



# **Solutions architecturées par fabrication additive pour refroidissement de parois de chambres de combustion**

Océane Lambert

## **► To cite this version:**

Océane Lambert. Solutions architecturées par fabrication additive pour refroidissement de parois de chambres de combustion. Matériaux et structures en mécanique [physics.class-ph]. Université Grenoble Alpes, 2017. Français. ⟨NNT : 2017GREAI048⟩. ⟨tel-01737591⟩

**HAL Id: tel-01737591**

**<https://theses.hal.science/tel-01737591v1>**

Submitted on 19 Mar 2018

**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.



HAL Authorization

## THÈSE

Pour obtenir le grade de

**DOCTEUR DE LA COMMUNAUTE UNIVERSITE  
GRENOBLE ALPES**

Spécialité : **Matériaux, Mécanique, Génie Civil, Electrochimie**

Arrêté ministériel : 25 mai 2016

Présentée par

**Océane LAMBERT**

Thèse dirigée par **Rémy DENDIEVEL**  
et co-encadrée par **Cécile DAVOINE**

préparée au sein de l'**ONERA** et du **Laboratoire SIMaP**  
dans l'**École Doctorale I-MEP2**

**Solutions architecturées par fabrication  
additive pour refroidissement de parois  
de chambres de combustion.**

Thèse soutenue publiquement le **13 octobre 2017**,  
devant le jury composé de :

**Monsieur Yves BRECHET**

Professeur, Grenoble INP, Président

**Monsieur Pascal BRUEL**

Chargé de Recherche, Laboratoire LMAP, Rapporteur

**Monsieur Patrice PEYRE**

Directeur de Recherche, Arts et Métiers ParisTech, Rapporteur

**Madame Cécile DAVOINE**

Ingénieur de Recherche, ONERA, Examineur, Co-encadrante

**Monsieur Thierry THOMAS**

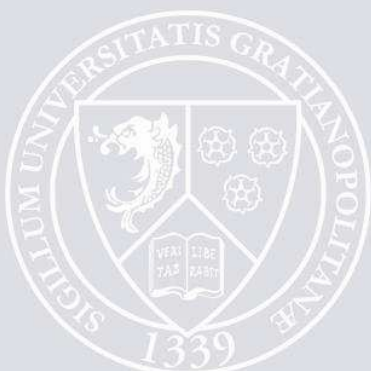
Docteur, Safran, Examineur

**Monsieur Rémy DENDIEVEL**

Professeur, Laboratoire SIMaP, Directeur de thèse

**Monsieur Philippe GOMEZ**

Ingénieur, DGA, Invité





Je marchais au hasard le soir était tombé  
Avec mon sac et ma guitare j'étais un peu fatigué  
Tout était si désert, où me désaltérer ?  
Et puis j'ai vu de la lumière et je vous ai trouvés.

Bonne idée.

— Jean-Jacques Goldman.





# Remerciements

Cette thèse a été une très belle parenthèse dans ma vie. A cheval entre les études et le travail, on sait à l'avance combien de temps l'expérience va durer, mais on ne s'imagine pas forcément à quel point elle sera positive.

J'ai eu la chance de travailler dans un contexte scientifique très riche, profitant des divers moyens et compétences du SIMaP et l'ONERA. J'ai donc eu l'occasion de collaborer avec de nombreuses équipes : c'est grâce à leur disponibilité et à leur savoir-faire que j'ai pu mener à bout ce projet de thèse. Je tiens donc à les remercier par ces quelques lignes.

Je souhaite tout d'abord remercier mon directeur de thèse, Rémy Dendievel. Malgré la distance, tu as toujours su te montrer très disponible, que ce soit pour discuter des derniers résultats, pour planifier des manipulations en urgence ou pour corriger un chapitre de thèse. Merci pour ton regard toujours judicieux sur mes travaux et merci pour l'autonomie que tu m'as laissée dans l'orientation de cette thèse. Ce fut une belle preuve de confiance.

Je tiens également à remercier Cécile Davoine, mon encadrante à l'ONERA. J'ai pris beaucoup de plaisir à travailler avec toi au quotidien. Merci d'avoir toujours été aussi accessible ! J'ai apprécié la spontanéité et la régularité de nos échanges, toujours dans la bonne humeur. Merci de t'être autant investie dans ce projet, ta créativité se ressent tout au long de ce manuscrit. J'ai vraiment le sentiment qu'on a formé une belle équipe.

Je tiens également à remercier le jury qui a examiné ce travail. Je remercie tout d'abord le Président du Jury, Yves Bréchet, d'avoir pu trouver le temps d'y participer. Ce fut un réel honneur de le compter dans ce jury. Je remercie également Pascal Bruel et Patrice Peyre d'avoir accepté d'être rapporteurs de cette thèse. De par la qualité de leurs questions, ils ont su apporter un nouveau regard sur beaucoup de problématiques scientifiques soulevées par ces travaux. Je remercie également Thierry Thomas et Philippe Gomez pour leur analyse fine du problème dans sa globalité, sur des aspects plus proches de l'application.

Je remercie également Marc Thomas, qui a suivi l'avancée de ces travaux. Merci pour ton regard toujours judicieux et bienveillant et merci d'avoir su autant m'impliquer dans le projet MOTRICE, ce qui m'a permis d'intégrer mes matériaux dans les diverses campagnes d'essais prévues. Je tiens à remercier Marie-Pierre Bacos de m'avoir accueillie dans ses équipes et Daniel Gaffié de m'avoir initiée aux problématiques d'échanges de chaleurs dans des écoulements turbulents. Enfin, je remercie Tristan Soubrié pour son aide précieuse dans la mise en place des calculs sur CEDRE.

Un grand merci à Fabienne Popoff qui m'a été d'une grande aide au quotidien. Tu as toujours été très disponible pour résoudre tous les petits problèmes expérimentaux, même quand les délais étaient très courts. Merci également à Laura Delcuse, qui a effectué un stage à l'ONERA sur le procédé de Magnetic Freezing. Ta motivation sans faille et ta rigueur ont permis de beaucoup avancer sur ce procédé encore en plein développement.

Je remercie enfin toutes les équipes avec lesquelles j'ai collaboré durant ces trois années, et elles sont nombreuses ! Je commencerais par remercier l'équipe de l'EBM au SIMaP, Guilhem Martin, Matthieu Suard et Edouard Chauvet, pour les différentes campagnes d'élaboration. Je remercie également les équipes en charge des bancs d'essai : Philippe Reulet et Olivier Léon à Toulouse, Axel Vincent à Palaiseau. Je remercie également Aurélie Jankowiak et Marie-Hélène Ritti pour leur aide et leur disponibilité sur toutes les questions relatives au freeze-casting. Enfin, je remercie l'ensemble des équipes de MAT et MMS qui ont à toujours fait preuve de beaucoup de bienveillance et de disponibilité au quotidien.

J'ai une pensée toute particulière pour les participants de la pause café du E3. Merci pour votre bonne humeur au quotidien, vous avez fait de ces trois années une magnifique expérience humaine. Merci à Lolo d'avoir partagé avec moi ces trois années : on a beaucoup ri, chanté (et râlé) ! Tu fais complètement partie de cette expérience, tu aurais peut-être même pu faire ma soutenance à ma place ? Et puis, merci de tout cœur à tous les autres : Etienne pour tes remarques cyniques pleines d'amour, Matthieu pour ta gentillesse légendaire, François pour tous ces fous rires sur thème de poulet, Thomas pour ton rire qui résonne sur trois étages, Séb pour ta tarte à la fraise et à la pistache, Christinée pour ton grand sourire au quotidien, Fabienne (encore) pour les chouquettes hebdomadaires ! Merci à Agnès pour ta douceur, mais aussi pour les caramels et les bons gâteaux. Et merci aux autres thésards et stagiaires avec qui j'ai partagé de si bons moments au La Place ou au Castellio. Je ne prendrai pas le risque d'en oublier en essayant de tous les citer ! J'adresse tout de même une pensée toute particulière pour Antoine, notre premier co-bureau, et ses histoires de zombies qui ont bercé notre première année de thèse.

Je tiens enfin à remercier mes parents, qui m'ont toujours soutenue tout au long de ces longues études, ainsi que Caro, Maud et Pauline, les copines de toujours.

Et puis merci à Eiji, bien sûr. Ton regard de physicien m'a été d'une grande aide tout au long de cette thèse. Mais plus généralement, merci pour ton soutien au quotidien, merci de partager ma vie depuis plusieurs années déjà. Je suis ravie qu'on puisse enfin commencer notre vie à deux.

# Avant-propos

Cette thèse s'est déroulée à l'ONERA, Office National d'Etudes et de Recherches Aérospatiales, sur le site de Châtillon, au sein du DMAS (Département Matériaux et Structures) et plus particulièrement de l'unité MAT (Matériaux Architecturés), ainsi qu'au laboratoire SIMaP à Grenoble. Elle a bénéficié d'un co-financement de la Direction Générale de l'Armement et de l'ONERA.

Dans le cadre du Labex CEMAM (Center of Excellence of Multifunctional Materials), deux thèses jumelles ont été créées : la thèse de Sébastien Pinson qui s'est déroulée au laboratoire SIMaP et qui a été soutenue en 2016, ainsi que la présente thèse. Les travaux de Sébastien Pinson se sont focalisés sur l'étude des relations entre la morphologie de structures microporeuses obtenues par frittage de poudre et leur capacité à offrir un bon refroidissement dans une application de refroidissement de parois de chambre de combustion. Cette thèse est complémentaire puisqu'elle vise à explorer les possibilités de la fabrication additive dans l'élaboration de structures perméables permettant d'obtenir un refroidissement plus efficace pour cette même application. La majorité des échantillons étudiés durant cette thèse ont été élaborés grâce à la machine Electron Beam Melting (EBM) du SIMaP.

