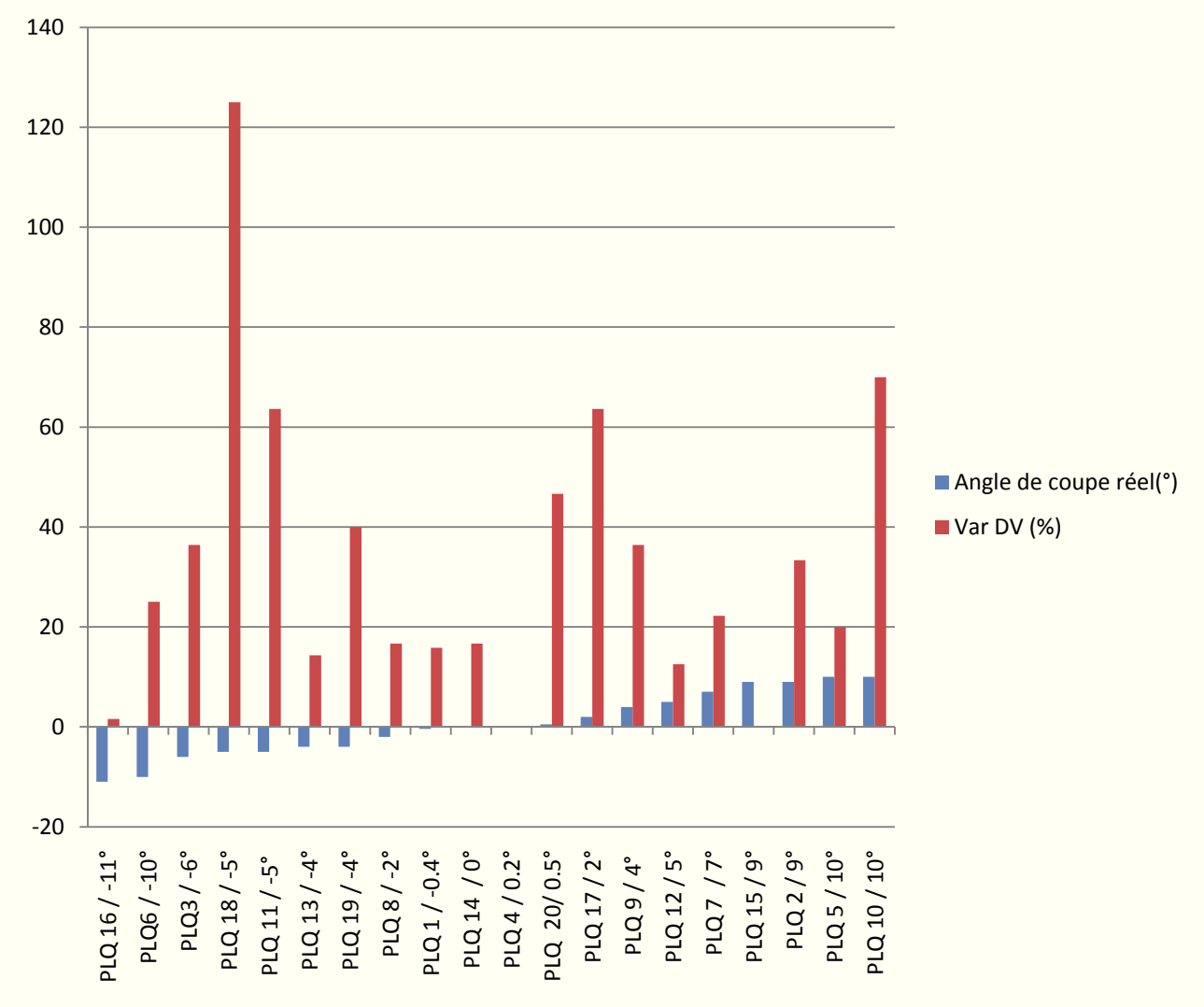


Figure 147 : Comparatif des variation de durées de vie observées lors essais 1A et 2A en fonction de l'angle de coupe réel[25]

Nous avons obtenus une variation quasi nulle pour les plaquettes 4-15 et 16 et un extremum à 125% pour la plaquette numéro 18.

[25] L'angle de coupe réel a été calculé en CAO en prenant un plan tangent à la face de coupe et perpendiculaire à l'angle d'attaque tout en se référant au centre outil.

3 Bilan des essais plaquettes A

Après avoir ajouté des facteurs correctifs, nous obtenons le graphe de durée de vie final pour les plaquettes A:

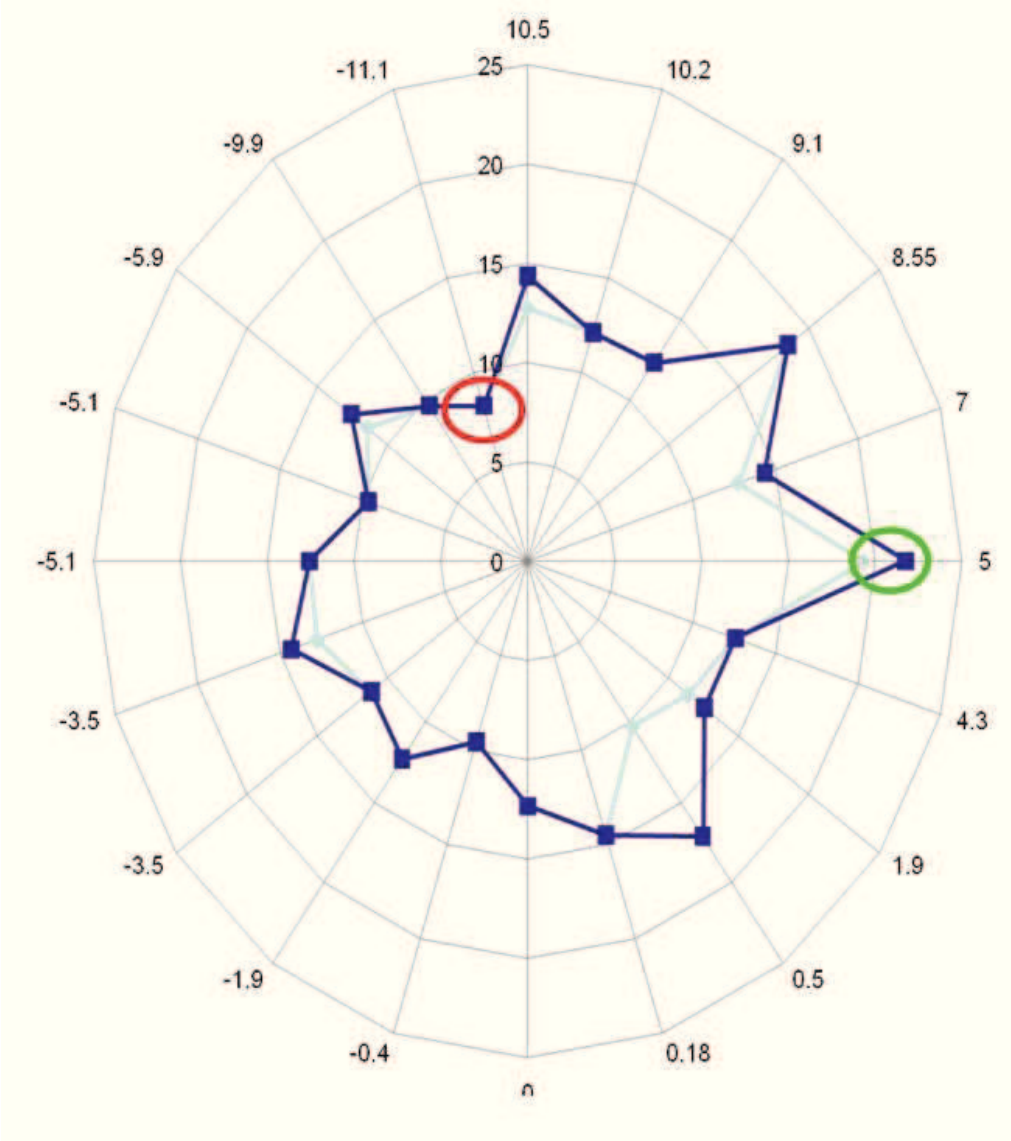


Figure 148 : Bilan des durées de vie observées pour la campagne d'essai A

La figure ci-dessus montre que les plaquettes positives ont une durée de vie moyenne de 15 minutes tandis que les plaquettes négatives ne durent que 10 minutes en moyenne.

Dans les conditions d'usinage mises en place, nos plaquettes positives de la série A ont une durée de vie accrue de 50% par rapport aux plaquettes négatives.

La meilleure plaquette a obtenu une durée de vie maximale d'environ 20 minutes, la pire a tenu 7 minutes.

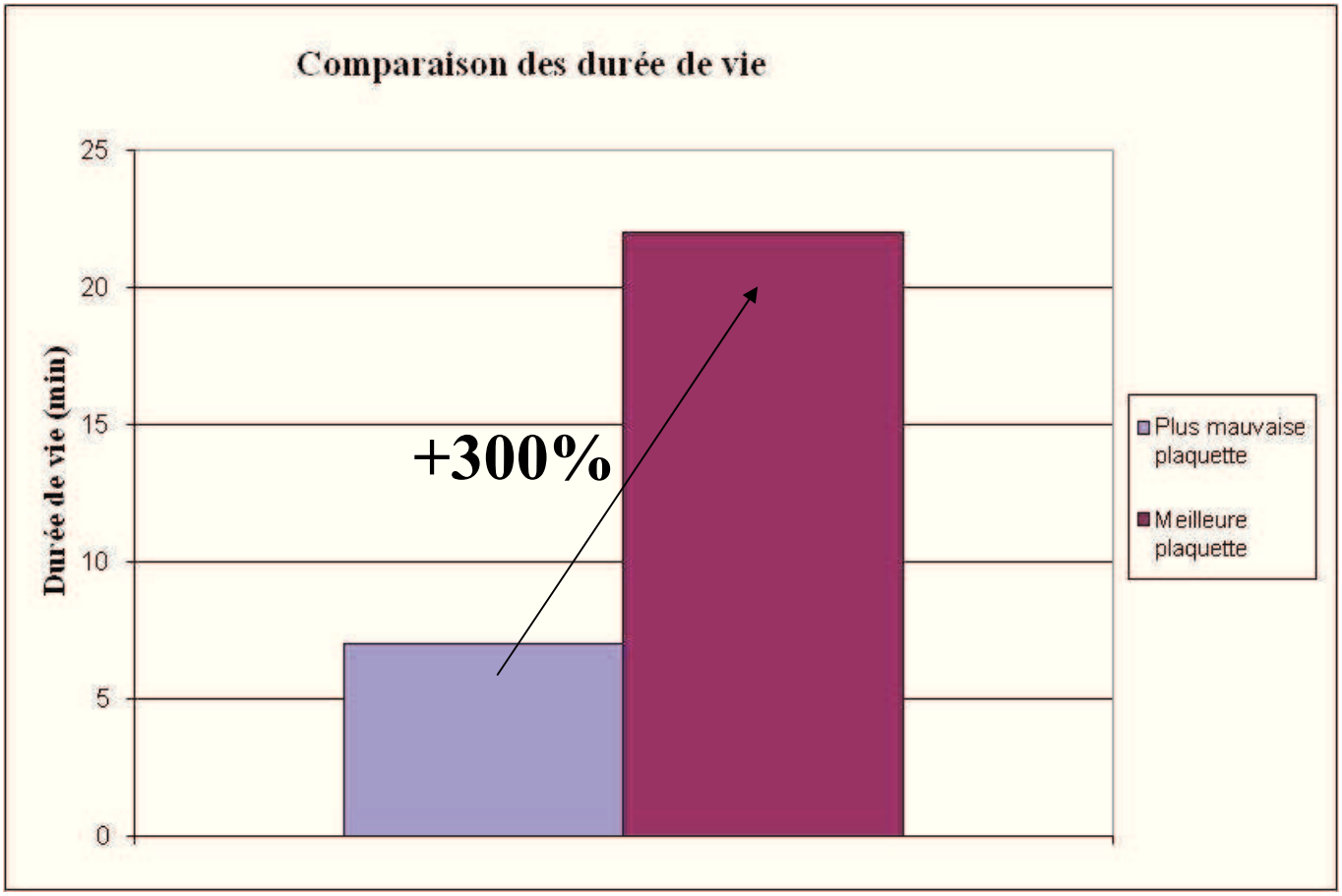


Figure 149 : Ecart de durée de vie maximal constaté

Ce premier plan d'expérience a permis de mettre en évidence un écart de 300% de durée de vie au sein de notre groupe de plaquette : la meilleure plaquette étant une plaquette positive et la plus mauvaise une plaquette négative.

Voici des photographies de deux plaquettes positive et négative prises lors de la première campagne d'essai :

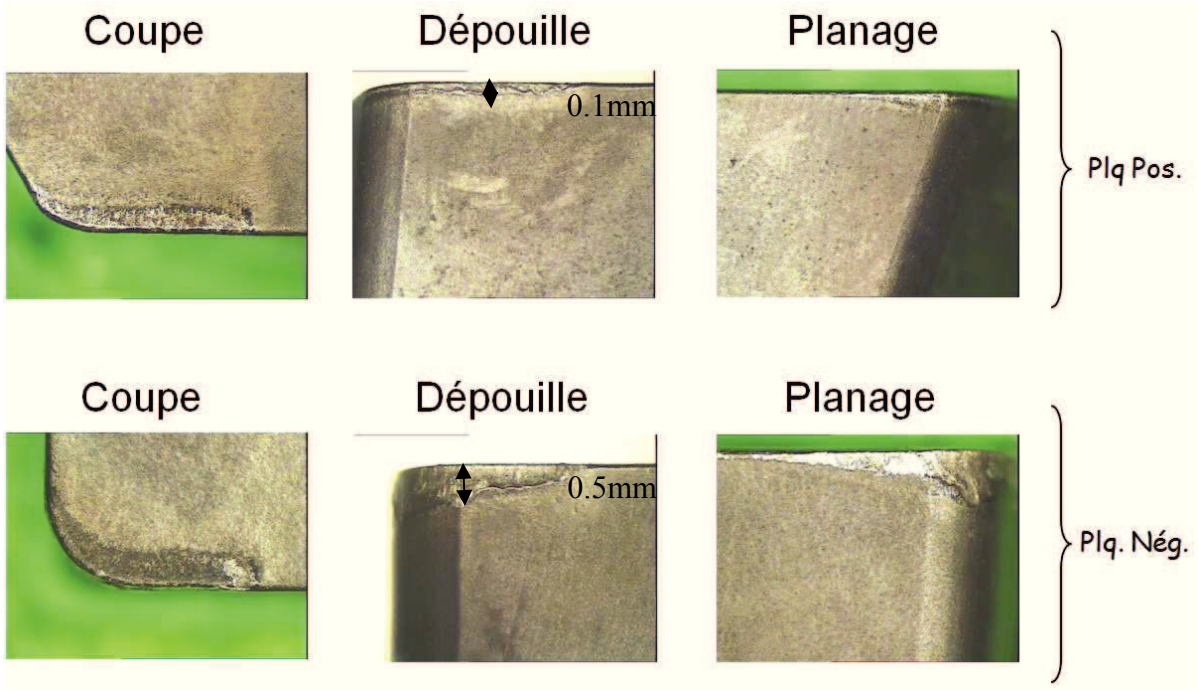


Fig. 154 : Plaquettes après 10 minutes d'usinage (temps de contact matière)

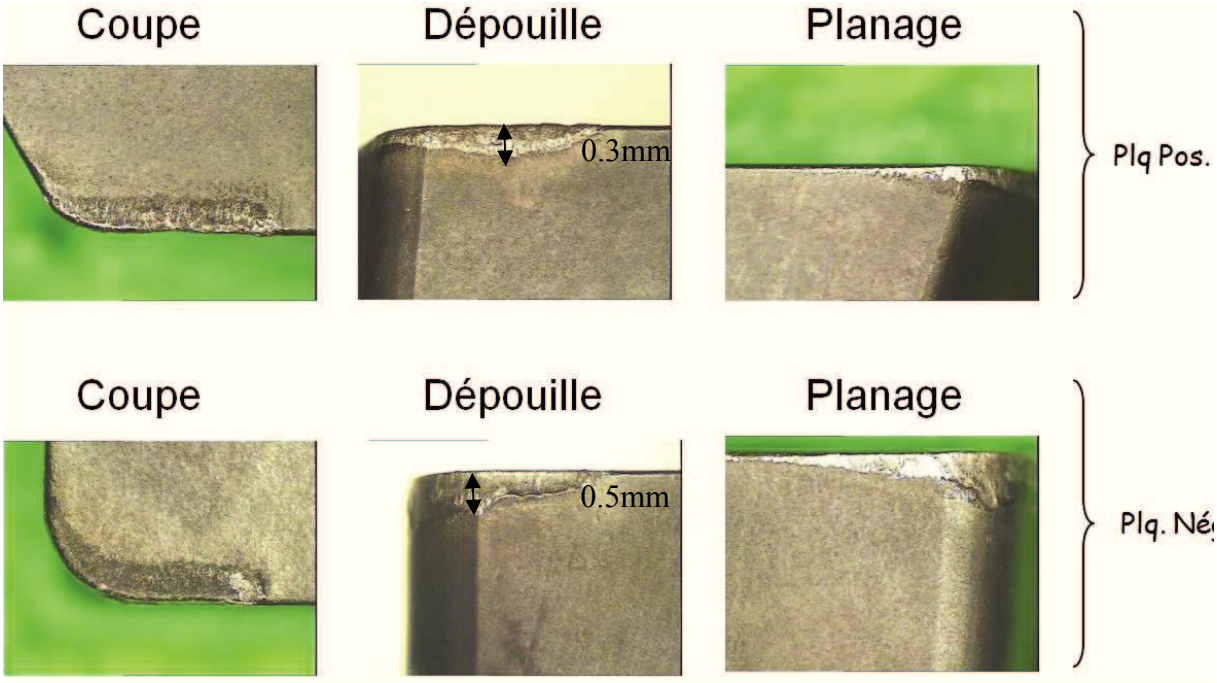


Figure 150 : Plaquettes après 20 minutes d'usinage (temps de contact matière)

Cette première série d'essais à permis de choisir les meilleures plaquettes candidates pour effectuer une seconde campagne d'essai.

