



Procédé inductif d'enduction métallique de fibres par voie liquide

José Feigenblum

► **To cite this version:**

José Feigenblum. Procédé inductif d'enduction métallique de fibres par voie liquide. Electro-magnétisme. INSTITUT NATIONAL POLYTECHNIQUE DE GRENOBLE, 2002. Français. <tel-01340667>

HAL Id: tel-01340667

<https://hal.archives-ouvertes.fr/tel-01340667>

Submitted on 1 Jul 2016

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

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

Je tiens à exprimer mes remerciements à toutes les personnes qui par leur aide et leur soutien ont permis la réalisation de ce travail.

Un remerciement plus appuyé à Monsieur Jean Hamburger, à qui je dois beaucoup de mon expérience scientifique grenobloise.

Je dédie cet ouvrage à ma famille et plus particulièrement à mon père.

Enfin, une pensée toute particulière à celle qui m'a accompagné tout au long de cette aventure.

Acronymes généralement utilisés

Acronymes	Définitions
ANAM	Anneau aubagé monobloc
CMM	Composite à matrice métallique
CMTi	Composite à matrice titane
CVD	Dépôt chimique en phase vapeur (Chemical Vapor Deposition)
DAM	Disque aubagé monobloc
DERA	Agence de recherche et d'évaluation de la défense (Defense evaluation and research agency)
EBPVD	Dépôt phase vapeur assisté par faisceau d'électrons (Electron Beam Physical Vapor Deposition)
EGV	Enduction à grande vitesse
F/F	Fibre/Feuillard
HIP	Pressage isostatique à chaud (Hot Isostatic Press)
MHD	Magnétohydrodynamique
PCT	Pulvérisation cathodique triode
PVD	Dépôt phase vapeur (Physical Vapor Deposition)
PyC	Pyrocarbone
SiC	Carbure de silicium
SnM	Snecma Moteurs
Vf	Fraction volumique de fibres
VHP	Pressage à chaud sous vide (Vacuum Hot Press)

Notations

Chap. 1

E	Module d'Young
ρ	Masse volumique
σ_f	Résistance à la traction de la fibre
σ_m	Résistance à la traction de la matrice

Chap. 2

α	Diffusivité thermique
β	Coefficient de dilatation thermique volumique
\vec{B}	Champ magnétique
B_0	Induction en surface
C	Valeur globale du coffret de capacités
C_p	Chaleur spécifique
δ	Épaisseur de peau électromagnétique
\vec{E}	Champ électrique
ϕ_{Cof}	Flux thermique évacué par le coffret de capacités
ϕ_{Cr}	Flux thermique évacué par le creuset
ϕ_{Ind}	Flux thermique évacué par l'inducteur
f_r	Fréquence de résonance
\vec{F}	Force de Laplace
F_{irrot}	Composante irrotationnelle de la force de Laplace
F_{rot}	Composante rotationnelle de la force de Laplace
\vec{g}	Accélération de la pesanteur
I_{CO}	Courant aux bornes du circuit oscillant
\vec{J}	Densité de courant électrique
k	Conductivité thermique
k_{TAM}	Rapport du transformateur d'adaptation amont
k_{TAP}	Rapport du transformateur interne
L_0	Longueur caractéristique du domaine électroconducteur
L_{Ch}	Inductance de la charge
L_{CO}	Inductance équivalente du circuit oscillant
L_{Cr}	Inductance du creuset
L_{Ind}	Inductance de l'inducteur

μ	Viscosité dynamique
μ	Perméabilité magnétique
ν	Viscosité cinématique
P	Pression
$P_{J_{Ch}}$	Puissance Joule induite dans la charge
$P_{J_{Cof}}$	Puissance Joule induite dans le coffret
$P_{J_{Cr}}$	Puissance Joule induite dans le creuset
$P_{J_{md}}$	Puissance Joule induite dans l'inducteur
P_n	Puissance nominale du générateur
P_r	Puissance réseau
P_u	Puissance utile du générateur
R_{CO}	Résistance équivalente du circuit oscillant
R_m	Reynolds magnétique
R_ω	Paramètre écran
σ	Conductivité électrique
\vec{U}	Champ de vitesse
U_0	Vitesse au sein du matériau
U_n	Tension nominale du générateur
U_{CO}	Tension aux bornes du circuit oscillant
V_a	Vitesse d'Alfven
V_0	Vitesse de brassage
ω_0	Pulsation caractéristique du champ
Z_C	Impédance équivalente de la charge
Z_{CG}	Impédance caractéristique du générateur
Z_{CO}	Impédance du circuit oscillant

Chap. 3

Ca	Nombre capillaire
δ	Couche limite visqueuse
$\Delta\rho$	Différence de masse volumique entre le liquide et la phase qui l'entoure
e	Épaisseur de l'emport
κ^{-1}	Longueur capillaire
g	Accélération de la pesanteur
l	Longueur du ménisque dynamique
L_s	Longueur de la source

λ	Longueur d'onde
μ	Viscosité dynamique du bain
P_0	Pression atmosphérique
r	Rayon de la fibre
R_s	Rayon de la source
σ	Tension superficielle
U	Vitesse de tirage

Chap.4

α_L	Coefficient de dilatation longitudinal de la fibre
------------	--

Chap. 6

α_L	Coefficient de dilatation longitudinal de la fibre
$\Delta\varepsilon$	Retrait longitudinal
$\varepsilon_{C_{3M}}^R$	Allongement à la rupture du composite 3M
$E_{C_{3M}}$	Module Elastique du composite 3M
$E_{C_{EGV}}$	Module Elastique du composite EGV
$E_{f_{3M}}$	Module Elastique de la fibre
$\sigma_{C_{3M}}^E$	Limite élastique du composite 3M
$\sigma_{C_{EGV}}^E$	Limite élastique du composite EGV
$\sigma_{C_{3M}}^R$	Résistance à la rupture du composite 3M
$\sigma_{C_{EGV}}^R$	Résistance à la rupture du composite EGV
$\sigma_{f_{3M}}^R$	Résistance à la rupture de la fibre

- Sommaire -

Introduction	1
Chap 1 L'état de l'art sur les CMTi et l'alternative EGV	6
1.1 Les CMTi dans les applications aérospatiales	6
1.1.1 Quelques propriétés mécaniques des CMTi	8
1.1.2 Quelques applications potentielles pour les CMTi	10
1.1.2.1 Les composants rotatifs	12
1.1.2.2 Les composants non rotatifs	13
1.2 Les différents procédés de mise en œuvre des CMTi	14
1.2.1 Les procédés d'élaboration à l'état solide	14
1.2.1.1 La voie fibre feuillard	14
1.2.1.2 La voie "Powder-cloth" ou "Tape Casting"	16
1.2.1.3 La voie "Plasma Spray Processing"	16
1.2.2 Les procédés d'élaborations de fibres enduites	17
1.2.2.1 La PVD (Physical Vapor Deposition)	18
1.2.2.2 La PCT (Pulvérisation Cathodique Triode)	20
1.2.3 Analyse comparative des différents procédés	21
1.2.3.1 Aspects économiques	24
1.2.3.2 Aspects microstructuraux	25
1.2.3.3 Aspects propriétés mécaniques	26
1.2.3.4 Aspects techniques	27
1.2.4 Conclusions	28
1.3 L'alternative EGV	28
1.3.1 Les orientations conduisant à la voie liquide	28
1.3.2 L'expérience EGV	30
Références bibliographiques	33
Chap 2 Induction électromagnétique en creuset froid	36
2.1 Rappels de magnétohydrodynamique (MHD)	39
2.1.1 Effet Joule	44
2.1.2 Les effets mécaniques des forces de Laplace	44
2.1.2.1 Le formage électromagnétique et la lévitation	47
2.1.2.2 Le brassage électromagnétique	49
2.2 Etude d'une installation de fusion en creuset froid	51
2.2.1 Principe d'adaptation d'impédance du circuit oscillant au générateur	52
2.2.1.1 Détermination de l'impédance d'un circuit oscillant	54
2.2.2 Analyse énergétique d'une installation de fusion en creuset froid	55
2.2.2.1 Modèle électrique	57
- Puissance Joule induite dans une installation à induction	58

- Puissance Joule induite dans un inducteur	58
- Puissance Joule induite dans un creuset	59
- Puissance Joule induite dans une charge	59
2.2.2.2 Modèle thermique	59
- Bilan thermique dans une installation à induction	60
- Bilan thermique d'un coffret	60
- Bilan thermique d'un inducteur	60
- Bilan thermique d'un creuset	61
- Bilan thermique d'une charge	63
- Bilan thermique global	64
- Combinaison des modèles électrique et thermique	65
2.2.3 Etude de sensibilité	67
2.2.3.1 L'inducteur	67
- La géométrie de l'inducteur	67
- Le positionnement de l'inducteur	68
- Conclusions	68
2.2.3.2 Le creuset	69
- La forme interne du creuset	69
- Le nombre de secteurs et de fentes	69
- La largeur des fentes	70
- La forme des fentes	70
- La forme des secteurs	71
- Conclusions	71
2.2.3.3 Influence de la fréquence sur le rendement	72
2.3 Etude de l'installation EGV	74
2.3.1 Caractérisation du creuset	74
2.3.2 Détermination de la fréquence de fonctionnement, caractérisation de l'inducteur	76
2.3.2.1 Adaptation de l'impédance	77
2.3.3 Modélisation électromagnétique de l'installation EGV	80
2.3.3.1 Déformation de la surface libre	80
2.3.3.2 Répartition de l'induction magnétique et des forces de volume, le long de la surface libre	81
2.3.3.3 Répartition des densités de courant	82
2.3.3.4 Evaluation de la forme du brassage	83
2.3.3.5 Bilan énergétique de l'installation	87
2.3.4 Bilan énergétique de l'installation EGV	88
2.3.4.1 Bilan calorimétrique	89
2.3.4.2 Bilan thermique de la charge	90
2.3.4.3 Bilan énergétique de l'installation	92
Annexe II.A	95
Annexe II.B	97
Références bibliographiques	98

Chap 3	Le mouillage dynamique des fibres	100
3.1	La loi de Landau ou le régime visco-capillaire	101
3.2	Le régime visco-inertiel	104
3.2.1	La couche limite visqueuse	106
3.2.2	Conclusions sur l'épaisseur en fonction de la vitesse	107
3.3	Le régime visco-inertiel appliqué à l'EGV	108
3.3.1	Cahier des charges	108
3.3.2	Représentation du modèle EGV	110
3.3.2.1	Le régime visco-capillaire appliqué à l'EGV	110
3.3.2.2	Le régime visco-inertiel appliqué à l'EGV	111
3.3.3	Etude de sensibilité	113
3.3.3.1	Influence d'une variation de la masse volumique	114
3.3.3.2	Influence d'une variation de la viscosité	115
3.3.3.3	Influence d'une variation de la tension superficielle	116
3.3.3.4	Influence d'une variation des paramètres géométriques	118
3.4	Accords entre l'EGV et le modèle théorique	120
	"Phénomènes expérimentaux"	
3.4.1	L'instabilité capillaire des colonnes liquides	121
3.4.1.1	Frein visqueux "Perlage fin"	125
3.4.1.2	Frein inertiel "Perlage fort"	126
3.4.2	L'enduction de fibres à haute vitesse, ou l'enduction périphérique	128
3.4.2.1	Le problème de mouillage	129
3.4.2.2	Variation de la longueur de source	133
3.5	Conclusions	135
	Références bibliographiques	137
Chap 4	Analyses physico-chimiques et mécaniques de fibres SiC	139
4.1	L'élaboration des fibres SiC	139
4.2	La fibre SM1140+	140
4.2.1	Propriétés mécaniques	143
4.2.2	Analyses thermomécaniques des filaments SM1140+	144
4.2.2.1	Contrainte à la rupture	144
4.2.2.2	Déformation longitudinale des filaments	145
4.3	La fibre SCS-6	146
4.3.1	Propriétés mécaniques	148
4.3.2	Analyses thermomécaniques des filaments SCS-6	148
4.3.2.1	Contrainte à la rupture	148
4.3.2.2	Déformation longitudinale des filaments	150
4.4	Conclusions	151
	Références bibliographiques	153
Chap 5	L'installation prototype EGV	
5.1	Présentation générale	154
5.1.1	Le procédé	154

5.1.2	Spécifications du procédé	154
5.1.3	Les composants utilisés	155
5.1.3.1	Les fibres	155
5.1.3.2	Les alliages	155
5.1.3.3	Energie des fluides	156
5.1.4	Caractéristiques des filaments	159
5.2	Présentation de l'installation	161
5.2.1	Le module I "Déroulement contrôlé de la fibre"	161
5.2.2	Le module II "Enduction"	164
5.2.3	Le module III "Chambre de refroidissement"	166
5.2.4	Le module IV "Trancanage de la fibre enduite"	167
5.2.5	Le module V "Instrumentation et régulation du procédé"	168
5.3	Le protocole d'essai	171
Chap 6	Les résultats de l'exploitation du prototype EGV	175
6.1	Les fibres enduites par EGV	175
6.1.1	Analyses physico-chimiques de filaments SM1140+	175
6.1.2	Analyses physicochimiques et mécaniques de filaments SCS-6	178
6.1.2.1	Filaments élaborés à basse vitesse (U~1,5 m/s)	180
	- Analyses mécaniques	180
	- Filament enduit	180
	- Filament dénudé	181
6.1.2.2	Filaments élaborés à vitesse élevée (U~3m/s)	182
	- Analyses mécaniques	183
	- Filament enduit	183
	- Filament dénudé	183
	- Filament traité thermiquement	184
6.1.3	Conclusions	184
6.2	Identification des phénomènes "verrous"	187
6.2.1	Le décentrage du dépôt	187
6.2.1.1	Enduction périphérique opposée	189
6.2.1.2	Analyse thermique de la fibre	191
6.2.2	Les ruptures de gaine	192
6.2.2.1	Analyse thermique de la fibre	193
6.2.2.2	Application d'une couche compliant	194
6.2.2.3	Rotation de la gaine	194
6.2.3	Le déchaussement de la fibre	195
6.2.4	Conclusions	196
6.3	Les CMTi élaborés par EGV	198
6.3.1	L'élaboration des éprouvettes	198
6.3.2	Résultats physicochimiques et mécaniques	199
	Références bibliographiques	203
	Conclusions et prospective	205

Introduction

Dans l'industrie aéronautique, la réflexion sur l'allègement de poids est continue. Par conséquent, la communauté s'est orientée très rapidement vers des alliages légers, puis plus tard vers des solutions hybrides, les "nouveaux matériaux".

En terme de recherche sur les nouveaux matériaux, la seule notion de performance technique s'est muée inévitablement en performance technico-économique, l'industrie aéronautique étant contrainte d'intégrer en petites quantités des matériaux à hautes performances, donc très coûteux.

Parmi les différents critères de sélection de ces nouveaux matériaux, on accentue aujourd'hui autant les efforts de recherches sur l'allègement (implicitement une amélioration des propriétés mécaniques), que sur la fiabilité du matériau ou encore sa capacité à être recyclé.

Mais en fait de "nouveaux matériaux", il s'agit plus fréquemment à l'heure actuelle de l'amélioration d'un matériau du point de vue de ses propriétés d'usage. Ces améliorations sont dues essentiellement à des optimisations de composition, à de nouvelles associations de matériaux ou enfin à une maîtrise accrue des procédés de fabrication.

Rapidement, les matériaux composites se sont avérés être des solutions attractives, car ils permettent d'allier la légèreté de l'un des composants à la robustesse ou la rigidité de l'autre. Cependant, ces solutions sont souvent limitées par des procédés d'obtention complexes et peu fiables, non rentables à l'échelle industrielle.

Parmi les différents matériaux composites, les composites à matrice métallique (les "CMM") au renfort céramique particulaire ou fibreux, ont connu un fort engouement et ce dès les années 60. Leur intérêt nouveau se situe dans la possibilité d'utiliser enfin un composite dans un environnement à fortes contraintes thermiques et mécaniques, et donc de pouvoir introduire ce type de matériau dans le secteur aéronautique et de surcroît jusque dans les parties chaudes des réacteurs.

Néanmoins, la très grande majorité des études se poursuivent aux USA, en raison de l'importance des crédits d'études, mais surtout du quasi-monopole des composants, comme les fibres céramiques de gros diamètre et les matrices d'alliages avancés de titane, élaborées sous forme de feuillards ou encore de poudres.

Les fibres céramiques restent onéreuses et les procédés d'obtention de CMM sont quant à eux très difficilement amortissables devant les faibles productions demandées. De plus, la plupart de ces procédés montrent souvent leurs limites sur des compositions d'alliages plus complexes, mais aussi, malheureusement, les plus intéressantes.

Cependant, force est de constater qu'en dépit de tout ceci, et quarante ans après, les CMM sont à l'origine de bien des programmes, ce qui laisse à penser qu'ils restent très bien placés.

Snecma Moteurs s'est ainsi intéressé à l'introduction des CMM à matrice titane, pour des applications visant le renfort de pièces tournantes de turbomachines, dont les efforts principaux se résument à des efforts de traction.

Ces CMTi sont appelés à être renforcés par des fibres céramiques continues (35 % en fraction volumique) constituées principalement de SiC. L'intérêt de ce type de fibre se situe dans le compromis inégalé qu'elle offre entre légèreté et résistance mécanique, tout en préservant une excellente tenue en fatigue du composite.

Grâce à ce type de composite, Snecma Moteurs vise un gain de masse important, notamment dans les parties les plus chaudes des compresseurs, ceci permettant de déboucher sur des gains de températures en fonctionnement de l'ordre de 100 à 300°C. A terme, les CMTi doivent interagir sur la conception même des aubes de turbine (Cf. Fig. 1), en permettant le passage d'une technologie de disque aubagé monobloc ("DAM") à celle d'un anneau aubagé monobloc ("ANAM"), et accroître, par conséquent, les performances d'un avion tant en terme de puissance des réacteurs que d'économie.

De tous les différents procédés permettant de produire des CMM, dont une étude détaillée sera présentée au chapitre I, ceux proposant de compresser des fibres préalablement enduites permettent d'obtenir les meilleurs résultats (Cf. Fig. 2), l'équité-répartition du renfort dans le composite paraissant être un point primordial dans la validation du matériau.

La fibre demeure chère et il paraît impensable de voir des concurrents arriver à rivaliser avec les principales fibres du marché à court terme. Comme la mise en forme du composite à partir de la fibre enduite est bien aboutie, c'est bien sur la réalisation de ce semi produit qu'il semble intéressant de chercher à intervenir (Cf. Fig. 2).

La réflexion entreprise entre Snecma Moteurs et EPM devait donc s'orienter vers un procédé permettant d'abaisser fortement le coût de fabrication de ces semi-produits, un procédé permettant de réaliser sur la fibre un dépôt de manière plus fiable et plus rapide, trouver une voie qui permette le dépôt de tous les types d'alliages tout en respectant les compositions les plus complexes.

Snecma Moteurs et EPM ont alors proposé une alternative inédite, l'enduction de fibres céramiques par voie liquide. La viabilité initiale du dépôt en phase liquide reposait essentiellement sur l'utilisation du creuset froid inductif. En effet, cette technologie développée à EPM permet l'élaboration et le maintien, sous champ magnétique, de tout type d'alliage métallique dans sa forme liquide, garantissant une non pollution, même pour les métaux les plus réactifs.

Ce travail de thèse tente donc de répondre aux diverses interrogations légitimes quant à l'intérêt de cette voie.

Le chapitre I présente de manière non exhaustive les applications potentielles des CMM. Un état de l'art sur les principaux couples fibre/matrice et les différents procédés permettant l'élaboration des CMM sera effectué. Une étude comparative permettra de mettre l'accent sur les avantages et les limites de chacune des méthodes, pour ainsi poser les jalons d'une nouvelle voie idéale, palliant entièrement ou en partie les manques actuels. La proposition de la voie liquide appellera diverses interrogations sur la physique du procédé que nous tenterons d'explicitier lors des chapitres suivants.

Au chapitre II, le chauffage par induction électromagnétique en creuset froid est présenté comme le cœur du procédé, justifiant à lui seul l'existence de la voie liquide. Ce chapitre se décomposera en deux parties; une première plus théorique, qui décrira les phénomènes physiques inhérents au chauffage inductif; une seconde, qui donnera les éléments permettant de caractériser une installation de fusion en creuset froid.

L'étude du mouillage dynamique des fibres dans un bain liquide, présentée au chapitre III, permettra la caractérisation physique de l'emport, définissant l'enduction par voie liquide comme une enduction à grande vitesse ("EGV").

Ensuite, différentes analyses physico-chimiques et mécaniques, portant sur les fibres SiC appelées à être utilisées avec l'EGV, sont présentées au chapitre IV.

Au chapitre V, le prototype de laboratoire, caractérisé par les résultats des chapitres précédents, sera exposé.

Enfin, les diverses analyses de fibres enduites et de composites issus de l'EGV, détaillées au chapitre VI, permettront d'obtenir une première indication quant au réel potentiel de l'enduction par la voie liquide et elles alimenteront la discussion sur les éventuelles évolutions apportées au prototype EGV.

En conclusion, nous examinerons les principaux points forts et points faibles de cette nouvelle voie pour pouvoir proposer les futurs développements du prototype existant.

Ce projet complexe a donc pour objet de montrer que cette nouvelle alternative procédé/matériau peut rendre viable à l'échelle industrielle l'intégration des CMTi dans les applications aéronautiques. Et de cette manière, réaffirmer ainsi de manière forte la place des CMM au sein des matériaux du futur.

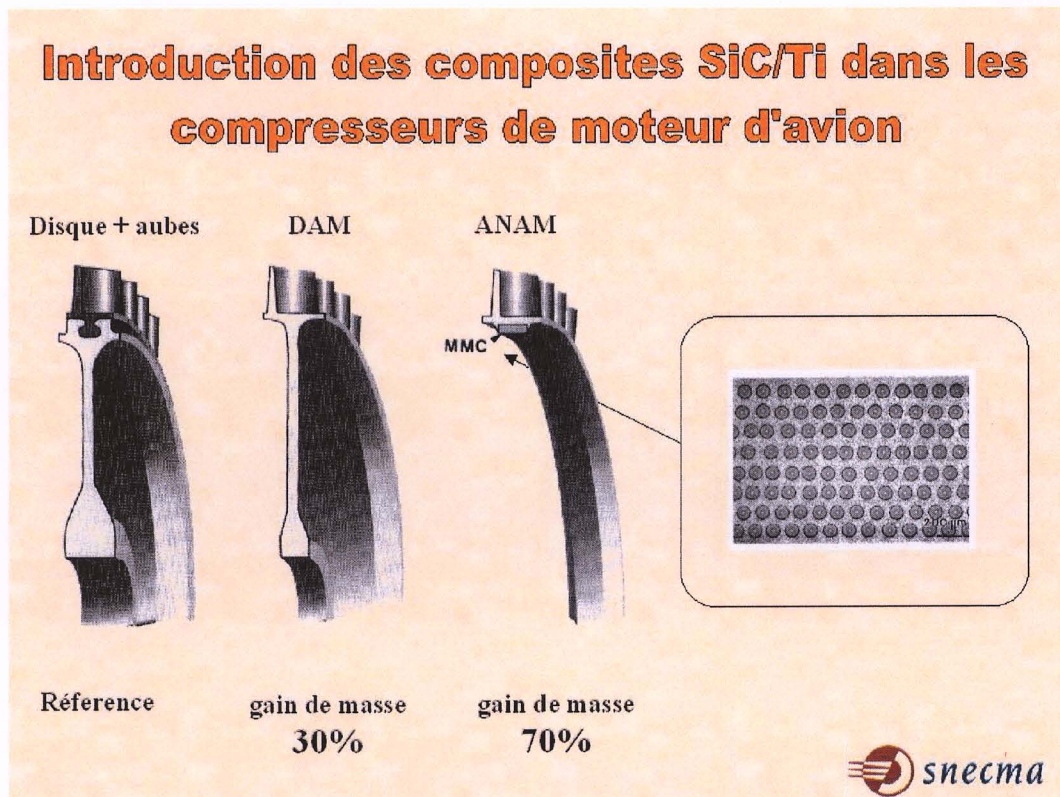


Fig. 1 - Introduction des CMTi dans les compresseurs de moteur d'avion

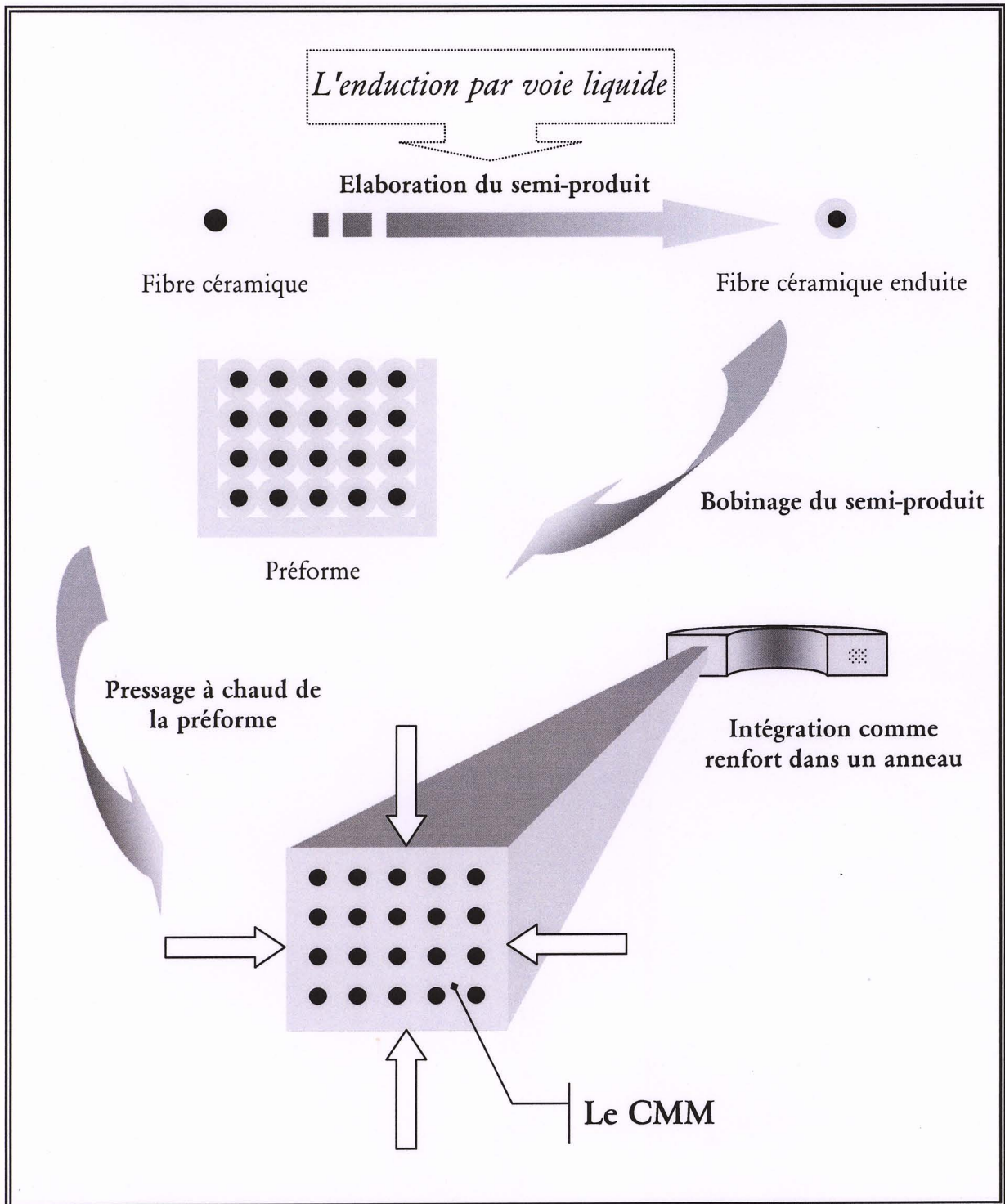


Fig. 2 - Le cycle d'élaboration d'une pièce en CMM

Chap I L'état de l'art sur les CMTi et l'alternative EGV

L'intérêt, bien qu'ancien pour ces matériaux, n'est pas altéré par les deux obstacles majeurs qui subsistent :

- ils sont coûteux : procédés et composants chers (fibre, feuillard, poudres...),
- ils sont difficiles à mettre en œuvre : procédés complexes, peu reproductibles, lents.

Leur potentialité, bien que fortement remise en cause par la difficulté à les rendre viables industriellement, reste intacte au regard de ce qu'ils semblent pouvoir apporter en terme de gain de masse et de résistance mécanique à température élevée. Tous les motoristes paraissent d'ores et déjà séduits, particulièrement pour l'intégration comme renfort dans les rotors de moteurs d'avions. De plus, avec le développement des matrices en aluminium de titane, de type TiAl, qui permettent de fonctionner à des températures approchant les 900°C, les CMTi offrent des possibilités de réduction de masse de l'ordre de 50% et ce jusque dans les parties les plus chaudes du compresseur, zones dominées à l'heure actuelle par des superalliages à base nickel.

1.1 Les CMTi dans les applications aérospatiales

Les composites envisagés pour les applications aérospatiales sont constitués de familles d'alliages de titane conventionnels (Ti-6Al-4V, Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo, etc...) où de matrices plus élaborées (TiAl, Ti₂AlNb, Ti₃Al, etc...), renforcées par des fibres céramiques continues (Tab. I.1), pour une fraction volumique estimée optimale entre 30 et 40 %.

Ces renforts se distinguent par la nature du substrat, leur composition chimique et leur revêtement de surface, lorsqu'il y en a un.

Fibres	Fabricants	Diamètre μm	Module élastique GPa	Contrainte à la rupture GPa	Masse volumique g/cm^3	Coeff. expansion thermique K^{-1}
Bore	AVCO	100	390	3,28	2,5	5.10^{-6}
SCS-6	Textron	145	427	4	3	$4,8.10^{-6}$
SM1140+	BP	108	370	3,24	3,4	3.10^{-6}
Alumine	Saphikon	125	414	2,1-3,4	4	6.10^{-6}

Tab. I.1 – Propriétés des principales fibres utilisées comme renfort dans les CMM

Historiquement, ce sont d'abord les fibres de bore puis les fibres de carbure de silicium qui ont été utilisées pour le renforcement des composites à matrice de titane. Compte tenu des fortes réactions inter faciales, il a été nécessaire de recouvrir ces fibres d'un revêtement protecteur; plusieurs solutions ont alors été envisagées, avec par exemple pour les fibres de SiC, le dépôt d'une couche de carbone, qui représente la meilleure barrière de diffusion possible.

D'une manière générale, ces filaments garantissent une bonne résistance à la traction, un fort module élastique et des masses volumiques relativement basses. Les propriétés mécaniques des fibres n'étant pas fortement dépendantes de la température, elles se positionnent idéalement pour le renfort d'alliages de titane. Les fibres les plus étudiées, car les plus diffusées, sont pour la plupart en SiC et sont produites généralement par Dépôt Chimique en Phase Vapeur ("Chemical Vapor Deposition", CVD).

Une présentation plus détaillée des fibres utilisées dans le cadre de notre étude (la SCS-6 et la SM1140+) sera faite au chapitre IV, à travers les analyses physico-chimiques des fibres enduites.

1.1.1 Quelques propriétés mécaniques des CMTi

De multiples procédés ont déjà permis d'édifier un large éventail de CMTi, cette grande base de données permettant aux motoristes de vérifier le fort potentiel de ces composites.

Une étude comparative de différentes propriétés mécaniques entre les CMTi et les superalliages peut donc être proposée [1].

De manière évidente, l'intérêt premier du CMTi, est sa capacité à renforcer un matériau, tout en garantissant un gain de masse important (Tab. I.2).

Propriétés	CMTi Conventionnel	CMTi TiAl	Superalliages
Masse volumique, g/cm^3	4,04	4,18	8,3
Rigidité à 0°*, GPa	200	242	207
Rigidité à 90°*, GPa	145	200	207
Temp. d'utilisation, °C	538	760 ↗	1090

* 0° : sens des fibres, 90° : sens transverse

Tab. I.2 – Comparaison de propriétés entre les CMTi et les superalliages

Quand le procédé répond à différents critères pendant l'élaboration du composite tels que : non dégradation de la fibre, respect d'un espace uniforme entre les fibres, alors les CMTi peuvent concurrencer les superalliages en terme de résistance spécifique à la traction (rapport résistance à masse volumique), jusqu'à des températures de 500°C (Fig. I.3).

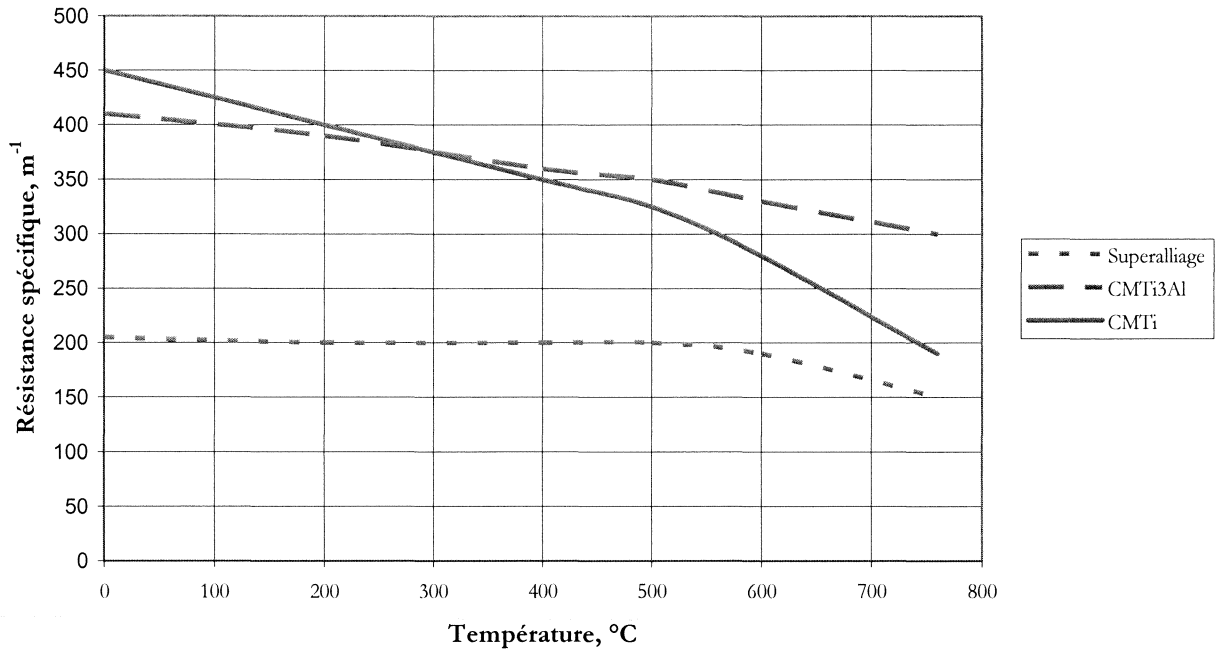


Fig. I.3 – Comparaison de propriétés entre les CMTi et les superalliages

Le module élastique spécifique, particulièrement important dans le cas des applications de renforts structuraux, est quasiment le double de celui couramment relevé dans le cas des superalliages (Tab. I.4).

Module Elastique Spécifique	CMTi Conventionnel	CMTi TiAl	Superalliages
E/ρ en m^{-1} , à $20^{\circ}C$	50	58	37
E/ρ en m^{-1} , à $538^{\circ}C$	41	51	23

Tab. I.4 – Comparaison de propriétés entre les CMTi et les superalliages

Une autre propriété mécanique reste très importante dans le cas des applications aérospatiales : la tenue en fatigue. Comme il est montré dans le tableau suivant (Tab. I.5), les propriétés des CMTi sont bien supérieures à celles des superalliages (cas de l'INCO 718 utilisé dans les disques) dans le sens des fibres, sans même considérer le bénéfice lié au gain de masse. Par contre, la résistance à la fatigue dans le sens transverse est relativement faible, c'est ce qui entraîne que les composites seront essentiellement utilisés dans des

applications de types rotors ou axes de transmission, là où les cycles de contraintes transverses sont moindres.

Pseudo contrainte, <i>GPa</i>	CMTi Sens long	CMTi Sens transverse	Superalliage INCO 718
1.000 cycles	1300	190	1800
10.000 cycles	1000	150	800
100.000 cycles	800	140	450
1.000.000 cycles	700	130	300

Tab. I.5 – Comparaison de propriétés entre les CMTi et un superalliage

Malgré cela, bien des applications se satisferont de ce critère clairement identifié par les motoristes. En effet, dans de multiples cas on pourra s'affranchir de cette anisotropie et tirer tous les avantages de ce composite avec des sollicitations principales dans la direction des fibres.

1.1.2 Quelques applications potentielles pour les CMTi

Les différentes applications aéronautiques envisagées pour les CMTi peuvent être répertoriées en différentes catégories, en terme de risques et d'avantages. Le tableau suivant (Tab. I.6) liste les différents gains escomptés en terme de masse, les risques encourus et les coûts associés à la réalisation de chacune de ces applications.

Elles sont divisées en deux parties, les pièces rotatives et les pièces non rotatives, ce qui détermine déjà en soi le niveau de risque. Ces classifications de risques se réfèrent, dans le cas où ces composants seraient défectueux, à l'influence que cela aurait sur un moteur et à plus grande échelle sur un avion. La comparaison en masse sera effectuée avec les alliages de titane ou de nickel couramment utilisés pour ce type d'applications.

Catégorie	Pièces	Risque	Amélioration potentielles	Difficulté de fab.	Coût de fab.
Pièces rotatives	<i>ANAM, DAM</i>	Haut	<ul style="list-style-type: none"> ▪ 30 à 50 % de gain de masse ▪ générations de moteurs en ANAM ▪ résistance élevée 	5	5
	<i>Arbres de transmission</i>	Modéré à haut	<ul style="list-style-type: none"> ▪ 15 à 30 % de gain de masse ▪ rigidité optimisée ▪ optimisation dynamique du rotor 	3	4
	<i>Pales de soufflantes et de compresseurs</i>	Modéré à faible	<ul style="list-style-type: none"> ▪ 15 à 20 % de masse (substitution) ▪ >30 % de masse (re-conception) ▪ dynamique optimisée 	2	3
	<i>Entretoises</i>	Faible	<ul style="list-style-type: none"> ▪ 10 à 15 % de gain de masse ▪ stabilité dimensionnelle 	4	4
Pièces non rotatives	<i>Structures</i>	Modéré	<ul style="list-style-type: none"> ▪ 15 à 25 % de gain de masse ▪ meilleur tenue 	3	3
	<i>Aube fixe de stator</i>	Modéré	<ul style="list-style-type: none"> ▪ 5 à 15 % de gain de masse ▪ meilleur tenue 	2	1
	<i>Châssis de turbines</i>	Modéré	<ul style="list-style-type: none"> ▪ 25 à 35 % de gain de masse ▪ rigidité ▪ réduction consommation carburant 	2	1
	<i>Liaisons, vérins</i>	Faible	<ul style="list-style-type: none"> ▪ 15 à 45 % de gain de masse ▪ rigidité, stabilité 	2	2
	<i>Echappements</i>	Faible	<ul style="list-style-type: none"> ▪ 25 à 45 % de gain de masse ▪ rigidité 	1	2

PS : l'évaluation va d'un niveau bas ("1") à un niveau élevé ("5")

Tab. I.6 – Applications moteurs et avantages liés à l'utilisation des CMTi - [1]

Toute la potentialité des différents composants à renforcer dans un moteur d'avion peut être alors illustrée (Fig. I.7).

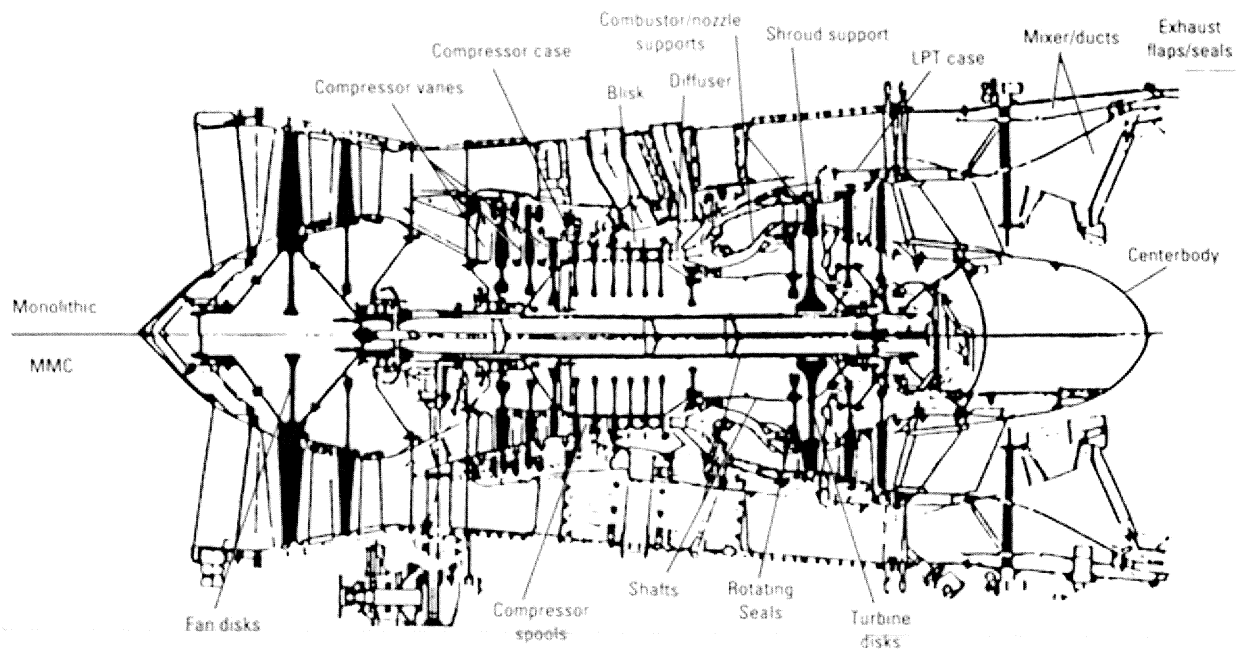


Fig. I.7 – Composants d'un turboréacteur concernés par un renfort en CMTi

1.1.2.1 Les composants rotatifs

Tous les composants renforcés par un CMTi, génèrent un haut risque au regard de la difficulté inhérente à les fabriquer, de plus leur rupture serait catastrophique, et pourrait entraîner la destruction complète du moteur.

Cependant, les améliorations potentielles sont les plus importantes dans le cas des rotors en CMTi, autant en terme de performance moteur que de gain de masse. Les gains de masse peuvent atteindre jusqu'à 50%, avec l'autre avantage d'interagir sur la conception même des moteurs d'avions, et voir ainsi les traditionnels disques pleins (en titane ou en superalliage à base nickel) muer en anneau.

Quant aux arbres de transmission, si leur fabrication semble plus aisée, une défaillance serait elle aussi fatale. Même si dans ce cas les gains de masse restent modérés, ils peuvent, par ailleurs, contribuer à l'optimisation du fonctionnement dynamique du rotor.

Pour les pales de compresseurs, si les risques de rupture sont déjà pris en compte dans les différentes conceptions de moteurs déjà existants, la réalisation des pales, même avec des courbures modérées, reste difficile. Devant le faible gain en masse, de l'ordre de 15%, et vu le coût élevé des CMTi, il est difficile de vouloir remplacer ces pièces réalisées traditionnellement en titane. Cependant, pour les nouvelles générations de moteurs, la rigidité spécifique obtenue avec les TiAl, contribue à rendre tout de même les CMTi très attractifs pour cette application.

Comme on peut donc le constater, les CMTi ont cet avantage de pouvoir jouer sur différents niveaux : gain de masse, tenue en fatigue, rigidité, résistance à la traction, etc..., de manière séparée ou bien plus avantageusement encore sur tous les niveaux en même temps.

1.1.2.2 Les composants non rotatifs

L'intérêt premier pour ce type d'applications, c'est que les CMTi ont un coût modéré voire faible. Le modeste gain de masse escompté pour la plupart de pièces (15 à 20 %) est rendu intéressant par le large éventail de pièces à renforcer.

Les applications plus structurales, dont les fonctions premières sont le maintien du moteur, seront bien remplies avec, de surcroît, des risques modérés, en regard du fort apport en terme de rigidité, même si la conception ne sera pas toujours aisée (pattes de fixations, etc...).

Les aubes de stator en CMTi ne peuvent lutter à l'heure actuelle avec les alliages de titane conventionnels, du fait de leur température d'utilisation relativement modeste. L'introduction des intermétalliques laisse espérer que les objectifs seront bientôt atteints en terme de température.

D'importants gains de coûts pourront de plus être obtenus en utilisant des pièces réalisées dans des matériaux bons marchés comme l'aluminium. On pourra effectivement intégrer

ces matières dès lors que l'on aura radicalement changé la structure des moteurs, pour passer ainsi d'une génération de moteurs en DAM vers une génération de moteurs en ANAM. C'est en effet un autre atout non négligeable de l'intégration des CMTi dans les moteurs d'avions.

1.2 Les différents procédés de mise en œuvre des CMTi

Si le prix de la fibre demeure élevé (~ 5 K€/kg pour la SCS-6 de chez Textron – US), les procédés d'élaborations de CMTi restent quant à eux difficilement amortissables. Tout d'abord, ces procédés ne permettent pas d'atteindre des productions qui les rendraient viables industriellement. De plus, tous les différents procédés montrent souvent leurs limites sur les compositions d'alliages les plus complexes, mais malheureusement aussi les plus intéressantes. Les seuls résultats de CMTi connus à l'heure actuelle, à l'échelle industrielle, ont été réalisés avec un couple fibre/matrice aux caractéristiques limitées (SCS-6 et TA6V).

1.2.1 Les procédés d'élaboration à l'état solide

Les plus anciens procédés, devant la très grande réactivité des matrices, ont fait appel à des technologies permettant d'élaborer des composites à l'état solide. Différentes voies ont été explorées, elles différaient essentiellement par la manière de combiner la fibre et la matrice, juste avant l'opération de densification.

1.2.1.1 La voie fibre/feuillard ("F/F")

De toutes les méthodes permettant de produire un CMTi, la plus largement utilisée est la voie fibre/feuillard [2]. Il s'agit de réaliser un empilement alterné de nappes de fils, maintenus entre eux par un liant organique ou encore un fil de titane, et de feuillards de la

matrice de 100 à 150 μm d'épaisseur. Le liant sera ensuite attaqué par un solvant et éliminé lors d'une étape de dégazage.

Cet empilement est ensuite densifié par un pressage à chaud sous vide ("VHP" : Vacuum Hot Press) ou par un pressage isostatique à chaud ("HIP" : Hot Isostatic Press) dans le domaine superplastique de la matrice. Ce procédé, pour l'instant le seul à avoir été développé industriellement permet de réaliser essentiellement des plaques en CMTi.

Cependant, cette méthode connaît quelques limites, en effet, le liant organique ne disparaît pas forcément de manière complète lors de l'étape de chauffage et de dégazage. Ceci peut alors entraîner une contamination interstitielle et une réduction des propriétés mécaniques du composite.

L'application d'une pression lors de l'opération de densification, entraîne le déplacement de fibres initialement adjacentes pouvant conduire jusqu'à leur mise en contact (Fig. I.8). Ainsi, pour s'affranchir de ces défauts, on se limite à des fractions volumiques élevées en fibre ($\geq 45\%$) qui traduisent une pauvre répartition de fibres dans le composite. Cette technique ne permet pas non plus de garantir des composites de qualité constante.

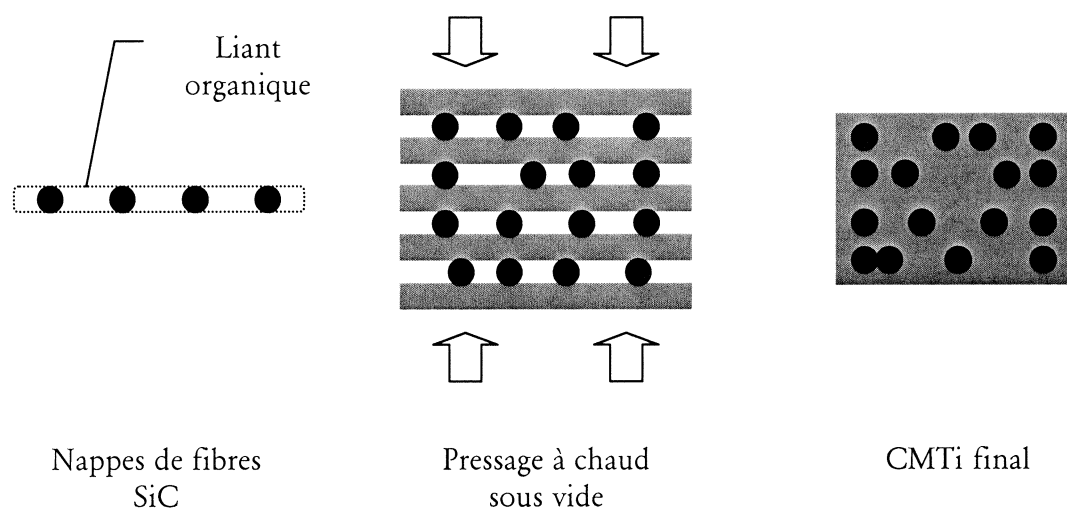


Fig. I.8 - Illustration du procédé fibre/feuilard pour l'élaboration de CMTi

L'autre inconvénient de cette méthode, est le coût élevé des feuillards de titane utilisés (~8K€/kg – ep. 100 μ m), les aluminures de titane, par exemple, à la ductilité élevée, nécessitent la mise en œuvre de techniques de formages très onéreuses. Ces feuillards, ne sont pas, de surcroît, disponibles pour tous les types de matériaux.

1.2.1.2 La voie "Powder-cloth" (tissu de poudre) ou "Tape Casting"

Plus récemment, il a été développé de nouvelles techniques issues de la famille fibre/feuillard [3-4]. Le feuillard de titane est ici remplacé par une poudre de matrice (moins chère que le feuillard) agglomérée grâce à un liant organique, qui est ensuite roulée à chaud pour former un tissu de poudre. Le ruban est obtenu après raclage au défilé de la matière, ce qui contribue à l'élaboration d'un ruban d'épaisseur à peu près constante. Le ruban ainsi formé, est obtenu pour une vitesse optimale de formage de 0,25 m/s.

Ce procédé possède l'avantage d'être utilisable pour toutes les matrices existantes sous forme de poudre, mais il a néanmoins quelques points faibles.

Outre le problème récurrent de la maîtrise de l'espace inter fibres (nombreux contacts de fibres observés), on relève aussi, lors de l'étape de chauffage et dégazage, une décomposition du liant qui entraîne inévitablement une contamination interstitielle de la matrice et peut altérer sa plasticité. Malgré le compactage à chaud réalisé, on relève régulièrement des taux de porosités allant jusqu'à 40% au sein du composite.

1.2.1.3 La voie "Plasma Spray Processing"

Cette technique se résume à une projection plasma sous pression réduite, utilisant une poudre pré-alliée, sur un mandrin autour duquel la fibre est bobinée. Ce procédé entraîne des vitesses de dépôt élevées (100 μ m/min) en comparaison des techniques précédentes (F./F.) et la distance inter fibres est plus régulière, le pressage à chaud s'opérant sur des strates où les fibres sont déjà maintenues par la matrice.

Le pré-imprégné étant élaboré sous atmosphère contrôlée, ce type de procédé garantit une oxydation minimale du dépôt, les inconvénients se situent davantage dans une éventuelle dégradation du revêtement de la fibre sous l'impact des gouttes semi liquides, ou encore avec les gaz occlus dans le pré-imprégné laissant apparaître des taux de porosité pouvant aller jusqu'à 5%.

Parmi les problèmes récurrents que l'on peut retrouver au sein des composites élaborés de cette manière, la plupart sont intimement liés à la technique d'élaboration. Pour les éviter, l'orientation vers une nouvelle voie semble primordiale.