Cette étude se situe au carrefour de deux projets impliquant plusieurs partenaires. D'une part, elle est liée au projet MOTRICE (Mise en Œuvre de Traitements Innovants pour Chambres de combustion Endurantes). Ce projet interne à l'ONERA est un projet de recherche fédérateur (PRF), qui regroupe de nombreux départements autour de la problématique de l'élaboration de matériaux microporeux et de leur évaluation expérimentale et numérique vis-à-vis de l'application parois de chambres de combustion. Cette thèse a bénéficié de plusieurs installations expérimentales liées à ce projet. D'une part, le procédé de Magnetic Freezing décrit dans le Chapitre 4 est inspiré des travaux de l'unité ETC2 (Elaboration et Techniques de Contrôle des Composites) sur le freeze-casting et utilise le montage de sublimation associé. D'autre part, les structures développées durant cette thèse ont pu être testées sur des bancs expérimentaux appartenant au Département Multiphysique pour l'Energétique (DMPE). Dans un premier temps, l'efficacité de refroidissement des diverses solutions a pu être évaluée sur le banc aérothermique sur le site de Toulouse, au sein de l'unité Thermique, Aérothermique, Contrôles par plasma et Turbulence (TACT). Enfin, un échantillon prometteur et la référence industrielle ont été testés sur le banc EPICTETE en combustion au sein de l'unité Propulsion Aérobie (PRA).

Cette thèse est également fortement liée au projet ASTRID MOSART (Mise en Œuvre de Structures Architecturées Refroidies par Transpiration). Ce projet vise à associer deux procédés, la fabrication additive et le frittage partiel de poudre dans le but de créer des solutions architecturées permettant d'obtenir un refroidissement plus efficace des parois de chambre de combustion. Il regroupe des partenaires extérieurs : le laboratoire SIMaP, ainsi que les entreprises Sintertech et Safran. Dans le cadre de ce projet, Oleksii Liashenko a effectué un postdoc visant à étudier le frittage partiel de poudre au sein de structures élaborées par fabrication additive.



# Sommaire

Remerciements .....	3
Avant-propos .....	5
Sommaire .....	7
Nomenclature.....	13
Lettres latines.....	13
Lettres grecques.....	13
Indices « bas » .....	14
Indices « hauts ».....	14
Introduction générale.....	15
Références .....	18
Chapitre 1 : Etat de l'art des techniques de refroidissement des parois de chambre de combustion .....	19
A. Refroidissement des parties chaudes des turbines à gaz.....	20
B. Bilan thermique d'une paroi de chambre de combustion refroidie par flux d'air.....	21
B.1. Les flux convectifs .....	22
B.2. Les flux radiatifs .....	23
B.3. La conduction dans la phase solide .....	23
B.5 Résumé de la problématique.....	23
C. Solution actuelle : le « film cooling ».....	24
C.1 : Présentation globale.....	24
C.2 Etude film cooling produit par un trou ou une rangée de trous : un écoulement complexe et tridimensionnel.....	26
C.3 Effet conjoint de plusieurs trous : le cas d'une plaque multiperforée réelle .....	29
C.4 Facteurs influençant les performances de la solution multiperforée et limitations en tenue mécanique.....	30
D. Nouveaux designs de trous pour améliorer le film cooling.....	31
E. Une solution alternative : la transpiration .....	35
F. Quelques études pour augmenter les échanges de chaleur internes à partir de pièces denses.....	38
F.1 Solutions « quasi-transpirantes » industrielles .....	38
F.2 La fabrication additive : une nouvelle liberté de design .....	38
G. Objectif de la thèse.....	39
Références .....	41
Chapitre 2 : Conception et élaboration par fabrication additive de plaques multiperforées permettant d'augmenter les échanges de chaleur internes .....	45
A : La fabrication additive .....	46

A.1. Fabrication additive : une nouvelle famille de procédés d'élaboration.....	46
A.2 Principe général des procédés de fabrication additive .....	46
A.3 Technologies par dépôt de matière .....	46
A.4 Technologies sur lit de poudre : SLM et EBM .....	47
B : Elaboration de plaques multiperforées classiques par fabrication additive : comparaison des procédés EBM et SLM.....	49
B.1 Définition de la plaque de référence .....	49
B.2 Stratégies d'élaboration et échantillons obtenus.....	50
B.3 Caractérisation en surface des échantillons obtenus.....	51
B.4 Caractérisation des échantillons .....	52
C : Conception et élaboration de plusieurs designs de trous permettant d'augmenter les échanges de chaleur internes .....	59
C.1 Objectifs des nouvelles géométries .....	59
C.2 Plaques multiperforées avec trous interconnectés : design CAO.....	60
C.3 : Elaboration par EBM de plaques avec interconnexions de trous .....	61
C.4 : Mise en place de stratégies pour déboucher les trous .....	62
C.5 : Caractérisation de la géométrie H3D par tomographie aux rayons X.....	63
C.6 : Perte de charge .....	64
C.7 : Essai de dépôt de barrière thermique .....	65
C.8 : Conclusions.....	67
D : Calculs aérothermiques des nouvelles géométries sur CEDRE .....	67
D.1 : Présentation de CEDRE .....	67
D.2 : Volume étudié et conditions de calcul .....	68
D.3 : Résultats sans prise en compte du rayonnement.....	69
D.4 : Résultats avec flux radiatif.....	73
D.5 : Discussion et conclusions .....	75
E : Conception et élaboration d'un design de plaque multiperforée sans augmentation de masse .....	75
E.1 : Conception du nouveau design Z3D.....	75
E.2 : Caractérisation de la plaque élaborée.....	76
E.2.2 : Perméabilité .....	76
F : Conclusion.....	77
Références .....	79
Chapitre 3 : Elaboration par EBM et caractérisation de structures architecturées comportant des zones poreuses .....	83
Motivation.....	84
Partie 1 : Elaboration et caractérisation de plaques microporeuses par EBM.....	84

A : Etat de l'art de l'élaboration de matériaux microporeux par fabrication additive.....	84
A.1 : Elaboration de structures lattices très fines.....	84
A.2 : Adaptation des paramètres du procédé pour obtenir des pièces microporeuses .....	85
B : Essai préliminaire et plan d'expérience.....	90
B.1 : Le matériau constitutif : alliage de titane TA6V.....	90
B.2 : Essai préliminaire : stratégie par contours concentriques.....	91
B.3 : Plan d'expérience pour obtenir des plaques poreuses.....	93
C : Elaboration et caractérisation de plaques poreuses .....	95
C.1 : Elaboration et caractérisation en porosité et perméabilité .....	95
C.2 : Micrographies et effet du traitement thermique .....	98
C.3 : Analyse de la morphologie par tomographie X.....	100
D : Mise en place d'une stratégie basée sur la cristallographie pour localiser les zones fondues et infondues.....	104
D.1 : Mécanisme de fusion partielle .....	104
D.2 : Principe de l'analyse d'images basée sur une cartographie EBSD.....	106
D.3 : Détermination des paramètres d'analyse d'images optimaux.....	107
E : Etude de la morphologie des plaques microporeuses à travers la localisation des zones fondues.....	109
E.1 : Effet de la vitesse de balayage.....	109
E.2 : Effet du traitement thermique .....	111
E.3 : Effet de l'anisotropie.....	112
E.4 : Etude des variations dans l'épaisseur de la plaque.....	113
E.5 : Lien entre propriétés macroscopiques et proportion de matière fondue .....	114
F : Conclusion.....	115
Partie 2 : Elaboration et caractérisation de structures hybrides poreux/dense par EBM.....	116
A : Etat de l'art sur l'élaboration de structures hybrides poreux/dense par fabrication additive .....	116
B : Conception et élaboration de structures hybrides poreux/dense .....	116
B.1 : Conception de structures architecturées adaptées .....	116
B.2 : Stratégie d'élaboration et échantillons obtenus .....	117
C : Caractérisation des échantillons obtenus .....	118
C.1 : Caractérisation macroscopique de l'interface poreux/dense .....	118
C.2 : Comparaison de la porosité avec et sans cadre .....	119
C.3 : Influence de la présence d'une structure architecturée sur la perméabilité.....	120
D : Etude micrographique.....	120
D.1 : Micrographies.....	120
D.2 : Variation de taille des zones fondues .....	122



E : Elaboration et caractérisation des échantillons passés au banc aérothermique .....	123
E.1 : Elaboration.....	123
E.2 : Perméabilité.....	124
E.3 : Flexion .....	124
F : Conclusions .....	126
Références .....	128
Chapitre 4 : Intégration de zones à porosités orientées dans une structure lattice : développement du procédé de Magnetic Freezing .....	131
A : Intégration de zones à porosité orientée dans des structures lattice .....	132
A.1 : Motivation pour l'application chambres de combustion.....	132
A.2 : Etat de l'art des techniques d'élaboration de matériaux à porosités orientées et capacités d'intégration dans des structures architecturées .....	132
A.3 : Le freeze-casting céramique : un procédé prometteur pour l'application .....	133
B : Le Magnetic Freezing .....	136
B.1 : Procédé d'élaboration .....	136
B.2 : Caractérisation des matériaux obtenus à partir de poudres de nickel.....	137
B.3: Influence d'un paramètre procédé : la proportion de solvant.....	141
B.4 : Ouverture à l'élaboration de matériaux à partir de poudres d'acier inoxydable.....	145
C : Intégration de zones à porosité orientée dans une structure lattice.....	145
C.1 : Intégration dans une structure lattice de type « cross ».....	145
C.2 : Caractérisation des structures architecturées obtenues.....	147
C.3 : Description de l'échantillon architecturé passé au banc aérothermique .....	148
D : Conclusion et perspectives .....	149
Références .....	150
Chapitre 5 : Evaluation expérimentale de l'efficacité de refroidissement des solutions développées sur un banc aérothermique et sur un banc de combustion .....	153
Partie 1 : Essais sur banc aérothermique.....	154
A : Synthèse des solutions testées.....	154
A.1 : récapitulatif des plaques testées au banc .....	154
B : Présentation du banc aérothermique et des méthodes d'analyse .....	158
B.1 : Présentation du banc .....	158
B.2 : Exemple de champ de température obtenu.....	160
B.3 : Evolution de l'efficacité moyenne le long de la plaque.....	161
B.4 : Evaluation de l'efficacité du film cooling.....	163
C : Résultats en régime stationnaire .....	163
C.1 : Comparaison des solutions multiperforées.....	163
C.2 : Comparaison des solutions présentant des zones microporeuses .....	168