Afin de limiter le nombre d'essais nous avons sélectionnés un échantillon réduit pour lancer la campagne d'essai avec les plaquettes B

Référence plaquette	Variation DV en %	DV moyenne(min)
PLQ 10 A5° R10° K45° / 10°	70	10
PLQ 5 A10° R10° K90° / 10°	20	13
PLQ 2 A10° R5° K60° / 9°	33	10
PLQ 15 A0° R10° K60° 9°	0	19
PLQ 7 A5° R5° K45°/ 7°	22	13
PLQ 12 A0° R5° K90° / 5°	13	18
PLQ 9 A5° R0° K30° / 4°	36	10
PLQ 17 A-5° R5° K30° / 2°	64	9
PLQ 20 A-5° R10° K30° / 0.5°	47	13
PLQ 4 A10° R0° K90° / 0.2°	0	15
PLQ 14 A0° R0° K60° / 0°	17	11
PLQ 1 A10° R-10° K45° / -0.4°	16	10
PLQ 8 A5° R-5° K60° / -2°	17	11
PLQ 19 A-5° R0° K45° / -4°	40	13
PLQ 13 A0° R-5° K45° / -4°	14	10
PLQ 11 A0° R-10° K30° / -5°	64	9
PLQ 18 A-5° R-5° K90° / -5°	125	16
PLQ3 A10° R-5° K30° / -6°	36	10
PLQ6 A5° R-10° K90° / -10°	25	11
PLQ 16 A-5° R-10° K60° / -11°	2	8

Tableau 33 : Sélection des plaquettes évaluées en Série B

Nous avons retenu les plaquettes possédant les meilleures durées de vie et les plus stables possibles d'un point de vue variation entre les essais 1A et 2A.

Les cinq « meilleures » plaquettes possédant la plus grande durée de vie ont été évaluées avec la série B. La plus mauvaise plaquette a aussi été retenue a titre de témoin.

4 Essais de fraisage plaquettes B (CVD)

Les essais ont été réalisés deux fois en suivant strictement le même protocole que celui défini précédemment.

4.1 Usure en V_b (série 1B)

La première phase d'analyse a consisté en une surveillance de l'usure en dépouille (V_b)

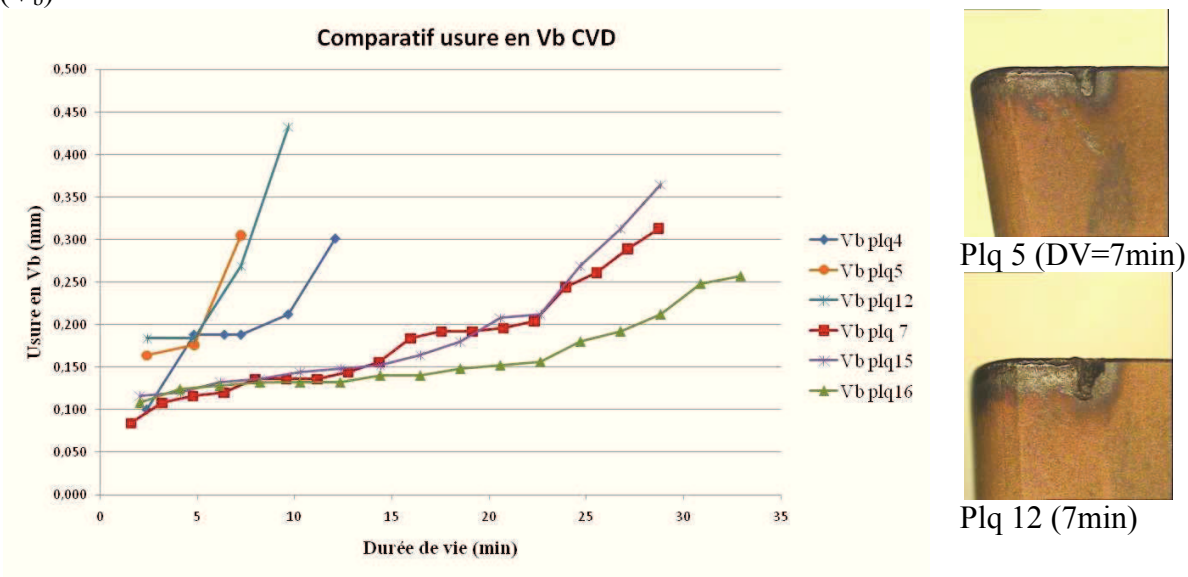


Figure 151 : Usure en dépouille des plaquettes de la série 1B

Les plaquettes 4,5 et 12 ont présenté une entaille à l'a_p dès les premiers essais et se sont dégradés très rapidement présentant des durées de vie inférieures à celles obtenus lors de la première campagne d'essai.

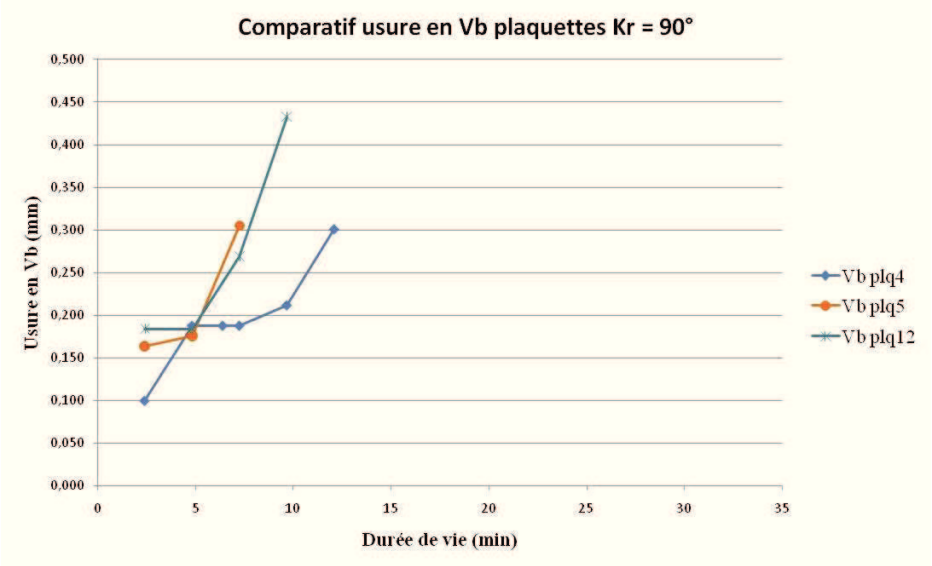


Figure 152 : Suivi de l'usure en dépouille des plaquettes 4,5 et 12 (Kr = 90°)

Ces trois plaquettes possédant un angle d'attaque (Kr) de 90° impliquant comme nous le verrons par la suite des efforts plus important, une résistance au choc moindre de la nuance 563SG pourrait expliquer ce phénomène.

Néanmoins au vu des résultats obtenus en caractérisation des matériaux usinant, présentée dans le Chapitre II (Paragraphes 2.4.3.2 et 2.4.4), nous avons opté pour un défaut de fabrication. La deuxième série d'essais a validé cette deuxième hypothèse.

Les plaquettes 7B et 15B ont amélioré leur durée de vie de plus de 50% par rapport aux 7A et 15A.

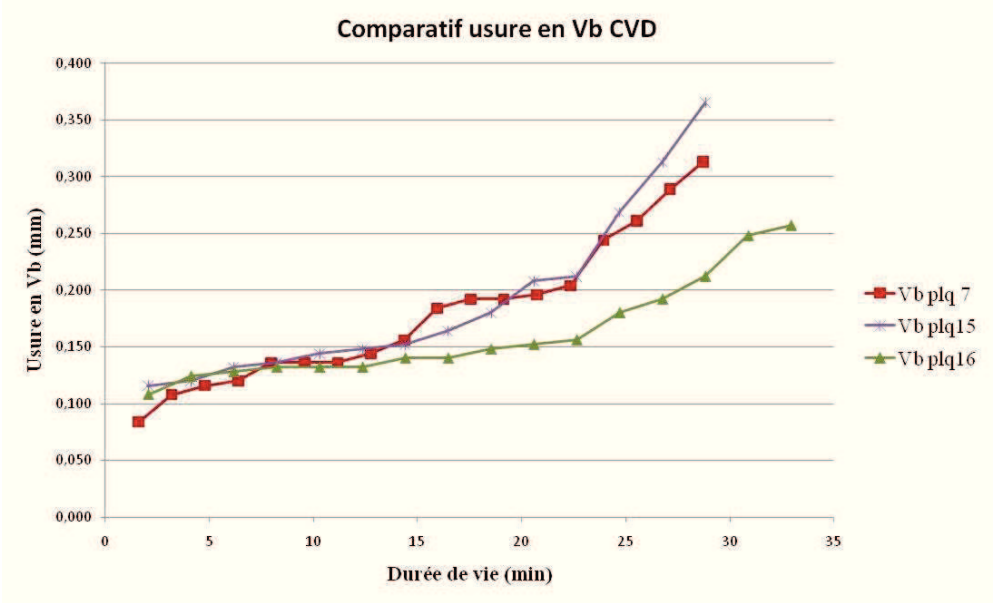


Figure 153 : Suivi de l'usure en dépouille des plaquettes 7,15 et 16 (mm)

La plaquette 16B a quadruplé sa durée de vie par rapport à la 16A. Plusieurs pistes peuvent être étudiées pour expliquer ce phénomène : la ténacité accrue de la nuance, une résistance à l'abrasion accrue par le revêtement permettant un micro-changement de géométrie local se rapprochant des géométries des les plaquettes 7 et 15.

Néanmoins, on ne pourra pas retenir la géométrie associée à la plaquette 16 car il est inconcevable de choisir un produit dont la durée de vie peut varier du simple au quadruple suivant la nuance employée.

4.1 Energie spécifique de coupe $\mathbf{W_c}$ (série 1B)

L'énergie spécifique de coupe a été évaluée pour les six plaquettes pendant les essais de durée de vie. Elle est définie comme suit : **[76]**

$$W_c = \frac{P_c}{Q}$$

avec Wc : Energie spécifique de coupe en W min/cm3
Pc : Puissance de coupe en W
Q : Débit de copeau cm3/min

Équation 21 : Définition de l'énergie spécifique de coupe

Le débit copeaux est déterminé en fonction de la profondeur de passe a_p (mm), de l'engagement a_e (mm) et de la vitesse d'avance Vf (mm/min), soit :

$$Q = \frac{a_p\, a_e\, V_f}{1000}$$

Équation 22 : Débit copeau en fonction d'a_p, a_e et V_f

L'effort tangentiel, Ft (N), peut être assimilé à l'effort dans le plan $(\vec{x},\vec{y})$. Il est défini ainsi :

$$F_t = \frac{60\, P_c}{V_c}$$

Équation 23 : Définition générale de l'effort tangentiel

L'effort tangentiel a été calculé à chaque instant (t) lors des passes d'usinage de chaque plaquette :

$$F_t = f_y \cos\theta + f_x \sin\theta$$

$$\text{avec } \theta = \omega\,(t - t_0)$$

t_0 correspond au premier choc de la dent dans la matière

Équation 24 : Effort tangentiel instantané en introduisant l'angle d'entrée dans la matière

En combinant ses différentes équations aux relevés d'efforts obtenus avec la table Kistler, nous avons calculé l'évolution de l'énergie spécifique de coupe en fonction de la durée de vie pour chaque plaquette de la série B.

L'analyse du critère Wc a confirmé notre hypothèse pour les plaquettes 4,5 et 12 qui se sont usé prématurément :

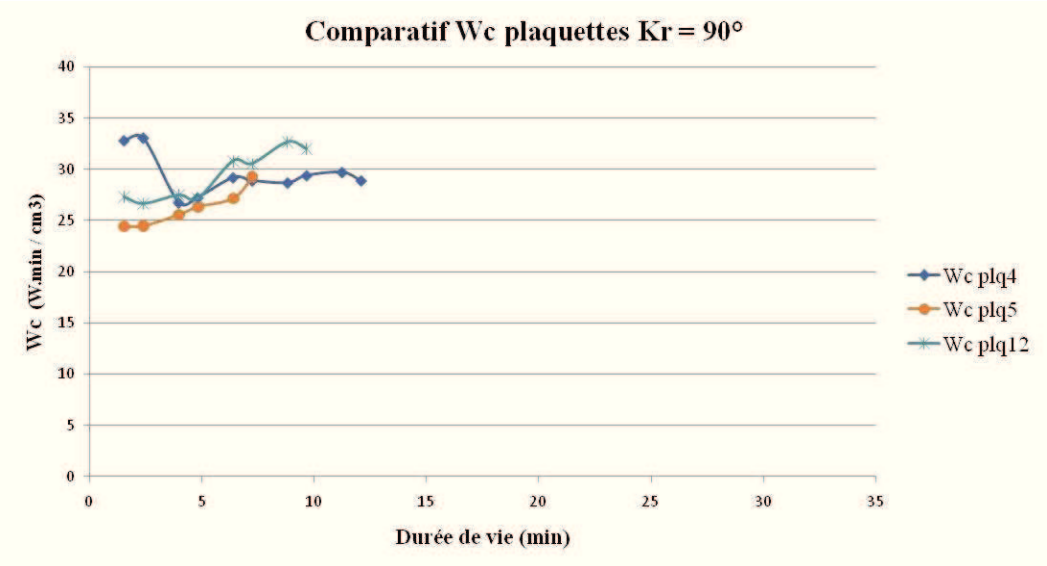


Figure 154 : Suivi de l'évolution de l'énergie spécifique de coupe des plaquettes 4,5 et 12

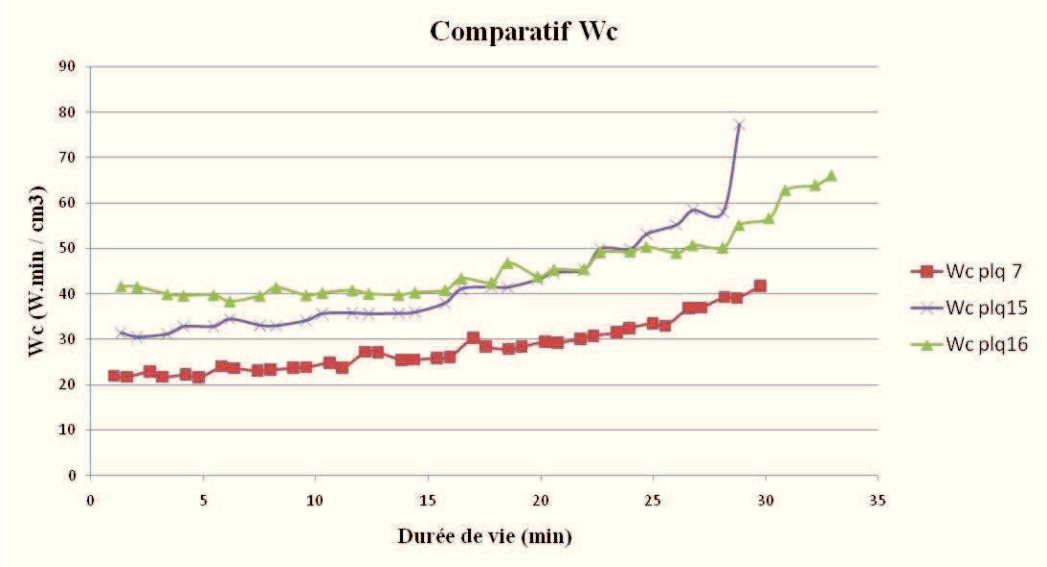


Figure 155 : Suivi de l'évolution de l'énergie spécifique de coupe des plaquettes 7,15 et 16

Les plaquettes 4, 5, 12 ont atteint la fin du cycle de durée de vie (DV) pour un même niveau de Wc que les plaquettes 7, 15, 16 qui elles ont tenu trois fois plus longtemps.

La plaquette 16 qui à pourtant démarré à un seuil plus élevé que ses deux compétitrices termine avec la meilleure durée de vie. La plaquette 7 présente le meilleur rapport DV/Wc.

4.3 Usure en V_b (série 2B)

Quelques plaquettes étant défectueuses, nous avons redoublé l'essai.