1.2.2 Les procédés d'élaborations de fibres enduites

Cette nouvelle orientation consiste à déposer directement et en continu la matrice de manière homogène sur un fil seul, dans l'optique de réaliser un semi-produit. Ces fibres ainsi revêtues sont ensuite disposées dans un outillage adapté leur permettant ensuite d'être densifiées par HIP ou VHP. Devant les différentes méthodes de type fibre/feuillard, cette technique possède déjà l'avantage de garantir la régularité de la répartition des fibres au sein du composite. La matrice du CMTi final provient donc exclusivement du dépôt réalisé sur les fibres, évitant tout apport supplémentaire coûteux d'alliage de type feuillard ou poudre. La fraction volumique finale du composite se trouve donc être directement définie par la fraction volumique des fibres (Fig. I.9), on peut ainsi obtenir de bons composites avec des Vf supérieures à 80%.

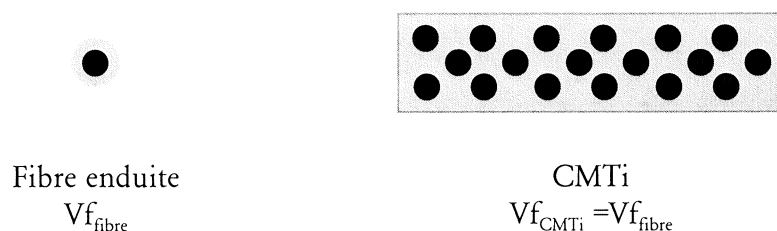


Fig. I.9 – Caractérisation de la Vf du CMTi par la Vf de la fibre

Cette technique permet d'obtenir des composites avec une répartition des fibres exceptionnellement uniforme, l'étape de consolidation, ici moins dégradante pour les fibres (pas de contamination), permettant d'élaborer directement le composant final et d'obtenir des formes de révolution plus complexes.

De part la faible taille des fibres enduites, la densification peut donc aussi s'opérer dans le domaine superplastique de la matrice. Mieux encore, si le respect minimal d'un espace inter fibre pour laisser passer le métal lors du compactage était nécessaire, dans le cas du fil pré enduit, la matrice doit beaucoup moins se déplacer, on observe donc moins de dégâts sur la fibre qui est de surcroît déjà protégée par une gaine de matrice (Fig. I.10).

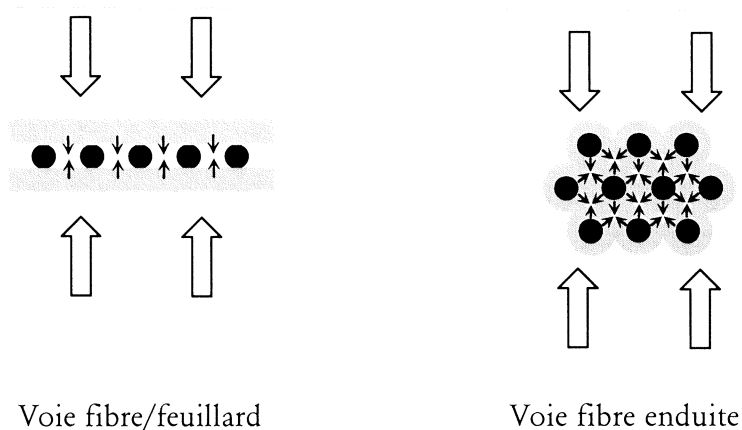


Fig. I.10 - Déplacement de la matrice suivant le type de voie

Là encore, les différentes méthodes développées se distingueront dans le type de technique employée pour déposer la gaine sur la fibre.

1.2.2.1 La PVD (*Physical Vapor Deposition*)

L'EBPVD (*Electron Beam Physical Vapor Deposition*) [5], consiste à réaliser un dépôt sur la fibre par évaporation ou projection sous vide d'un alliage soumis à un bombardement électronique (Fig. I.11).

Les principaux avantages de cette méthode sont :

- une parfaite distribution des fibres dans le composite,
- la possibilité de contrôler la fraction volumique de manière très fine et d'obtenir des composites avec des fractions volumiques de fibre très élevées.

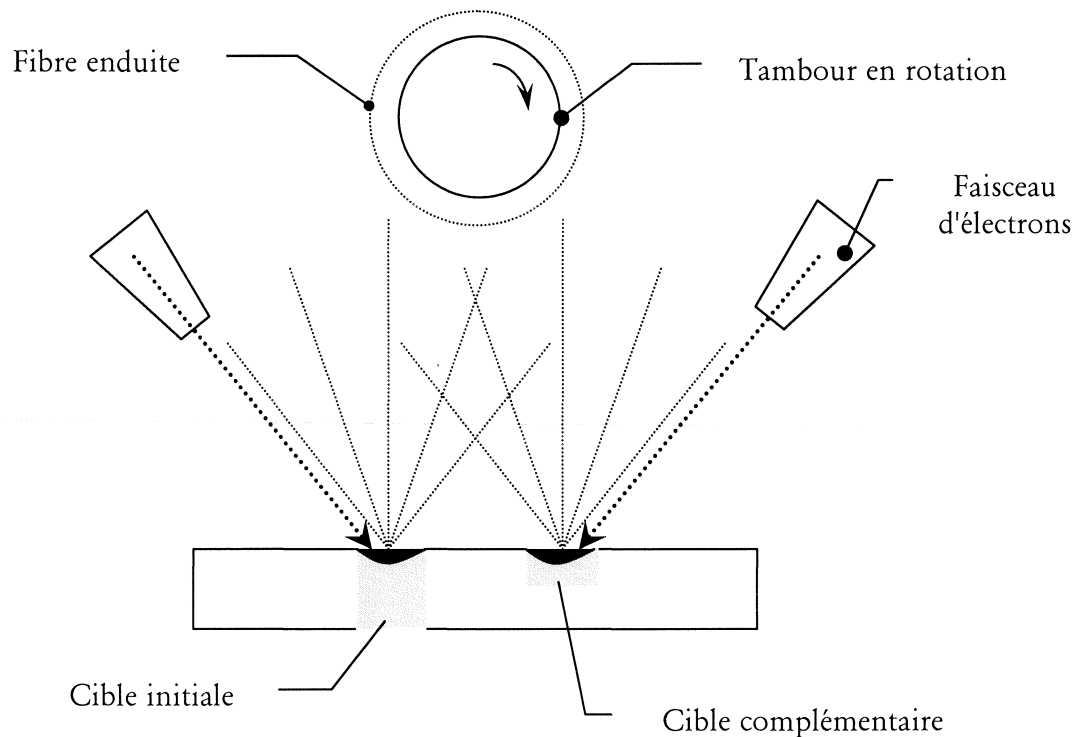


Fig. I.11 - Schéma de principe de l'EBPVD

Malgré ceci, la vitesse de dépôt n'est que de 5 à 10 $\mu\text{m}/\text{min}$, ce qui reste faible pour un procédé somme toute assez coûteux. De plus, le respect des compositions s'avère difficile voire impossible pour des alliages complexes. Pour les TiAl le procédé utilise simultanément deux sources, une de TA6V et une d'aluminium.

Comme on peut le voir sur la figure précédente (Fig. I.11), la méthode consiste à faire évaporer la matrice en la faisant pulvériser par un faisceau d'électrons. La matière est ainsi condensée de manière continue sur une fibre bobinée sur un tambour, entraîné lui même en rotation. Ce procédé opératoire entraîne une dissymétrie du dépôt sur la fibre, ce qui réduira la bonne distribution des fibres dans le composite. Pour obtenir un dépôt radialement uniforme, il faudra faire observer à la fibre un déplacement complexe à vitesse très lente, une rotation combinée à une translation, à travers les jets de vapeur de titane.

Les petites microstructures observées au niveau des grains, dues essentiellement au refroidissement rapide du dépôt, facilitent la superplasticité de la matrice. Les conditions de densification sont donc rendues moins dures, la période de compactage nécessitant une température et une pression moindres pour un temps de cycle plus court. Tout ceci tend à limiter les réactions chimiques potentielles entre la fibre et la matrice, et réduit fortement le nombre de fibres endommagées où même cassées lors de la densification du CMTi.

1.2.2.2 La PCT (Pulvérisation Cathodique Triode)

De manière similaire, la PVD est aussi réalisée par la technique de pulvérisation cathodique triode [6]. Les principaux avantages de cette méthode sont :

- la possibilité de déposer des alliages avec une composition relativement facile à contrôler,
- la propreté de l'atmosphère de dépôt,
- la bonne adhérence des dépôts sur les substrats.

Le principe de la PCT consiste à faire réagir une particule à la surface d'un matériau (la matrice), ce qui provoque l'éjection d'un ou plusieurs atomes des couches superficielles de la matrice (Fig. I.12). Un filament de tungstène chauffé par effet Joule émet des électrons, qui interagissent avec les atomes d'argon pour donner des ions Ar^+ . Ces particules, inertes chimiquement, sont alors accélérés vers la cible par un champ électrique.

La composition du dépôt reste voisine de celle de la matrice initiale, néanmoins, ceci n'est rendu possible qu'à l'aide de réglages très fins sur les paramètres de la pulvérisation. Quant au problème d'oxydation, il est lui aussi moins marqué grâce à une température de plasma (900°C) inférieure à celle rencontrée dans l'EBPVD, ce qui a pour conséquence de minimiser les interactions fibre/matrice.

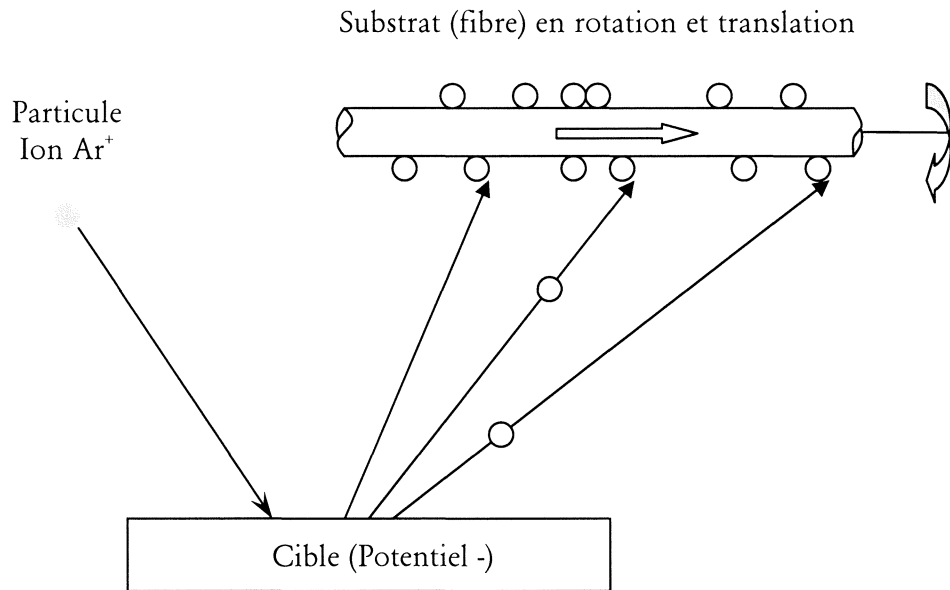


Fig. I.12 - Schéma de principe de la PCT

Cependant, la vitesse de dépôt est très faible ($\sim 25 \mu\text{m/h}$) et le dépôt n'est pas homogène sur l'épaisseur, car à l'instar de l'EBPVD, le procédé est directif. Ceci pourra être amélioré par un déplacement combiné de la fibre à travers une cible tubulaire ou encore plusieurs cibles uniformément réparties autour de la fibre.

1.2.3 Analyse comparative des différents procédés

Les composites sont donc issus d'une étape de consolidation, réalisée sur des préformes à l'état initial solide, soit par VHP, soit par HIP. Ces préformes proviennent de trois familles différentes dans la manière d'allier la fibre et la matrice (Fig. I.13):

- la voie fibre/feuillard (F/F),
- la voie enduction monocouche issue de la technique plasma,
- la voie enduction mono fibre issue de la technique PVD.

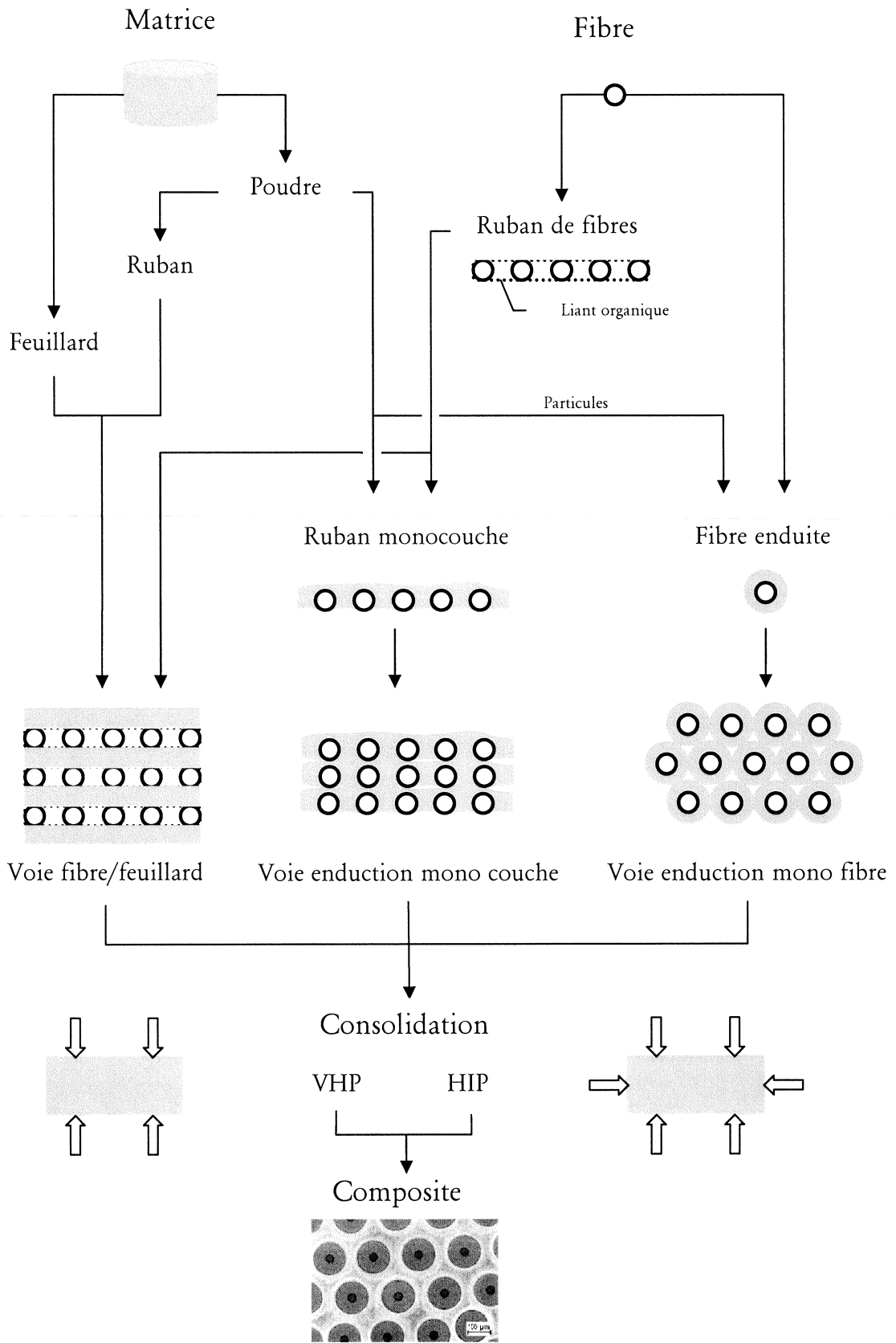


Fig. I.13 – Les différentes voies d'élaboration des CMTi

Les principales caractéristiques de chacune de ces méthodes sont ici synthétisées et exposées sous forme d'un tableau comparatif (Tab. I.14):

Procédés	Principaux avantages	Principaux désavantages
F/F	- Procédé simple.	- Feuillards chers, - Feuillards limités aux matrices ductiles, - Formes de pièces limitées, - Vf faibles, - Mauvaise distribution des fibres, - Possible contamination par le liant.
Plasma <i>Mono couche</i>	- Préformes proches de la forme finale.	- Dégradation de la fibre, - Possible porosité de la matrice, - Vf faibles, - Mauvaise distribution des fibres.
PVD <i>Mono fibre</i>	- Préformes proches de la forme finale, - Excellente distribution de fibres, - Obtention de Vf élevées, - Applicable aux formes complexes.	- Procédé lent, - Limité aux alliages conventionnels.

Tab. I.14 – Synthèse des différentes voies permettant l'élaboration d'un CMTi

On voit là encore le vide laissé par les différentes techniques existantes. Si seule la voie F/F semble pouvoir aboutir, à l'heure actuelle, à une exploitation industrielle de sa technique, le composite élaboré sera de qualité insuffisante et utilisable seulement pour des types de pièces élémentaires (plaques, axes...).

A l'inverse, la seule voie laissant espérer une qualité de composite réellement intéressante, la PVD, voit ses limites s'affirmer dans la mesure où elle ne semble pouvoir s'appliquer qu'à des alliages aux propriétés limitées et ceci pour un coût relatif très élevé devant les autres méthodes.

Mais pour apprécier pleinement les caractéristiques et les potentialités de chacune des méthodes, une étude plus fine doit être faite au regard des divers critères définissant un procédé.

1.2.3.1 Aspects économiques

Le tableau suivant (Tab. I.15) liste, en terme de coût, les différents facteurs intervenant dans l'élaboration du composite. Le prix de la matrice, ou plutôt son état d'élaboration, sera tout d'abord pris en compte; un coût relatif au procédé lui-même sera ensuite évalué (énergie, maintenance...) ainsi que le coût de la mise en forme des préformes. Enfin, le coût de la consolidation, intimement lié aux différentes voies choisies, sera apprécié. La fibre n'est pas présente dans ce tableau, car elle est la même dans tous les cas et seul un besoin industriel fort pourrait faire évoluer favorablement son prix.

Procédés	Coût de la matrice	Coût du procédé	Coût de la préforme	Coût de la consolidation	Coût du composite
F/F	4	2	2-3	3	3
Plasma	2	4	2-3	2-3	3
PVD	4	4	2	2-3	4

PS : l'évaluation va d'un niveau bas ("1") à un niveau élevé ("4")

Tab. I.15 – Comparaison des différents procédés : aspects économiques

Les feuillards sont en moyennes dix fois plus chers que la poudre, et dans le cas de la PVD des lingots aux propriétés très spécifiques doivent être élaborés.

Les procédés utilisant la voie plasma ou la PVD entraînent des hauts niveaux de vide et de température, nécessitant de fait des techniques complexes, onéreuses.

L'élaboration des préformes à travers les trois voies est sensiblement du même niveau, même si avec la voie PVD et ses fibres continues, on peut réaliser des pièces complexes plus facilement. De la même manière, si aucune méthode ne se démarque fortement lors de l'étape de consolidation, la voie F/F nécessitera tout de même un niveau plus élevé d'énergie.

Assurément la voie PVD est la plus onéreuse car elle est probablement aussi la plus sophistiquée.

1.2.3.2 Aspects microstructuraux

En terme de caractéristiques microstructurales, on peut parler principalement de la distribution des fibres, des réactions inter faciales, des éventuelles dégradations de la fibre ou encore d'une potentielle contamination du composite. Tous ces critères sont ainsi évalués et comparés dans le tableau suivant (Tab. I.16) :

Procédés	Distribution de la fibre	Réactions inter faciales	Dégradation de la fibre	Contamination résiduelle	Qualité du CMTi
F/F	2	2-3	2	3	2
Plasma	2	3	1	1	1
PVD	4	2-3	3	2	4

PS : l'évaluation va d'un niveau inacceptable ("1") à un niveau très satisfaisant ("4")

Tab. I.16 – Comparaison des différents procédés : aspects microstructuraux

Même si les différents procédés permettent de contrôler la distribution des fibres, la voie PVD donne de meilleurs résultats grâce à une répartition particulièrement uniforme.

Les réactions inter faciales dépendent essentiellement des réactions chimiques mises en jeu et des températures d'exposition de la fibre. Même si la plupart des techniques sont optimisées, un niveau initial de porosité élevé de la matrice entraînera un temps de consolidation plus long, ce qui tend à favoriser les réactions.

Les fibres ne sont généralement pas détériorées, sauf dans le cas de la voie plasma, où la projection de goutte de métal les dégrade, tant thermiquement que mécaniquement.

Enfin, l'étude de la contamination du composite, même si elle est peu traitée dans la littérature, est importante pour la qualité finale du composite. Bien sûr, les voies utilisant un liant organique incomplètement dégazé, peuvent voir augmenter le taux de contamination du CMTi, mais c'est aussi du côté des voies nécessitant un niveau de vide et des températures de fonctionnement élevés qu'il faut aussi se tourner.

Bien que la matrice soit réduite à l'état de vapeur et portée à des températures relativement élevées, c'est potentiellement la PVD qui permet de produire le meilleur CMTi.

1.2.3.3 Aspects propriétés mécaniques

Dans le tableau suivant (Tab. I.17), on trouve répertorié pour chaque méthode les fractions volumiques typiquement obtenues. Est comparée ensuite la résistance à la traction obtenue par rapport à la valeur théorique calculée par la loi des mélanges :

$$\sigma_{CMTi} = \sigma_f (V_f) + \sigma_m (1 - V_f)$$

où σ_f est la résistance à la traction de la fibre, σ_m la résistance à la traction de la matrice et V_f la fraction volumique représentant les fibres.

Procédés	Vf caractéristique, en %	Résistance relative, en %
F/F	33	92-98
Plasma	22	75
PVD	≤ 80	~ 100

Tab. I.17 - Comparaison des différents procédés : aspects propriétés mécaniques

Pour la voie F/F, les résultats sont déjà intéressants, mais ils peuvent être encore augmentés avec des matrices plus ductiles.

Les valeurs assez basses relevées pour la voie plasma sont essentiellement dues aux dégradations subies par la fibre.

Enfin, avec la voie PVD, la haute qualité microstructurale de la matrice tend à donner au composite des propriétés mécaniques quasi identiques à celles obtenues par la loi des mélanges.

1.2.3.4 Aspects techniques

Il est préférable, pour bien préparer un composite, d'élaborer une préforme la plus proche possible de la forme finale du composite. Afin d'aboutir à un résultat satisfaisant, il convient de maîtriser différentes caractéristiques du matériau comme du procédé. On trouve entre autres, la capacité de la matrice à être formée où mise en poudre, le taux de compression de la préforme, la capacité de chaque voie à réaliser des pièces complexes et étendre ainsi leur champ d'application et enfin, la potentialité du procédé à évoluer vers une installation industrielle. Une présentation comparée de ces différents paramètres est présentée dans le tableau suivant (Tab. I.18).

Procédés	Aptitude de la matrice	Taux de compression	Complexité des pièces	Evolutivité
F/F	2	2	2	3
Plasma	3	2-3	2-3	3
PVD	2	3	3	2

PS : l'évaluation va d'un niveau bas ("1") à un niveau élevé ("4")

Tab. I.18 - Comparaison des différents procédés : aspects techniques

La voie F/F, est très facile à mettre en œuvre, mais elle est limitée aux matrices relativement ductiles. On observe jusqu'à 27 % de taux de compression, ce qui limite cette voie à des formes simples.

Avec la voie plasma, si on opère un contrôle précis de tous les paramètres, on peut concevoir des pièces intéressantes avec un taux de compression de seulement quelques pourcents.

Quant à la voie PVD, on observe encore une difficulté à déposer des compositions complexes, avec des productions loin d'être industrielles. Le procédé garantit des taux de compression inférieur à 10 %, ce qui lui laisse toutes ses chances pour des pièces plus évoluées. Néanmoins, cette technique ne sera viable que pour des applications de pointe, en produisant des CMTi de qualité élevée mais en volume restreint.

1.2.4 Conclusions

Les différentes voies permettant de développer des CMTi de qualité intéressante, pour des applications dans l'aéronautique, sont étroitement liées à des procédés aux coûts élevés utilisant des alliages conventionnels.

Si la voie F/F offre une solution simple pour un résultat final honorable, elle n'est malheureusement applicable qu'à des pièces de formes triviales. Le coût élevé des feuillards et la difficulté à obtenir sous cette forme les alliages les plus complexes sont les autres facteurs limitant de cette méthode.

Les techniques proposant de compacter des fibres enduites, permettent l'élaboration d'un composite de qualité mais avec des procédés très lents et très coûteux car utilisant des technologies complexes.

On peut donc noter de manière certaine, qu'à l'heure actuelle et malgré un intérêt marqué pour les CMTi, il subsiste une incapacité réelle à produire de manière industrielle un matériau répondant point par point à toutes les caractéristiques attendues par les motoristes.

1.3 L'alternative EGV

Comme on peut le voir, les techniques conduisant à l'enduction mono fibre, sont in fine les plus attractives, dans la mesure où le composite élaboré ensuite à l'aide de ce semi-produit conduit à une qualité jusque là jamais égalée.

1.3.1 Les orientations conduisant à la voie liquide

Le paradoxe qui alimente notre réflexion est simple et complexe à la fois. Trouver une nouvelle voie pour enduire un fil avec une matrice :

- à faible coût,
- avec une productivité élevée,
- en étendant la palette des matrices utilisables.

La voie solide, depuis longtemps explorée par l'intermédiaire de la voie fibre/feuillard, utilise des feuilles de matrice, où de manière similaire, de la poudre d'alliage. Elle a révélée de nombreux inconvénients, qui seraient encore accentués en voulant transférer ces techniques à l'enrobage d'une fibre seule.

Le dépôt en phase vapeur, largement développé dans le cadre des techniques de PVD, est le plus avancé pour l'enrobage d'une fibre seule. Les résultats obtenus, bien que prometteurs, sont néanmoins nuancés par les coûts prohibitifs des procédés.

La voie liquide, initialement évitée devant la très grande réactivité des matrices titane, mérite cependant que l'on s'y intéresse de nouveau.

En effet, de nombreuses études, comme pour l'ensimage de fibres de verres [7], montrent une faisabilité et un savoir faire accrus quant à l'enduction de fibres de petits diamètres dans un bain liquide. De plus, l'interrogation quant à l'élaboration d'un alliage métallique à l'état liquide, sans le polluer, est maintenant depuis longtemps levée grâce aux techniques de chauffages inductifs appliquées aux creusets froids.

La physique régissant l'emport de matière, donne aussi des indications très intéressantes. En effet, l'enduction par voie liquide est pilotée par des vitesses de tirages de l'ordre du mètre par seconde, pour pouvoir respecter les fractions volumiques attendues. C'est un ordre de grandeur sans commune mesure avec les autres procédés déjà existants (Tab. I.19). Comparativement aux précédentes techniques, nous sommes en présence d'une enduction à grande vitesse ("EGV"). Ce point permet déjà, à lui seul, de positionner avantageusement cette technique par rapport aux autres et nous incite à explorer cette voie.

Procédés	F/F	Plasma	PVD	PCT	Voie liquide
Vitesse de dépôt dans le sens radial	Faible* Mise en place manuelle	100 $\mu\text{m}/\text{mn}$	10 $\mu\text{m}/\text{mn}$	25 $\mu\text{m}/\text{h}$	directe

Tab. I.19 – Comparaison des différentes vitesses d'élaboration

Si l'élaboration, sans pollution, d'un alliage de titane à l'état liquide semble acquise, la technique de fusion en creuset froid semble pouvoir apporter d'autres garanties intéressantes. Il est vrai que par la voie liquide, la fusion de tout type de matrice est rendue possible, avec un transfert de la matière du bain liquide à la fibre sans changement d'état.

En réalité, la plus grande interrogation porte sur le comportement de la fibre pendant la traversée du bain de métal liquide en fusion. Pour tenter d'éclaircir ce point, une expérience de défilement de fibre à travers un bain d'alliage de titane liquide est entreprise.

1.3.2 L'expérience EGV

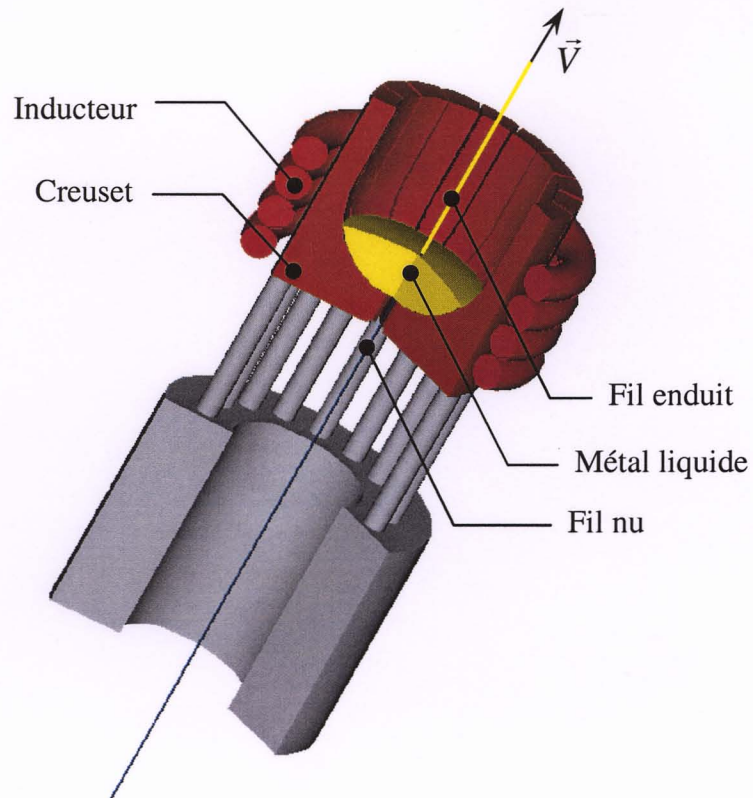
Cette expérience originale a fait l'objet d'un dépôt de brevet [9], intitulé :

"Procédé d'enduction métallique de fibres par voie liquide"

et dont une description synthétique dit que :

"L'invention propose un procédé d'enduction métallique de fibres par voie liquide, ledit procédé étant plus particulièrement mais non exclusivement destiné à l'enduction en couche épaisse et régulière par des métaux et alliages métalliques présentant une température de fusion et une réactivité élevée. Un tel procédé est remarquable en ce qu'on fait défiler la fibre tendue dans le métal liquide maintenu en lévitation dans un creuset,

ladite fibre passant par des orifices disposés dans la paroi du creuset, lesdits orifices étant disposés de part et d'autre du métal liquide à des endroits où le métal liquide n'arrive pas au contact de ladite paroi."



- Schéma du principe de l'enduction par voie liquide -

L'enduction par voie liquide semble se positionner déjà comme un candidat sérieux parmi tous les prétendants à l'élaboration de composites, ses principaux atouts étant d'ores et déjà :

- sa vitesse de dépôt élevée,
- sa palette de matrices non exhaustive,
- un coût relatif assez bas pour l'installation.

Si on tente d'avancer une comparaison entre l'enduction par voie liquide et les autres procédés (Tab. I.20), qui ont néanmoins le mérite d'exister, on voit plus fortement encore les avantages que l'on peut attendre de cette nouvelle technique.

Procédés	Vitesse d'élaboration	Respect de la matrice	Palette de matrices	Coût relatif
F/F	Manuelle donc lente	Possible contamination par le liant organique	Limitée aux matrices élaborées en feuillards ou en poudres	Acceptable pour un résultat moyen
PVD	Très lente car due aux procédés	Possible modification de la composition pour des alliages complexes	Limitée aux alliages conventionnels	Elevé pour un bon résultat
EGV	Elevée car dictée par la physique de l'emport	Elaboration à l'état liquide sous atmosphère contrôlée	Entière	Acceptable pour un bon résultat

Tab. I.20 – Comparaison entre l'EGV et les principales autres voies existantes

La voie liquide est caractérisée par des vitesses de tirages très élevées, ce qui entraîne implicitement des vitesses d'élaboration pour le composite très intéressantes, ce paramètre garantissant déjà à lui seul l'établissement d'un procédé avec une productivité de niveau industriel.

Sous couvert des analyses futures portant sur la composition physico-chimique de la matrice déposée, l'élaboration à l'état liquide doit, plus que les autres voies, préserver l'état initial de la matrice. Il faut craindre davantage une éventuelle réaction entre la fibre et l'alliage porté à une température élevée, ce que les analyses tenteront de révéler, s'il y a lieu.

Un autre point crucial, est que l'élaboration à l'état liquide n'est pas limitative, les techniques de creuset froid s'appliquant à tous types de matériaux conducteurs de l'électricité, donc à fortiori à tous les alliages métalliques.

Enfin, les différentes technologies appelées à être utilisées, comme les générateurs à induction ou encore les creuset froids, sont relativement peu onéreuses, au regard des techniques très subtiles que l'on peut retrouver pour la PVD.

Ces travaux doivent donc montrer, en corroborant avec ce qui est régulièrement affirmé en terme de nouveaux matériaux dans le contexte aéronautique [8], que cela peut se traduire non seulement par le développement de nouveaux matériaux, mais plus encore par le développement de nouvelles associations matériaux/procédés.

Ceci reste probablement la meilleure façon d'atteindre un bon compromis devant les exigences suscitées par l'élaboration des CMTI, développer un procédé de mise en œuvre spécialement optimisé pour ce type de matériau

Bibliographie :

[1] – S.A. Singerman, J.J. Jackson

Titanium metal matrix composites for aerospace applications

Proc. Int. Symp. – 8 (1996) 579-586

[2] – R.A. MacKay, P.K. Brindley, F.H. Froes

Continuous fiber-reinforced titanium aluminide composites

Journal of metals – 43 (1991) 23-29

[3] – P.K. Brindley

High Temperature Ordered Intermetallic alloys II

MRS – (1991) 419

[4] – C.M. Loble, Z.X. Guo

Processing of Ti-SiC metal matrix composites by tape casting

Materials Science and Technology – 14 (1998) 1024-1028

[5] – C.M. Ward-Close, P.G. Partridge

A fibre coating process for advanced metal-matrix composites

Journal of materials science – 25 (1990) 4315-4323

[6] – ONERA – Direction des matériaux

Etude d'un procédé d'élaboration par dépôt physique de composites à matrice titane renforcée par des fibres longues

Rapport technique – 9/3684M (1992)

[7] – A. Magnin

Etude expérimentale et théorique de la dépose d'ensimage au rouleau sur des fibres textiles

Thèse - INPG (1983) n°DI352

[8] – J.-J. Blandin

Les nouveaux matériaux

Revue Ingénieurs INPG – 4 (2000) 11

[9] – B. Dambrine, J. Feigenblum, M. Garnier, J. Hamburger et al.

Coating of fibers with molten metals

Brevet – Numéros de publication WO 9937828 - EP 931846 - FR 2773820

Chap II Induction électromagnétique en creuset froid

En métallurgie, la plupart des opérations d'élaboration nécessitent le passage par une phase de fusion, l'état liquide permettant notamment la production d'alliages homogènes par un mélange des composants initiaux.

Cependant, à l'état liquide les matériaux sont très sensibles à leur environnement, notamment au contact avec les parois destinées à les contenir ou à les mettre en forme. Ceci est particulièrement le cas avec les matériaux très réactifs, qui requièrent un haut degré de pureté ou encore pour ceux à haut point de fusion comme le titane.

L'utilisation d'un creuset métallique refroidi par une circulation d'eau est actuellement encore une des solutions les plus généralement exploitées pour éviter tout problème de pollution du matériau lors de la fusion. Cette technique de "creuset froid" est aussi connue sous le nom d'auto creuset (skull-melting), puisque localement le matériau se solidifie au contact de la paroi refroidie. Ceci permet donc la fusion de matériaux à haute température car le gradient thermique permettant de passer du liquide à la paroi froide s'établit dans la couche de métal solidifié en périphérie. C'est ce qui élimine toute risque d'érosion du creuset, nuisible aussi bien pour la durée de vie du creuset lui-même que pour la qualité du matériau élaboré, les réactions physico-chimiques, comme l'oxydation, étant ainsi réduites entre deux matériaux à l'état solide.

A ces techniques de "creuset froid", on allie régulièrement un mode de chauffage non polluant, tels les faisceaux d'électrons ou encore les plasmas d'arc. Mais parmi toutes ces solutions, l'induction électromagnétique apporte une richesse supplémentaire. C'est en effet un mode de transfert d'énergie pour les matériaux conducteurs d'électricité à la fois reproductible et non polluant, puisqu'il permet d'injecter sans contact et dans toute la masse du matériau aussi bien de l'énergie calorifique (le chauffage) que mécanique (la lévitation et le brassage électromagnétique) mais surtout souple, car piloté par l'intensité et la fréquence. Cependant, l'utilisation du creuset métallique refroidi est difficilement compatible avec l'induction, le creuset constitue en effet un écran pour le champ magnétique qui ne peut atteindre le matériau à fondre (Fig. II.1). Cette difficulté a été éliminée par la sectorisation du creuset [1],

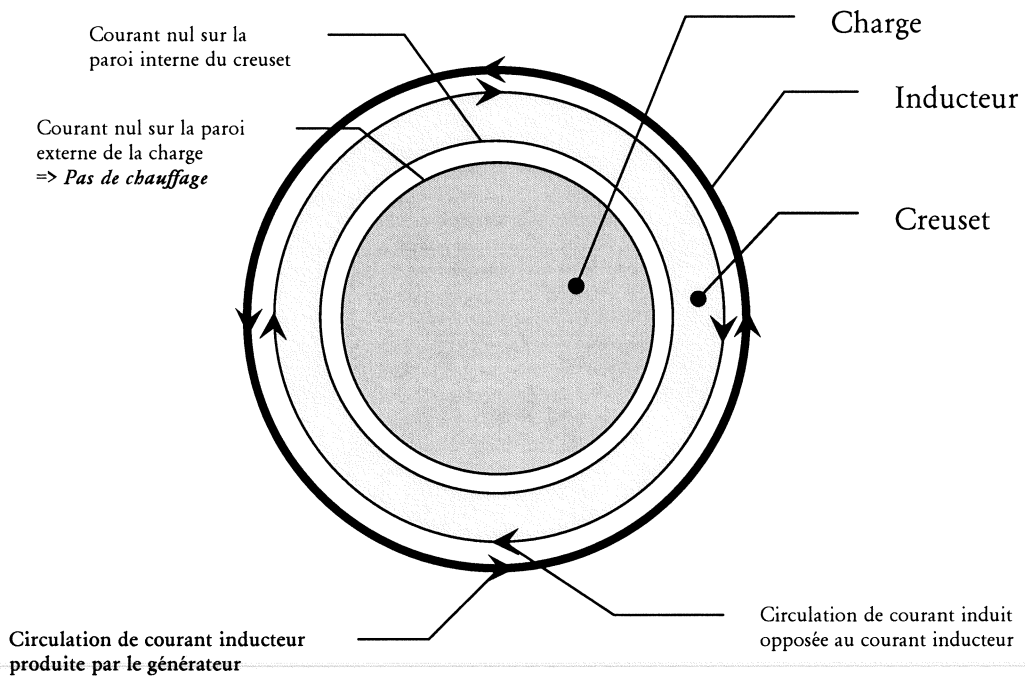


Fig. II.1 - Ecrantage d'un creuset non sectorisé

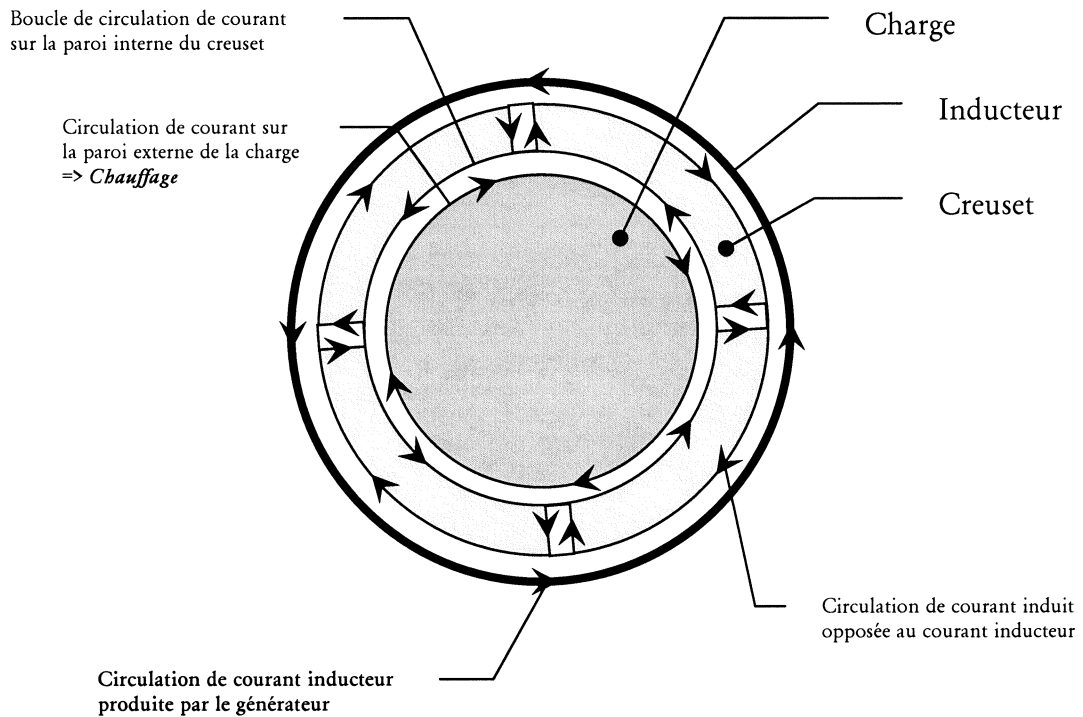


Fig. II.2 - Circulation des courants dans un creuset sectorisé

ce qui force les courants induits, circulant dans ce qui sera défini comme l'épaisseur de peau, à se refermer sur la paroi interne du creuset (Fig. II.2). Par la loi de Lenz, cela permet la création d'une circulation de courant jusque dans le matériau, qui crée la fusion par induction directe. La fusion à lieu dans un environnement de gaz neutre de type argon ou hélium, ceci favorisant une non pollution de la charge liquide.

Deux principaux types de creusets froids inductifs sectorisés existent actuellement; le creuset droit cylindrique et le creuset poche, appelé encore creuset de lévitation (Fig. II.3).

- Le creuset droit cylindrique permet de réaliser simultanément les opérations de fusion, d'élaboration en présence de brassage et de solidification du matériau en continu.
- Le creuset froid muni d'un fond refroidi permet de réaliser une fusion et une élaboration en état de lévitation, sans contact avec les parois du creuset. Dans des dimensions plus importantes, il peut servir de poche d'élaboration.

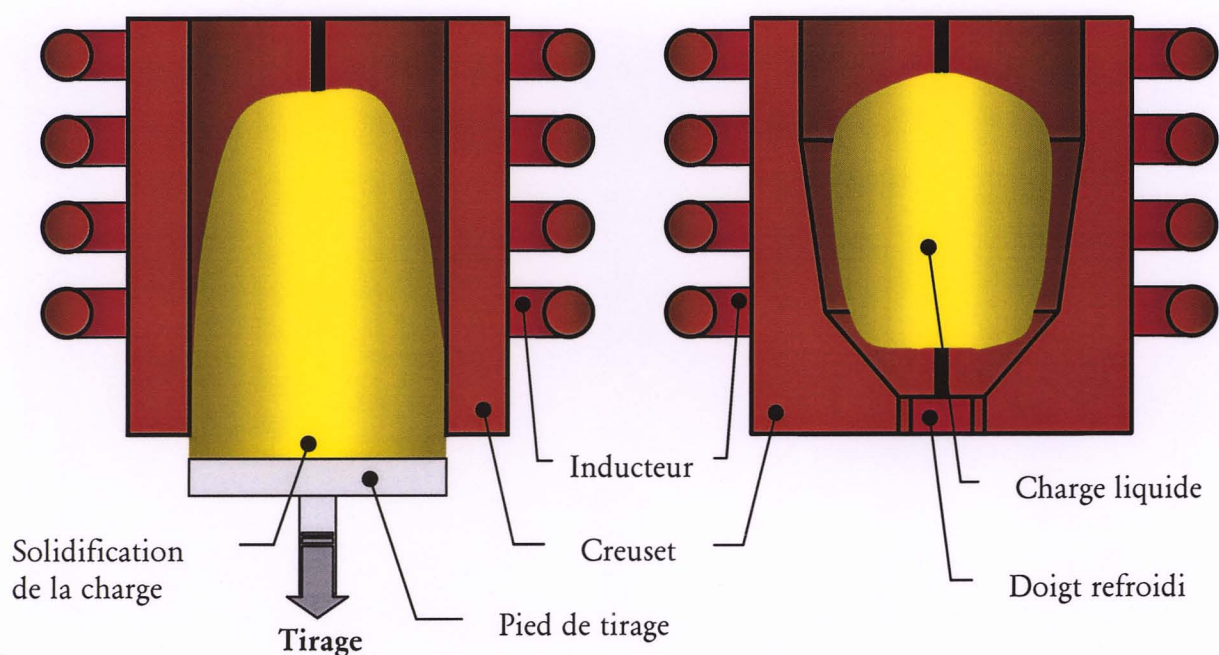


Fig. II.3 - Creuset droit de tirage

Creuset poche de lévitation

2.1 Rappels de magnétohydrodynamique (MHD)

La fusion par induction électromagnétique ne peut-être traitée dans le seul cadre de l'électromagnétisme. En effet, les forces de Laplace résultants de l'interaction des courants induits dans le métal liquide et du champ magnétique (Fig. II.4), vont influencer de manière forte sur le champ de vitesse au sein du liquide et sur la forme de la masse en fusion. A l'inverse, ce changement de forme ainsi que le brassage du fluide vont modifier l'influence du champ magnétique sur le bain et donc la répartition des courants induits en son sein.

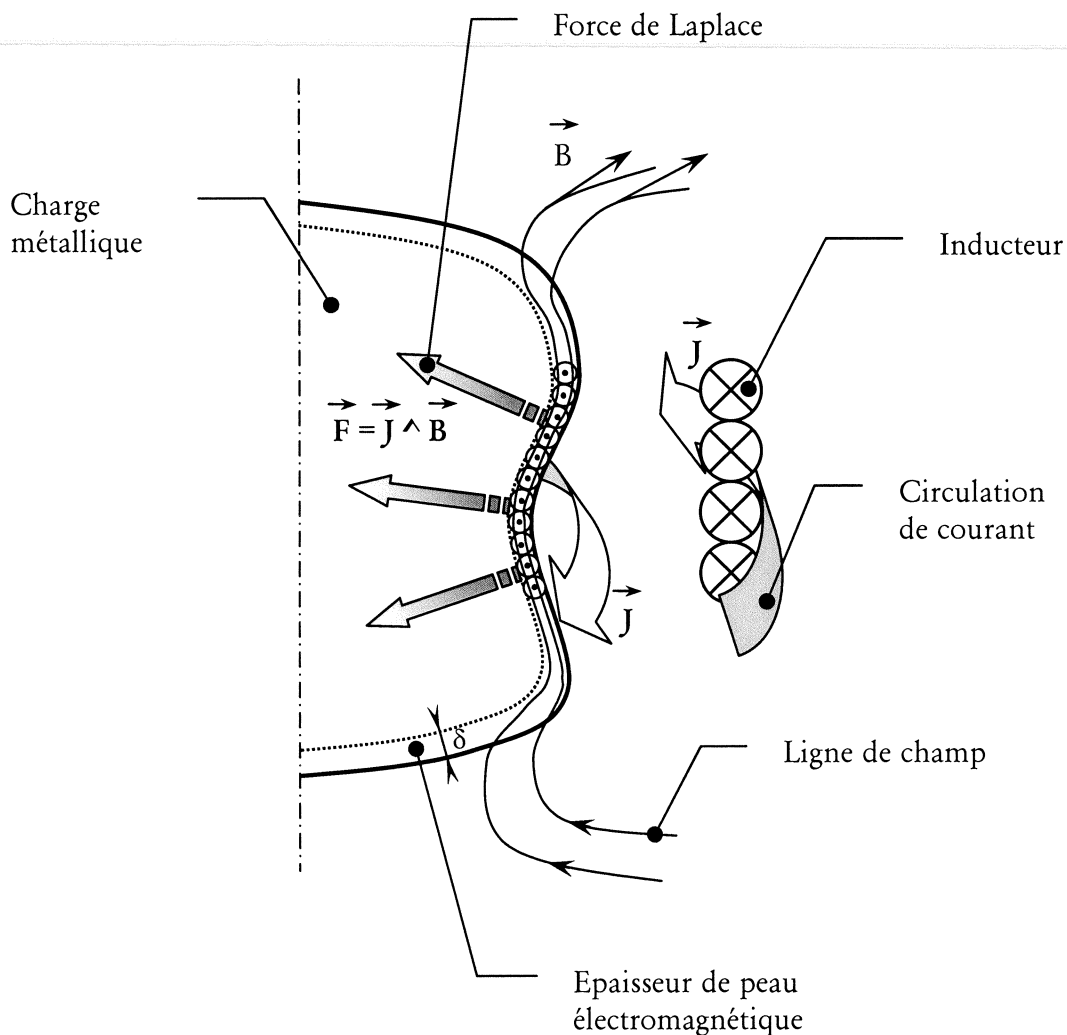


Fig. II.4 - Phénomènes mis en jeu dans l'épaisseur de peau électromagnétique

Notre étude se situe donc dans le cadre de la MHD, qui est l'examen des interactions entre les écoulements des fluides électro-conducteurs et les champs magnétiques. Ce domaine très vaste de la physique qu'est la MHD est ainsi régi par deux familles d'équations :

- Les équations électromagnétiques :

- Les équations de Maxwell :

$$\text{Loi de Faraday} \quad \vec{\nabla} \wedge \vec{E} = -\frac{\partial \vec{B}}{\partial t} \quad (1)$$

$$\text{Loi d'Ampère} \quad \vec{\nabla} \wedge \vec{B} = \mu \vec{J} \quad (2)$$

$$\text{Conservation de flux} \quad \vec{\nabla} \cdot \vec{B} = 0 \quad (3)$$

$$\text{Loi de Gauss} \quad \vec{\nabla} \cdot \vec{E} = 0 \quad (4)$$

où \vec{E} est le champ électrique, \vec{B} le champ magnétique, \vec{J} la densité de courant électrique et μ la perméabilité magnétique du milieu considéré, égale à $\mu_0 = 4\pi 10^{-7}$ la perméabilité du vide, les matériaux considérés n'étant pas magnétiques.

- La loi d'Ohm généralisée :

$$\vec{J} = \sigma (\vec{E} + \vec{U} \wedge \vec{B}) \quad (5)$$

avec \vec{U} le champ de vitesse au sein du bain et σ sa conductivité électrique.

- Les équations de la mécanique des fluides :

- L'équation de Navier-Stokes :

$$\frac{\partial \vec{U}}{\partial t} + (\vec{U} \cdot \vec{\nabla}) \vec{U} = \frac{1}{\rho} \vec{J} \wedge \vec{B} - \frac{1}{\rho} \vec{\nabla} P + \nu \vec{\nabla}^2 \vec{U} + \vec{g} \quad (6)$$

avec \vec{g} l'accélération de la pesanteur, P la pression et ν la viscosité cinématique du bain. On peut noter par ailleurs, le terme source extérieur qui représente la force de Laplace par unité de masse $\frac{1}{\rho} \vec{J} \wedge \vec{B}$.

- L'équation de continuité (fluide incompressible) :

$$\vec{\nabla} \cdot \vec{U} = 0 \quad (7)$$

A partir de ces relations fondamentales, on fait apparaître une équation, avec un nombre optimal de variables, permettant ainsi d'analyser plus facilement les phénomènes de MHD. Cette équation s'établit en substituant \vec{J} et \vec{E} , par leur expression définie à l'aide des équations de Maxwell (2) et (1), dans l'expression du rotationnel de la loi d'Ohm (5). En considérant la perméabilité magnétique comme constante dans les milieux électroconducteurs fluides, on obtient alors **l'équation de l'induction**.

$$\frac{\partial \vec{B}}{\partial t} = \vec{\nabla} \wedge (\vec{U} \wedge \vec{B}) + \frac{1}{\mu\sigma} \vec{\nabla}^2 \vec{B} \quad (8)$$

Cette expression de l'évolution de \vec{B} dans l'espace et le temps, est donc la superposition de deux phénomènes :

- un phénomène de convection,
- un phénomène de diffusion.