C.3 : Comparaison croisée et conclusions .....	172
D : Résultats en régime transitoire .....	175
D.1 : Essais avec vanne fermée .....	175
D.2 : Essais avec vanne ouverte.....	178
E : Conclusions.....	179
Partie 2 : Essais sur banc en combustion EPICTETE .....	180
A : Solutions testées.....	180
B : Description du banc .....	180
C : Résultats.....	183
C.1 : Chronogrammes obtenus.....	183
C.2 : Comparaison des résultats obtenus.....	184
D : Echantillons après essai.....	186
E : Conclusions.....	187
Conclusions et Perspectives .....	189
Conclusions.....	189
Perspectives.....	192



# Nomenclature

## Lettres latines

Lettre	Unité	Description
A	1/m	Surface spécifique
C	-	Critère de sphéricité
e	m	Epaisseur
E <sub>i</sub>	μm	Espace inter-lamellaire
E <sub>L</sub>	J/m	Energie linéique
h	W/(m <sup>2</sup> .K)	Coefficient d'échanges thermiques
h <sub>b</sub>	-	Constante de Burke-Plummer
h <sub>k</sub>	-	Constante de Kozeny
I	-	Taux de moment d'injection
K	m <sup>2</sup>	Coefficient de Darcy
L	μm	Epaisseur des lamelles
ΔP	Pa	Surpression
P	J	Puissance du faisceau
q	W/m <sup>2</sup>	Flux de chaleur
t	s	Temps
T	K	Température
V	m/s	Vitesse de balayage
u	m/s	Vitesse d'écoulement

## Lettres grecques

Lettre	Unité	Description
α	-	Angle des perforations
β	-	Angle giratoire
β <sub>F</sub>	1/m	Coefficient de Forchheimer
ε	-	Porosité
ε <sub>σ</sub>	-	Emissivité
η	-	Efficacité de refroidissement
η <sub>v</sub>	Pa.s	Viscosité dynamique
λ <sub>th</sub>	W/(m.K)	Conductivité thermique
λ <sub>th,eff</sub>	W/(m.K)	Conductivité thermique effective

$\rho$	-	Masse volumique
$\sigma$	J/K	Constante de Boltzmann
$\tau$	-	Taux de soufflage

### Indices « bas »

Lettre	Description
c	Ecoulement chaud
f	Ecoulement froid
i	Ecoulement au sein de la paroi
p	Paroi

### Indices « hauts »

Abréviation	Description
cond	Conductif
conv	Convectif
rad	Radiatif
ref	Référence

# Introduction générale

Depuis une dizaine d'années, la fabrication additive, communément appelée « impression 3D » connaît un essor considérable. Cette nouvelle famille de procédés de fabrication, qui se décline en plusieurs techniques adaptées à des matériaux divers tels que les polymères, les métaux et certains composites et céramiques ouvre une nouvelle voie dans le domaine des matériaux.

D'une part, elle permet de repenser la conception de pièces avec une toute nouvelle liberté de fabrication. Des techniques d'optimisation topologique permettent de définir la forme optimale d'une pièce afin qu'elle respecte un certain nombre de contraintes, le plus souvent mécaniques, tout en utilisant le minimum de matière nécessaire. Cela explique l'engouement des industriels pour cette nouvelle famille de procédés dans des domaines où le gain de masse est une priorité constante, comme l'aéronautique ou le spatial. A cela s'ajoute la possibilité d'élaborer des pièces de forme complexe permettant de limiter le nombre d'opérations d'assemblage et de baisser in fine les coûts de production.

D'autre part, la fabrication additive ouvre un nouveau domaine des sciences des matériaux où de nombreux travaux visent à comprendre les liens entre procédé, microstructure et propriétés finales des structures obtenues. En effet, les propriétés des pièces dépendent des divers phénomènes présents lors de l'élaboration : interaction rayonnement-matière, mécanique des fluides dans la zone fondue, solidification, thermique, transformations de phase... La compréhension des mécanismes constitue donc un réel enjeu scientifique.

Dans le domaine de l'aéronautique, on note un intérêt certain des industriels tels que GE, Safran ou Dassault pour la fabrication additive, notamment métallique. En effet, le gain de masse est au cœur de problématiques d'augmentation d'efficacité des moteurs et de respect de nouvelles normes environnementales. Des prototypes de chambres de combustion classiques ont déjà été fabriqués, comme illustré en Figure 1. Il s'agit maintenant de tirer parti des possibilités de fabrication de ces nouveaux procédés pour repenser ces pièces de façon à optimiser leurs performances.



Figure 1 : Chambre de combustion aéronautique élaborée par fabrication additive (« Materials and processes » 2017)

Parmi les pièces critiques d'un turboréacteur, la chambre de combustion est celle qui subit les températures les plus élevées. A son cœur, le kérosène est mélangé à l'air comprimé et brûlé afin de générer de la poussée. Les conditions subies aux parois sont extrêmes : les températures peuvent avoisiner les 1800°C, alors que les températures maximales d'utilisation des superalliages base cobalt ou nickel utilisés sont de 800°C. Il est donc fondamental de garantir un refroidissement efficace de ces parois. Pour cela, une fraction importante (20-40%) de l'air comprimé est dévié et vient traverser la paroi perméable de façon à la refroidir et à créer un film isolant en surface chaude, c'est ce qu'on appelle le film cooling. Ce mécanisme sera détaillé dans le Chapitre 1.

Pour des raisons économiques et environnementales, les industriels cherchent à augmenter l'efficacité des moteurs et cela passe notamment par l'augmentation des températures de fonctionnement. En ce sens, la Figure 2 décrit l'augmentation de la puissance produite par des turboréacteurs industriels avec la température des gaz en entrée de turbine. Tandis que les points ronds représentent les moteurs commercialisés, la courbe en trait plein correspond à la limite théorique de performance. Comme illustré sur le graphique, deux stratégies permettent d'augmenter cette température. On peut d'une part optimiser la composition et la microstructure des alliages constitutifs, ce qui permet aujourd'hui d'atteindre des températures de 1000°C. D'autre part, il est possible d'intégrer des systèmes de refroidissement par flux d'air au sein de la pièce, ce qui permet encore d'augmenter la température de 500°C.

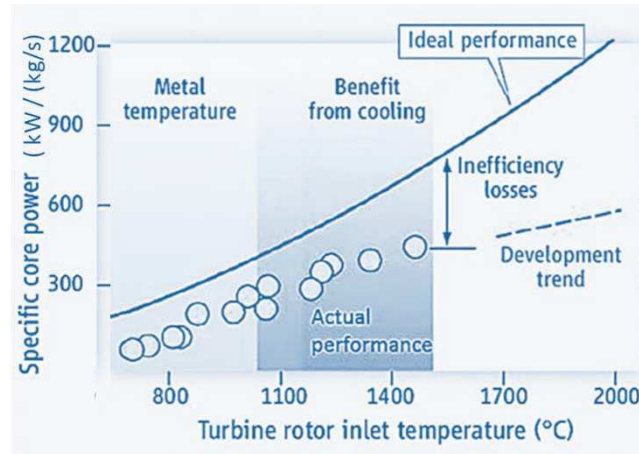


Figure 2 : Evolution de la puissance produite par les turboréacteurs industriels avec la température des gaz en entrée de turbine (Perepezko 2009)

D'après Han et al. (2012), pour doubler la puissance produite, cette température doit passer de 1500°C à 2000°C en utilisant la même quantité d'air de refroidissement. Ceci constitue un réel challenge pour les matériaux constitutifs et motive les nombreux efforts de recherche dans les deux axes : le développement d'alliages avec une meilleure tenue à haute température, ainsi que l'optimisation du système de refroidissement.

C'est ce dernier axe qui sera exploré durant cette thèse. De par la faible épaisseur des parois de chambre de combustion, quelques millimètres à peine, les technologies classiques d'usinage ne permettent d'élaborer que des géométries de trous très simples. La fabrication additive apporte ici une réelle liberté de conception et permet d'envisager de nouvelles géométries de trous permettant d'augmenter les températures d'utilisation de ces pièces.

L'objectif de cette thèse est d'utiliser les possibilités de la fabrication additive pour élaborer de nouvelles solutions architecturées qui permettraient d'obtenir de meilleures efficacités de refroidissement. Le manuscrit est structuré comme suit :

## □ Chapitre 1 : Etat de l'art des techniques de refroidissement des parois de chambres de combustion

Ce premier chapitre vise à fournir une vue globale du problème du refroidissement des paroi de chambres de combustion. Suite à l'établissement d'un bilan thermique, la solution actuelle de multi-perforation ainsi que l'effet de divers paramètres sur les performances de cette solution sont développés. La transpiration constitue une alternative théoriquement plus efficace mais mécaniquement faible. La fabrication additive ouvre alors de nouvelles possibilités dans l'élaboration de solutions intermédiaires où les échanges de chaleur internes sont augmentés afin d'obtenir un refroidissement plus efficace.

