

# Chapitre 1

## Bibliographie

Les compositions, les structures et les propriétés de l'alliage Ti6Al4V et du composite T800M21 sont répertoriées dans ce chapitre. Leurs comportements dans un cas de coupe élémentaire (coupe orthogonale) sont présentés. Les mécanismes de formation du copeau de titane, de production des flux de chaleur et de leur diffusion font l'objet d'une attention particulière. Les différents modes de coupe des fibres sont également détaillés. La partie consacrée à la configuration perçage dresse un état de l'art complet des différents travaux scientifiques menés sur chacun des matériaux. Le choix des substrats, des revêtements, des géométries et des conditions de coupe est abordé. Les conséquences mécaniques et thermiques sur la pièce et l'outil sont présentées et serviront de référence pour comparer les performances des forets développés pour l'étude. Enfin, un état de l'art sur les travaux menés dans la configuration empilée est établi.

Peu d'études scientifiques sont disponibles sur l'optimisation des conditions opératoires du perçage des empilages Titane/Composite. Les premiers travaux réalisés par Rujikietgumjorn [Ruji\_78] datent de 1978, puis il faut attendre les années 2000 avec ceux Brinksmeier et al. [Brin\_02] et de Ramulu et al. [Ramu\_03]. Depuis les années 2010 les fabricants d'outils osent proposer des gammes dédiées au perçage des empilages. Les effets mécaniques et thermiques supplémentaires liés à la configuration empilage sont présentés. Un phénomène d'échauffement de l'interface est mis en évidence, ainsi que les dégradations mécaniques et thermiques de la paroi du composite à cause de l'évacuation des copeaux.

## 1. Matériau

### 1.1 Titane Ti6Al4V

#### 1.1.1 Composition

La composition de base d'un alliage de titane Ti-6Al-4V est reportée dans le Tableau 1. Le titane (Ti), l'aluminium (Al) et le vanadium (V) sont les composés principaux. Les éléments d'additions (fer, oxygène, azote, etc.), bien que présents en très faible quantité, modifient considérablement les propriétés physiques de l'alliage.

Titane (Ti)	Aluminium (Al)	Vanadium (V)	Fer (Fe)	Oxygène (O)
90 %	6 %	4%	0.25 % max	0.2 % max

Tableau 1 - Composition indicative de l'alliage titane Ti-6Al-4V [Lampman, 2000]

### 1.1.2 Structure

Le titane existe suivant deux structures cristallographiques, présentée sur la Figure 1. A température ambiante, le titane pur possède une structure hexagonale compacte, nommée phase  $\alpha$ . A 883 °C, le titane se transforme allotropiquement pour former une structure cubique centrée, nommée  $\beta$  [Destefani, 2000].

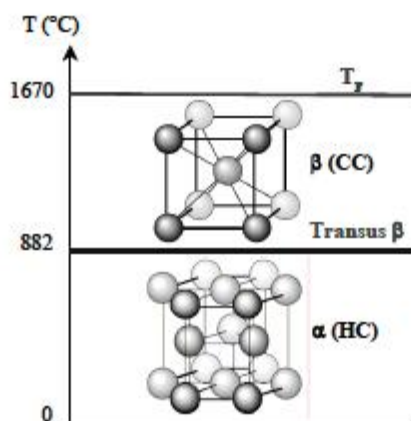


Figure 1 - Structure cristallographique du titane

La température exacte de transformation  $\alpha \rightarrow \beta$  des alliages de titane est fortement influencée par les éléments d'insertion et de substitution qui composent l'alliage. Certains éléments, comme l'aluminium (Al), l'oxygène (O), le carbone (C) et l'azote (N), sont alphaséens. Ils augmentent la température du transus  $\beta$  ( $T_\beta$ ) avec leur concentration et stabilisent la phase  $\alpha$  hexagonale compacte. L'aluminium est le principal élément alphaséne qui est utilisé dans les alliages de titane car c'est l'unique métal commun qui augmente  $T_\beta$  et qui a une haute solubilité à la fois dans la phase  $\alpha$  et dans la phase  $\beta$ . Les éléments d'insertions métalloïdes que sont l'oxygène, le carbone et l'azote durcissent la phase  $\alpha$  mais ne sont présents qu'en très faible quantité pour ne pas diminuer la ductilité de l'alliage. Ces éléments sont inévitablement présents dans tous les alliages commerciaux et participent à l'augmentation de la résistance du matériau au détriment de sa ténacité.

D'autres éléments dits bêtagènes, favorisent la phase  $\beta$  cubique centrée en diminuant la température de transus  $\beta$ . Ces éléments sont répartis en éléments isomorphes et en éléments  $\beta$  eutectoïdes. Les premiers sont miscibles en toute proportion dans la phase  $\beta$  tels que le molybdène (Mo), le vanadium (V) et le niobium (Nb) et peuvent, selon leur concentration, stabiliser la phase  $\beta$  à température ambiante. Le molybdène améliore la résistance, la ductilité et le fluage à moyenne température et augmente la tenue à l'oxydation. Les éléments eutectoïdes les plus courants dans les alliages de titane sont le fer (Fe), le chrome (Cr) et le silicium (Si). L'hydrogène (H), en solution solide et sous forme d'hydrures, appartient également à cette famille. Le principal désavantage de la présence de ces éléments, même en faible proportion, est la

formation de composés intermétalliques. Néanmoins le silicium améliore la tenue au fluage par précipitation de siliciures.

Enfin, les éléments neutres ont peu d'influence sur la valeur du  $T_{\beta}$ . Certains éléments sont totalement miscibles et isomorphes comme le zirconium (Zr) qui est utilisé pour durcir à la fois les phases  $\alpha$  et  $\beta$ . D'autres ne sont que partiellement miscibles comme l'étain (Sn) qui durcit la phase  $\alpha$  et améliore les propriétés de fluage.

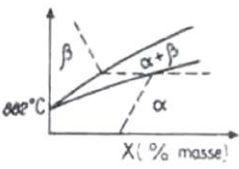
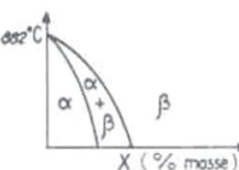
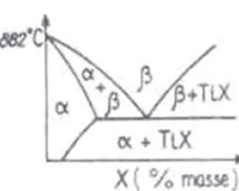
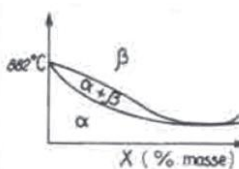
Eléments d'alliage X	Diagramme d'équilibre	Solution solide d'insertion	Solution solide de substitution
Alphagènes		$O_2, N_2, B, C$	Al
isomorphes			Mo, V, Nb, Ta
Bêtagènes eutectoïdes		$H_2$	Mn, Fe, Cr, Co, W, Ni, Cu, Au, Ag, Si
Neutres			Sn, Zr

Tableau 2 - Classification des éléments d'alliage du titane [Gela\_76]

Les éléments d'addition vont ainsi stabiliser  $\alpha$  ou  $\beta$  en plus ou moindre grande quantité à la température ambiante. Il est possible de classer les différents alliages de titane en trois grandes familles selon leurs proportions de phase  $\alpha$  et  $\beta$  retenues à la température ambiante :

- les alliages  $\alpha$  qui sont 100 %  $\alpha$  ;
- les alliages  $\beta$ , 100 %  $\alpha$  à 20 °C ;
- Les alliages  $\alpha$ - $\beta$  sont donc mixtes. Cette dernière catégorie étant très vaste, trois sous-classes sont distinguées : les quasi  $\alpha$  (possédant très peu de phase  $\beta$  stable et proches des alliages  $\alpha$ ), les  $\alpha + \beta$  proprement dis, les quasi  $\beta$  (ou  $\beta$  métastables, possédant peu de phase  $\alpha$  et proches des alliages  $\beta$ ).

### 1.1.3 Morphologie

La vitesse de refroidissement agit directement sur la finesse des microstructures et leur morphologie. Pour un alliage de type  $\alpha$  ou  $\alpha + \beta$ , un refroidissement rapide de la

phase  $\beta$  conduit à une structure aiguillée fine. Quand la vitesse de refroidissement diminue, le diamètre des aiguilles augmente, puis les aiguilles se transforment en lamelles d'épaisseur de plus en plus importante, illustrées sur Figure 2a. Par traitement thermomécanique (déformation à chaud ou simple traitement thermique sur structures déformées), les lamelles  $\alpha$  peuvent être brisées et recristallisées en nodules sphériques pour obtenir une morphologie équiaxe, comme le montre la Figure 2a.

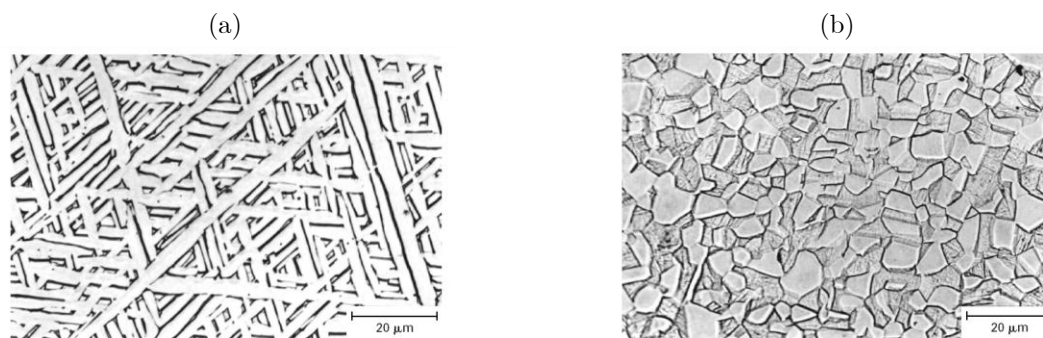


Figure 2 - Exemple de morphologie du Ti-6Al-4V, (a) Structure lamellaire, (b) Structure équiaxe. [Comb\_99]

### 1.1.4 Propriétés

Les propriétés physiques, mécaniques et thermiques de l'alliage de titane Ti6Al4V sont présentées dans le Tableau 3.

Propriétés	Valeur	Unité
Masse volumique : $\rho$	4 430	Kg.m <sup>-3</sup>
Module d'Young : E	113,8	GPa
Coefficient de poisson : $\nu$	0,342	-
Limite élastique à 0,2 % : $R_{p0,2}$	880	MPa
Résistance à la rupture : $R_m$	950	MPa
Allongement : A	14 %	-
Conductivité thermique : $\lambda$	6,7	W.m <sup>-1</sup> .°C <sup>-1</sup>
Capacité thermique massique : $\varphi$	526,3	J.Kg <sup>-1</sup> .°C <sup>-1</sup>
Coefficient de dilatation linéique à 20 / 250 / 500°C : $\lambda$	8,6 / 9,2 / 9,7	$\mu\text{m.m}^{-1}$ .°C <sup>-1</sup>
Ténacité	75	MPa.m <sup>1/2</sup>
Température de fusion : T	1660	°C
Transus beta : $T_\beta$	980	°C

Tableau 3 - Propriétés physiques de l'alliage Ti-6Al-4V  $\alpha$  -  $\beta$  recuit 700-785°C [Lamp\_00]

Sa masse volumique est environ 40 % plus faible que de celle de l'acier. Sa limite élastique de 880 MPa est très proche de sa résistance à la rupture de 950 MPa. Le rapport résistance mécanique/densité est remarquable. Ses caractéristiques mécaniques restent élevées jusqu'à une température d'environ 600 °C et sont excellentes jusqu'aux températures cryogéniques, comme le montre la Figure 3.

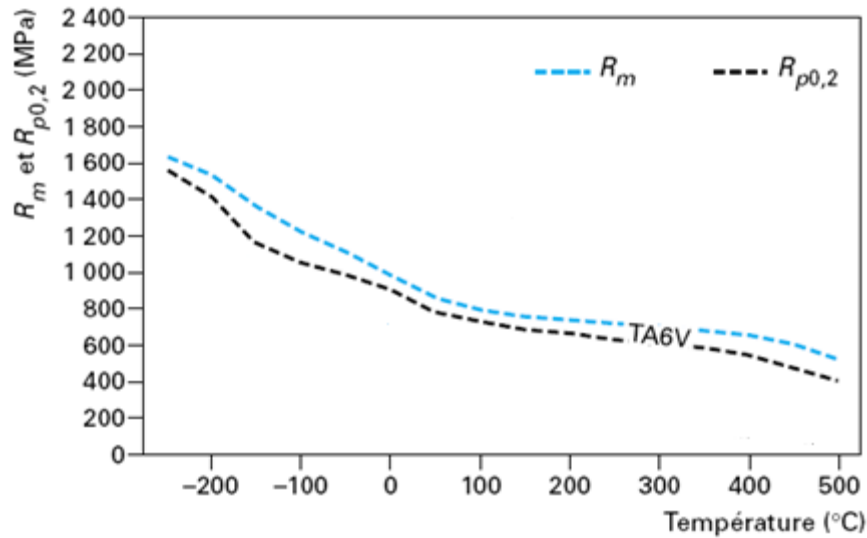


Figure 3 - Evolution de la limite élastique et de la résistance à la rupture du TA6V, en fonction de la température [Comb\_99]

L'évolution de son module de Young est représentée sur la Figure 4.

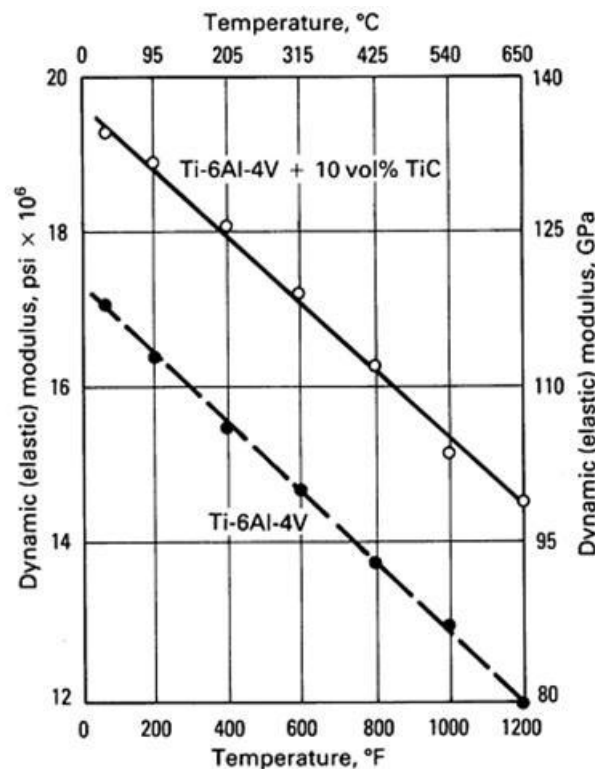


Figure 4 - Comparaison entre le Ti-6Al-4V et un titane renforcé avec 10% de particules de carbure de titane (TiC) [Dest\_02]

La valeur du module de Young est 50 % inférieure à celle de l'acier, ce qui permet de l'associer à des matériaux non métalliques tels que les matériaux composites ou l'os. Sa forte tendance à l'oxydation entraîne la formation d'une couche protectrice de quelques fractions de micromètres, constituée majoritairement de  $TiO_2$ . Cette protection lui offre une tenue à la corrosion. Sa résistance à la fracture (ténacité) est également très

intéressante. Le titane fait partie des métaux nobles au sens du potentiel galvanique, ce qui le place du côté des métaux passifs, selon Combres [Comb\_99]. En conséquence, le couplage avec la majeure partie des autres métaux crée un courant galvanique ; le titane devient alors la cathode et l'autre métal se corrode. Il est non magnétisable. Son coefficient de dilatation, légèrement inférieur à celui de l'acier, est la moitié de celui de l'aluminium.

## 1.2 Composite T800M21

Les matériaux composites sont caractérisés par les propriétés de chacun des matériaux les constituant : les fibres, la matrice, ainsi que l'interface fibre-matrice. La disposition des fibres dans la structure joue également un rôle important. Elle apporte des propriétés mécaniques suivant des directions privilégiées choisies par le concepteur.

### 1.2.1 Propriétés

#### 1.2.1.1 Fibre de carbone

Les fibres de carbone sont utilisées comme renfort dans le matériau. Elles assurent la transmission des actions mécaniques suivant les directions privilégiées choisies par le concepteur. Une fibre se présente sous forme d'un filament de diamètre 5  $\mu\text{m}$ , comme illustré sur la Figure 5.