Les courbes de Vb obtenues sont les suivantes :

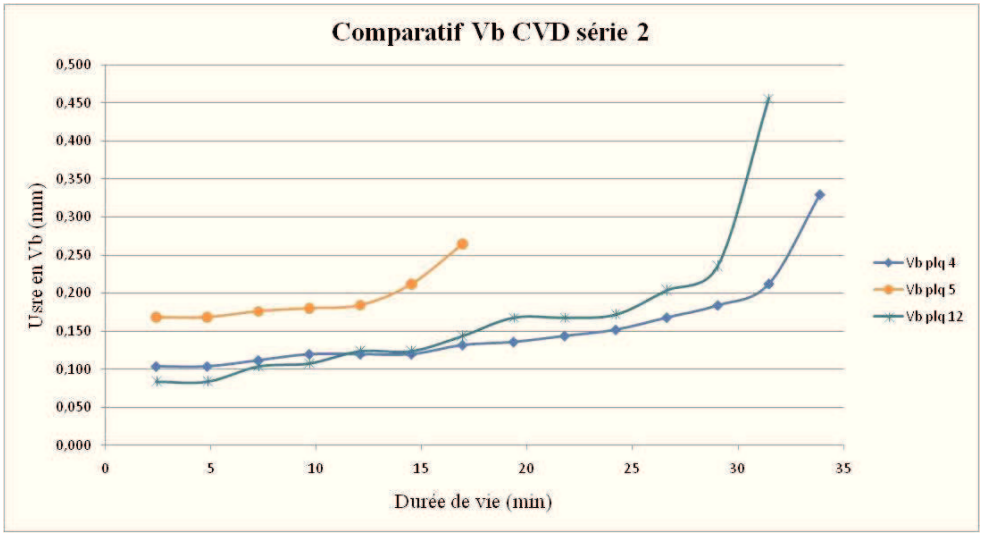


Figure 156 : Suivi de l'usure en dépouille des plaquettes 4,5 et 12 (Kr = 90°)

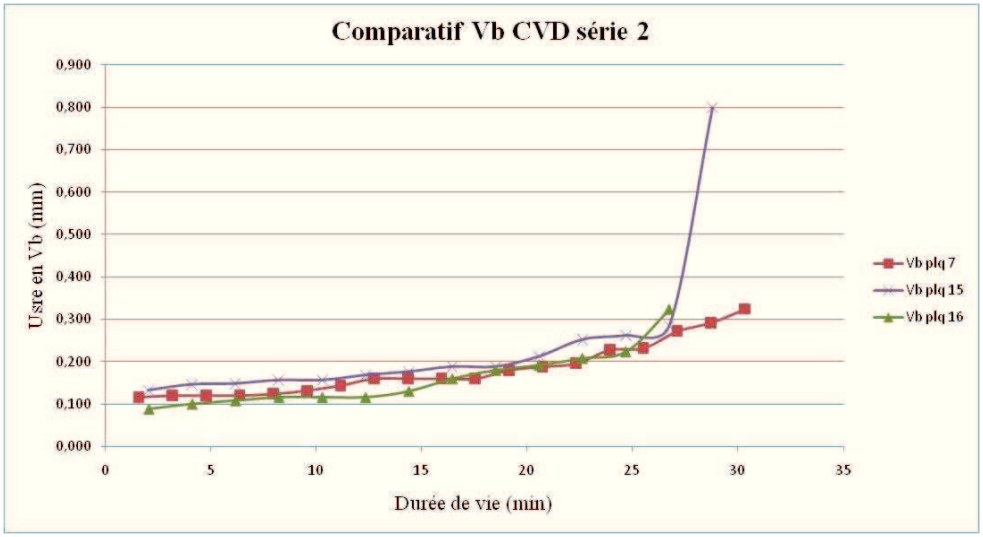


Figure 157 : Suivi de l'usure en dépouille des plaquettes 7, 15 et 16

La figure 157 conforte notre hypothèse de plaquettes défectueuses (essai 1B), la géométrie de la plaquette 5 présente une DV proche des 15min qu'elle que soit la nuance.

Les plaquettes 4 et 12 ont atteint une durée de vie d'environ 30 minutes.

Les plaquettes 7,15 et 16 ont sensiblement les mêmes durées de vie avec cette fois l'avantage pour la plaquette 7.

4.4 Energie spécifique de coupe W_c (série 2B)

La même analyse de l'énergie spécifique de coupe a été effectuée pour cette série d'essais :

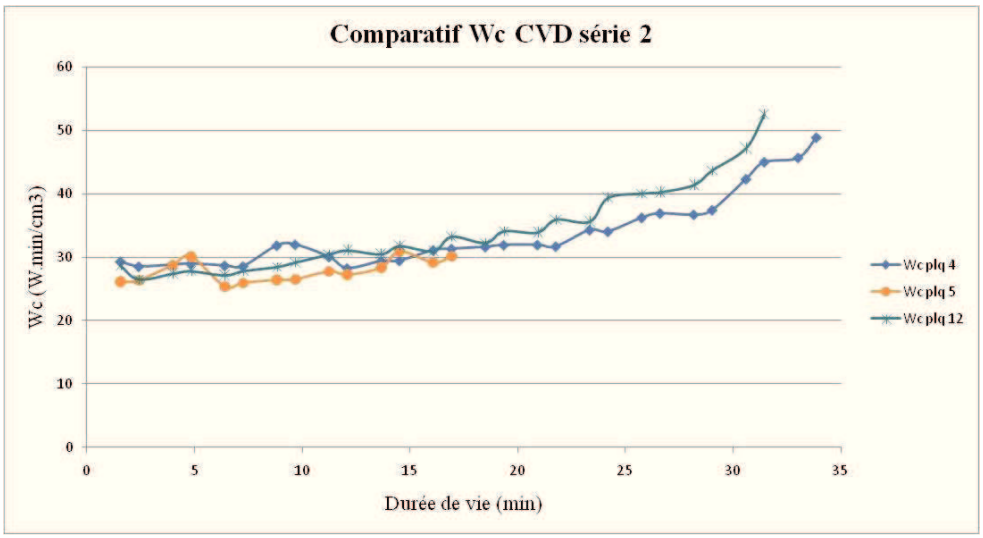


Figure 158 : Suivi de l'évolution de l'énergie spécifique de coupe des plaquettes 4,5 et 12

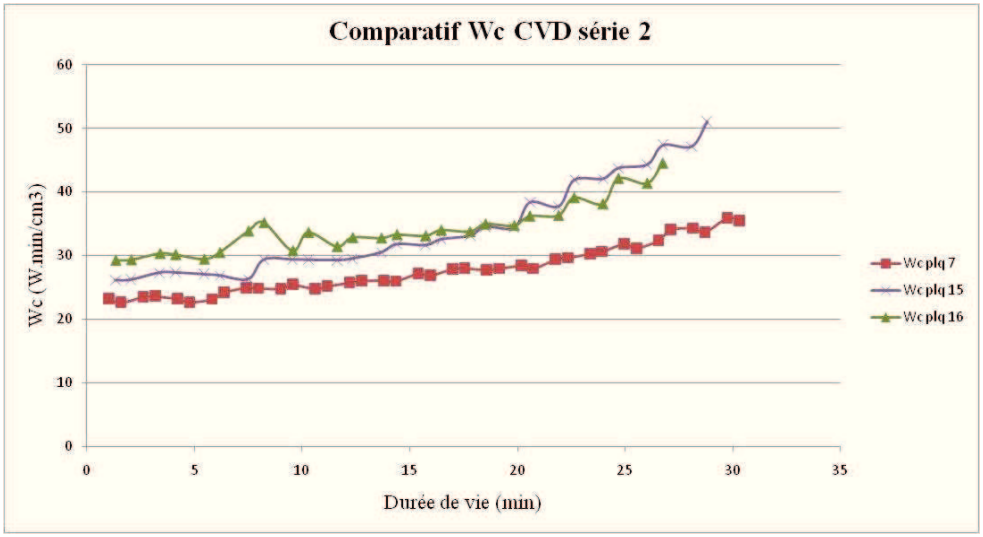


Figure 159 : Suivi de l'évolution de l'énergie spécifique de coupe des plaquettes 7,15 et 16

Les plaquettes 4, 12, 15, 16 ont atteint la fin du cycle de durée de vie pour un même niveau de Wc. Ce deuxième essai confirme que la plaquette 7 possède le meilleur rapport DV/Wc tout en ayant une des meilleures durées de vie constatée sur les deux essais.

5 Analyse des efforts relatifs aux essais plaquettes B

Comme nous l'avons détaillé dans le protocole d'essai (1.1.7.1), chaque plaquette réalise deux types d'opération de surfaçage pour chaque couche complète de matière enlevée.

Dans un premier temps, l'outil effectue une passe de contournage avec un engagement de 66% puis une deuxième passe centrée où 33% du diamètre de la fraise est engagé.

Notre analyse se portera sur les efforts maximaux radiaux et tangentiels auxquels sont soumis les outils mais également sur l'évolution des efforts moyens sur les trois axes en fonction de l'usure des plaquettes. ***$\vec{x}$ est l'axe longitudinal (sens de coupe), $\vec{y}$ le transversal (refus de coupe) et $\vec{z}$ l'axe de la broche.***

5.1 Opération de contournage

Suite aux problèmes rencontrés lors de l'essai 1B, notre analyse se portera ici sur le lot 2B. Le but de cette étude sera d'essayer de mieux comprendre et corréler le suivi de l'usure en dépouille avec la modification des amplitudes des efforts mesurés.

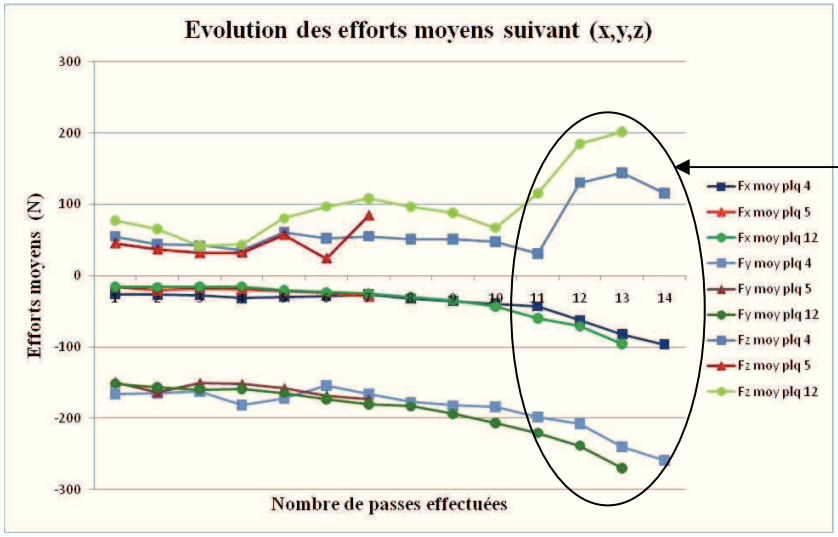


Figure 160 : Evolution des efforts suivant ($\vec{x}$,$\vec{y}$,$\vec{z}$) des plaquettes 4,5 et 12

Les courbes relatives aux plaquettes 4,5 et 12, dont l'angle d'attaque Kr est de 90° ont la même allure : Une phase stable sans évolution des efforts moyens pour les 10 premières passes puis une augmentation proche des 100% en absolu lorsque l'on s'approche de la fin de vie des plaquettes.

Bien qu'elle n'ait pu effectuer que sept passes, le comportement de la plaquette 5 confirme ce qui précède.

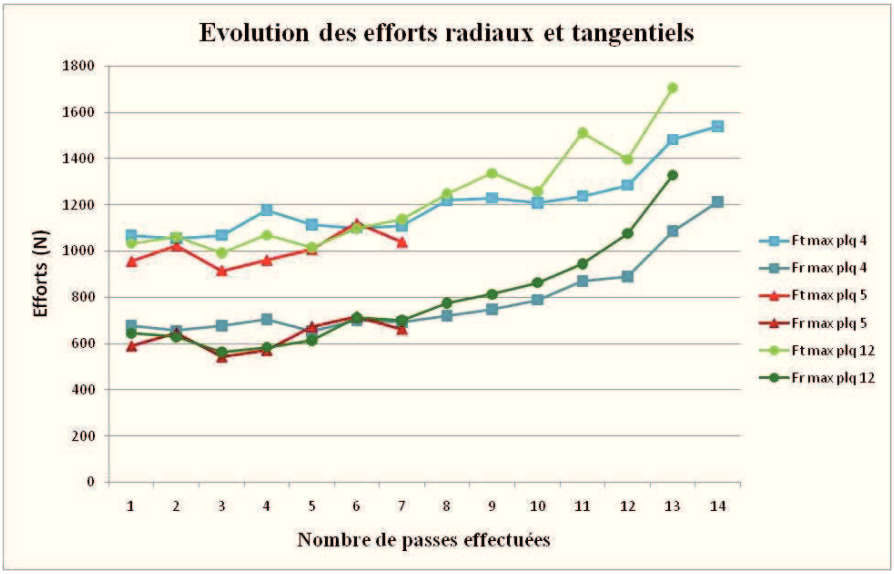


Figure 161 : Evolution de Ft et Fr des plaquettes 4,5 et 12

Les efforts radiaux et tangentiels sont constants jusqu'à la septième passe, puis croissent jusqu'à la DV finale. La plaquette 12 est moins sollicitée que ses deux autres compétitrices.

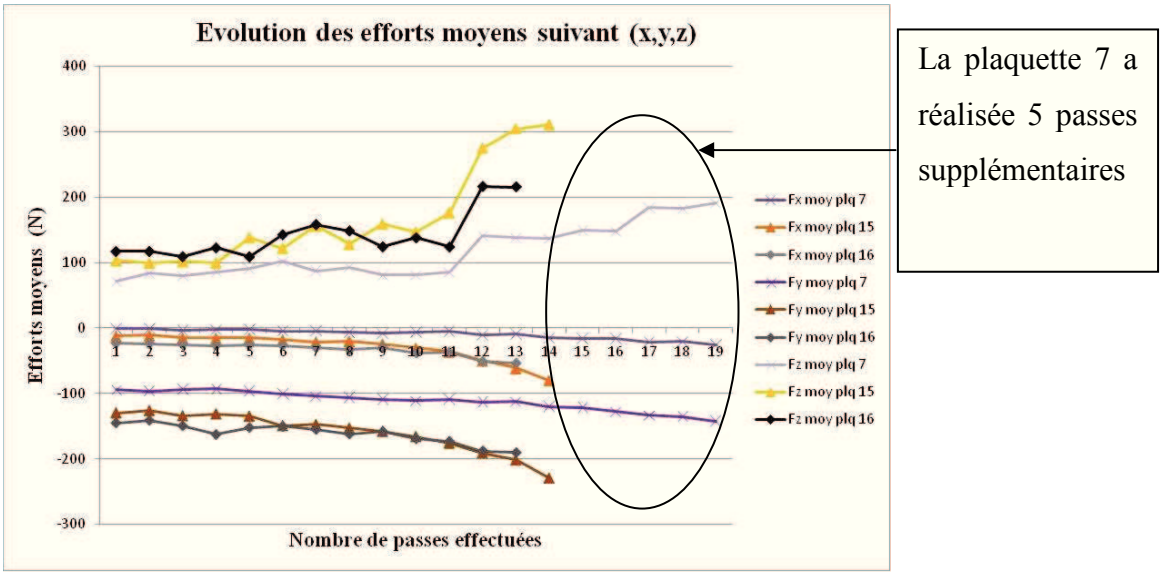


Figure 162 : Evolution des efforts suivant ($\vec{x}$,$\vec{y}$,$\vec{z}$) des plaquettes 7,15 et 16

Les courbes relatives aux trois plaquettes ont la même allure, respectivement en x, y et z. On remarque néanmoins que la plaquette n°7 est moins sollicitée que les deux autres : en effet son angle d'attaque de 45° permet de moins charger l'arrête de coupe par rapport aux plaquettes 15 et 16 qui possèdent un Kr de 60°.

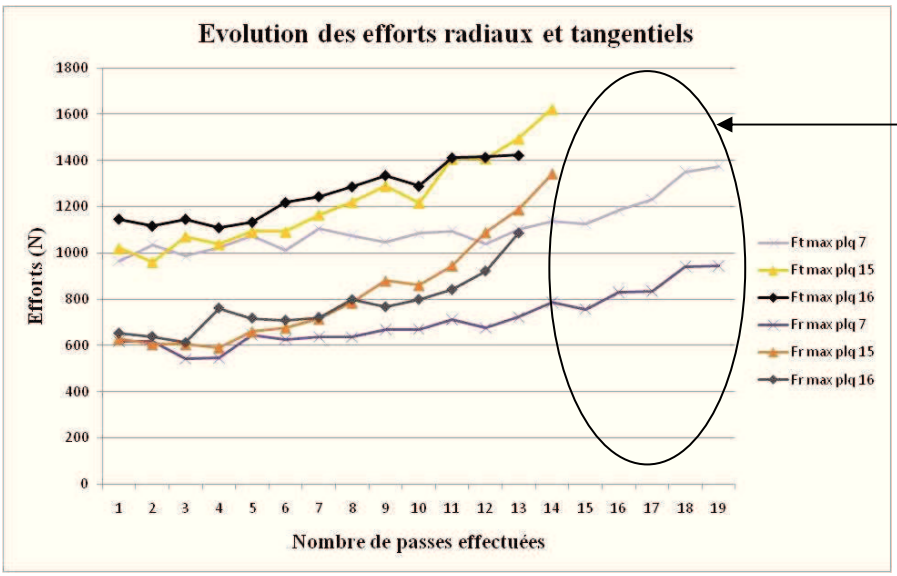


Figure 163 : Evolution de Ft et Fr des plaquettes 7,15 et 16

Les efforts radiaux et tangentiels sont croissants jusqu'à la fin de la DV des produits évalués.

Les deux figures ci-dessus confirment que la plaquette n°7 est la moins sollicité, ce qui a permis de réaliser quatre passes d'usinage supplémentaires.

Cette première étude confirme ce que nous avions vu avec l'analyse des courbes en 3.4.3 et 3.4.4 : la plaquette 7 semble être la meilleure candidate d'un point de vue durée de vie (usure en Vb), énergie spécifique de coupe, (Wc), efforts tangentiels et radiaux mais aussi au niveau des sollicitation broche (Fz).

L'analyse suivante portable sur les passes d'usinage réalisées en surfaçage centré.

5.2 Opération de surfaçage centré

Le comportement des outils de coupe lorsque l'engagement de l'outil coupant est inférieur au rayon de coupe est radicalement différent de celui lorsque l'on est engagé de plus de 50%. Les essais que nous avons réalisés ont mis en évidence un phénomène passé inaperçu jusque là :

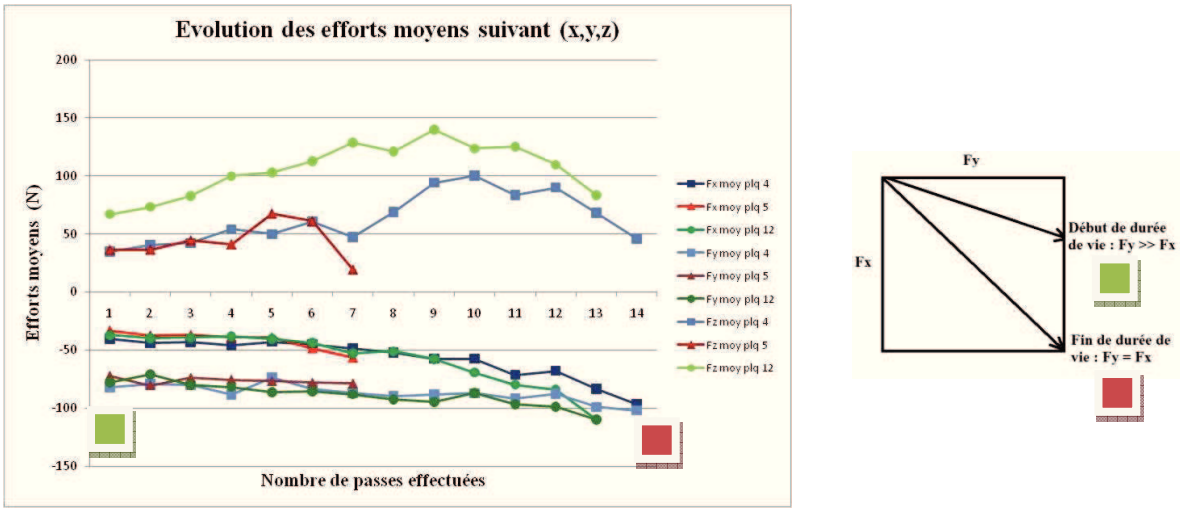


Figure 164 : Evolution des efforts suivant $(\vec{x},\vec{y},\vec{z})$ des plaquettes 4,5 et 12

Comme vu précédemment en 5.1, les courbes relatives aux trois plaquettes ont la même allure, respectivement en x, y et z. Même si elle n'a effectué que sept passes, la plaquette 5 a le même comportement que les deux autres.