## **□ Chapitre 2 : Conception et élaboration par fabrication additive de plaques multi-perforées permettant d'augmenter les échanges de chaleur internes**

Ce chapitre présente la conception, l'élaboration et la caractérisation de nouveaux designs de plaques multi-perforées par fabrication additive en vue d'augmenter les échanges de chaleur internes sans détériorer le film cooling. Les plaques obtenues par Selective Laser Melting (SLM) et Electron Beam Melting (EBM) aux limites de résolution du procédé sont caractérisées en microscopie, en tomographie X et en perméabilité. De premiers calculs aérothermiques par le logiciel volumes finis CEDRE permettent de mettre en évidence l'effet de ces nouveaux designs sur l'écoulement et les transferts de chaleur

## **□ Chapitre 3 : Elaboration par EBM et caractérisation de structures architecturées comportant des zones poreuses**

Ce chapitre présente l'élaboration simultanée par EBM de pièces comprenant des zones denses et microporeuses. Une étude des relations paramètres du procédé/structure obtenue/propriétés des matériaux y est développée. Ce chapitre est séparé en deux parties. La première traite de l'élaboration par EBM de plaques microporeuses. Les structures obtenues sont caractérisées en porosité et en perméabilité. Puis, à partir de cartographies EBSD, une étude visant à comprendre plus précisément les mécanismes en jeu pendant l'élaboration est menée. Une deuxième partie traite de l'élaboration simultanée de structures architecturées intégrant des zones microporeuses par EBM. L'influence de la présence de zones fondues sur les zones poreuses est étudiée et les interfaces sont caractérisées. L'apport mécanique des renforts est évalué par des essais de flexion trois points.

## **□ Chapitre 4 : Intégration de zones à porosités orientées dans une structure lattice : développement du procédé de Magnetic Freezing**

Ce quatrième chapitre présente le développement d'un nouveau procédé d'intégration de zones à porosités orientées dans une structure lattice obtenue préalablement par fabrication additive. Pour cela, un nouveau procédé d'élaboration de matériaux métalliques à porosités orientées dénommé Magnetic Freezing est développé. L'intérêt de ce procédé pour l'application est qu'il permet d'obtenir un matériau à microporosités orientées dans le sens de l'écoulement, ce qui peut favoriser l'établissement d'un film cooling. Le procédé est ici décrit et les matériaux obtenus à partir de poudres de nickel sont caractérisés. L'influence de paramètres procédé sur la structure interne et la porosité est présentée.

## **□ Chapitre 5 : Evaluation expérimentale de l'efficacité de refroidissement des solutions développées sur un banc aérothermique et sur un banc de combustion**

L'efficacité de refroidissement des solutions développées durant cette thèse et présentées dans les chapitres précédents est mesurée sur deux bancs expérimentaux, faisant chacun l'objet d'une partie. Dans un premier temps, les essais sur banc aérothermique sont décrits : il s'agit d'une configuration proche de la référence industrielles, à plus basse température. Toutes les solutions développées au cours des chapitres précédents sont testées sur ce banc et comparées à une référence industrielle, que ce soit en régime établi ou transitoire. Une solution prometteuse ainsi que la référence industrielle ont également pu être testées sur un banc en combustion : c'est l'objet de la deuxième partie. Ces essais dans un foyer comprenant un injecteur industriel permettent d'évaluer les performances de la solution proposée dans des conditions réalistes vis-à-vis de l'application.



## Références

- Han, Je-Chin, Sandip Dutta, et Srinath Ekkad. 2012. *Gas Turbine Heat Transfer and Cooling Technology, Second Edition*. 2<sup>e</sup> édition. Boca Raton, FL: CRC Press.
- « Materials and processes ». 2017. *Safran*. Consulté le 02 novembre 2017.  
<https://www.safran.cn/en/materials-and-processes>.
- Perepezko, John H. 2009. « The Hotter the Engine, the Better ». *Science* 326 (5956): 1068-69.  
doi:10.1126/science.1179327.

# Chapitre 1 : Etat de l'art des techniques de refroidissement des parois de chambre de combustion

Ce chapitre présente une vue d'ensemble de la problématique du refroidissement des parois de chambre de combustion. Suite à une présentation globale du fonctionnement d'un turboréacteur, un bilan thermique autour de la paroi de chambre de combustion est établi. La solution actuelle est présentée : la paroi est perforée de trous droits à travers lesquels de l'air plus froid est injecté et forme en surface chaude un film isolant (film cooling). L'effet de divers paramètres influençant l'efficacité de refroidissement sur un système à un trou est étudié, et une ouverture sur le système complet est proposée. Dans la littérature, diverses formes de trous ont été étudiées pour améliorer le film cooling, mais peu d'études se sont intéressées à l'augmentation des échanges de chaleur internes. Dans ce sens, une solution alternative est la transpiration : l'utilisation de matériaux microporeux permet théoriquement d'augmenter l'efficacité de refroidissement, mais la tenue mécanique de ces structures est assez faible. Une dernière partie présente des solutions intermédiaires entre le film cooling et la transpiration. La fabrication additive ouvre alors de nouvelles possibilités dans la conception et l'élaboration de solutions permettant d'augmenter l'efficacité de refroidissement.

A. Refroidissement des parties chaudes des turbines à gaz.....	20
B. Bilan thermique d'une paroi de chambre de combustion refroidie par flux d'air.....	21
C. Solution actuelle : le « film cooling ».....	24
D. Nouveaux designs de trous pour améliorer le film cooling.....	31
E. Une solution alternative : la transpiration .....	35
F. Quelques études pour augmenter les échanges de chaleur internes à partir de pièces denses.....	38
G. Objectif de la thèse.....	39
Références .....	41

## A. Refroidissement des parties chaudes des turbines à gaz

Le principe de fonctionnement d'une turbine à gaz aéronautique peut être décrit en plusieurs étapes :

- l'air extérieur capté via l'entrée d'air est dirigé jusqu'aux étages « compresseur » au travers desquels il subit une forte augmentation de pression (d'un facteur 30-40) ;
- cet air à haute pression vient alimenter la chambre de combustion où il se mélange avec le carburant issu du système d'injection. La combustion permet de convertir l'énergie chimique stockée dans le carburant en énergie utile au fonctionnement de la turbomachine et à la propulsion de l'aéronef.
- les gaz de combustion sont d'abord évacués vers les étages « turbine » fournissant, par l'intermédiaire des aubes, l'énergie nécessaire à la rotation de l'arbre. Ils passent finalement dans une tuyère d'éjection contribuant à générer une force propulsive utile.

Ces différentes étapes sont illustrées en Figure 1-1 pour le cas d'un turboréacteur à double flux ou turbofan. Au sein de ce type de turboréacteur utilisé communément dans l'aviation civile, une partie de l'air admis est déviée dans un circuit de contournement et est éjectée directement dans la turbine. Cela permet d'augmenter la poussée par augmentation du débit de gaz. Cette figure montre également l'évolution de la température et de la pression aux divers étages du turboréacteur. Les conditions les plus extrêmes se retrouvent au niveau de la chambre de combustion où la température de l'écoulement chaud est plus élevée que les points de fusion des alliages utilisés (1300°C pour un superalliage Haynes 188). La protection de cette pièce est donc impérative.

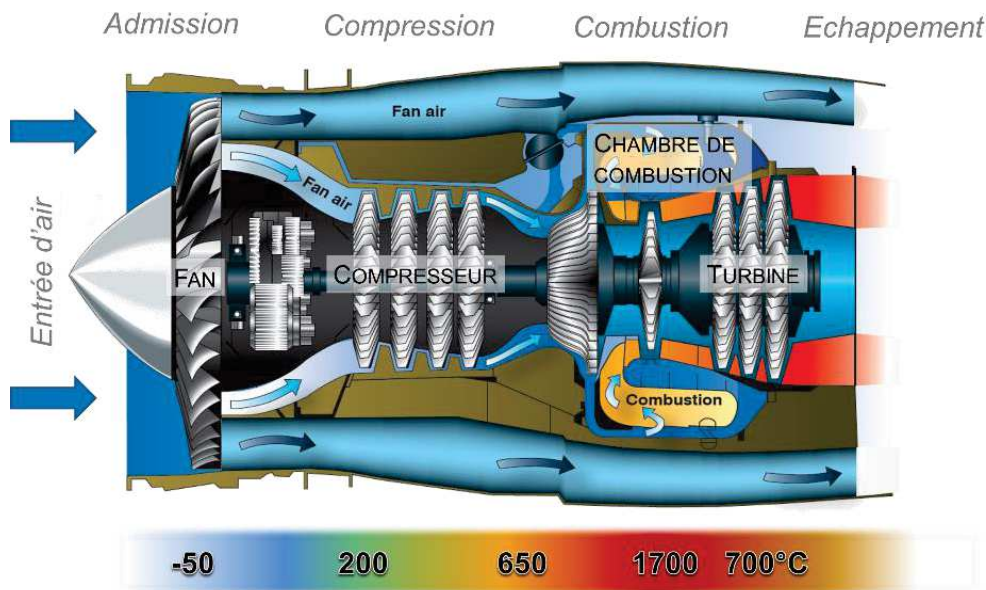


Figure 1-1 : Schéma de coupe d'un turbofan (« Transition to Jet-Powered Airplanes » 2016) et évolution des conditions de température suivant les étages d'un turboréacteur, adapté de (Rolls-Royce Plc 2015)

Le schéma en Figure 1-2a représente schématiquement une chambre de combustion annulaire en coupe, la zone en rouge décrit l'espace dans lequel a lieu la combustion. Afin de refroidir les parois, celles-ci sont perforées de trous : 20 à 40% de l'air issu du compresseur est détourné sous l'effet d'un gradient de pression et vient traverser la paroi de façon à la refroidir et à créer une couche limite assurant un film protecteur en surface (Lefebvre et Ballal 2010). Cet écoulement de refroidissement est représenté par les flèches bleues. Une couche de céramique supplémentaire est déposée en surface afin de diminuer la température vue par le métal : il s'agit de la barrière thermique.