Cependant, compte tenu de la complexité des phénomènes mis en jeu et de leur couplage, seule une étude adimensionnelle permet de mettre en lumière le rôle des différents mécanismes. On obtient donc :

$$R_\omega \frac{\partial \vec{B}^*}{\partial t^*} = R_m \underbrace{\vec{\nabla}^* \wedge (\vec{U}^* \wedge \vec{B}^*)}_{\text{convection}} + \underbrace{\vec{\nabla}^{*2} \vec{B}^*}_{\text{diffusion}} \quad (9)$$

Cette nouvelle équation fait alors apparaître deux nombres adimensionnels dont la signification physique est simple, ils représentent l'importance relative des phénomènes mis en jeu par les opérateurs qu'ils précèdent, comparés à la diffusion de \vec{B} .

Le Reynolds magnétique

$$R_m = \mu \sigma U_0 L_0 \quad \text{traduisant le rapport } \frac{\text{effet de convection}}{\text{effet de diffusion}}$$

Le paramètre d'écran

$$R_\omega = \mu \sigma \omega_0 L_0^2 \quad \text{traduisant le rapport } \frac{\text{effet de non stationnarité}}{\text{effet de diffusion}}$$

où U_0, L_0 et ω_0 sont respectivement la vitesse au sein du matériau, la longueur caractéristique du domaine électroconducteur et la pulsation caractéristique du champ.

Cependant, dans les cas usuels d'utilisation des creusets froids inductifs, les termes de diffusion sont prédominants devant les termes de convection, de plus, les fréquences d'utilisation ($f > 10\text{kHz}$) sont telles que :

$$\frac{R_\omega}{R_m} \gg 1$$

L'équation de l'induction adimensionnée (9) devient ainsi une équation de diffusion pure :

$$R_\omega \frac{\partial \vec{B}^*}{\partial t^*} = \underbrace{\vec{\nabla}^{*2} \vec{B}^*}_{\text{diffusion}} \quad (10)$$

A cette équation de diffusion, on peut associer une longueur caractéristique δ , appelée l'épaisseur de peau électromagnétique, qui représente la profondeur de pénétration du champ magnétique à travers le matériau. Elle s'exprime par une loi de décroissance exponentielle (Fig. II.5).

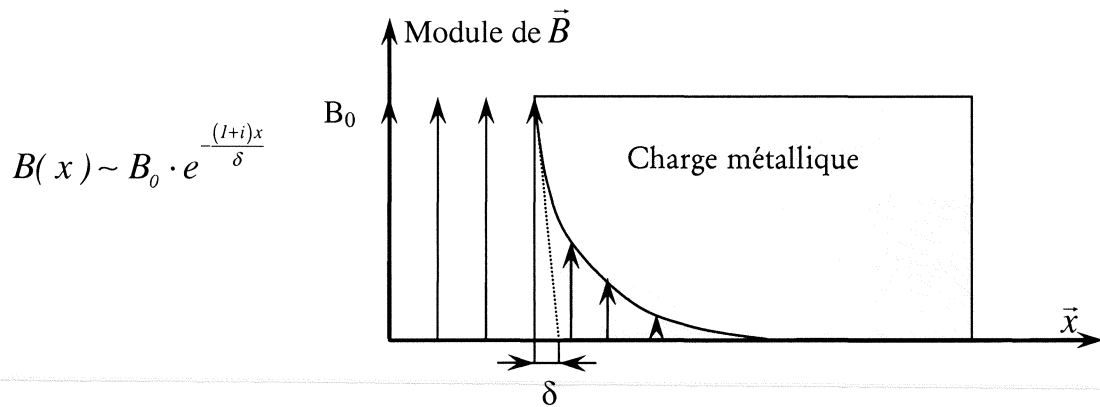


Fig. II.5 - Répartition du champ magnétique dans une charge métallique

On l'établit de manière conventionnelle comme :

$$\delta = \sqrt{\frac{2}{\mu \sigma \omega}}$$

ainsi on peut formuler une relation intéressante :

$$R_\omega = 2 \left(\frac{L_0}{\delta} \right)^2$$

Cette profondeur de pénétration du champ magnétique est le siège des courants induits et c'est de cette zone initiale que se propage le chauffage par effet joule, jusqu'au cœur de la charge. On peut par ailleurs noter que plus la fréquence est élevée, plus δ sera petite devant la longueur caractéristique de la géométrie, même si la condition d'épaisseur de peau électromagnétique de faible épaisseur sera toujours vérifiée ($R_\omega \gg 1$),.

2.1.1 Effet Joule

Soumise à un champ électromagnétique alternatif, la peau électromagnétique est le siège des courants induits, qui eux, s'opposent aux variations de flux magnétique. C'est la première loi de Lenz. La présence de ces courants \vec{J} crée une densité volumique de puissance thermique par effet joule utilisée dans les applications de chauffage par induction.

$$P_j^{vol} = \frac{J^2}{2\sigma}$$

Lorsque l'épaisseur de peau électromagnétique est petite, la puissance est localisée à la surface du matériau conducteur et il est intéressant d'introduire la notion de puissance surfacique exprimée en fonction de l'induction en surface B_0 .

$$P_j^{surf} = \frac{B_0^2}{4\sigma\mu_0^2\delta}$$

La puissance Joule injectée dans la charge est alors :

$$P_j = P_j^{surf} S$$

où S est la surface moyenne du matériau conducteur exposée au champ électromagnétique.

2.1.2 Les effets mécaniques des forces de Laplace

L'écoulement d'un fluide électroconducteur incompressible, en régime stationnaire, est régi par l'équation de continuité (7) qui traduit la conservation de masse, et l'équation de

Navier-Stokes (6) qui traduit la conservation de la quantité de mouvement. Ces équations s'écrivent sous la forme adimensionnelle suivante :

$$\vec{\nabla}^* \cdot \vec{U}^* = 0$$

$$\vec{U}^* \cdot \vec{\nabla}^* \vec{U}^* = -\frac{1}{Fr^2} \vec{\nabla}^* P^* + \frac{1}{Re} \vec{\nabla}^{2*} \vec{U}^* + N \vec{F}^*$$

avec les nombres adimensionnels suivant :

Le nombre de Reynolds $Re = \frac{U_0 L_0}{\nu}$ $\frac{1}{Re} = \frac{\text{Forces de viscosité}}{\text{Forces d'inertie}}$

Le nombre de Froude $Fr = \frac{U_0}{\sqrt{g L_0}}$ $\frac{1}{Fr^2} = \frac{\text{Forces de pesanteur}}{\text{Forces d'inertie}}$

Un paramètre d'interaction N $N = \frac{\text{Forces électromagnétiques}}{\text{Forces d'inertie}}$

La force de Laplace \vec{F} , peut-être exprimée uniquement en fonction de \vec{B} , par l'intermédiaire de l'équation de Maxwell Ampère (2) :

$$\vec{J} = \frac{1}{\mu} \vec{\nabla} \wedge \vec{B}$$

pour donner :

$$\vec{F} = \underbrace{\vec{\nabla} \left(\frac{B^2}{2\mu} \right)}_{\vec{F}_I} + \frac{1}{\mu} \underbrace{(\vec{B} \cdot \vec{\nabla}) \vec{B}}_{\vec{F}_R}$$

On voit alors apparaître de manière distincte deux termes :

- une partie *irrotationnelle*, dérivant d'un gradient, qui traduit l'existence d'une pression magnétique, contribuant à la fois au formage électromagnétique de la surface libre, mais aussi à la lévitation,
- une partie *rotationnelle*, qui met le fluide en mouvement et va provoquer le brassage au sein de la charge.

Les forces rotationnelles sont issues de la variation du champ magnétique \vec{B} le long des lignes de champ, suivant la surface libre du bain, tandis que les forces irrotationnelles dépendent de la variation du champ magnétique dans la direction normale à la surface.

Si L_0 est la longueur caractéristique de la variation du champ magnétique le long des lignes de champ appliquées à la surface :

$$F_{irrot} \sim \frac{B^2}{\mu L_0}$$

Si δ est la longueur caractéristique de la variation du champ magnétique, normalement à la surface :

$$F_{rot} \sim \frac{B^2}{\mu \delta}$$

De là on peut exprimer le rapport :

$$\frac{F_{irrot}}{F_{rot}} \sim \frac{L_0}{\delta} \sim R_\omega^{1/2}$$

Ainsi, une variation de la fréquence entraîne automatiquement une modification de l'effet des deux composantes de \vec{F} sur le liquide électroconducteur. Si, par exemple, une charge

métallique est soumise à un champ de fréquence élevée ($F_{irrot}/F_{rot} \gg 1$), alors l'aptitude de \vec{F} à mettre le fluide en mouvement diminue, les effets de pression sont prédominants.

Le choix de la fréquence de pulsation du champ magnétique a évidemment une importance forte sur la nature du couplage escompté (formage et/ou effet joule et brassage). Par son influence sur δ , la fréquence joue donc un rôle essentiel dans le pilotage des effets induits.

Compte tenu de la pertinence des deux termes qui composent une force électromagnétique, il paraît intéressant de chercher à connaître leur répartition le long de la charge afin de préciser leur action sur le bain liquide.

2.1.2.1 Le formage électromagnétique et la lévitation

L'hypothèse de faible épaisseur de peau $\frac{\delta}{L_0} \ll 1$ revient à négliger la courbure de la frontière de la charge pour considérer l'induction \vec{B} comme tangente à cette frontière.

Quemener [2] montre, en formulant le terme irrotationnel des forces de Laplace, que le terme tangent à la surface est quasi-négligeable devant celui normal à la paroi (Fig. II.6).

$$\vec{F}_{irrot} \sim f(\delta, J^2(0, s)) \cdot \vec{i}_n + g(\delta^2, J(0, s)) \cdot \vec{i}_s$$

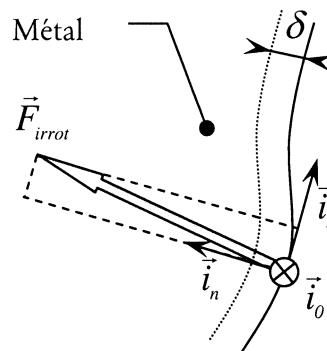


Fig. II.6 - Décomposition du terme irrotationnel

Ceci confirme le fait que le terme irrotationnel soit pratiquement normal à la frontière de la charge. Il peut néanmoins, pour certaines géométries, se décomposer en deux termes (Fig. II.7) :

- un terme de lévitation verticale $\vec{F}_l \sim f'(\delta, J^2(0, s)) \cdot \vec{i}_z$
- un terme de formage horizontal $\vec{F}_h \sim g'(\delta, J^2(0, s)) \cdot \vec{i}_r$

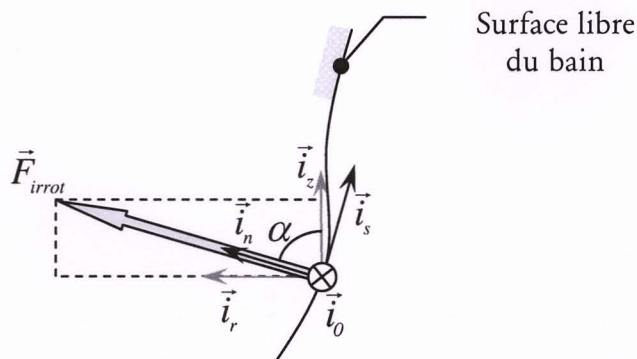


Fig. II.7 - Décomposition du terme irrotationnel

A fréquence élevée, le gradient de pression issu de la composante irrotationnelle de \vec{F} est concentré dans l'épaisseur de peau δ . A l'extrême, avec une fréquence infinie, l'épaisseur de peau se résume à la surface libre du bain, où sont alors appliquées des forces surfaciques normales, jouant ainsi un effet de pression électromagnétique.

On le voit donc, en concentrant les densités de courant dans la partie basse de la charge, les forces de lévitation seront supérieures, ce qui tend à favoriser la lévitation. Soit par le biais d'un inducteur conique, soit par le biais d'un creuset conique (Fig. II.8),

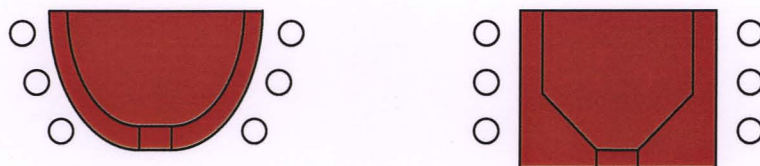


Fig. II.8 - Configurations favorisant la lévitation

l'objectif recherché est de réduire le rayon de la nappe interne de courant, pour que localement la densité de courant soit plus élevée [2].

2.1.2.2 Le brassage électromagnétique

Les forces électromagnétiques sont prépondérantes dans les écoulements liquides sous champs inductifs devant les écoulements thermo-convectifs. A la vue des faibles viscosités des métaux liquides, on relève d'ailleurs régulièrement des régimes turbulents.

De manière identique au § 2.1.2.1, Quemener [3] montre que :

$$\vec{F}_{rot} \sim f'' \left(\delta^2, J \frac{dJ}{ds} \right) \cdot \vec{i}_s$$

Cette relation montre que, lorsque $R_w \gg 1$, la composante rotationnelle de \vec{F} est tangente à la surface libre du bain et est dirigée suivant l'augmentation de l'induction magnétique.

Ceci se traduit alors par des boucles circulantes du fluide, orientées par le sens des variations positives de l'induction, initiant ainsi le brassage électromagnétique (Fig. II.9).

Dans le cas des hautes fréquences, où $R_w \gg 1$, nous pouvons expliciter le paramètre d'interaction N pour déterminer l'ordre de grandeur de la vitesse de brassage V_0 . Ainsi, on établit :

$$N = \frac{V_a^2 \delta}{V_0^2 L_0} \text{ avec } V_a = \frac{B_0}{\sqrt{\mu \rho}} \text{ la vitesse d'Alfven}$$

pour comparer les forces électromagnétiques créées par l'écoulement dans l'épaisseur de peau δ et les forces inertielles créées par le brassage dans le bain de longueur caractéristique L_0 . Où B_0 représente l'induction en surface, $\mu = \mu_0$ la perméabilité magnétique du vide et ρ la masse volumique du fluide.

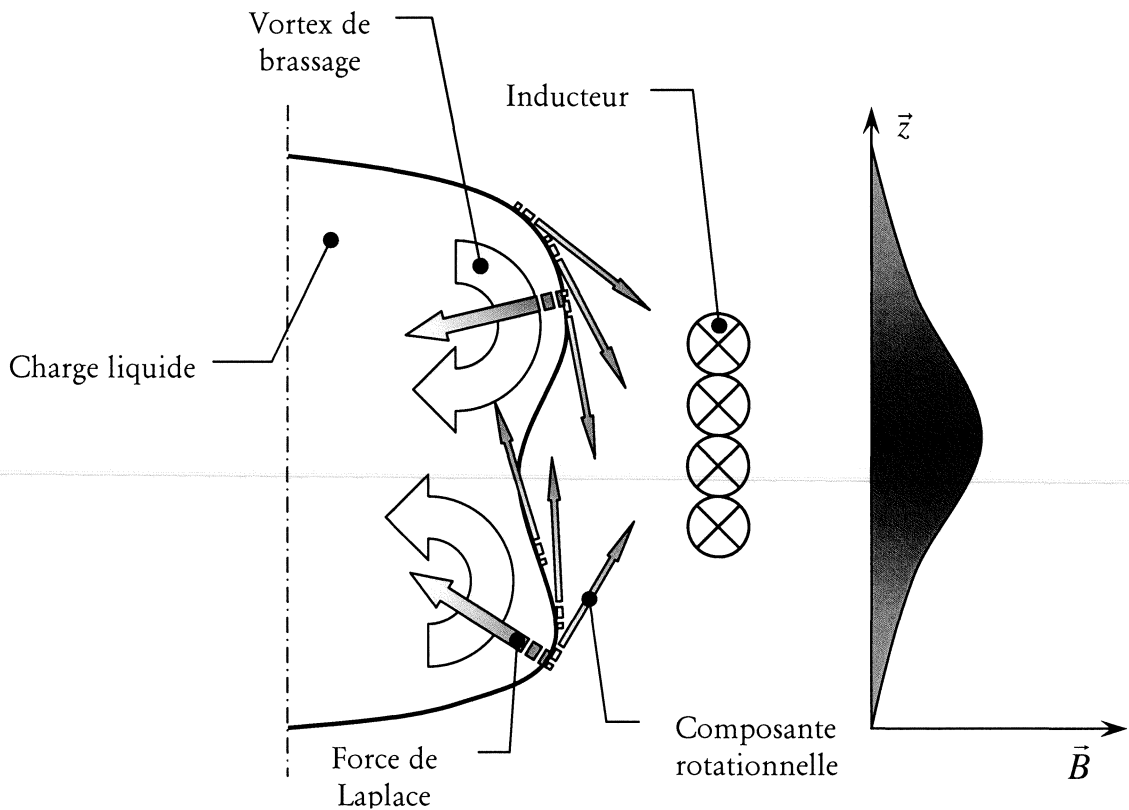


Fig. II.9 - Brassage électromagnétique

Cependant, au sein de la peau électromagnétique, ce rapport s'équilibre, ainsi :

$$N \simeq 1 \quad \text{et} \quad V_0^2 L_0 \simeq V_a^2 \delta$$

On détermine alors la vitesse de brassage, proportionnelle à la vitesse d'Alfven V_a et donc à l'induction magnétique en surface B_0 .

$$V_0 \simeq V_a \left(\frac{\delta}{L_0} \right)^{1/2} \simeq V_a R_\omega^{-1/4}$$

2.2 Etude d'une installation de fusion en creuset froid

De manière générale, un système de chauffage par induction est composé des éléments suivants :

- un **générateur** à induction, délivrant une puissance appropriée à l'utilisation, et ce pour une gamme de fréquence étendue (MF de 10 à 80 kHz et HF de 80 à 300 kHz).

- un **circuit oscillant**, monté parallèlement à un **coffret de capacités** C , qui se compose d'un ensemble constitué par un **inducteur**, un **creuset** sectorisé (tous deux refroidis par une circulation d'eau interne) et enfin une **charge** de conductivité électrique non nulle, qui est le matériau à faire fondre. Cet ensemble ayant une résistance équivalente R_{co} et une inductance équivalente L_{co} (Fig. II.10). Le **transformateur** d'adaptation, sert à adapter l'impédance équivalente du circuit oscillant à l'impédance caractéristique du générateur, en vue d'obtenir le transfert dans la charge du maximum de puissance du générateur.

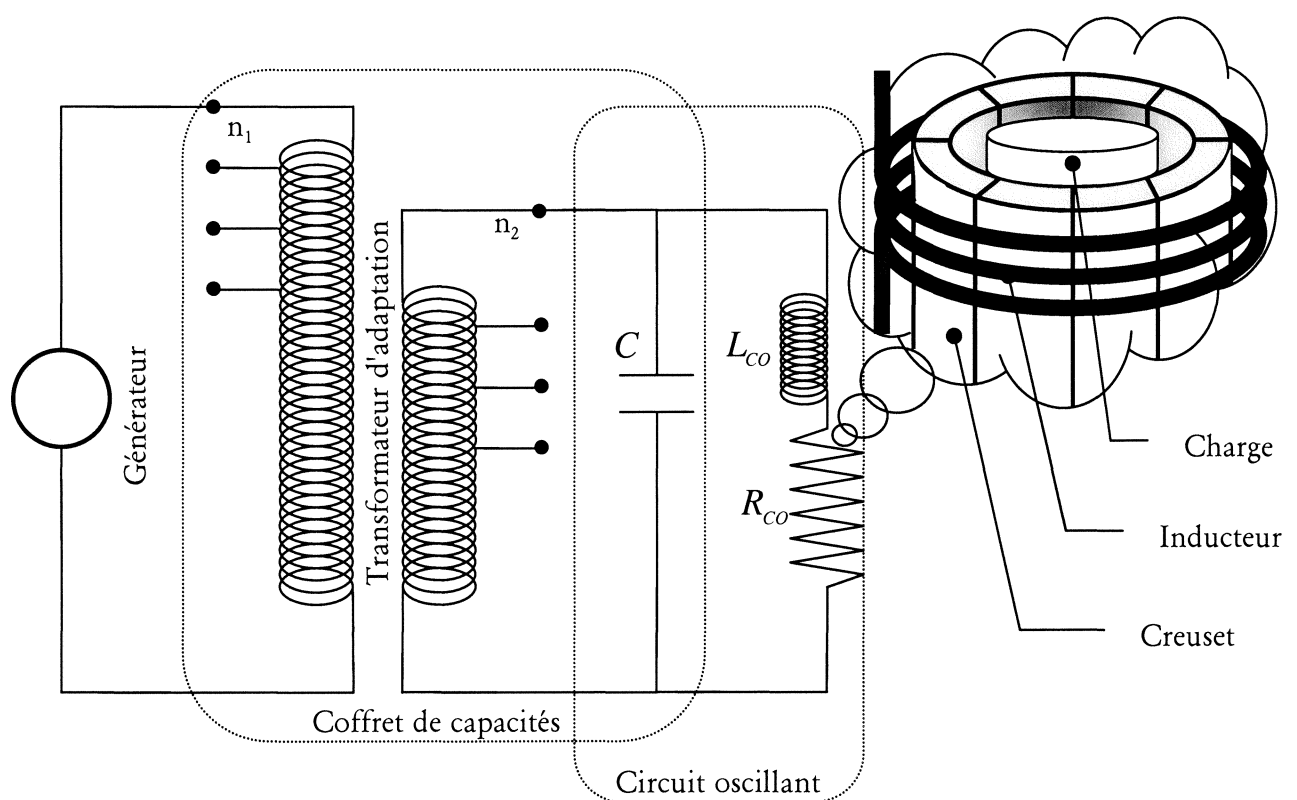


Fig. II.10 - Schéma général d'une installation à induction

2.2.1 Principe d'adaptation d'impédance du circuit oscillant au générateur

Les générateurs à induction auto oscillateurs ont cette spécificité d'alimenter un circuit oscillant automatiquement à sa propre fréquence de résonance, par le biais d'une boucle de contre réaction (Fig. II.10), la fréquence de résonance étant donnée par :

$$f_r \simeq \frac{1}{2\pi\sqrt{L_{co} C}}$$

Ensuite, il est indispensable de connaître l'impédance "équivalente" de la charge Z_c (englobant le creuset, l'inducteur, la charge et le coffret de capacités) que le générateur voit en bout de câble. En effet, on tirera du générateur le maximum de puissance si cette impédance est proche de l'impédance caractéristique du générateur Z_{CG} , définie par :

$$Z_{CG} = \frac{U_n^2}{P_n}$$

sachant que U_n et P_n sont respectivement la tension nominale et la puissance nominale du générateur.

Quant à l'impédance de la charge, elle est constituée de l'impédance du circuit oscillant Z_{co} , pondérée par le rapport du transformateur d'adaptation amont k_{TAM} (Fig. II.11), défini comme :

$$k_{TAM} = \frac{n_1}{n_2}$$

Ainsi, avec :

$$Z_{co} = \frac{L_{co}}{R_{co} C}$$

on peut établir,

$$Z_C = k_{TAM}^2 Z_{CO}$$

En vue d'adapter cette impédance sur celle du générateur, on pourra donc jouer soit sur la valeur de L_{CO} (principalement issue de la longueur de l'inducteur), soit sur C en modifiant la valeur globale du coffret de capacités, mais aussi surtout en jouant sur la valeur du rapport du transformateur d'adaptation amont k_{tam} .

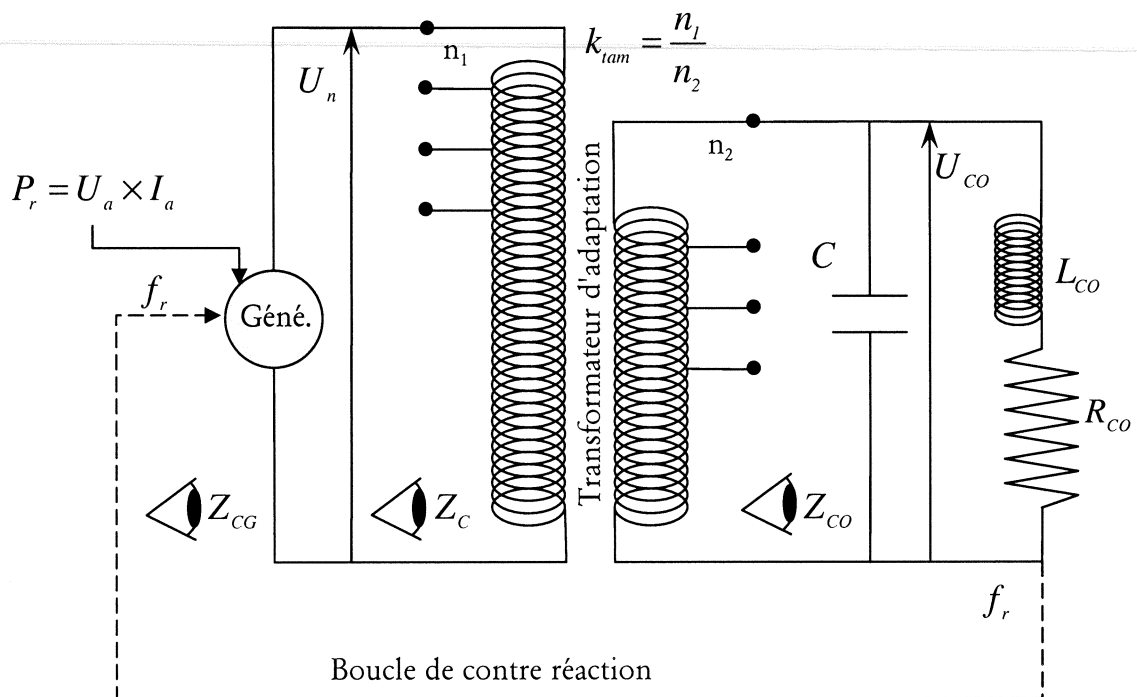


Fig. II.11 - Les différentes impédances vues du générateur

2.2.1.1 Détermination de l'impédance d'un circuit oscillant

Pour adapter correctement l'impédance du circuit oscillant à l'impédance caractéristique du générateur, il convient de pouvoir mesurer Z_{CO} de manière précise pour pouvoir jouer ensuite sur les différents paramètres de réglages possibles et tendre vers :

$$Z_{CG} \approx Z_{CO}$$

C'est dans ce sens qu'un traitement numérique nommé "méthode du décrétement logarithmique" [4], à été développé au laboratoire EPM, dans le but de calculer précisément R_{CO} et le L_{CO} dans un circuit oscillant.

En effet, si la détermination de l'impédance du générateur est triviale, ce n'est pas le cas de celle du circuit oscillant dès lors que l'on se positionne à des fréquences élevées (\forall kHz). On rencontre des effets de proximités entre les différentes spires de l'inducteur ou encore entre les spires et la charge, de plus il est très difficile d'évaluer l'influence des diverses connexions sur des géométries complexes, ou encore de prendre en compte les résistances internes des capacités, tout ceci produisant des résistances et des inductances parasites additionnelles difficilement évaluables.

La méthode du décrétement logarithmique, décrite en Annexe II.A, permet donc par une décharge capacitive appliquée aux bornes du circuit oscillant, couplée à un traitement numérique du signal relevé, de déterminer la résistance et l'inductance équivalente du circuit oscillant.

Les principaux avantages de cette méthode sont les suivants :

- elle tient compte de toutes les résistances et inductances parasites (connexions...),

- elle permet de mettre en évidence l'influence (résistive et inductive) de la charge,
- elle permet enfin de faire un diagnostic de bonne adaptation du circuit oscillant.

Néanmoins :

- cette méthode n'est pas compatible avec un fonctionnement réel de l'installation, le décrétement s'effectue "à froid" et les résistivités des différents composants sont donc quelque peu différentes,
- de plus elle ne donne que le R_{CO} et le L_{CO} du circuit global, sans pour autant savoir donner les caractéristiques de chaque élément.

2.2.2 Analyse énergétique d'une installation de fusion en creuset froid

De par les faibles rendements généralement enregistrés, les procédés à induction restent des modes de chauffage assez coûteux, ceci étant essentiellement dû aux nombreuses pertes par effet Joule.

Du fait de l'induction électromagnétique, plusieurs flux thermiques sont induits dans l'installation :

- une puissance Joule induite dans le coffret $P_{J_{cof}}$,
- une puissance Joule induite dans l'inducteur $P_{J_{ind}}$
- une puissance Joule induite dans le creuset $P_{J_{cr}}$,
- et enfin une puissance Joule induite dans la charge $P_{J_{ch}}$.

La puissance Joule induite dans la charge est un paramètre primordial, car il indique le niveau de puissance attendu pour que l'opération de fusion puisse avoir effectivement lieu.

On peut établir le bilan énergétique d'une installation type (Fig. II.12), en détaillant la répartition de la puissance induite en son sein.

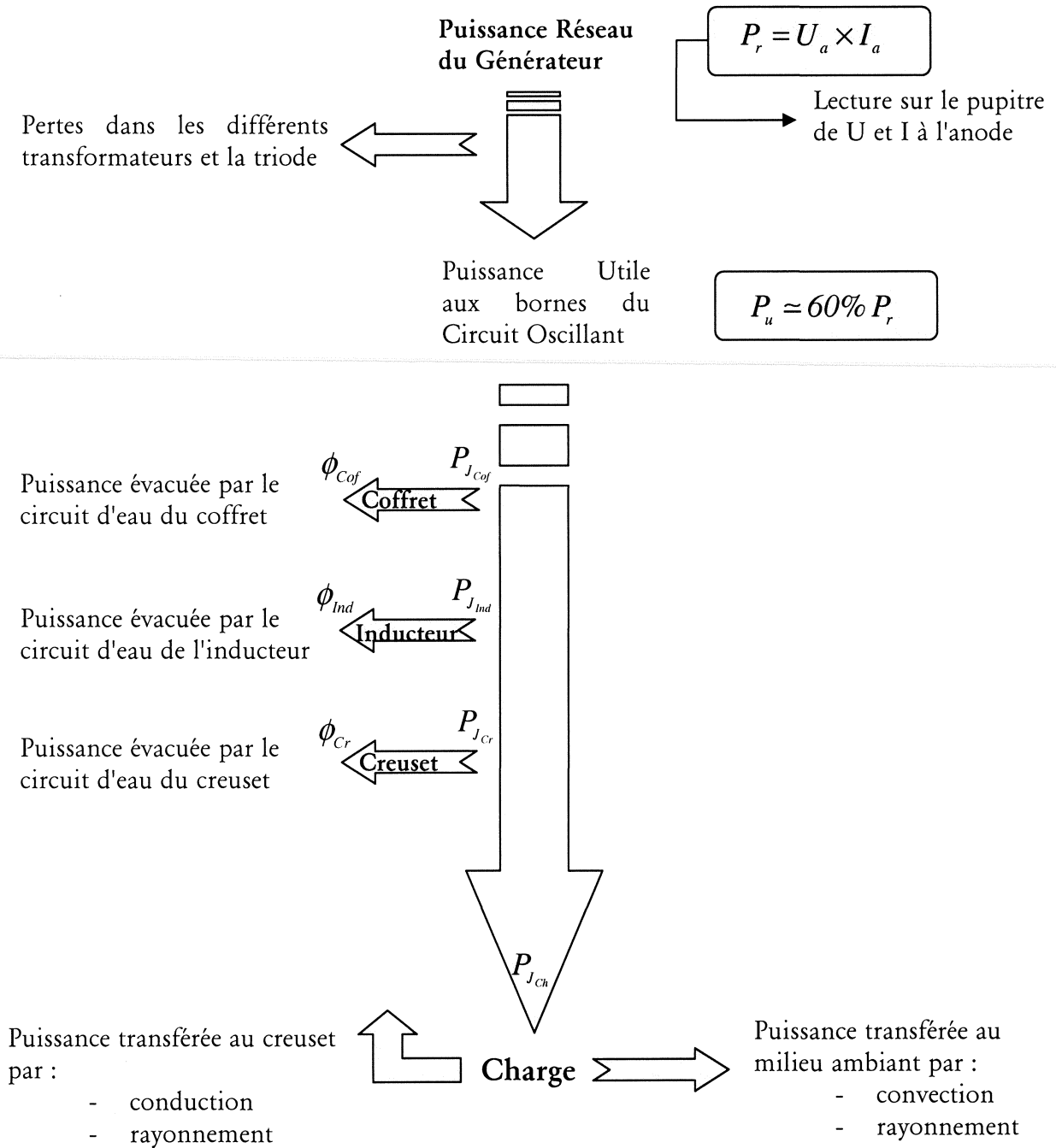


Fig. II.12 - Bilan énergétique d'une installation à induction

2.2.2.1 Modèle électrique

En appliquant un modèle issu de la théorie du transformateur, Delage et Ernst [5] ont relié l'intensité du courant circulant dans l'inducteur, aux bornes du circuit oscillant, à la puissance Joule induite dans l'inducteur, le creuset et la charge.

Comme on peut l'observer sur la figure II.12, on retrouve aux bornes de l'anode du générateur une puissance réseau, $P_r = U_a \times I_a$, que l'on relève directement sur le pupitre de commande.

Le générateur fonctionne comme un premier circuit oscillant, avec son transformateur interne de rapport k_{TAP} (égal à 5 en HF), ainsi :

$$U_n = \frac{U_a}{\sqrt{2} k_{TAP}}$$

Ensuite, le transformateur amont, que l'on retrouve sur le coffret de condensateurs, entraîne aux bornes du circuit oscillant:

$$U_{CO} = \frac{U_n}{k_{TAM}} = \frac{U_a}{\sqrt{2} k_{TAP} k_{TAM}}$$

$$\text{avec } k_{TAM} = \frac{n_1}{n_2}$$

une suite discrète proposée par le transformateur en vue d'adapter au mieux les impédances.

Le courant I_{CO} , aux bornes de l'inducteur se déduit alors de U_{CO} par la relation suivante :

$$I_{CO} = \frac{U_{CO}}{\sqrt{R_{CO}^2 + L_{CO}^2 \omega^2}}$$

Cependant, dans le cas des procédés inductifs, la fréquence est tellement élevée que le terme issu de la résistance est négligeable, d'où :

$$I_{CO} = \frac{U_{CO}}{L_{CO} \omega}$$

L'inductance équivalente du circuit oscillant, qui peut être déterminée de manière globale à l'aide de la méthode du "décrément logarithmique", est fonction de l'inductance de l'inducteur L_{Ind} , partiellement écrantée par l'inductance du creuset L_{Cr} et de la charge L_{Ch} .

$$L_{CO} = L_{Ind} - L_{Cr} - L_{Ch}$$

Ces différentes inductances sont difficiles à déterminer de manière analytique, compte tenu des géométries complexes que peuvent observer l'inducteur, avec ses amenées de courant, ou le creuset de lévitation avec ses secteurs d'épaisseur variable.

- *Puissance Joule induite dans une installation à induction*
 - Puissance Joule induite dans un inducteur :

$$P_{J_{Ind}} = R_{Ind} I_{CO}^2$$

La résistance électrique de l'inducteur est déterminée en tenant compte du chemin l que parcourent les courants induits, de la section de passage des courants induits s , qui intègre l'épaisseur de peau électromagnétique δ , et la résistivité du milieu considéré ρ .

$$R_{Ind} = \rho_{Ind} \frac{l_{Ind}}{S_{Ind}}$$

Là encore, le calcul analytique est rendu complexe, devant les géométries des inducteurs. Enfin, les inducteurs sont généralement réalisés en cuivre, tant pour ses propriétés thermiques qu'électriques favorables.

- Puissance Joule induite dans un creuset :

$$P_{J_{cr}} = R_{Cr} I_{CO}^2$$

A l'instar de l'inducteur, le creuset est généralement réalisé en cuivre, et le calcul analytique y est tout autant inapproprié.

- Puissance Joule induite dans une charge :

$$P_{J_{ch}} = R_{Ch} I_{CO}^2$$

Dans ce cas, la résistance de la charge, par le biais de la section de passage des courants, fait intervenir δ_{ii} , l'épaisseur de peau électromagnétique de la charge en titane, mais sauf dans le cas de charges parfaitement cylindriques, le calcul analytique est inconcevable.

2.2.2.2 *Modèle thermique*

A l'équilibre et en régime permanent, les flux thermiques ϕ_{Cof} , ϕ_{Ind} et ϕ_{Cr} sont intégralement évacués par les circuits d'eau de refroidissement (Fig. II.12). Ces flux seront mesurés expérimentalement après un bilan calorimétrique sur leur circuit de refroidissement respectif, où il sera mesuré, le débit du circuit de refroidissement noté Q , ainsi que la différence de température entre l'entrée et la sortie du circuit de refroidissement, notée ΔT .

Ainsi, on sait exprimer dans sa forme générale le flux ϕ :

$$\phi = m C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \rho \frac{\partial V}{\partial t} C_p \Delta T$$

en fonction de la masse volumique ρ , du débit $Q \simeq \frac{\partial V}{\partial t}$, de la chaleur massique C_p et de la différence de température entre l'entrée et la sortie du circuit de refroidissement ΔT .

Dans le cas de l'eau, on obtient, avec $\rho_{eau} = 1000 \text{ kg/m}^3$ et $C_{p_{eau}} = 4185 \text{ J/kg} \cdot ^\circ \text{K}$:

$$\phi_{kW} = 0,07 Q_{l/mn} \Delta T$$

- *Bilan thermique dans une installation à induction*

- Bilan thermique d'un coffret :

Dans des conditions de régime permanent, la puissance Joule induite dans le coffret est intégralement évacuée par le circuit d'eau de refroidissement.

$$P_{J_{cof}} = \phi_{Cof}$$

- Bilan thermique d'un inducteur :

De manière identique, en régime permanent, la puissance Joule induite dans l'inducteur est entièrement évacuée par le circuit de refroidissement, l'inducteur étant protégé de tout flux radiatif provenant la charge par le creuset et la résine qui l'entoure.

$$P_{J_{ind}} = \phi_{Ind}$$

- Bilan thermique d'un creuset :

En régime permanent, la puissance extraite par l'eau de refroidissement du creuset est issue de deux sources : la puissance induite par effet Joule dans le creuset et la puissance transférée de la charge au creuset.

$$P_{J_{Cr}} + P_{Ch \Rightarrow Cr} = \phi_{Cr}$$

La charge transfère de la puissance au creuset par rayonnement, ainsi que par conduction par le biais du gaz neutre présent au sein de l'enceinte (argon ou hélium).

$$P_{Ch \Rightarrow Cr} = P_{rt_{Ch \Rightarrow Cr}} + P_{cd_{Ch \Rightarrow Cr}}$$

Le rayonnement se décompose également en deux termes, le premier traite du rayonnement de la surface latérale de la charge vers le creuset, le second du rayonnement du dôme liquide vers le creuset.

$$P_{rt_{Ch \Rightarrow Cr}} = P_{rt_{lat \Rightarrow Cr}} + P_{rt_{dôme \Rightarrow Cr}}$$

Le rayonnement du dôme transféré au creuset, est égal au rayonnement du dôme pondéré par un facteur de forme α (Fig. II.13). Ce facteur est évalué en interprétant le rayonnement d'une surface circulaire, le dôme liquide, à travers une autre surface circulaire située au-dessus, l'ouverture du creuset [6].

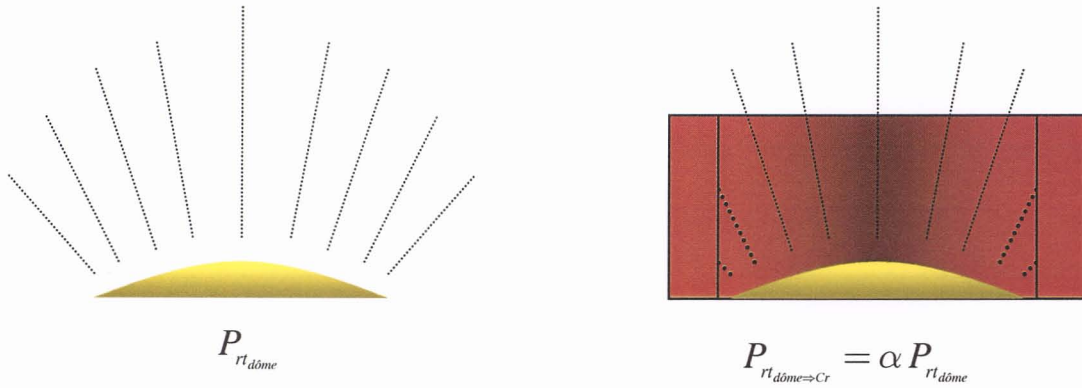


Fig. II.13 - Interprétation du rayonnement du dôme vers le creuset

Ainsi,

$$P_{rt_{lat \Rightarrow Cr}} = \varepsilon_{ch} \sigma_B S_{lat} (T_{bain}^4 - T_{amb}^4)$$

et

$$P_{rt_{d\ome \Rightarrow Cr}} = \alpha \varepsilon_{ch} \sigma_B S_{d\ome} (T_{bain}^4 - T_{amb}^4)$$

Avec ε l'émissivité de la charge, σ_B la constante de Boltzmann, S_{lat} et $S_{d\ome}$ respectivement la surface rayonnante latérale de la charge et celle du dôme, T_{bain} et T_{amb} respectivement la température du métal liquide et de l'environnement gazeux.

Pour la conduction, la puissance renvoyée par la surface latérale de la charge est transmise à travers une épaisseur de gaz constante e , vers la surface latérale du creuset.

D'où :

$$P_{cd_{Ch \Rightarrow Cr}} = \frac{k_{gaz}}{e} S_{lat} (T_{bain} - T_{Cr})$$

Avec k la conductivité thermique du gaz, e l'épaisseur de gaz entre la charge et le creuset, S la surface rayonnante latérale de la charge, et T respectivement la température du métal liquide et de celle du creuset.

○ Bilan thermique d'une charge :

En régime permanent, la charge est en équilibre thermique, la puissance Joule induite en son sein est compensée intégralement par les différentes pertes thermiques qu'elle subit, à savoir, vers le creuset et vers le milieu ambiant.

$$P_{J_{ch}} = P_{Ch \Rightarrow Cr} + P_{Ch \Rightarrow amb}$$

La puissance transférée de la charge au creuset, est déjà détaillée ci-dessus. La puissance transmise de la charge à l'ambiant se décompose là encore en deux termes, le premier représentant la puissance transmise à l'environnement gazeux par rayonnement, le second par convection naturelle.

$$P_{Ch \Rightarrow amb} = P_{rt_{Ch \Rightarrow amb}} + P_{cv_{Ch \Rightarrow amb}}$$

Comme décrit précédemment, le terme traitant du rayonnement du dôme vers l'ambiant est le complément du terme exprimant le rayonnement du dôme vers le creuset (Fig. II.14).

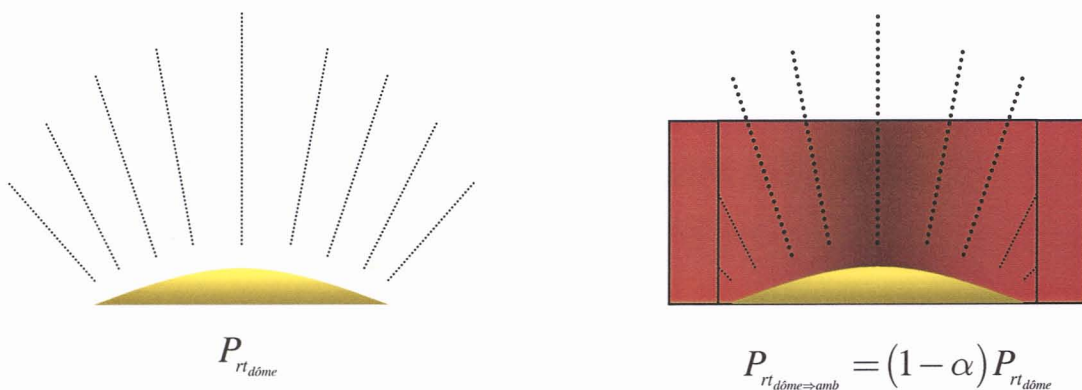


Fig. II.14 - Interprétation du rayonnement du dôme vers l'ambiant

Ainsi, avec $\beta = 1 - \alpha$, on établit :

$$P_{rt_{Ch \Rightarrow amb}} = \beta \varepsilon_{ch} \sigma S_{dôme} (T_{bain}^4 - T_{amb}^4)$$

Le phénomène convectif est caractérisé par la corrélation de Churchill [7], permettant d'exprimer le coefficient d'échange h_{cv} en fonction de différents nombres adimensionnels (Nusselt Nu_D , Rayleigh Ra_D et Prandtl Pr), qui traduisent le phénomène de convection naturelle dans le cas des sphères, d'où :

$$P_{cv_{Ch \Rightarrow amb}} = h_{cv} S_{Ch} (T_{bain} - T_{amb})$$

$$Nu_D = 2 + \frac{0,589 Ra_D^{1/4}}{\left[1 + (0,469/Pr)^{9/16}\right]^{4/9}}$$

$$\text{avec } Nu_D = \frac{h_{cv} D}{k} \quad Ra_D = \frac{g \beta \Delta T D^3}{\alpha \nu} \quad Pr = \frac{\mu C_p}{k}$$

(corrélation vérifiée pour $Ra_D \leq 10^{11}$ et $Pr \geq 0,7$)

Avec D une longueur caractéristique, g l'accélération de la pesanteur, k la conductivité thermique du gaz, β le coefficient de dilatation thermique volumique, ΔT l'écart de température, α la diffusivité thermique, C_p la chaleur spécifique, μ la viscosité dynamique et ν la viscosité cinématique.

○ Bilan thermique global :

Dans notre étude, la puissance utile P_u transmise au circuit oscillant, n'est autre que la somme des différentes puissances Joule transmises aux différents composants.

Ainsi :

$$P_u = P_{J_{Cof}} + P_{J_{Ind}} + P_{J_{Cr}} + P_{J_{Ch}}$$

Cette relation est intéressante, car elle permet de mettre en lumière deux critères important permettant de caractériser l'installation.

Tout d'abord, un rendement établissant le niveau de puissance effectivement tirée du générateur :

$$\eta_{Géné} = \frac{P_u}{P_r}$$

Puis ensuite, un rendement précisant le taux de puissance effectivement injectée dans la charge devant la puissance utile disponible aux bornes du circuit oscillant :

$$\eta_{Ch} = \frac{P_{J_{ch}}}{P_u}$$

- Combinaison des modèles électrique et thermique:

L'objectif final de la combinaison de ces modèles est de déterminer la puissance requise d'un générateur, pour arriver à injecter une puissance permettant de faire fondre la charge.

Comme il est proposé par Ribeyron [8] (Fig. II.15), on définit tout d'abord les paramètres géométriques de l'installation (dimensions du creuset), ainsi que les paramètres électromagnétiques ajustables (nombre de secteurs, nombre de spires de l'inducteur...).

Ensuite, la thermique permet d'établir les échanges entre les différents composants de l'installation. La puissance que doit fournir le générateur à la charge, en régime permanent, étant égale à l'ensemble des pertes thermiques qu'elle subit.

De cela, on en déduit la valeur de U_{co} correspondant à la puissance précédemment évaluée.

On peut ensuite déterminer à partir du modèle électrique la puissance utile à injecter dans l'inducteur, le creuset et finalement établir la puissance globale que doit fournir le générateur à l'installation.

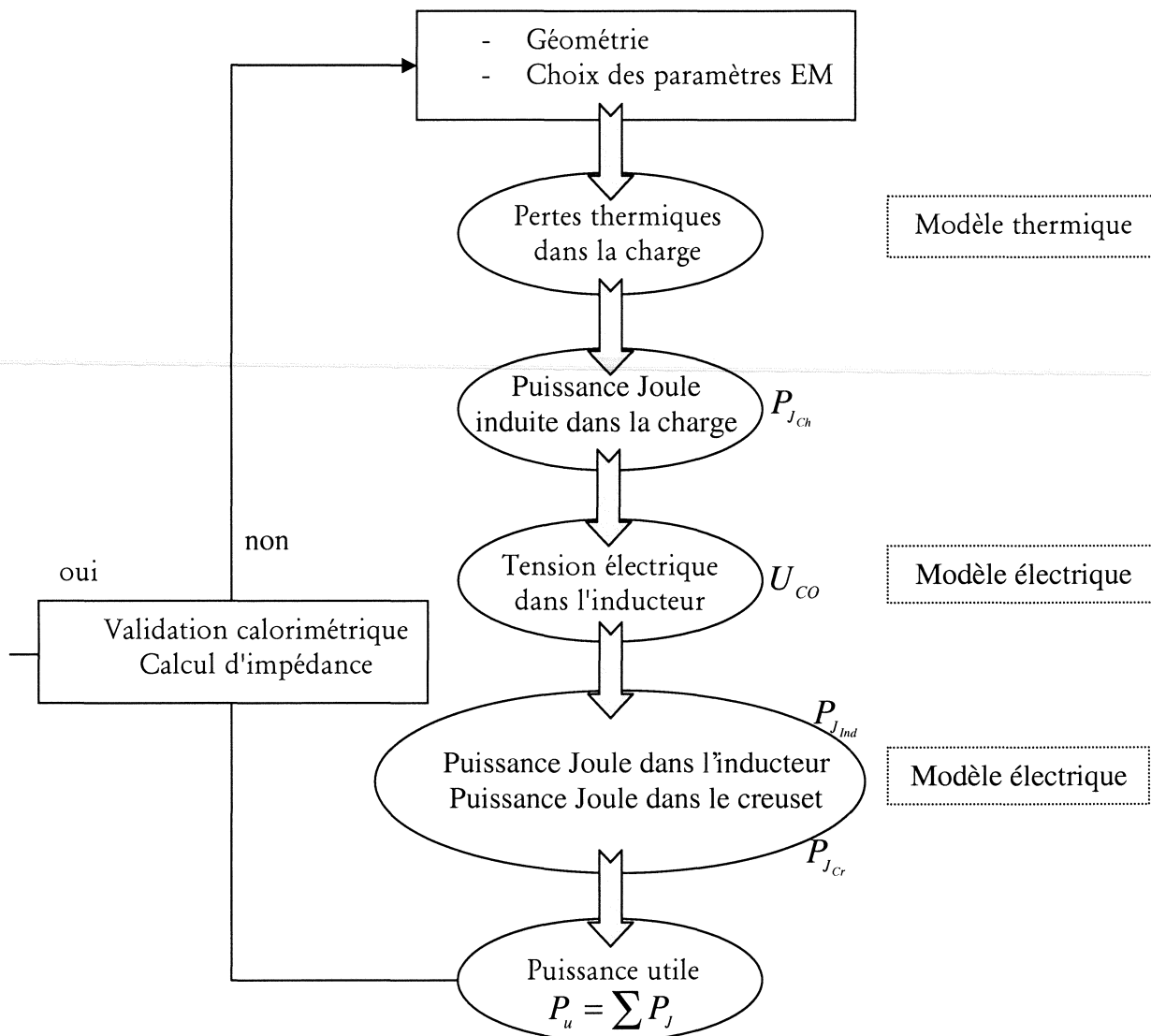


Fig. II.15 - Algorithme de caractérisation d'une installation inductive - [8]

2.2.3 Etude de sensibilité

Dans cette partie, nous étudions l'influence de différents paramètres participant à la caractérisation d'un creuset poche de lévitation et de son inducteur, sur des phénomènes comme le champ magnétique, les pertes Joule ou encore le rendement de l'installation.

2.2.3.1 L'inducteur

Les travaux de Boussant-Roux [9], ont permis de dégager des tendances sur les diverses caractéristiques d'un inducteur.

- La géométrie de l'inducteur :

Il est mis en avant l'importance de concevoir un inducteur proche du creuset, pour obtenir un champ magnétique plus intense. Cela s'explique facilement, si l'on considère l'induction magnétique créée par une spire circulaire en son centre, comme :

$$B_z = \frac{\mu_0 I}{2R}$$

avec μ_0 la perméabilité du vide, I l'intensité du courant circulant dans la spire et R le rayon de la spire. La composante axiale du champ est donc inversement proportionnelle au rayon de la spire.