On remarque que les efforts moyens en x et y ont la même intensité en fin de durée de vie des plaquettes 4 et 12 démontrant ainsi que les plaquettes ne coupent plus ; ce qui représente une augmentation de l'ordre de 30%.

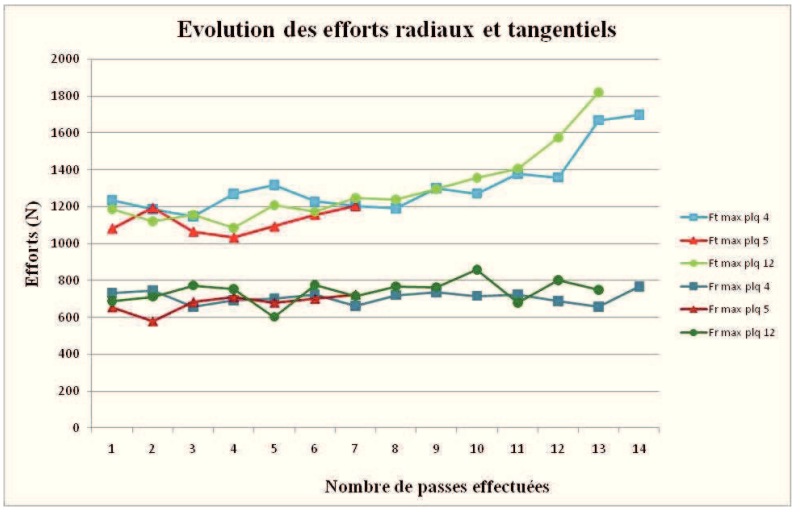


Figure 165 : Evolution de Ft et Fr des plaquettes 4,5 et 12

Les efforts tangentiels ont la même allure que lors des opérations de contournage tandis que les efforts radiaux restent contant tout au long des essais pour ces trois plaquettes.

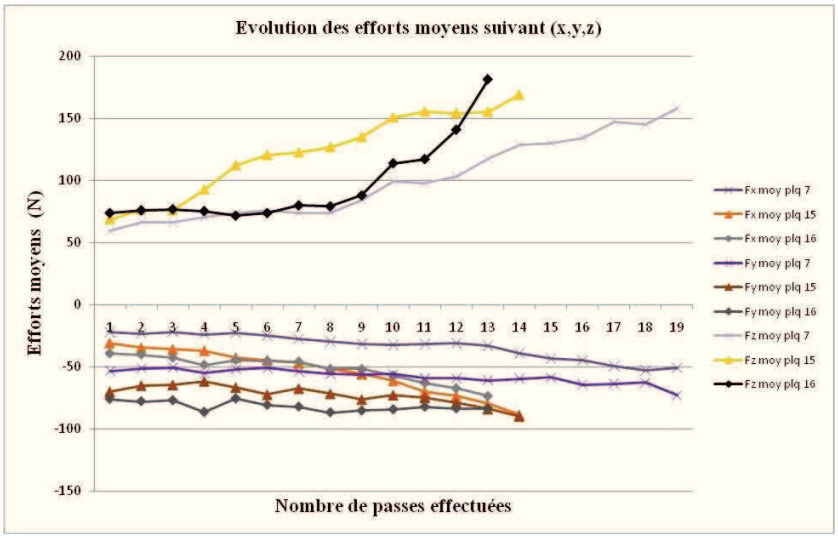


Figure 166 : Evolution des efforts suivant ($\vec{x}$,$\vec{y}$,$\vec{z}$) des plaquettes 7,15 et 16

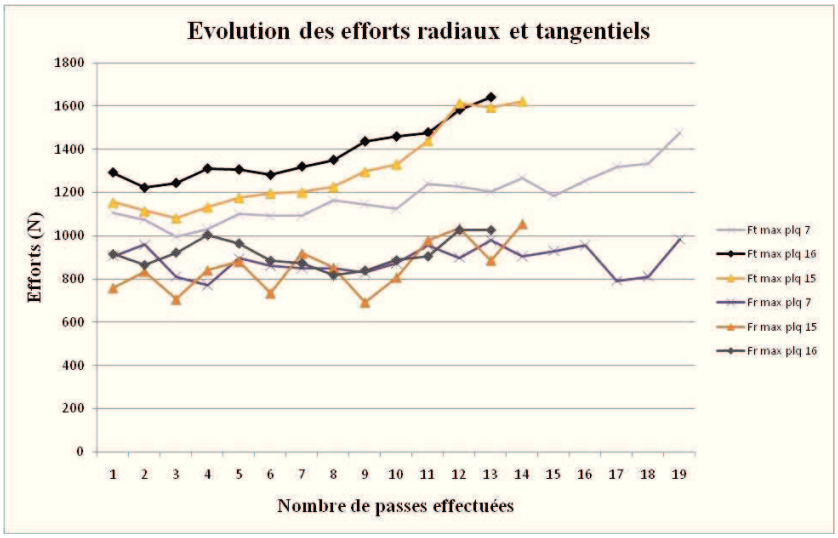


Figure 167 : Evolution de Ft et Fr des plaquettes 7,15 et 16

Les conclusions sont les mêmes que pour les figures 167 et 168.

Finalement la plaquette 7 se détache des cinq autres, et est donc la meilleure combinaison issue de notre plan d'expérience initial.

On a vu précédemment que la FGV est un matériau qui forme des copeaux et des différents angulaires mis en jeu pour nos expériences, nous avons décidé de réaliser des analyses de contraintes résiduelles sur 3 échantillons. Ils ont été usinés avec des plaquettes neuves et usagées afin de voir l'état de la matière suivant la condition de la plaquette.

6 Analyse de contraintes résiduelles

6.1 Principe de la méthode

La méthode de détermination des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X (DRX) est basée sur la mesure des variations de la distance interréticulaire d'une famille de plans cristallographiques (d_{hkl}) en fonction de l'orientation (ψ) de ceux-ci par rapport à la surface de la pièce (figure 1). Les variations de la distance interréticulaire (ou déformations) sont reliées au déplacement de la raie de diffraction (angle de Bragg θ_{hkl}) tel que :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{\Delta d_{hkl}}{d_{hkl}} = -\cot\theta_{hkl} \times (\Delta\theta_{hkl})$$

Équation 25 : Variations de la distance interréticulaire

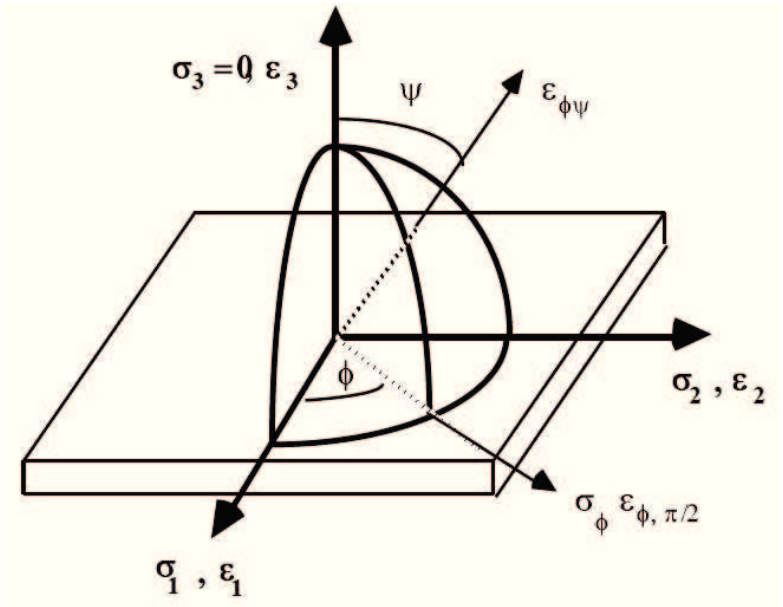


Figure 168 : Définition du repère de mesures **[77]**

Par les lois de la mécanique, ces déformations peuvent être reliées à la contrainte σ_ϕ dans la direction ϕ par :

$$\varepsilon_{\phi\psi} = \frac{1}{2} S_{2(hkl)} \times \sigma_\phi \times \sin^2\psi + S_{1(hkl)} \times (\sigma_1 + \sigma_2)$$

Équation 26 : Déformations ϕ,ψ en fonction de l'angle d'incidence et des constantes élastiques

N.b. : En cas de présence d'un cisaillement - réel ou associé à un mauvais réglage de l'appareil -, cette relation n'est plus linéaire mais elliptique avec un terme en $sin^2\psi$ relié au cisaillement

Cette relation entre les déformations $\varepsilon_{\phi\psi}$ et le sinus carré de l'angle d'incidence ψ permet de déterminer la contrainte dans la direction considérée, si l'on connaît les constantes élastiques radiocristallographiques $\frac{1}{2}S_{2(hkl)}$ et $S_{1(hkl)}$du matériau.

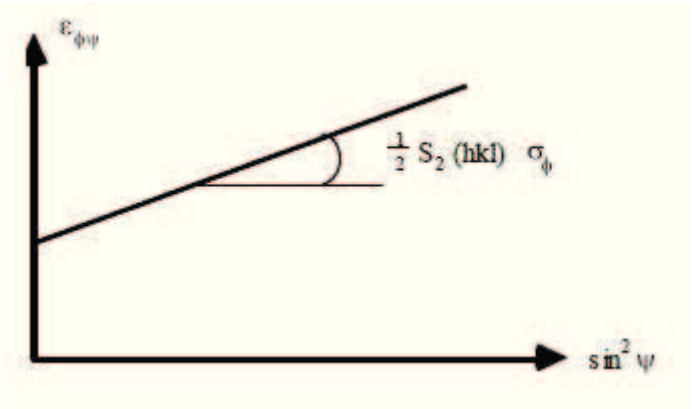


Figure 169 : Loi de $\sin^2\psi$ **[77]**

Lors de la mesure de déplacement des raies de diffraction (détermination de la contrainte), leur largeur est calculée : Si elle est prise aux $\frac{2}{5}$ de la hauteur, il s'agira de la largeur de corde ; la largeur intégrale sera issue du rapport entre la surface et la hauteur de raie.

Ce paramètre est caractéristique de l'état de déformation plastique du volume irradié par les rayons X. Il permet de caractériser, de manière qualitative, l'état d'écrouissage du matériau lorsque celui-ci a été déformé mécaniquement (usinage, polissage mécanique, laminage, etc.), et / ou l'état microstructural du matériau à la suite de traitements thermiques (il évolue dans ce cas de manière similaire à la micro-dureté).

Les valeurs absolues des largeurs n'ont pas de sens physique puisqu'elles dépendent de l'appareillage utilisé et leurs valeurs relatives ne peuvent être comparées qu'entre des séries de mesure réalisées dans les mêmes conditions. L'unité utilisée est le degré ou le μm^{-1} selon qu'on l'exprime dans le réseau direct ou réciproque.

6.2 Conditions expérimentales

Les mesures ont été réalisés en collaboration avec le LAMPA d'Angers

6.2.1 Appareillage

Il s'agit d'un appareillage prototype dont l'ensemble est composé comme suit :

- un générateur à rayons X
- un micro-ordinateur qui pilote et traite les données
- une tête goniométrique équipée de deux détecteurs à fibres optiques
- un logiciel d'analyse des contraintes « XRD win »

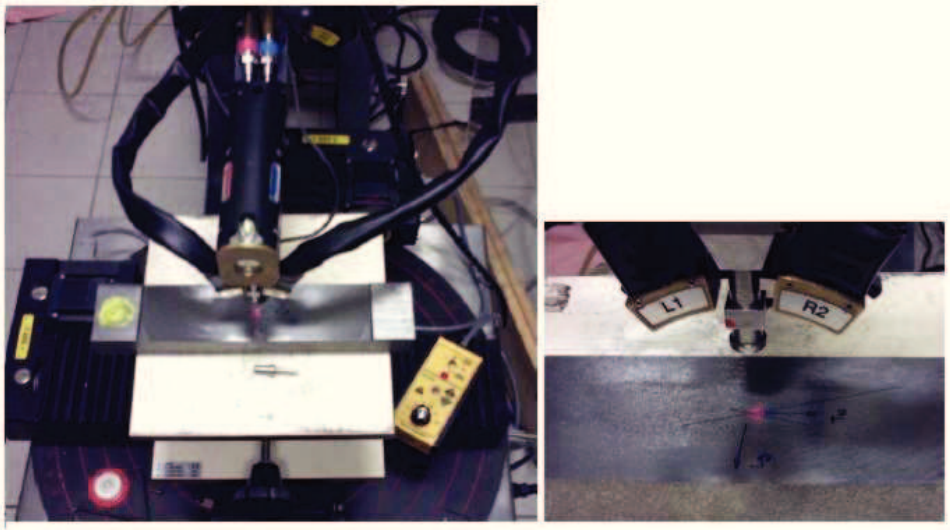


Figure 170 : Dispositif de mesure de contraintes résiduelles **[77]**

3.6.2.2 Conditions de diffraction :

- Rayonnement K du Cr sous 20kV, 4mA

  $\lambda = 0.2291$ nm, plans {211}

  $2\theta = 156°$

- Montage d'acquisition : Oméga
- Surface irradiée limitée par un collimateur de diamètre 2 mm

3.6.2.3 Conditions d'acquisition

- Utilisation de 7 angles bêta (14 angles psi dans le domaine de –30° à + 30° selon l'accessibilité de la zone étudiée)
- Temps d'acquisition par bêta : 1 x 30 secondes

6.2.4 Conditions de traitement des raies

- Niveau de la corde situé à 30% de la hauteur nette de la raie de diffraction

2θ utilisé pour le calcul des contraintes : gaussienne à 70%

- Largeur de raie de diffraction choisie : largeur de pic moyenne

6.2.5 Calcul des contraintes

La méthode d'évaluation est de type traitement *elliptique* avec élimination des points aberrants par tests de Student de manière générale. Ceci permet de vérifier la présence d'un cisaillement dans la pièce et/ou de vérifier certains aspects du bon positionnement de l'appareil par rapport à la pièce

Les constantes d'élasticité radio-cristallographiques utilisées dans le calcul sont :

$$\frac{1}{2}S_{2\,\{211\}} = 5.92 \times 10^{-6}\, MPa^{-1}$$

$$S_{1\,\{211\}} = -1.28 \times 10^{-6}\, MPa^{-1}$$

6.2.6 Détermination des incertitudes de mesures

Pour les contraintes, les écarts à la linéarité, usuellement appelés incertitudes, sont de l'ordre de 20 MPa, représentent un test de la validité de l'application de la méthode. Ils correspondent à une fois l'écart type.

La confiance à accorder aux valeurs ne peut être atteinte réellement qu'en répétant la mesure (« répétabilité »). Nous pouvons toutefois donner une estimation de cette répétabilité en tenant compte de l'ensemble des résultats, soit une répétabilité inférieure à 20 MPa.

6.2.7 Directions de mesure

Pour chacun des points deux directions ont été étudiées :

- sens longitunal ou LG (avance de la fraise)
- sens transversal TVS (transverse à l'avance)

6.3 Présentation des zones étudiées

Trois blocs de FGV, issus de chute de préparation des blocs usinés ont été utilisés pour ces mesures. Un côté du bloc a été usiné avec une plaquette neuve (série B), et le côté opposé a été usiné avec la même plaquette (série A) mais en fin de durée de vie.

Ces mesures ont été réalisées avant la fin des essais 1B et 2B ce qui explique le choix des plaquettes.

La plaquette 3 est une plaquette négative possédant un angle d'attaque de 30°.