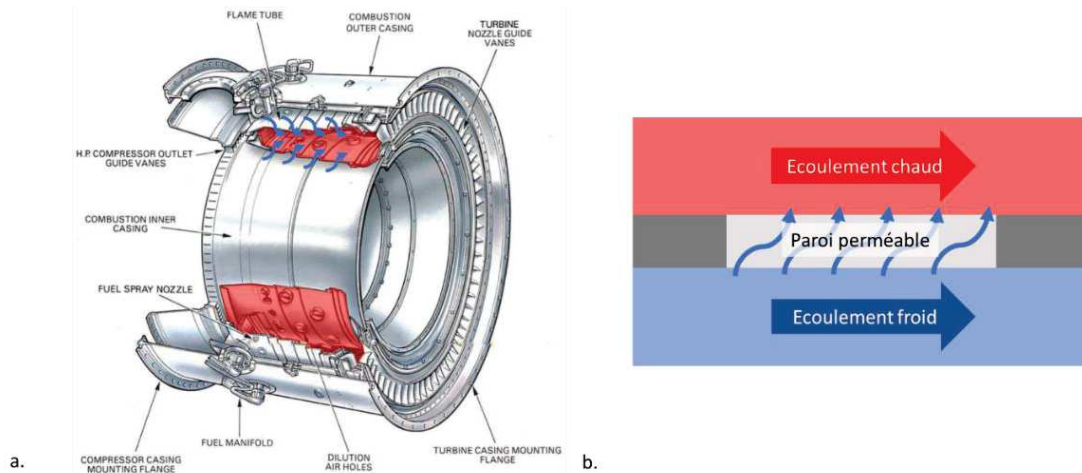


Figure 1-2 : Schéma représentant a) une chambre de combustion annulaire du RB211 (Rolls-Royce Plc 2015) et b) le système simplifié

La forme annulaire d'une chambre de combustion et les écoulements, réactifs et turbulents, présents en son sein sont très complexes. Afin d'étudier diverses techniques de refroidissement, il est donc nécessaire de simplifier le système. On le représente classiquement par une paroi plane à l'interface entre un écoulement chaud et un écoulement froid (cf. Figure 1-2b). Tous deux sont parallèles à celle-ci : on parle d'écoulements pariétaux. La paroi est alors caractérisée par sa perméabilité, c'est-à-dire sa capacité à faire pénétrer l'écoulement froid dans l'écoulement chaud.

Le même type de refroidissement est appliqué aux aubes de turbine, les références bibliographiques traitent souvent le problème de la même façon. Cependant, le cas de la chambre de combustion est particulier, en ce sens que les niveaux de température obtenus, proches de l'équilibre chimique, sont bien plus élevés de ceux rencontrés au niveau de la turbine : les produits de la combustion, notamment le  $\text{CO}_2$ , l'eau et la présence potentielle de particules de suies génèrent un très fort rayonnement, qui influence notablement le transfert thermique à la paroi. De plus, l'écoulement est volontairement très turbulent et tridimensionnel afin de stabiliser la flamme, ce qui rend la prédiction des flux thermiques subis par la paroi très difficile.

L'objectif de ce chapitre est tout d'abord de dresser un bilan thermique au niveau d'une paroi de chambre de combustion, puis de faire le point sur deux stratégies de refroidissement adaptées à ce problème : la multiperforation et la transpiration. Le sujet de cette étude sera alors précisé.

## B. Bilan thermique d'une paroi de chambre de combustion refroidie par flux d'air

La paroi de chambre de combustion est dans la solution actuelle perforée de trous droits, mais nous verrons dans la suite que d'autres morphologies de paroi perméable peuvent être envisagées. On considère que la paroi perméable sépare un écoulement chaud (de température  $T_c$ , de pression  $P_c$  et de vitesse  $u_c$ ) et un écoulement froid (de température  $T_f$  et de vitesse  $u_f$ ). Une surpression  $\Delta P$  est appliquée côté froid afin de forcer l'écoulement froid au sein de la paroi. La paroi perméable est alors soumise aux divers flux de chaleur représentés en Figure 1-3. Dans tout le manuscrit les indices c, i et f se référeront à l'écoulement chaud, à l'intérieur de la paroi et froid respectivement. L'indice p correspondra à la valeur du paramètre en paroi.

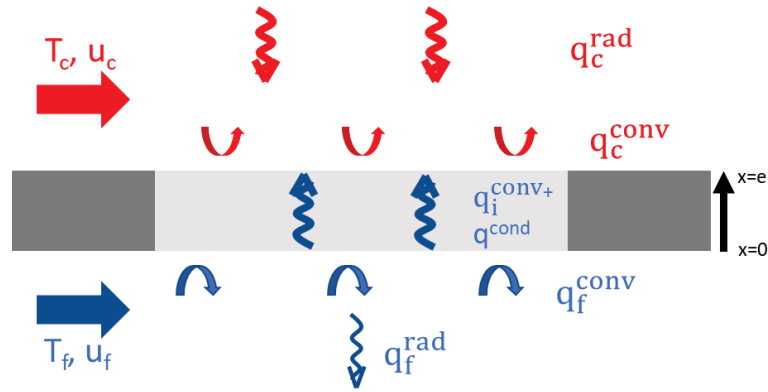


Figure 1-3 : Schéma du bilan thermique autour d'une paroi de chambre de combustion

Les flux de chaleur « entrants » sont :

- un flux convectif côté chaud  $q_c^{conv}$
- un flux radiatif  $q_c^{rad}$

Les flux de chaleur « sortants » sont :

- un flux convectif côté froid  $q_f^{conv}$
- un flux convectif à l'intérieur de la plaque  $q_i^{conv}$
- un flux radiatif côté froid  $q_f^{rad}$ .

Enfin, un flux conductif  $q^{cond}$  à l'intérieur de la plaque tend à homogénéiser la température dans le solide.

Cette partie vise à détailler les sources de ces divers flux de chaleur et à fournir une expression mathématique permettant de développer l'écriture du bilan thermique.

Les ordres de grandeur des caractéristiques de la plaque et de l'écoulement dans une situation réelle sont :

- $e = 0,9 - 1,2$  mm
- $T_c = 1800 - 2000^\circ\text{C}$  et  $u_c = 30$  m/s
- $T_f = 400-500^\circ\text{C}$  et  $u_f$  vaut un peu plus que  $u_c$
- $\Delta P/P_c = 2,5-3\%$  et  $P_c = 3.10^6$  Pa en régime de croisière

### B.1. Les flux convectifs

La paroi est soumise à divers flux convectifs générés par l'écoulement froid, par l'écoulement traversant et par l'écoulement chaud. Ces flux peuvent tous s'écrire de la forme suivante :

$$q^{conv} = h (T_p - T_{ref})$$

Avec  $h$  le coefficient d'échanges thermiques,  $T_p$  la température de paroi et  $T_{ref}$  une température de référence. Ce formalisme en apparence simple utilise pourtant deux paramètres difficiles à quantifier :  $h$  et  $T_{ref}$ .

La température de référence doit caractériser la température du fluide en contact avec la paroi. Côté froid, la température de l'écoulement froid peut constituer une bonne approximation, mais à l'intérieur de la plaque cette approximation n'est plus vraiment valable puisque le fluide a été chauffé par le contact de la paroi. Côté chaud, la température de référence serait en pratique intermédiaire entre la température du flux de refroidissement et celle de l'écoulement chaud.

Quant au coefficient d'échanges thermiques  $h$ , il dépend à la fois des caractéristiques de l'écoulement (propriétés thermiques du fluide, régime d'écoulement, vitesse) et des caractéristiques de la paroi comme la rugosité. La valeur de ce paramètre étant très difficile à calculer théoriquement, elle est donc habituellement déterminée expérimentalement (Pinson 2016).

## B.2. Les flux radiatifs

Comme précisé précédemment, la paroi est également soumise à des flux radiatifs entrant et sortant. Le flux radiatif côté chaud est émis par deux sources bien distinctes : les suies et les gaz issus de la combustion. Ces flux sont extrêmement difficiles à évaluer car ils sont le fruit d'un processus réactionnel et dépendent donc des proportions combustible/comburant (caractéristique de la *richesse* du mélange), de la géométrie de la flamme, de la distance à la flamme... Lefebvre et al. (2010) proposent une formulation de ce flux. La plaque rayonne elle aussi côté froid, ce flux dépend de l'émissivité de paroi qui peut évoluer pendant l'utilisation, notamment à cause de l'oxydation des matériaux constitutifs et d'éventuels dépôts. Il peut en pratique être négligé (Lefebvre et Ballal 2010).

## B.3. La conduction dans la phase solide

Enfin, la plaque est soumise à un flux conductif qui tend à homogénéiser la température au sein de la pièce. La capacité d'un matériau dense à diffuser la chaleur est quantifiée par le paramètre conductivité thermique  $\lambda_{th}$ . Dans une vision homogénéisée de la paroi, on utilisera un paramètre de conductivité effective  $\lambda_{th,eff}$  qui prend en compte la conductivité du matériau constitutif et l'architecture de la pièce, Pinson (2016) a établi un état de l'art sur ce sujet.

Dans le cas d'un flux de chaleur variant selon l'épaisseur de paroi  $x$ , la loi de Fourier s'exprime ainsi :

$$q^{cond} = -\lambda_{th,eff} \frac{dT_{p,x}}{dx}$$

## B.5 Résumé de la problématique

Cette partie a permis de dresser un bilan thermique autour de la paroi perméable d'une chambre de combustion. Il s'agit alors de développer des stratégies permettant de favoriser le refroidissement le plus efficace. Afin de quantifier les performances des différentes solutions, deux paramètres sont à définir.

Le taux de soufflage correspond au ratio de débit massique entre l'écoulement de refroidissement et l'écoulement chaud. Il est défini par :

$$\tau = \frac{\rho_i \cdot u_i}{\rho_c \cdot u_c}$$

Où  $u$  représente le module des vitesses externe et de soufflage et  $\rho$  la masse volumique des écoulements associés.