Il est aussi montré que le champ axial a un module plus élevé dans le cas d'un inducteur de diamètre plus élevé, mais ce paramètre sera surtout utilisé pour augmenter la self de l'inducteur sans pour autant augmenter sa hauteur.

- Le positionnement de l'inducteur :

De nombreuses études montrent que les spires hautes par rapport à la charge n'ont qu'un effet stabilisant et n'influent pas sur la valeur du champ. A l'inverse, si les spires basses sont positionnées sous le creuset, ceci entraîne indirectement le centrage de l'inducteur sur la partie basse de la charge, lui transmettant ainsi un champ maximum, ce qui favorise la lévitation.

- Conclusions :

On peut ainsi déjà dégager quelques règles élémentaires (Fig. II.16):

- concevoir un inducteur épousant au mieux la forme externe du creuset,
- positionner l'inducteur pour que la charge soit dans une région d'induction maximale,
- le diamètre du tube est un paramètre intervenant plutôt en vue d'adapter les impédances.

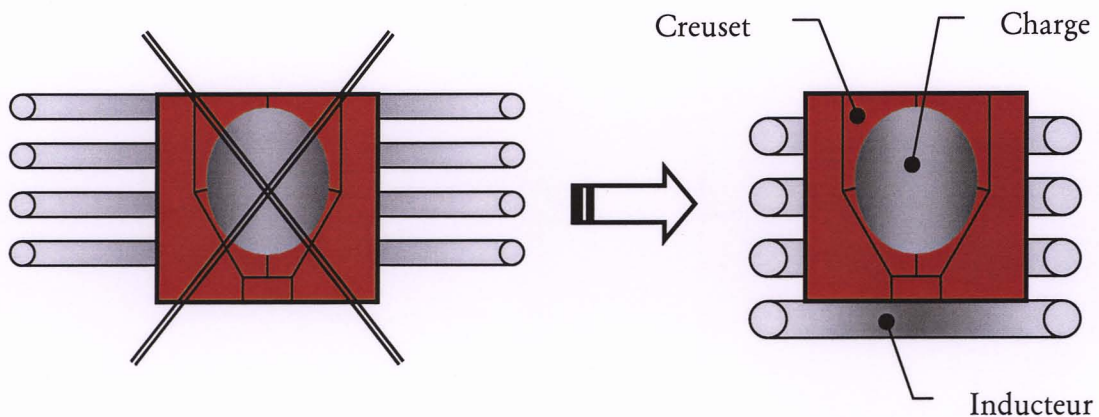


Fig. II.16 - Règles élémentaires pour un inducteur

2.2.3.2 *Le creuset*

- La forme interne du creuset :

Divers essais réalisés par Boussant-Roux [9] et par nous même, sur des creusets à fond conique ou hémisphérique, ont permis de dégager les tendances suivantes.

Dans le cas d'un creuset à fond conique, on relève une plus grande stabilité de la charge, et des ponts thermiques récurrents se forment lors du contact de la masse liquide avec le creuset. Par contre, dans le cas d'un creuset à fond hémisphérique, le brassage semble plus prononcé, ceci a alors pour effet d'entraîner une formation plus aléatoire des ponts thermiques.

Des études numériques réalisant l'examen de la variation du champ sur l'axe du creuset montrent que dans le cas des creusets à fond conique, on obtient un champ de module plus important que dans le cas des creusets hémisphériques.

On peut ainsi faire une analogie avec les tendances dégagées pour l'inducteur, le champ étant inversement proportionnel au rayon de la spire, où ici de la nappe de courants induits. Ceci signifie que les creusets à fond conique jouent un rôle de concentrateur de champ dans leur partie basse.

- Le nombre de secteurs et de fentes :

L'augmentation du nombre de secteurs, et donc du nombre de fentes, permet de réduire le gradient d'induction au regard des fentes. Même si on observe toujours une légère poussée due à l'induction radiale, l'augmentation du nombre de secteurs sera d'autant plus effective que le diamètre du creuset sera petit [10]. Il est donc intéressant de noter que l'augmentation du nombre de secteurs conduit à une répartition plus homogène de l'induction magnétique, pour des fentes d'épaisseur identiques.

Comme le précise Aymard [11], si le champ magnétique augmente de façon sensible avec le nombre de secteurs (plus précisément avec le nombre de fentes), les pertes Joule, particulièrement localisées au niveau des fentes, augmentent aussi.

Néanmoins, du point de vue du rendement, l'augmentation de ces pertes est largement compensée par la diminution du champ. Il est donc intéressant de chercher à augmenter le nombre de secteurs, jusqu'à une certaine limite, au delà de laquelle la transparence maximale au champ sera atteinte, alors que les pertes Joule continueront de croître.

- La largeur des fentes :

Comme l'augmentation de la largeur des fentes permet de mieux laisser passer le champ, à priori, on peut penser que ce paramètre doit avoir la même influence que le nombre de secteurs (où de fentes). Cependant, les pertes Joule sont considérablement diminuées quand la fente s'élargit, le champ radial y étant alors moins concentré.

- La forme des fentes :

La comparaison est faite entre des fentes en V et des fentes parallèles (Fig. II.17), et les résultats issus de l'étude réalisée par Aymard [11], montrent une nette amélioration de la transparence du creuset au champ, en utilisant des fentes en V, tant au niveau du rendement que de la transmission du champ.

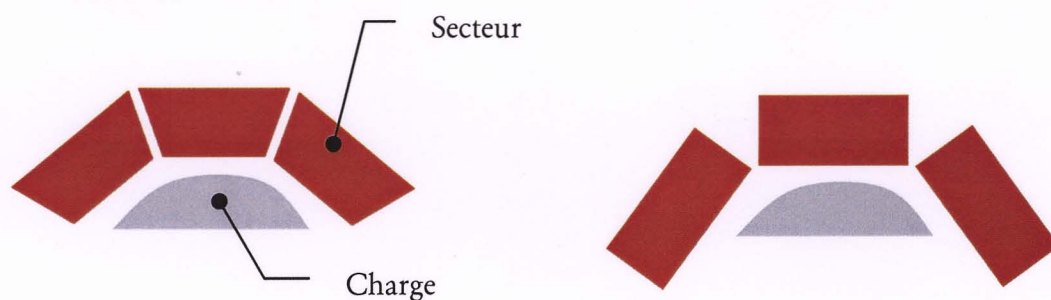


Fig. II.17 - Creuset à fentes parallèles

Creuset à fentes en V

L'étude de l'influence d'une fente de dimension différente des autres [9], confirme que l'induction radiale, au regard des fentes, est proportionnelle à la taille des fentes. Cependant, si l'augmentation de l'épaisseur d'une fente conduit à un accroissement de l'induction magnétique en face de celle-ci, cette hausse reste localisée à cette seule fente. Dans le cas de l'EGV, une fente plus large est aménagée pour le passage de la fibre, on note par ailleurs une poussée plus forte sur la charge au regard de cette fente.

- La forme des secteurs :

Pour que le refroidissement au niveau des secteurs soit correct, il est souhaitable que la largeur et l'épaisseur du secteur soient du même ordre de grandeur.

Il s'avère alors plus simple d'utiliser des formes du commerce (rectangulaires ou carrés au lieu de trapézoïdales) où d'ailleurs les résultats, issus des fentes dites en V, sont meilleurs.

- Conclusions :

Aymard [11] retient alors trois paramètres qui ont une influence forte sur une installation à induction (Tab. II.18) :

	Nombre de secteurs	Largeur des fentes	Epaisseur du secteur
↑ Le champ magnétique	↑	↑	↓
↓ Les pertes Joule	↓	↑	↓
↑ Le rendement	↑	↑	↓

Tab. II.18 – Facteurs pertinents dans la conception d'un creuset

On voit alors que le nombre et l'épaisseur des secteurs sont intéressants, car ils permettent conjointement d'augmenter le champ magnétique et de réduire les pertes Joule au sein du creuset.

Contrairement aux idées reçues, le nombre de secteurs et la largeur des fentes sont deux paramètres qui n'ont pas le même rôle. Il semble d'ailleurs préférable de ne pas sectoriser à l'extrême, ce qui aurait comme effet de faire croître les pertes Joule, mais plutôt de jouer sur l'épaisseur des fentes.

Au niveau de la forme des fentes, les fentes parallèles ne se justifient pas, de surcroît les formes de secteurs en deviennent plus classiques, pour un coût et des performances améliorés. Il paraît intéressant de réfléchir à l'obtention de fentes plus larges, à l'aide d'un matériau non conducteur de l'électricité, mais assez bon conducteur thermique pour évacuer la chaleur transmise par la charge. Le meilleur compromis à l'heure actuelle est réalisé avec des feuilles de mica, mais l'utilisation de céramiques, seules ou en complément de mica, pourrait satisfaire l'isolation tout en ayant une bonne efficacité en matière de transparence magnétique.

2.2.3.3 Influence de la fréquence sur le rendement

Les courbes de rendement en fonction de la fréquence présentées par Delage [10] et reproduites en Fig. II.19, pour une résistivité donnée, montrent que l'accroissement du rendement est rapide à basse fréquence ($\eta \sim f^2$). Par contre, à fréquence élevée il varie plus faiblement ($\eta \sim f^{1/2}$) pour tendre vers une valeur asymptotique η_{lim} . On peut remarquer que le rendement limite croît avec la résistivité de la charge mais il faut des fréquences de plus en plus élevées pour l'atteindre. Ceci traduit le fait que si la charge est très résistive, elle est transparente au champ, alors que si elle est très conductrice, la puissance transmise à la charge sera prépondérante devant celle transmise au creuset.

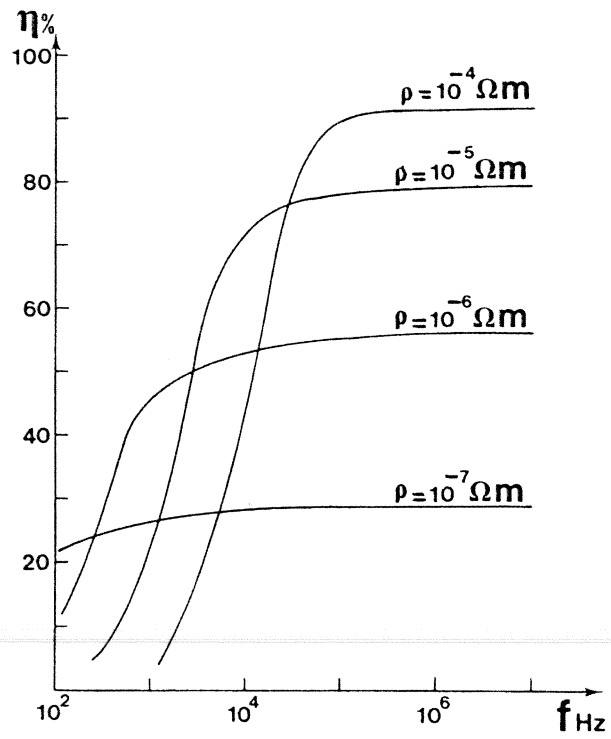


Fig. II.19 : Rendement en fonction de la fréquence - [10]

2.3 Etude de l'installation EGV

2.3.1 Caractérisation du creuset

Initialement, le creuset a été dimensionné pour répondre aux critères d'un cahier des charges s'avérant par la suite rapidement obsolète. En effet, l'objectif initial était d'arriver à enduire 1500m de fibre SM1140+, d'un diamètre nominal de $108\mu\text{m}$, avec un dépôt de $35\mu\text{m}$ d'épaisseur pour atteindre un "Vf" de 35%, soit un volume d'environ 25 cm^3 . Toute notion de longueur de source nous était alors inconnue.

L'idée était alors, tout en sur-dimensionnant légèrement la charge, de la localiser dans la partie basse d'un creuset de forme hémisphérique (pour favoriser les effets de lévitation) avec un diamètre juste supérieur à celui de la charge fondue pour que les courants induits y soient maximums. Avec l'idée d'écranter suffisamment le rayonnement du dôme, nous avons prolongé la partie hémisphérique d'une partie cylindrique.

La partie interne de la première génération de creuset est donc constituée par une partie hémisphérique de diamètre 50mm, pour une hauteur totale, sur l'axe, de 50mm (Fig. II.20). L'épaisseur des secteurs est réduite, dans la limite d'un refroidissement efficace. La charge, localisée dans la partie basse du creuset, prend alors la forme d'un ellipsoïde lors de la fusion.

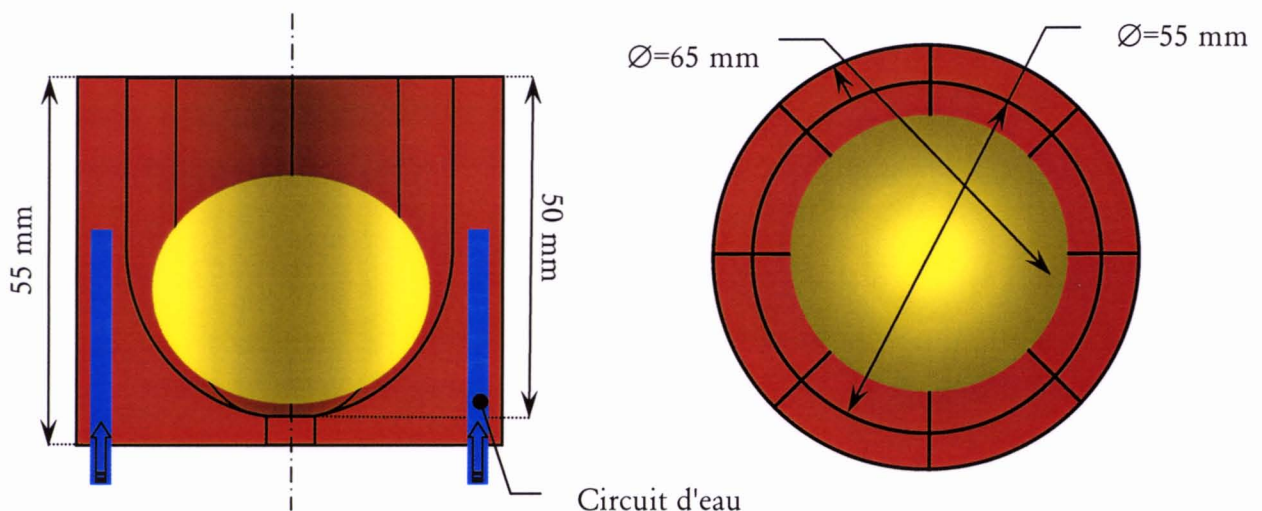


Fig. II.20 - Creuset EGV hémisphérique

Il a été, tout d'abord, retenu une configuration à 8 secteurs, pour que les pointes de secteurs, lieu de singularité électrique difficile à refroidir, ne soient pas trop petites. Un doigt refroidi est mis en place, dans l'axe du creuset, pour avoir des pointes de secteurs plus larges et moins éloignées de la circulation d'eau de refroidissement.

En considérant sa bonne conductibilité thermique et ses facilités d'usinage, le cuivre est le matériau de prédilection pour le creuset. Les pertes par effet Joule y sont limitées grâce à sa faible résistivité électrique et le rendement de la charge, en son sein, y est presque optimal. Le creuset transmet une puissance à la charge en consommant une partie, mais à fréquence élevée il reste le matériau le mieux adapté au rôle de creuset froid.

Après de nombreux essais de fusion, nous avons observé régulièrement une charge très instable avec des poussées très prononcées au regard des fentes, de plus les pointes des secteurs sont rapidement usées.

Nous nous sommes alors rapidement orientés vers un nouveau creuset de forme intérieure conique (Fig. II.21), car même si les effets de lévitation y sont intrinsèquement moins favorables, son effet de concentrateur de champ nous permet d'obtenir une charge en fusion plus stable. Ce paramètre est important car il garantit une bonne reproductibilité du positionnement de la fibre dans le bain.

La mise en place d'un doigt refroidi de plus grand diamètre (14mm) permet alors de limiter davantage les effets de singularité en pointe de secteur et de réduire ainsi leur usure. Ceci rend alors possible l'augmentation du nombre de secteurs, en passant d'un creuset 8 secteurs à un creuset 12 secteurs, un autre avantage étant que la largeur du secteur se rapproche de son épaisseur.

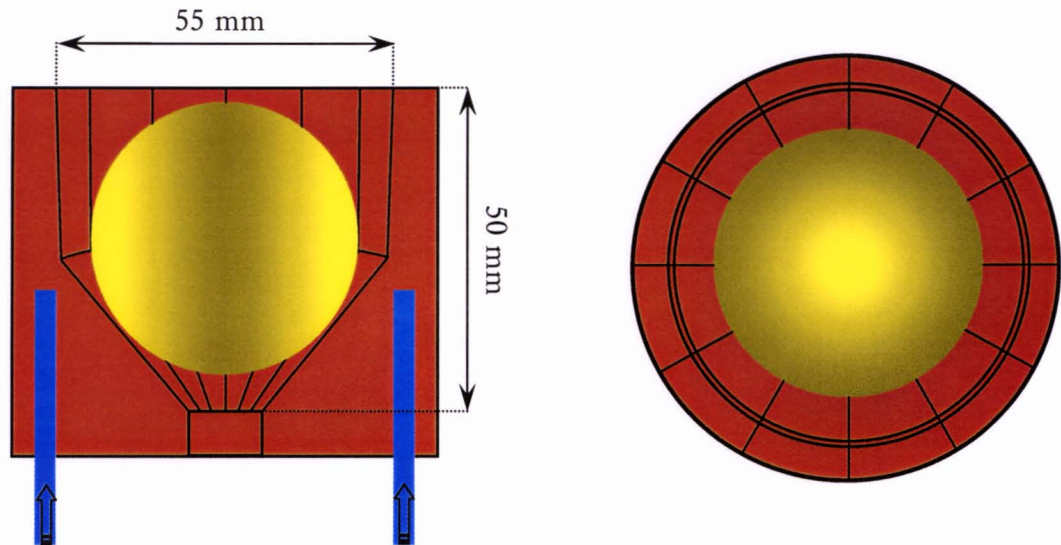


Fig. II.21 – Creuset EGV conique

2.3.2 Détermination de la fréquence de fonctionnement, caractérisation de l'inducteur

La fréquence de fonctionnement optimale, en terme de rendement électrique, pour un alliage de titane de résistivité $\rho_0 \approx 10^{-6} \Omega.m$, est atteinte à partir de 100kHz. Comme il est montré au paragraphe 2.1.2., pour accentuer davantage les effets de stabilisation de la charge, contrôlés par F_{irrot} , devant les effets de brassage, contrôlés eux par F_{rot} , il faut fonctionner à une fréquence élevée de la gamme haute fréquence "HF" délivrée par le générateur ($f \approx 300kHz$) pour vérifier $F_{irrot}/F_{rot} \gg 1$.

$$\frac{F_{irrot}}{F_{rot}} \sim \frac{R}{\delta} \quad \text{et} \quad \delta = \sqrt{\frac{2}{\mu\sigma\omega}}$$

L'épaisseur de peau correspondante δ , est alors petite devant le rayon de la charge R . L'épaisseur de peau est le siège des courants induits, qui propagent la chaleur au cœur de la charge par diffusion, la mise en fusion de la charge nécessite alors une puissance supérieure à celle attendue en moyenne fréquence "MF" (Fig. II.22).

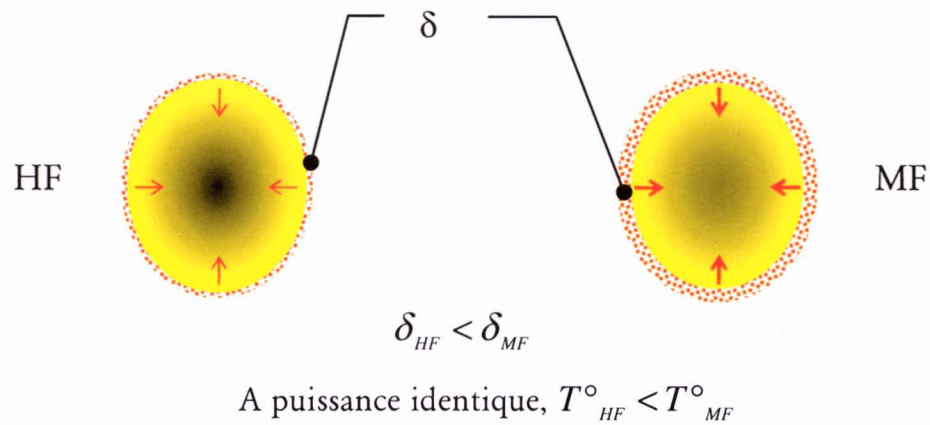


Fig. II.22 – Rôle de l'épaisseur de peau en fonction de la fréquence

On réalise l'inducteur dans un tube en cuivre de diamètre extérieur 8mm et de diamètre intérieur 6mm. Son diamètre de spire et sa hauteur sont légèrement supérieurs aux dimensions extérieures du creuset. Différents inducteurs ont été testés (Tab. II.23):

Inducteurs	Nombre de spires	Type des spires	Diamètre de spire	Hauteur
I _{3P}	3	Parallèle	85 mm	70 mm
II _{3S}	3	Série	85 mm	70 mm
III _{4S}	4	Série	85 mm	75 mm

Tab. II.23 – Description des différents inducteurs

2.3.2.1 Adaptation de l'impédance

Le générateur utilisé possède une puissance utile nominale de 100kW et fonctionne à la tension nominale de 1000V . L'impédance caractéristique du générateur est donc (§ 2.2.1) :

$$Z_{CG} = \frac{U_n^2}{P_n} \approx 10 \Omega$$

La fréquence d'oscillation demandée ($f \approx 300 \text{ kHz}$) va entraîner une valeur de condensateurs faible et va alors imposer une impédance élevée aux bornes du circuit oscillant.

$$Z_{CO} = \frac{L_{CO}}{R_{CO} C}$$

En sachant que les différents rapports du transformateur amont, choisis parmi une suite discrète, ne sont qu'élevateurs d'impédance, nous shunterons le transformateur :

$$k_{TAM} = 1$$

Ainsi, l'impédance équivalente de la charge Z_C , située en amont du coffret de condensateurs, est identique à l'impédance du circuit oscillant Z_{CO} .

La méthode du décrément, appliquée aux trois inducteurs précédents nous renseigne sur leurs impédances respectives (Tab. II.24):

Décrément	Inducteur I _{3P}	Inducteur II _{3S}	Inducteur III _{4S}
C en μF	0,385	0,385	0,385
L_{CO} en μH	0,22	0,48	0,8
R_{CO} en $m\Omega$	22,4	53	59
f en kHz	541	367	281
$Z_C \equiv Z_{CO}$ en Ω	26	24	36

Tab. II.24 - Décrément appliqué aux différents inducteurs

On note d'abord que les inducteurs 3 spires sont inutilisables, car ils nécessitent une fréquence de fonctionnement hors de la plage "HF" du générateur utilisé.

Cependant, si l'inducteur 4 spires exige une fréquence qui est dans le domaine du générateur, il faut impérativement abaisser l'impédance du circuit oscillant, afin de rester dans des conditions de fonctionnement acceptables pour le générateur. Un montage élévateur capacitif (Fig. II.25) doit être mis en place au niveau du coffret de condensateur.

Ce montage permet d'abaisser l'impédance du système d'un rapport $k = \left(\frac{C_{tot}}{C_{géné}} \right)$.

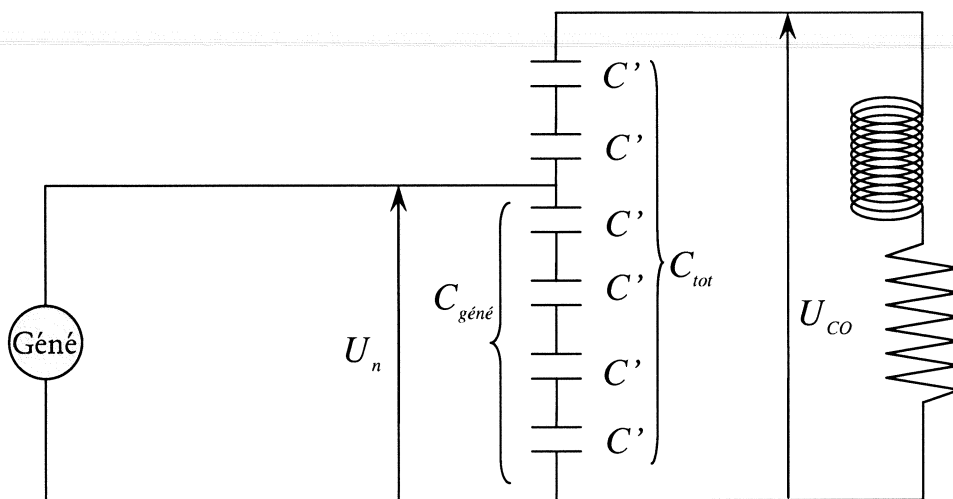


Fig. II.25 : Schéma d'un montage élévateur capacitif

Ainsi, pour notre étude :

$$k = \left(\frac{6}{4} \right) = 1,5$$

alors on observe pour les tensions,

$$U_{co} = k U_n$$

et pour les impédances,

$$Z_c = Z_{co} = \frac{L_{co}}{R_{co} C k^2}$$

L'impédance équivalente obtenue à l'aide du montage élévateur capacitif est donc, pour l'inducteur III_{4S} :

$$Z_c = \frac{36}{2,25} = 16 \Omega$$

Ceci est tolérable, car il est préférable d'obtenir une impédance légèrement supérieure à celle du générateur ($Z_{CG} \approx 10 \Omega$). En effet, le décrétement étant réalisé à froid, au cours de la fusion la résistivité de la charge augmente ainsi que sa résistance. Ceci a alors comme effet de minorer l'impédance préalablement estimée lors du décrétement.

2.3.3 Modélisation électromagnétique de l'installation EGV

La modélisation électromagnétique de l'installation EGV est réalisée à l'aide du code numérique OPHELIE, développé par A. Gagnoud [12].

L'étude numérique de l'installation porte sur une configuration type, définie comme :

- un creuset 12 secteurs,
- un doigt refroidi de dia. 14mm,
- un inducteur 4 spires,
- une fréquence de fonctionnement de 278 kHz,
- une charge initiale, sphérique, en titane de diamètre 45mm.

2.3.3.1 Déformation de la surface libre

On peut émettre de nombreuses remarques, à la vue de la forme de la surface libre du bain, en régime établi (Fig. II.26).

Tout d'abord, grâce à une tension superficielle et à une fréquence de fonctionnement élevées, la forme finale de la charge est proche d'une sphère, avec un dôme bien bombé, les effets de formage étant prédominants.

Ensuite, on remarque la présence de contacts entre la charge liquide et le creuset, étayant l'hypothèse de l'existence de ponts thermiques. Cependant, ces ponts thermiques, lieux de solidification de la charge, ne perturbent en rien le bon défilement de la fibre, car il s'effectue dans une zone de bain liquide.

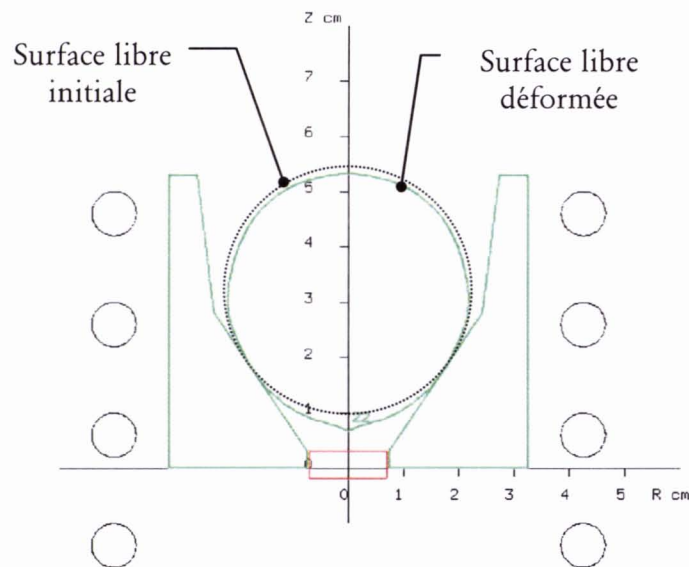


Fig. II.26 – Forme de la surface libre du bain liquide

2.3.3.2 Répartition de l'induction magnétique et des forces de volume, le long de la surface libre

On peut relever au regard d'un secteur, sur la figure II.27, la distribution de l'induction magnétique sur la moitié gauche, alors que sur la moitié droite, on observe l'évolution des forces de volume.

La modélisation confirme que, à haute fréquence, l'induction magnétique se confine dans une épaisseur de peau très fine (calculée à 1,17mm dans la charge) et qu'elle est continuellement tangente à la surface libre du bain.

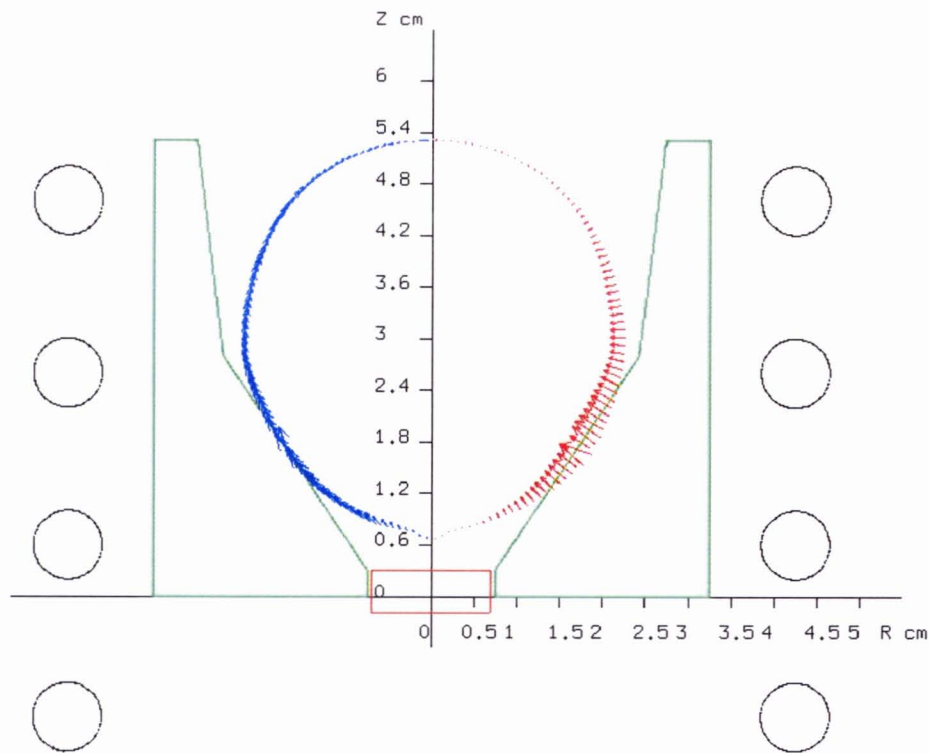


Fig. II.27 – Répartition de l'induction magnétiques et des forces de volume

Les forces de volume sont normales à la surface libre du bain, comme il était à prévoir. On voit, malgré le fait qu'une lévitation complète ne soit pas observée, que les forces situées localement dans la partie basse de la charge sont les plus élevées. Même si une lévitation totale paraît utopique en creuset froid, la forme du creuset ainsi que le positionnement de l'inducteur (centré sur la partie basse de la charge) jouent bien leur rôle, en observant globalement une poussée plus forte sur la partie inférieure de la charge. On vérifie en fait, que les forces sont maximales quand la surface libre du bain est plus proche de la nappe interne du creuset.

2.3.3.3 Répartition des densités de courant

Sur la figure II.28, on représente la répartition de la densité des courants induits sur les différentes surfaces respectives.

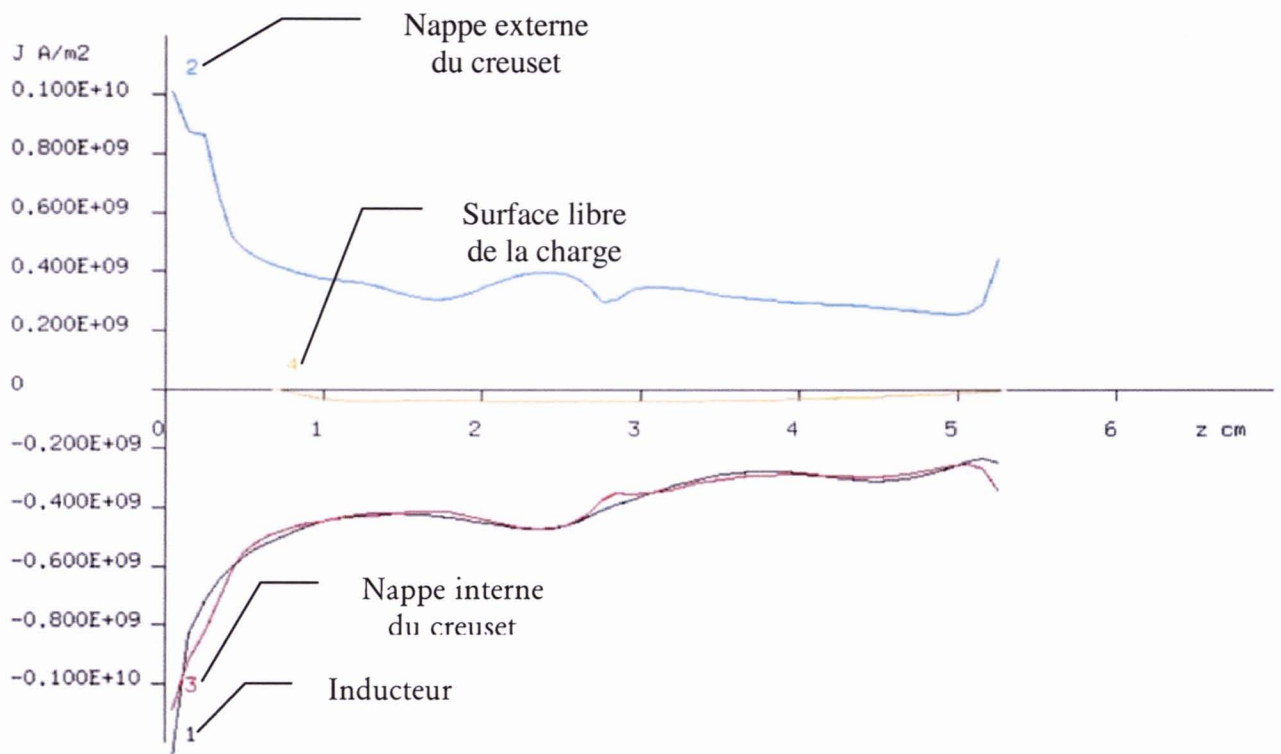


Fig. II.28 - Répartition des densités de courant sur les différents composants

On vérifie la loi de Lenz avec une inversion des courants entre l'inducteur (1) et la nappe externe du creuset (2), une continuité entre la nappe interne du creuset (2) et sa nappe externe (3) et bien évidemment entre la nappe interne (3) et la surface libre de la charge (4). Mises à part les singularités numériques que l'on retrouve en début et en fin de creuset ($z=0$ et $z=5,2\text{cm}$), on note que les densités de courant sont les plus élevées dans la partie inférieure du creuset, là où le diamètre du creuset est le plus petit. Le creuset conique joue bien son rôle de "concentreur" de champ, avec ses densités de courant et ses forces de volumes maximales dans la partie basse de la charge, ce qui a comme finalité de favoriser la lévitation de la charge.

2.3.3.4 Evaluation de la forme du brassage

Le brassage, au sein de la charge, est interprété en évaluant l'évolution de la densité de courant le long de l'abscisse curviligne de la charge (Fig. II.29). De ceci, on déduit l'évolution des forces rotationnelles le long de la surface libre de la charge, qui est à l'origine

de la naissance du brassage. Ces forces, tangentes à la surface libre du bain liquide, sont de la forme (§ 2.1.2.2) :

$$F_{rot} \sim J \frac{dJ}{ds}$$

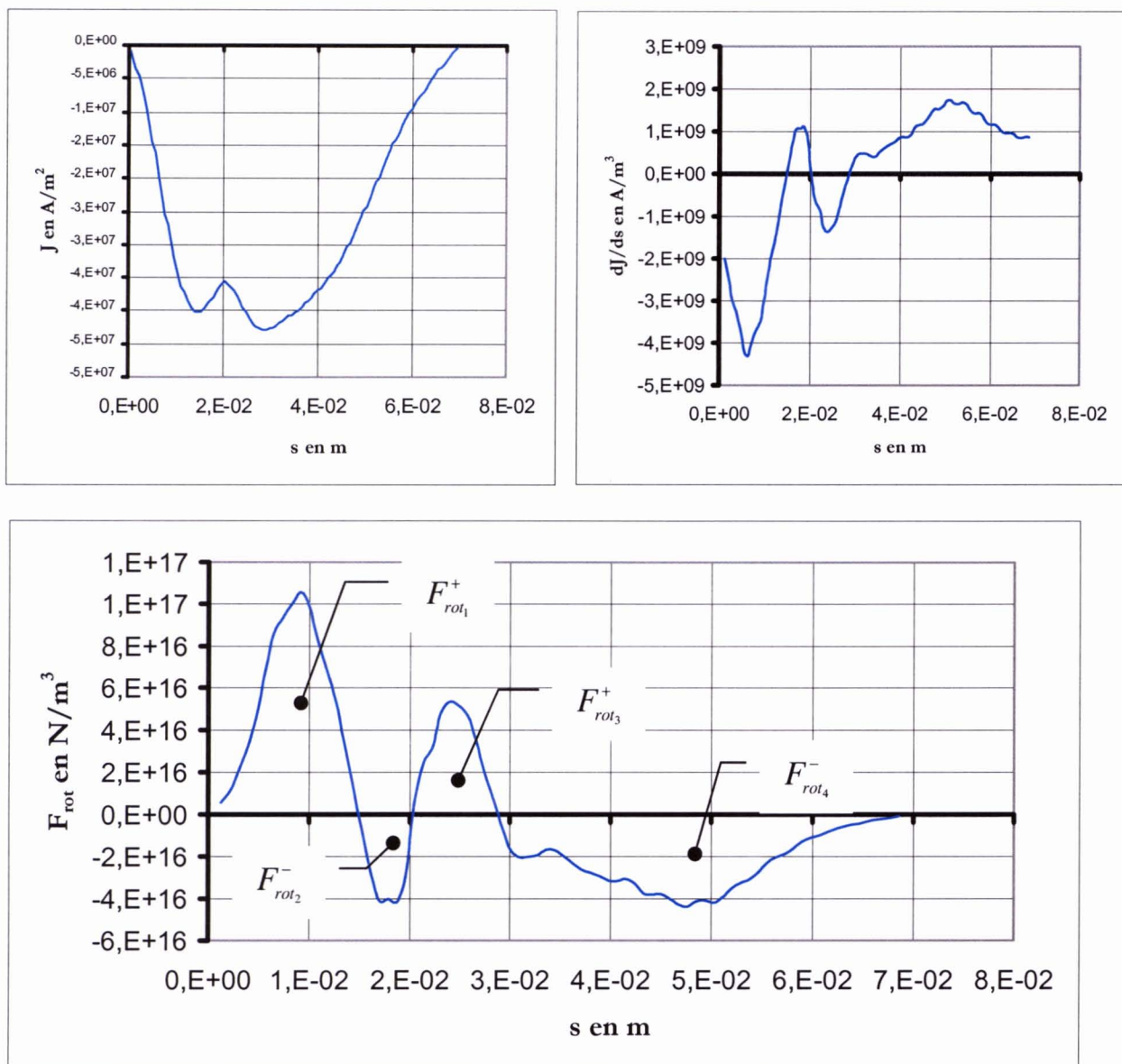


Fig. II.29 - Origine du brassage électromagnétique

On observe ainsi (Fig. II.30a), la présence de forces rotationnelles le long de la surface libre du bain liquide, qui entraînent l'apparition de vortex de sens opposés.

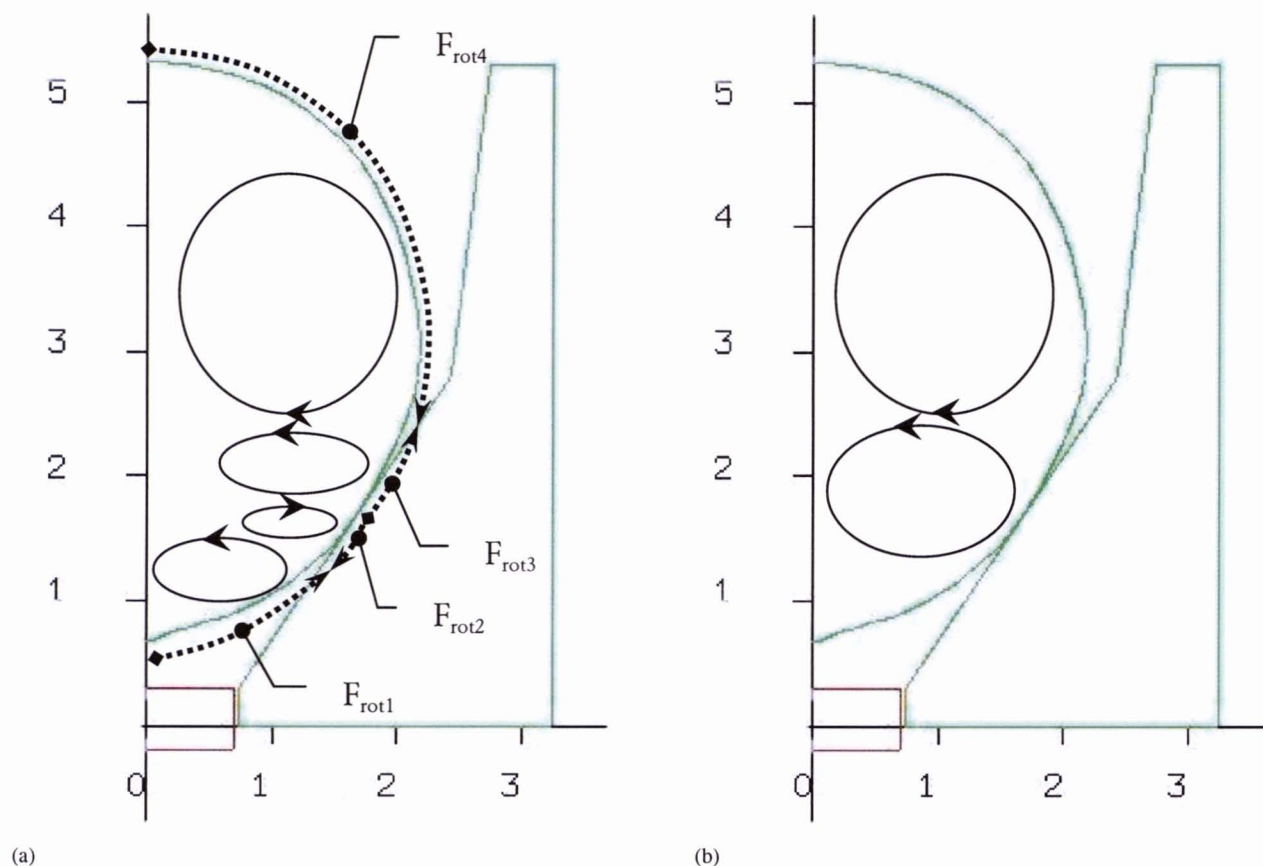


Fig. II.30 - Formation des vortex

La dissymétrie dans l'évolution de la force rotationnelle volumique entraîne un vortex inférieur légèrement plus faible que le vortex supérieur.

Mais il convient de limiter la portée de cette étude, car il paraît hasardeux de vouloir interpréter le mouvement du fluide sans résoudre l'équation de Navier-Stokes, mais en ne considérant qu'un des termes de cette équation. Bien que le terme irrotationnel des forces de Laplace soit un élément moteur du brassage, il convient de rester prudent quant aux prévisions de vitesse.

En effet, si deux vortex de sens contraires ont des amplitudes de vitesses ou des rayons d'action différents, le vortex le moins important va être assimilé au mouvement d'ensemble et disparaître sous l'influence du vortex le plus important (Fig. II.30b). Les conditions aux limites vont jouer également un rôle important. Selon que l'on se situe en surface libre ou au contact d'une paroi solide, le terme moteur va être plus ou moins freiné.

Ainsi, il n'est possible de dégager de cette étude que des tendances quant au sens et à l'amplitude du brassage dans une configuration donnée.

On sait aussi déterminer la vitesse moyenne de l'écoulement, définie par :

$$V_0 \simeq V_a \left(\frac{\delta}{L_0} \right)^{1/2}$$

$$\text{avec } V_a = \frac{B_0}{\sqrt{\mu_0 \rho}} \text{ et } B_0 = \frac{U_{co}}{nS\omega}$$

où V_a est la vitesse d'Alfven, définie par B_0 l'induction magnétique en surface, $\mu_0 = 4\pi 10^{-7}$ la perméabilité du vide et ρ la masse volumique du fluide. Alors que le paramètre écran, est le rapport entre l'épaisseur de peau électromagnétique δ et la longueur caractéristique du bain L_0 , qui dans notre cas est égale au rayon de la charge de titane.

L'induction magnétique B_0 , est définie par U_{co} la tension aux bornes du circuit oscillant, n le nombre de spires de l'inducteur, S la section d'air entre l'inducteur et la charge et ω la pulsation magnétique du champ.

On détermine alors :

$$B_0 = 0,085T$$

$$V_a = 1,1m/s$$

$$V_0 = 0,25m/s$$

L'ordre de grandeur de la vitesse de brassage reste acceptable, et ne doit pas interférer notablement sur la vitesse de l'emport, ce qui doit donc permettre de conserver, comme il est observé d'ailleurs, un bon accord avec le modèle présenté au chapitre III.

2.3.3.5 Bilan énergétique de l'installation

Les limites de la modélisation sous OPHELIE, se retrouvent dans l'analyse énergétique de l'installation (Tab. II.31). En effet, le fait que les amenées de courant ne soient pas prises en compte a une influence sur R_{CO} et L_{CO} . De plus, les ponts thermiques, qui sont le lieu d'échanges conductifs non négligeables entre la charge et le creuset, ne sont pas évalués.

Cependant, à l'inverse du décrétement, la modélisation traduit le fonctionnement réel de l'installation, avec les densités de courant appliquées à chacun des éléments.

	δ_{mm}	P_{kW}	%	$R_{m\Omega}$	$L_{\mu H}$	$C_{\mu F}$	Z_{Ω}
Charge	1.17	8	53	24.5	-	-	-
Creuset	0.13	15.5	27	12.5	-	-	-
Inducteur	0.13	5.5	20	9	-	-	-
Total	-	29	100	46	0.55	0.591	23
Décrément	-	-	-	$R_{CO}=59$	$L_{CO}=0.80$	0.385	36

Tab. II.31 – Résultats de l'analyse énergétique de l'installation EGV sous OPHELIE

La puissance Joule induite dans le coffret de capacités n'est pas prise en compte, cependant, on peut établir le rendement de la puissance transmise à la charge.

$$\eta_{ch} = \frac{P_{J_{ch}}}{P_u} = \frac{8}{29} = 27,5\%$$

On voit alors que si l'on ajoutait la puissance Joule transmise au coffret, à la puissance utile, le rendement serait sensiblement plus faible, tout en se maintenant à des niveaux acceptables. Néanmoins, les rendements ne seront jamais optimaux en fonctionnant à haute fréquence.

Le rendement électrique de l'installation, traduisant le taux de la puissance réseau (68,5kW) transmise au circuit oscillant, est quant à lui un peu faible :

$$\eta_{Géné} = \frac{P_u}{P_r} = \frac{29}{68,5} = 42\%$$

Mais là aussi, en ajoutant la puissance Joule transmise au coffret à la puissance utile, on tend à s'approcher alors des valeurs plus attendues pour la HF, où $P_u \simeq 60\% P_r$ (Cf. Fig. II.12).

2.3.4 Bilan énergétique de l'installation EGV

Tout d'abord, on relève la tension et l'intensité, aux bornes de l'anode, pour pouvoir calculer ainsi la puissance réseau (Tab. II.32). De ceci, par le calcul et en confrontant les résultats avec une mesure effectuée à l'aide d'une sonde, on sait calculer les valeurs efficaces de tension et d'intensité aux bornes du circuit oscillant (Tab. II.33).

Mesures au pupitre		Mesures du décrément		Mesures de la sonde	
Ua_{kV}	5.75	$Rco_{m\Omega}$	59	F_{kH}	278
Ia_A	11.9	$Lco_{\mu H}$	0.8	Uco_V	1190
$Pr_{kW} = Ua \times Ia$	68.5	$C_{\mu F}$	0.385		

Tab. II.32 – Détermination de la puissance réseau

Calcul de $U_{co} = k \frac{Ua}{\sqrt{2} k_{TAP} k_{TAM}}$			Calcul de $I_{co} = U_{co} C \omega$	
k	1.5	Rapport élévateur capacitif	I_{co_A}	810
k_{TAM}	1	Rapport du transfo. amont		
k_{TAP}	5	Rapport du générateur en HF		
U_{co_V}	1220			

Tab. II.33 – Calculs de la tension et de l'intensité aux bornes du circuit oscillant

On vérifie le bon accord entre les valeurs calculées et mesurées de la tension aux bornes du circuit oscillant.

2.3.4.1 Bilan calorimétrique

Ensuite, en régime permanent, un bilan calorimétrique est réalisé sur les circuits d'eau respectifs de tous les composants, pour pouvoir déterminer les différents flux thermiques évacués (Tab. II.34).

$\phi_{kW} = 0,07 Q_{l/mn} \Delta T$	Coffret	Inducteur	Creuset + charge*
$Q_{l/mn}$	9	12.5	20
ΔT	15.9	1.4	19.9
ϕ_{kW}	10	1.25	27.9*
$R_{m\Omega}$ avec $P = R I_{CO}^2$	15	1.9	32

Tab. II.34 – Bilan calorimétrique de l'installation EGV

On peut dès alors établir que :

$$P_{J_{cof}} = \phi_{cof} = 10 kW$$

$$P_{J_{ind}} = \phi_{Ind} = 1.25 kW$$

Cependant, le bilan calorimétrique effectué sur le circuit d'eau de refroidissement du creuset détermine la puissance Joule induite dans le creuset, ainsi que la puissance transmise par la charge au creuset. Pour pouvoir dissocier ces deux termes, on calcul la résistance du creuset pour une puissance intermédiaire ($P_r = 16 kW$ et $I_{CO} = 437 A$), quand la charge n'échange pas encore avec le creuset. Ensuite, en considérant à nouveau le courant correspondant au régime permanent, on retrouve la puissance exclusivement induite au creuset, et par différence, la puissance transmise de la charge au creuset.

Ainsi, d'après :

$$\phi_{Cr} = P_{J_{Cr}} + P_{Ch \Rightarrow Cr} = 27.9 kW$$

et avec :

$$R = 32 m\Omega \text{ et } I_{CO} = 810 A$$

on obtient :

$$P_{J_{Cr}} = R I_{CO}^2 = 21 kW$$

et, par différence :

$$P_{Ch \Rightarrow Cr} = 6.9 kW$$

2.3.4.2 Bilan thermique de la charge

Les données physiques, les caractéristiques géométriques et les diverses constantes sont réunies dans l'Annexe II.B.

On sait que :

$$P_{J_{Ch}} = P_{Ch \Rightarrow Cr} + P_{Ch \Rightarrow amb}$$

avec

$$P_{Ch \Rightarrow amb} = P_{rt_{Ch \Rightarrow amb}} + P_{cv_{Ch \Rightarrow amb}}$$

On détermine alors les différentes puissances (Tab. II.35),

$P_{rt_{Ch \Rightarrow amb}}$	0.75 kW
$P_{cv_{Ch \Rightarrow amb}}$	0.05 kW
$P_{Ch \Rightarrow amb}$	0.8 kW
$P_{Ch \Rightarrow Cr}$	6.9 kW
$P_{J_{Ch}}$	7.7 kW

Tab. II.35 – Présentation des différentes puissances transmises à la charge

On peut ainsi vérifier, pour la puissance transmise par la charge au creuset, que la somme des différentes puissances obtenues par le calcul est identique à celle obtenue par le bilan calorimétrique.