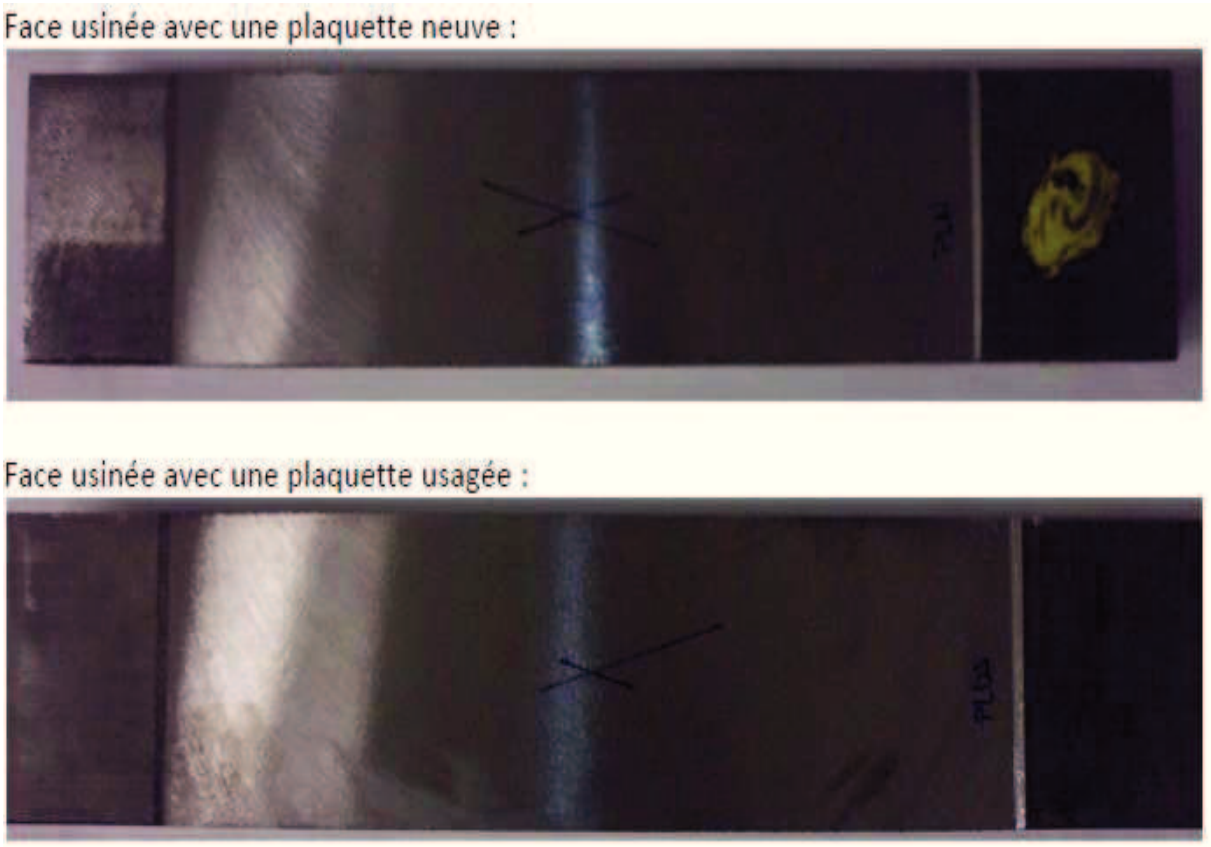


Figure 171 : Bloc n°6-4B usiné avec une plaquette 3

Elle a été retenue pour voir l'influence de la coupe négative sur les contraintes résiduelles et essayer de comprendre pourquoi toutes les plaquettes avec un Kr de 30° (concept grand avance) n'ont pas fonctionné dans nos campagnes d'essais.

Les plaquettes 12 et 15 sont deux plaquettes positives, elles possèdent respectivement un angle d'attaque de 90° et 60°.

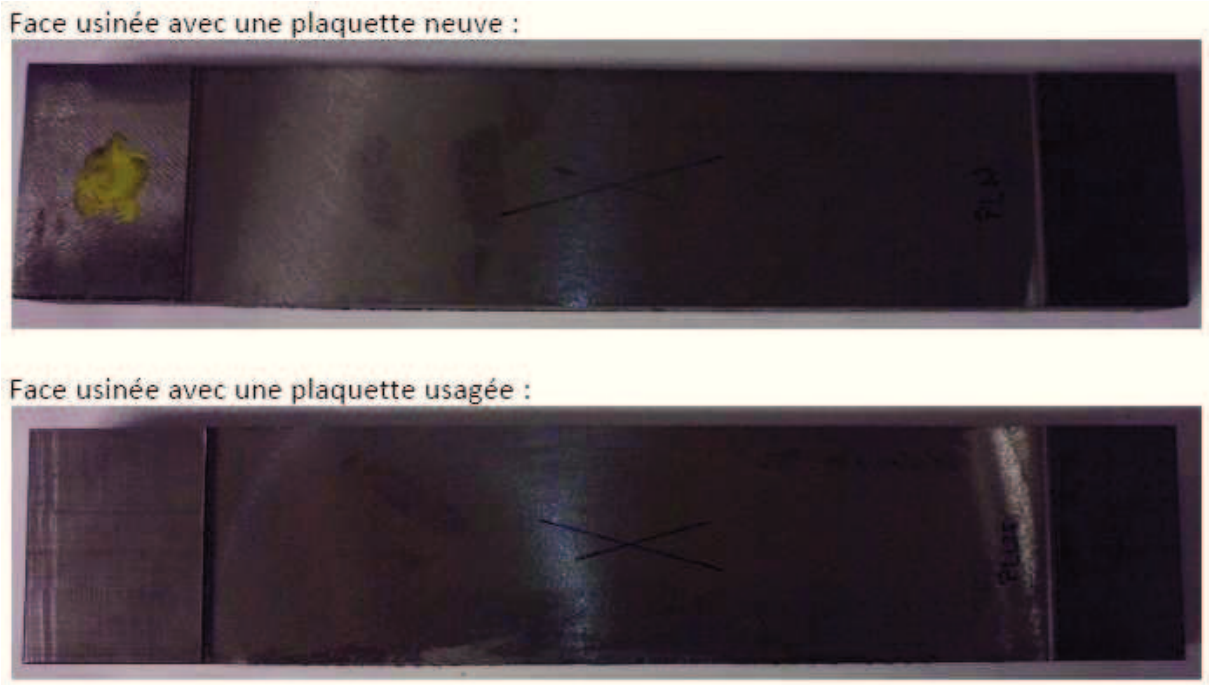


Figure 172 : Bloc n°8-3B usiné avec une plaquette 12

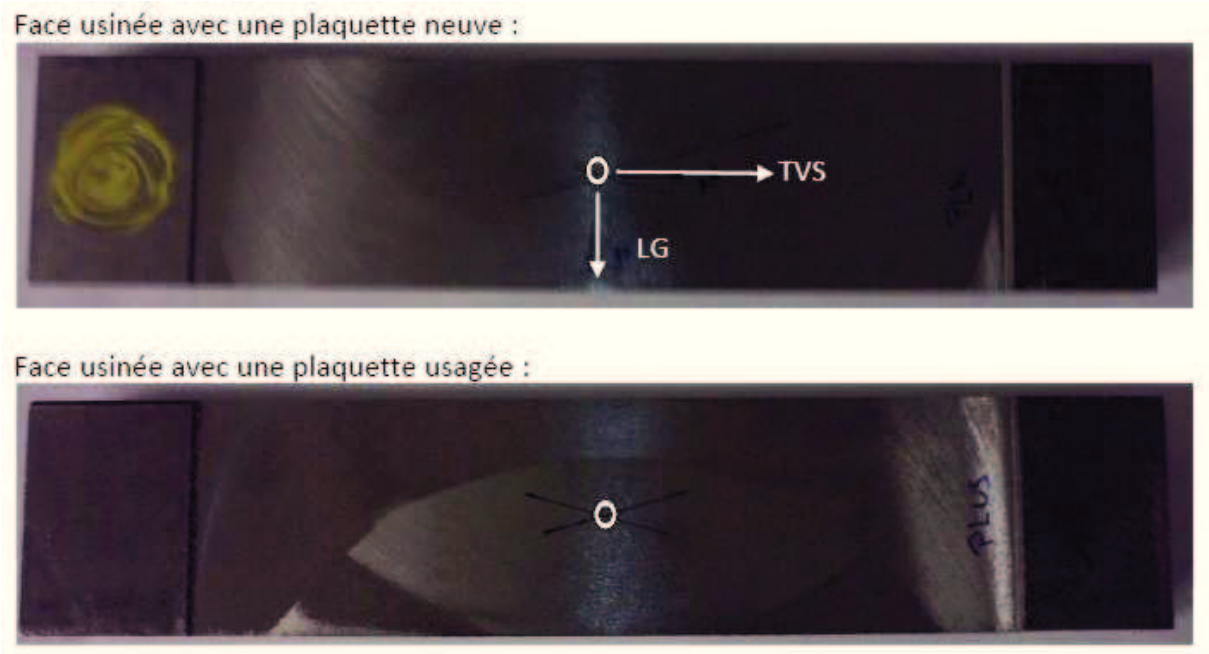


Figure 173 : Bloc n°7-4B usiné avec une plaquette 15

Ces deux plaquettes ont atteint la plus grande durée de vie lors des essais 1A et 2A.

6.4 Résultats

6.4.1 Vérification de l'appareillage

Les différentes vérifications obligatoires selon le standard AFNOR XPA 09 285 ont été effectuées et sont conformes aux attentes. Il s'agit d'une mesure sur une poudre (0 MPa) et d'une mesure sur un échantillon « étalon » connu. Cette vérification a eu lieu au début des mesures et en cours de mesure.

6.4.2 Qualité des mesures

La répétabilité de ces mesures peut être estimée à +- 20 MPa.

Le cisaillement est non significatif sauf problème expérimental pour certaines mesures pour lesquelles la présence de ce cisaillement était liée à un défaut de positionnement d'un détecteur, défaut qui n'induit pas d'erreur pour le calcul de la contrainte normale.

La répétabilité sur les largeurs de raie peut être estimée à 0.10°.

Ces valeurs sont indicatrices de l'état d'écrouissage local du matériau.

6.4.3 Résultats :

Les résultats sont présentés dans les tableaux ci-dessous :

	Direction	Contrainte (MPa)	Cisaillement (MPa)	Largeur de pic moyenne (°)
Plaquette neuve	LG	175	30	3.88
	TVS	210	-35	
Plaquette usagée	LG	100	10	4.05
	TVS	25	25	

Tableau 34 : Contraintes résiduelles pour la plaquette 3

	Direction	Contrainte (MPa)	Cisaillement (MPa)	Largeur de pic moyenne (°)
Plaquette neuve	LG	-75	20	3.83
	TVS	-120	70	
Plaquette usagée	LG	-215	10	3.99
	TVS	-95	5	

Tableau 35 : Contraintes résiduelles pour la plaquette 12

	Direction	Contrainte (MPa)	Cisaillement (MPa)	Largeur de pic moyenne (°)
Plaquette neuve	LG	-5	20	3.89
	TVS	30	-25	
Plaquette usagée	LG	-190	30	3.95
	TVS	-150	75	

Tableau 36 : Contraintes résiduelles pour la plaquette 15

A l'issue de cette analyse on voit que la plaquette négative (3) génère beaucoup plus de contraintes que les deux plaquettes positives (12-15) lorsque elle sont neuves. La tendance s'inverse lorsqu'elles sont usagées.

Les plaquettes positives engendrent des contraintes résiduelles de compression, la plaquette négative, elle, des contraintes de traction.

7 Conclusions

Nous avons dans ce chapitre, dans un premier temps, étudié l'usinabilité de la FGV avec des plaquettes standard fournies par SAFETY. Pour cela des plaques de FGV 400 et FGL 250 ont été usinées, une différence de 50% d'usinabilité a été validée.

Puis nous avons réalisé le plan d'expérience dans sa globalité avec les plaquettes A, ce qui a permis de les classer en fonction de leur durée de vie et de sélectionner les cinq meilleures et la plus mauvaise en témoin.

Cette série réduite a été évaluée avec des plaquettes de série B. Une analyse de l'usure en dépouille combinée à l'énergie spécifique de coupe à permis de déterminer la meilleure plaquette de notre lot.

Toutes les plaquettes en nuance SG ont atteint une DV de 30min environ à l'exception de la plaquette 5 qui n'a pas changé de DV quelle que soit la nuance.

La plaquette 7 est finalement la moins énergivore (Wc) et la plus stable d'un point de vue usure et évolution des efforts de coupe.

Pour la série B, l'analyse des efforts de coupe montrent qu'en contournage, lorsque les efforts suivant les axes $(\vec{x}, \vec{y}, \vec{z})$ croissent brutalement, les plaquettes sont en fin de durée de vie.

En surfaçage centré, $\vec{F}$y est nettement supérieure à $\vec{F}$x pendant 75% de la durée des essais puis $\vec{F}$x croit durant les 25% finaux jusqu'à atteindre $\|\vec{F}x\| = \|\vec{F}y\|$. L'effort suivant $\vec{x}$ représente la coupe et celui suivant $\vec{y}$ le refus de coupe. On obtient une plaquette qui ne coupe plus en fin de durée de vie.

Ces résultats confirment l'hypothèse du chapitre II concernant la durée de vie accrue des plaquettes B par rapport aux A.

Enfin, l'étude des contraintes résiduelles a montré que pour notre lot réduit, la plaquette négative engendre des contraintes de traction et les plaquettes positives engendrent des contraintes de compression.

Pour conclure notre étude, nous allons évaluer les nuances qui ont permis de fabriquer les plaquettes A et B. Des essais de type pions/disque ont été réalisés afin de mieux comprendre les phénomènes d'usure mis en jeu lors de l'usinage de la FGV.

Des mesures de vibrations ont été effectuées tout au long des campagnes d'essais de fraisage et seront analysés ultérieurement par un autre doctorant.

Références bibliographiques

[73] I. Sadik, The interaction between cutting data and tool performance for different cutting tool material in milling of compacted graphite iron, 6th International conference on high speed machining 2007

[74] R. Sabre, Plans d'expériences, Méthode de Taguchi, Techniques de l'Ingénieur, F 1006, 1-10

[75] J. Goupy, Modélisation par les plans d'expériences, Techniques de l'Ingénieur, R 275, 1-23

[76] F. Bagur, Machining Consulting Tools Optimization, Formation niveau 1, 2006

[77] Rapport d'analyses de contraintes résiduelles sur coupons usinés, ENSAM Angers, Avril 2009

Chapitre IV : Etude Tribologique

1 Essais pions/disques

1.1 Dispositif expérimental

Les essais d'usures ont été réalisés avec un tribomètre pion/disque de marque CSM **[78]**. Le tribomètre utilisé est constitué d'un plateau rotatif cylindrique où se positionne un disque en FGV et d'un bras où est fixé le porte échantillon en contact avec le disque.

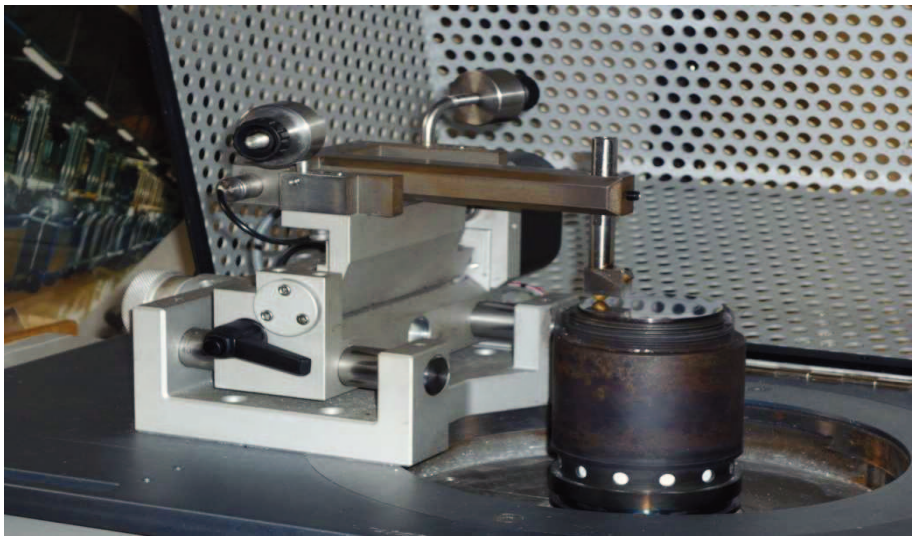


Figure 174 : Tribomètre CSM en position expérimentale (FGV + Pion 563SG)

Un pion d'extrémité sphérique et de diamètre 6mm en carbure de tungstène revêtu frotte sur le disque.

Le frottement caractérise la résistance du mouvement relatif entre deux surfaces en contact. Le coefficient de frottement est défini comme le rapport : $\mu = F_T / F_N$ où F_T est la force tangentielle et F_N la force normale.

La force tangentielle est mesurée par des jauges de déformation et le logiciel associé au tribomètre trace l'évolution de ce rapport en fonction de la durée de l'essai (ASTM G99-05).

Pour tenir compte des facteurs rayon et longueur de l'essai, plusieurs modes opératoires ont été choisis.

Un profilomètre 3D WYKO NT1100 a permis de mesurer le volume de matière enlevée des disques et des pions après les essais d'usure effectués au tribomètre mais aussi de visualiser l'état de surface du pion à posteriori.

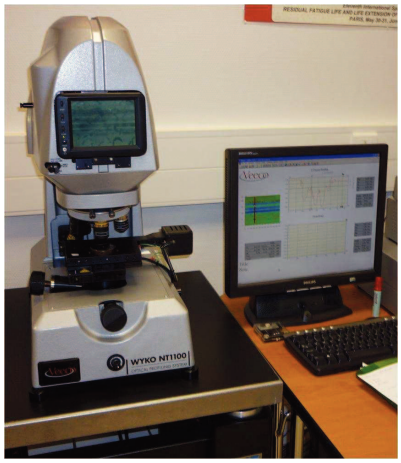


Figure 175 : Profilomètre 3D WYKO NT1100

Cet appareil est un microscope qui permet de mesurer des formes et des états de surface en 2D et 3D par interférométrie optique de lumière blanche.

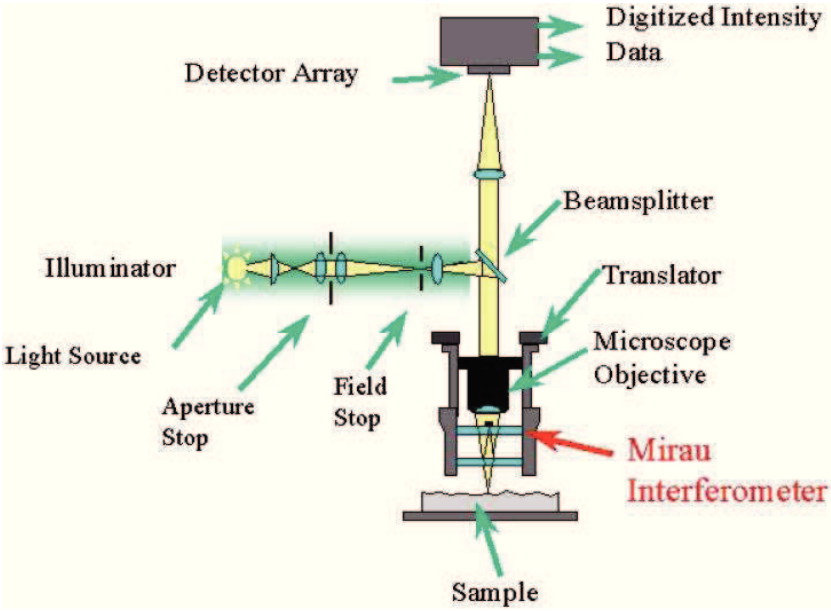


Figure 176 : Principe de fonctionnement du Profilomètre 3D

Enfin, nous avons utilisé un microscope électronique à balayage JEOL JSM 6480 Low Vacuum pour analyser la composition en éléments chimiques et définir les transformations et échanges chimiques engendrés par le frottement du pion sur le disque.