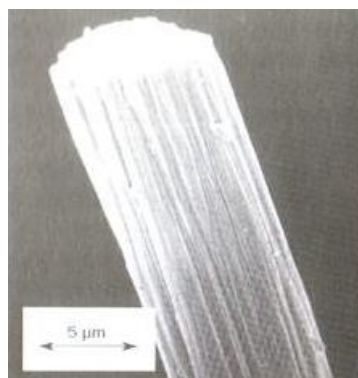


Figure 5 – Fibre de carbone

Elle est fabriquée suivant un procédé de carbonisation, à partir de fibres textiles acrylique de Polyacrylonitrile (PAN), chauffées sous contraintes à différentes températures de pyrolyse, pour obtenir à 1500°C une fibre contenant 100% de carbone. Le procédé engendre une réorganisation des atomes de carbone en structure hexagonale, orientée suivant l'axe de la fibre. Les propriétés mécaniques sont donc meilleures dans le sens long que dans le sens travers. Elles sont répertoriées dans le Tableau 4 pour une fibre T800 IM (Module Intermédiaire).

Densité (Kg.m <sup>-3</sup> )	Résistance à la rupture en traction (GPa)	Déformation à la rupture en traction (%)	Module de Young (GPa)
1 820	5,49	1,9	294

Tableau 4 - Propriétés mécaniques types des fibres à haute résistance [Dupu\_08]

Les fibres de carbone bénéficient d'une grande résistance, environ six fois supérieure à celle du Ti6Al4V, d'un haut module d'élasticité en traction longitudinale, près de trois fois supérieur à celui du Ti6Al4V. La déformation à la rupture en traction est très faible et la masse volumique est deux fois plus faible que celle du titane. Les informations sur les propriétés thermiques de la fibre T800 sont peu diffusées. La conductivité thermique dans le sens long est relativement faible, environ  $6,3 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$  pour une fibre T300 d'après [Dupu\_08], soit du même ordre de grandeur que celle du Ti6Al4V. Le coefficient de dilatation de la fibre est compris entre 0 et  $-5 \mu\text{m.m}^{-1}.\text{C}^{-1}$ ; ce qui signifie que la fibre a tendance à se rétracter sous l'effet de la température. Les propriétés complémentaires telles que la grande résistance à l'usure, l'absorption des vibrations, la résistance au feu et à la corrosion sont autant de qualités appréciées dans le secteur aéronautique. La résistance à la fatigue des fibres carbone est également remarquable. Une perte de propriétés mécaniques de seulement 20 à 30 % est constaté après 10 millions de cycles ; alors que dans le même temps, un composite à fibres de verre perd 50 % de ses propriétés et un alliage d'aluminium plus de 70 %. Cette propriété de résistance à la fatigue est utilisée notamment pour la fabrication des pales d'hélicoptères, d'après Dupupet [Dupu\_08].

#### 1.2.1.2 Matrice

La matrice est un élément essentiel dans les composites. Elle doit maintenir les fibres en position, reprendre les efforts entre les fibres, limiter l'apparition et la propagation de fissures. Elle donne donc au composite toutes ces propriétés de cisaillement. Deux types de résine peuvent être utilisés : les thermoplastiques et les thermodurcissables. La résine époxyde M21 de l'étude correspond à cette seconde catégorie. Au-delà de  $160-180^\circ$ , elle se dégrade de manière irréversible, contrairement aux thermoplastiques qui peuvent fondre et retrouver leurs propriétés après durcissement. Selon Bathias [Bath\_05], les résines époxydes possèdent une bonne tenue mécanique, notamment à la fatigue. Le coefficient de dilatation est compris entre 5 et  $10 \mu\text{m.m}^{-1}.\text{C}^{-1}$ . Une bonne imprégnation des fibres au moment de la fabrication assure une bonne adhésion à l'interface fibre matrice. Leur facilité de traitement et de mise en œuvre permet d'obtenir des coûts de fabrication acceptables.

#### 1.2.1.3 Ensemble fibre/matrice

Les propriétés de l'association de fibres de carbone avec une matrice époxyde, sont évaluées dans un cas simple d'un composite unidirectionnel (fibres orientées suivant une direction), comme illustré sur la Figure 6, pour un taux de renfort de 60%.

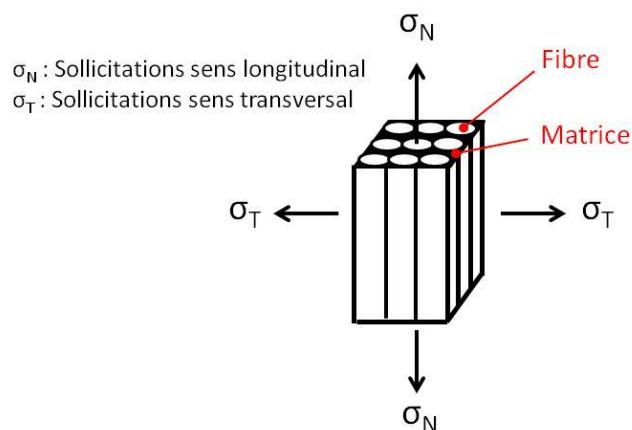


Figure 6 – Epreuve de composite unidirectionnel

Le Tableau 5 présente les performances des éprouvettes soumises à des sollicitations longitudinales (suivant la direction des fibres) et transversales (perpendiculaire aux fibres).

Propriété mécanique	Valeur	Unité
Teneur en fibre	60	%
Densité	1 550	Kg.m <sup>-3</sup>
Sens longitudinal		
Résistance à la traction	2 840	MPa
Module de traction	160	GPa
Allongement à la rupture	1,6	%
Résistance en compression	1 570	MPa
Module de compression	145	GPa
Cisaillement interlaminaire	100	MPa
Sens transversal		
Résistance à la traction	80	MPa
Module de traction	7,8	GPa
Allongement à la rupture	1,0	%
Coefficient de Poisson	0,34	-

Tableau 5 – propriétés mécaniques d'un composite unidirectionnel fibre T800/Résine époxyde à 20°C [Dupu\_08]

Les propriétés de l'assemblage fibre/matrice sont en dessous de celles de la fibre seule, vue précédemment dans le Tableau 4. Néanmoins la résistance à la traction suivant le sens long reste très élevée, environ 2,8 GPa. Le module de Young estimé à 160 GPa est supérieur à celui du titane, estimé à 113,8 GPa par Lampman [Lamp\_00], mais inférieur à l'acier, dont la valeur de référence est 210 GPa. Les tests de compression montrent que les fibres de carbone ont également une excellente tenue en compression. La cohésion de la fibre avec la matrice est évaluée par la mesure du cisaillement interlaminaire. Cette valeur est relativement faible, elle vaut seulement 100 MPa dans le cas présent. Les propriétés relevées dans le sens travers sont largement en dessous de celle obtenues dans le sens long. Dans ce cas, se sont les propriétés de la matrice qui conditionnent la tenue mécanique du composite. La résistance à la traction longitudinale est très faible, seulement 80 MPa. Le module de Young transversal est lui extrêmement bas, environ



7,8 GPa. Selon Dupupet [Dupu\_08], la tenue au choc des composites fibres de carbone est faible en particulier si l'on compare cette tenue aux composites à base de fibres d'aramide (qui sont excellents dans ce domaine) et aux composites à base de fibres de verre (qui ont un comportement au choc moyen). La résistance au choc des composites à base de fibres de carbone est améliorée en ajoutant des charges (en général thermoplastiques) dans les résines époxydes utilisées comme matrice en aéronautique.

### 1.2.2 Structures

La structure d'un matériau composite est définie par le concepteur pour répondre aux critères de résistance. Le choix de la taille des fibres (courte ou longue), leur positionnement (drapage ou tissage), ainsi que la fraction volumique fibre/matrice sont autant de paramètres qui modifient les propriétés du composite. Trois catégories de structures peuvent être rencontrées : les unidirectionnelles, les multidirectionnelles, et les sandwichs.

**Les composites unidirectionnels** sont composés de fibres longues orientées suivant une direction. Les fibres, tissées ou drapées, sont déposées par plis successifs au moment de la fabrication du composite. La Figure 7 présente les plis utilisés dans le cadre de l'étude. Les fibres d'une épaisseur de  $5\ \mu\text{m}$  sont groupées par plis d'une épaisseur moyenne de  $250\ \mu\text{m}$ .

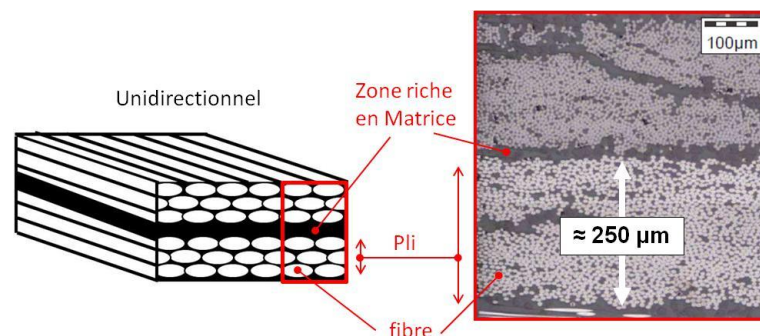


Figure 7 – Composite unidirectionnel

**Les composites multidirectionnels** (ou stratifiés) sont constitués d'un arrangement de plis unidirectionnels, illustrés sur la Figure 8. Leur orientation est définie par rapport à une référence  $0^\circ$ , qui correspond à la direction de plus grande sollicitation. Quatre orientations sont envisageables :  $-45^\circ$ ,  $0^\circ$ ,  $+45^\circ$  et  $90^\circ$ .

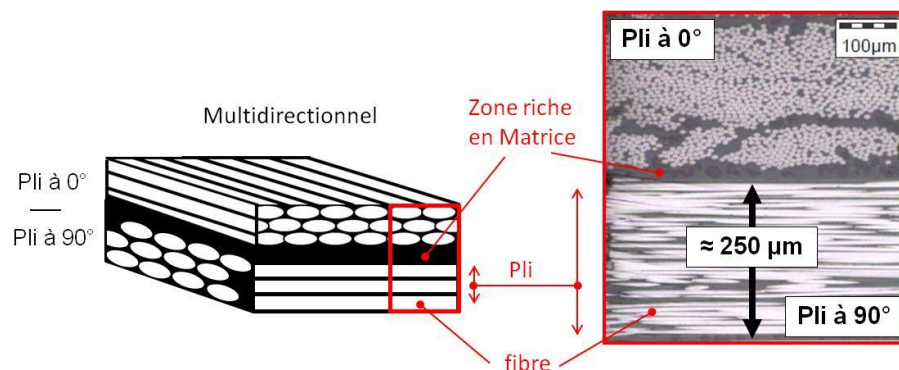


Figure 8 – Composite multidirectionnel

Le choix de l'orientation des plis permet d'obtenir des propriétés mécaniques spécifiques. Il existe trois types d'arrangements :

- Equilibré, qui contient le même nombre de plis orientés suivant chacune des directions.
- symétrique, dont l'orientation des plis est symétrique par rapport à un plan moyen.
- orthogonal, qui comporte autant de plis à  $0^\circ$  que de plis à  $90^\circ$ .

**Les sandwiches** sont des matériaux possédant deux peaux de grande rigidité et de faible épaisseur, renfermant un cœur de forte épaisseur et de faible résistance, appelé nid d'abeille, pouvant être métallique (alliage d'aluminium, acier...), plastique (polypropylène...), en papier Kraft ou Nomex. L'ensemble, présenté sur la Figure 9, forme une structure d'une très grande légèreté, d'une grande rigidité en flexion et avec d'excellentes propriétés d'isolation thermique.

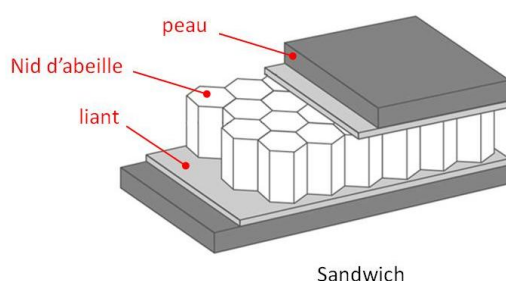


Figure 9 – Composite sandwich

Remarque : Un pli de verre, d'une épaisseur inférieure à  $250\ \mu\text{m}$ , peut être ajouté sur la face supérieure et la face inférieure, pour assurer une bonne cohésion des fibres en surface. En usinage, c'est un élément indispensable pour limiter l'écaillage en sortie. Il doit assurer un maintien rigide du dernier pli de carbone pour permettre le bon cisaillement. Un pli de verre trop ductile ne permet pas d'avoir le maximum de soutien.

### 1.3 Empilages

Les empilages Titane/Composite sont composés d'une plaque de titane d'une épaisseur variant de 10 à 18 mm et d'une plaque de composite multidirectionnel d'épaisseur variant de 20 à 35 mm, comme le montre la Figure 10.

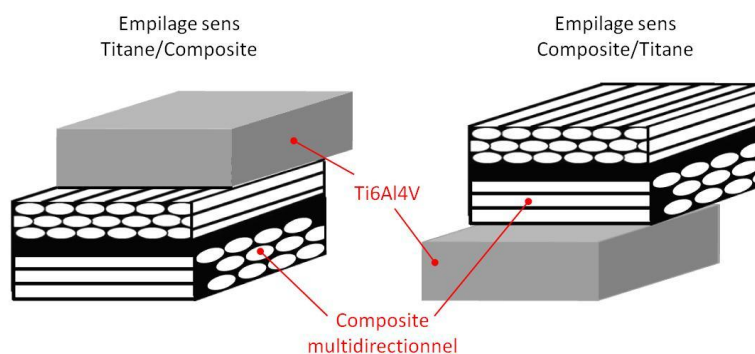


Figure 10 – Empilages Titane/Composite

Les plaques sont assemblées entre elles par boulonnage ou rivetage. Il n'y pas de liaisons physiques ou chimiques entre elles ; chacun des matériaux conserve ses propres propriétés. L'association d'alliages de titane avec des composites à fibre de carbone/résine époxy est possible du fait que le coefficient de dilatation thermique de chacun des matériaux est proche (Ti6Al4V :  $8,6 \mu\text{m.m}^{-1}.\text{°C}^{-1}$  [Lamp\_00] et résine époxy :  $5-10 \mu\text{m.m}^{-1}.\text{°C}^{-1}$ ) ; les distorsions des pièces sont ainsi limitées.

Du point de vue de la conception, l'empilage n'est qu'une juxtaposition indépendante de deux matériaux. Du point de vue de la fabrication, l'empilage de ces deux matériaux, aux propriétés mécaniques et thermiques antagonistes, pose de nouvelles difficultés d'usinage.

## 2. Coupe orthogonale

L'état des connaissances fondamentales sur la coupe des alliages de titane et des composites est riche. Les alliages de titane ont largement été étudiés depuis les années 50, tandis que les travaux scientifiques sur l'usinage des composites ont commencé dans les années 80. Les publications sur les phénomènes mis en jeu lors de l'usinage sont en général menées dans une configuration de coupe élémentaire, appelée coupe orthogonale. Cette approche facilite l'observation des mécanismes de formation du copeau, comme le montre la Figure 11.

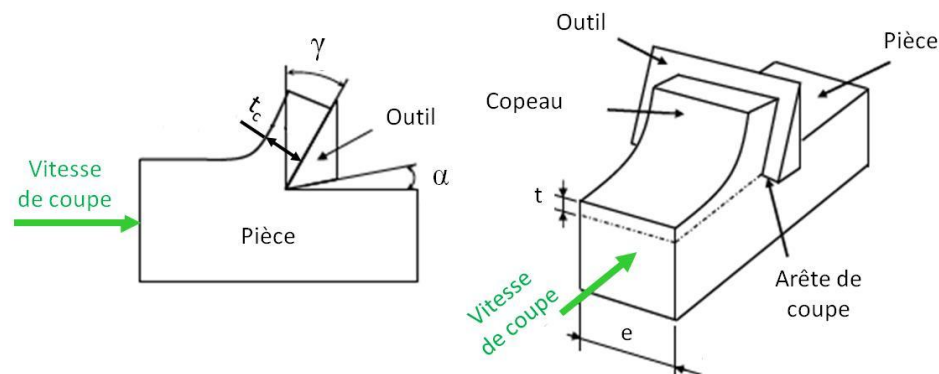


Figure 11 - Configuration de coupe orthogonale

L'arête de coupe est dans ce cas perpendiculaire à la fois au vecteur vitesse de coupe et à l'avance de l'outil. Les principaux paramètres de l'usinage orthogonal sont : l'avance  $f$  (ou épaisseur du copeau non déformé  $t$ ), l'épaisseur du copeau  $t_c$ , l'angle de coupe  $\gamma$ , la vitesse de coupe  $V_c$  et la largeur de coupe  $e$ .