Alors, d'après :

$$P_{Ch \Rightarrow Cr} = P_{rt_{Ch \Rightarrow Cr}} + P_{cd_{Ch \Rightarrow Cr}}$$

et avec

$$P_{rt_{Ch \Rightarrow Cr}} = P_{rt_{lat \Rightarrow Cr}} + P_{rt_{dôme \Rightarrow Cr}}$$

on détermine les puissances respectives (Tab. II.36).

$P_{rt_{Ch \Rightarrow Cr}}$	1.8 kW
$P_{rt_{lat \Rightarrow Cr}}$	0.5 kW
$P_{rt_{dôme \Rightarrow Cr}}$	1.3 kW
$P_{cd_{Ch \Rightarrow Cr}}$	0.1
$P_{Ch \Rightarrow Cr}$ <i>Calcul</i>	1.9 kW
$P_{Ch \Rightarrow Cr}$ <i>Mesure</i>	6.9 kW

Tab. II.36 – Présentation des différentes puissances transmises par la charge au creuset

On relève alors une grande différence entre la valeur calculée et la valeur issue de la mesure par calorimétrie. Cette différence est en fait la traduction d'un phénomène préalablement négligé, mais mis par la suite en lumière lors de la modélisation : les ponts thermiques. En effet, le titane en contact localement avec le creuset, transmet une grande partie de sa puissance, estimée alors de l'ordre de 5 kW.

D'après :

$$P_{contact} = h_{Ch \Rightarrow Cr} S_{contact} (T_{bain} - T_{Cr})$$

et en sachant que sont connues des valeurs d'échanges pour un contact direct entre de l'acier et un creuset en cuivre, de l'ordre de 1300 W/m²K, et en identifiant $(T_{bain} - T_{Cr}) \approx 1700^\circ K$, on détermine une surface de contact potentielle $S_{contact} \approx 2.10^{-2} m^2$.

Cette surface de contact est plausible, elle représente environ le tiers inférieur de la surface totale de la sphère de métal liquide (Fig. II.37), tout en sachant que le coefficient d'échange pour le titane peut être sensiblement supérieur, ce qui tend alors à diminuer encore l'évaluation de la surface de contact.

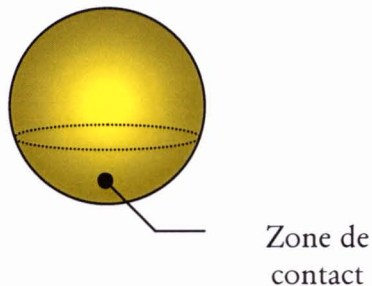


Fig. II.37 – Représentation de la surface de contact entre la charge et le creuset

2.3.4.3 Bilan énergétique de l'installation

On peut ainsi établir les différents rendements permettant de caractériser notre installation.

Ainsi, d'après :

$$P_u = P_{J_{cof}} + P_{J_{ind}} + P_{J_{cr}} + P_{J_{ch}}$$

on détermine,

$$P_u \approx 40 \text{ kW}$$

Les différents modèles permettent d'établir le rapport caractéristique du chauffage en creuset froid inductif :

$$\eta_{Ch} = \frac{P_{J_{ch}}}{P_u} \approx 19\%$$

Enfin, on établit le rendement électrique du générateur, estimé généralement à ~60% en HF.

$$\eta_{Géné} = \frac{P_u}{P_r} \approx 58.5\%$$

Malgré les hypothèses de modélisations différentes, on trouve un assez bon accord entre les résultats issus de la modélisation avec OPHELIE, et ceux issus des modèles analytiques (Tab. II.38).

	$P_{J_{cof}}$ (kW)	$P_{J_{ind}}$ (kW)	$P_{J_{cr}}$ (kW)	$P_{J_{ch}}$ (kW)	P_u (kW)	η_{Ch} (%)	$\eta_{Géné}$ (%)
Modèles analytiques	10	1.25	21	7.7	40	19.5	58.5
Ophélie	10	5.5	15.5	8	39	20.5	57

Tab. II.38 – Tableau comparatif entre modélisation numérique et analytique

Ce qui est intéressant, c'est que malgré les différences de puissance que l'on peut retrouver pour le creuset et l'inducteur, les valeurs de puissance utile sont assez semblables, même si la modélisation numérique ne prend pas en compte le coffret.

Néanmoins, ce qui est aussi important à noter c'est que les valeurs calculées rejoignent celles classiquement attendues pour ce type d'installation, avec des rendements faibles surtout en HF, et donc un coût relatif important en terme d'énergie, comme cela est annoncé pour tous les procédés inductifs.

Annexe II.A

"Le décrement logarithmique"

Méthode expérimentale de décharge capacitive

Les capacités sont initialement chargées à une tension continue U_0 (Fig. II.A.1).

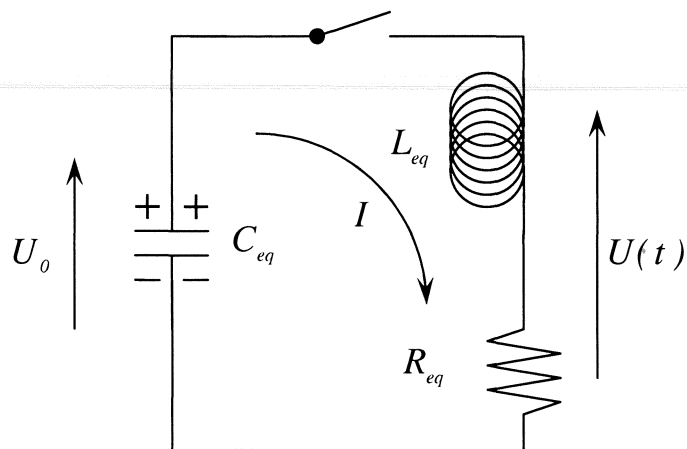


Fig. II.A.1 - Charge du circuit oscillant

Ensuite, l'interrupteur est fermé, permettant aux capacités de se décharger dans l'inducteur à la pulsation $\omega = 2\pi f_r$, où f_r représente la fréquence résonance du circuit oscillant. On relève ainsi, en vue d'un traitement numérique, $U(t)$ de la forme :

$$U(t) = U_0 \frac{e^{-t/\tau}}{\tau} \cos(\omega t)$$

avec ω la pulsation propre de résonance du circuit oscillant, telle que $L_{eq} C_{eq} \omega^2 = 1$ et $\tau = 2L_{eq}/R_{eq}$ la constante de temps du circuit oscillant.

Sur le graphe (Fig. II.A.2), on relève la fréquence du signal donnée par $T = 1/f_r$ pour déterminer ensuite le L_{eq} du circuit oscillant à l'aide de $L_{eq} C_{eq} \omega^2 = 1$.

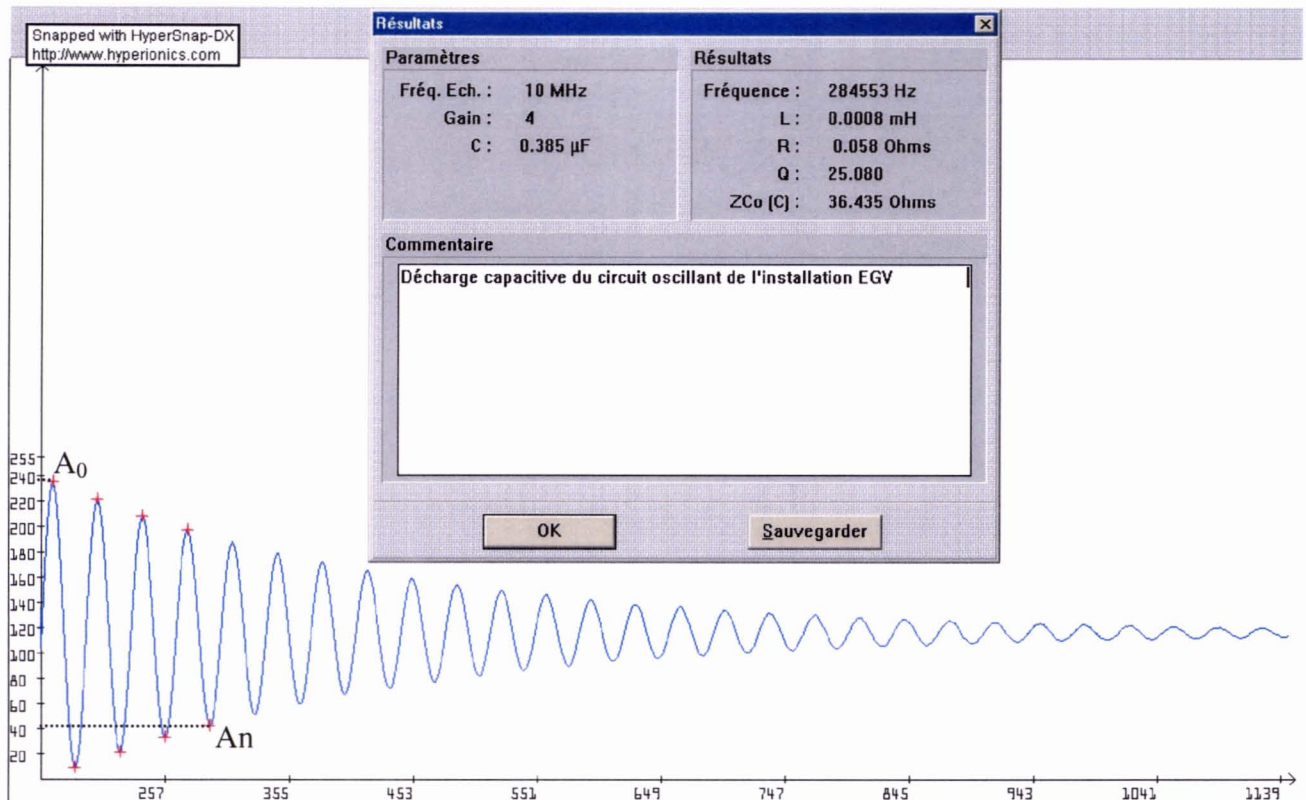


Fig. II.A.2 - Traitement numérique de la décharge capacitive

Pour le R_{eq} , il est calculé par :

$$R_{eq} = \frac{L_{eq} \omega}{n\pi} \log \left(\frac{A_0}{A_n} \right)$$

où A_0 est l'amplitude initiale du signal et A_n l'amplitude du signal à la période n.

Annexe II.B

Symbole	Valeurs	Unité	Désignation	Références
Propriétés de l'argon à $T \sim 1000^\circ\text{K}$				
k	42.10^{-3}	W/m.K	Conductivité thermique	[13]
ρ	0.48	Kg/m ³	Masse volumique	[13]
μ	$5,33.10^{-5}$	N.s/m ²	Viscosité dynamique	[13]
Propriétés du titane à $\sim 2000^\circ\text{K}$				
ε	0.48	-	Emissivité du titane	[14]
T_{bain}	2000	°K	Température de fusion de l'alliage	[14]
Données géométriques				
R	$2,2.10^{-2}$	m	Rayon de la sphère	
S	6.10^{-3}	m ²	Surface de la sphère	
$S_{\text{dôme}}$	3.10^{-3}	m ²	Surface de la demi sphère supérieure	
S_{lat}	3.10^{-3}	m ²	Surface de la demi sphère inférieure	
e	2.10^{-3}	m	Distance moyenne entre le creuset et la charge	
α	0,4	-	Facteur de forme	
β	0,6	-	Facteur de forme	
Constantes diverses				
σ	$5,67.10^{-8}$	SI	Constante de Stephan-Boltzmann	
T_{amb}	500	°K	Température de l'ambiante	
T_{Cr}	300	°K	Température du creuset	

Bibliographie :

[1] – G.H. Schipperleit, A.F. Leatherman, D. Evers

Cold crucible induction melting of reactive metals.

Journal of metals – (1998) 140-143

[2] – E. Fromm, H. Jehn

Electromagnetic forces and power absorption in levitation melting

Britannic J. Appl. Phys. – 16 (1965) 653-662

[3] – O. Quemener

Etude et mise en oeuvre d'un procédé de recyclage par induction, d'alliages métalliques.

Thèse – INPG (1993) n°1031

[4] – R. Ernst, C. Garnier

Mesure numérique des caractéristiques d'un circuit oscillant pour le chauffage par induction.

Revue générale d'Electricité – 8 (1989) 1-8

[5] – D. Delage, R. Ernst

Modélisation électrique d'un système de fusion par induction en creuset froid.

Revue générale d'Electricité – 4 (1983) 266-272

[6] – F.P. Incropera, D.P. DeWitt

Radiation exchange between surfaces.

Fundamentals of heat and mass transfer – 5th edition – ISBN 0-471-38650-2

[7] – F.P. Incropera, D.P. DeWitt

External free convection flows.

Fundamentals of heat and mass transfer – 5th edition – ISBN 0-471-38650-2

[8] – P.J. Ribeyron

Développement d'un procédé de solidification continue de silicium multicristallin en creuset froid inductif.

Thèse – INPG (1998) n°3025

[9] – Y. Boussant-Roux

Les procédés de refusion en creuset froid : analyse des paramètres clés.

Thèse – INPG (1990) n°495

[10] – D. Delage

Aspects électriques et thermiques de la fusion par induction en creuset froid.

Thèse – INPG (1982) n°DI266

[11] – N. Aymard

Etude des phénomènes magnétodynamiques pour l'optimisation de structures 3D de chauffage à induction à partir du code Trifou et d'essais sur prototypes.

Thèse – Université de Nantes (1997) n°ED 82-277

[12] – A. Gagnoud

Modélisation des installations de fusion en creuset froid pour l'élaboration en continu ou la lévitation

Thèse – INPG (1986) n°53

[13] – E. Saatdjian

Phénomènes de transport et leurs résolutions numériques.

ISBN 2-84054-057-6 – 2^{ème} édition

[14] – E.A. Brandes, G.B. Brook

Smithells metals reference book

ISBN 0-7506-3624-6 – 7th edition

Chap III Le mouillage dynamique des fibres

Le dépôt dynamique de liquide sur un solide est une opération courante dans la vie de tous les jours (pluie, peinture...) comme dans l'industrie (lubrification...).

Dans le cas de l'ensimage des fibres textiles, il est courant de relever des vitesses de dépôt élevées, de l'ordre de plusieurs mètres par secondes. Mais d'une manière générale, industriels comme chercheurs ont toujours tentés de déterminer précisément la quantité de liquide que la fibre emmenait avec elle.

Les paramètres définissant l'action de dépôt dynamique de liquide ont été identifiés très tôt par les pionniers Goucher et Ward [1]. Il en ressort que dans le cas du tirage d'un solide, à basse vitesse, hors d'un bain liquide, le dépôt reste mince et ce sont dans ce cas les interfaces qui jouent des rôles primordiaux.

- L'interface solide/liquide : grâce à sa viscosité, le liquide situé localement près du solide est entraîné.
- L'interface liquide/gaz : qui est déformée par le mouvement du solide, ce à quoi la tension superficielle du liquide s'oppose.

Les forces visqueuses et capillaires jouent donc des rôles antagonistes, le nombre comparant ces forces (par unité de longueur) s'appelle le *nombre capillaire*, défini comme :

$$Ca = \frac{\mu \cdot U}{\sigma}$$

où l'on retrouve la viscosité dynamique du bain μ (Pa.s), la vitesse de tirage U (m/s) et la tension superficielle σ (N/m).

En 1942, Landau et Levich [2], ont donc proposé une solution analytique au problème du mouillage dynamique dans le cas des plaques minces et des fibres, dans la limite des petits nombres capillaires ($10^{-5} < Ca < 10^{-2}$), c'est la loi de Landau.

Cette loi est définie en fonction des principaux paramètres du problème, à savoir, le nombre capillaire Ca et le rayon de la fibre r .

Ce n'est que bien plus tard, que Quéré [3], a étudié en détail le cas où le solide est une fibre de rayon inférieur au millimètre. Cette commodité expérimentale (objet de révolution, de masse volumique négligeable...) s'ajoute au fait que c'est un cas pratique très souvent rencontré dans l'industrie, partout où il est nécessaire de réaliser un dépôt en vue de renforcer une fibre.

Il est ainsi montré par Quéré, que dans le cas des dépôts réalisés à vitesse rapide, l'inertie du fluide entrainé en jeu et modifiait radicalement la loi précédente de Landau.

3.1 La loi de Landau ou le régime visco-capillaire.

Il est tout d'abord intéressant de définir κ^{-1} (mm), la longueur capillaire, associée au fluide et définie comme :

$$\kappa^{-1} = \sqrt{\frac{\sigma}{\Delta\rho g}}$$

où $\Delta\rho$ représente la différence de masse volumique entre le liquide et la phase qui l'entoure et g la gravité (ex : $\kappa^{-1} = 2,7\text{mm}$ pour l'eau). Par conséquent, une goutte de liquide de diamètre inférieur à la longueur capillaire prendra une forme de calotte sphérique, tandis qu'une goutte de diamètre supérieur à κ^{-1} s'étalera en une flaque.

Il en ressort donc, que si le rayon de la fibre est inférieur à la longueur capillaire, la gravité sera négligeable, l'épaisseur du dépôt résultant alors d'un compromis entre entraînement visqueux et rappel capillaire. C'est ce que l'on appelle le régime *visco-capillaire*.

En considérant que la pression atmosphérique P_0 règne localement autour du ménisque statique, la pression régie par la loi de Laplace dans le film vaut (Fig. III.1) :

$$P = P_0 + \frac{\sigma}{r + e}$$

où e représente l'épaisseur de l'emport de matière.

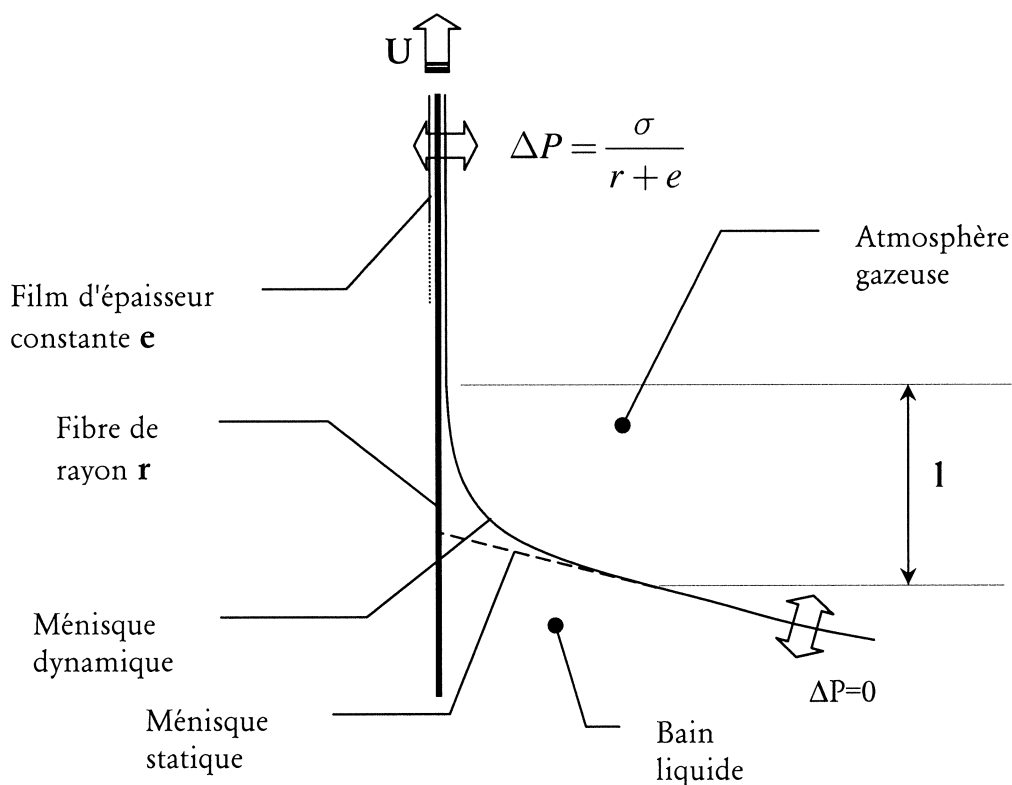


Fig. III.1 - Fibre tirée hors d'un bain liquide à vitesse U

Le ménisque dynamique, de longueur l , est donc le siège d'un gradient de pression qui s'écrit pour $e \ll r$:

$$\nabla P \sim \frac{\sigma}{lr} \quad (1)$$

Ce gradient provoque un écoulement régi à faible vitesse par la loi de Poiseuille :

$$\mu U \sim e^2 \frac{\sigma}{lr} \quad (2)$$

On explicite la longueur l en raccordant le ménisque statique, de courbure nulle, au ménisque dynamique, que l'on introduit ensuite dans la relation précédente pour obtenir la **loi de Landau** :

$$e \sim r Ca^{2/3}$$

Dans le cas d'une fibre, la loi prend la forme particulière :

$$e = 1,33 r Ca^{2/3}$$

Mais quand le nombre capillaire augmente, l'épaisseur e n'est plus négligeable devant le rayon. White et Tallmadge [4] ont proposé de remplacer r par $r+e$ dans les équations (1) et (2), si bien que la loi de Landau se transforme en :

$$e = \frac{1,33 r Ca^{2/3}}{1 - 1,33 Ca^{2/3}}$$

Cette expression de la divergence capillaire s'exprime pour $Ca \simeq 0,64$. D'après le modèle, à grande vitesse, plus rien ne s'opposerait à l'entraînement d'un dépôt infini. Mais en pratique, certains facteurs limitent cette divergence. L'épaisseur du film, par exemple, n'excèdera pas l'ouverture du réservoir d'où l'on tire la fibre, la gravité enfin, devra être prise en compte dès que $(r+e)$ sera du même ordre de grandeur que la longueur capillaire ($\kappa^{-1} \sim 7\text{mm}$ pour le titane liquide).

3.2 Le régime visco-inertiel

Cependant, les observateurs se basant sur différentes expériences, font souvent remarquer que l'épaisseur du film liquide déposé croît très fortement avec la vitesse et même si on relève une divergence, elle semble apparaître plus tôt et de manière plus forte que la divergence capillaire.

Le nombre capillaire ne suffit donc pas à lui tout seul à expliquer ce régime. Cependant cette nouvelle loi de divergence est relative à des vitesses élevées, il est donc naturel de suspecter l'inertie du fluide entraîné d'être à l'origine de cette déviation.

Raisonnons aux dimensions, l'équation de Navier Stokes s'écrit :

$$\rho \frac{U^2}{l} \sim \frac{\sigma}{rl} - \mu \frac{U}{e^2}$$

Les signes du gradient de pression et du terme de viscosité sont opposés, quant au terme lié à l'effet inertiel (qui projette le liquide hors du réservoir) il est opposé à celui de la pression de Laplace (qui ramène le liquide dans le bain).

L'équation précédente se reformule aussi en :

$$\mu U \sim \frac{e^2}{l} \left(\frac{\sigma}{r} - \rho U^2 \right) \quad (3)$$

où l'on reconnaît la loi de Poiseuille (2), écrite avec une pression effective $p = \frac{\sigma}{r} - \rho U^2$.

La longueur du ménisque dynamique est également modifiée. En appliquant la loi de Bernoulli, le raccord de pression entre le ménisque statique et dynamique s'écrit, toujours aux dimensions et dans la limite $e \ll r$:

$$\frac{\sigma}{r} - \frac{\sigma e}{l^2} \sim \rho U^2 \quad (4)$$

En rassemblant les équations (3) et (4), on obtient une loi dimensionnelle pour l'épaisseur :

$$e \sim r \frac{Ca^{2/3}}{1 - W} \quad (5)$$

avec

$$W = \frac{\rho U^2 r}{\sigma}$$

où W est le nombre adimensionnel de *Weber*, qui compare l'énergie cinétique par unité de volume, d'ordre ρU^2 , à la pression de Laplace, d'ordre σ/r . Pour les plus fortes épaisseurs, on remplacera e par $r + e$ dans l'équation (5).

On peut ainsi noter qu'à basse vitesse, l'inertie étant négligeable et $W \ll 1$, l'équation (5) se réduit à la loi de Landau. A mesure que W augmente, l'épaisseur du dépôt s'écarte de cette loi, pour diverger quand W atteint l'unité, on détermine ainsi aisément U^* la vitesse de divergence :

$$U^* = \sqrt{\frac{\sigma}{\rho r}}$$

Enfin, de manière plus qualitative, Quéré [3] obtient une loi qui généralise l'équation de Landau pour le cas des fibres et qui a bien l'allure dimensionnelle de (5).

$$e = \frac{1,33(r + e)Ca^{2/3}}{1 - \beta(e)W} \quad (6)$$

Avec le nombre de Weber,

$$W = \frac{\rho U^2 (r + e)}{\sigma}$$

et un facteur de forme prenant en compte le rayon de la source R .

$$\beta(e) = \frac{1}{5} \left(\ln \frac{R}{e} - 3 \right)$$

3.2.1 La couche limite visqueuse

Dans le modèle visco-inertiel, on suppose que le liquide est entraîné en sortie de bain à la vitesse de défilement de la fibre, U . On voit ici la limite de ce modèle, il s'agit en fait d'établir comment un solide en mouvement communique de la vitesse au fluide qui l'entoure, assurément pas de manière illimitée.

Si dans un bain liquide, on déplace un solide à la vitesse U , grâce à sa viscosité, le fluide alentour est mis en mouvement. Cette épaisseur de liquide mise en mouvement, notée δ , représente *la couche limite visqueuse*. Pour les fibres, elle est définie comme :

$$\delta \sim \sqrt{\frac{\mu L}{\rho U}}$$

où L représente la longueur de la source.

Prandtl a par ailleurs montré qu'à une distance de la paroi supérieure à 3δ , la vitesse tend exponentiellement vers zéro.

On est alors confronté à deux cas de figure :

- A faible vitesse, la couche limite englobe le ménisque dynamique, dont l'épaisseur est de l'ordre de l'épaisseur de l'emport e .

$$\sqrt{\frac{\mu L}{\rho U}} > e$$

Les raisonnements tenus pour décrire les régimes de Landau et du mode visco-inertiel, qui supposent que le liquide arrive dans le ménisque dynamique à une vitesse d'ordre U , sont alors justifiés.

- En revanche, à grande vitesse, la condition précédente cesse d'être vérifiée. De plus, un tirage très rapide nous place dans un régime purement inertiel ($W \gg 1$), il n'y a plus de rappel capillaire. Alors il part seulement avec le solide la couche de liquide que celui-ci a pu mettre en mouvement. On observe alors une loi d'entraînement de la forme :

$$e \sim \alpha \sqrt{\frac{\mu L}{\rho U}} \quad (7)$$

où α est un coefficient déterminé empiriquement égal à 1,1.

3.2.2 Conclusions sur l'épaisseur en fonction de la vitesse

La dépendance de l'épaisseur du film avec la vitesse est complexe, on peut cependant la décomposer en plusieurs régimes.

- A basse vitesse, $W \ll 1$, l'équation (6) se réduit à la loi de Landau, c'est le ***régime visco-capillaire***.

- Quand W augmente, l'épaisseur se met à croître plus vite que $Ca^{2/3}$ ($e \sim U^{8/3}$), puis diverge quand $\beta(e)W$ tend vers 1. En pratique, la **divergence**, ou régime visco-inertiel, se produit à vitesse finie et on peut en première approximation remplacer $\beta(e)$ par une constante de l'ordre de l'unité.
- Nous avons ensuite une **zone de transition** entre le **régime visco-inertiel** et celui de **couche limite visqueuse**.
- Enfin, on observe une lente décroissance de l'épaisseur avec la vitesse ($e \sim U^{-1/2}$), c'est le **régime de couche limite**. A très grande vitesse, la quantité de liquide qu'entraîne un solide lors de son retrait est donc limitée par le temps que le solide passe dans le bain, le film sera d'autant plus fin que la vitesse sera grande.

3.3 Le régime visco-inertiel appliqué à l'EGV

3.3.1 Cahier des charges

Comme il est précisé au chapitre I, nous rappelons que l'objectif premier est de réaliser le dépôt d'un alliage de titane liquide pour obtenir une fraction volumique de 35%, représentant le pourcentage de fibres dans le composite final (Fig. III.2).

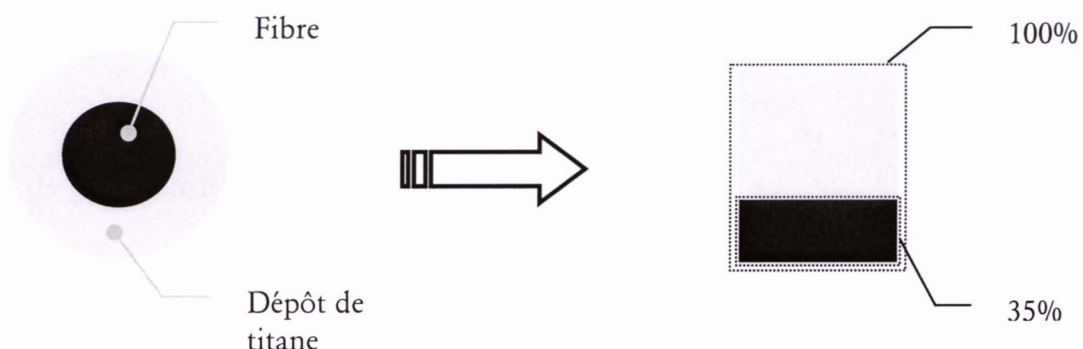


Fig. III.2 – Représentation de la fraction volumique du CMTi

Pour les deux fibres SiC utilisées, on sait alors déterminer l'épaisseur du dépôt nécessaire au respect de ce V_f (Tab. III.3) :

	Diamètre en μm	Dépôt en μm
SM1140+	108 μm	37 μm
SCS-6	142 μm	49 μm

Tab. III.3 - Epaisseur des dépôts traduisant une fraction volumique de 35%

On précise aussi les paramètres caractérisant l'alliage de titane et qui régissent l'enduction par la voie liquide (Tab. III.4):

Viscosité dynamique du titane	μ	2,2 10^{-3} Pa.s	Point de fusion [5]
Tension superficielle du titane	σ	1,525 N/m	Point de fusion [6]
Masse volumique du Ti6242	ρ	4540 kg/m^3	Etat solide [7]

Tab. III.4 - Quelques propriétés physiques du titane et de l'alliage Ti6242

Ensuite, Quéré, en utilisant des tubes capillaires comme réservoirs (Fig. III.5), définit respectivement la longueur du réservoir comme la longueur de la source L_s , et R_s le rayon d'ouverture de la source, ou encore le rayon du réservoir.

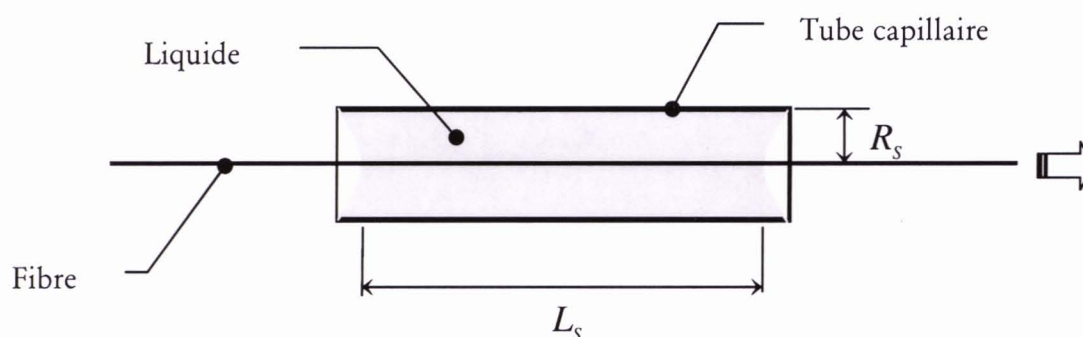


Fig. III.5 - Définition des caractéristiques de la source suivant Quéré

Dans le cas de l'EGV, la charge prend la forme d'un ellipsoïde, car sous les effets électromagnétiques, elle est influencée par les dimensions intérieures du creuset.

Le rayon de la source est assimilé au rayon moyen de la charge, tandis que la longueur de source est définie par la longueur de fil pénétrant effectivement dans le bain (Fig. III.6). Mais tout ceci est à considérer de manière relative, car le rayon de la source n'intervient qu'en fin de divergence et la longueur de la source n'est prise en compte que pendant le rappel inertiel.

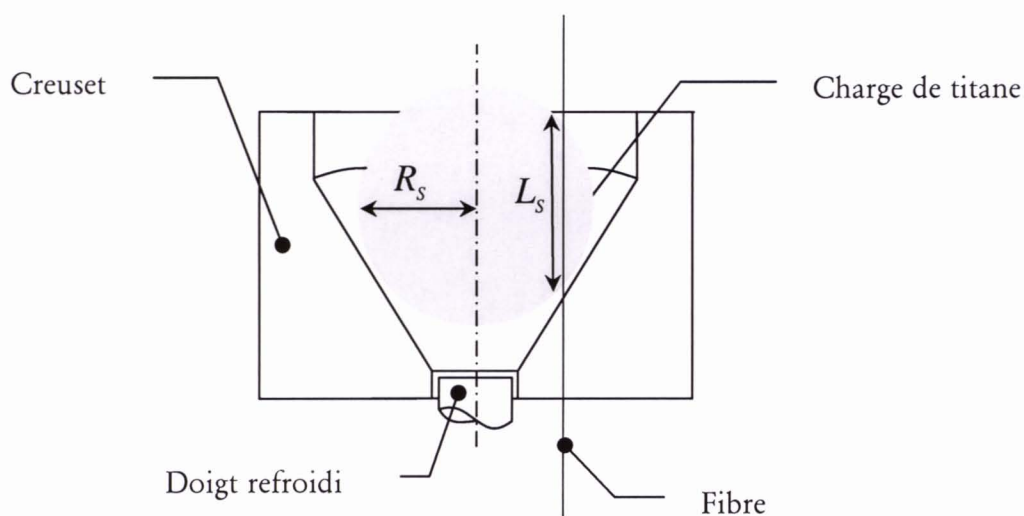


Fig. III.6 – Analogie des caractéristiques de la source pour l'EGV

3.3.2 Représentation du modèle EGV

3.3.2.1 Le régime visco-capillaire appliqué à l'EGV

D'après les fractions volumiques attendues, la loi de Landau laisse apparaître une loi pauvre en emport. La relation de White et Tallmadge (§ 3.1) permet d'explicitier l'épaisseur de titane déposée sur les différentes fibres en fonction de la vitesse de tirage, dans le cas d'un bain liquide de Ti6242 (Fig. III.7).

- Régime Visco-Capillaire -

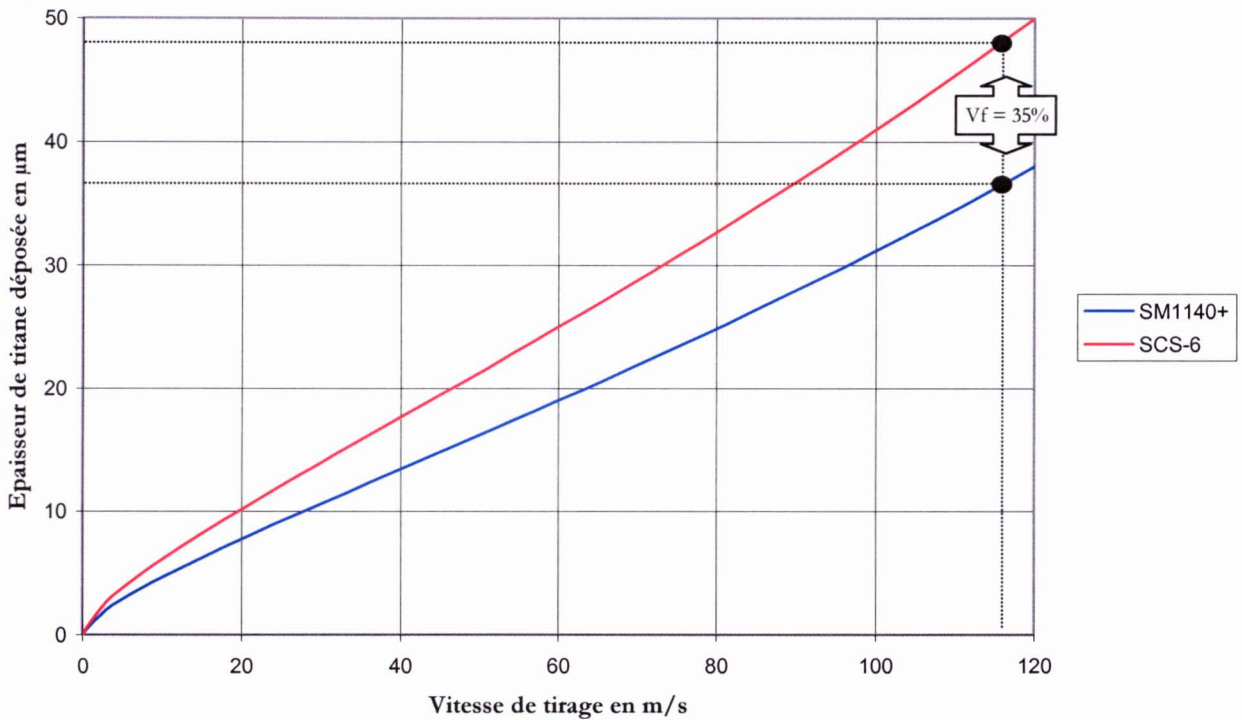


Fig. III.7 - Loi de Landau modifiée (White et Tallmadge)

Il en ressort que le "Vf" recherché ne peut être obtenu que pour des vitesses très élevées (de l'ordre de 100 m/s), à ces vitesses, l'inertie entre indéniablement en compte. C'est donc le régime visco-inertiel qui doit permettre de préciser de manière exacte l'emport dans cette gamme de vitesse.

3.3.2.2 Le régime visco-inertiel appliqué à l'EGV

A la différence du modèle précédent, le modèle visco-inertiel (§ 3.2) se traduit par une relation moins triviale (6), de la forme :

$$e = f(e, U)$$

La résolution numérique de cette équation est traitée à l'aide du calculateur formel MAPLE5, qui permet de déterminer les racines d'une équation du type :

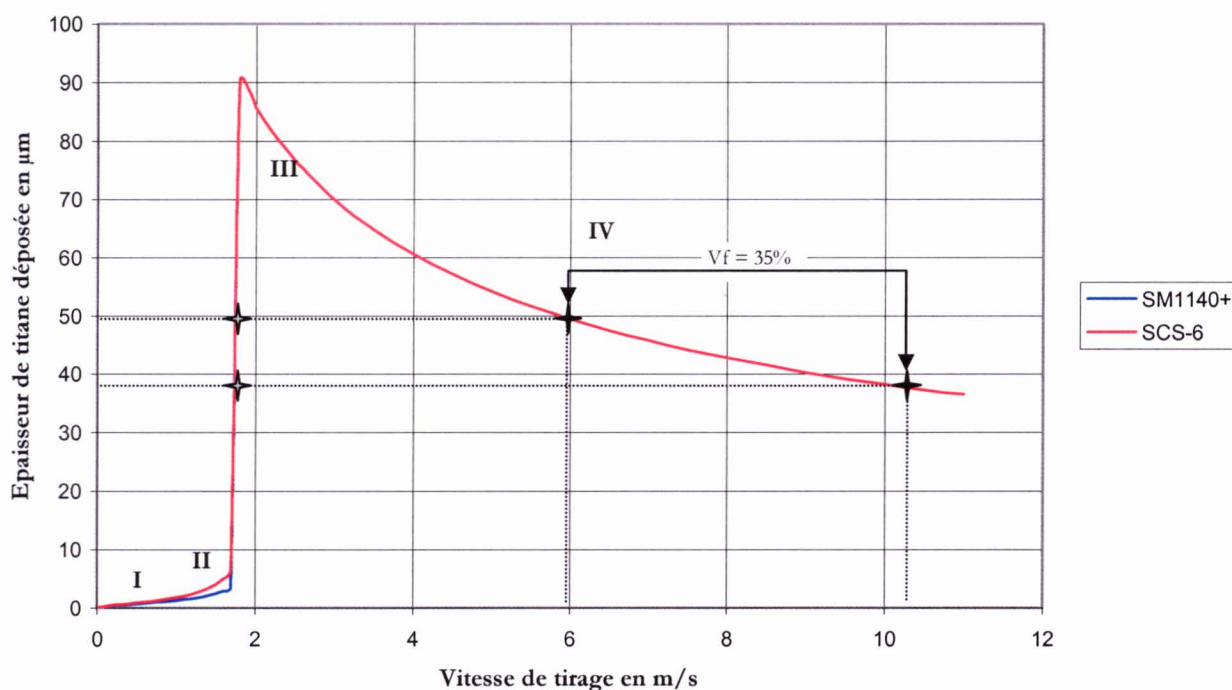
$$e - f(e, U) = 0$$

Pour la zone caractérisant le régime de couche limite, lors du tirage à vitesse rapide, la relation (7) (§ 3.2.1) est par contre exploitable directement car de la forme :

$$e = g(U)$$

Ainsi, à vitesse identique, deux valeurs de e sont calculées, l'une par la relation traduisant le modèle visco-inertiel e_{vi} (6), l'autre par la relation traduisant le phénomène de couche limite e_{cl} (7). Il est alors relevé sur un graphe e_{vi} en fonction de la vitesse de tirage, mais dès que l'on vérifie $e_{cl} < e_{vi}$, c'est que le régime de couche limite devient prépondérant, il est alors reporté e_{cl} sur le même graphe (Fig. III.8).

Fig. III.8 - Régimes visco-inertiel et de couche limite



On retrouve alors sur le graphe, en accord avec les conclusions des chapitres précédents, les différentes zones détaillées par le modèle.

- La zone I, tout d'abord, caractérise le régime **visco-capillaire** défini par la loi de Landau en $e \sim U^{2/3}$.
- Dans la zone II, la loi en $e \sim U^{8/3}$ met en lumière la croissance du nombre de Weber jusqu'à la divergence.
- La zone III, représente la zone de transition entre le régime **visco-inertiel** et la **couche limite visqueuse**.
- En zone IV enfin, l'emport varie suivant $e \sim U^{-1/2}$, ce qui traduit le régime de couche limite.

Il est important de noter que deux points vérifient le "Vf" attendu. Cependant il paraît périlleux de vouloir travailler dans la zone de divergence ($U \simeq 2\text{ m/s}$), très instable et très sensible aux faibles fluctuations de vitesse. C'est donc dans la zone de couche limite, très généreuse en emport mais sollicitant des gammes de vitesses élevées allant de 5 à 10 m/s que l'enduction en phase liquide satisfera les besoins initiaux du cahier des charges.

Le fait de devoir faire défiler un fil de quelques dizaines de microns à vitesse élevée va entraîner, indéniablement, de multiples difficultés technologiques, mais à l'inverse cela laisse augurer un procédé performant en terme de productivité.

3.3.3 Etude de sensibilité

Dans ce paragraphe, nous allons tenter de mettre en lumière la sensibilité des divers paramètres caractérisant le modèle, aussi bien les paramètres physiques caractérisant le bain liquide que les paramètres géométriques, définissant la fibre ou encore le bain. Ces études de sensibilité seront comparées au cas général de l'enduction d'alliage de titane Ti6242 par la fibre SCS-6. On peut d'ores et déjà penser que les variations les plus importantes seront localisées dans la zone traduisant le phénomène de couche limite.

3.3.3.1 Influence d'une variation de la masse volumique sur l'emport

On sait que la masse volumique d'un alliage de titane tend à diminuer pour des températures élevées. Si nous simulons une variation de la masse volumique de $\pm 10\%$ ($\pm 500 \text{ kg/m}^3$) (Tab. III.9), nous pouvons alors étudier l'influence d'un bain à masse volumique sensiblement différente (Fig. III.10).

Masse volumique du Ti6242	ρ	4540 kg/m^3	$4000 - 5000 \text{ kg/m}^3$
Viscosité dynamique du titane	μ	$2,2 \cdot 10^{-3} \text{ Pa.s}$	–
Tension superficielle du titane	σ	$1,525 \text{ N/m}$	–
Rayon de la fibre	r	$71 \mu\text{m}$	–
Longueur de la source	L_s	25 mm	–
Rayon de la source	R_s	25 mm	–

Tab. III.9 – Variation de la masse volumique

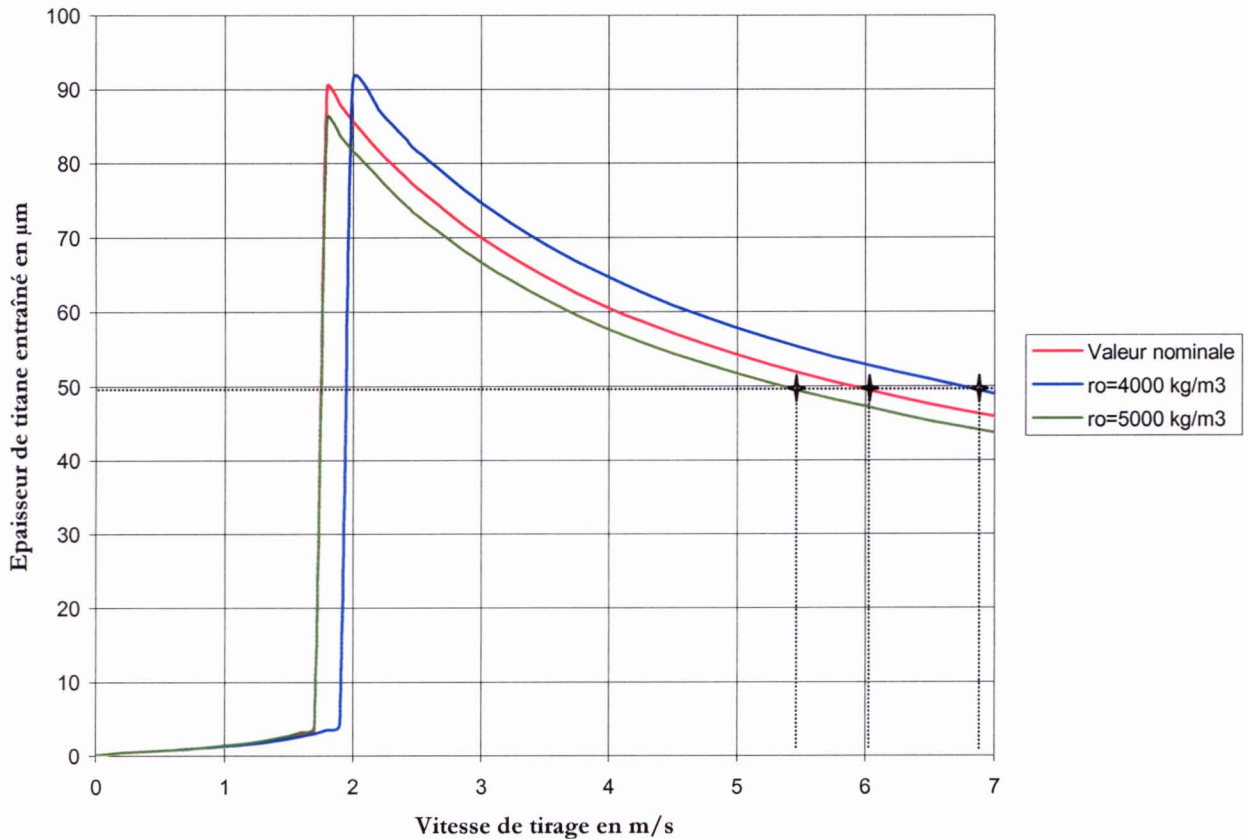


Fig. III.10 – Influence d'une variation de la masse volumique sur le modèle

Comme il était prévisible, le régime visco-capillaire, dans le cas des faibles nombres de Weber, n'est que peu modifié par une variation de la masse volumique. On note seulement l'apparition de la divergence plus tardivement dans le cas d'un bain "plus léger". En effet, il faut tirer davantage de matière, donc avec une vitesse supérieure, pour basculer du régime visco-capillaire au régime visco-inertiel.

Dans la zone de couche limite, on peut noter sans surprise, les variations pilotées respectivement par une loi en $e \sim \rho^{-1/2}$, un liquide "plus lourd" étant plus difficile à mettre en mouvement. Néanmoins, tout ceci, ne modifie pas foncièrement le point de fonctionnement.

3.3.3.2 Influence d'une variation de la viscosité sur l'emport

A l'instar de la masse volumique, il est simulé une variation de $\pm 10\%$ sur la viscosité dynamique (Tab. III.11), car si la fusion en creuset froid interdit toute surchauffe, une interférence des gaz neutres de refroidissement sur la charge pourrait rendre le bain liquide plus visqueux (Fig. III.12).

Masse volumique du ti6242	ρ	4540 kg/m ³	–
Viscosité dynamique du titane	μ	2,2 10 ⁻³ Pa.s	2 - 2,4 10 ⁻³ Pa.s
Tension superficielle du titane	σ	1,525 N/m	–
Rayon de la fibre	r	71 μ m	–
Longueur de la source	L_s	25 mm	–
Rayon de la source	R_s	25 mm	–

Tab. III.11 – Variation de la viscosité

Là encore, la viscosité intervenant dans la loi de Landau n'a que peu d'incidences sur la forme générale du modèle, car elle ne rentre en compte que pour des épaisseurs faibles.

Dans la zone de couche limite, là aussi, on peut noter sans surprise les variations dirigées respectivement par une loi en $e \sim \mu^{1/2}$, un liquide "plus visqueux" étant plus difficile à mettre en mouvement. Néanmoins ceci ne modifie pas de manière radicale le point de fonctionnement.

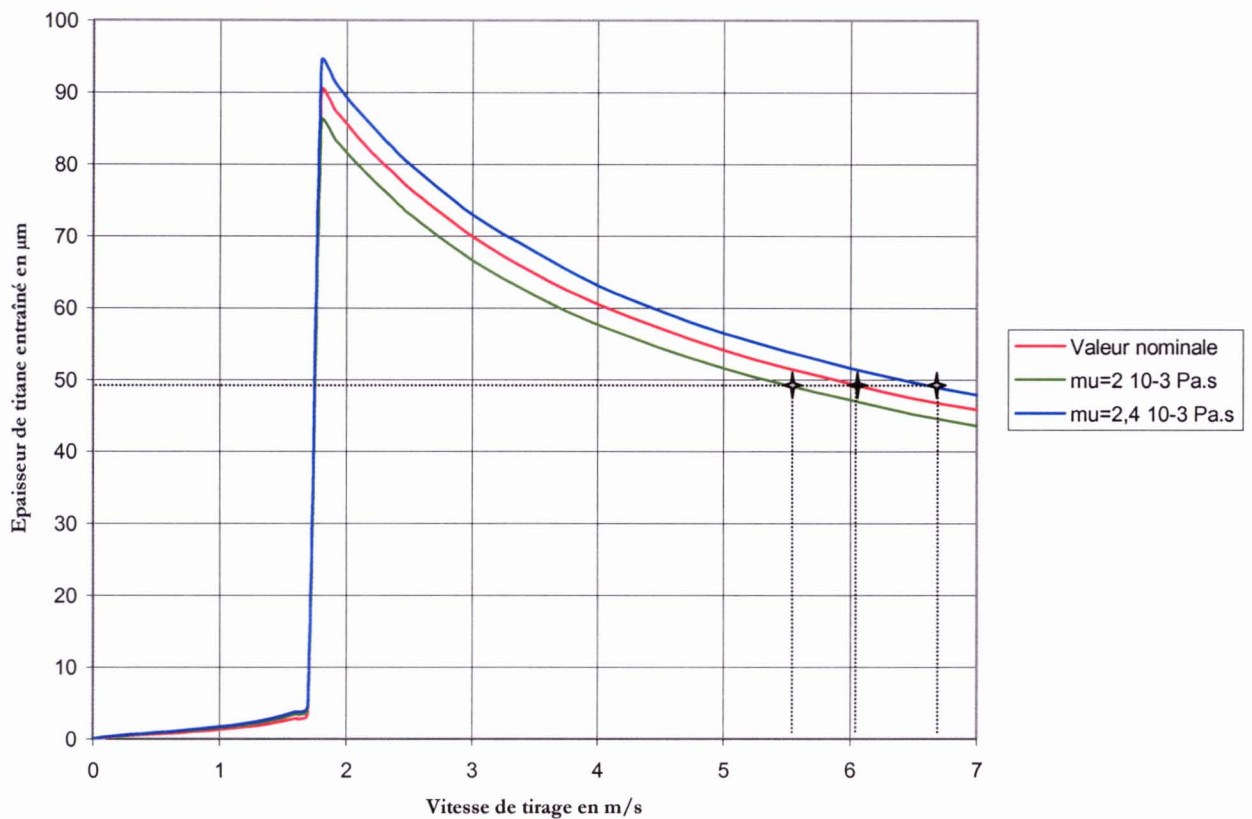


Fig. III.12 - Influence d'une variation de la viscosité sur le modèle

3.3.3.3 Influence d'une variation de la tension superficielle sur l'emport

De manière similaire à la viscosité, la tension superficielle peut-être modifiée par l'environnement gazeux entourant la surface libre du bain liquide. Ainsi, on étudie l'influence d'une variation de $\pm 10\%$ sur l'emport final (Fig. III.13). Elle portera forcément sur le régime visco-capillaire, avec donc des emports faibles et à des vitesses de tirages assez peu élevés (Fig. III.14).