De plus, une solution de refroidissement est décrite par son efficacité de refroidissement  $\eta$ , définie par :

$$\eta = \frac{T_c - T_p}{T_c - T_f}$$

La valeur de  $T_p$  correspond à la température de paroi côté chaud. Cette efficacité vaut 0 si la plaque n'est pas du tout refroidie ( $T_p = T_c$ ) et 1 si elle l'est parfaitement ( $T_p = T_f$ ). On peut également définir l'efficacité de refroidissement adiabatique  $\eta_{ad}$  pour laquelle la température de paroi considérée est celle d'un cas sans transfert de chaleur vers la phase solide. En pratique, l'efficacité de refroidissement peut être

déterminée expérimentalement par des mesures de température obtenues par thermographie infrarouge. Le chapitre 5 traite de la détermination expérimentale de cette efficacité de refroidissement pour les diverses solutions développées au cours de la thèse.

Ainsi, une solution optimale de la paroi de chambre de combustion correspondrait à une valeur de  $\eta$  maximale pour une valeur de  $\tau$  minimale. L'optimisation de la solution de refroidissement passe notamment par la conception de sa structure interne, comme nous le verrons dans la suite de ce chapitre.

La partie suivante vise à décrire la solution actuellement implémentée dans les turboréacteurs : la multiperforation. Dans un premier temps, on s'intéressera à l'écoulement issu de l'injection à travers un seul trou, puis le cas d'une plaque multiperforée complète sera abordé. L'objectif est de montrer l'influence de divers paramètres géométriques ou d'écoulement sur l'efficacité de refroidissement obtenue.

## C. Solution actuelle : le « film cooling »

### C.1 : Présentation globale

La stratégie utilisée actuellement consiste à privilégier la protection externe plutôt que le refroidissement interne de la paroi de chambre de combustion. Pour cela, on utilise une géométrie permettant de créer un film isolant en surface chaude lors de la traversée de l'écoulement froid : c'est ce qu'on appelle le film cooling.

La paroi est une plaque multiperforée de trous cylindriques inclinés dans le sens de l'écoulement d'un angle  $\alpha = 30^\circ$ , comme illustré en Figure 1-4a, et placés en quinconce. Les jets en sortie des trous coalescent en un film adhérent à la plaque, qui l'isole de l'écoulement chaud. Ainsi les échanges convectifs côté chaud ne se font plus qu'entre la plaque et ce film isolant : le flux convectif côté chaud  $q_c^{conv}$  est alors fortement réduit. De plus, la plaque est refroidie par des échanges de chaleur internes  $q_i^{conv}$ . Ces échanges permettent notamment d'évacuer le flux radiatif, contre lequel le film n'apporte pas de protection. Le bilan thermique est schématisé en Figure 1-4b.

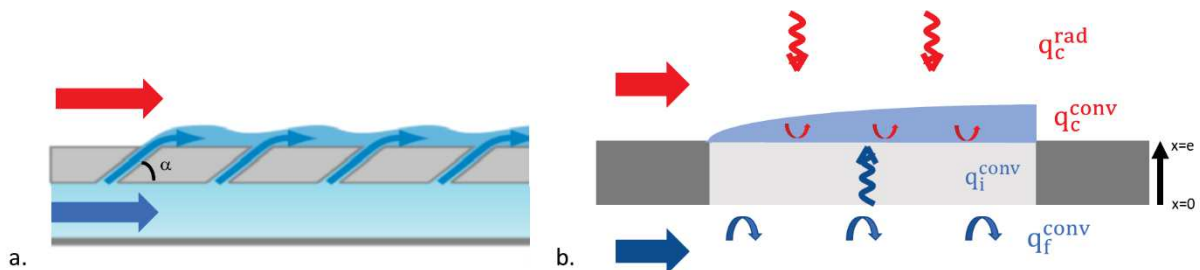


Figure 1-4 : Schémas représentant a) l'écoulement autour d'une plaque multiperforée et b) le bilan thermique. Le flux convectif côté chaud n'est pas représenté pour plus de lisibilité.

Un échantillon de plaque multiperforée industrielle est illustré en Figure 1-5a. La Figure 1-5b est une image obtenue par vélocimétrie laser montrant l'établissement du film le long d'une plaque multiperforée issue des travaux de Rouvreau (2001), ce point sera développé plus en détail en partie C.3.

Afin de pouvoir supporter les très hautes températures, la plaque est fabriquée en superalliages base nickel ou plus souvent base cobalt (Hastelloy X ou Haynes 188). Ces matériaux offrent un bon compromis entre faible densité, tenue à haute température et résistance à l'oxydation. Les trous sont ensuite usinés par perforation laser. Puis, la paroi est recouverte d'une barrière thermique. Il s'agit d'une couche de 200 à 500  $\mu\text{m}$  de céramique, traditionnellement de la zircone yttrée déposée par projection plasma. Elle permet de réfléchir une partie du rayonnement reçu et, de par sa faible conductivité thermique, d'abaisser la température vue par le matériau métallique de 40 à 70°C (Lefebvre et Ballal 2010). Finalement, son effet est proche de celui du film cooling : en participant à l'isolation de la plaque côté chaud elle permet d'augmenter



l'efficacité du refroidissement côté froid. Afin d'assurer une bonne adhérence au substrat métallique, une sous-couche métallique (typiquement en NiCrAlY) est déposée à l'interface entre la plaque et la barrière thermique.

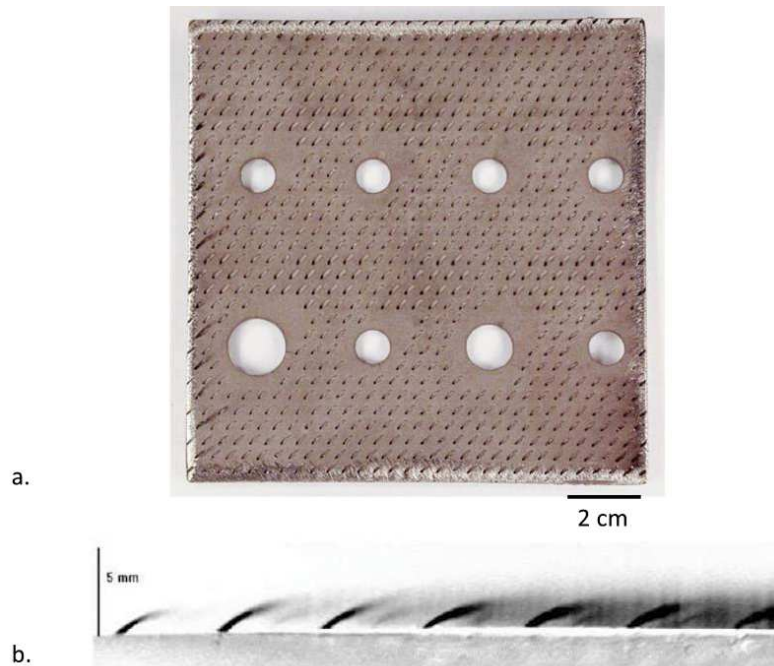


Figure 1-5 : a) Photographie d'une plaque multiperforée industrielle (courtoisie de CRMA®). Les trous de gros diamètres correspondent à des trous de dilution ; b) Image issue d'un essai de vélocimétrie laser représentant l'établissement du film cooling sur une plaque multiperforée (Rouvreau 2001)

La multiperforation est une technique très efficace : les efficacités atteintes sont supérieures à 0,8 (Emidio 1998). L'efficacité obtenue dépend cependant de nombreux paramètres tels que la géométrie des trous, les caractéristiques des écoulements chaud et froid, ainsi que le taux de soufflage.

Il convient de noter que d'autres techniques de refroidissement sont employées dans les chambres de combustion et dans les aubes de turbine, mais elles ne feront pas l'objet de cette étude. On peut citer l'utilisation de fentes plutôt que de trous (Richard J. Goldstein 1971; Farmer, Seager, et Liburdy 1997) qui permet de former un film très efficace mais affaiblit considérablement la pièce. Elle n'est donc utilisée que très localement. Nous verrons en partie D que les fortes efficacités de refroidissement obtenues par cette technique ont inspiré la géométrie de trous « console » étudiée par Sargison (2001).

Par ailleurs, le refroidissement par jet impactant (« impingement »), schématisé en Figure 1-6, est utilisé au niveau du bord d'attaque des aubes où les coefficients d'échanges convectifs chauds sont très importants ou dans les tuyères où les sollicitations mécaniques sont faibles. Il consiste à refroidir la surface chaude par impact d'un ou plusieurs jets d'air froid (Viskanta 1993). Cette technique est très efficace mais demande une double surface et donc affaiblit structuralement et alourdit la pièce.

Afin de comprendre les mécanismes de refroidissement d'une plaque multiperforée, il est intéressant de commencer par étudier le cas le plus simple d'un trou ou d'une rangée de trous. La partie suivante vise à décrire l'interaction entre le jet issu d'un trou et l'écoulement chaud, que l'on qualifiera ici d'écoulement principal. Les problématiques de décollement du jet et l'influence de l'inclinaison des trous seront notamment abordées.