### 2.1 Titane Ti6Al4V

Les alliages de titane sont classés dans les matériaux dits à faible « usinabilité » en comparaison des aciers, selon Ezugwu et al. [Ezug\_97]. Cette notion, très subjective, signifie que leur aptitude à être mise en forme par un procédé de coupe sont moins bonnes. Elle se définit à partir d'un certain nombre de critères tels que la durée de vie, les efforts, la morphologie du copeau, l'intégrité de surface, etc., selon Poulachon

[Poul\_10]. Le titane présente des niveaux d'efforts spécifiques plus faibles que ceux rencontrés dans les aciers (Acier C45 :  $2100 \text{ N.mm}^{-2}$  pour  $t = 0,4 \text{ mm}$  [Sandvik]-Ti6Al4V :  $1700 \text{ N.mm}^{-2}$  pour  $t = 0,4 \text{ mm}$  [Sandvik]). Sur une considération purement mécanique, l'usinage du titane est moins sévère que celui d'un acier. Par contre l'outil de coupe est fortement sollicité thermiquement. L'échauffement intense et l'activité chimique aux interfaces sont les problèmes majeurs qui limitent la performance du procédé, d'après Chandler [Chan\_02]. Ses propriétés mécaniques et thermiques en sont la cause. Les alliages de titane ont un module d'élasticité environ deux fois inférieurs à l'acier (Acier C45 :  $200 \text{ GPa}$  à  $20^\circ$  [Rech\_C45] – Ti6Al4V :  $113,8 \text{ GPa}$  à  $20^\circ$  [Lamp\_00]). Lorsque la matière est soumise aux pressions de coupe, elle se déforme d'autant plus que ce module est faible. Après le passage des arêtes, la matière libre revient au contact de l'outil. Ce phénomène mécanique, appelé retour élastique, initie des vibrations et contribue à l'échauffement des outils, selon Ezugwu et al. [Ezug\_97], Brinksmeier et al. [Brin\_02] et Chandler [Chan\_02]. La conductivité thermique du titane, six fois inférieure à celle des aciers, ne permet pas une évacuation rapide de cette chaleur (Acier C45 :  $44,6 \text{ W.m}^{-1}.\text{C}^{-1}$  à  $20^\circ$  [Rech\_C45] – Ti6Al4V :  $6,7 \text{ W.m}^{-1}.\text{C}^{-1}$  à  $20^\circ$  [Lamp\_00]) qui reste concentrée au niveau l'outil, accélérant ainsi son usure selon König [Koni\_79]. Hartung et al. [Hart\_82] et Narutaki et al. [Naru\_83] constatent des températures moyennes mesurées dans l'outil très élevées. Estimées à environ  $800^\circ\text{C}$  pour une vitesse de coupe de  $60 \text{ m/min}$  et une avance de  $0,1 \text{ mm}$  ; elles atteignent  $1100^\circ\text{C}$  à  $V_c = 180 \text{ m/min}$ . A ces températures, le titane devient chimiquement actif. D'après Jianxin et al. [Jian\_08], des mécanismes de diffusion entre l'outil et la matière se déclenchent au-delà d'un seuil de  $600^\circ\text{C}$ . L'utilisation d'un fluide de coupe est largement préconisée pour limiter ces phénomènes, selon Chandler [Chan\_02].

### 2.1.1 Mécanismes d'enlèvement de matière

Lors du contact entre l'outil et la pièce, de nombreux phénomènes mécaniques et thermiques sont mis en jeu. L'usinage des métaux par enlèvement de matière s'accompagne de déformations plastiques et de frottements intenses aux interfaces de contact.

#### 2.1.1.1 Description de la zone de coupe

La Figure 12 illustre les trois zones de cisaillement couramment considérées : primaire, secondaire et tertiaire.

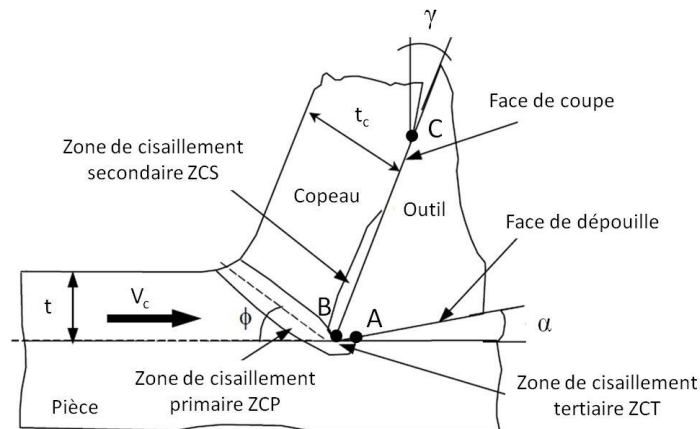


Figure 12 - Mécanismes de formation du copeau

**La zone de cisaillement primaire**, part de la pointe de l'outil jusqu'au bord libre de la pièce, suivant l'angle de cisaillement ( $\phi$ ). La matière non déformée se déplace à la vitesse  $V_c$  et subit une déformation plastique intense ( $>1$ ) à hautes vitesses de déformation ( $\sim 10^5 \text{ s}^{-1}$ ). Etant donnée la rapidité du phénomène, le cisaillement se fait sans échange de chaleur avec l'environnement. Les températures atteintes dans cette zone sont très difficiles à estimer. Calamaz et al. [Cala\_08] constatent une distribution de température entre 500 et 600°C le long du plan de cisaillement, pour une vitesse de coupe de 180 m/min et une avance de 0,1 mm. Le copeau formé à l'issue de cette zone est moins épais que celui d'un acier usiné dans les mêmes conditions, selon Boston et al. [Bost\_55]. Le rapport entre l'épaisseur de coupe  $t$  avant déformation et l'épaisseur du copeau  $tc$  est proche de 1, alors qu'il est autour de 0,5 dans les aciers, selon Komanduari et al. [Koma\_82]. A géométrie d'outil fixé, l'angle de cisaillement  $\phi$  est donc plus faible dans les alliages de titane et la vitesse d'écoulement du copeau plus rapide.

**La zone de cisaillement secondaire**, se situe au niveau du contact entre la face de coupe et le copeau. Les phénomènes d'adhésion entre les deux matériaux entraînent un frottement intense à l'interface et une déformation plastique du copeau dans une fine épaisseur, qui contribue à l'échauffement de l'outil. A proximité de la pointe de l'outil, les pressions de contact sont de l'ordre de 2 à 3 GPa. La vitesse locale d'écoulement est quant à elle proche de zéro au niveau du point de séparation de la matière. Les conditions tribologiques évoluent tout au long du contact BC : La pression diminue selon Zorev [Zore\_63] et Buryta et al. [Buri\_94], alors que la vitesse de glissement augmente d'après Bonnet et al. [Bonn\_08]. Dans les aciers, il est montré que le coefficient de frottement adhésif diminue. La très faible longueur de contact outil-copeau, environ 1/3 plus faible que dans les aciers d'après Che-Haron [Che\_H01] génère des gradients de température très importants. La zone affectée thermiquement se concentre donc au niveau de l'arête de coupe. De ce fait, une grande proportion de la chaleur s'évacue dans l'outil, selon Ezugwu et al. [Ezug\_97]

**La zone de cisaillement tertiaire**, se situe au niveau du contact entre la face de dépouille de l'outil et la surface de la pièce, repérée AB sur la Figure 12. La matière s'y écoule à une vitesse proche de celle de la vitesse de coupe. Malgré la présence d'un angle de dépouille  $\alpha$ , la matière fortement comprimée au passage de l'arête est libre de se relâcher.

### 2.1.1.2 Morphologie des copeaux

Un essai de coupe interrompue, illustrée sur la Figure 13, permet de figer la formation du copeau dans la zone de coupe.

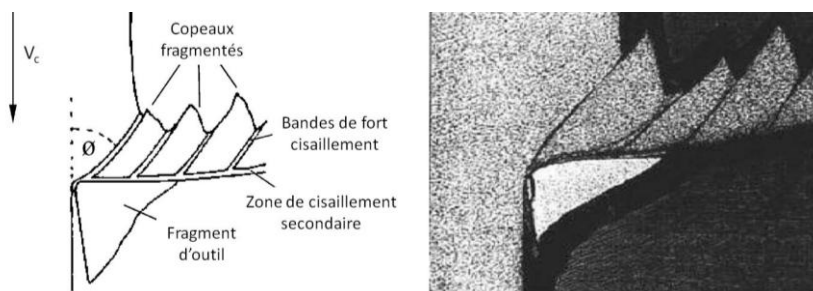


Figure 13 - Copeau de titane festonné, d'après [Nabh\_01]

Les copeaux de titane sont formés de bandes de cisaillement périodiques, au lieu d'une déformation homogène, selon Nabhani et al. [Nabh\_01] et Komanduri et al. [Koma\_82]. Cette tendance prononcée pour le festonnage est due aux propriétés thermiques, notamment la faible conductivité thermique et à la forte tendance à l'adhésion du copeau sur l'outil qui modifie le mécanisme classique d'écoulement du copeau, d'après Trent et al. [Tren\_91]. La chaleur induite par le cisaillement reste concentrée et entraîne un échauffement local très important. Comme la plupart des matériaux métalliques, la matière subit un adoucissement thermique qui favorise son cisaillement. A cela s'ajoute une transformation allotropique propre aux alliages de titane. Si la température atteint le transus  $\beta$ , alors la structure passe d'hexagonale compacte à cubique face centrée. Le nombre de degrés de liberté augmente et favorise la déformation de la matière par glissement, selon Komanduri et al. [Koma\_82]. En dehors des zones de ces bandes, la matière n'est que très peu déformée et explique le faible rapport  $t/t_c$  évoqué au § précédent, d'après Komanduri et al. [Koma\_82]. Le module d'élasticité n'arrange en rien le caractère instable de la coupe du titane. Sa faible valeur accroît la tendance à la vibration. Ainsi, selon Chandler [Chan\_02], le copeau se forme à la fois sous l'action d'un chargement statique et sous un chargement dynamique, pouvant représenter 30% de l'effort. La grande ductilité des alliages de titane rend difficile la fragmentation du copeau. Les copeaux sont longs, ce qui n'est pas sans poser de problèmes sur leur évacuation et leur retraitement. De plus, l'enchevêtrement du copeau autour de l'outil et/ou de la pièce vient dégrader l'état de surface finie.

### 2.1.2 Distribution de la chaleur dans la zone de coupe

La distribution de la chaleur lors de l'usinage des alliages de titane a été peu discutée dans la littérature. Komanduri et al. [Koma\_82] avancent l'idée selon laquelle le festonnage du copeau modifie la distribution rencontrée dans le cas d'une formation continue du copeau tel que l'acier. La Figure 14 schématise la répartition de la chaleur générée et dissipée lors de l'usinage d'un matériau métallique avec formation de copeaux continus. D'après Swinebart [Swin\_68], il est estimé que 10% de la chaleur totale passe dans l'outil. Cette contribution provient exclusivement de la zone de cisaillement secondaire ; la contribution de la chaleur provenant de la zone primaire de cisaillement et celle du frottement de la face de dépouille de l'outil sur la surface usinée sont négligées. La pièce reçoit aux alentours de 10 % de la chaleur totale, tandis que la majeure partie de la chaleur produite dans les zones de cisaillement primaire et secondaire, soit environ 80%, est évacuée par le copeau.

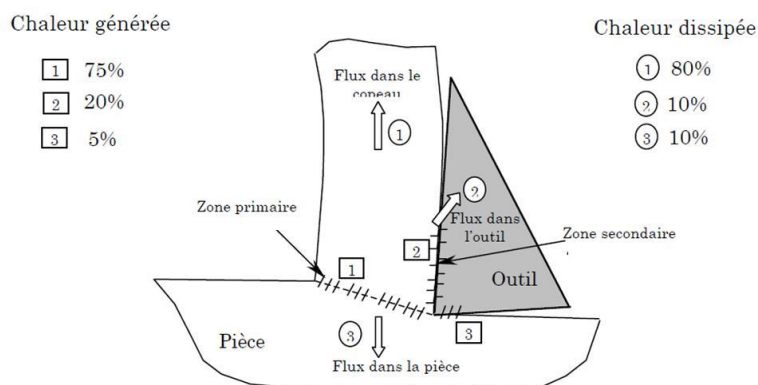


Figure 14 - Distribution de la chaleur lors de la formation d'un copeau continu [SWI68]

Lors de l'usinage du titane et de ses alliages, la déformation et la chaleur produite dans la ZCP restent localisées dans des bandes étroites. Selon Komanduri et al. [Koma\_82], une partie de ce flux de chaleur passe dans l'outil de part la proximité des bandes avec la face de coupe, illustrée sur la Figure 15

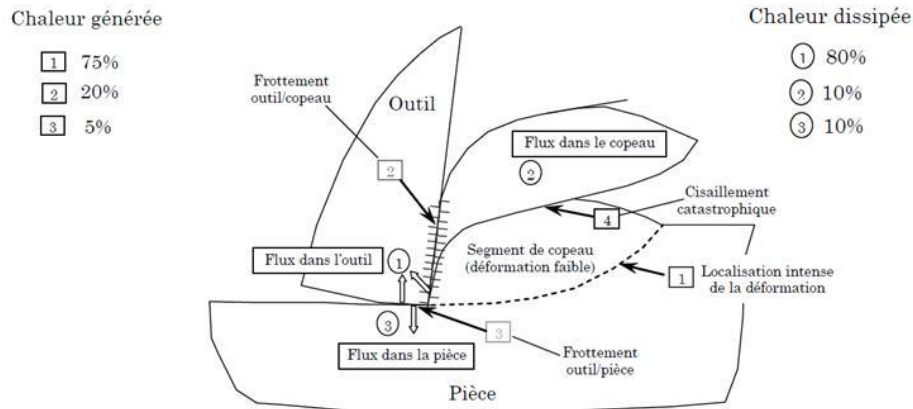


Figure 15 - Distribution de la chaleur lors de l'usinage des alliages de titane, selon [Koma\_82]

Les mauvaises propriétés thermiques du titane, mais également la forme festonnée du copeau entraînent une distribution de la chaleur différente de celle évoquée précédemment dans les aciers. Selon Komanduri et al. [Koma\_82] et König [Koni\_79], le flux reçu par l'outil atteint 80% de la chaleur totale. Ces résultats sont en contradiction avec les récents travaux de [Cotterell-Dublin 2008] illustrés sur la Figure 16.

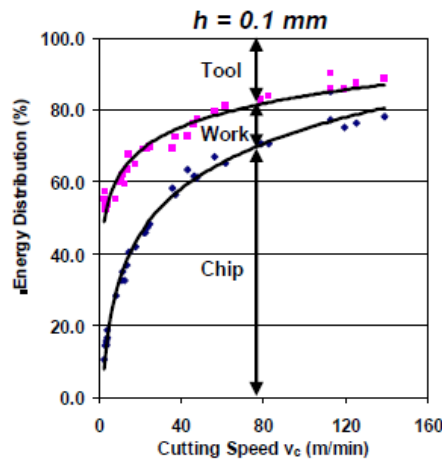


Figure 16 - Distribution de la chaleur lors de l'usinage des alliages de titane, selon [Cott\_08]

La distribution de l'énergie proposée par Cotterell et al. [Cott\_08] est établie à partir d'une démarche semi-analytique s'appuyant sur l'observation de la morphologie des copeaux par caméra rapide. La majeure partie de la chaleur est ici évacuée par le copeau. A la vitesse de coupe  $V_c = 80$  m/min, sous injection d'air, 70% de la chaleur est évacuée par le copeau, 10% part dans la pièce et 20 % dans l'outil. Lorsque la vitesse diminue, l'outil et le copeau reçoivent une part plus importante de chaleur. Aux faibles vitesses, les distributions se rapprochent de celles proposées par Komanduri et al. [Koma\_82] et König [Koni\_79].