Masse volumique du ti6242	ρ	4540 kg/m^3	–
Viscosité dynamique du titane	μ	$2,2 \cdot 10^{-3} \text{ Pa.s}$	–
Tension superficielle du titane	σ	$1,525 \text{ N/m}$	$1,35 - 1,7 \text{ N/m}$
Rayon de la fibre	r	$71 \text{ }\mu\text{m}$	–
Longueur de la source	L_s	25 mm	–
Rayon de la source	R_s	25 mm	–

Tab. III.13 – Variation de la tension superficielle

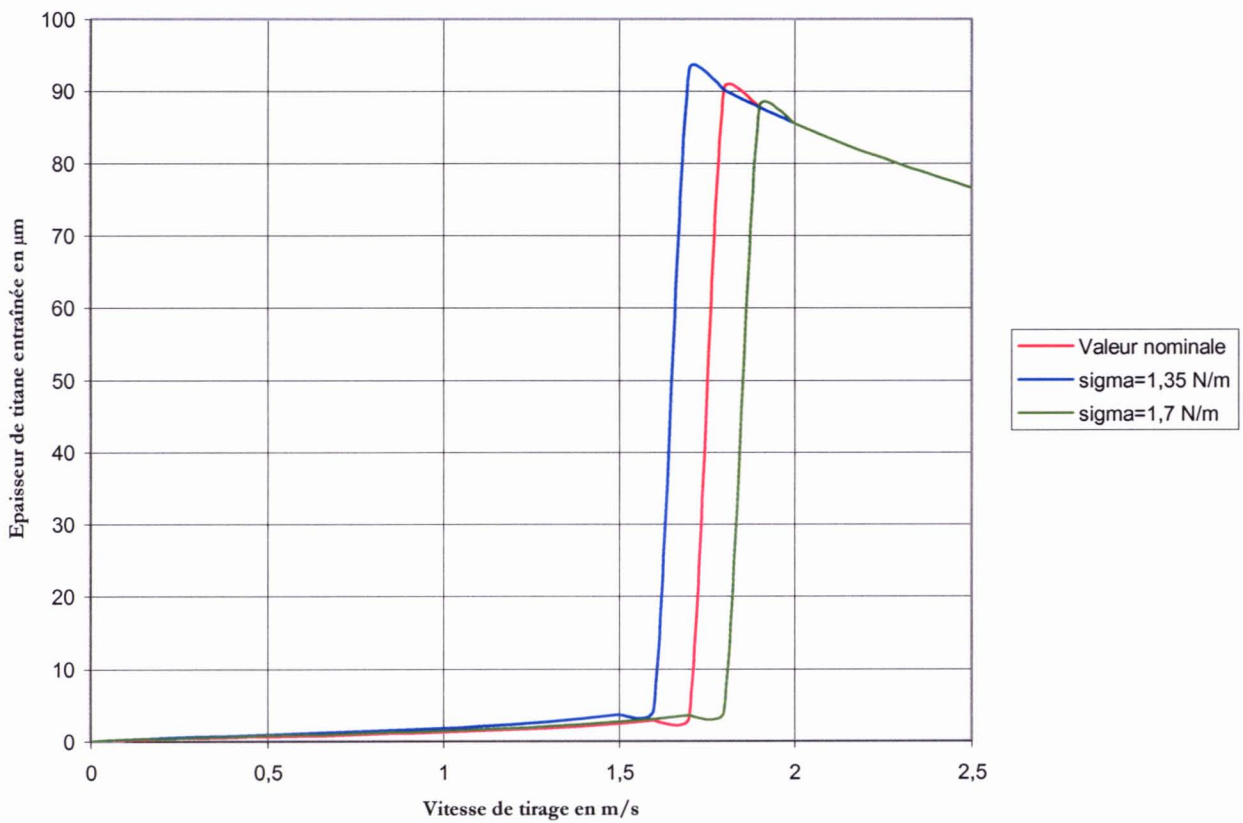


Fig. III.14 – Influence d'une variation de la tension superficielle sur le modèle

Comme on pouvait le prévoir, la loi de Landau est peu altérée par une variation de la tension superficielle, car elle s'applique à des épaisseurs de l'ordre de quelques microns. Par contre, l'apparition de la divergence, plus ou moins tardive, se retrouve bien dans le fait que la tension superficielle joue son rôle de rappel capillaire, à valeur élevée, elle empêche le liquide de sortir et retarde l'apparition de la divergence, prémices du régime visco-inertiel.

3.3.3.4 Influence d'une variation des paramètres géométriques sur l'emport

Les paramètres géométriques sont, pour certains d'entre eux, des paramètres de premier ordre. Le diamètre de la fibre à tirer hors du bain intervient de manière forte, exclusivement dans le régime visco-capillaire, même si son influence relative due aux faibles épaisseurs de dépôt mises en jeu ne montre pas clairement que le dépôt croît avec la taille de l'objet à lubrifier. Elle intervient aussi dans l'apparition plus ou moins tardive de la divergence. En effet, avec un fil de diamètre plus fin, la pression de Laplace augmente, ce qui a pour effet d'intensifier le rôle du rappel capillaire et de retarder l'apparition de la divergence (1,76 m/s pour la SCS-6 de 142 μ m de diamètre contre 1,8 m/s pour la SM1140+ de 108 μ m de diamètre).

Le rayon de la source, quant à lui, n'intervient pas dans le modèle visco-inertiel. En effet, pour les faibles épaisseurs, il est minoré par le nombre de Weber pour de ce fait retrouver la loi de Landau. A l'opposé, pour de fortes épaisseurs, si initialement on pouvait penser voir la divergence arriver pour vérifier la condition :

$$e = \frac{R}{\exp(3)}$$

en fait, avec des épaisseurs de l'ordre du millimètre, cette saturation ne sera jamais atteinte, elle sera effacée par la pertinence et la prépondérance du phénomène de couche limite qui entrera en jeu.

Enfin, le terme de longueur de source, que l'on retrouve défini de manière explicite dans le régime de couche limite, de la forme $e \sim L_s^{1/2}$, prend une part importante dans la définition de l'emport pour la gamme de vitesses élevées (Tab. III.15). On relève donc sur le graphe suivant, l'influence d'une variation de longueur de source sur l'emport final (Fig. III.16).

Masse volumique du ti6242	ρ	4540 kg/m ³	–
Viscosité dynamique du titane	μ	2,2 10 ⁻³ Pa.s	–
Tension superficielle du titane	σ	1,525 N/m	–
Rayon de la fibre	r	71 μ m	–
Longueur de la source	L_s	25 mm	20 - 30 mm
Rayon de la source	R_s	25 mm	–

Tab. III.15 – Variation de la longueur de source

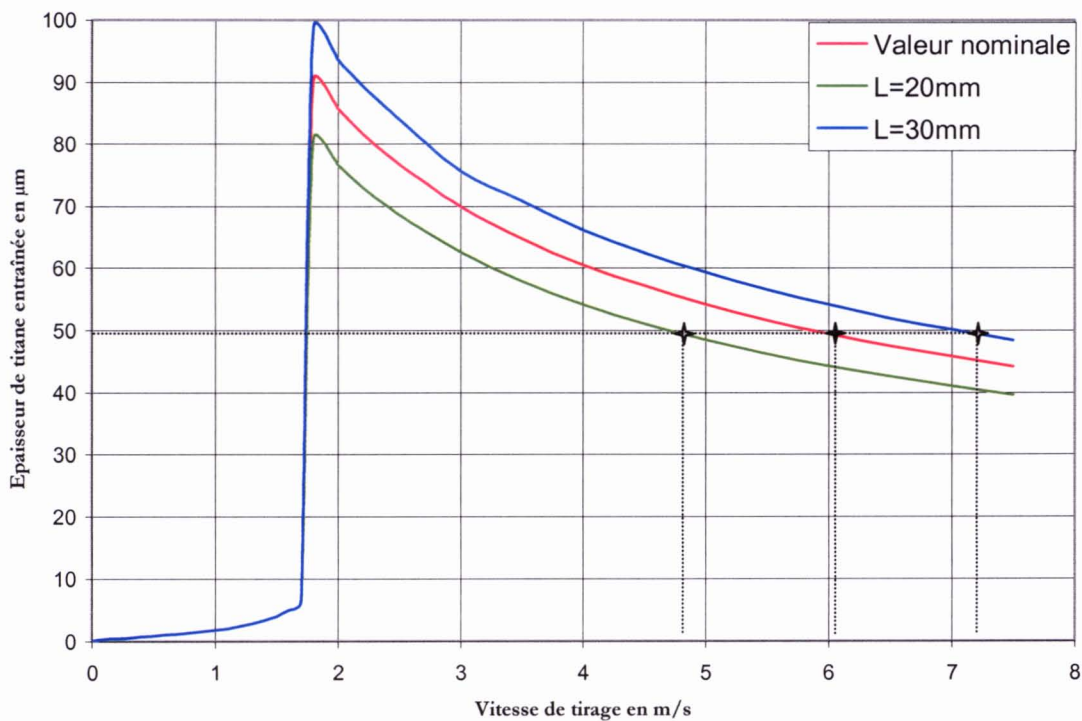


Fig. III.16 – Influence d'une variation de la longueur de source sur le modèle

Comme il était prévisible, on note une variation non négligeable de l'emport, mais même si le point de fonctionnement reste dans le même ordre de grandeur. Il faut mettre l'accent sur le fait que ce paramètre du premier ordre varie pendant l'enduction, la charge perdant de son volume tout au long du tirage. On voit donc assez rapidement les difficultés que l'on peut d'ores et déjà rencontrer pour de longues enductions, en travaillant à volume de charge constant, avec la difficulté de garder une enduction régulière sur la durée.

3.4 Accords entre l'EGV et le modèle théorique.

"Phénomènes expérimentaux"

Après avoir appréhendé la physique régissant l'emport dynamique de fluide par une fibre, nous avons entrepris de vérifier par l'expérience les différentes zones de ce modèle explicitées précédemment. Le principal objectif visé étant tout de même d'arriver à faire traverser un bain d'alliage de titane liquide par une fibre en SiC à une vitesse d'environ 5m/s.

Diverses expériences antérieures, conduites par la Snecma, avaient montré qu'une fibre de SiC ne pouvait pas être au contact d'un bain de titane liquide, porté à la température de 1700°C, plus de 5/10^{ème} de seconde sans être dégradée de manière irréversible.

C'est ce qui nous a motivé à positionner la fibre hors du bain, et ce durant toute la durée de la mise en fusion de l'alliage. Ensuite, dès que le bain est totalement liquide, la fibre est mise en vitesse en étant toujours hors du bain, puis quand la vitesse nominale est atteinte, elle est introduite dans le bain en passant entre deux secteurs du creuset.

De nombreux essais ont ainsi permis de positionner plusieurs points expérimentaux sur la courbe traduisant le modèle théorique.

Un premier fait expérimental marquant est alors apparu, dès lors que l'on semblait se rapprocher de la zone de vitesse incarnant la divergence ($U \approx 2m/s$). La gaine de titane, jusque là régulière, voyait tout d'abord sa surface libre onduler, pour ensuite se transformer en une succession de perles d'un diamètre très supérieur à celui de la fibre, ce qui semblait avoir comme effet de causer la rupture du fil lors de son bobinage.

3.4.1 L'instabilité capillaire des colonnes liquides

Tout d'abord, on peut relever sur la courbe traduisant le modèle (Fig. III.17), que pour des vitesses de tirage \leq à 1,5 m/s, le dépôt bien que très fin (quelques μm), vérifie la loi de Landau. Nous sommes en présence d'une zone d'emport faible, mais très stable, correspondant au régime "visco-capillaire".

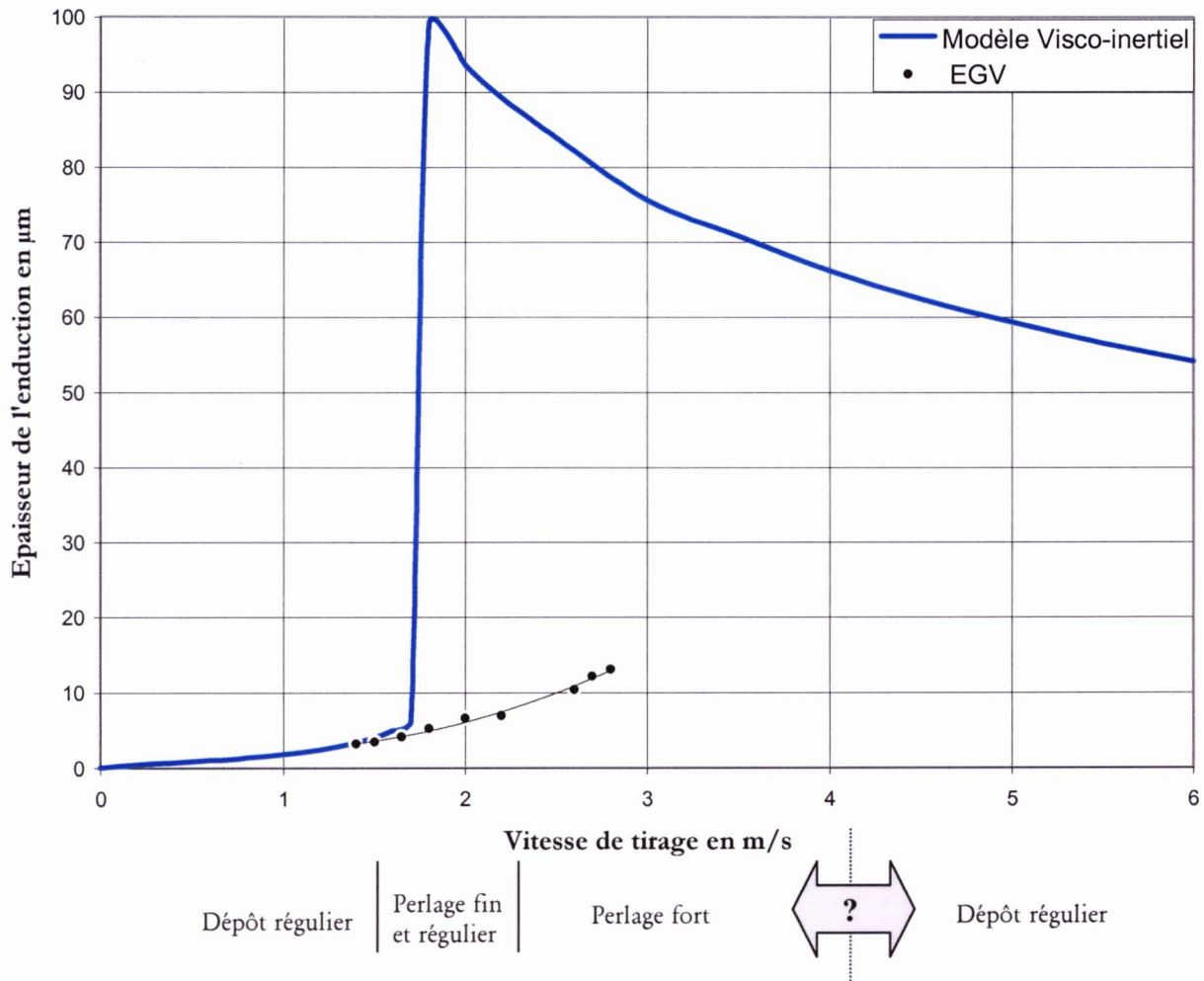


Fig. III.17 - Représentation des points expérimentaux obtenus avec l'EGV

Cependant, en entrant par la suite dans la zone représentant le régime "visco-inertiel", la gaine ainsi déposée revêt un aspect ondulé, même si le modèle reste sensiblement respecté. On peut effectivement observer sur la fibre bobinée, après solidification, qu'elle est perlée d'une manière très fine et régulière (Fig. III.18), d'un pas lié au diamètre de la fibre. Néanmoins, ce motif ne perturbe en rien le bobinage de la fibre. Ce phénomène se poursuit ainsi au delà de la divergence en suivant une loi de la forme ($e \sim U^2$) proche du modèle.

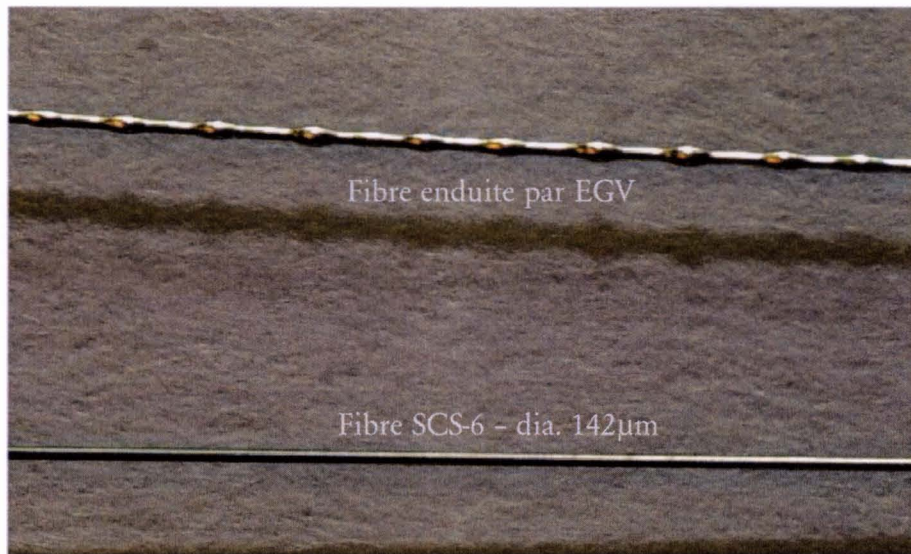


Fig. III.18 - Gaine de titane finement perlée - Vitesse 1,4 m/s

Ce même phénomène, autoentretenu, s'amplifie ensuite pour voir la gaine de titane muer en un perlage grossier (Fig. III.19). Ces perles ainsi formées (~ 2 à 3 fois le diamètre du fil), après s'être solidifiées, sont à l'origine de la rupture du fil lors de l'opération de bobinage, dès qu'elles entrent en contact avec la bobine.

Il paraît donc impossible de pouvoir atteindre les vitesses initialement escomptées, car en traversant cette zone d'instabilité, cela entraîne de manière irréversible la rupture de la fibre et par là même, la fin de l'expérience.

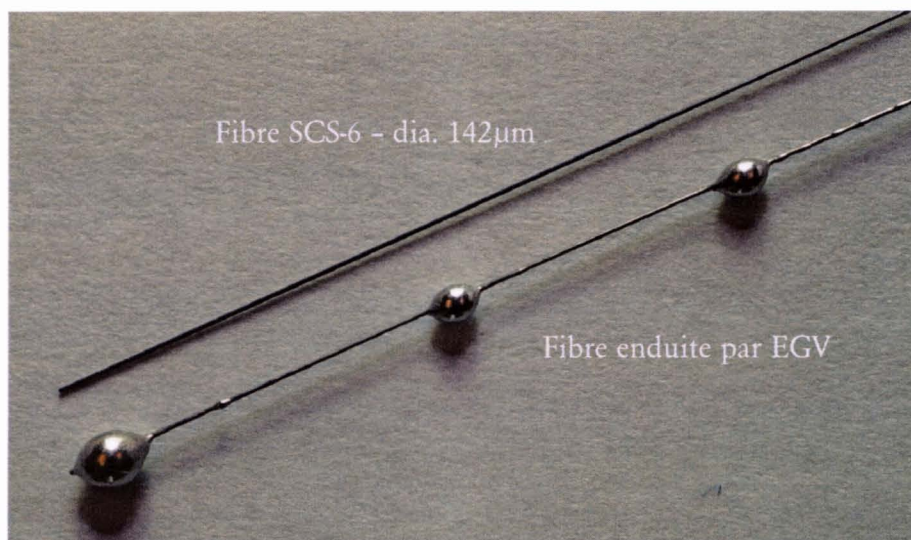


Fig. III.19 - Gaine de titane fortement perlée - Vitesse 2,6 m/s

Cette apparition de perles très singulière, a été initialement analysée comme un problème de vibration dû au défilement à haute vitesse de la fibre, ou bien encore comme liée à l'étape de transition se produisant lors de l'introduction de la fibre dans le bain.

Pour vérifier tout ceci, une autre expérience a été entreprise. Elle consiste à faire défiler, toujours hors du bain, le fil à basse vitesse (~ 1 m/s, vitesse produisant un dépôt fin mais régulier), puis à l'introduire dans le bain pour ensuite élever progressivement la vitesse de tirage.

Comme précédemment, on ne peut que constater l'impossibilité, même après une introduction à basse vitesse, d'atteindre les vitesses de tirage élevées attendues, et plus strictement encore de dépasser les 2,5 m/s.

Ces manifestations de perlage sont néanmoins bien connues et clairement identifiées dans la littérature traitant de *l'instabilité des colonnes liquides* [8-9].

En effet, un cylindre de liquide est naturellement instable et se fractionne irrémédiablement en gouttelettes. Ainsi, on peut observer que la rosée sur les toiles d'araignées se rassemble en une suite de petites gouttes, et le jet d'eau sortant d'un robinet finit par se fragmenter en de multiples gouttes.

Plateau [8], le premier, établit que l'instabilité de ces colonnes liquides était contrôlée par la tension superficielle du fluide.

Plus tard, Rayleigh [9], reprit et développa les travaux de Plateau. Il montra que cette instabilité des cylindres liquides, avec ou sans cœur solide, est établie après un temps caractéristique fini, c'est ce qui semble expliquer la régularité de l'espacement des petites perles ainsi formées.

Le motif observé correspond en fait, au mode de croissance de la perturbation le plus rapide. Sa longueur d'onde est établie, dans le cas de l'enduction d'une fibre de rayon r_0 , comme (Fig. III.20):

$$\lambda = 2\pi\sqrt{2}r_0$$

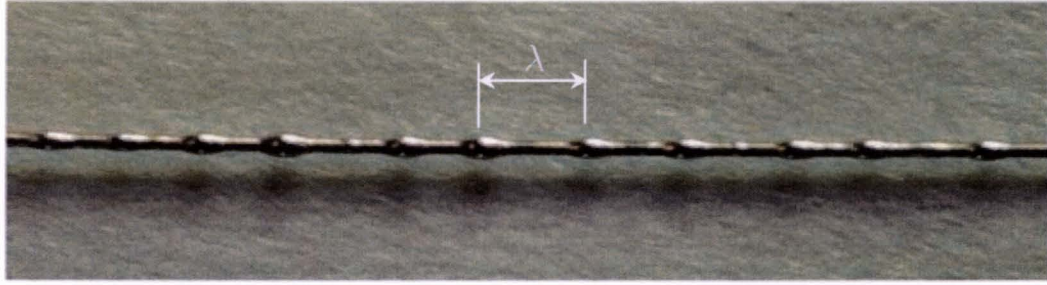


Fig. III.20 – Longueur d'onde caractéristique du perlage fin

Il est montré, dans ce cas précis, que si la conservation du volume est respectée, l'aire de la surface libre de la gaine liquide est inférieure à la valeur initiale. Le cylindre liquide se trouve donc instable vis à vis de perturbations axisymétriques de grande longueur d'onde.

La courbure totale de l'interface, appelée C , est la somme de la courbure dans le plan axial (x, r) et de la courbure dans le plan transverse à la fibre (r, θ) (Fig. III.21).

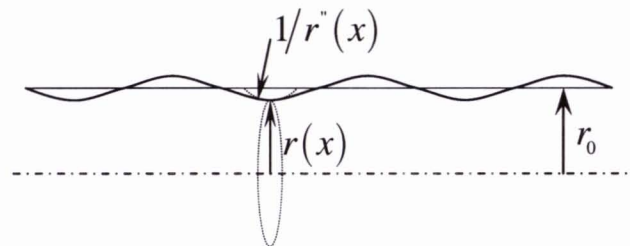


Fig. III.21 – Les différents rayons de courbure composant l'interface

La courbure dans le sens longitudinal s'oppose à la croissance de l'instabilité, mais la courbure associée, dans le sens radial, plus forte que la précédente, induit l'accroissement de l'instabilité.

La pression à l'intérieur du fluide peut ainsi être exprimée par la loi de Young Laplace :

$$P = P_0 + \sigma C$$

La pression est donc plus forte dans les creux de la gaine que partout ailleurs (Fig. III.22), et si la longueur d'onde de la perturbation est supérieure à $2\pi r_0$, l'écoulement provoqué va inévitablement des zones de faibles rayons vers les zones de fort rayon. Ce gradient de pression induit ainsi un écoulement qui tend à accentuer la déformation.

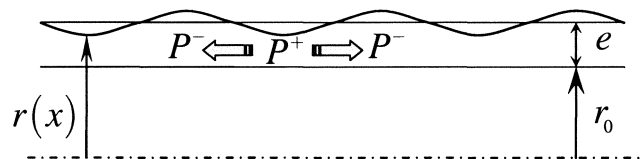


Fig. III.22 - Déformation de la couche liquide par l'écoulement

La tension superficielle joue donc, dans l'apparition de ce phénomène, un rôle moteur, mais suivant l'épaisseur du dépôt, le frein est alors visqueux ($e \ll r_0$), ou si le dépôt augmente, inertiel ($e \simeq r_0$).

3.4.1.1 Frein visqueux "Perlage fin"

Le temps caractéristique d'apparition du motif visqueux, τ_v , se déduit de la loi de Poiseuille, en comparant le gradient de pression au terme visqueux, que l'on applique à une couche liquide petite devant le rayon de la fibre.

On établit donc,

$$\mu u \sim f(\sigma, r_0, e)$$

avec u la vitesse que prend le fluide localisé dans un creux pour se verser dans une bosse, de la forme,

$$u = \frac{\lambda/2}{\tau_v}$$

On détermine alors le temps caractéristique "visqueux" τ_v , comme :

$$\tau_v \approx \frac{\mu r_0^4}{\sigma e^3}$$

3.4.1.2 Frein inertiel "Perlage fort"

Quand la vitesse s'élève encore, le liquide tente alors de résister à l'apparition de perles de gros diamètres. L'épaisseur du dépôt tend à devenir du même ordre de grandeur que le rayon de la fibre, en utilisant l'équation de Navier Stokes et en négligeant le terme capillaire, on établit,

$$\rho u^2 \sim g(\sigma, e)$$

pour en déduire ensuite le temps caractéristique d'apparition du motif, qui dans le cas inertiel s'écrit :

$$\tau_i \approx \sqrt{\frac{\rho e^3}{\sigma}}$$

Mais quand l'épaisseur de l'emport ne devient plus négligeable devant le rayon de la fibre, on passe du régime visqueux au régime inertiel; on peut alors vérifier $\tau_i > \tau_v$. On peut alors déterminer de cette manière l'épaisseur du dépôt pour laquelle se produit la formation (critique) de perles.

Ainsi, en établissant,

$$\sqrt{\frac{\rho e^3}{\sigma}} > \frac{\mu r_0^4}{\sigma e^3}$$

on identifie donc :

$$e_{\text{perlage}} \geq r_0 \left(\frac{\mu^2}{\sigma \rho r_0} \right)^{1/9}$$

Pour le cas de la fibre SCS-6, que nous utilisons, on connaît :

- $r_0 = 71 \mu m$, le rayon de la fibre
- $\mu = 2,2 \cdot 10^{-3} Pa.s$, la viscosité dynamique du titane
- $\sigma = 1,525 N/m$, la tension superficielle du titane liquide
- $\rho = 4100 kg/m^3$, la masse volumique de l'alliage de titane de Ti6242 liquide

On en déduit ainsi :

$$e_{\text{perlage}} \simeq 20 \mu m$$

Cette valeur de dépôt prédisant l'apparition de perles est vérifiée par l'expérience (Fig. III.23), car même si dans notre cas ce régime semble arriver sensiblement plus tôt, ceci reste tout de même en accord avec le modèle.

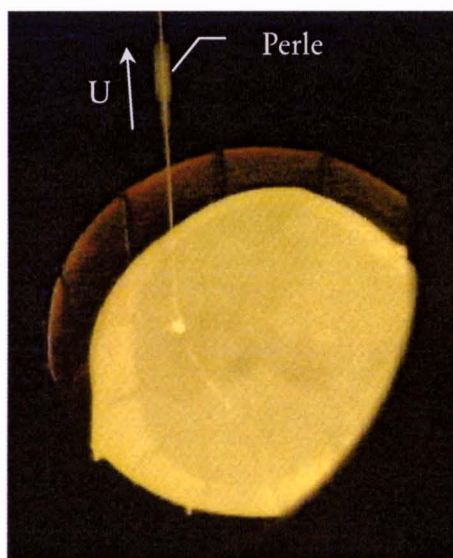


Fig. III.23 - Formation d'une perle à la sortie du bain de titane liquide
Vitesse 2,7 m/s - $e_{\text{moy}} \simeq 15 \mu m$
(Déformation due au temps de pause)

Pour tenter de s'affranchir du problème de perlage, on peut envisager plusieurs solutions :

- En augmentant la viscosité du bain, on pourrait retarder l'apparition du perlage. Cependant, avec les contraintes du cahier des charges, cela demanderait des valeurs de viscosité environ 100 fois plus élevées, donc difficiles à obtenir dans le cas des métaux liquides. De plus, le chauffage inductif en creuset froid ne se prête pas idéalement à un réglage pointu de la viscosité.
- En réduisant le temps nécessaire à solidifier la gaine, on pourrait espérer limiter l'apparition du phénomène. Cependant, le temps caractéristique d'apparition du perlage est très court, $\tau_i \simeq 5 \cdot 10^{-6} \text{ s}$, et l'étude de la solidification de la gaine, détaillée dans un chapitre suivant, montre un ordre de grandeur largement supérieur.
- Enfin, on peut tenter l'introduction directe de fibres dans le bain, à vitesse élevée, pour espérer passer au delà du régime d'instabilité, même si cela n'est pas idéal économiquement en terme de longueur de fibre perdue. Car en effet, au delà de ce régime de perlage, la quantité de fluide entraîné est telle que le frein inertiel n'est plus effectif. Cela correspond, sur la courbe traduisant le modèle, à la zone décrivant le régime de couche limite visqueuse.

Il semble ainsi qu'il soit possible de déposer des films liquides uniformes sur des fibres, soit très petits devant le rayon de la fibre, soit, à l'extrême, du même ordre de grandeur que le rayon de la fibre.

3.4.2 L'enduction de fibres à haute vitesse, où l'enduction périphérique

En tentant d'introduire directement une fibre dans un bain de titane liquide, avec une vitesse de défilement proche de celles initialement visées ($\sim 5 \text{ m/s}$), on relève à nouveau un fait expérimental singulier.

En effet, pour des vitesses de tirage bien au delà de la divergence et ce dès 3m/s, on observe lors de l'introduction de la fibre dans le bain, que la charge est comme fendue, sans que la fibre arrive à pénétrer entièrement au coeur de la charge (Fig. III.24).

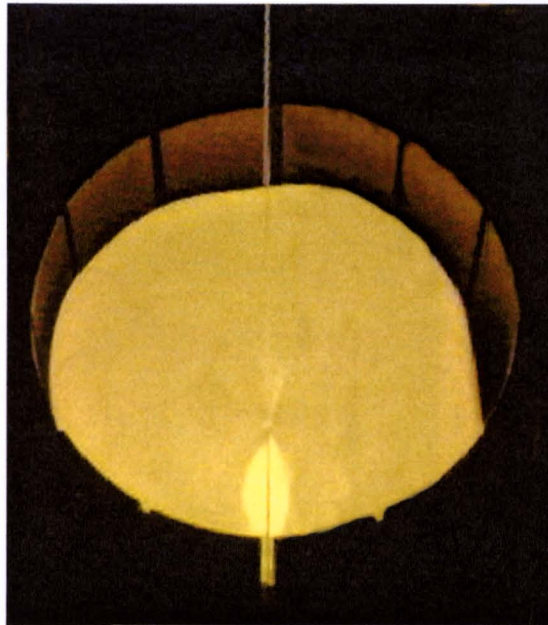


Fig. III.24 - Enduction périphérique

On relève tout de même sur la fibre un emport que nous allons tenter d'interpréter. Nous définissons cette situation comme l'enduction périphérique.

3.4.2.1 *Le problème de mouillage*

La non introduction de la fibre dans le bain a été initialement interprétée comme un problème mécanique. En effet, il est montré que la force appliquée par la fibre sur la surface libre du bain est du même ordre de grandeur que celle que renvoie la surface libre du bain, par l'effet de la tension superficielle (Fig. III.25).

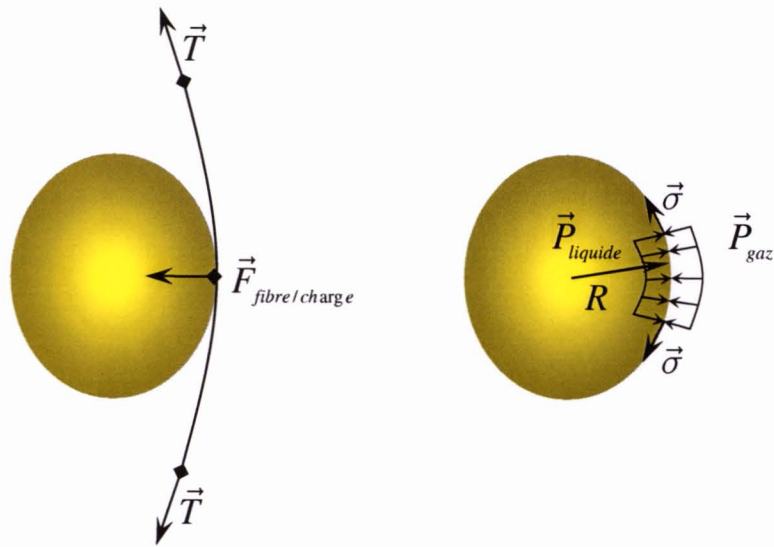


Fig. III.25 – Effet de la tension superficielle du bain sur l'introduction de la fibre

- Force transmise par la fibre à la charge :

$$T = 12 \text{ N} \dots \Rightarrow \dots F_{\text{fibre/liquide}} \simeq 0,4 \text{ N}$$

- Force transmise par la charge à la fibre :

$$P_{\text{liquide}} - P_{\text{gaz}} = \frac{2\sigma}{R}$$

$$\text{avec } R = 25 \text{ mm et } \sigma = 1,52 \text{ N/m} \dots \Rightarrow \dots \Delta P = 120 \text{ Pa}$$

Ainsi, en prenant $P_{\text{gaz}} = 1,1 \text{ bar}$ et en considérant que les $3/4$ de la surface de la fibre sont

en contact avec le bain sur une longueur de $25 \text{ mm} \dots \Rightarrow \dots \vec{F}_{\text{liquide/fibre}} \simeq 0,45 \text{ N}$

Pour vérifier la pertinence de ce phénomène, un forçage mécanique de la fibre a été mis en place, afin de s'affranchir d'un éventuel effet de la tension superficielle.

Les résultats ne sont pas très concluants, l'introduction de la fibre dans le bain à haute vitesse ne semblant pas être affectée par un problème de ce type. Les rares cas où la fibre

entre effectivement au cœur du bain, sont obtenus par un forçage extrême, entraînant de ce fait une perturbation à l'introduction, et sont pour l'essentiel plutôt analysés comme le fait que la charge se referme derrière la fibre (Fig. III.26).

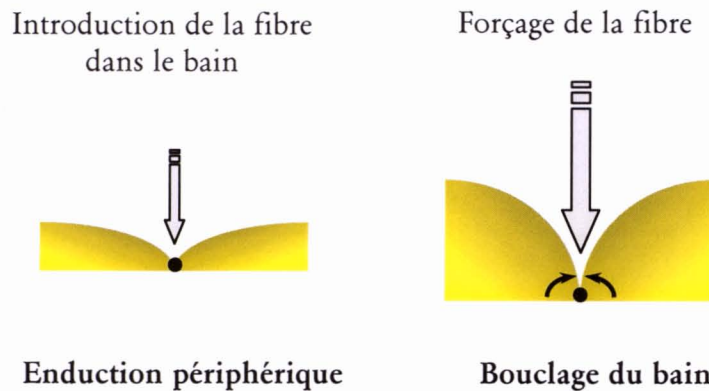


Fig. III.26 - Effet du forçage mécanique de la fibre

Devant ce problème, une autre approche, davantage liée à la physico-chimie, met en cause le mouillage entre un alliage de titane liquide et la fibre.

S'il est acquis que le titane liquide ne mouille pas le carbone (la couche périphérique de la fibre est en carbone), tâchons de donner une explication au fait qu'à basse vitesse, la fibre pénètre dans le bain sans difficulté, et que à vitesse plus élevée, la fibre ne semble pas mouiller avec le bain, même si on observe tout de même un emport.

L'interaction entre le titane, porté à sa température de fusion, le carbure de silicium et le carbone, génère principalement du TiC , mais aussi différents précipités comme le $TiSi_2$ ou encore le Ti_3C et ce dès $700^{\circ}C$. Le carbure de titane (TiC), ainsi produit, rend possible le mouillage entre la fibre et le bain liquide.

Une analyse physico-chimique détaillée des différentes fibres enduites, présentée ultérieurement, confirme la formation de TiC entre les grains de la couche de carbone superficielle. Il est alors logique de penser qu'à basse vitesse, le temps de contact entre la fibre et le titane liquide étant plus long, la formation de TiC sera plus forte que pour des vitesses élevées. C'est ce qui semblerait expliquer l'introduction de la fibre dans le bain à basse vitesse.

Assurément, si la formation de TiC favorise le mouillage et donc l'emport du titane lors du tirage rapide d'une fibre, elle n'est pas en quantité suffisante pour permettre l'introduction de la fibre dans le bain. La vitesse limite est estimée aux alentours de 3 m/s; avant, l'enduction est possible au cœur de la charge; après, l'enduction n'est possible qu'en périphérie.

Néanmoins, l'emport issu de l'enduction périphérique possède un aspect général satisfaisant, sans ondulation ni perle (Fig. III.27).

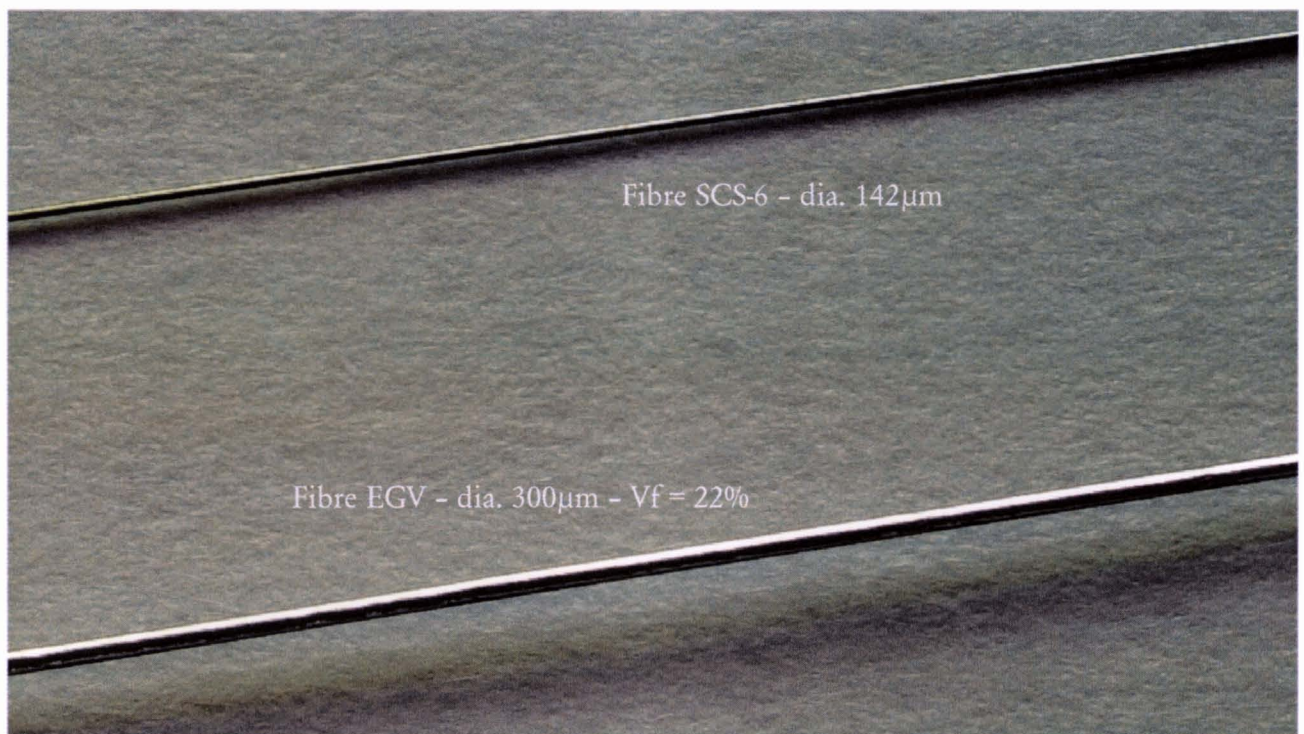


Fig. III.27 - Fibre enduite en périphérie - Vitesse 3,2 m/s

Comme prévu par le modèle pour des gammes de vitesse induisant une enduction périphérique, donc supérieure à 3 m/s, le dépôt obtenu est du même ordre de grandeur que le rayon de la fibre. Les V_f relevées sur les différentes fibres, pour notre point de fonctionnement, sont pour la majorité en assez bon accord avec le modèle (Fig. III.28).

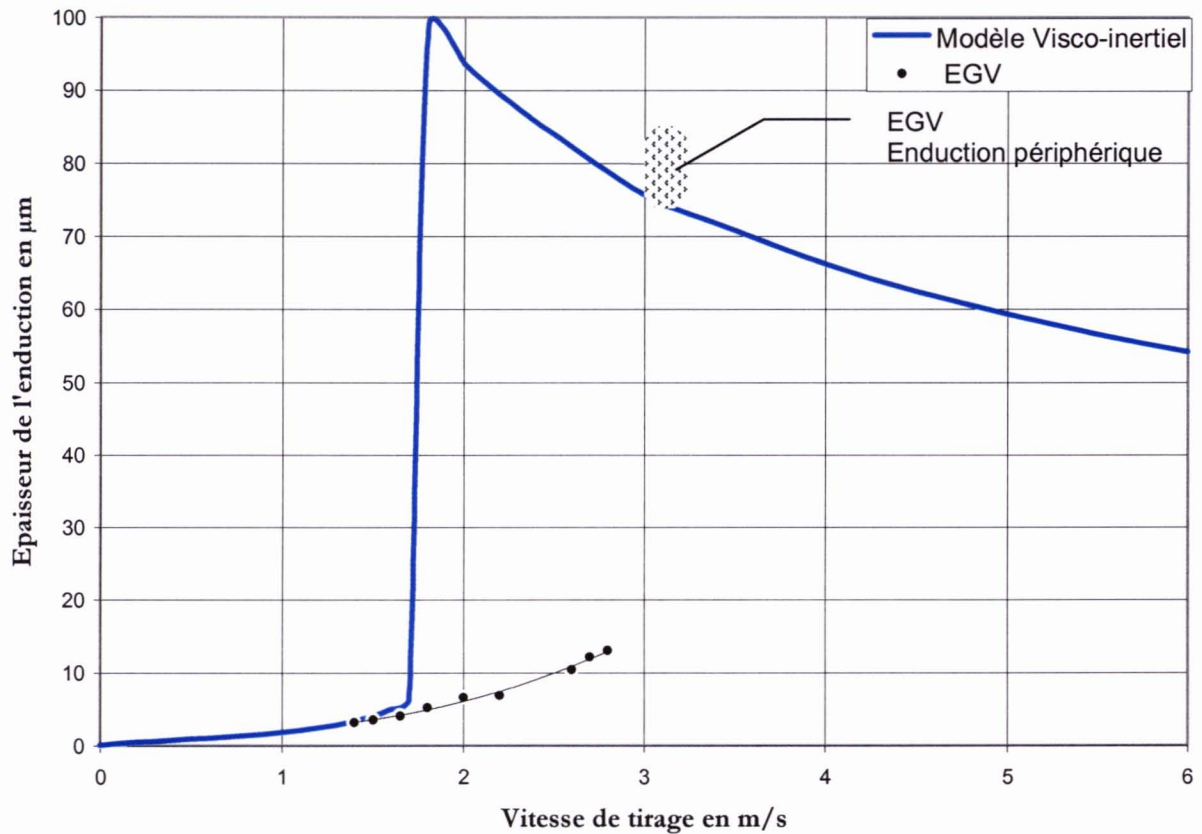


Fig. III.28 – Représentation de l'enduction périphérique sur le modèle ($U \simeq 3 \text{ m/s}$)

3.4.2.2 Variation de la longueur de source

Lors de l'enduction périphérique de fibres longues, il subsiste un problème, ayant trait à la diminution au cours de l'essai de tirage, de la fraction volumique des fibres enduites. Sur un fil enduit de 60m de long, on relève couramment des variations de V_f de l'ordre de 1 à 2%, correspondant à des variations de ~ 5 à $10 \mu\text{m}$ sur l'épaisseur du dépôt, entre le début de la fibre et sa fin.

En considérant une masse initiale de titane de 200g, un fil de 60m de long enrobé d'un dépôt de $80 \mu\text{m}$ d'épaisseur réduira la charge de $\sim 20 \text{ g}$, soit 10% de son volume. De plus, la forme conique de la charge tend à accentuer davantage la réduction de la longueur de source tout au long de l'essai. Ainsi, on sait relier directement les variations de longueur de source avec

les variations d'épaisseur de dépôts au cours du tirage (Fig. III.29), défini dans le modèle comme $\Delta e \sim \Delta L_s^{1/2}$.

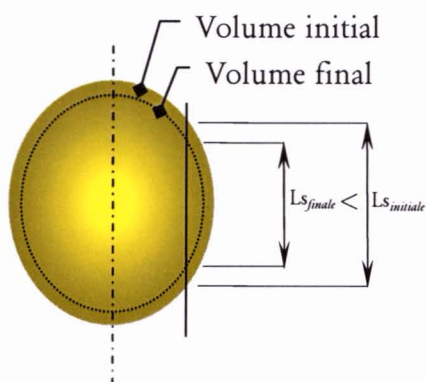


Fig. III.29 – Variation de la longueur de source liée à la variation de volume

Pour pallier ceci, un suivi de la charge a été mis en place afin de pouvoir conserver une longueur de source constante tout au long de l'expérience (Fig. III.30) Cette partie du procédé sera plus amplement détaillée au cours du Chapitre 5.

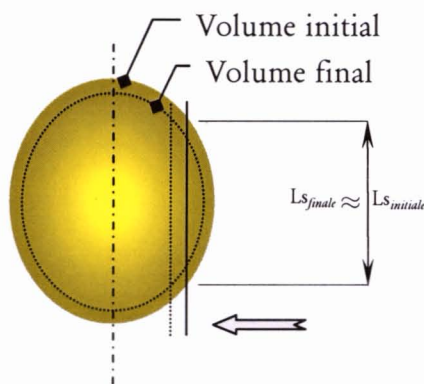


Fig. III.30 – Conservation de la longueur de source

Cependant, la faible capacité du creuset limite cette opération à des longueurs de tirages \leq à 80 m, en sachant que l'objectif à moyen terme est d'enduire des fils de 150 m de long et à plus long terme, d'aller jusqu'à 500 m.

On note tout de même une amélioration du respect du Vf, car sur un fil de 60m de long, si initialement, la différence de Vf était de l'ordre de 1 à 2 %, dorénavant, le Vf est respecté sur toute la longueur du fil enduit.

Il est à noter d'ailleurs, que pour le tirage périphérique, conjointement à la longueur de source, il est important de pousser suffisamment la charge, sous peine d'obtenir un dépôt non englobant, qui se traduit par la suite en un déchaussement de la gaine (Fig. III.31).

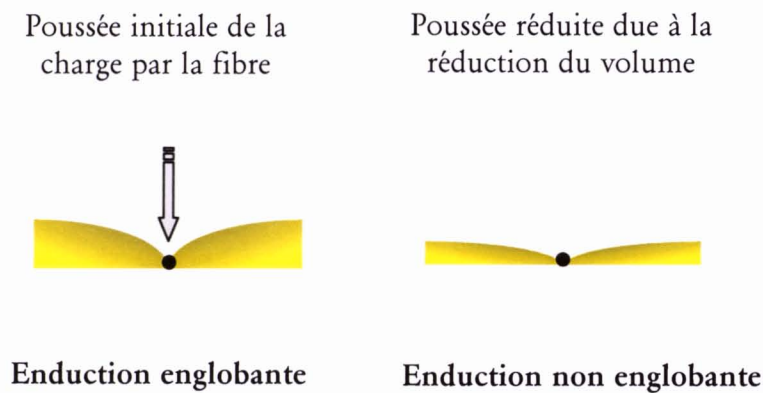


Fig. III.31 - Réduction de la poussée de la charge en cours de tirage

3.5 Conclusions

Quand bien même l'expérience rejoint assez bien, par parties, le modèle, différents faits expérimentaux viennent pondérer toute sa potentialité, pour son application directe à l'EGV.

Le perlage, mode d'instabilité bien déterminé, oblige à concevoir le déroulement de la fibre à la vitesse nominale d'enduction hors du bain, juste avant son introduction. Ce mode de fonctionnement, nous amène directement à l'enduction périphérique, qui bien que donnant une possibilité d'emport, se trouve limitée par un compromis très critique entre conservation de la longueur de source et poussée englobante de la charge.

Il est ainsi mis en lumière, la difficulté à maintenir une longueur de source constante, avec un creuset de faible capacité.

On peut d'ores et déjà chercher à s'orienter vers un type de creuset, préservant à la fois une longueur de source constante pendant toute la durée de l'enduction ainsi qu'une possibilité d'enduire plusieurs centaines de mètres de fil.

La difficulté à atteindre les vitesses définies initialement par le cahier des charges, en enduction au cœur, semble pouvoir être résolue par une optimisation de la couche périphérique de la fibre, en vue de favoriser le mouillage. Ainsi, comme il le sera exposé plus tard, l'intérêt de produire une fibre SiC spécifiquement dédiée à l'EGV se fait fortement ressentir.

C'est inévitablement un point central de la recherche amont, conditionnant la poursuite même du développement des CMTi issus de l'enduction par voie liquide et par conséquent de l'EGV.