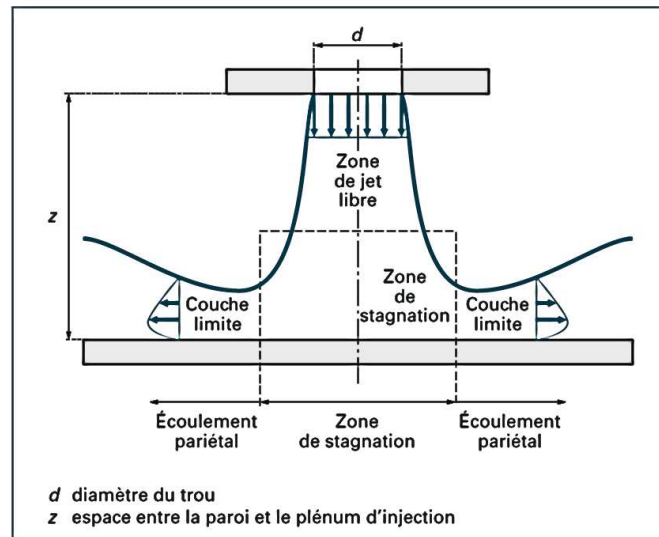


Figure 1-6 : Schéma représentant la technique de jet impactant (Viskanta 1993) adapté par Facchini (2005)

## C.2 Etude film cooling produit par un trou ou une rangée de trous : un écoulement complexe et tridimensionnel

Le film cooling a des caractéristiques fortement tridimensionnelles et instationnaires. Fric (1990) a étudié l'interaction entre un jet issu d'un trou droit et un écoulement transverse. Il a pu observer expérimentalement l'écoulement grâce à une technique d'ensemencement à intervalles réguliers (« smoke-wire flow ») qui met en évidence la déformation de la trajectoire des lignes de courant. Cette technique lui a permis de décrire les différentes structures tourbillonnaires issues de l'interaction entre jet et écoulement principal, illustrées en Figure 1-7. En première approximation, la formation de ces structures peut être expliquée par l'analogie entre le jet et un obstacle solide, comme pourrait l'être le cas classique d'un cylindre.

On note particulièrement les deux tourbillons contrarotatifs qui vont avoir tendance à ramener l'air chaud de l'écoulement principal sur la plaque et peuvent donc avoir des conséquences néfastes. Dans la partie suivante, des solutions permettant de limiter les effets de ces tourbillons seront présentées.

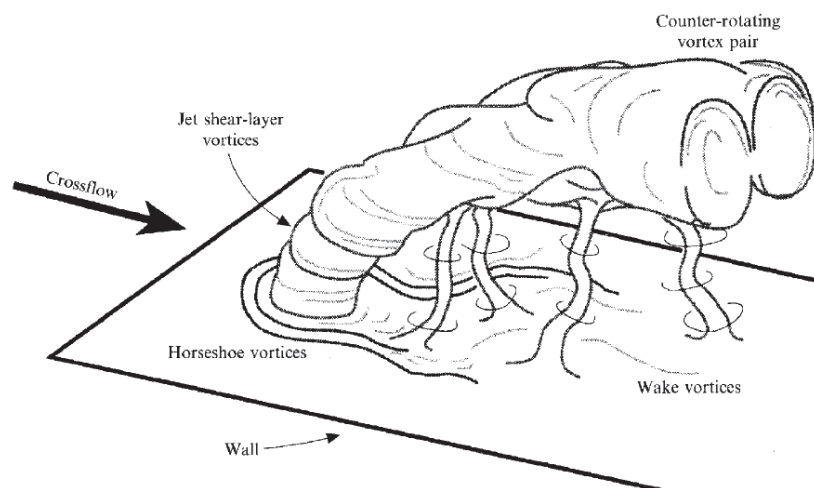


Figure 1-7 : Schéma représentant les structures tourbillonnaires issues de l'interaction entre un jet issu d'un trou droit et l'écoulement principal (T. F. Fric et Roshko 1994).

Ces structures tourbillonnaires sont fortement influencées par les paramètres d'écoulement des fluides chaud et froid. Par exemple, la Figure 1-8 issue des travaux de Andreopoulos et al. (1984) représente l'écoulement issu d'un trou droit pour deux rapports  $u_i/u_c$ . Dans les deux cas, l'air issu du trou est dévié

dans le sens de l'écoulement chaud, mais les effets de l'injection sont différents. Pour les faibles rapports de vitesse, le jet a tendance à être plaqué dès la sortie du trou vers la paroi. Pour de plus forts rapports de vitesse par contre, le jet pénètre dans l'écoulement chaud avant de progressivement être dévié vers la plaque, ce qui crée une paire de tourbillons contrarotatifs. Autrement dit, pour des taux d'injection trop faibles, on n'obtient pas un film consistant en surface, mais pour des taux d'injections trop importants, le jet décolle. Il existe donc une plage optimale de taux d'injection permettant d'offrir la meilleure protection de la plaque.

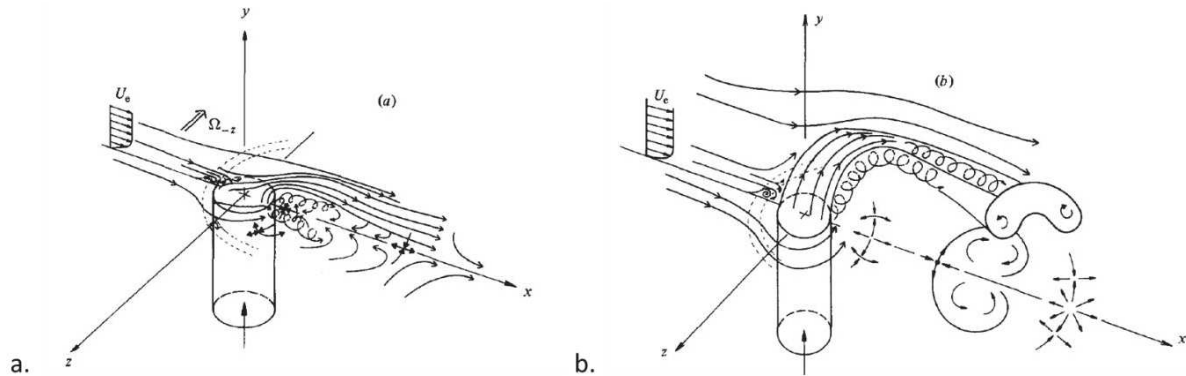


Figure 1-8 : Schéma représentant l'interaction entre le jet issu d'un trou droit et l'écoulement principal pour des rapports  $u_i/u_e$  valant a) 0,5 et b) 2. (Andropoulos et Rodi 1984)

Le lien entre taux de soufflage et décollement du jet a été confirmé numériquement par l'étude de [Leylek et al. \(1993\)](#) qui ont simulé l'interaction entre l'écoulement issu d'une rangée de trous inclinés à  $\alpha = 35^\circ$  et l'écoulement principal. L'objectif était de retrouver les efficacités de refroidissement mesurées expérimentalement par [Sinha et al. \(1991\)](#) et de les corréler à une étude précise de l'écoulement. La Figure 1-9 montre la distribution des vecteurs vitesse superposée aux contours d'iso-température en aval d'un trou pour différents taux de soufflage. Pour de forts taux de soufflage, le jet décolle et la paire de tourbillons contrarotatifs apparaît entraînant le passage de l'écoulement chaud sous le jet.

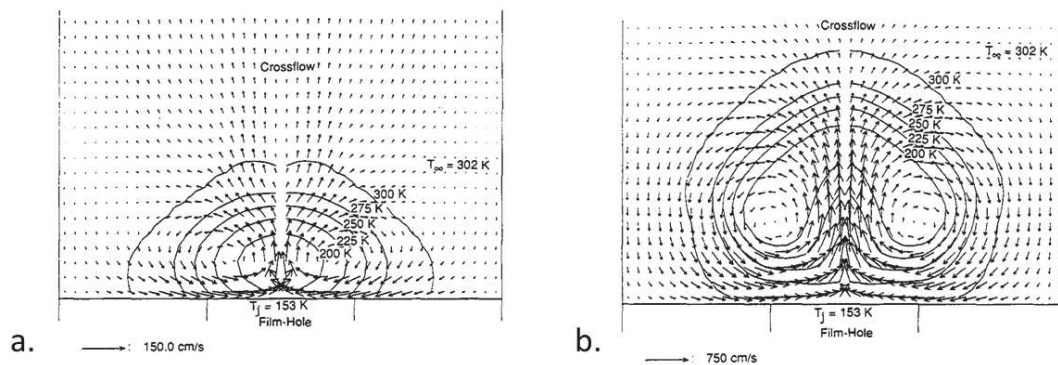


Figure 1-9 : Champ des vecteurs vitesse en sortie d'un trou droit et contours iso-température pour différents taux d'injection : a)  $\tau = 0.5$ , b)  $\tau = 2$ . (Leylek et Zerkle 1993)

L'effet néfaste de ce décollement est également confirmé notamment par les travaux de [Baldauf et al. \(1999\)](#) et [Thole et al. \(1992\)](#) reportés par [Bogard et al. \(2006\)](#). Au cours de cette dernière étude, les auteurs ont mesuré les profils de température des fluides dans l'axe des trous pour une rangée de trous inclinés de  $\alpha = 35^\circ$ . Comme illustré en Figure 1-10, ils ont mis en évidence des conditions d'injection pour lesquelles on obtenait un jet qui adhère bien à la surface (a), un jet qui décolle (c) et des situations intermédiaires (b). Ils ont alors montré que cet effet était fortement lié au taux de moment d'injection ou rapport d'énergie cinétique  $I$  défini comme suit :

$$I = \frac{u_i^2 \cdot \rho_i}{u_c^2 \cdot \rho_c}$$

Pour  $I < 0.4$  le jet adhère à la surface, pour  $I > 0.8$  il décolle complètement et pour  $0.4 < I < 0.8$ , le jet décolle sur une certaine distance puis est plaqué sur la paroi.