## 2.2 Composite T800M21

### 2.2.1 Notation de Mckenzie

Les notations mises en place dans la coupe du bois depuis les années 50 par Kivimaa [Kivi\_50] et McKenzie [Mcke\_60] pour paramétrer la position de la fibre par rapport à l'outil et à la direction de coupe peuvent être utilisées dans les composites. La notation de Mackenzie est composée de deux angles  $\chi_1$  et  $\chi_2$ . Le premier correspond à l'angle  $\chi_1$  formé entre la direction de l'arête de coupe et la fibre. Le second correspond à l'angle  $\chi_2$  formé entre la direction de coupe et la fibre, comme illustré sur la Figure 17.

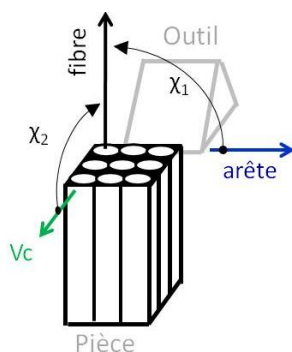


Figure 17 - Illustration des angles de Mckenzie

La combinaison de ces deux angles, notée  $\chi_1 - \chi_2$ , définit le mode de coupe de la fibre. Il existe 3 cas élémentaires, 90-90, 90-0 et 0-90, présentés sur la Figure 20.

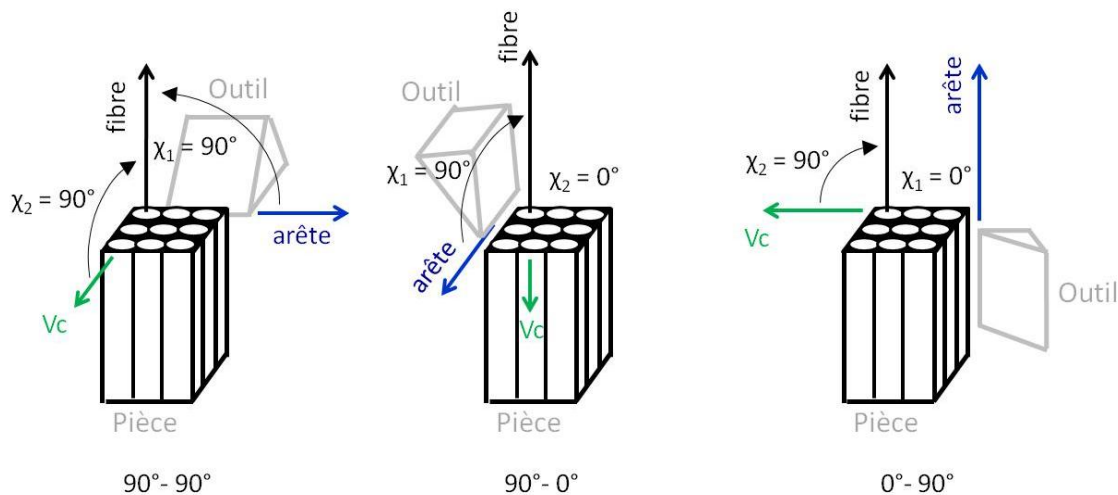


Figure 18 - Configurations élémentaires de coupe des fibres

### 2.2.2 Modes de génération du copeau

La connaissance des mécanismes de formation du copeau est la base de l'approche scientifique en usinage. Les travaux consacrés à l'enlèvement de matière dans les matériaux composites sont peu nombreux en comparaison de ceux consacrés à la coupe des métaux. Koplev et al. [KOPL\_80, KOPL\_83] furent les premiers à s'intéresser aux mécanismes d'enlèvement de matière dans les composites carbone/époxy, orientés à 0° et



90°. Les travaux de Wang et al. [WANG\_95] et d'Arola et al. [AROL\_96] mettent en évidence l'effet des angles de coupe de l'outil et de l'orientation des fibres.

Selon [JUAN\_07], la géométrie de l'outil de coupe modifie la répartition théorique des efforts locaux entre la face de coupe et de dépouille de l'outil, comme le montre la Figure 19.

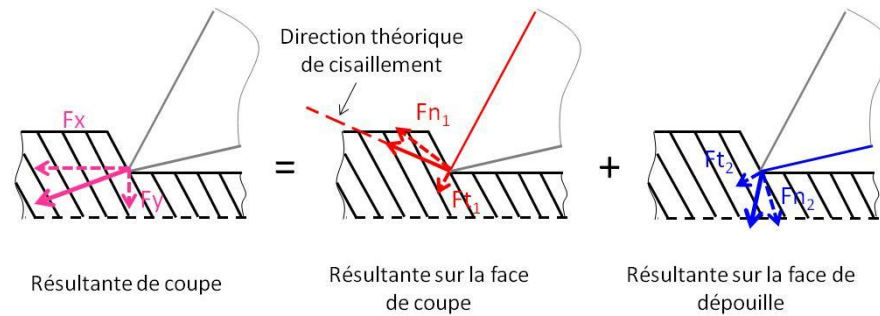


Figure 19 - Direction des efforts dans la zone de coupe

Le contact avec la face de coupe génère une action mécanique suivant une direction de cisaillement dite « théorique ». Elle résulte de l'action normale à la face de coupe et de sa composante de frottement et part de l'arête jusqu'au bord supérieur libre de la pièce, selon Juan [Juan\_07]. Cette direction de coupe dépend donc fortement de la géométrie de l'outil. Plus l'angle de coupe est faible, plus elle sera dirigée vers l'intérieur de la pièce. Plus l'acuité d'arête se dégrade, plus les composantes tangentielles  $F_{t1}$   $F_{t2}$  augmentent. Le contact avec la face de dépouille génère lui une action mécanique orientée vers le bas. Plus l'angle de dépouille est faible, plus l'effort normal  $F_{n2}$  exercé sur la pièce est élevé. Plus l'acuité d'arête diminue, plus la zone locale de travail en coupe négative, sous le rayon d'arête, augmente et apporte une contribution normale supplémentaire.

L'enlèvement de matière dans les composites est régi par des mécanismes élémentaires de propagation de fissure, rappelés sur la Figure 20, qui dépendent du déplacement possible des surfaces entre elles :

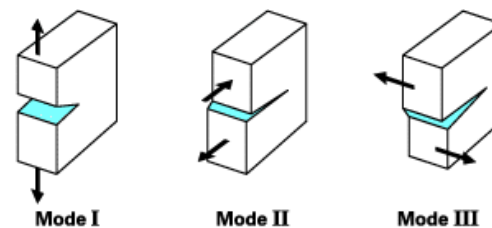


Figure 20 - Modes de propagation de fissure

- Mode I (ouverture) : les surfaces se cisailent par un déplacement perpendiculaire l'une à l'autre
- Mode II (cisaillement plan ou longitudinal) : les surfaces se cisailent par un déplacement dans le même plan et dans une direction perpendiculaire au front de fissure
- Mode III (cisaillement anti-plan ou latéral) : les surfaces se cisailent par un déplacement dans le même plan et parallèle au front de fissure.

Plusieurs modes d'enlèvement de matière, fonction de l'orientation des fibres, peuvent être identifiés, suite aux travaux de Wang et al. [WANG\_95] et d'Arola et al. [AROL\_96].

**Pour une orientation des fibres à  $0^\circ$** , les mécanismes de formation de copeau se déclinent d'abord par un cisaillement en mode I (par ouverture) et en mode II (glissement droit) de la matrice le long de l'interface fibre/matrice, dans la direction de coupe de l'outil, comme illustré sur la Figure 21. La séparation du copeau se produit après rupture des fibres dans une direction perpendiculaire à leur axe. Lors de la coupe de plis à  $0^\circ$ , l'outil délamine les fibres et les arrache comme un copeau de bois. L'usinage des fibres à  $0^\circ$  peut produire de grands débris fragmentés. Lorsqu'un angle de coupe négatif est utilisé, les fibres sont sollicitées seulement suivant le mode II et rompues par flambement.

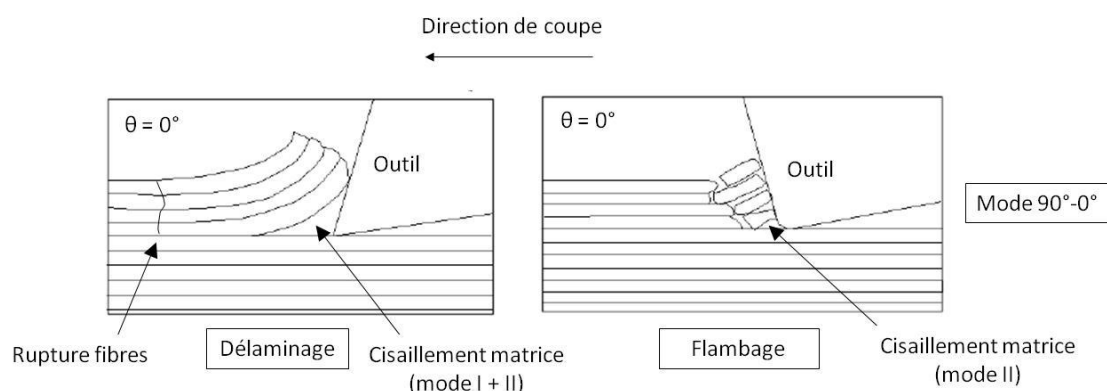


Figure 21 – Mécanismes de coupe pour une orientation des fibres à  $0^\circ$ , d'après les travaux de Wang et al. [WANG\_95]

**Pour des orientations positives des fibres, jusqu'à  $+75^\circ$** , les mécanismes de formation du copeau commencent par un cisaillement des fibres en Mode II, puis un cisaillement de la matrice en Mode II, le long de l'interface fibres/matrice jusqu'à la surface libre, comme le montre la Figure 22. Lors de la coupe des fibres orientées à  $45^\circ$ , l'outil arrive à couper la couche directement et de tous petits débris de composite sont formés.

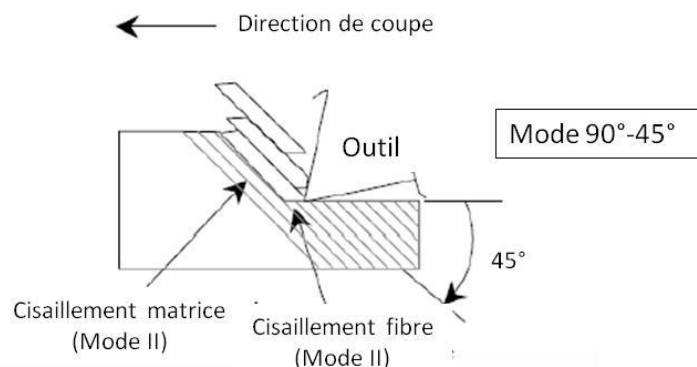


Figure 22 – Mécanismes de coupe pour une orientation des fibres à  $45^\circ$ , d'après les travaux d'Arola et al. [Arol\_97]

**Pour une orientation des fibres à  $90^\circ$** , l'enlèvement de matière est initié par une ouverture en mode I qui pénètre dans la matière (en dessous de la direction de coupe), en suivant l'interface fibre/matrice, prolongée par une rupture secondaire en Mode II qui remonte jusqu'à la surface en suivant le cisaillement des fibres, comme illustré sur la Figure 23. Suivant la cohésion fibre/matrice, un décollement des fibres peut apparaître.

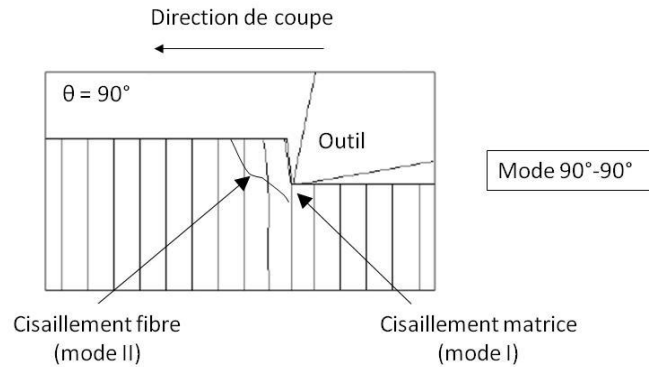


Figure 23 – Mécanismes de coupe pour une orientation des fibres à  $90^\circ$ , d'après les travaux de Wang et al. [WANG\_95]

**Pour des orientations négatives des fibres**, les mécanismes de cisaillement sont identiques à ceux observés pour l'orientation  $90^\circ$ . C'est lors de la coupe des fibres orientées à  $-45^\circ$ , que les fibres fléchissent le plus, comme illustré sur la Figure 24. Des défauts importants se propagent vers l'intérieur de la matière et finissent par décoller et arracher les fibres, selon les observations de König [Koni\_89].

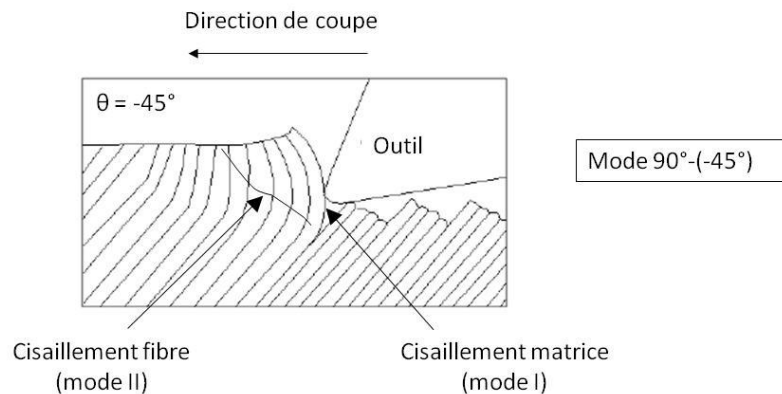


Figure 24 – Mécanismes de coupe pour une orientation des fibres à  $-45^\circ$ , d'après les travaux d'Arola et al. [Arol\_97]

### 3. Cas du perçage

#### 3.1 Paramétrage du foret

Le foret est un outil à géométrie complexe, qu'il convient de paramétrer pour la suite de l'étude, selon la norme NF E 66-502, présentée sur les Figure 25 et Figure 26