1.2 Protocole expérimental des essais tribologiques

Afin d'analyser le comportement de la fonte à graphite vermiculaire et la dégradation des plaquettes, il est nécessaire de réaliser plusieurs essais d'usure sur le tribomètre et de les répéter au minimum deux fois pour obtenir des résultats fiables et exploitables. Les disques en fonte à graphite vermiculaire utilisés sont polis pour enlever la piste d'usure précédente et être réutilisés.

Les paramètres fixés pour les essais réalisés dans le cadre de cette étude sont :

- Une vitesse linéaire égale à V_{lin}=2.5 m/s (soit 150m/min)
- Une distance parcourue de 3000m (correspondant à huit passes d'usinage)
- Une force appliquée de 2N : la pression sur la face de planage de la plaquette 7 de la série 1B est d'environ 300MPa. L'effort appliqué avec le tribomètre engendre une pression d'environ 30MPa pour R=16mm avec le pion 2.
- Trois rayons étudiés R= (16, 18, 20mm).
- Température ambiante.

Quatre pions en carbure de tungstène de 6mm de diamètre ont été testés. Les deux nuances utilisées pour les essais de fraisage sont présentes : 479PE et 563SG.

Nous avons aussi réalisés des pions en 479SG pour évaluer les substrats : 563SG et 479SG. Puis nous avons comparé les revêtements : 479PE et 479SG. Enfin, nous avons utilisée une nuance submicrograin de type 902PE pour voir si dans le cas de la FGV, le submicrograin apportait un intérêt. Cette dernière nuance à grains très fins, (0.8µm de diamètre) possède une forte teneur en cobalt pour limiter la fragilité liée à sa dureté élevée et lui procurer une résistance à l'usure élevée.

Bien que déjà présentées au chapitre II (§ 2.3.1) pour le 479 et le 563, les caractéristiques des trois différents substrats sont rappelées dans le tableau suivant :

Substrat	Densité (g/cm3)	Dureté (Hv)	Composition chimique
479	14.88-15.04	1530-1630	WC+Co
563	14.69-14.79	1500-1600	WC+Co+TaC+NbC 1%<NbC+TaC<3%
902	14.4-14.8	1900-2000	WC+Co+Cr

Tableau 37 : Caractéristiques des substrats

Les revêtements, leurs compositions ainsi que leurs épaisseurs ont été présentées au chapitre II (2.2.3.3.1.3). Le tableau suivant résume ces paramètres :

Revêtement	Composition chimique	Type de dépôt de revêtement	Epaisseur
SG (multicouche)	$TiN+Al_2O_3+TiCN$	CVD	4-6µm
PE (monocouche)	AlTiN	PVD	3-6µm

Tableau 38 : Caractéristiques des revêtements en tribologie

1.3 Résultats

1.3.1 Coefficients de glissement

Rayon d'usure	R=16mm			R=18mm			R=20mm		
Types de pion	Min	Max	Moyen	Min	Max	Moyen	Min	Max	Moyen
Pion1 : 479SG	0,12	0,63	0,42	0,13	0,56	0,36	0,13	0,53	0,35
Pion 2 : 479PE	0,33	0,52	0,44	0,30	0,47	0,42	0,32	0,52	0,42
Pion 3 : 902PE	0,09	0,31	0,19	0,27	0,49	0,45	0,25	0,50	0,42
Pion 4 : 563SG	0,44	0,78	0,69	0,43	0,84	0,73	0,20	0,82	0,71
Pion 5 : 563SG D1	-	-	-	0.13	0.43	0.21	0.16	0.51	0.33
Pion 5 : 563SG D2	-	-	-	0.14	0.31	0.19	0.15	0.32	0.20

Tableau 39 : Relevé des coefficients de glissement

Dans l'ensemble les coefficients de frottement sont assez identiques quel que soit le revêtement. Comme on peut l'observer sur les figures 180 et 181, le coefficient de glissement est progressif pour les revêtements PVD alors que pour les CVD la courbe présente un palier jusqu'à un décrochement et une brusque augmentation du coefficient de glissement.

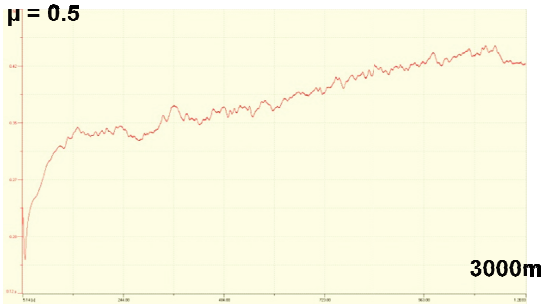


Figure 177 : Courbe de glissement pour le frottement d'un revêtement de type PVD



Figure 178 : Courbe de glissement pour le frottement d'un revêtement de type CVD

Le pion 4 qui n'a subi qu'un simple polissage présente une différence de coefficient de glissement importante comme l'indique les résultats du tableau 40.

La valeur maximum du coefficient de frottement correspond à la valeur atteinte par le glissement du substrat en carbure de tungstène sur la fonte. Le coefficient de frottement est relativement égal jusqu'à ce que les revêtements soient entamés. Lorsque le substrat est en contact le coefficient de frottement augmente et l'usure pion disque est régulière. Seul le pion 5 sur le disque 2 n'a pas montré ce type d'usure et les revêtements n'ont pas été complètement érodés. Les deux disques proviennent de chutes de deux blocs de FGV différents mais issus de la même coulée initiale.

1.3.2 Calcul de l'usure du disque

Lors de l'usure il se forme de la poussière de carbone qui limite la résistance au glissement et crée des zones de collage de matière et forme des sillons :

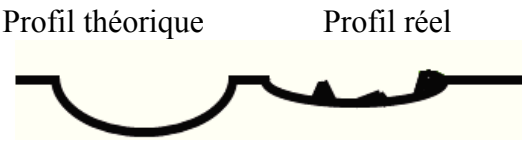


Figure 179 : Profil de sillon d'usure

Habituellement calculé suivant la formule : $V = 2\pi R\left[r^{2}.\sin^{-1}\left(\frac{d}{2r}\right) - \frac{d}{4}\sqrt{4r^{2}-d^{2}}\right]$, le volume de matière enlevé a été calculé en utilisant le théorème de Guldin : $V = 2\pi RS$ avec R = rayon d'usure, d = largeur du sillon et r = rayon du pion (3mm) et S la surface de contact.

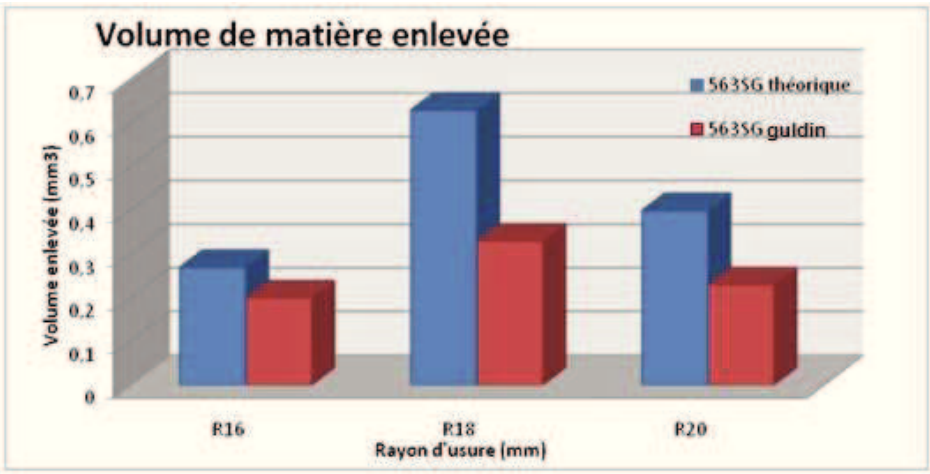


Figure 180 : Différence de matière enlevée suivant la méthode de calcul employée

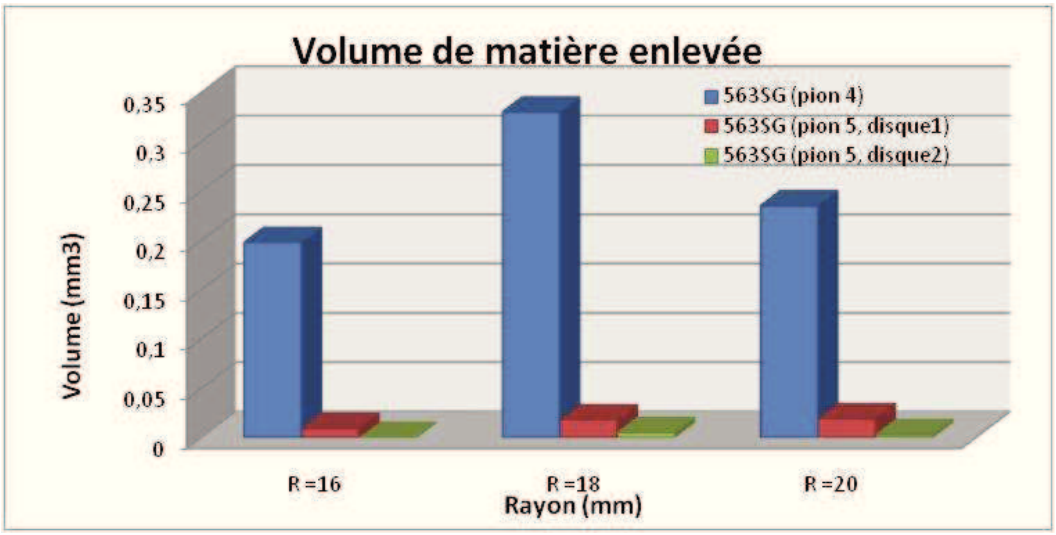


Figure 181 : Différence de matière enlevée pour les pions 563SG (pions 4 et 5)

La différence provient de l'usure du pion qui n'est pas régulière et qui influence la forme du sillon. Le carbure de tungstène se comporte alors comme une meule. Trois mesures sur des rayons différents ont été réalisées pour moyenner les résultats et tenir compte de la matière collée dans le sillon.

Comme le montre le tracé suivant obtenu au profilomètre 3D, les sillons ne sont pas de forme sphérique. Ils dépendent des collages de matière qui se produisent sur le pion et dans le sillon. Pour un même pion et deux disques différents, les sillons sont différents. La seule chose qui a varié entre les deux expériences est la provenance des échantillons de matière. Ce phénomène est apparu avec un disque et un pion seulement.

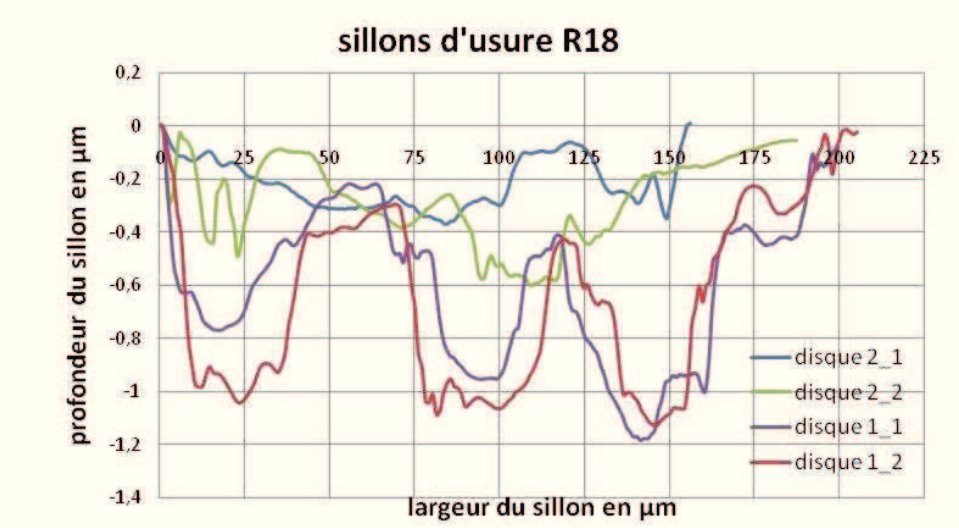


Figure 182 : Courbes radiales du sillon d'usure du pion 5 sur les disque 1 et 2 (2 répétitions)

1.3.3 Usure de pions de revêtements différents (PVD, CVD)

1.3.3.1 Pions de même rugosité

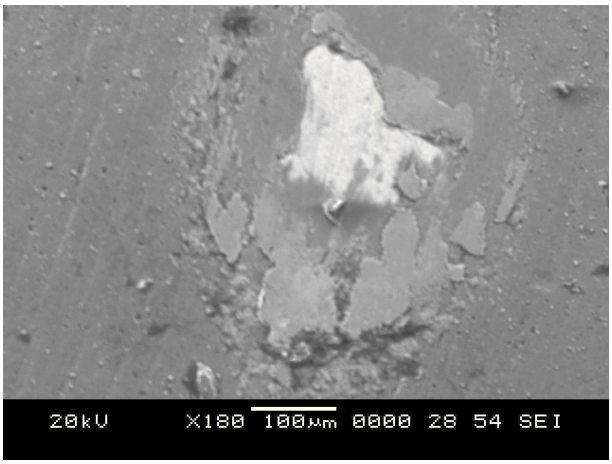


Figure 183 : Pion 479PE (revêtement PVD)

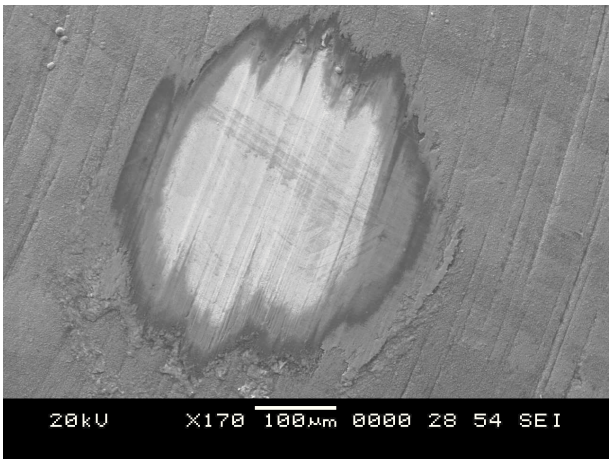


Figure 184 : Pion 563SG (revêtement CVD)

Sur les figures précédentes on peut remarquer l'écaillage du revêtement en PVD alors que le revêtement en CVD montre une usure plus régulière. La forme des sillons d'usure dans la fonte se retrouve sur l'usure du pion et sa rugosité. La partie claire centrale montre l'apparition du substrat (carbure de tungstène)

Pour le revêtement de type CVD, une fois le revêtement usé, le frottement est de type carbure de tungstène sur fonte.

Pour le revêtement de type PVD qui s'écaille, la progression du coefficient de glissement est lié à la propagation de l'écaillage.

Ces phénomènes d'usure ont été précédemment évoqué par Zemzemi et Al. en 2008 lors d'essais tribologiques **[79]**.

1.3.3.2 Pions de même type mais de rugosité différente

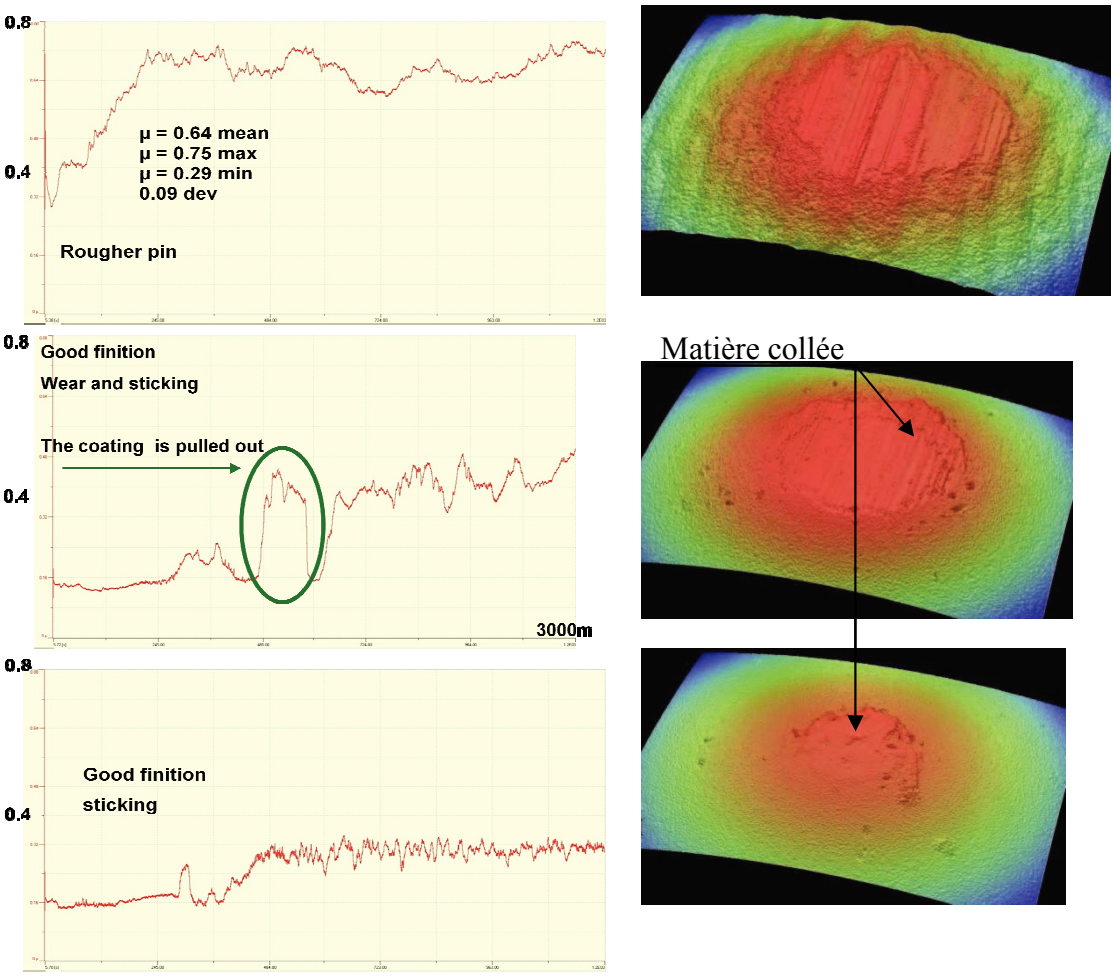


Figure 185 : Usure du pion 563 SG (a), (b) et (c)

Sur les figures précédentes, l'usure du pion est en forme de plat perpendiculairement à la rotation du disque et tangentiellement à la rotation, des sillons se forment au fur et à mesure de l'usure du carbure de tungstène. Dans le premier cas il n'y a plus de collage de matière sur le pion alors que pour le pion ayant subit un polissage différent avant la dépose des revêtements, il y a du collage de matière en amont du contact. Cette matière est constituée de fer comme on a pu l'observer en microanalyse sur le MEB.