Bibliographie :

[1] – F.S. Goucher, H. Ward

The thickness of liquid films formed on solid surfaces under dynamic conditions

Phil. Mag. – 44 (1922) 1002-1004

[2] – L. Landau, B. Levich

Dragging of a liquid by moving a plate

Acta Physicochimica USSR – 17 (1942) 42

[3] – D. Quéré, A. de Rick

Le mouillage dynamique des fibres

Annales de physique – 23(1) (1998) 1-154

[4] – D.A. White, J.A. Tallmadge

A theory of drag out of cylinders on flats plates

Chem. Eng. Sci. – 20 (1965) 33-37

[5] – A.D. Agaev, V.I. Kostikov

Viscosity of molten refractory metals

Izv. Akad. Naut. SSSR – 3 (1980) 43-45

[6] – N. Eustathopoulos, B. Drevet

Tension superficielle

Note technique CEA CEREM – (1997)

[7] –

ASM Handbook of materials

Ti6242 alloy

[8] – J. Plateau

Statique expérimentale et théorique des liquides soumis aux seules forces moléculaires

Gauthier-Vilars, Paris – (1873)

[9] – Lord Rayleigh

Scientific Papers

Cambridge University Press – (1899)

Chap IV Analyses physico-chimiques et mécaniques de fibres SiC

Les analyses entreprises au sein du laboratoire LCTS [1] ("Laboratoire des Composites Thermostructuraux" de Bordeaux) présentent de manière détaillée le comportement physico-chimique et mécanique des fibres SiC amenées à être utilisées par l'EGV.

Mais bien plus que de simples caractérisations, ces analyses ont accompagné et participé de manière continue au développement du prototype. Car si sur de nombreux points, l'EGV semble se positionner favorablement devant les autres procédés, il est vrai que le défilement d'une fibre SiC à travers un bain de titane liquide, porté à 1700°C, amène quelques interrogations, que seules ces analyses pourront lever.

4.1 L'élaboration des fibres SiC

A l'origine, deux principaux fabricants proposent ce type de filaments :

- Textron (US),
- British Petroleum (GB), qui a cédé récemment son activité filament au DERA (Defense Evaluation and Research Agency).

Ces fibres, utilisées comme renfort dans les CMTi, sont principalement élaborées par un dépôt chimique en phase vapeur ("Chemical Vapor Deposition" ou "CVD") de carbure de silicium.

Le carbure de silicium est formé par décomposition du dichlorodiméthylsilane ("DCMS"), en présence d'hydrogène et éventuellement de divers dopants, à une température avoisinant les 1300°C.

Ainsi, le SiC est déposé par CVD, à pression atmosphérique, dans un réacteur à parois froides, sur un substrat filamentaire chauffé par effet Joule ou bien par induction (Fig. IV.1).

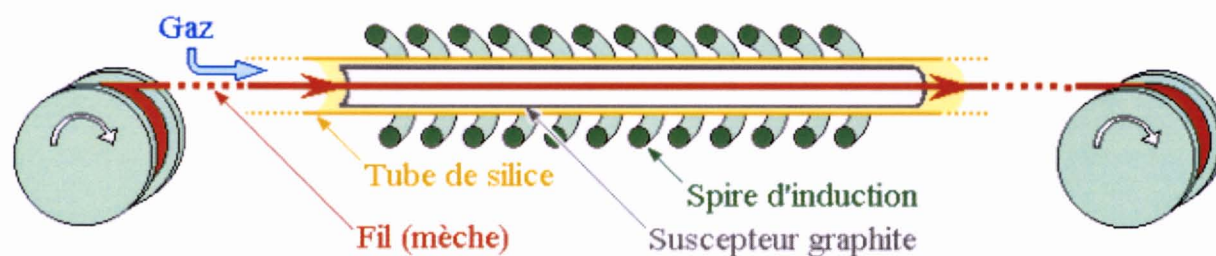


Fig. IV.1 - Schéma de principe du traitement par CVD en continu [2]

L'âme utilisée varie selon les producteurs : âme de tungstène pour le DERA (fibres SM1140+, SM1156+, ...) ou âme de carbone pour Textron (fibres SCS-6, SCS-Ultra, ...). Ces filaments sont ensuite généralement revêtus d'une couche en carbone.

4.2 La fibre SM1140+

Parmi les différents filaments développés au DERA, une étude détaillée traite de la SM1140+, pour son application potentielle avec l'EGV.

La désignation du filament SM1140+ est définie de la façon suivante :

- "SM" correspond à "Sigma Monofilament",
- le premier chiffre renseigne sur le type d'âme utilisée, soit "1" pour le tungstène,
- le second chiffre précise le type de dépôt de surface, soit "0" pour pas de dépôt, ou "1" pour $1\mu\text{m}$ de pyrocarbone,
- les deux derniers chiffres donnent le diamètre nominal, soit "4,0" millièmes de pouce ou $\sim 100\mu\text{m}$,
- enfin, le "+" signifie que le dépôt de pyrocarbone est épais (4 à $5\mu\text{m}$ d'épaisseur).

L'âme utilisée, aisément disponible en grande longueur, est en tungstène ($\varnothing=15\mu\text{m}$), car en plus d'avoir un coefficient de dilatation proche de celui du SiC, elle présente des caractéristiques mécaniques très élevées à l'ambiante et satisfaisantes pour les hautes températures. Cependant, sans même considérer sa densité élevée (19), sa réactivité avec le SiC, lors de son élaboration, tend à limiter la résistance mécanique du filament.

Sur ce substrat, est ensuite déposé une couche de SiC de $40\mu\text{m}$ d'épaisseur, le tout enrobé d'une couche de pyrocarbone de 4 à $5\mu\text{m}$ d'épaisseur afin d'améliorer la compatibilité de la fibre avec les matrices d'alliage de titane (Fig. IV.2).

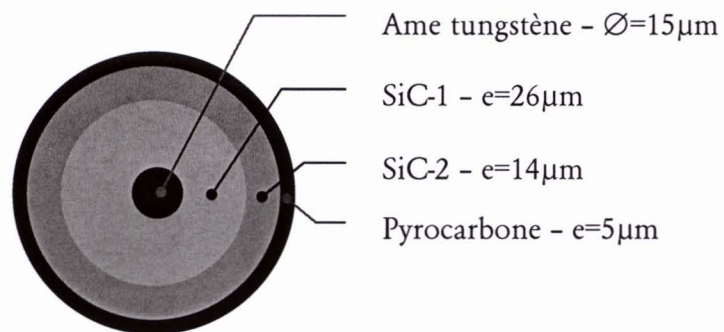


Fig. IV.2 - Filament SM1140+ du DERA ($\varnothing=105\mu\text{m}$) [1.a]

Cette couche de carbone pyrolytique, de plusieurs microns d'épaisseur, est obtenue par décomposition d'un mélange de propène (C_3H_6) et de chloroforme (CHCl_3). Le rôle du chloroforme étant d'améliorer le rendement du dépôt ainsi que sa liaison avec le SiC (Fig. IV.3).

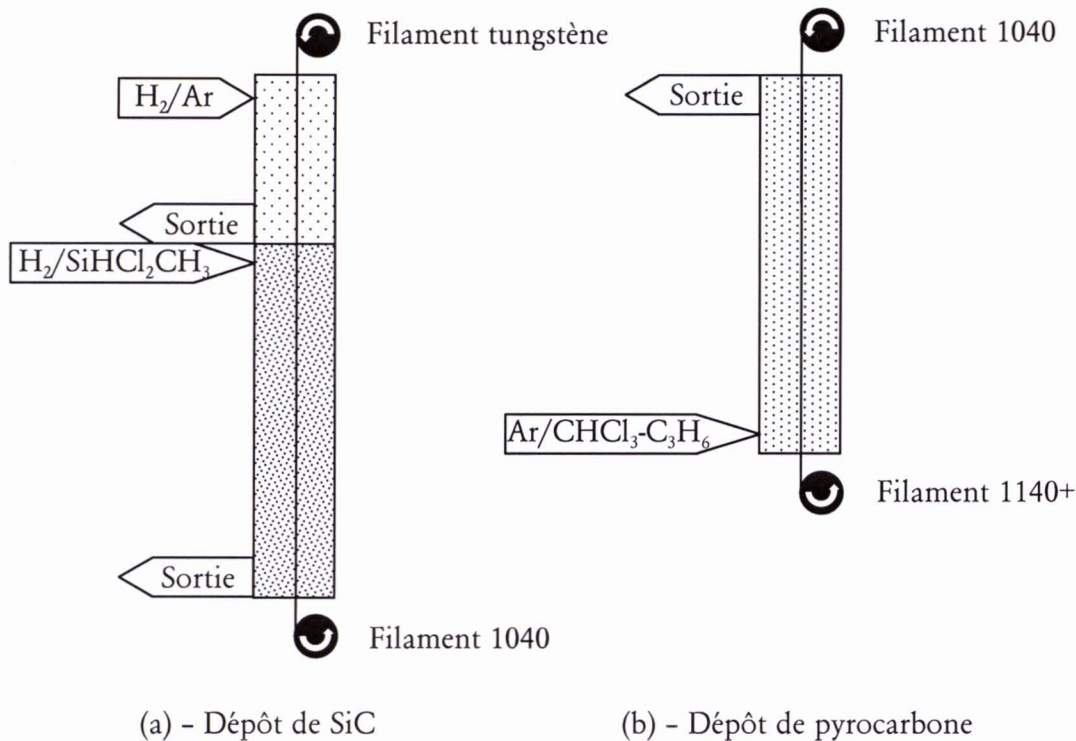


Fig. IV.3 – Schéma de principe de l'élaboration d'un filament SM1140+ [3]

La microstructure du filament est telle, que les grains de SiC sont de grandes tailles et alignés radialement près de l'âme de tungstène, pour devenir de plus en plus fins et désorientés en s'en éloignant.

On peut, en fait, diviser le SiC en deux couches : une couche interne (SiC-1) quasi-stoechiométrique et une couche externe (SiC-2) riche en silicium libre (Fig. IV.2).

En effet, les analyses montrent que si le SiC du filament SM1140+ est stoechiométrique à l'interface avec l'âme de tungstène, il s'enrichit régulièrement en silicium, tout en s'éloignant du centre jusqu'à $\sim 15\mu m$ de l'interface W/SiC ($C/Si \approx 48/52$ at.). Ensuite, le taux de silicium augmente brutalement pour enfin se stabiliser à partir de $20\mu m$ de l'interface W/SiC sur une épaisseur d'environ $15\mu m$ jusqu'à la surface, à une valeur ($C/Si \approx 45/55$ at.), correspondant à un excès de silicium d'environ 10% at. (Fig. IV.4).

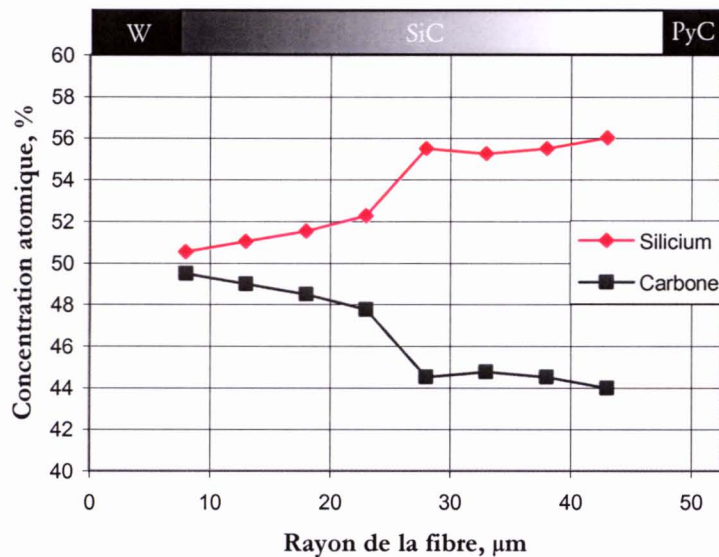


Fig. IV.4 - Profil de la concentration atomique le long du rayon de la SM1140+ [1.b]

4.2.1 Propriétés mécaniques

Peu de données existent sur ce filament, cependant, diverses études convergent pour attribuer au filament une valeur de contrainte à la rupture particulièrement intéressante $\sigma^R_{traction} = 3,2 \text{ GPa}$.

Lorsqu'elle est rendue possible, l'observation de la rupture des filaments en traction, démontre une scission le plus souvent initiée à l'interface W/SiC. A l'opposé, la rupture en flexion est initiée à la surface des filaments. La rupture a lieu à un niveau de déformation très supérieur à celui en traction ($\sim 1,8\%$ contre $\sim 0,9\%$), car d'une manière générale, le revêtement de pyrocarbone a pour effet d'augmenter la valeur de $\varepsilon^R_{flexion}$ en modifiant l'état de contrainte à la surface des filaments.

Enfin, la variation de la composition du SiC dans les filaments SM1140+ est de nature à induire des concentrations de contraintes et ainsi d'influer sur leur mode de rupture. En effet, du fait des coefficients de dilatation différents entre le SiC ($\alpha = 4,4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) et le Si ($\alpha = 5,8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$), la couche périphérique de SiC, riche en silicium, aura tendance

à être en compression et la partie interne stoechiométrique en tension. Ce phénomène peut être néfaste car il tend à favoriser les ruptures prématurées à l'interface W/SiC.

4.2.2 Analyses thermomécaniques des filaments SM1140+

4.2.2.1 Contrainte à la rupture

La contrainte à la rupture en traction des filaments SM1140+, sous atmosphère inerte (Ar), chute rapidement à partir d'une température de traitement thermique de 900-1000°C (Fig. IV.5). En revanche, la contrainte à la rupture en flexion évolue peu jusqu'à une température de 1200°C. Cette importante chute de $\sigma^R_{traction}$ est imputable à la formation, à l'interface W/SiC, d'une interphase fragile de W_2C où s'initie généralement la rupture du filament. En flexion, où l'interface W/SiC est peu sollicitée, la rupture reste provoquée par des phénomènes de surface où se concentrent localement les contraintes.

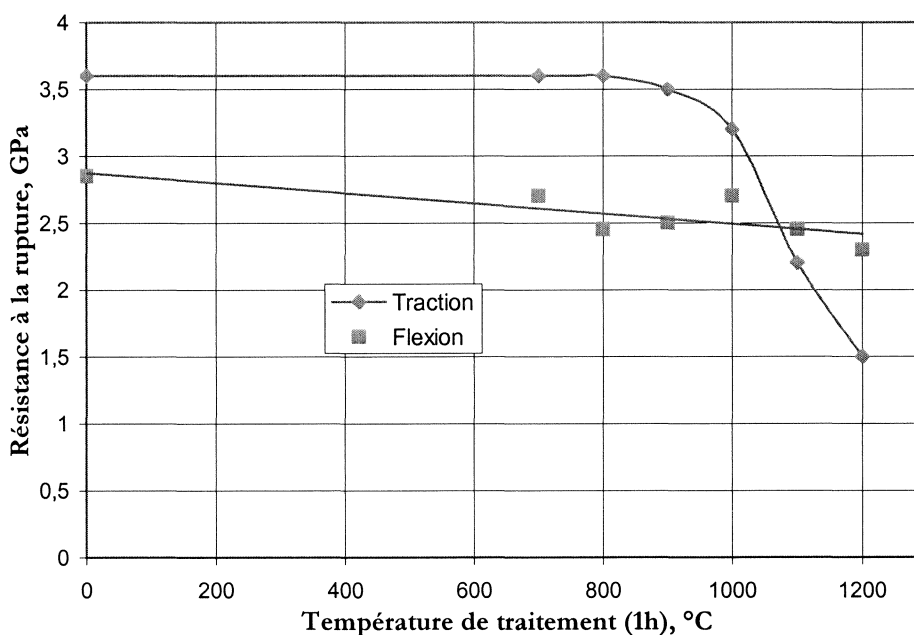


Fig. IV.5 – Contrainte à la rupture de filaments SM1140+, à l'ambiante [4]

4.2.2.2 Déformation longitudinale des filaments

Les mesures sont faites après le cycle thermique, appliqué à la fibre, suivant : une montée en température de l'ambiante à 1600°C avec une vitesse de 10°C par minute, un palier à 1600°C de 10minutes, puis une descente en température de 20°C par minute jusqu'à l'ambiante.

Le filament SM1140+ subit tout d'abord un phénomène de contraction aux alentours de 1350-1420°C, avec une grande amplitude. La contraction du filament se poursuit même à plus haute température jusqu'à 1600°C, ainsi qu'au cours du palier à 1600°C. Un phénomène d'hystérésis est observé, avec un coefficient contraction/dilatation largement irréversible. Au refroidissement, jusqu'à l'ambiante, la déformation demeure, en moyenne, 0,68% inférieure à la valeur initiale (Fig. IV.6). On relève aussi au cours du même essai, les différents coefficients de dilatation, tant au cours du chauffage que pendant la phase de refroidissement (Tab. IV.7 et 8).

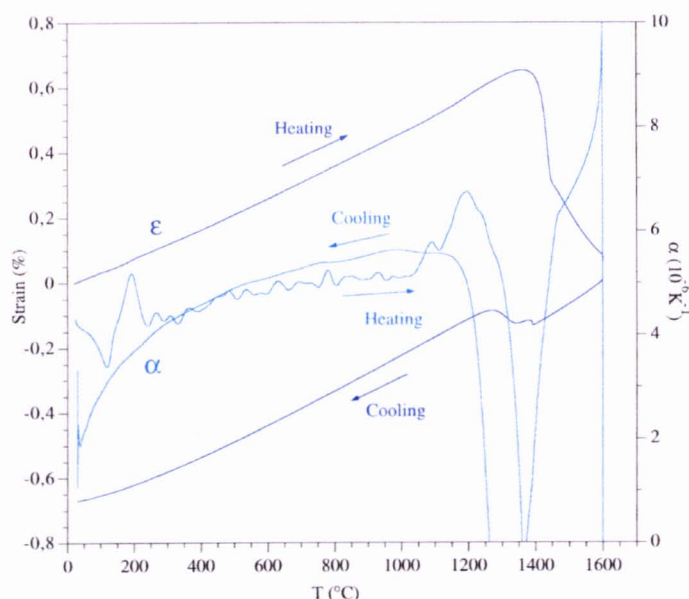


Fig. IV.6 - Déformation longitudinale du filament SM1140+ [1.b] et [1.c]

Ce comportement est sans aucun doute consécutif à la présence du silicium libre dans le filament. L'amplitude du retrait observé aux alentours de 1400°C, beaucoup plus

importante que pour le filament SCS-6 (-0,68% contre -0.06%), est due à la plus grande quantité de silicium libre contenu dans les filaments du DERA.

T, °C	20 / 200	200 / 400	400 / 600	600 / 800	800 / 1000	1000 / 1200	1200 / 1300
$\alpha_L, 10^{-6} K^{-1}$	4,12	4,3	4,7	5	5,31	5,7	6,04

Tab. IV.7 – Coefficients de dilatation longitudinale du filament SM1140+ (Chauffage) [1.b] et [1.c]

T, °C	200 / 400	400 / 600	600 / 800	800 / 1000	1000 / 1200	1400 / 1600
$\alpha_L, 10^{-6} K^{-1}$	4,19	4,87	5,27	5,53	5,54	6,81

Tab. IV.8 – Coefficients de dilatation longitudinale du filament SM1140+ (Refroidissement) [1.b] et [1.c]

L'irréversibilité de la déformation ainsi que la contraction résiduelle à l'ambiante d'un filament traité à 1600°C, laissent présager une évolution microstructurale liée à des phénomènes de migration, voire même de vaporisation partielle du silicium.

4.3 La fibre SCS-6

Une étude détaillée de la structure du filament SCS-6 a été également effectuée, en vue de son utilisation pour l'EGV.

L'âme en carbone utilisée possède comme premier avantage d'avoir une faible densité (1,8), cependant, sa faible résistance mécanique, devant le tungstène, ainsi que son coefficient de dilatation très différent de celui du SiC, requiert l'utilisation d'un filament de gros diamètre ($\varnothing=33\mu\text{m}$).

Ce substrat est ensuite recouvert d'une fine couche de graphite pyrolytique ($e=1,5\mu\text{m}$), ce qui permet d'absorber les dilatations différentielles et de limiter ainsi les concentrations de contraintes à l'interface avec le dépôt de SiC.

Après le dépôt de SiC, le filament est ensuite revêtu d'un dépôt multicouche en pyrocarbone de $3\mu\text{m}$ d'épaisseur, contenant des particules de SiC. Ce dépôt joue le rôle de barrière chimique entre le SiC et le titane ainsi que de fusible mécanique en déviant les fissures entre les fibres et les matrices (Fig. IV.9).

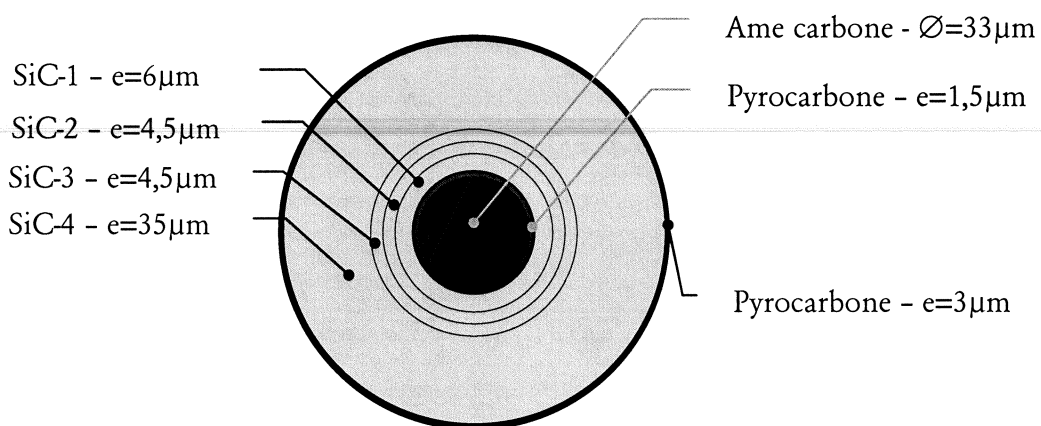


Fig. IV.9 - Filament SCS-6 de Textron ($\varnothing=142\mu\text{m}$) - [1.a]

Dans le cas de la fibre SCS-6, les grains de SiC sont de petite taille et distribués aléatoirement près du cœur de carbone, pour augmenter en taille et s'orienter radialement en s'en éloignant progressivement.

L'analyse de la fibre (Fig. IV.10), révèle un léger excès de carbone par rapport à la stoechiométrie pour les couches SiC-1 à SiC-3 (pour une valeur d'environ 3% at.). Cet excès diminue en s'éloignant de l'âme pour se stabiliser à une composition proche de la stoechiométrie, voir légèrement excédentaire en silicium ($\sim 1\%$ at.).

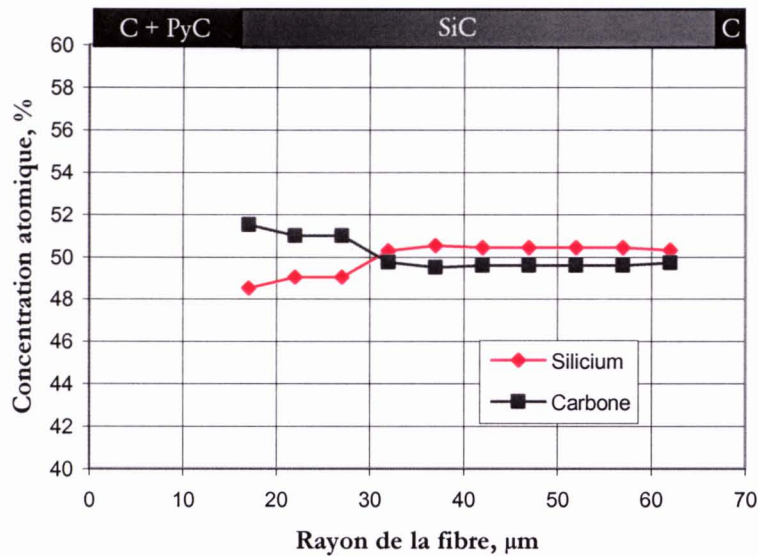


Fig. IV.10 – Profil de la concentration atomique le long du rayon de la SCS-6 [1.b]

4.3.1 Propriétés mécaniques

Les valeurs de contrainte à la rupture, que ce soit en traction comme en flexion, sont particulièrement élevées, $\sigma^R_{traction}=4,2 \text{ GPa}$ et $\sigma^R_{flexion}=5,5 \text{ GPa}$.

Il est généralement admis que la rupture des filaments à âme de carbone est initiée, en traction, à l'interface C/SiC. Les faciès de rupture font souvent apparaître des décohésions au niveau de l'interphase de pyrocarbone entre l'âme et le SiC.

On peut de plus, s'attendre à une rigidité élevée pour le SiC stoechiométrique de la couche SiC-4, car sa structure en gros grains est bien plus favorable qu'une structure de SiC à grains très fins.

4.3.2 Analyses thermomécaniques des filaments SCS-6

4.3.2.1 Contrainte à la rupture

De manière générale, les filaments SCS-6 voient leur contrainte à la rupture, testée à l'ambiante, ne chuter qu'à partir d'une température de traitement de 1400°C

(1h) (Fig. IV.11). L'origine de cette chute de propriétés est vraisemblablement le fait de la recristallisation de la couche externe de SiC, riche en silicium.

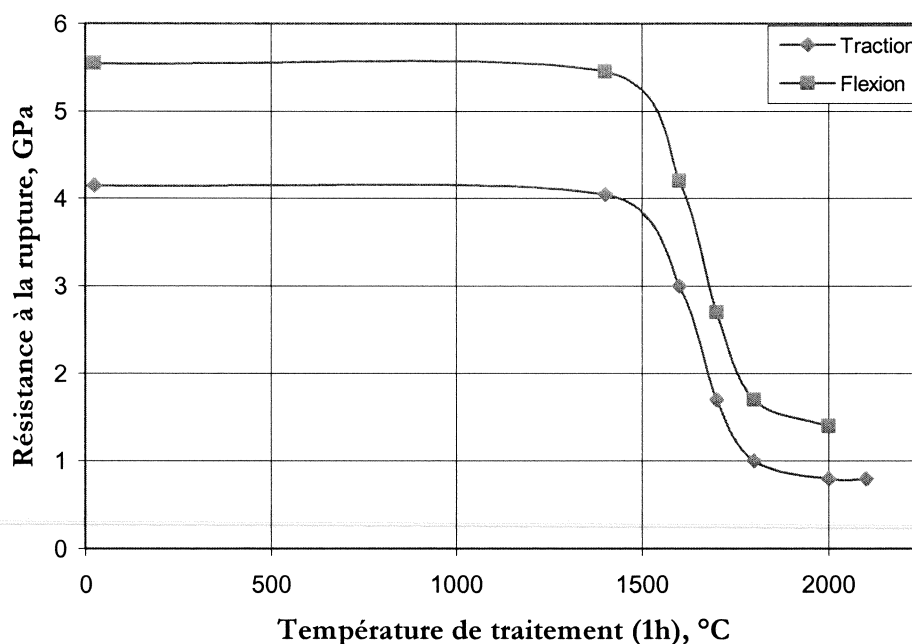


Fig. IV.11 - Contrainte à la rupture de filaments SCS-6, à l'ambiante [5]

Par contre, les filaments SCS-6 sont sensibles au fluage, et ce à partir de 1000°C. Il est par ailleurs clairement établi que la présence de carbone libre dans le SiC améliore sensiblement la résistance au fluage de la fibre.

Par ailleurs, de nombreux travaux ont décrit l'influence de traitements thermiques durs sur la microstructure et la composition de la fibre SCS-6.

Après avoir porté la fibre à très haute température (2000°C/1h), le rapport Si/C n'évolue pas dans les différentes couches de SiC. Toutefois, au niveau des couches internes SiC-1 à SiC-3, les grains de SiC deviennent equiaxes et le carbone se concentre aux joints de grain.

Beaucoup d'études confirment la recristallisation de SiC-4 dès 1400°C, alors que les couches internes n'évoluent pas jusqu'à 2100°C.

Enfin, même à haute température (1640°C), rien n'indique une évolution de l'âme de carbone ni de l'interphase pyrocarbone, on peut seulement mettre en évidence une

organisation sensible du carbone libre dans les couches SiC-1 à SiC-3 et du SiC dans la couche SiC-4.

4.3.2.2 Déformation longitudinale des filaments

Le comportement des filaments SCS-6 testés, est tout à fait conforme à ce qui est connu au sein de la communauté (Fig. IV.12).

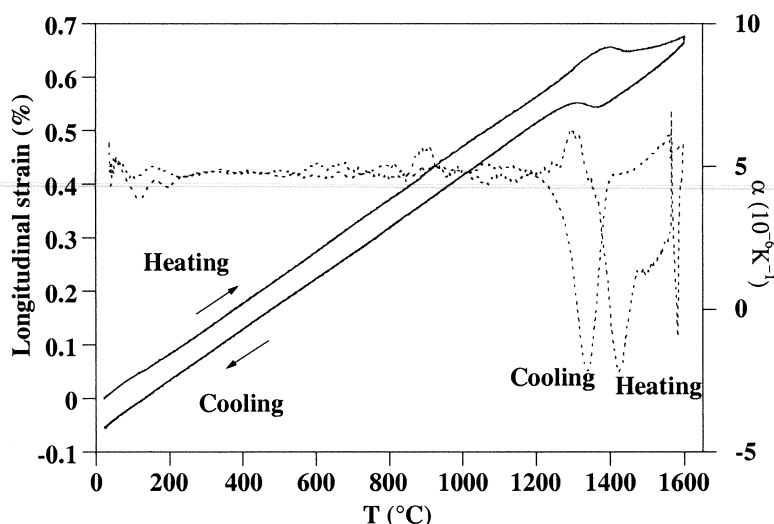


Fig. IV.12 – Déformation longitudinale du filament SCS-6 [1.b] et [1.c]

En effet, la déformation et le coefficient de dilatation augmentent progressivement de l'ambiante à 1600°C. On observe ensuite une légère chute, réversible, de la déformation, qui intervient environ à 1350-1420°C, formant une boucle d'hystérésis au cours du refroidissement de 1350 à 1280°C. Ce phénomène bien connu, est attribué à la fusion du silicium libre, qui serait présent en petite quantité dans le filament SCS-6 et en particulier dans sa partie externe. La fusion du silicium ($\sim 1400^\circ\text{C}$), qui s'accompagne d'une contraction, provoquerait un retrait sensible du filament. Le décalage de la température de solidification pourrait être attribué à l'apparition de contraintes résiduelles d'origine thermique. Ces essais permettent de relever les différents coefficients de dilatation tant au cours du chauffage, que pendant la phase de refroidissement (Tab. IV.13 et 14).

T, °C	20 / 200	200 / 400	400 / 600	600 / 800	800 / 1000	1000 / 1200	1200 / 1300	1500 / 1600
$\alpha_L, 10^{-6} K^{-1}$	4	4,3	4,7	5	5,31	5,79	5,61	5,88

Tab. IV.13 - Coefficients de dilatation longitudinale du filament SCS-6
(Chauffage) [1.b] et [1.c]

T, °C	200 / 400	400 / 600	600 / 800	800 / 1000	1000 / 1200	1400 / 1600
$\alpha_L, 10^{-6} K^{-1}$	4	4,87	5,21	5,49	5,5	5,53

Tab. IV.14 - Coefficients de dilatation longitudinale du filament SCS-6
(Refroidissement) [1.b] et [1.c]

4.4 Conclusions

La résistance à la rupture des filaments à âme de tungstène, développés au DERA, est limitée, même à l'ambiante, par la formation à l'interface W/SiC d'une interphase fragile de W_2C où s'initie le plus souvent la rupture en traction. Ce phénomène est d'autant plus défavorable que l'interaction W/SiC est forte et que le SiC, à l'interface, possède une microstructure grossière. Cette zone réactionnelle se développe par diffusion au delà de 1000°C, entraînant par là même une chute importante de $\sigma^R_{traction}$.

Le revêtement de pyrocarbone influe peu sur $\sigma^R_{traction}$, il a plutôt pour effet d'augmenter la valeur de $\varepsilon^R_{flexion}$ en modifiant l'état de contrainte à la surface des filaments. Il est en effet soumis à une compression axiale lors du refroidissement du fait de sa différence de coefficient de dilatation avec le SiC.

Quelques difficultés liées à la compatibilité des filaments SM1140+ avec un alliage métallique liquide sont donc à craindre lors de la mise au point du procédé EGV :

- la réaction à l'interface W/SiC peut fragiliser le filament, si le temps de séjour du filament dans l'alliage fondu est trop long,

- le gradient de composition et de structure du SiC peut, lors du choc thermique et du fait de la différence des coefficients de dilatation, engendrer des concentrations de contraintes au sein de la fibre,
- la présence de silicium libre, en quantité significative, dans la couche externe de SiC peut fragiliser la fibre à haute température (température de fusion $\sim 1400^{\circ}\text{C}$).

A l'inverse, et grâce à leur âme en carbone inerte, les filaments Textron sont plus résistants à l'ambiante et thermiquement plus stables (jusqu'à environ 1400°C). De plus, la microstructure particulièrement fine du SiC et du carbone se traduit par une σ^R traction à l'ambiante, ainsi qu'une résistance au fluage, élevée. Enfin, l'homogénéité du SiC, avec une faible quantité de Si libre dans sa partie externe, limite les concentrations de contraintes d'origine thermique.

L'ensemble de ces remarques conduit à attribuer au silicium libre la responsabilité d'une possible dégradation des filaments au cours de leur passage dans le bain de titane liquide. En raison du taux élevé de silicium libre dans les filaments SM1140+, il ne serait pas surprenant que ces filaments soient beaucoup plus affectés par l'EGV que les filaments SCS-6. L'enduction par voie liquide présente un caractère quasi instantané, mais comme les flux thermiques sont très élevés, ceci n'empêchera peut-être pas la migration du silicium libre, vers la surface du filament.

Bibliographie :

[1] – Rapports internes du LCTS

[1.a] – G.Chollon

Contribution au programme sur les filaments SiC/CVD enduits d'alliage de titane
(1998)

[1.b] – G.Chollon

Filaments SiC/CVD enduits d'alliage de titane, fibres de SiC nouvelles générations
(1999)

[1.c] – G.Chollon

Caractérisation de filaments de SiC/CVD
(2000)

[2] – Laboratoire Multimatériaux et Interfaces, Composite à Matrice Céramique-CVD

Schéma de principe du traitement par CVD en continu

www.univ-lyon1.fr/lmi/equipe4/equipe4.html

[3] – Y. Lepetitcorps, S. Auvray

Amélioration du filament de carbure de silicium SM1140+

Journée Matériaux DGA – (1997)

[4] – Y. Lepetitcorps, I. Thompson and R.A. Shatwell

Proceedings of the 1st International Conference on Composites Engineering

New Orleans – (1994)

[5] – R.T. Bhatt, D.R. Hull

Microstructural and strength stability of CVD silicon carbide fibers in argon environment

Ceram. Eng. Sci. Proc. – 12 (1991) 1832-1844

Chap V L'installation prototype EGV

Confidentiel

Chap VI Les résultats de l'exploitation du prototype EGV

6.1 Les fibres enduites par EGV

L'enduction par voie liquide s'inscrit dans le cadre d'un projet européen. L'utilisation, à terme, de fibres européennes et plus particulièrement celles développées au DERA, paraît être un point essentiel pour assurer la pérennité du procédé EGV. A l'heure actuelle, les fibres américaines fortes de leur expérience, sont de loin les plus présentes sur le marché, leur utilisation, à un niveau de recherche, peut alors encore se justifier. Cependant, il semble déraisonnable de devoir développer un procédé dont l'un des composants essentiels serait fourni par l'un de ses principaux concurrents.

Des analyses, entreprises par le laboratoire ICMCB [1] ("Institut de chimie de la matière condensée de Bordeaux") et Snecma Moteurs [2], portant sur des sections transverses polies de filaments SM1140+ et SCS-6 enduits par EGV, ont permis d'évaluer la répartition des différentes phases (SiC, Si et C libres) le long de l'épaisseur du dépôt de SiC-CVD.

6.1.1 Analyses physico-chimiques de filaments SM1140+

L'analyse des zones interfaciales SiC/PyC, montre des évolutions chimiques et structurales très importantes par rapport au filament brut. On révèle en effet la présence, en assez grande quantité, de silicium libre.

L'observation des faciès de rupture de filaments enduits confirme les analyses précédentes. Des nodules de silicium se forment au contact du SiC-CVD, comblant l'espace formé par la décohésion de l'interface SiC/PyC (Fig. VI.1). Ils résultent

probablement de la migration du silicium à l'état liquide vers l'interface, provenant du SiC-CVD. La température de fusion du silicium est apparemment largement dépassée comme semble l'indiquer sa migration vers l'interface, même si le temps de séjour reste très court

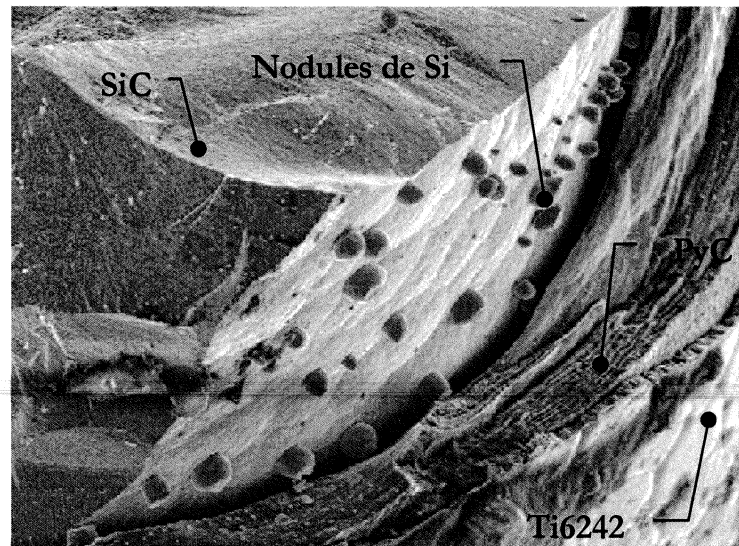


Fig. VI.1 – Filament SM1140+ enduit de titane par EGV [1.a]

S'il est vrai que les filaments SM1140+ contiennent une quantité de silicium libre élevée en périphérie (~10% at.), cet excès de silicium ne présente aucun inconvénient tant que la température d'utilisation des filaments est limitée, comme par exemple pour l'opération de densification des CMTi à ~950°C.

Il en va tout autrement pour une application à très haute température, comme dans le cas de l'EGV. En effet, pour ces niveaux de température, la fusion du silicium (~1400°C) induit un comportement thermomécanique et physicochimique qui peut paraître assez pénalisant. Car, outre une grande sensibilité au fluage dès 1000°C et une chute importante du module d'Young, on a observé que les filaments subissent un important retrait longitudinal aux alentours de 1400°C ($\Delta\varepsilon = -0,68\%$). De plus, ce retrait est irréversible dans les conditions expérimentales précédentes (10 minutes à 1600°C), car il est lié à une décomposition du filament par fusion et migration du silicium.

Les caractéristiques de l'EGV sont telles que le temps de séjour du filament dans la charge de métal liquide ($\sim 1700^{\circ}\text{C}$) est seulement de l'ordre du centième de seconde. Cette température est transmise très rapidement à toute la fibre (temps inférieur à 10^{-3}s), mais même après sa sortie du bain, la gaine de titane conserve une température supérieure à 1400°C pendant une durée proche de la seconde.

Ainsi, compte tenu de la brièveté du maintien à température élevée du filament, il est prévisible que la décomposition du silicium soit largement réduite par rapport aux conditions d'analyses présentées au paragraphe 4.2.2 et que le phénomène de contraction observé à 1400°C devienne alors réversible.

Le phénomène le plus préoccupant reste cependant la fusion du silicium, car cela se traduit, selon toute vraisemblance, par une chute considérable des propriétés mécaniques de la fibre (contrainte à rupture, module d'Young) au delà de 1400°C .

Les temps de séjour et de refroidissement du filament enduit sont apparemment suffisants pour que l'on soit en présence d'une formation conséquente de TiC à l'interface PyC/Ti6242, ainsi qu'au sein même de l'alliage, entraînant vraisemblablement une fragilisation de la gaine de matrice Ti6242 (Fig. VI.2).

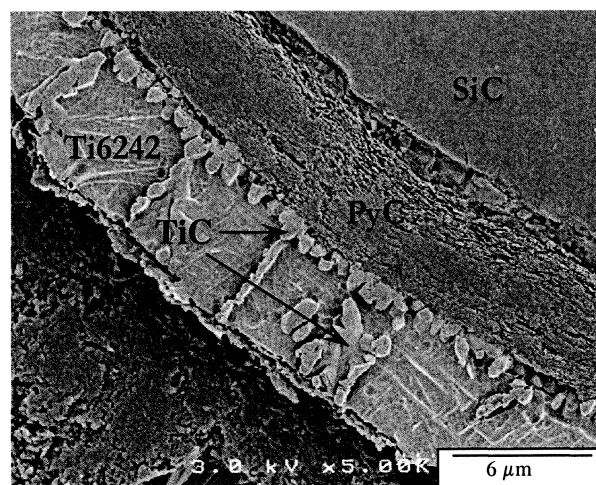


Fig. VI.2 – Formation de TiC à l'interface PyC/Ti6242 de la fibre SM1140+ [1.a]

Les différents essais d'EGV entrepris avec le filament SM1140+ se sont donc avérés négatifs, devant la difficulté à obtenir des filaments enduits de grande longueur. La tension transmise à la fibre pendant son défilement, bien que modérée ($T \sim 10\text{N} \Rightarrow \sigma \sim 1\text{GPa}$), semble bien supérieure à ce que semble pouvoir accepter la fibre dégradée à haute température.

Dès lors, il semble donc que l'on doive s'orienter vers des filaments dépourvus de silicium libre, quasi stoechiométriques ou même excédentaires en carbone libre, comme les filaments Textron (SCS-6, SCS-Ultra...). Cette incompatibilité entre l'EGV et les filaments du DERA peut être un frein non négligeable, car l'utilisation de manière exclusive des fibres Textron, bien que nécessaire pour valider l'EGV dans un premier temps, n'est pas viable in fine.

6.1.2 Analyses physicochimiques et mécaniques de filaments SCS-6

Contrairement à la tentative d'enduction de fibres SM1140+ par EGV, l'enduction des fibres SCS-6 par la voie liquide est rendue possible, probablement grâce à la présence, en bien moindre quantité, du silicium libre au sein de cette fibre. Les différents filaments obtenus par EGV sont analysés et comparés au filament produit par 3M, un microcomposite constitué d'une fibre de SCS-6 recouverte d'une couche concentrique de $50\mu\text{m}$ de Ti64, déposée par EBPVD, pour une fraction volumique de fibres de 35%.

Les principales caractéristiques mécaniques issues des essais en traction de ce microcomposite sont les suivantes :

- Module Elastique : $E_{C_{3M}} = 190\text{GPa}$
- Résistance à la rupture : $\sigma_{C_{3M}}^R = 1930\text{MPa}$
- Allongement à la rupture : $\varepsilon_{C_{3M}}^R = 1,38\%$
- Limite élastique : $\sigma_{C_{3M}}^E = 670\text{MPa}$

Il paraît alors intéressant de chercher à déterminer les caractéristiques mécaniques du filament nu, après avoir effectué une dissolution de la matrice par immersion des microcomposites dans un liquide réactif. Là encore, différentes caractéristiques issues d'essais en traction réalisés sur cette fibre SCS-6 sont proposées :

- Module Elastique : $E_{f_{3M}} = 346\text{GPa}$
- Résistance à la rupture : $\sigma_{f_{3M}}^R = 4560\text{MPa}$

Il est à noter que les résultats expérimentaux sont supérieurs aux valeurs classiquement connues pour la contrainte à la rupture de la fibre SCS-6, qui est généralement de l'ordre de 4000 MPa.

Afin de mieux pouvoir comparer les valeurs expérimentales aux valeurs théoriques, on procède à la détermination d'une contrainte à rupture, obtenue par la loi des mélanges, à partir de la valeur de contrainte à rupture d'un filament dénudé et du module d'Young théorique de la matrice d'alliage de titane qui serait enduit de manière théorique avec un Vf de 35%. Les valeurs de contrainte à rupture du composite, obtenues à partir des contraintes à rupture expérimentale et issue de la bibliographie, du filament SCS-6, sont plus élevées que la valeur expérimentale du microcomposite 3M (1930 MPa) (Tab. VI.3).

	Fil SCS-6 (dénudé 3M) Dépôt de Ti64 théorique Vf~35%	Fil SCS-6 théorique Dépôt de Ti64 théorique Vf~35%
$\sigma_{calcul}^{R_n} (MPa)$	~2200	~2000

Tab. VI.3 – Comparaison entre propriétés théoriques et expérimentales d'un fil 3M

[1.a]

Cet écart semble indiquer que les propriétés de la matrice s'écartent sensiblement de celles attendues. Cependant, le filament 3M présente bien un comportement en accord avec celui d'un microcomposite SiC/Ti64.

6.1.2.1 Filaments élaborés à basse vitesse ($U \sim 1,5 \text{ m/s}$)

La gaine de Ti6242 est uniformément répartie sur l'ensemble de la surface du filament, sur une épaisseur d'environ $5 \mu\text{m}$ ($V_f \sim 90\%$). On peut noter la formation d'une couche de $0,5 \mu\text{m}$ de TiC à l'interface PyC/Ti6242. On relève aussi la présence de carbure de titane aux joints de grains, et jusque dans les grains de la matrice de titane (Fig. VI.4).

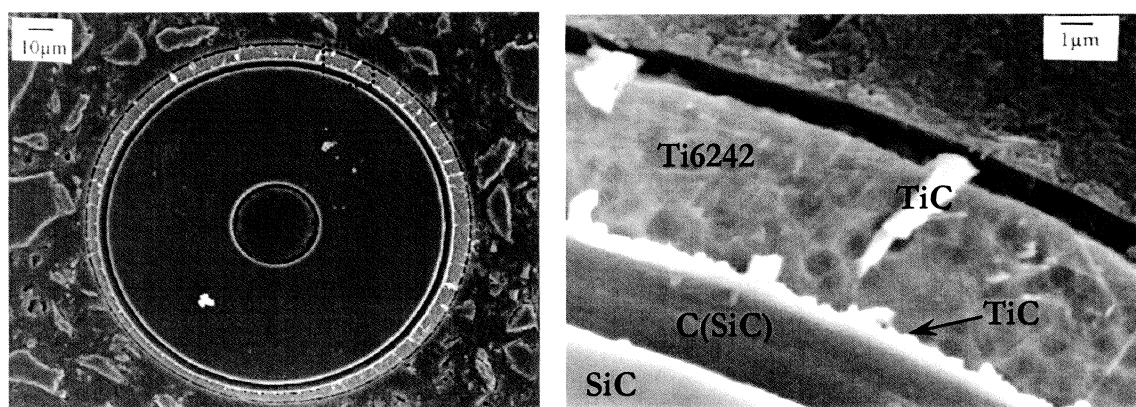


Fig. VI.4 – Formation de TiC à l'interface PyC/Ti6242 de la fibre SCS-6 et dans les grains de Ti6242 [1.a]

- Analyses mécaniques

- *Filament enduit*

Les principales caractéristiques issues des essais de traction de ce microcomposite sont :

- Module Elastique : $E_{C_{EGV}} = 380 \text{ GPa}$

- Résistance à la rupture : $\sigma_{C_{EGV}}^R = 3380 \text{ MPa}$
- Limite élastique : $\sigma_{C_{EGV}}^E = 1620 \text{ MPa}$

○ *Filament dénudé*

Après dissolution de la matrice, le filament présente les caractéristiques suivantes :

- Module Elastique : $E_{f_{EGV}} = 387 \text{ GPa}$
- Résistance à la rupture : $\sigma_{f_{EGV}}^R = 3520 \text{ MPa}$

On note une chute de la résistance des filaments de près de 25% si l'on prend comme référence le filament 3M dénudé ($\sigma_{f_{3M}}^R = 4560 \text{ MPa}$). Si on considère comme état de référence un filament présentant une résistance à la rupture de ~4000 MPa, valeur plus généralement attendue pour ce type de fibre, la chute après enduction et élimination du dépôt n'est plus que de 12%.

Par le calcul, on peut alors déterminer la contrainte à la rupture de la fibre de manière théorique (Tab. VI.5).

	Fil SCS-6 (dénudé EGV) Dépôt de Ti6242 théorique Vf~90%	Fil SCS-6 théorique Dépôt de Ti6242 théorique Vf~90%
$\sigma_{calcul}^{R_n} \text{ (MPa)}$	~3300	~3680

Tab. VI.5 – Comparaison entre propriétés théoriques et expérimentales d'un fil EGV élaboré à basse vitesse [1.a]

Les valeurs calculées d'après les données expérimentales sont moins élevées que celles issues de la littérature. Néanmoins, la résistance à la rupture expérimentale du

microcomposite ($\sigma_{EGV}^R = 3380\text{MPa}$) est très voisine de celle calculée d'après les données du filament dénudé ($\sigma_{calcul}^{R_h} \simeq 3300\text{MPa}$).

6.1.2.2 Filaments élaborés à vitesse élevée ($U \sim 3\text{m/s}$)

On observe que la gaine de Ti6242 est décentrée par rapport au filament, elle correspond à une épaisseur moyenne d'environ $80\mu\text{m}$ ($V_f \sim 20\%$). La surface du dépôt semble lisse, même si quelques fois, on peut observer en surface une légère ondulation de l'épaisseur de la gaine.

On peut noter, là encore, la formation d'une couche de $0,5\mu\text{m}$ de TiC à l'interface PyC/Ti6242. Des précipités de TiC sont aussi présents aux joints de grains de la matrice, principalement du côté où l'épaisseur de titane est la plus importante (Fig. VI.6).

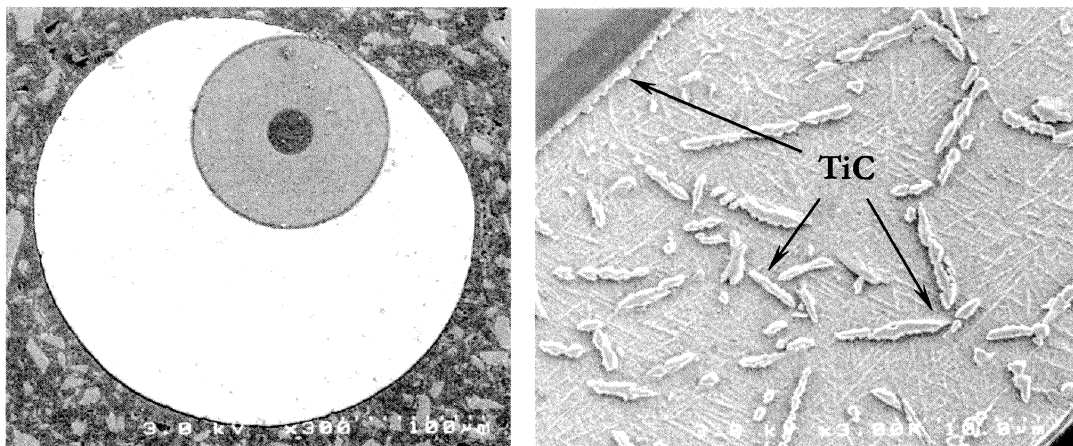


Fig. VI.6 – Formation de TiC à l'interface PyC/Ti6242 de la fibre SCS-6 et dans les grains de Ti6242 [1.a]

Une analyse portant sur la surface du filament enduit, n'a pas révélé d'éléments de contamination en quantité importante. Seule une petite quantité d'oxyde (TiO_2) est présente sur quelques nanomètres d'épaisseur.

Il a été ensuite fait subir au filament enduit un recuit à 900°C pendant une heure, sous vide primaire, pour simuler le traitement thermique que subiront les fibres lors de la phase de densification. On peut dès alors noter que l'épaisseur de TiC relevée n'est pas plus importante après le recuit du microcomposite.

- Analyses mécaniques

- *Filament enduit*

Les filaments testés donnent une résistance à la rupture moyenne :

$$\sigma_{C_{EGV}}^R = 1200 \text{ MPa}.$$

- *Filament dénudé*

Après dissolution de la matrice, les filaments présentent une résistance à la rupture :

$$\sigma_{f_{EGV}}^R = 4500 \text{ MPa}$$

soit une chute de la résistance des filaments, si l'on prend comme référence les filaments 3M dénudés ($\sigma_{f_{3M}}^R = 4560 \text{ MPa}$), de près de 2 à 3 %.

Par la loi de mélange, on détermine ensuite la contrainte à la rupture de manière théorique (Tab. VI.7).