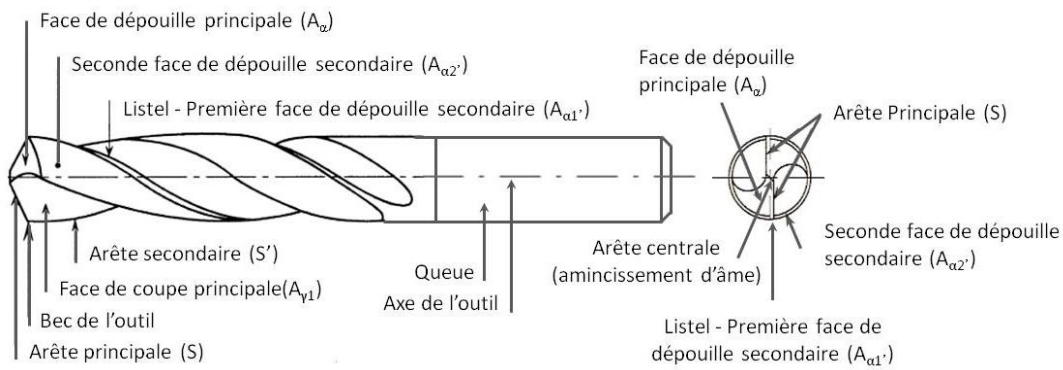


Figure 25 – Géométrie globale d'un foret

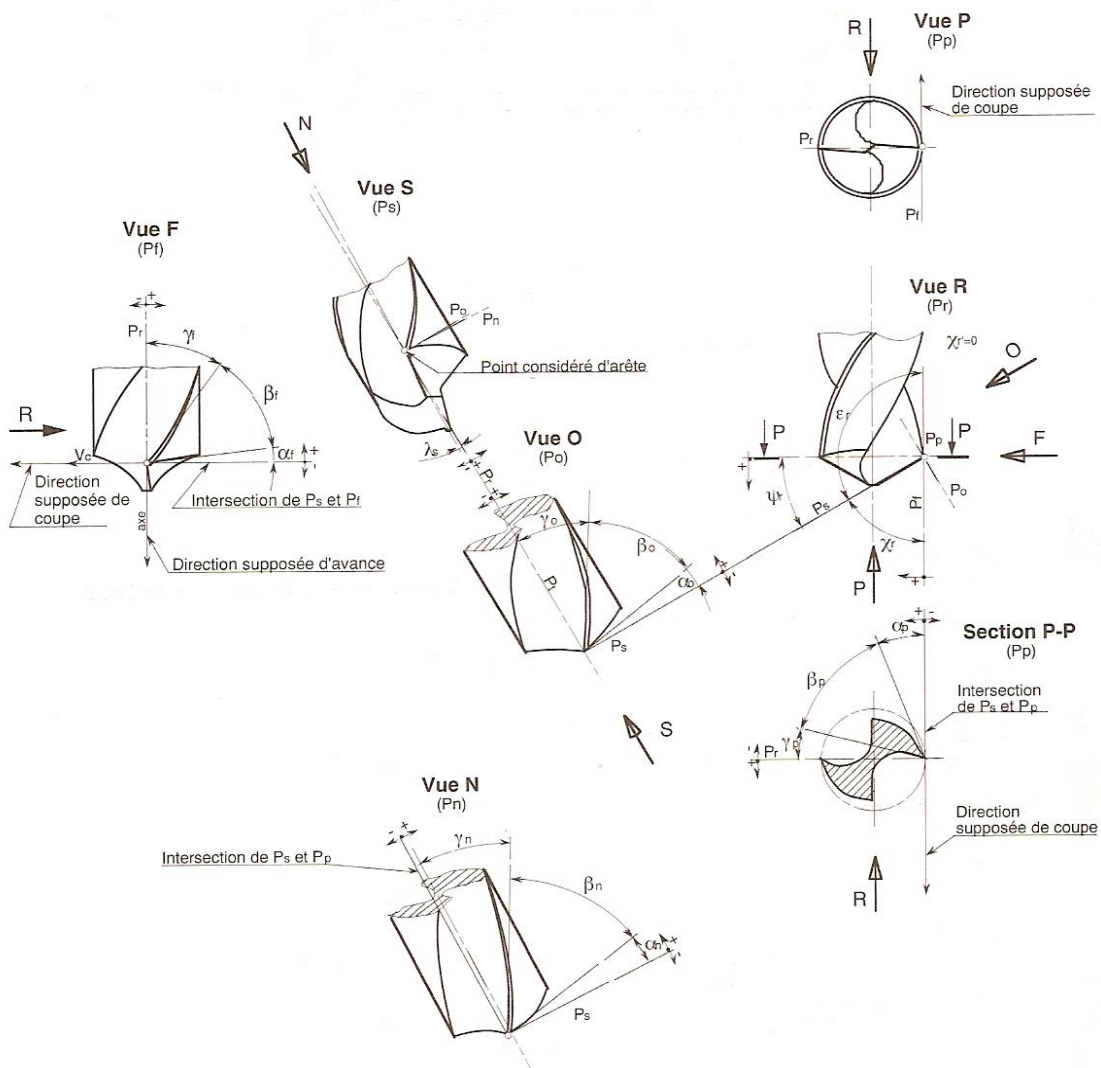


Figure 26 – Paramétrage de la géométrie du foret selon la norme NF E 66-502

L'outil en main (par opposition à « en travail ») est défini suivant six plans :

- $P_r$  : Plan de référence de l'outil, passant par le point considéré de l'arête et contenant l'axe du foret.
- $P_s$  : Plan d'arête de l'outil, tangent à l'arête au point considéré, et perpendiculaire à  $P_r$ .
- $P_f$  : Plan de travail conventionnel, perpendiculaire à  $P_r$ , au point considéré de l'arête, et parallèle à la direction supposée d'avance de l'outil.
- $P_p$  : Plan vers l'arrière de l'outil, perpendiculaire à  $P_r$  et  $P_f$ , au point considéré de l'arête.
- $P_o$  : Plan orthogonal de l'outil, perpendiculaire à  $P_r$  et à  $P_s$ , au point considéré.
- $P_n$  : Plan normal à l'arête, perpendiculaire à l'arête au point considéré.

Les faces actives de l'outil sont paramétrées dans chacun des plans  $i$ , suivant trois angles :

- $\alpha_i$  : Angle de dépouille entre la face de dépouille  $A_\alpha$  et le plan  $P_s$ .
- $\beta_i$  : Angle de taillant entre la face de coupe  $A_\gamma$  et la face  $A_\alpha$ .
- $\gamma_i$  : Angle de coupe entre la face  $A_\gamma$  et le plan  $P_r$ .

L'arête est quant à elle positionnée suivant deux angles :

- $\kappa_r$  : Angle de direction d'arête de l'outil, mesuré dans le plan  $P_r$ , entre le plan  $P_s$  et le plan de  $P_f$ .
- $\lambda_s$  : Angle d'inclinaison d'arête de l'outil, mesuré dans le plan  $P_s$ , entre l'arête et le plan  $P_r$ .

## 3.2 Titane

### 3.2.1 Préconisations sur la géométrie

Les nombreuses préconisations fournies par la littérature et les fabricants d'outil, sur la géométrie de coupe des forets dédiés aux alliages de titane, sont ici répertoriées. Il conviendra par la suite de l'étude d'en prendre cas, pour choisir une géométrie initiale.

Une bonne acuité d'arête permet de réduire la formation de l'arête rapportée et garantit une meilleure qualité dimensionnelle de la surface. Un angle de dépouille de  $10^\circ$  est proposé par [Haff-Dublin] pour réduire l'usure en dépouille et l'échauffement. Selon [Calamaz], l'angle de coupe doit être positif afin de faciliter l'écoulement du copeau et former une couche d'adhésion de la matière sur la face de coupe. Pour autant, il ne doit pas dépasser  $30^\circ$ , sous peine de provoquer un effondrement d'arête. De plus, si l'angle est nul ou négatif, la couche protectrice ne se dépose pas. L'amincissement d'âme, obtenu par affûtage, contribue à limiter l'effort de pénétration et à augmenter la durée de vie du foret, d'après Claudin et al. [Clau\_08]. La Figure 27 présente différents amincissements testés par Li et al. [LI\_07].

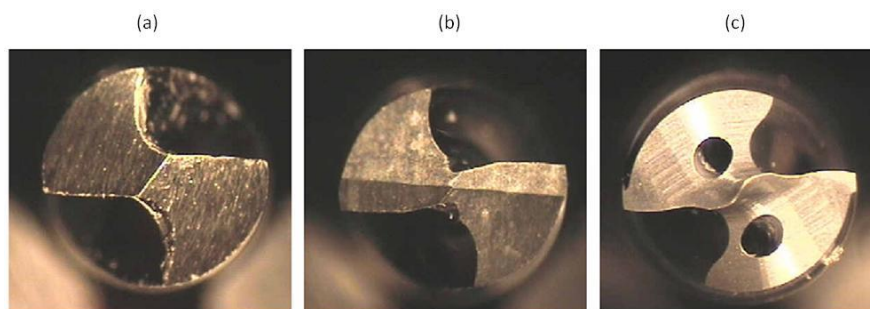


Figure 27 – Géométrie de l’âme, (a) sans amincissement, (b) avec amincissement en croix, (c) avec amincissement multi-pente

L’amincissement d’âme multi-pente est à préférer aux formes conventionnelles, selon Li et al. [LI\_07]. Il permet d’augmenter l’angle de coupe, souvent négatif au niveau de l’âme, et de proposer un angle de dépouille plus adapté selon Chandler [Chan\_02]. D’après les travaux de Dornfeld et al. [DORN\_99], l’angle de pointe doit être compris entre  $130\text{-}135^\circ$ , alors qu’un foret classique présente un angle de  $118^\circ$ . Le fabricant Sandvik [Sand\_04] souligne l’importance des paramètres liés à la géométrie des listels dans le perçage des alliages de titane. Une conicité arrière de 0,24% doit être préférée à 0,12% préconisé pour la gamme acier. La largeur des listels doit également être réduite. Aucune étude scientifique ne justifie ou n’explique ce choix, qui pourtant semble important en regard de l’adhésion constatée sur les listels par Cantero et al. [Cant\_05].

### 3.2.2 Préconisations sur le matériau usinant

#### 3.2.2.1 Substrat

Le substrat requiert une bonne tenue mécanique pour résister aux sollicitations statiques et dynamiques lors de la formation du copeau. Un matériau tenace et résistant à la fatigue doit être choisi. Une bonne conductivité thermique permet de minimiser les gradients de température et les chocs thermiques, selon Ezugwu et al. [Ezugwu\_97]. Le matériau choisi doit être le plus stable chimiquement pour limiter au maximum les réactions avec le titane. Il est indispensable que le substrat conserve ses propriétés mécaniques à haute température. La Figure 28 illustre la variation de dureté en fonction de la température, pour différents substrats d’outil.

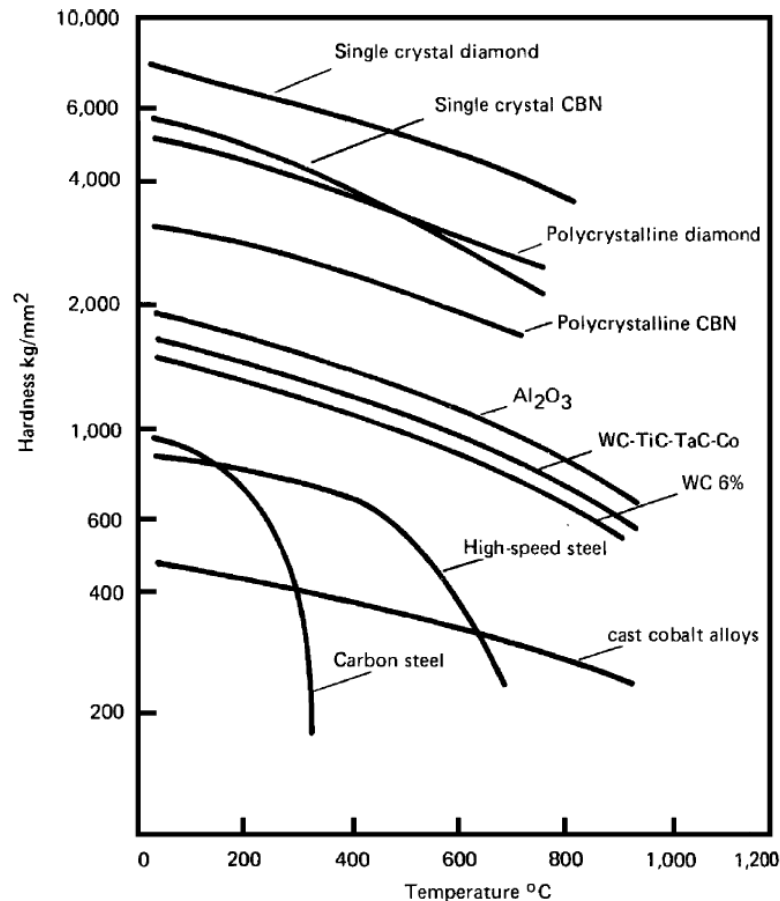


Figure 28 – Micro-duretés Knoop à chaud caractéristiques de différents substrats [Almo\_81]

- Carbures

Les substrats carbure de tungstène avec liant cobalt (WC/Co) ont prouvé leur efficacité par rapport aux aciers rapides, dans la plupart des configurations de coupe (interrompues et continues), d'après Ezugwu et al. [Ezug\_97]. Selon Schultz [Schu\_97], les carbures de type K offrent de bonnes performances dans les alliages de titane, en comparaison des carbures type P, cermets, c-BN, PCD et aciers rapides). Pour des opérations d'ébauche et d'usinage interrompu, un pourcentage de Co supérieur à 10% est recommandé afin de supporter les chocs, alors que pour les opérations de semi-finition et de finition, un pourcentage de Co de 6% offre une meilleure tenue à la déformation et autorise des conditions de coupe supérieures, selon Trent et al. [Tren\_91]. Une taille de grains de carbure de tungstène (WC) entre 0,8 et 1,4  $\mu\text{m}$  donne de bons résultats en terme de résistance à l'abrasion, selon Dearnley et al. [Dear\_86]. Le carbure de tungstène réagit chimiquement avec le titane pour former une couche de TiC sous certaines conditions d'après Kramer et al. [Kram\_80]. Che-Haron et al. [Cheh01] ont étudié les performances, lors de l'usinage de l'alliage de titane TA6V, de deux inserts en carbure CNMG 120408 (ISO) contenant 94% WC et 6% Co. Ils présentent respectivement une taille de grains d'environ 0,64  $\mu\text{m}$  (très fine) et 1  $\mu\text{m}$  (fine). Les résultats de l'étude montrent que la résistance à l'usure et la tenue mécanique de l'arête de coupe sont supérieures pour l'insert contenant les grains de plus grandes tailles (1  $\mu\text{m}$ ). Ces résultats sont en accord avec les conclusions de Dearnley et al. [Dear\_86] et Schultz [Schu\_97].

- Diamant poly-cristallin (PCD)

Le diamant monocristallin est le matériau le plus dur, environ 7500 HK (Dureté Knoop). En usinage, ce sont des diamants poly-cristallins de synthèse qui sont généralement utilisés. Ils sont obtenus à partir des cristaux de diamants fins, agglomérés par frittage sous des températures et des pressions élevées. Ils offrent une dureté d'environ 5000 HK (49 GPa) et une conductivité thermique élevée, de l'ordre de 560 W.m<sup>-1</sup>.K<sup>-1</sup>. Ils se présentent soit en pastilles à braser sur la partie active de l'outil, soit ils constituent l'ensemble de l'outil. Les performances des outils PCD dans l'usinage des alliages de titane est discutée dans la littérature. Selon Nabhani [Nabh\_01], le PCD présente une résistance à l'usure deux fois supérieure à celle des c-BN et trois fois supérieure à celle des carbures. Ezugwu [Ezug\_05] montre également que les outils PCD présentent des durées de vie élevées, pour des vitesses de coupe comprises entre 175 m/min et 300 m/min, sous lubrification conventionnelle et sous haute pression (203 bars). Les travaux de Hartung et al. [Hart\_82] ont en effet montré que la formation de la couche de TiC est favorisée. D'après Schultz [Schu\_97], l'outil en PCD ne convient pas à l'usinage à grande vitesse de l'alliage TA6V à cause des températures élevées générées et de cette réactivité du matériau usiné, qui conduit à la dégradation du diamant. Du point de vue économique, le choix du PCD n'est pas toujours viable selon Ezugwu et al. [Ezug\_97]. Le coût d'un outil PCD est en effet dix fois supérieur à celui d'un carbure.

- Aciers rapides

Les aciers rapides souffrent de leur perte de propriétés mécaniques à chaud. Au-delà de 600°C, la dureté chute de façon catastrophique, d'après Ezugwu et al. [Ezug\_97].

- Céramiques

Les matériaux céramiques sont durs et peuvent conserver leurs propriétés aux températures très élevées induites lors de l'usinage des alliages de titane. Deux types de céramiques sont répertoriées : à base d'oxyde d'aluminium (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) ou à base de nitrure de silicium (Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>).

Leur faible conductivité thermique, leur mauvaise résistance à la fracture (ténacité) et leur activité chimique avec le titane, ne permettent pas de les utiliser d'après Ezugwu et al. [Ezug\_97]. Les outils présentent assez rapidement une usure en cratère importante, selon Klocke et al. [Kloc\_07]. Les céramiques à base d'alumine se dégradent rapidement par un phénomène d'attrition, selon Dearnley et al. [Dear\_86].

- Nitrure de bore cubique (C-BN)

Ces matériaux à très grande dureté peuvent être utilisés sous la forme d'inserts brasés. Ils sont composés de poudres de c-BN dans un liant métallique ou céramique. Leur sensibilité aux chocs thermiques est très grande. Si un réfrigérant doit être utilisé, l'arrosage doit alors être abondant aux alentours des arêtes de coupe. Sinon, il est préférable de travailler à sec pour éviter les risques de fissuration thermique. Les performances obtenues dans l'usinage des alliages titane sont discutées dans la littérature. Les travaux d'Ezugwu et al. [Ezug\_97], sous lubrification conventionnelle et sous haute pression, montrent que les durées de vie des c-BN sont en dessous de celles des carbures. L'utilisation de wBN/c-BN, formée de grains fins de c-BN (0,1-0,3µm) dispersés dans une matrice wBN (wurtzite boron nitride) avec une taille de grains



inférieure à 0,1  $\mu\text{m}$ , permet de limiter la formation du cratère grâce à une dureté à chaud plus élevée (20 GPa à 1100°C). Zareena et al. [Zare\_05] constatent que les outils en Bc-BN (Binderless c-BN), sans liant, offrent une bonne durée de vie et un bon état de surface. La même conclusion est obtenue par Wang et al. [Wang\_95] qui considèrent qu'à l'heure actuelle, les résultats les plus prometteurs sont enregistrés avec des outils en Bc-BN.