1.3.4 Usure avec le même pion sur deux disques différents

Nous avons pu observer un comportement différent pour deux disques issus de deux blocs différents issus d'une même coulée. Le pion est le même en 563SG (pion 5).

Les figures 186 et 187 montrent la différence de sillon entre les deux disques. (Microscope inversé et Profilomètre 3D) **[81-82]**.

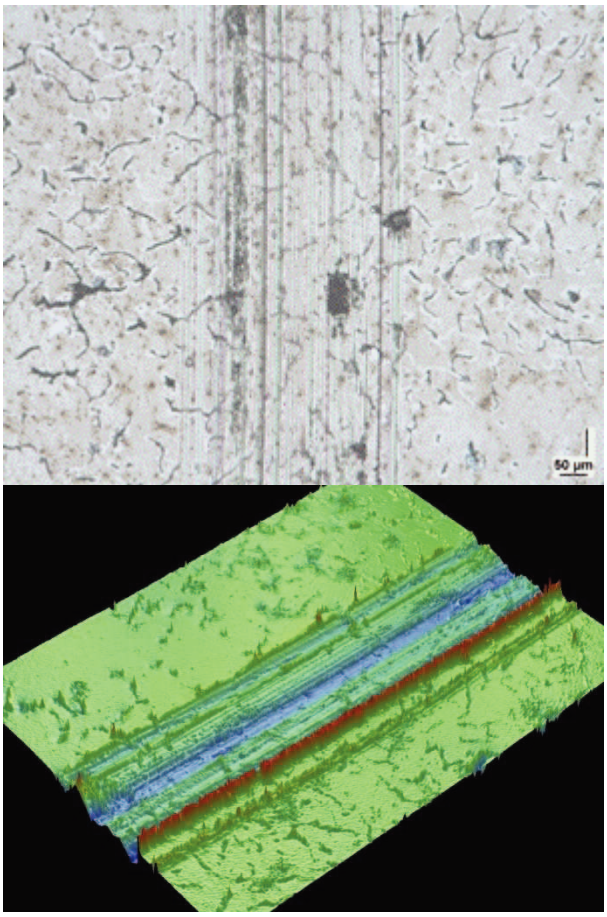


Figure 186 : Sillon d'usure sur D1

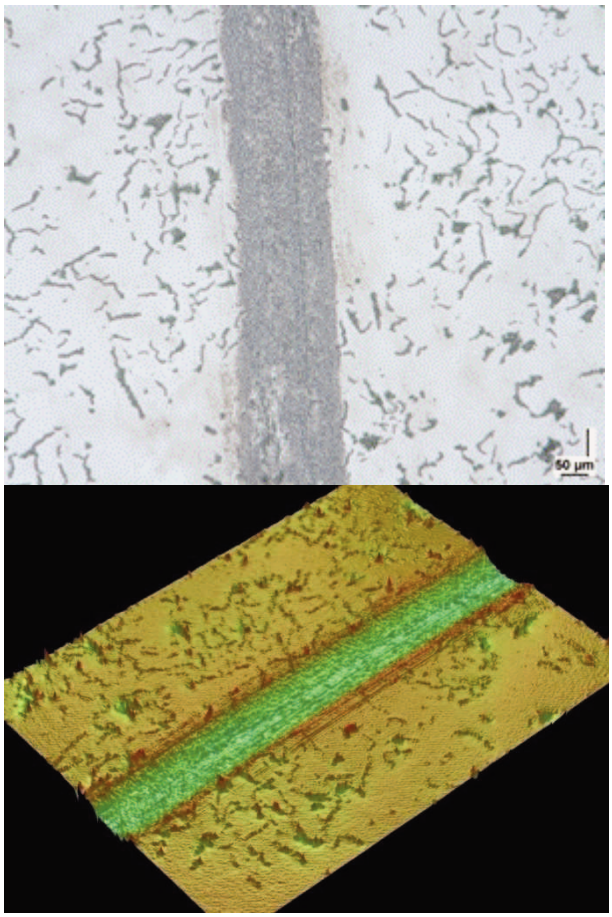


Figure 187 : Sillon d'usure sur D2

Sur le disque D2, le sillon d'usure est moins profond et le carbone tapisse le fond. L'usure est moins importante et le coefficient de frottement reste à une valeur moins élevée que pour le disque D1 (0.32 pour le disque 2 contre 0.45 pour le disque 1).

Les figures des courbes d'usure montrent que pour le premier disque il y a une brusque augmentation du coefficient de glissement qui s'expliquerait par la rupture de l'accroche du revêtement sur le substrat.

L'usure du pion montre que dans le premier cas, les revêtements sont usés et c'est le carbure de tungstène qui frotte sur la fonte alors que dans le second cas le revêtement n'est pas usé.

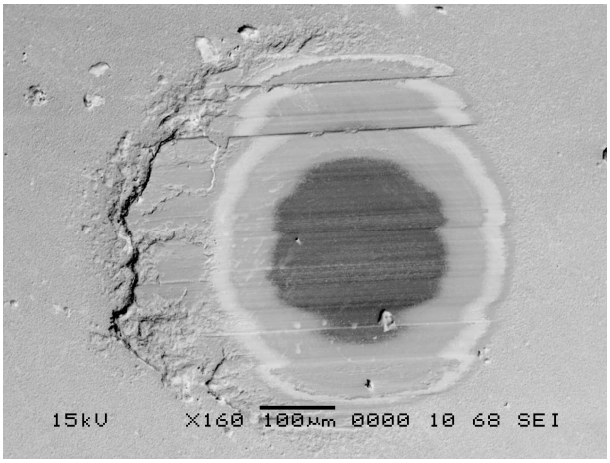


Figure 188 : Pion sur disque D1



Figure 189 : Pion sur disque D2

Ceci peut être du à la présence de carbure dans la fonte. Le choc entre le carbure et le pion expliquerait la rupture des revêtements.

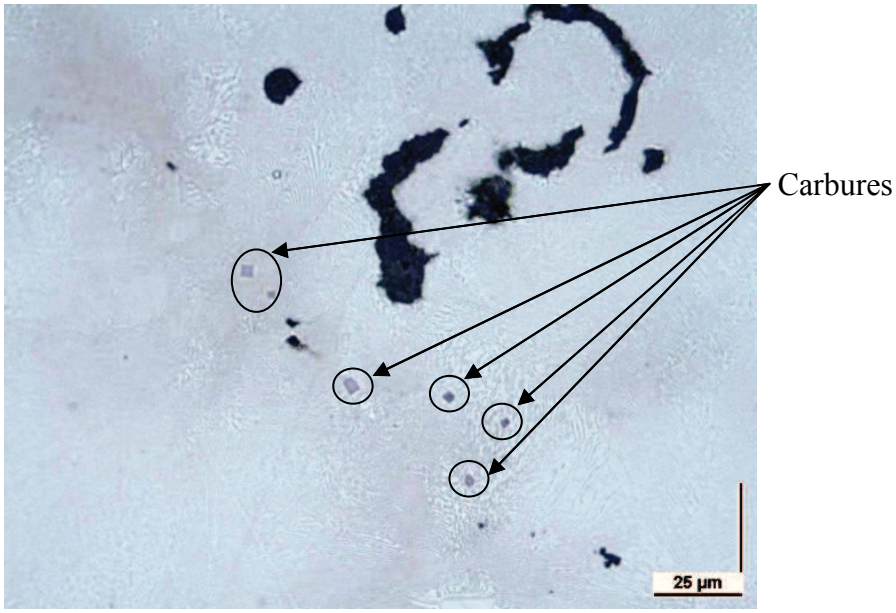
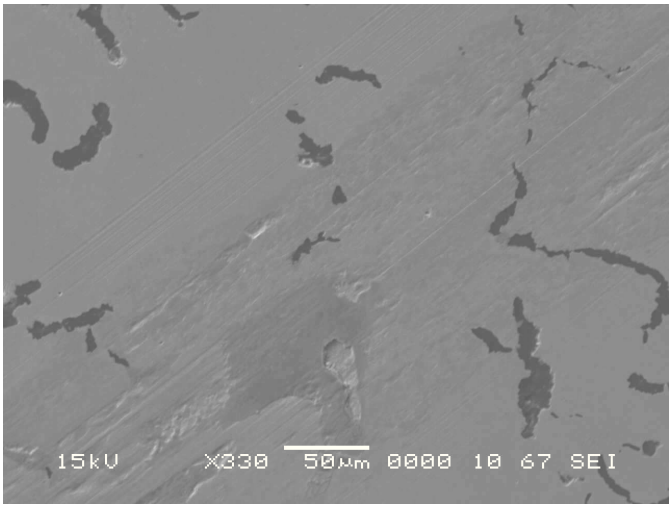


Figure 190 : Particules de carbure dans la fonte

L'analyse de la structure dans le sillon montre que les parties collées contiennent du carbone



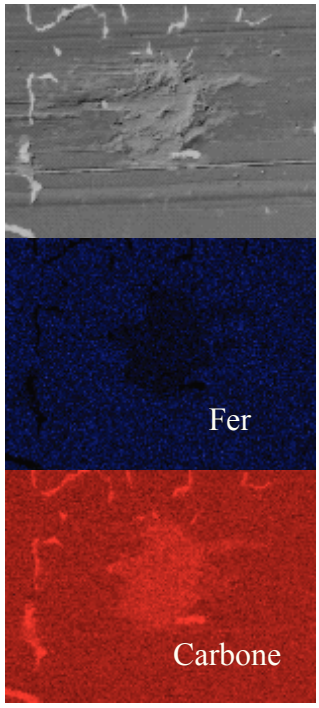


Figure 191 : Partie collée située dans le sillon

Nous avons réalisé des mesures de dureté par micro-indentation (effort de 200mN, 6 mesures) sur les deux disques et dans les sillons.

Les zones qui présentent des parties collées montrent une dureté supérieure à celle de la fonte et du sillon du premier disque.

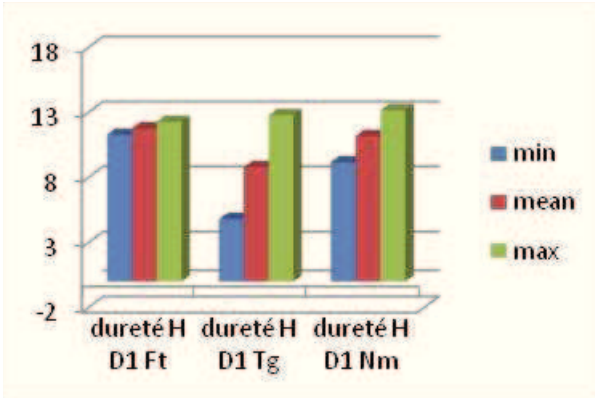


Figure 192 : Dureté disque 1

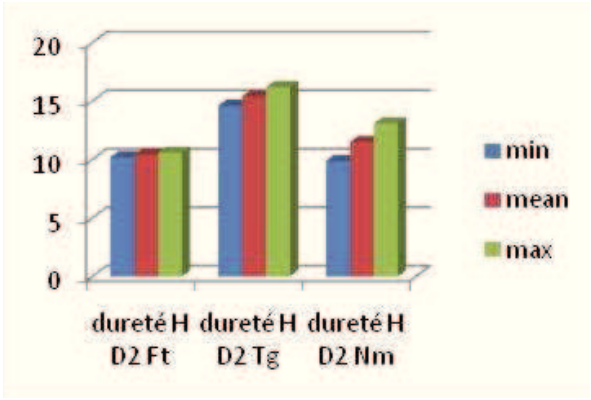


Figure 193 : Dureté disque 2

Les Mesures ont été réalisées ainsi : Ft = surface fonte, Tg = indentation dans le sens du sillon et Nm = perpendiculairement au sillon.

Les résultats de la dureté de la fonte sont homogènes. Par contre pour le disque 1 les résultats sont plus dispersés dans le sillon les résultats montrent une plus grande dispersion. Pour le disque 2, les résultats sont plus homogènes dans le sillon et la dureté augmente de 50% par rapport à la surface de la fonte. Le glissement du pion sur le disque crée une couche dure à base de carbone (résultat que l'on a pu observer au microscope à balayage et microanalyse).

2 Conclusions

Les expérimentations montrent que le glissement reste constant s'il n'y a pas usure rapide (présence de carbure dans la fonte), ensuite l'usure du carbure de tungstène joue le rôle d'une meule dans le phénomène d'usure.

La couche qui se crée dans le sillon peut-être assimilée à une couche de lubrification solide. Ce phénomène est plus difficile à reproduire en fraisage à cause du changement continu de sillon et des chocs qui se produisent lors de l'entrée de l'outil dans la matière.

La présence de carbure dans la fonte provoque la détérioration des revêtements, ce que l'on retrouve pour certaine plaquettes qui s'usent prématurément.

Cette étude expérimentale a permis de mettre en évidence la performance de quatre pions de différentes nuances sur une longue distance (3000m). L'analyse des essais tribologiques réalisés a montré que le rayon d'usure influe sur le coefficient de frottement et que les résultats obtenus avec un rayon de 16mm sont différents de ceux obtenus avec des rayons de 18mm et 20mm. La comparaison de ces essais d'usure tribologiques avec des essais d'usinage en conditions réelles permettra de confirmer si la tribologie est un moyen efficace pour évaluer des outils de coupe.

Les essais d'usinage en fraisage avec les plaquettes de type 563SG ont montré une durée de vie accrue par rapport au 479PE. La différence de coefficient de glissement constaté sur la figure 11 (1er tiers de la courbe) à donc un impact capital sur la durée de vie de la plaquette.

Des essais complémentaires ont démontré que le collage au fond de la piste est un phénomène aléatoire lié à l'hétérogénéité de la FGV.

Références bibliographiques

[78] CSM Instruments Applications Bulletin: Overview of Mechanical Testing Standards

[79] F. Zemzemi, W. Bensalem, J. Rech, A. Dogui and P. Kapsa, *New tribometer designed for the characterization of the friction properties at the tool/chip/workpiece interfaces in machining*, Tribotest 2008; 14, 11-25

[80] Y.C. Lin, S.W. Wang, K.E. Wu, The wear behavior of machine tool guideways clad with W-Ni, W-Co and W-Cu using gas tungsten arc welding, Surface & Coatings Technology, 172, 2003, 158-165

[81] K. Bobzin, N. Bagcivan, M. Ewering and C. Warnke, Investigations on nanolaminated TiZrN/CrN as a tribological PVD hard coating for incremental sheet forming tools, Advanced Engineering Materials, N°8, p674-679, 2009

Conclusion générale

Le sujet proposé consistait à évaluer l'usinabilité de la fonte à graphite vermiculaire en fraisage. Notre choix s'est porté sur l'influence des angles de coupe sur la durée de vie des outils.

L'étude bibliographique a permis de situer la FGV dans la famille des fontes grises d'un point de vue caractéristiques mécaniques et phénomènes physico-chimiques liés à l'usinabilité (inclusions de sulfure de manganèse).

L'utilisation de plaquettes céramiques et CBN ne sont pas rentables économiquement car le ratio débit de matière enlevée / coût est trop faible ce qui explique notre choix de plaquettes en carbure de tungstène.

La création et l'obtention d'outils spécifiques a nécessité 2 ans de travail. Les cartouches de notre fraise prototype ont été évalués par éléments finis afin d'optimiser leur rigidité et de limiter les déformations liées à l'arrachement du métal plus qu'à sa coupe pendant l'usinage.

Deux types de dépôt de revêtements ont été évalués (PVD & CVD). L'analyse des revêtements par nano-indentation, micro-impact et scratch ont montré que la nuance CVD est plus résistante que la nuance PVD pour notre application.

Nous avons montré une diminution d'usinabilité de 50% entre nos échantillons de FGL 250 et de FGV 400.

La mise en place d'un plan d'expérience basé sur les tables Taguchi nous a permis de diviser le nombre de plaquettes prototypes par quatre. La réalisation de notre plan L2 a montré qu'il existait une interaction triple entre les paramètres d'inclinaison axiale et radiale de l'arête de coupe et l'angle d'attaque de la plaquette. Le reste de l'étude d'usinage a donc été mené en combinant axial et radial. Une série réduite de 6 plaquettes revêtues CVD a été déterminée à l'issue du premier plan d'expérience (20 plaquettes revêtues PVD).

Nous avons constaté des différences de comportement lors des opérations de surfaçage centré et de contournage liées à la géométrie des copeaux et à la répartition des efforts sur la plaquette d'usinage et au porte à faux de l'outil. En contournage le copeau commence par un minimum de matière et fini par un maximum tandis qu'en surface centrée il s'agit d'un copeau symétrique par symétrie centrale (min-max-min).