	Fil SCS-6 (dénudé EGV) Dépôt de Ti6242 théorique Vf~20%	Fil SCS-6 théorique Dépôt de Ti6242 théorique Vf~20%
$\sigma_{calcul}^{R_{th}}$ (MPa)	1415	1320

Tab. VI.7 – Comparaison entre propriétés expérimentales et théoriques d'un fil EGV élaboré à haute vitesse [1.a]

Si dans ce cas, les valeurs calculées avec les données expérimentales sont un peu supérieures à celles issues de la littérature, la résistance à la rupture du microcomposite est assez proche de celle calculée d'après les données expérimentales de la fibre dénudée.

○ *Filament traité thermiquement*

Après avoir fait observer au microcomposite un recuit à 900°C durant 1h, on relève une résistance à la rupture :

$$\sigma_{C_{EGV}}^R = 1200 \text{ MPa}$$

et pour les filaments dénudés :

$$\sigma_{f_{EGV}}^R = 4200 \text{ MPa}$$

Le traitement thermique à 900°C ne semble donc pas affecter le comportement mécanique du microcomposite qui présente des valeurs de résistance à la rupture similaires aux précédentes. Il n'en est pas tout à fait de même après l'élimination du dépôt, puisque les résultats montrent une chute sensible de la résistance à la rupture du filament brut. L'état de surface observé des filaments est plus rugueux et présente des aspérités pouvant expliquer ces résultats.

6.1.3 Conclusions

Les diverses analyses et essais effectués sur les filaments revêtus conduisent aux conclusions suivantes :

- Les filaments élaborés à basse vitesse, et présentant une fraction volumique de fibres élevée, se comportent conformément aux prédictions. Les incertitudes relatives aux propriétés de la matrice affectent peu la loi des mélanges, puisque le rôle du filament SCS-6 est prépondérant.

Cependant, au cours de l'opération d'enduction, le filament dénudé a perdu près de 25% de sa résistance à la rupture si on se réfère aux propriétés des fibres enduites par 3M. Ceci n'est pas surprenant, car l'opération d'enduction par voie liquide est menée dans des conditions thermiques sévères pour la fibre.

L'analyse physico-chimique du filament revêtu montre que seule une fine partie du revêtement de carbone du filament SCS-6 a été consommé. Cette consommation donne lieu à la formation d'une couche de $0,5\mu\text{m}$ de TiC à l'interface de PyC/Ti6242. Cette zone réactionnelle est d'épaisseur tout à fait admissible sur le plan de la mécanique de la rupture. Cependant, il apparaît aussi du TiC aux joints de grains de la matrice, ce qui est plus préoccupant, car il pourrait avoir pour effet de fragiliser la matrice.

- Les filaments élaborés à vitesse élevée, présentent une fraction volumique de fibres relativement basse. Il n'est donc pas surprenant que les incertitudes affectant les caractéristiques de la matrice conduisent à des écarts importants entre les résistances à la rupture calculées et mesurées. Cependant, l'opération d'EGV ne semble pas avoir affecté la fibre SCS-6 dont la résistance à la rupture reste à un niveau acceptable. Augmenter de manière significative la vitesse de défilement semble donc être une façon efficace de préserver les performances du filament SCS-6, car même la grande quantité de métal à solidifier n'est pas suffisante pour affecter les performances du filament. D'un point de vue physico-chimique, ce filament présente des points communs avec les filaments élaborés à basse vitesse, comme l'épaisseur de zone réactionnelle et la présence de carbure aux joints de grains.

- On met donc en lumière, tout l'intérêt d'augmenter la vitesse de défilement conjointement à une réduction de l'épaisseur du dépôt. On atteindrait ainsi de faibles durées de maintien à haute température, ce qui permettrait d'éviter une dégradation excessive du filament. De plus, avec un refroidissement accentué de la fibre, la diffusion du carbone vers la matrice liquide serait ralentie par la progression rapide du front de solidification de la gaine de titane.
- Ces résultats montrent que, suivant les conditions opératoires de l'EGV, les filaments SCS-6 peuvent être altérés ou non en fonction de la vitesse de défilement et de la fraction volumique de matière. Par contre, le filament SM1140+ n'est pas compatible avec l'EGV, principalement en raison de l'excès de silicium libre présent en grande quantité au sein du filament.

Pour l'EGV, le filament idéal doit être de composition proche de la stoechiométrie et posséder un léger excès de carbone. Enfin, il doit posséder une microstructure fine pour présenter une résistance à la rupture élevée, tant à l'ambiante qu'à température élevée.

6.2 Identification des phénomènes verrous

Conjointement avec Snecma Moteurs, nous avons défini un point de fonctionnement pour réaliser les premières éprouvettes de CMTi avec un fil issu de l'EGV. Il est caractérisé par un défilement de la fibre à environ 3m/s, pour obtenir, dans le meilleur des cas et après des réglages fins sur le paramètre de longueur de source, une fraction volumique de fibres d'environ 24% ($e=75\mu\text{m}$). Les fibres sont enduites ainsi de manière suffisamment reproductible, pour que quelques remarques soient émises.

6.2.1 Le décentrage du dépôt

Les différentes sections de fibres enduites montrent, de manière récurrente, un dépôt décentré par rapport à la fibre (Fig. VI.8). Dans les cas les plus extrêmes, on observe même une facette rectiligne sur la gaine de titane ou bien encore comme dans d'autres cas une fibre affleurant la surface extérieure de la gaine. Ces mêmes échantillons attaqués (Fig. VI.9), révèlent une microstructure modifiée autour de la fibre, avec une structure lamellaire plus fine, qui est en fait une zone de réaction composée principalement de TiC. On remarquera que cette zone de réaction est également déformée au niveau de la partie aplatie de la matrice.

Le problème avec ces microcomposites décentrés, c'est qu'ils ne permettent pas de respecter l'équidistance des fibres SCS-6 au sein du composite. Cette mauvaise répartition a alors pour effet de diminuer sensiblement les propriétés mécaniques du CMTi issu de l'EGV.

Ce décentrage peut être interprété de la manière suivante. Tout d'abord, on peut chercher à relier le décentrage du dépôt à l'enduction périphérique elle-même. En effet, on peut légitimement penser que le dépôt est initialement décentré, mais que l'accentuation du décentrage, fibre affleurante où écrasement de la gaine, serait due à un contact mécanique du côté du faible emport (Fig. VI.10), sur une fibre dont la gaine métallique ne serait pas encore totalement solidifiée.

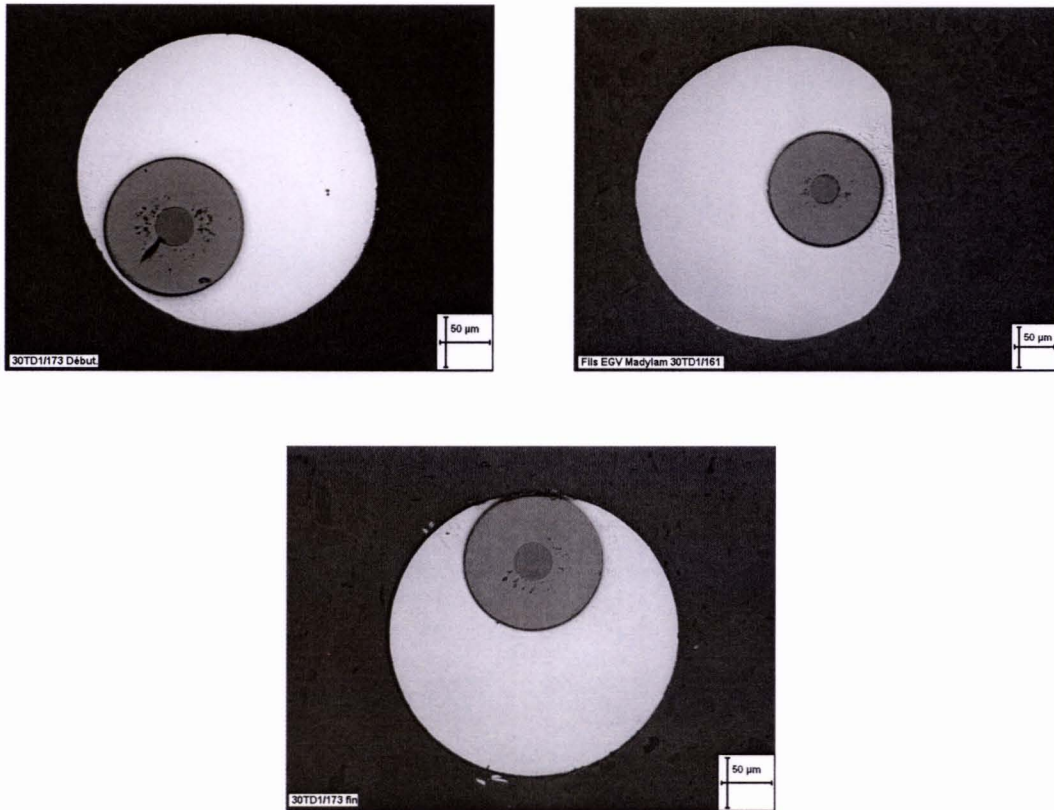


Fig. VI.8 – Sections de fibres EGV décentrées - $U \sim 3\text{m/s}$ [2.a]

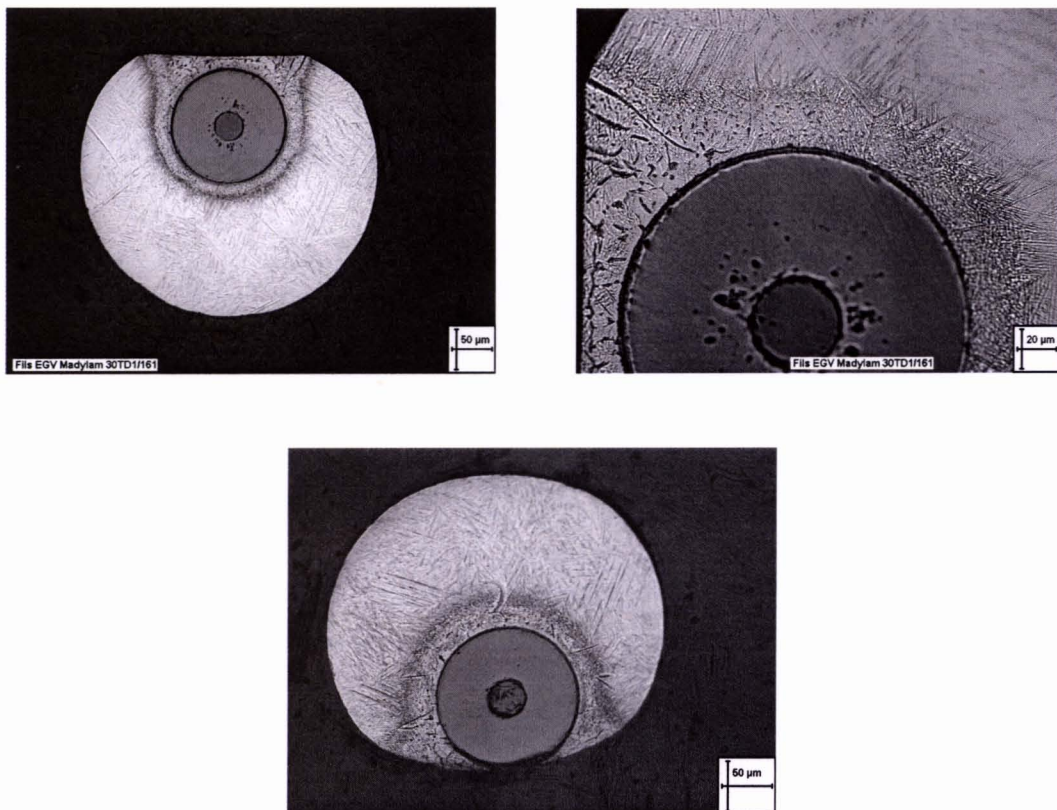


Fig. VI.9 – Sections de fibres EGV décentrées attaquées - $U \sim 3\text{m/s}$ [2.a]

6.2.1.1 Enduction périphérique opposée

Si on définit l'enduction périphérique, comme une enduction décentrée au regard de la surface libre du bain, la configuration actuelle semble alors favoriser ce décentrage. La fibre subissant alors son premier contact mécanique (un galet de renvoi) sur la zone de plus faible emport (Fig. VI.10).

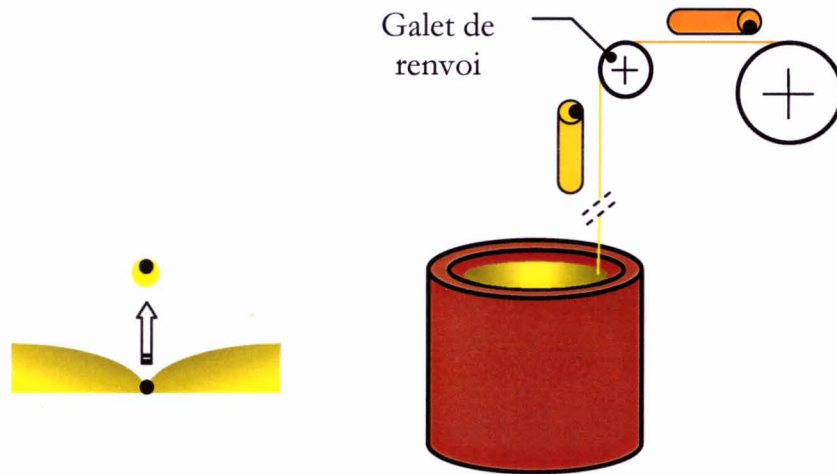


Fig. VI.10 – Configuration actuelle de l'enduction périphérique

Pour vérifier si l'enduction périphérique est initialement décentrée, nous proposons de réaliser une expérience d'enduction périphérique "opposée", pour confirmer le scénario précédemment avancé. Ainsi, on peut s'attendre à obtenir le résultat suivant (Fig. VI.11).

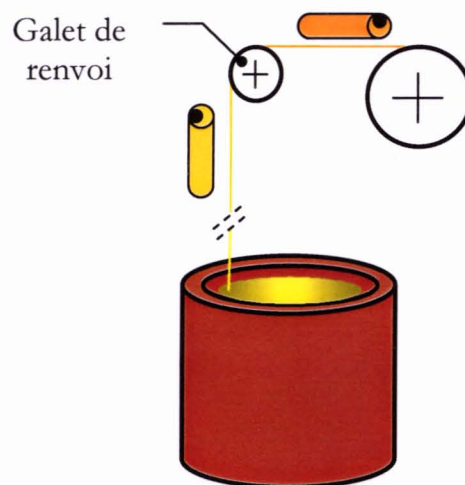


Fig. VI.11 – Configuration de l'enduction périphérique "opposée"

Cependant, on retrouve le même type de fibre que pour la configuration initiale (Fig. VI.12). Et même si les échantillons étudiés révèlent une assez bonne circularité de la gaine, on retrouve encore une déformation de la zone de réaction, située localement près de la fibre. Si ceci ne suffit pas à confirmer la présence d'un dépôt décentré initialement, cela met en lumière un autre problème, le refroidissement de la fibre.

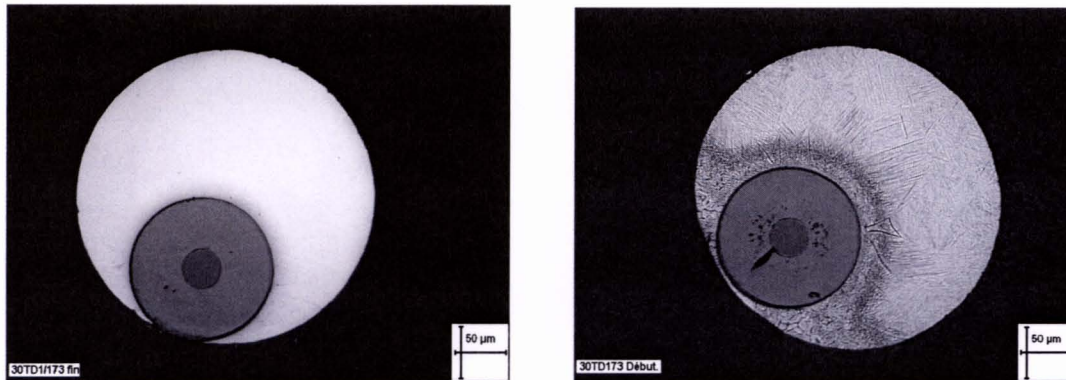


Fig. VI.12 – Fibres enduites par enduction périphérique "opposée" [2.b]

En effet, la fibre enduite n'a vraisemblablement pas le temps de refroidir suffisamment avant le premier contact mécanique, le titane au coeur n'étant pas encore solidifié, le décentrage peut alors être interprété comme un déplacement de la fibre à l'intérieur de la gaine (Fig. VI.13).

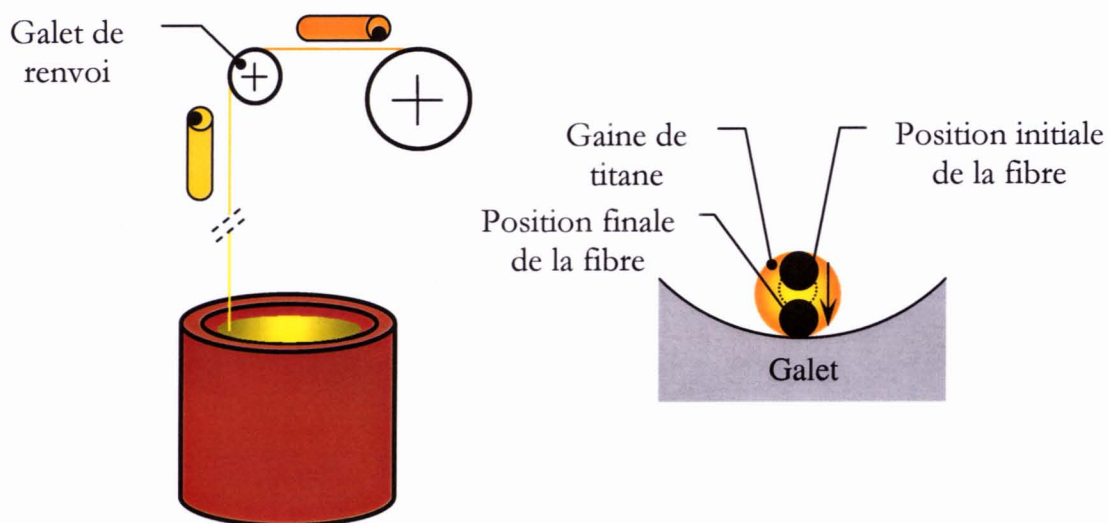


Fig. VI.13 – Déplacement de la fibre à l'intérieur de la gaine

6.2.1.2 Analyse thermique de la fibre

Une mesure par pyrométrie est effectuée sur la fibre, refroidie par un environnement inerte d'argon au sein de l'enceinte. On relève alors des températures de l'ordre de 1500°C, juste avant le premier contact mécanique, tout en sachant que le temps laissé au refroidissement, est lui évalué comme juste inférieur à la seconde.

Le défilement d'une fibre identique dans un environnement d'hélium présente des résultats intéressants, car sans savoir quantifier le gain précis sur le refroidissement, on relève plus régulièrement une gaine circulaire ainsi qu'une zone de réaction moins développée (Fig. VI.14). Cette première analyse, nous permet d'établir que la gaine est probablement solidifiée en surface, ce qui explique le fait qu'elle soit moins déformée dans le cas de l'hélium. Par contre, la gaine ne doit pas être encore complètement solidifiée au cœur, ce qui explique alors le fait que l'on retrouve des fibres décentrées.

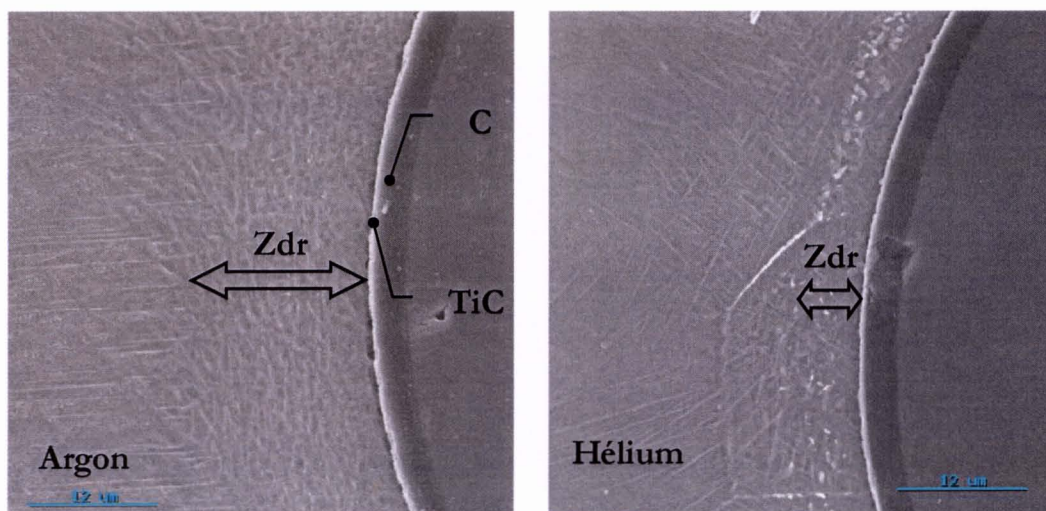


Fig. VI.14 – Zone de réaction en fonction du gaz de refroidissement [1.b]

Une étude numérique du refroidissement de la fibre est entreprise au laboratoire, néanmoins elle est confrontée à la difficulté d'obtenir des propriétés physiques pertinentes, comme sur l'alliage de Ti6242 entre autres.

Ainsi, on peut penser de manière réaliste que l'apport d'un flux forcé avec un gaz "thermiquement" favorable, comme l'hélium, peut permettre d'atteindre l'objectif visé,

à savoir faire passer la température de la fibre sous les 1000°C avant le premier contact mécanique.

6.2.2 Les ruptures de gaine

Après le bobinage du microcomposite, on relève de manière irrégulière la présence de ruptures de gaines, qui apparaissent lors de la solidification de la gaine de titane (Fig. VI.15). Ces défauts ont alors pour effets de fragiliser la fibre enduite, car elle se trouve alors dénudée à cet endroit, et l'opération de densification appliquée à ce type de fibre peut alors comporter quelques risques.

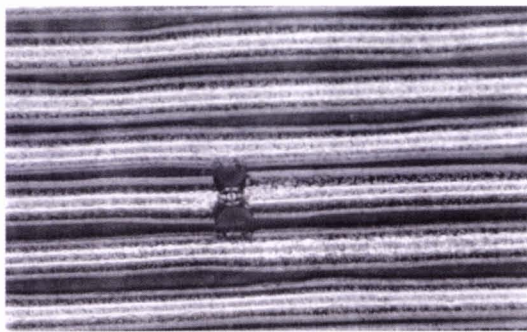


Fig. VI.15 – Rupture de gaine d'un filament enduit par EGV - $U \sim 3\text{m/s}$ [2.c]

La naissance de ces ruptures de gaines semblent pouvoir s'expliquer par la grande différence existant entre les coefficients de dilatation longitudinaux de la fibre ($\alpha \simeq 5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) et de la gaine de titane ($\alpha \simeq 10^{-5} \text{ K}^{-1}$). Après l'enduction, la fibre SCS-6 se trouve alors dans un état de compression longitudinale, état induit par le retrait que tend à observer le titane (Fig. VI.16).

En effet, en se solidifiant, la gaine de titane subit un retrait proportionnel à sa température, qui s'exprime en première approximation linéaire par :

$$\varepsilon \simeq \alpha \Delta T$$

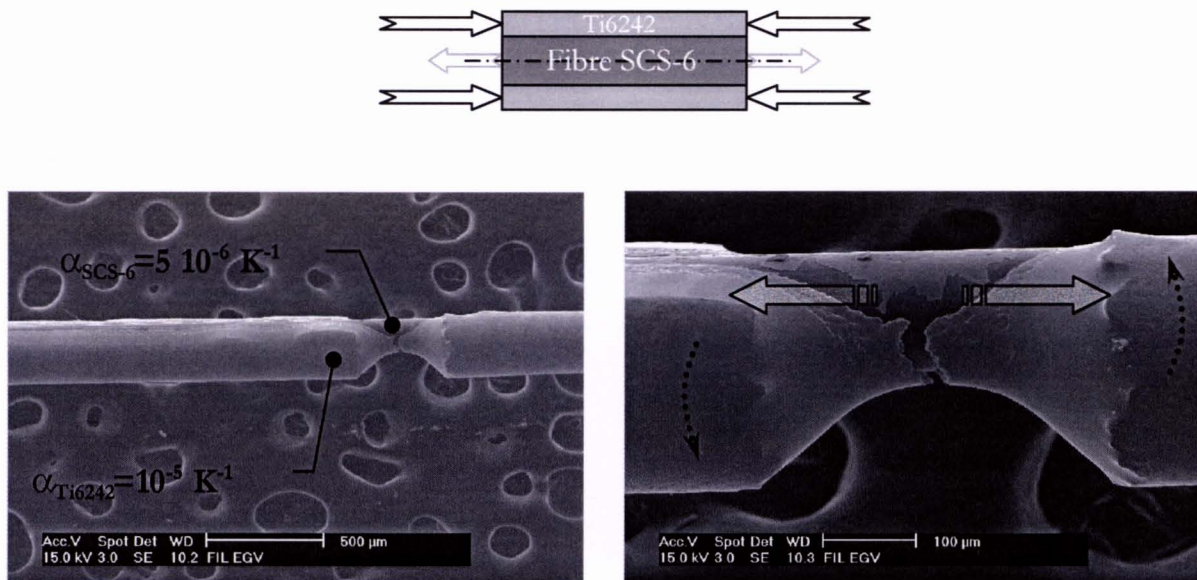


Fig. VI.16 – Retrait de la gaine de titane et apparition de la rupture [2.d]

Mais ce retrait que va subir la fibre, se trouve alors contraint après le bobinage par la bobine de réception incompressible. On observe alors, du fait de la fibre SCS-6 en état de compression, la formation de ruptures de gaines. On peut aussi remarquer que localement, la rupture de gaine s'accompagne généralement d'une rotation entre les deux parties de matrice. Une interprétation de cette rotation est proposée, dans un paragraphe suivant, comme étant liée au cheminement de la fibre à travers les différents galets de renvois.

6.2.2.1 Analyse thermique de la fibre

Là encore, le fait de passer d'un environnement "argon" à un environnement "hélium", semble donner des effets très positifs. La fibre est bobinée alors que la gaine d'alliage possède une température plus basse, ainsi le retrait observé est inférieur. On note alors que les ruptures de gaines sont moins fréquentes et que leur taille est sensiblement réduite (de l'ordre du millimètre dans le cas de l'argon, de l'ordre de la centaine de microns dans le cas de l'hélium).

6.2.2.2 Application d'une couche compliant

Une manière de s'affranchir du retrait de la fibre est de permettre à la fibre encore chaude de pouvoir subir son retrait. Ainsi, il est apposé sur la bobine réceptrice une couche compliant en laine de roche (Fig. VI.17). Cette couche d'écrasement joue donc son rôle et limite considérablement la formation de ruptures de gaines.

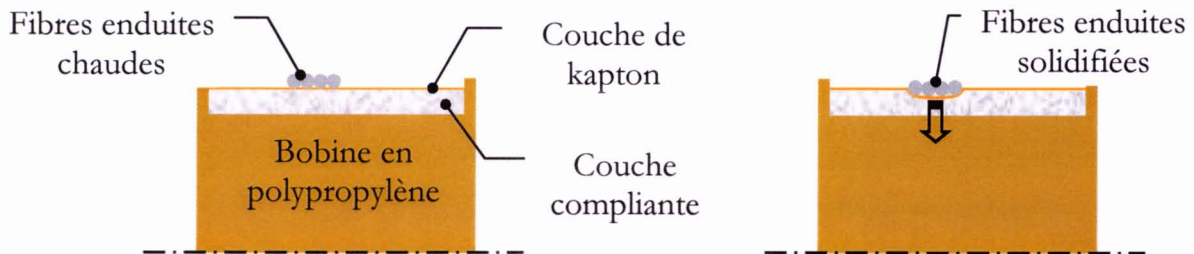


Fig. VI.17 – Effet de la couche compliant

6.2.2.3 Rotation de la gaine

La rotation de la gaine observée au niveau des ruptures peut être interprétée comme un effet du bobinage de la fibre. On observe, lors de la configuration initiale et dans l'hypothèse d'un enroulement sans glissement, que la fibre subit une rotation de $\pi/2$ entre sa sortie du tube de refroidissement et son bobinage sur la bobine réceptrice (Fig. VI.18).

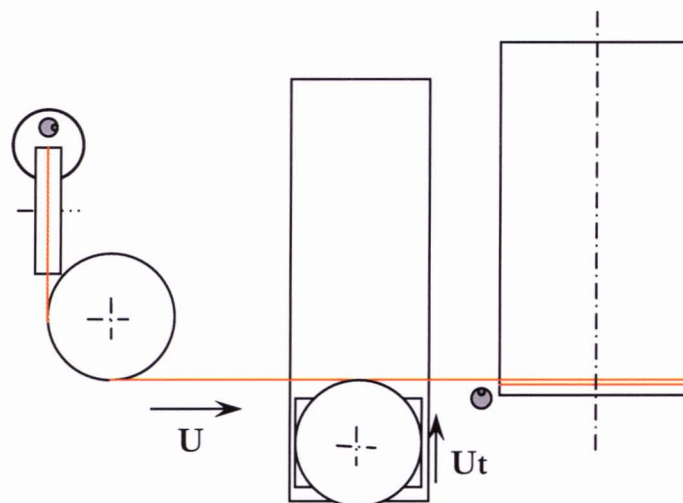


Fig. VI.18 – Enroulement de la fibre – Configuration initiale

Une nouvelle configuration est proposée pour permettre l'enroulement de la fibre sans pour autant induire de rotation à la fibre (Fig. VI.19).

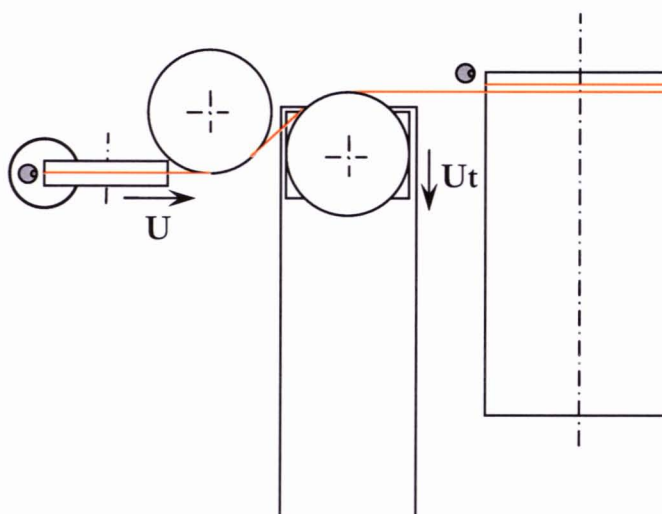


Fig. VI.19 – Enroulement de la fibre – Configuration actuelle

Cette nouvelle configuration, s'ajoutant aux deux effets décrits préalablement, contribue à améliorer sensiblement la qualité de la fibre enduite.

6.2.3 Le déchaussement de la fibre

On remarque régulièrement que la fibre possède une courbure forte, inverse de celle qu'aurait pu lui transmettre la bobine de réception, ce qui laisse pressentir la position de la fibre au sein de la gaine de titane (Fig. VI.20). Ce constat, renforce l'idée qu'un retrait est observé par la gaine lors de son refroidissement.

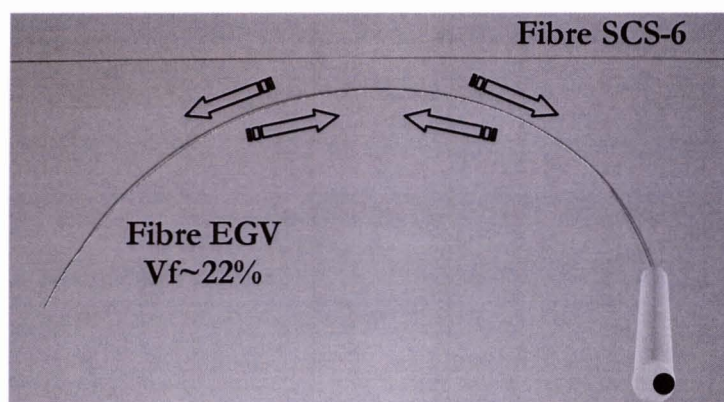


Fig. VI.20 – Courbure de la fibre enduite par EGV – $U \sim 3\text{m/s}$

Cependant, dans le cas des dépôts non englobants, présentés au chapitre 3 (§ 3.4.2.), cette différence entre les différents coefficients de dilatation se traduit par un déchaussement de la fibre hors de la gaine de titane, avec des décohésions plusieurs millimètres (Fig. VI.21). Ce phénomène, qui apparaît plutôt en fin d'enduction, est irréversible et rend tout un fil enduit inutilisable pour une mise en forme en vue de la compaction.

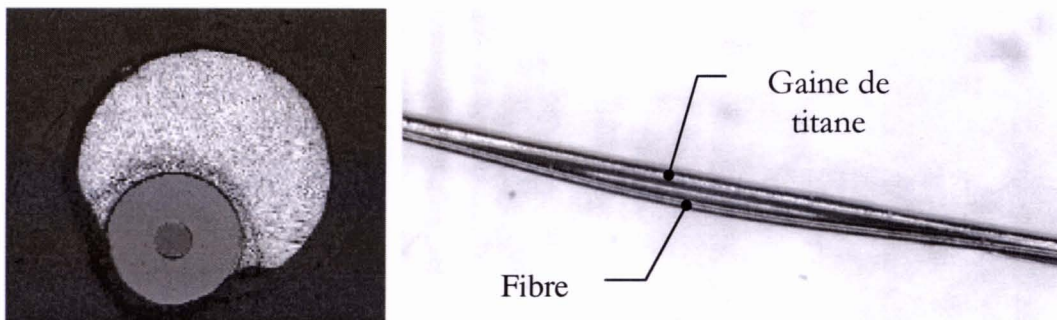


Fig. VI.21 – Dépôt non englobant - Déchaussement de la fibre [2.c]

6.2.4 Conclusions

Après avoir mis en lumière les différents phénomènes intervenant lors d'une enduction périphérique à haute vitesse, on voit que le point central reste la réduction de la température de la fibre avant son premier contact mécanique, par un environnement plus favorable (nature et flux du gaz) afin d'atténuer l'écrasement et la déformation de la gaine. Car en effet, deux critères importants entrent en jeu dans l'élaboration d'un composite de qualité :

- la circularité de la gaine, pour optimiser la qualité de la préforme,
- le centrage de la fibre dans sa gaine, pour optimiser la répartition des fibres au sein du composite.

Mais l'objectif de refroidir considérablement la gaine de titane à d'autres impacts, car en effet, une fibre bobinée avec une gaine à température réduite (800 à 900°C) subira un retrait plus faible et les ruptures de gaines seront ainsi considérablement réduites. Tout ceci doit se rejoindre pour permettre l'obtention d'une fibre de qualité optimale, circulaire, centrée et sans ruptures de gaines apparentes.

6.3 Les CMTi élaborés par EGV

Bien que cette partie n'ait pas été réalisée au laboratoire, la présentation des premiers résultats montre l'aboutissement de nos travaux et renforce encore tout l'intérêt du procédé EGV.

Dans un premier temps, la validation du composite passe par l'élaboration d'éprouvettes cylindriques. Ensuite seulement, on s'orientera vers des formes de composites plus évoluées, comme des anneaux, d'abord à échelle réduite, puis enfin à pleine échelle.

6.3.1 L'élaboration des éprouvettes

La mise en forme de ces éprouvettes (Fig. VI.22), consiste à positionner dans un cylindre en titane (Ti64) une centaine de fibres (suivant le Vf) de 88mm de long. Ensuite, quand l'éprouvette est remplie de fibres, les deux extrémités sont soudées après une étape de dégazage.

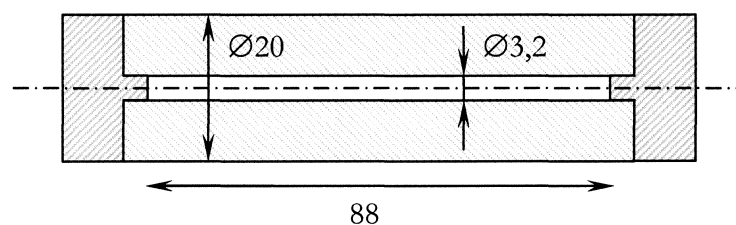


Fig. VI.22 – Schéma d'une l'éprouvette

Ces éprouvettes sont ensuite densifiées par HIP aux conditions opératoires suivantes :

- Température : 950°C
- Pression : 90 MPa
- Durée : 75'
- Vide secondaire

On peut noter, sur un diagramme de phase Ti-Al, que ces conditions correspondent à un maintien isotherme juste au dessous du transus β , c'est à dire dans le domaine α du titane, là où la solubilité du carbone est maximale.

6.3.2 Résultats physicochimiques et mécaniques

Les premières éprouvettes compactées, avec un V_f de l'ordre de 20%, donnent des résultats moyens sur le plan esthétique (Fig. VI.23), mais très acceptables sur le plan mécaniques et physicochimiques. En effet, on observe quelques contacts entre fibres, ce qui était néanmoins prévisible avec le type de fibres utilisées.

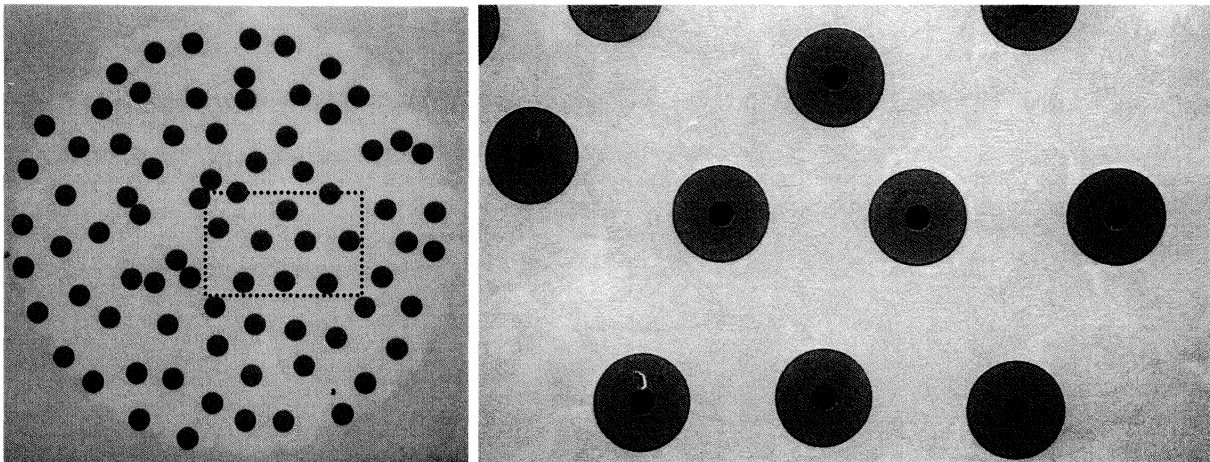


Fig. VI.23 – Section transverse d'une éprouvette de CMTi EGV [1.c]

A part dans le cas particulier où deux filaments sont très proches, nous n'observons pas de TiC dans la matrice de Ti6242, il subsiste néanmoins une fine couche continue de TiC sur le pourtour des filaments (Fig. VI.24). La présence de carbure semble disparaître dans le titane après compaction, la température de densification (950°C) étant proche de celle du transus β du Ti6242 (980°C), c'est ce qui amènerait à la dissolution du TiC.

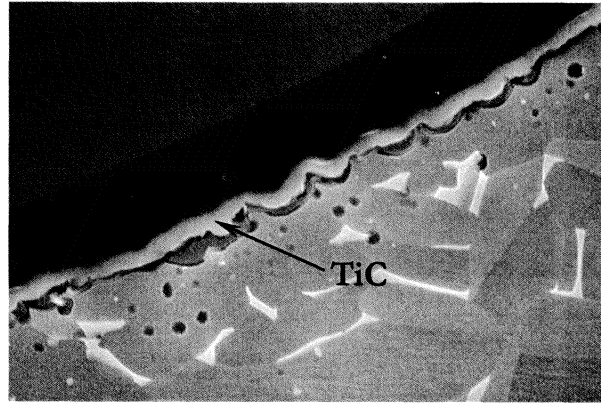


Fig. VI.24 – Couche de TiC périphérique [1.c]

Une analyse, entreprise par Snecma, a permis de contrôler la conservation de la composition de l'alliage après enduction et compaction (Tab. VI.25). Cette matrice est comparée avec un alliage de référence n'ayant jamais été fondu par le procédé EGV et avec l'alliage ayant permis l'enduction des fibres qui a subi cinq fusions.

Ti6242	Alliage de base	Alliage refondu	Alliage refondu et compacté
Titane	~ 84,4%	~ 84,8%	~ 85%
Aluminium	7,06%	6,70%	6,66%
Étain	2,29%	2,14%	2,15%
Zirconium	4,02%	3,99%	4,03%
Molybdène	2,09%	2,15%	2,15%
<i>Silicium</i>	0,084%	0,093%	-
<i>Carbone</i>	0,046%	0,061%	-

Tab. VI.25 – Analyse chimique sur les différentes matrices de Ti6242 [2.e]

On s'accorde alors pour conclure sur le fait que le procédé EGV, ainsi que l'étape de densification, préserve la composition initiale de la matrice de Ti6242, ce qui est un des atouts majeurs de l'EGV.

La matrice présente bien un comportement de type ductile, et l'écoulement de la matrice, lors d'essais mécaniques que subit le composite, conduit à la formation de cratères autour des filaments (Fig. VI.26). Le C reste sur les filaments tandis que le TiC reste lié à la matrice. Celle-ci ne semble pas présenter de zone de fragilité accrue autour des filaments. Le TiC, s'il est encore présent, ne semble donc pas entraîner une fragilisation notable de la matrice au voisinage des filaments.

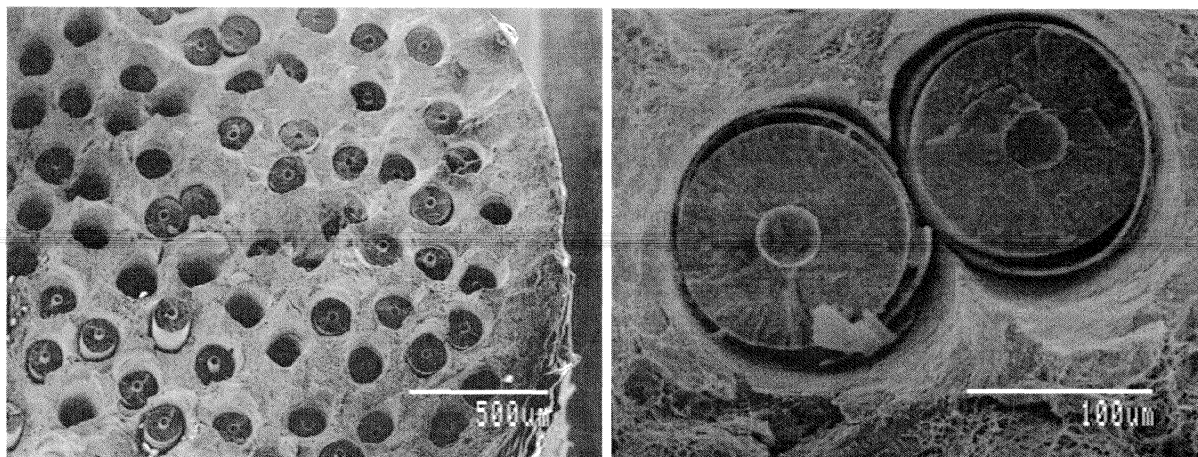


Fig. VI.26 – Analyse fractographique d'un composite EGV [1.c]

Ces analyses ont bien évidemment permis de positionner les CMTi issus de l'EGV au niveau mécanique. En effet, différents essais ont permis d'établir une première comparaison avec les spécifications minimales émises par Snecma Moteurs pour un composite de Vf~35% (Tab. VI.27) :

Type de sollicitation	CMTi EGV Vf=21 %	CMTi Spec. mini. SnM Vf=35 %
Traction à 350°C	1260 MPa	1390 MPa
Traction à 450°C	1223 MPa	1325 Mpa
Fatigue à 450°C et 1000 MPa	100 000 cycles	20 000 cycles

Tab. VI.27 – Essais mécaniques portant sur le CMTi EGV [2.f]

Les résultats sont très encourageants, car les premiers composites se comportent mieux que ce qui pouvait être attendu. Particulièrement pour les essais de fatigue à température élevée, où les composites issus de l'EGV se positionnent très favorablement.

Bibliographie :

[1] – Rapports ICMCB

[1.a] – S.Auvray

Caractérisation physico-chimiques, mécaniques et thermomécaniques des filaments concernés par le procédé EGV

(1999)

[1.b] – C.Duda

Résultats d'expertise des filaments SCS-6 enduits par EGV

(2002)

[1.c] – C.Arviu

Caractérisation physico-chimiques, mécaniques et thermomécaniques des filaments concernés par le procédé EGV

(2000)

[2] – Rapports d'essais Snecma YKOM3

[2.a] – J.F. Fromentin

Caractérisation de fils EGV suite à des évolutions technologiques : Modes de refroidissement

(2001)

[2.b] – J.F. Fromentin

Caractérisation de fils EGV suite à des évolutions technologiques : Modes de refroidissement et modification du trajet du fil en sortie du bain d'enduction.

(2001)

[2.c] – J.F. Fromentin, C. Grosbois

Spécifications de fils EGV suite à une expertise macroscopique de fils
(2000)

[2.d] – J.F. Fromentin

Caractérisation de fils EGV suite à des évolutions technologiques
(2000)

[2.e] – J.F. Fromentin

Analyse chimique sur matrice CMM HTID1-3
Note interne – (2000)

[2.f] – J.F. Fromentin

Analyses mécaniques sur matrices CMM HTID5, HTID6 et HTID8
Note technique – (2002)

Conclusions et prospective

A la lecture des différents chapitres, on peut retenir certains points paraissant essentiels. Car même si le fil obtenu à l'heure actuelle laisse entrevoir des résultats très encourageants, il possède néanmoins quelques caractéristiques qui tendent à limiter l'intérêt porté à la voie EGV. Pour s'affranchir de ceci, divers objectifs sont visés :

- augmenter la longueur de fil enduit ($L \sim 60\text{m} \Rightarrow L \sim 500\text{m}$),
- augmenter la fraction volumique de fibre ($V_f \sim 20\% \Rightarrow V_f \sim 35\%$),
- améliorer la concentricité de la gaine.

En effet, la configuration actuelle fait apparaître une limite quant à la longueur de fil enduit ($L \sim 60\text{m}$), la capacité initiale du creuset étant elle même réduite ($V \sim 50\text{cm}^3$). On observe ainsi, après une enduction dans des conditions régulières, une dégradation du dépôt englobant insuffisamment la fibre, qui alors a tendance à se déchausser. Si dans de nombreuses applications, cette longueur reste suffisante (rouets centrifuges, pièces de train d'atterrissage, ANAM échelle 1:2...), l'introduction de ces fibres comme renfort dans les ANAM échelle 1:1, nécessitant alors des fibres de 150m de long, reste problématique. Dans un souci de productivité, il semble dès lors pertinent de chercher à produire des fibres de 500m de longueur.

Bien évidemment, la réalisation de cet objectif passe par la modification du creuset actuel, en un creuset d'une capacité telle que le volume de titane emporté par la fibre devienne négligeable devant le volume initial de la charge. On peut songer aussi à alimenter le creuset en continu, mais une telle chose paraît délicate à mettre en oeuvre. Dans l'éventualité d'un nouveau creuset, l'orientation vers un creuset droit avec une sole réfractaire, en lieu et place d'un creuset de lévitation, doit permettre de s'affranchir des difficultés à léviter une charge au volume trop important.

Pour se rapprocher de la fraction volumique attendue ($V_f \sim 35\%$), et la conserver tout au long de l'enduction, il faut agir sur le paramètre de longueur de source. De la même manière que ci-dessus, il faut tout d'abord chercher à concevoir un creuset qui contienne une charge suffisamment importante pour ne pas être affectée par une variation de volume liée à l'emport. Enfin, ce creuset doit pouvoir garantir une longueur de source minimale, sans toute fois influencer sur la qualité du dépôt.

L'amélioration de la concentricité du dépôt passe par une amélioration du refroidissement de la fibre. Cette action se décline en deux parties. La première consiste à augmenter le temps nécessaire au refroidissement de la fibre, en augmentant la longueur du module de refroidissement. La seconde, consiste à augmenter le flux d'échange convectif, soit par le biais d'un environnement inerte favorable (hélium plutôt que argon), soit par des flux forcés transverses appliqués à la fibre. L'objectif final est d'arriver à obtenir une température de gaine inférieure à 1200°K avant le premier contact mécanique. Cette action doit, en même temps, permettre de préserver la circularité de la fibre enduite, et de réduire la taille et le nombre de ruptures de gaine.

Ces différentes actions devraient permettre d'édifier le second prototype EGV, qui associé à une automatisation complète, doit ensuite rapidement aboutir à un pilote industriel.

Mais l'enduction périphérique reste un mode d'enduction très délicat, ainsi, tout l'intérêt à rechercher à enduire la fibre en la faisant passer au cœur du bain est préservé. Pour rendre ceci possible, le bain de métal liquide doit mouiller la fibre. Dans notre cas, une couche périphérique de TiC doit permettre l'introduction de la fibre dans le bain à haute vitesse, bien au delà de la zone laissant apparaître le perlage, pour obtenir ainsi un dépôt décentré.

Cette recherche amont doit accompagner les études concernant la définition et la fabrication d'une fibre SiC européenne, spécialement dédiée à l'EGV. Actuellement,

une branche du DERA, Qinetiq, développe la fibre SM1156 (de diamètre 150 μ m) pour obtenir une bonne stoechiométrie du SiC, voir même un léger excès en carbone.

Les différentes analyses réalisées confirment bien le respect de la composition des alliages de titane utilisés par le procédé EGV. Bien plus singulièrement, un essai a été entrepris sur l'alliage orthorhombique Ti₂AlNb, prévu pour des applications spécifiques à haute température. Les principales caractéristiques microstructurales sont similaires à celles déjà relevées avec le Ti6242, on observe un aspect lamellaire des grains, orientés radialement. Le dépôt n'est pas concentrique, mais on relève une zone de réaction moins développée que dans le cas des fibres enduites de Ti6242. Cependant, et c'est bien là le point le plus intéressant, on ne note pas de différence significative entre les compositions de la charge initiale, de la charge fondue par le procédé EGV, et de la matrice déposée sur la fibre. Si aucun essai mécanique n'a été entrepris sur cet échantillon unique, on peut néanmoins s'attendre à des résultats intéressants, ne serait-ce que dans l'originalité du couple SCS-6/Ti₂AlNb.

Ces travaux ont donc permis d'apporter quelques éléments de réponses, même partiels, sur la légitimité de la voie liquide. Il ressort que :

- le procédé possède un coût relatif bas devant les autres procédés, au regard des technologies employées,
- le procédé, défini comme une induction à grande vitesse, permet d'obtenir une productivité bien supérieure à celle des autres procédés,
- l'EGV permet d'intégrer toutes les compositions d'alliages métalliques et préserve leur composition initiale,
- l'EGV ne détériore pas la fibre SCS-6, même avec des conditions de traitement thermique dures,
- enfin, les premiers résultats mécaniques sont très encourageants, malgré la qualité des fibres actuelles qui doit néanmoins rapidement évoluer.

Tout ceci tend à confirmer toute la potentialité du procédé EGV, et d'une manière générale, cette nouvelle alternative relance l'intérêt porté par les motoristes à intégrer les CMM comme renfort dans les matériaux aéronautiques. Mais bien plus encore, l'EGV peut espérer positionner à moyen terme les CMM issus de l'EGV comme des matériaux que ne seraient plus essentiellement destinés aux applications de pointe.