### 3.2.2.2 Revêtements

L'utilisation d'un revêtement sur l'outil de coupe peut être intéressante pour limiter les phénomènes d'adhésion du matériau usiné sur l'outil en facilitant l'écoulement du copeau. Les matériaux utilisés en tant que revêtements sont généralement durs et par conséquent assurent une bonne protection contre l'abrasion. Certains peuvent aussi se comporter comme une barrière de diffusion vis-à-vis des éléments chimiques présents dans le matériau à usiner et l'outil. L'idée selon laquelle le revêtement peut créer une barrière thermique à la surface de l'outil a été démentie par les travaux de Du et al. [Du\_01] et Rech et al. [Rech\_04]. L'épaisseur des revêtements, quelques microns, est trop faible pour limiter la diffusion thermique. Par contre, il modifie les conditions tribologiques et peut ainsi diminuer la production de chaleur à l'interface, selon Rech et al. [Rech\_2004]. Les revêtements sont soit monocouches ou multicouches de composition TiC, TiN, TiCN, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiB<sub>2</sub>, TiAlN ou diamant par exemple. Dans l'usinage des alliages de titane, Haaf et al. [Haff\_08] montrent qu'un outil non revêtu présente des performances similaires, voire supérieures aux revêtements à base de TiN. Cette tendance est confirmée par Schultz [Schu\_97], lors d'une tentative d'usinage à sec et à grande vitesse (700m/min) du TA6V. Ezugwu et al. [Ezug\_97] et Wang et al. [Wang\_95] ont noté que tous les revêtements testés (TiC, TiCN, TiN-TiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiC, TiN-Ti(C,N)-TiC, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiB<sub>2</sub>) sont rapidement arrachés. Une fois en contact direct de la matière, l'usure du substrat est accélérée. Selon Zhao et al. [Zhao\_07], ce phénomène s'explique par la préparation des surfaces avant revêtement qui fragilise le carbure. Selon Nouari et al. [Noua\_06], les mauvaises performances s'expliquent également par la dégradation de l'état de surface après revêtement. La rugosité des faces de coupe et de dépouille est dégradée. Cet effet est encore plus marqué avec les revêtements diamant CVD, qui selon Brinksmeier et al. [Brink\_02] ne permettent pas d'obtenir une acuité d'arête suffisante.

### 3.2.3 Choix des conditions de coupe

#### 3.2.3.1 Vitesse de coupe / Avance

A sec, Chandler [Chan\_02] recommande de travailler à basses vitesses de coupe pour limiter la montée en température de l'arête et ainsi augmenter la durée de vie de l'outil. Li et al. [Li\_07] choisissent des vitesses de coupe de l'ordre de 10 m/min, tandis que Dornfeld et al. [Dorn\_99] propose  $V_c = 35$  m/min. Il semble que la température soit moins sensible à l'avance. Selon [Li et al., 2007], privilégier des avances importantes permet de garder une bonne productivité et de réduire le temps de travail de l'outil. Les avances préconisées par Sandvik [Sand\_04] sont comprises entre 0,14 et 0,28 mm/tr. En tout état de cause, l'avance doit être supérieure à l'épaisseur de la couche écrouie par le précédent passage de l'outil.

### 3.2.3.2 Lubrification

L'utilisation abondante de fluide de coupe favorise le refroidissement de la pièce et de l'outil. L'action chimique du fluide de coupe peut réduire le frottement, sous réserve qu'il pénètre au niveau de l'interface. L'arrosage par le centre permet une meilleure évacuation des copeaux, selon Chandler [Chan\_02]. Pour limiter les risques d'inflammation, les émulsions à 5-10% sont préférées aux huiles entières.

### 3.2.4 Dégradation de l'outil

La faible conductivité thermique des alliages de titane ne permet pas une diffusion de la chaleur : l'échauffement est donc très localisé, d'après Chandler [Chan\_02].

#### 3.2.4.1 Déformation plastique et fatigue

Les déformations plastiques résultent de l'action combinée des contraintes mécaniques de compression et des fortes températures, comme illustré sur la Figure 29.

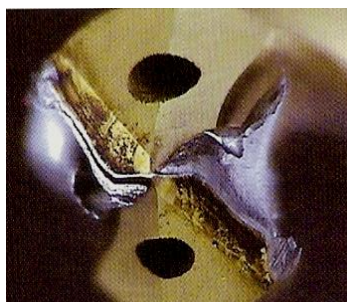


Figure 29 – Déformation plastique en bout d'outil [Sand\_04]

Elles apparaissent au niveau de l'arête et sur la face de coupe. Des fissures peuvent apparaître et se propager très rapidement, entraînant une rupture catastrophique de l'outil. Ce phénomène se produit généralement sous des avances importantes et/ou quand le matériau usiné présente une dureté élevée, selon Trent et al. [Tren\_91]. Dans le cas de l'usinage du titane, ce mode de dégradation peut être évité en utilisant des outils à haute tenue à la température.

#### 3.2.4.2 Usure par adhésion : arête rapportée et attrition

Le titane a fortement tendance à adhérer sur les outils en cours d'usinage. Les travaux de Cantero et al. [Cant\_05] mettent en évidence ce dépôt de titane au niveau des arêtes de coupe et des listels, comme le montre la Figure 30.



Figure 30 – Adhésion de titane, (a) sur l’arête, (b) sur les listels, après 8 trous  $\text{Ø}6$  mm à  $V_c = 50$  m/min et  $f = 0.07$  mm/tr [Cant\_05]

L’arête rapportée tend à grossir et finit par se briser, entraînant avec elle des fragments d’arête, selon Trent et al. [Trent\_91]. Ce phénomène est appelé attrition ou écaillage. L’arête perd ainsi progressivement son acuité. Chaque nouvelle entrée de trou entraîne un choc qui accélère son usure. Le phénomène d’adhésion se manifeste également au niveau de la face de coupe de l’outil, comme le montre la Figure 31. Des dépôts de titane (couleur grise) se forment suivant la direction d’écoulement et les irrégularités de surface rencontrées.

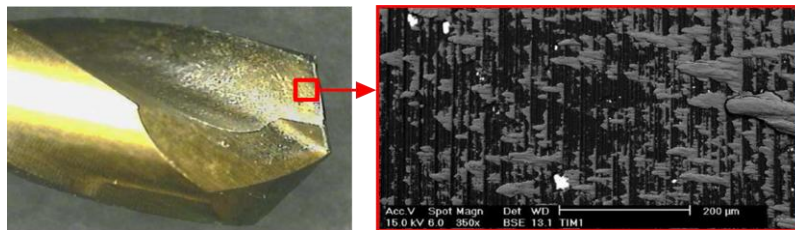


Figure 31 – Micrographie MEB de la face de coupe, après 15 trous à  $V_c = 50$  m/min et  $f = 0.07$  mm/tr [Cant\_05]

### 3.2.4.3 Usure par abrasion

L’usure par abrasion est un phénomène mécanique se produisant à faible température. Elle se caractérise par la formation de stries dans la direction d’écoulement de la matière, comme le montre la Figure 32. Elle peut ainsi apparaître au niveau de la face de coupe et sur la face de dépouille. Ce sont des particules dures qui sont à l’origine de ce phénomène. Elles proviennent d’inclusions contenues dans la matière usinée et peuvent également provenir de particules d’adhésion arrachées à l’outil et évacuées par le copeau ou le 3<sup>ème</sup> corps Che-Haron et al. [Cheh\_01] et Nouari et al. [Noua\_07].

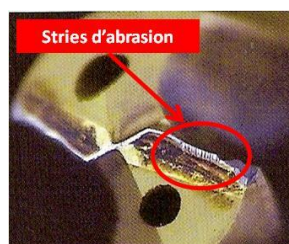


Figure 32 – Usure par abrasion [Sand\_04]

### 3.2.4.4 Usure par diffusion-dissolution

L'usure par action chimique est le mode dominant à haute température dans l'usinage du titane et de ses alliages. Elle se traduit par une usure en cratère régulière, sans déformation plastique, sous le dépôt de titane, comme le montre la Figure 33. Le profil d'usure peut-être superposé à celui de la température ; la profondeur maximum du cratère correspondant au pic de température, d'après Trent et al. [Tren\_91].

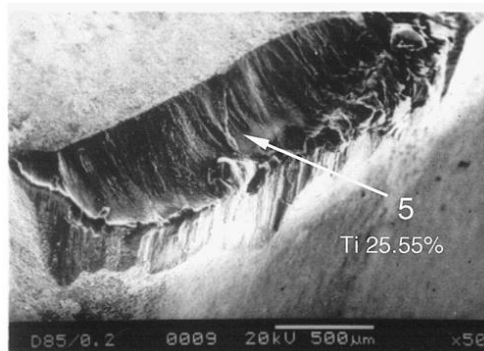


Figure 33 – Usure en cratère d'une plaquette de tournage, après 8 minutes d'usinage à sec [Venu\_07]

Certains privilégient ensuite la théorie de la diffusion. Les atomes sont diffusés de l'outil vers le copeau, comme le montre la Figure 34. Le carbone migre vers la surface; rendant le substrat plus friable en sous-couche, selon Wang et al. [Wang\_88].

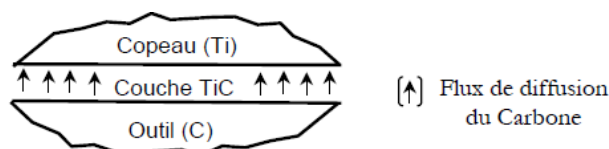


Figure 34 – Modèle d'usure par diffusion des atomes de carbone à travers la couche de transfert TiC

La diffusion est contrôlée par le niveau de température et la vitesse d'écoulement de la matière, selon Molinari et al. [Moli\_02]. Les essais de diffusivité en statique de Jianxin et al. [Jian\_08] entre le Ti-6Al-4V et le carbure WC/Co, montrent que les atomes de titane se diffusent dans les premiers microns du substrat à partir d'un seuil de température d'environ 600°C. Les travaux de Jawaid et al. [Jawa\_99] mettent en évidence le phénomène de diffusion en configuration d'usinage, expliquant qu'il s'agit d'un transfert des éléments de l'outil vers la matière adhérente en surface. Su et al. [Su\_06] expliquent que les conditions de températures et de pression entre la couche d'adhésion et l'outil sont propices à la diffusion.

D'autres auteurs préfèrent parler de dissolution, comme Kramer et al. [Kram\_80] et Wong et al. [Wong\_04]. Ils rappellent que la diffusion est un phénomène volumique et qu'il semble plus approprié de parler de dissolution, qui est un mécanisme d'interface. Les travaux de Hartung et al. [Hart\_82] partent de l'hypothèse d'une usure en cratère contrôlée par la dissolution chimique de l'outil dans le titane. La solubilité de l'outil est assumée comme ne pouvant pas être supérieure à celle de l'élément le moins soluble le composant. Cette méthode prédit la solubilité dans le titane d'un grand nombre de

matériaux, comme le carbure de tungstène (WC), le Nitrure de titane (TiN) et le carbure de titane (TiC). Pour autant, elle ne peut expliquer le haut taux d'usure du carbure de zirconium (ZrC). Dans certains cas, il est possible que l'usure par diffusion soit combinée.

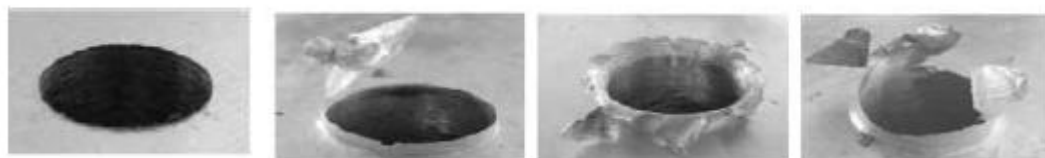
Le mécanisme de diffusion-dissolution explique l'usure en cratère des alliages de titane, selon Dearnley et al. [Dear\_86] et Ezugwu et al. [Ezugwu\_95]. Les travaux de Hartung et al. [Hart\_82] ont mis en évidence les conditions particulières à l'interface. Sous certaines conditions, le titane adhère à l'outil, annulant ainsi le glissement relatif copeau/outil, formant ainsi une couche limite de titane à l'interface. Le mouvement relatif du copeau par rapport à l'outil se fait donc par cisaillement interne dans le copeau. Cette couche limite est rapidement saturée par des éléments de l'outil, ce qui limite la diffusion des éléments vers la surface. Hartung et al. [Hart\_82] mettent en évidence la liaison d'atomes de carbone avec une partie des atomes de titane déposés sur l'outil. Elle a une très grande résistance à la déformation et adhère très fortement au substrat et au copeau. L'épaisseur de cette couche est déterminée par l'équilibre entre la diffusion de composés de l'outil vers la surface et la disparition d'éléments de l'outil via une réaction chimique de dissolution à l'interface TiC/Copeau.

### 3.2.5 Dégradation de la pièce

#### 3.2.5.1 Bavure

Dans le secteur aéronautique, le surcoût de fabrication engendré par des opérations supplémentaires d'ébavurage et de nettoyage est estimé à environ 30% par Dornfeld et al. [Dorn\_99]. La plupart des cas d'applications de perçage génèrent des bavures en entrée et en sortie de surface. La bavure de sortie est de plus grande taille et a fait l'objet de nombreuses recherches. Elle se crée suite à une accumulation de déformations plastiques sous la pointe du foret et à la rupture de la matière refoulée lorsque la contrainte limite est atteinte. La localisation du point de rupture en donne sa forme. Selon Ko et al. [Ko\_01], trois catégories de bavures peuvent être identifiées. Elles sont représentées sur Figure 35.

- Type A : Sans capsule, rupture fragile
- Type B Avec capsule, bavure uniforme (rupture aux extrémités)
- Type C : Avec capsule, bavure longue et non uniforme (rupture au centre)



Type A

Type B

Type C

Figure 35 – Classification des bavures en perçage [Ko\_01]

La taille des bavures est fortement liée à la quantité de chaleur présente dans la zone de coupe au moment de la sortie de l'outil, selon Dornfeld et al. [Dorn\_99] ; de ce fait, elle dépend de la vitesse de coupe, de l'avance et du temps de perçage. Ko et al. [Ko\_01] observent que la taille de la bavure est également liée à la géométrie du foret ; comme la longueur de l'arête, l'angle de pointe, l'angle d'hélice et l'acuité d'arête. Afin de

minimiser les bavures, il faut idéalement un petit rayon de bec ou un chanfrein avec un angle faible, comme le montre la Figure 36. Il est important de réduire la part non coupée de matière et de prolonger l'action de coupe ; c'est à dire retarder la flexion de la matière, selon Ko et al. [Ko\_03]. De même un amincissement d'âme et un angle d'hélice favorisent la coupe positive, réduisant ainsi l'effort de poussée et la flexion. D'autres approches consistent à modifier complètement le procédé en faisant varier les conditions de coupes (ultrasons ou techniques de vibration basse fréquence).