L'analyse de l'usure en dépouille combinée à l'énergie spécifique de coupe a permis de déterminer la plaquette de notre lot.

Celle-ci est la moins énergivore (Wc) et la plus stable d'un point de vue usure et évolution des efforts de coupe. La meilleure durée de vie obtenue dans nos conditions d'essais est de 30 minutes en nuance CVD.

L'analyse des contraintes résiduelles avec un lot réduit de plaquettes (2 positives et 1 négative) a démontré que les plaquettes positives engendraient des contraintes de compression, tandis que la plaquette négative, elle, a engendré des contraintes de traction. Ce qui va dans le sens de la préférence pour des plaquettes positives.

Des essais tribologiques ont montré que la présence en forte quantité d'inclusions de carbure de titane accélère l'usure de l'outil par abrasion. On retrouve ce phénomène d'usure lors d'essais d'usinage durant lesquels des plaquettes se sont détériorées prématurément.

Dans d'autres cas, une couche de carbone se dépose au fond du sillon et agit comme une couche de lubrifiant solide. Ce phénomène n'avait pas pu être observé lors des essais d'usinage vu que la zone de contact est continument différente.

Cette étude expérimentale a permis de mettre en évidence la performance de quatre pions de différentes nuances sur une longue distance (3000m). Il sera intéressant de poursuivre ces essais en prenant la distance parcourue totale relative à la plaquette ayant obtenue la meilleure durée de vie comme paramètre. Des essais préliminaires de mesure de diffusion de la température à l'intérieur du pion, proche du bout ont permis de constater des différences intéressantes suivant les compositions et les revêtements.

Des essais complémentaires ont démontré que le collage au fond de la piste est un phénomène aléatoire lié à l'hétérogénéité de la FGV et de la quantité d'inclusions de carbures présente sur la couche superficielle.

Notre revêtement CVD possède une couche de TiN qui a montré une forte diminution du coefficient de frottement par rapport au revêtement PVD.

Tous les essais menés au cours de cette étude ont montré que la nuance CVD est plus performante que la nuance PVD tant au niveau usure que durée de vie.

Pour mener à bien cette étude sur l'usinabilité de la fonte à graphite vermiculaire (FGV 400), nous avons été amenés à faire des comparaisons avec de la fonte à graphite lamellaire (FGL 250).

Il sera intéressant d'évaluer les 6 plaquettes de la série B avec de la fonte à graphite sphéroïdale afin de vérifier si l'on confirme l'intérêt pour la coupe positive ou si la fonte à graphite vermiculaire est une exception dans la famille des fontes grises.

Il est tout à fait possible d'appliquer cette méthode de définition d'angle de coupes « optimaux » aux aciers, aluminium, titanes, matériaux exotiques.

Bibliographie

Bibliographie

[1] Encyclopédie Wikipédia: http://fr.wikipedia.org/wiki/Fonte_(métallurgie)

[2] Diagramme de phase : http://www.technoscience.net/

[3] http://www.angers.ensam.fr/ressources/Fonderie2006/pages/page_constituants_fontes.htm

[4] Photo microscope métallurgique CEROC

[5] http://subaru.univ-lemans.fr/sciences/wsnm/atlametal/def.htm

[6] N. Pretorius, Machining of High Strength Cast Irons for Valenite, Element Six Ltd, Shannon, Ireland.

[7] D. Löhe, Properties of vermicular cast iron at mechanical and thermal-mechanical loading, Machining Workshop 2005 for Powertrain materials, Darmstadt November 24-25

[8] S. Dawson. Compacted Graphite Iron: Mechanical and Physical Properties for Engine Design, Materials in Powertrain VDI, Dresden Germany 28-29 October 1999

[9] S. Dawson, F. Indra. Compacted Graphite Iron – A New Material for Highly Stressed Cylinder Blocks and Cylinder Heads, Internationales Wiener Motorensymposium 2007

[10] A. Berglund. Characterization of factors interacting in CGI Machining, Licentiate Thesis in Production Engineering, Stockholm, 2008

[11] W.L. Guesser, V.D. Duran, W. Krause. Compacted graphite Iron for Diesel Engine Cylinder Blocks, Transactions of the Congress Le Diesel: aujourd'hui et demain, Ecole Centrale Lyon, 12-13 mai 2004

[12] L.G. Wesselink, E. Buijsman, J.A. Annema. The impact of Euro 5: facts and figures, February 2006

[13] Commission staff working paper: Fiscal incentives for motor vehicles in advance of Euro 5, Brussels 12.1.2005

[14] D. Sham, W. Troschel, H. Schulz, E. Kalhofer, U. Reuter. Machining of CGI, Werkstatt und Betrieb, Allemagne, 1998, 131(3), 135-137

[15] F. Mocelin, E. Melleras, W.L. Guesser. Study of the machinability of CGI for drilling process, Tupy Fundicoes Ltda. Brazilian Manufacturing Congress 2004, Vol. XXVI, pp 22-27

[16] S. Dawson, T. Schroeder. Pratical Applications for Compacted Graphite Iron, AFS Transactions 2004, Paper 04-047(05).pdf, Page 1 to 9

[17] S. Dawson. Process control for the production of compacted graphite iron, 106th AFS Casting Congress Kansas City 4–7 May 2002

[18] S. Dawson. Compacted graphite iron: Cast Iron Makes a Comeback. 1994, JOM. Vol.46, n°8, pp44-47

[19] S. Dawson, T. Schroeder. Compacted graphite iron offers a viable design alternative. Engineered Casting Solutions, 2000, USA, 2(2), 42-45.

[20] S. Dawson, I. Hollinger, P. Smiles. The mechanical and physical properties of compacted graphite iron. Global Powertrain Congress, 6-8 October 1998, pp85-105

[21] Fonte à graphite vermiculaire (compacté), Norme Internationale ISO 16112:2006, Août 2006, AFNOR

[22] R.E. Showman, R.C. Aufderheide. Controlling nodularity in thin-wall compacted graphite iron castings [Conference]. Transactions of the American Foundry Society and the one hundred eight annual metalcasting congress. – Rosemont, Il, USA: [s.n.], 2004. – pp.823-829.

[23] G.M. Goodrich. Iron Castings Engineering Handbook [Book]. – Schaumburg: American Foundry Society, 2006.

[24] C. Heisser, J.C. Strum. Casting process simulation of compacted graphite iron (03-25) [Conference]. Transaction of the American Foundry Society and the one hundred seventh annual casting congress. – Milwaukee : [s.n.], 2003. – pp. 685-692.

[25] A. Berglund, C.M. Nicolescu. Investigation of the effect of microstructure on CGI machining [Conference]. Swedish Production Symposium. – Gothenburg, Sweden : [s.n.], 2007.

[26] F. Koppka, översatt av I. Svensson, Skärbarhet hos kompaktgrafitjärn, Gjuteriet, nr 9, s. 10-12, 2004.

[27] U. Reuter, H. Schulz, PTW, Darmstadt University of Technology, M. McDonald, Sintercast GmbH, The end of the line.

[28] S. Dawson, I. Hollinger, M.Robbins, J. Daeth, U. Reuter, H. Schulz, The Effect of Metallurgical Variables on the Machinability of Compacted Graphite Iron, Society of Automotive Engineers, 2001

[29] N. Pretorius, TP. Howard, J.J Bowler, T. Toomey, Evaluation of different cutting tool materials for the machining of high strength cast irons, Element Six Ltd, Shannon, Ireland.

[30] Kassack, J, Finish machining Audi GJV cylinder bores with PCD tools, Industrial Diamond Review, 2/04, pp. 23-24.

[31] Mapal Impulse 07 (2004), A new dimension in precision machining from Mapal, PCD in cast iron.

[32] Sahm, A, Abele, E, Schulz H, State of the art in CGI machining, Proceedings of

the CGI Machining Workshop 2002, March 2002.

[33] M. Gastel, C. Konetschny, U. Reuter, C. Fasel, H. Schulz, R. Riedel, H.M. Ortner, Investigation of the wear mechanism of cubic boron nitride tools used for the machining of compacted graphite iron and grey cast iron, International Journal of Refractory Metals & Hard Materials 18, 2000, 287-296

[34] Foundry Trade Journal, June 2001, http://www.sintercast.com

[35] M. Gastel, U. Reuter, H.M. Ortner, J. Fresenius, Anal. Chem. 1999, 365:142-6

[36] U. Reuter, H. Schulz, M. Mcdonald, Engine Techn. Int 1999;4:58-60

[37] S. Dawson, I. Hollinger, P. Smiles, The mechanical and physical properties of compacted graphite iron. Global Powertrain Congress, 6-8 October 1998, pp. 85-105

[38] U. Reuter, Wear Mechanism of the machining of cast iron with PCBN tools, Ph.D. thesis, Faculty of Mechanical Engineering, Darmstadt University of Technology. 2001

[39] N. Pretorius, Machining of High Strength Cast Irons for Valenite, Market Support Centre, Shannon, Ireland, January 2007

[40] H. Weiss, The rotating insert : History, principles ans advantages, Compacted Graphite Iron Design and Machining Workshop, Bad Nauheim, 25-26 Novemerber 1998

[41] R. Elliot, Cast Iron Technology, Butterworths, 1988.

[42] L. E. Bjsrkegren and K. Hamberg, Ductile iron with better machinability compared to conventional grades, Foundryman, December 1998, pp. 386-391.

[43] I. Sadik, The influence of Titanium Content on the Tool Performance in High Speed Milling of Compacted Graphite Iron, Proceedings of the sixth International Conference on High Speed Machining, 2007

[44] C. Lizé, FormaSaf, Formation à l'usinage dispensées par l'entreprise Safety pour leurs clients/distributeurs 2008

[45] C. Barlier, L. Girardin, Mémotech Productique, Collection A. Capliez

[46] Catalogue Tournage Safety

[47] Catalogue Fraisage Safety

[48] F. Moreau, Etat de l'art sur la modélisation de la coupe, Rapport de DEA 2004

[49] NF ISO 3002-1 Grandeurs de base pour la coupe et la rectification - Partie 1 : géométrie de la partie active des outils coupants - Notions générales, système de référence, angles de l'outil et angles en travail , brise-copeaux, Décembre 1993

[50] Formation Bagur Consulting 2006

[51] Sabre R., Plan d'expériences : Méthodes de Taguchi, Techniques de l'ingénieur

[52] François D., Lois de comportement des métaux, Techniques de l'ingénieur

[53] Fisher-Cripps A.C., Nanoindentation, Second Edition, Mechanical Engineering Series

[54] http://fr.wikipedia.org/wiki/Echelle_de_Mohs

[55] W.C. Oliver, G.M. Pharr, An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments, J. Mater. Res, Vol. 7(6), p 1564-1582, 1992

[56] W.C. Oliver, G.M. Pharr, Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology, J. Mater. Res. Vol. 19(1), 2004

[57] J.B. Pethica, R. Hutchings., and W.C. Oliver, Philos. Mag. A 48, 593, 1983

[58] D. Newey, M.A. Wilkins, and H.M. Pollock, J. Phys. E: Sci. Instrum. 15**,** 119,1982

[59] B.N. Lucas, W.C. Oliver, and J.E. Swindeman, in *Fundamentals of Nanoindentation and Nanotribology,* edited by N.R. Moody, W.W. Gerberich, N. Burnham, and S.P. Baker, Mater. Res. Soc. Symp. Proc. **522,** Warrendale, PA, 1998, p. 3

[60] A. Bolshakov, W.C. Oliver, and G.M. Pharr, in *Thin Films, Stresses and Mechanical Properties V,* edited by S.P. Baker, C.A. Ross, P.H. Townsend, C.A. Volkert, and P. Børgesen, Mater. Res. Soc. Symp. Proc. **356,** Pittsburgh, PA, 1995, p. 675

[61] B. Taljat, T. Zacharia, and G.M. Pharr, in *Fundamentals of Nanoindentation and Nanotribology,* edited by N.R. Moody, W.W. Gerberich, N. Burnham, and S.P. Baker, Mater. Res. Soc. Symp. Proc. **522,** Warrendale, PA, 1998), p. 33

[62] M.F. Doerner, W.D. Nix, A Method for interpreting the data from depth-sensing indentation instruments, Journal of Materials Research, 1986

[63] I.N. Sneddon*,* The relation between load and penetration in the axisymmetric Boussinesq problem for a punch arbitrary profile, Int. J. Eng. Sci. **3,** 47 (1965).

[64] A. Perriot, Nano-indentation de couches minces déposées sur substrat de verre de silice, Thèse de Doctorat, Université Paris VI, 2005

[65] A. Bolshakov and G.M. Pharr, J. Mater. Res. **13,** 1049 (1998).

[66] S. Timoshenko et J.N. Goodier, Theory of Elasticity, 2nd edition McGraw-Hill, N.Y., 1951

[67] D. Joly, Implantation du Nano-indenteur MML au sein du CEROC, Rapport de Master 2 Matériaux avancés et de haute Technologie, 2005

[68] R. Jouteux, Caractérisation de matériaux par nano-indentation, Rapport de DUT science et génie des matériaux, 2010

[69] T. Chudoba, Problems and possibilities of hardness and modulus measurements on super-hard coatings, Advanced Surface Mechanics, Radeberg, Germany

[70] N. Leymarie, Estimation de la durée de vie des outils de coupe en fraisage et correction des incertitudes de mesures, Rapport de Stage ingénieur, 2008

[71] D. JOLY, R. LEROY, B. BEAKE AND N. RANGANATHAN, Behaviour of hard coatings under high temperature nanoimpact testing, Smart System Integration and Reliability,Editors: Prof. Bernd Michel and Dr. Klaus-Dieter Lang, Fraunhofer IZM. Publishers : Goldenbogen verlag, Dresden, 2010, ISBN 978-3-932434-77-8

[72] B.D. Beake, N. Ranganathan, An investigation of the nanoindentation and nano/micro-tribological behaviour of monolayer, bilayer and trilayer coatings on cemented carbide,Materials Science and Engineering A 423 (2006) 46–51

[73] I. Sadik, The interaction between cutting data and tool performance for different cutting tool material in milling of compacted graphite iron, 6th International conference on high speed machining 2007

[74] R. Sabre, Plans d'expériences, Méthode de Taguchi, Techniques de l'Ingénieur, F 1006, 1-10

[75] J. Goupy, Modélisation par les plans d'expériences, Techniques de l'Ingénieur, R 275, 1-23

[76] F. Bagur, Machining Consulting Tools Optimization, Formation niveau 1, 2006

[77] Rapport d'analyses de contraintes résiduelles sur coupons usinés, ENSAM Angers, Avril 2009

[78] CSM Instruments Applications Bulletin: Overview of Mechanical Testing Standards

[79] F. Zemzemi, W. Bensalem, J. Rech, A. Dogui and P. Kapsa, *New tribometer designed for the characterization of the friction properties at the tool/chip/workpiece interfaces in machining*, Tribotest 2008; 14, 11-25

[80] Y.C. Lin, S.W. Wang, K.E. Wu, The wear behavior of machine tool guideways clad with W-Ni, W-Co and W-Cu using gas tungsten arc welding, Surface & Coatings Technology, 172, 2003, 158-165

[81] K. Bobzin, N. Bagcivan, M. Ewering and C. Warnke, Investigations on nanolaminated TiZrN/CrN as a tribological PVD hard coating for incremental sheet forming tools, Advanced Engineering Materials, N°8, p674-679, 2009

Damien JOLY

Usinabilité de la fonte à graphite vermiculaire

Résumé

L'étude présentée est consacrée à l'usinabilité de la fonte à graphite vermiculaire. Celle-ci se situe entre la fonte à graphite lamellaire et la fonte à graphite sphéroïdale par rapport à la forme du graphite constituant ce matériau. Elle est utilisée depuis plus de cinq ans dans les blocs moteurs diesel afin d'améliorer les performances et de diminuer les rejets atmosphériques pour respecter les nouvelles normes Européennes.

Pour évaluer l'usinabilité d'un matériau, il faut s'étalonner par rapport à un matériau de référence. Dans notre cas, la fonte à graphite vermiculaire a été comparée à la fonte à graphite lamellaire.

Des essais de tractions ont permis d'obtenir les propriétés mécaniques du lot de matière utilisé pour la campagne d'essais d'usinage ; ceci, afin de se situer dans la gamme de ce type de fonte.

Les plaquettes d'usinage ont été caractérisées par nano-indentation. Les revêtements PVD et CVD ont subit des essais de micro-rayure afin de caractériser leur adhésion sur leurs substrats respectifs.

La mise en place d'un plan d'expérience a permis de limiter le nombre de plaquettes d'usinage prototypes à réaliser.

Des essais tribologiques de type pion/disque ont révélé des pistes exploitables pour la compréhension des phénomènes de frottement et d'usures mis en jeu lors de l'usinage de la fonte à graphite vermiculaire.

Mots clés : fonte à graphite vermiculaire, nano-indentation, outils coupants, usinage, usinabilité, revêtements PVD et CVD, tribologie, essais pion/disque

Abstract

This study deals with machinability of compacted graphite iron. This material is in-between grey cast iron and nodular cast iron due to the graphite particle shape. It is used for manufacturing diesel engine blocks so as to increase performances and reduce carbon emissions to comply with Euro 5 norm.

It is necessary to compare one material to a reference material to evalute machinability criterium. In our case, compacted graphite iron has been compared to grey cast iron.

Tensile tests have given us mechanical properties of our test pieces batch used for machining tests. It helped us to qualify the material in its own material range.

Inserts have been characterized by nanoindentation. PVD and CVD coatings were benchmarked in microscratch way to determine their respective adhesion to theirs substrates

A design of experiment has been setted up so as to reduce number of inserts protypes to be manufactured.

Pin on disk tribologic tests gave few hints to have a better understanding of friction phenomena and wear during compacted graphite iron machining.

Key words : compacted graphite iron, cutting tools, nanoindentation, machining, machinability, PVD and CVD coatings, pin on disk tests, tribology.