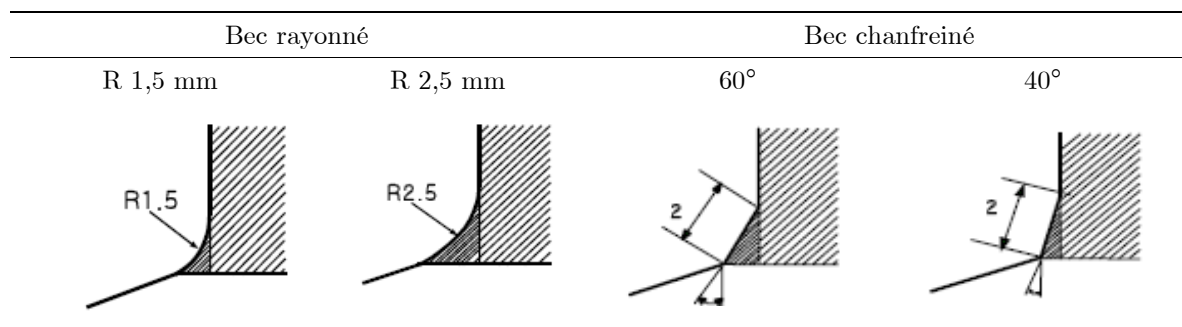


Figure 36 – Illustration des sorties de foret pour différentes préparations de bec [Ko\_03]

### 3.2.5.2 Dimension du trou

Les pièces en titane ont tendance à se déformer sous les efforts de coupe, d'après Sandvik [Sand\_04]. Selon Brinksmeier et al. [Brin\_02], le faible module de Young entraîne un retrait du trou après le passage de l'arête et conduit à la formation d'un dépôt de titane sur les listels. Il est regrettable de constater qu'aucune étude sur les variations dimensionnelles des trous percés dans les alliages de titane n'a été diffusée. Les travaux publiés sur la déformation du trou concernent le perçage des alliages d'aluminium. Néanmoins certaines notions peuvent être étendues vers d'autres matériaux. Selon Kalidas et al. [Kali\_01], la qualité dimensionnelle du trou est déterminée par la dynamique du procédé (mécanique) et la thermique. Une liste non exhaustive des perturbations d'ordre mécanique peut être établie : Bono et al. [Bono\_01] évoquent le flottement de l'outil en entrée de matière, Lee et al. [Lee\_87] s'intéressent aux déviations dues à l'équilibrage de l'outil et aux défauts des machines, ainsi que des phénomènes vibratoires. L'ensemble de ces défauts doit évidemment être minimisé pour satisfaire les exigences qualité sur la pièce et garantir une durée de vie de l'outil. Lors d'une étude à vocation scientifique, il apparaît comme indispensable de s'assurer de la bonne santé de la machine (faux rond broche et déviation des axes), ainsi que de la qualité dimensionnelle des outils. Ces précautions d'usage sont indispensables pour dissocier les effets thermiques du procédé. Selon Kalidas et al. [Kali\_01] et Cantero et al. [Cant\_05], la qualité dimensionnelle des trous est liée à leur niveau d'échauffement. Une étude numérique de dilatation thermique d'un trou, soumis à un flux de chaleur, est menée par Bono et al. [Bono\_01] dans les alliages d'aluminium. Elle montre que la matière s'éloigne du centre lorsqu'elle est chauffée, puis se contracte au moment du refroidissement. Le foret subit lui aussi une expansion thermique ; par conséquent, le diamètre final est une dualité entre les mouvements de la matière et la dimension du foret au moment du passage de l'arête. Selon Jalisi et al. [Jali\_91], la contribution des listels dans l'enlèvement de matière doit être également prise en compte. Bono et al. [Bono\_01] remarquent que les conditions opératoires influencent grandement le diamètre après refroidissement. Le diamètre des trous n'est pas constant suivant la profondeur

considérée. En surface, il peut s'avérer inférieur au diamètre de l'outil quand la lubrification est utilisée (action de refroidissement). A sec, au contraire, le diamètre du trou est plus grand en surface.

### 3.2.5.3 Rugosité

La rugosité est fonction de la vitesse, de l'avance et de l'usure de l'outil. Elle est également fortement liée à la température selon Kalidas et al. [Kali\_01] et Cantero et al. [Cant\_05]. Les travaux de Li et al. [Li\_07] sur les morphologies des copeaux en perçage obtenus à sec montrent qu'à partir d'une certaine profondeur, la résistance à l'évacuation engendre une transition de forme. Le copeau se replie sur lui-même et vient rayer la paroi du trou.

### 3.2.5.4 Microstructure

Le comportement en fatigue du matériau n'est pas fortement dépendant de la rugosité, mais plutôt de l'altération de l'intégrité de surface. Des changements importants de microstructure sont observés en fonction de la profondeur et de la distance radiale, illustrée sur la Figure 37.

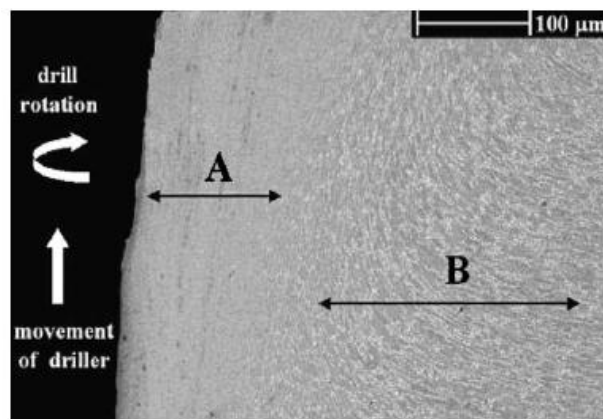


Figure 37 – Microstructure radiale d'un trou dans une pièce de Ti-6Al-4V [Cant\_05]

Deux microstructures différentes (A et B) sont observées par Cantero et al. [Cant\_05], comme le montre la Figure 38. L'épaisseur radiale de la zone A, environ 100  $\mu\text{m}$ , augmente avec la profondeur du trou à cause de l'élévation de température. Elle ne contient pas de phase  $\beta$ , alors que la phase  $\alpha$  est stabilisée par la présence d'oxygène et de nitrogène, ce qui augmente la dureté. La zone B est plus large et contient la phase  $\alpha$  et  $\beta$ . Les grains sont orientés suivant la direction de l'avance ; Cette déformation plastique est induite par les changements mécaniques et les gradients de température. Les essais de microdureté Vickers, réalisés à différentes hauteurs sur la Figure 38, mettent en évidence le changement de microstructures constatées. La dureté augmente de 30 % aux abords de la paroi.

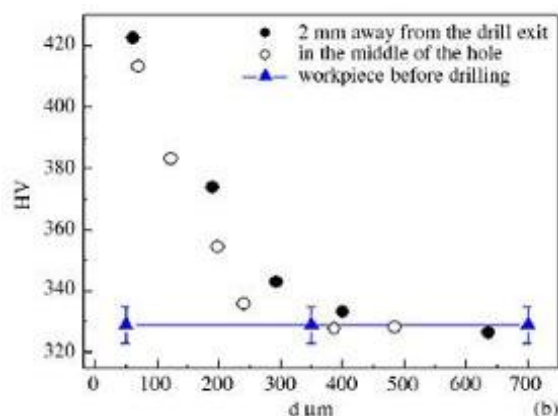


Figure 38 – Essais de microdureté suivant une direction radiale, à différentes hauteur du trou [Cant\_05]

### 3.3 Composite

#### 3.3.1 Préconisations sur la géométrie

Les géométries d'outils utilisées dans les composites sont très variées, selon Dessarthe et al. [Dess\_99]. Des outils spéciaux, inspirés de ceux développés dans la coupe du bois, sont présentés sur la Figure 39.

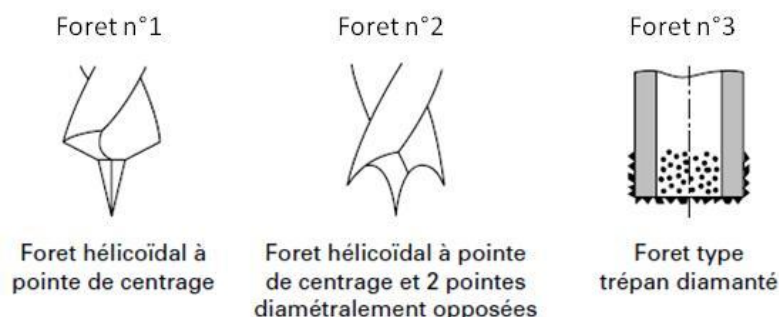


Figure 39 – Géométries de foret inspirées de la coupe du bois [Dess\_99]

Les forets n°1 et n°2 sont dotés d'une pointe centrale pour un meilleur guidage en entrée de trou et en pleine matière. L'outil n°2 possède des becs en forme de pointe inversée pour assurer une coupe optimale de la périphérie du trou avant l'apparition du phénomène de délaminage des plis en sortie. Enfin le n°3 est un trépan à concrétions diamantées. Seule la périphérie du trou est usinée par abrasion. Il s'agit ici de limiter l'effort d'avance pour ne pas dépasser la limite critique de décohésion de la matière en sortie, d'après Hocheng et al. [Hoch\_03] et Piquet et al. [Piqu\_00]. Dans ces travaux, Lin et al. [Lin\_96] constatent que l'usure des becs du foret n°3 est plus rapide qu'un foret conventionnel avec un angle de pointe de  $120^\circ$ . Koplev et al. [Kopl\_83] furent parmi les premiers à s'intéresser à l'influence de la géométrie de l'outil sur le processus de coupe. Les auteurs ont constaté que l'effort de coupe n'est que peu influencé par l'angle de coupe, mais plutôt par l'angle de dépouille. De plus, Guegan [Gueg\_94] et König [Koni\_89] montrent qu'une coupe trop positive soulève les fibres du premier pli. Piquet et al. [Piqu\_00] choisissent donc de travailler avec un angle d'hélice nul. Pour diminuer



l'effort de pénétration, Koplev et al. [Kopl\_83] proposent un angle de dépouille de  $15^\circ$ , au lieu de  $5^\circ$  ; ce qui selon eux génère 30% d'effort de pénétration en moins. Le choix de l'angle de pointe,  $2\kappa_r$ , contribue également fortement à l'effort axial, selon Piquet et al. [Piqu\_00]. La Figure 40 présente une géométrie de pointe standard et une pointe en ogive, illustrées sur la Figure.

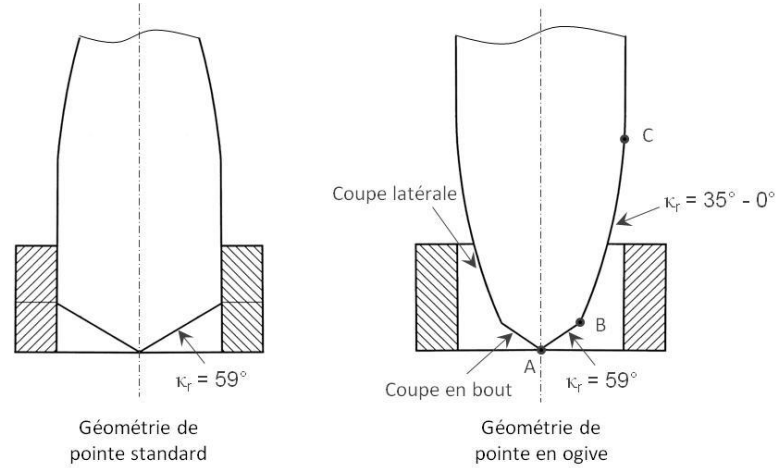


Figure 40 – Comparaison entre une géométrie de pointe standard et une pointe en ogive [Piqu\_00]

Piquet et al. [Piqu\_00] proposent un angle de pointe  $2\kappa_r = 118^\circ$  pour les arêtes principales AB et une évolution de  $2\kappa_r = 70^\circ$  à  $2\kappa_r = 0^\circ$  sur les arêtes secondaires BC. Les fibres du pourtour du trou sont ainsi coupées par une sollicitation latérale, plutôt qu'axiale. Les performances de la pointe en ogive sont très intéressantes pour le perçage de plaques de faible épaisseur, environ 3 mm. Au-delà, les sollicitations sur l'arête secondaire BC sont intenses. Elles s'expliquent par la diminution de l'épaisseur de coupe, comme le montre la Figure 41.

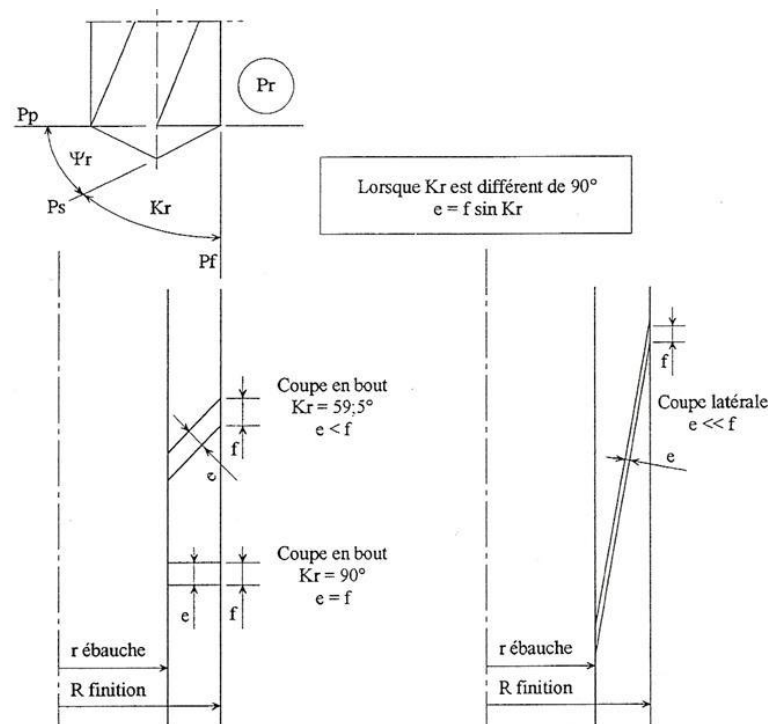


Figure 41 – Influence du  $\kappa_r$  sur l'épaisseur effective de la section coupée

Si l'avance n'est pas suffisante, alors l'épaisseur de coupe est inférieure au copeau minimal, l'arête repousse les fibres au lieu de les couper. D'importantes vibrations sont alors constatées par Piquet et al. [Piqu\_00] ; elles provoquent une facettisation de la paroi du trou. Guegan [Gueg\_94] montre qu'en dessous de l'angle de pointe de  $2\kappa_r = 70^\circ$ , l'outil risque de se dégrader rapidement. Selon Brinksmeier et al. [Brin\_02], les géométries de coupe des métaux peuvent être appliquées dans les matières composites, sous réserve que les outils présentent une bonne résistance à l'abrasion causée par les fibres de carbone. Cette remarque est fondamentale en prévision du perçage des empilages métal/Composites.

### 3.3.2 Préconisations sur le matériau usinant

#### 3.3.2.1 Substrat

Les outils en acier rapide ont une très mauvaise tenue à l'abrasion. L'arête perd rapidement son acuité ; elle repousse les fibres au lieu de les cisiller, d'après Piquet [Piqu\_99]. Les céramiques ne conviennent pas non plus, en raison de leur faible résistance aux chocs mécaniques et de leur sensibilité aux chocs thermiques. Le matériau retenu par Davim et al. [Davi\_04] est la nuance en carbures de tungstène K10 (H10F). Selon Piquet [Piqu\_99] et Abrate et al. [Abra\_92], le carbure K20 micrograins et les diamants polycristallin PCD présentent de bonnes aptitudes pour le perçage des composites à fibre de carbone. En termes de résistance à l'usure, de productivité et de répétabilité, les outils en diamants polycristallins semblent donner de meilleures performances. Ramulu et al. [Ramu\_01] montrent que les outils en WC s'usent environ 120 fois plus vite que ceux en PCD. Les inserts PCD sont très résistants à l'usure, tout en autorisant une acuité d'arête comprise entre 7 et 12  $\mu\text{m}$ . Néanmoins, leur utilisation est freinée par la faible ténacité, la difficulté d'obtenir une géométrie de coupe complexe, ainsi qu'un coût de fabrication élevé.

#### 3.3.2.2 Revêtement

Les études sur les revêtements dans le perçage des composites à fibre de carbone sont peu nombreuses. Les travaux de Illiescu [Illi\_08] comparent un revêtement TiAlN avec deux revêtements diamant CVD : Balzer Diamond Plus (structure nanocristalline, microdureté 10 000 HV<sub>0,05</sub>, épaisseur 6 à 12  $\mu\text{m}$ ) et Cemecon Fiber Speed (épaisseur de 6 à 10  $\mu\text{m}$ ). Illiescu [Illi\_08] conclut que les revêtements à base TiN ne sont pas adaptés pour ces matériaux alors que les revêtements diamant CVD présentent des performances remarquables (avec 200 trous pour le Balzer et 350 trous pour le Cemecon).

### 3.3.3 Conditions de coupe

#### 3.3.3.1 Vitesse / Avance

Les paramètres de coupe doivent être choisis de façon à minimiser la rugosité de surface et limiter les efforts de coupe, tout en conservant une durée de vie de l'outil viable économiquement. Selon Abrao et al. [Abra\_08], les composites à fibre de

carbone/résine époxyde peuvent être percés à sec avec des vitesses variant de 55 à 86 m/min, sans modifier la qualité de la pièce. L'avance, au contraire doit être la plus basse possible, soit  $f = 0,05$  mm/tr. Piquet [Piqu\_99] souligne que l'avance doit rester supérieure à la taille d'une fibre. En se basant sur les niveaux d'efforts, Mohan et al. [Moha\_05] proposent de travailler sur la plage  $V_c = 50-100$  m/min et  $f = 0,03 - 0,07$  mm/tr).

### 3.3.3.2 Lubrification / Aspiration / Santé

Les raisons économiques motivant l'usinage sans lubrification sont les mêmes que celles évoquées pour les alliages de titane. Un gain économique de 30% peut être réalisé en supprimant les opérations de nettoyage des pièces et de retraitement des fluides de coupe. De plus, l'état actuel des connaissances ne permet pas de statuer sur les conséquences d'une reprise d'humidité du composite suite à une exposition aux lubrifiants solubles. Pour autant, l'arrosage de la zone de coupe est largement utilisé pour refroidir la pièce et capturer les poussières. Le travail à sec nécessite la mise en place d'un système d'aspiration efficace pour capter les particules dont la taille varie de 4,5 et 8  $\mu\text{m}$ , selon Guidez et al. [Guidez\_99]. Les risques sanitaires encourus par l'opérateur sont encore méconnus : la prudence reste de mise et les principes de prévention collective et individuelle sont à respecter impérativement, selon l'AFSSET [Afss\_10]. Les glissières et la broche de la machine doivent être protégées des particules hautement abrasives. Les poussières de carbone sont conductrices de l'électricité et peuvent provoquer des courts-circuits dans les installations électriques. Sous atmosphère confiné, le risque d'explosion du nuage de poussière ne doit pas être négligé (norme ATEX).

### 3.3.4 Dégradation de l'outil

Le principal mode de dégradation des outils est l'abrasion. Au contact des fibres, les arêtes et les dépouilles sont fortement érodées, comme le montre la Figure 42.

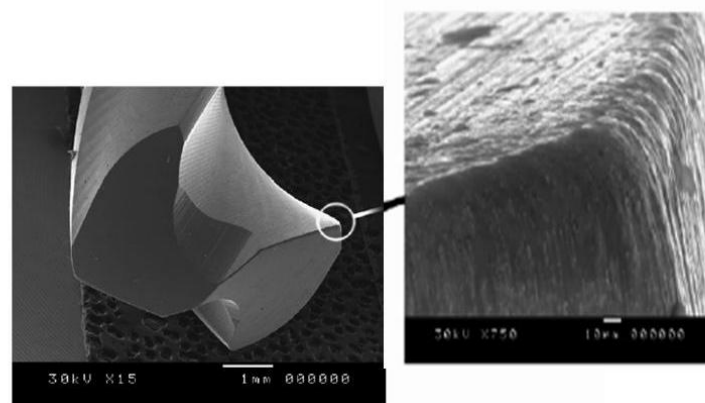


Figure 42 –Usure de l'arête en fraisage [Abra\_08]

Selon Lin et Chen [Lin\_96], l'augmentation de la vitesse de coupe accélère l'usure de l'outil. L'orientation des fibres contribue également à ce phénomène. Les travaux de Kim et al., dans le cas du rabotage, ont mis en évidence qu'à une vitesse de coupe de 50m/min, la durée de vie de l'outil chute de 70% entre un composite multidirectionnel et

unidirectionnel, où toutes les fibres sont orientées suivant  $0^\circ$ . Le caractère fragile des résines therm durcissables ne procure pas de difficulté particulière en usinage. Toutefois il peut subsister des risques d'écaillage des arêtes vives de la pièce, selon Guegan [Gueg\_94].

### 3.3.5 Dégradation de la pièce

Les défauts générés sur la pièce par l'opération de perçage sont d'origines mécaniques et thermiques. Ils apparaissent en entrée, en pleine matière en sortie. Certains défauts sont difficiles à éviter du fait de la fabrication elle-même, qui introduit des hétérogénéités locales dans l'adhésion de la fibre avec la matrice. Les critères d'acceptation des défauts sont propres à chaque constructeur et sont définis pour ne pas nuire au bon fonctionnement de la pièce. Les défauts principaux sont : la décohésion des fibres, l'écaillage, l'arrachement, le délaminage et la brûlure.

**Le délaminage**, est le défaut majeur rencontré dans le perçage des composites. Il s'agit d'une fissuration entre les plis qui se produit soit à proximité de la surface, comme le montre la Figure, soit à l'intérieur de la pièce, comme le montre la Figure 43.

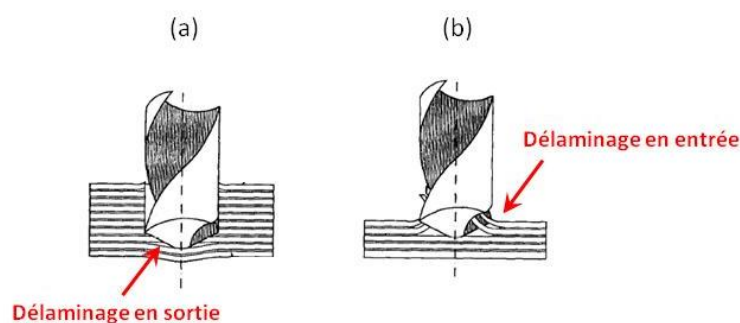


Figure 43 – Délaminage, (a) en entrée de trou, (b) en sortie de trou [Pers\_97]

En entrée de trou, l'hélice du foret tend à arracher le premier pli, d'après les constatations de Piquet [Piqu\_99], Persson et al [Pers\_97] et Hocheng et al. [Hoch\_03]. Les plis supérieurs sont tirés vers le haut sous l'action de la face de coupe ; tandis que les plis inférieurs sont maintenus en place par l'action exercée vers le bas par l'âme du foret. En sortie, Hocheng et al. [Hoch\_03] montrent que l'épaisseur restante non usinée devient de plus en plus mince et la résistance à la déformation des plis restants diminue. La charge axiale de l'outil devient alors supérieure à la force de collage interlaminaire et le délaminage apparaît, comme illustré sur la Figure 44.

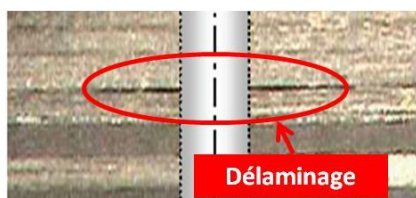


Figure 44 – Délaminage à l'intérieur du trou [Goul\_07]

**Le pli non coupé franc**, se manifeste en surface par la présence de fibres non coupées appartenant au premier pli ou au dernier, illustré sur la Figure 45.



Figure 45 – Pli non coupé franc [Goul\_97]

**L'écaillage**, est une rupture fragile de la matrice en surface qui entraîne avec elle un ensemble de fibres. Ce phénomène apparaît au moment de la sortie du foret, comme le montre la Figure 46.

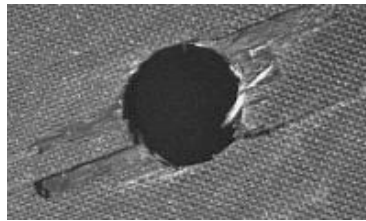


Figure 46 – Ecaillage en sortie [Illi\_08]

**L'arrachement**, est une perte d'un morceau de fibre ou de matrice suite à une sollicitation de l'arête de coupe n'ayant pas entraîné le cisaillement. Des cavités apparaissent sur la paroi du trou, illustrées sur la Figure 47, quand le vecteur vitesse de coupe et la fibre forment un angle proche de  $\chi_2 = -30^\circ + k\pi$ , selon Konig [Koni\_89].

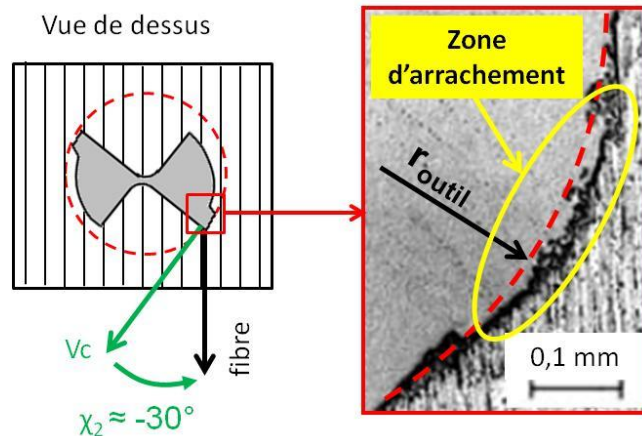


Figure 47 – Arrachement de matière le long de la paroi, selon [Koni\_89]

**Le défaut de circularité**, est lié à l'anisotropie du matériau. Une forme elliptique est observée par Piquet [Piqu\_99] dans un composite unidirectionnel, comme le montre la Figure 48. Selon Guegan [Gueg\_94], la déformation élastique des fibres avant leur rupture dépend de leur orientation par rapport à l'outil de coupe. D'après Figure 48, la position angulaire  $90^\circ$  est la plus sensible au retour des fibres.

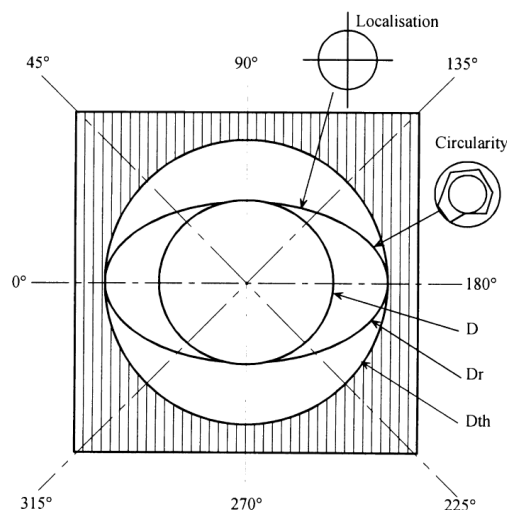


Figure 48 – Défaut de circularité lors du perçage d'un composite unidirectionnel

**Le défaut dimensionnel**, est lié à l'ovalisation des plis constatée précédemment. En effet, dans le cas d'un composite multidirectionnel, la superposition des profils de chacun des plis conduit à un trou de diamètre plus petit que celui du foret. Le resserrement des fibres sur les listels du foret entraîne un frottement important entre le matériau et l'outil

**La brûlure**, est la conséquence d'un échauffement trop important de la matrice. Le frottement de la matière sur l'outil entraîne une montée en température qui fait fondre ou vaporiser la résine, comme le montre la Figure 49. Selon Guegan [Gueg\_94], l'épaisseur de la zone affectée thermiquement est fonction de l'usure de l'outil et des conditions de coupe. Elle peut être diminuée en réduisant la taille du contact entre les listels et la paroi ; mais aussi en utilisant des matériaux permettant une meilleure évacuation de la chaleur par l'outil. Il convient également de limiter le temps de contact entre la pièce et l'outil.

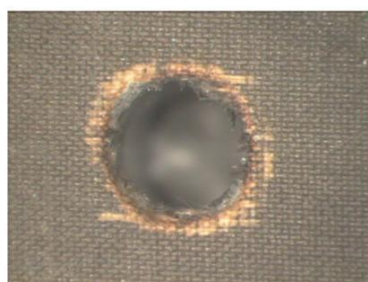


Figure 49 – Brûlure de la résine

### 3.4 Empilages

Le perçage des matériaux en configuration empilée, plutôt que séparément, permet d'améliorer la précision au moment de l'assemblage des pièces, de minimiser le nombre d'opérations d'usinage (2 trous en 1) et de limiter les manipulations de pièces souvent volumineuses. Le gain économique semble donc évident. En réalité cela est loin d'être le cas. Aux vues des constatations bibliographiques faites sur le perçage de chacun des matériaux, leurs comportements sont très différents. Il s'agit de trouver un compromis

entre la géométrie d'outil, le substrat et les conditions de coupe pour arriver à une durée de vie d'outil économiquement viable et à une maîtrise de la qualité.

### 3.4.1 Conditions opératoires et durées de vies

Le choix des conditions opératoires pour le perçage des empilages Titane/Composite à sec est un véritable enjeu, pourtant peu de travaux sont disponibles. Le Tableau 6 récapitule les rares données disponibles, provenant à la fois des travaux scientifiques de Rujikietgumjorn [Ruji\_1978], Brinksmeier et al. [Brin\_02] et Ramulu et al. [Ramu\_03], ainsi que de récentes solutions industrielles (standard catalogue) proposées par les fabricants Sandvik [Sand\_09] et Precorp [Precorp\_09].

Auteurs	Caractéristiques Outil (disponibles)	Vitesse - Avance (m/min)- (mm/tr)	Performances	
			critère outil	critère pièce
[Ruji_78]	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Ø 6 mm</li> <li>• HSS</li> <li>• Arête insert carbure</li> <li>• Non revêtu</li> <li>• Pointe 135°</li> </ul>	13 – 0,02	50 trous	< 5 trous
[Brin_02]	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Ø 16 mm</li> <li>• Carbure</li> <li>• Non-revêtu</li> <li>• Pointe 130°</li> </ul>	10 - 0,15	20 trous	Non-disponible
[Ramu_03]	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Ø 6,35 mm</li> <li>• Carbure</li> <li>• Non revêtu</li> </ul>	11 – 0,08	30 trous	Non-disponible
[Prec_09]	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Ø 3 à 16 mm</li> <li>• Carbure WC</li> <li>• Arête PCD (Veinage)</li> <li>• Non revêtu</li> <li>• Pointe 135°</li> </ul>	15 – 0,03	Non-disponible	Non-disponible
[Sand_09]	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Ø 9,5 mm</li> <li>• Carbure WC</li> <li>• Arête PCD (Veinage)</li> <li>• Non revêtu</li> </ul>	12 – 0,05	Non-disponible	Non-disponible

Tableau 6 - Choix outil et conditions de coupe préconisée pour le perçage à sec des empilages Titane/Composite

Les forets retenus par les auteurs sont tous orientés pour le perçage des matériaux métalliques. L'utilisation de carbure non revêtu est donc largement préconisée. Les

récents développements sur le frittage du PCD permettent de proposer des arêtes de formes complexes (veinage). Les angles de pointes, entre  $130^\circ$  et  $135^\circ$ , sont également dimensionnés en fonction du Titane. Les vitesses de coupe proposées sont très basses, entre 10 et 15 m/min. Elles correspondent aussi aux valeurs préconisées dans les alliages de titane, pour limiter l'endommagement thermique, selon [Brin02]. Les avances sont très faibles, soit 0,07 mm/tr en moyenne, pour limiter le délaminage et les fibres non coupées dans les composites. Les durées de vie obtenues avec ces conditions opératoires sont rarement communiquées par les fabricants d'outils. Les travaux scientifiques menés depuis n'ont pas permis d'améliorer la tenue des outils, qui reste en moyenne autour de 30 trous. Le nombre de trous satisfaisant les exigences qualité de la pièce reste souvent bien inférieur.

### 3.4.2 Dégradation de la pièce

Les dégradations liées au perçage des empilages sont les mêmes que celles évoquées précédemment dans chacun des matériaux traités séparément, à l'exception des endommagements à la sortie de la première plaque, grâce à l'appui offert par la seconde présence. Suivant le sens de perçage des empilages, il est possible de réduire considérablement la bavure à la sortie du titane ou l'écaillage et le délaminage à la sortie du composite. D'autres dégradations s'ajoutent néanmoins en configuration empilage, comme le transport des copeaux de titane dans la partie composite et l'endommagement thermique de l'interface.

**Les rayures**, apparaissent au niveau de la paroi du composite lorsque celui-ci est placé sur le dessus de l'empilage, comme le montre la Figure 50. Les copeaux de titane tranchants et chauds remontent dans les goujures. Ils créent des sillons hélicoïdaux à la surface de la paroi (à ne pas confondre avec les stries liées au drapage) et peuvent dégrader thermiquement la résine. La présence de micro-copeaux de titane incrustés dans la paroi nuit fortement à la bonne santé de la pièce.

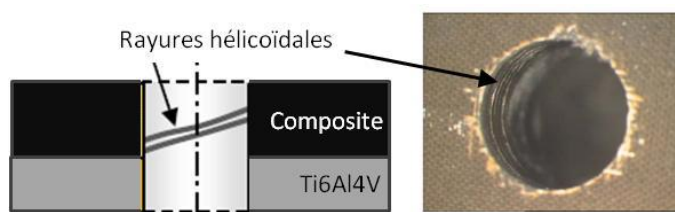


Figure 50 – Rayure de la paroi du composite

**L'anneau de brûlure**, apparaît sur le composite au niveau de l'interface entre les deux matériaux. La taille de la zone décolorée formée autour du trou est fonction du flux de chaleur qui se diffuse de la plaque de titane vers celle en composite, comme le montre la Figure 51.

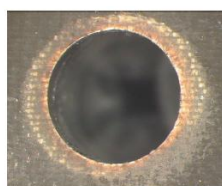


Figure 51 – Anneau de brûlure à l'interface