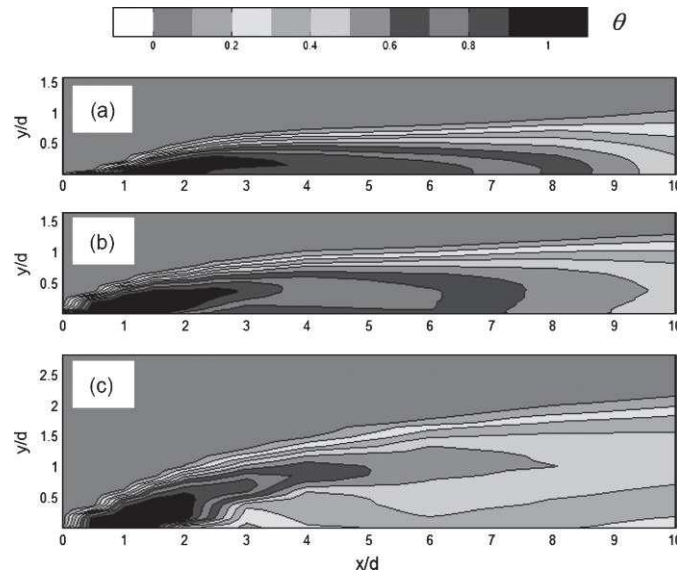


Figure 1-10 : Champ d'efficacité de refroidissement le long de la ligne centrale des trous : a) le jet adhère à la paroi ; b) le jet décolle et est ensuite dévié vers la paroi ; c) le jet décolle complètement. Issu des travaux de Thole (1992) repris par Bogard (2006)

Ainsi, pour assurer un bon refroidissement, il faut éviter le décollement du jet. A cet effet, dans les deux études précédentes, les trous ont été inclinés dans le sens de l'écoulement. L'influence de l'inclinaison des trous a été étudiée par Cho (1995) et al. et plus récemment par Yuen et al. (2005). Dans cette dernière étude très complète, les auteurs ont mesuré expérimentalement les efficacités de refroidissement obtenues pour une rangée de trous ayant un angle  $\alpha$  de  $30^\circ$ ,  $60^\circ$  ou  $90^\circ$ . La Figure 1-11 montre l'efficacité mesurée dans l'axe du trou, en fonction de la distance au trou pour deux taux de soufflage différents. Les valeurs obtenues sont assez faibles puisqu'on ne bénéficie pas de l'effet conjugué de plusieurs rangées de trous. En toute logique, les valeurs maximales sont obtenues près du trou. Cependant, plus il est incliné, plus la valeur maximale obtenue est importante, ce qui est dû à une meilleure adhérence du jet à la paroi. L'angle de  $30^\circ$  par rapport à l'horizontale semble donc le plus approprié, c'est effectivement celui qui est utilisé dans les plaques multiperforées industrielles.

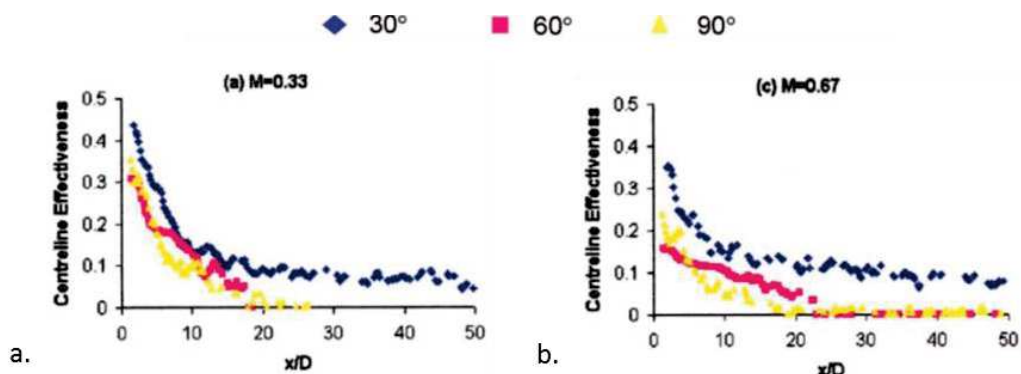


Figure 1-11 : Graphiques représentant l'efficacité le long de la ligne centrale des trous pour un taux de soufflage de a) 0,33 et b) 0,67. (Yuen et Martinez-Botas 2005)

Ces diverses études ont permis de mieux comprendre l'interaction entre un jet issu d'un trou et l'écoulement principal. Il en découle qu'afin d'optimiser le refroidissement, il faut limiter le décollement du

jet puisqu'il génère une paire de tourbillons contrarotatifs qui ramène les fluides chauds sous le jet. Pour cela, on peut jouer sur des paramètres d'écoulement comme le taux de soufflage ou le moment de l'injection, ou des paramètres géométriques simples comme l'angle des trous.

Pourtant, le film cooling ne peut pas être décrit uniquement par le cas d'un trou ou d'une rangée de trous. En effet, celui-ci repose sur la coalescence d'une multitude de jets en un film consistant. La partie suivante vise donc à décrire l'établissement du film créé par une plaque multiperforée réelle et présente une corrélation permettant de relier l'efficacité de refroidissement d'une plaque entière à celle de chaque trou.

### C.3 Effet conjoint de plusieurs trous : le cas d'une plaque multiperforée réelle

Dans une plaque multiperforée, le film ne s'établit pas dès le premier trou. La Figure 1-12 montre les différentes zones caractéristiques du film le long des rangées de multiperforations. Les premiers trous se trouvent dans la *zone dite d'attaque*, les jets se mélangent à l'écoulement principal et la plaque est mal refroidie. Cette zone est donc particulièrement critique pour les pièces. Puis, à partir d'une dizaine de rangées, l'interaction des jets permet de créer un film consistant, il s'agit de la *zone établie* qui est bien protégée. Enfin, en aval de la surface multiperforée, le film persiste sur une certaine distance appelée *zone de recouvrement* avant de se dissiper dans l'écoulement principal.

Ces différentes zones peuvent être illustrées par les résultats de simulations aérothermiques issues de la thèse de Cottin (2013). La Figure 1-13 montre l'évolution du flux de chaleur adimensionné côté chaud pour un cas de calcul correspondant aux essais expérimentaux de Emidio (1998). Le calcul tridimensionnel a été effectué grâce au code CEDRE. Sur la cartographie, l'écoulement se dirige de gauche à droite. La zone d'attaque est bien visible sur les premiers trous où les flux de chaleur sont très importants localement, surtout dans l'espace inter-trous. Puis on rentre progressivement dans la zone établie : le flux diminue car le film créé limite les échanges entre la plaque et l'écoulement chaud. Enfin, après le dernier trou, le film persiste sur une zone de recouvrement.

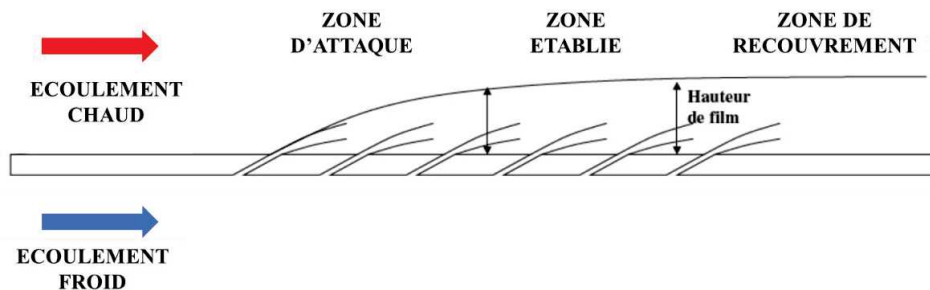


Figure 1-12 : Schéma représentant les différentes zones d'établissement du film cooling dans le cas d'une plaque multiperforée (adapté de Cottin 2013)

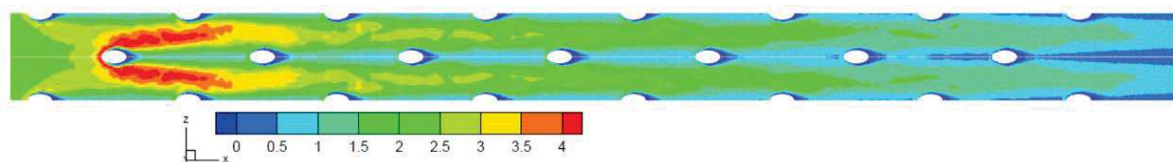


Figure 1-13 : Cartographie du flux de chaleur côté chaud, cas de calcul n°5 (Cottin 2013) Le calcul a été effectué sur deux rangées de demi-trous, un effet miroir a permis de reconstituer la rangée centrale de trous.

Cependant, ce type de calcul permettant de calculer l'efficacité de refroidissement le long d'une plaque multiperforée peut être très lourd. En effet, l'écoulement étant très tridimensionnel, il s'agit forcément de calculs de type volumes finis avec couplage aérothermique, sur des géométries 3D. De plus, le maillage doit être très raffiné dans les zones de fortes variations des paramètres d'écoulement ou de flux thermiques. A titre d'exemple, le maillage du calcul de Cottin (2013) présenté précédemment compte 2,5

millions de cellules pour la partie fluide. Enfin, il est nécessaire d'effectuer le calcul sur un volume correspondant à un grand nombre de trous pour pouvoir reproduire la zone de film établi.

C'est pourquoi, dans les années 1960, des études ont cherché à établir des corrélations entre l'efficacité mesurée pour un trou et celle produite par une plaque multiperforée. On peut citer notamment le principe de superposition proposé par [Sellers \(1963\)](#). Cependant, cette méthode néglige les effets d'interaction entre trous très proches les uns des autres, ce qui induit une surestimation des valeurs d'efficacité à partir de quelques rangées de trous ([Harrington et al. 2001](#)).

Le problème est donc déjà complexe pour un seul trou et le devient encore plus lorsqu'on essaye de prédire les efficacités de refroidissement sur une plaque multiperforée complète. Afin de pouvoir simuler le film cooling sur une chambre de combustion entière, il faut diminuer drastiquement les temps de calcul. Pour cela, de nombreux travaux visent à établir des modèles de paroi homogène. En ce sens, on peut notamment citer les thèses de [Mendez, \(2007\)](#), de [Cottin \(2013\)](#) et de [Arroyo-Callejo \(2016\)](#), qui visent à mettre au point des modèles reproduisant au mieux les essais expérimentaux issus de la thèse de [Emidio \(1998\)](#).

#### C.4 Facteurs influençant les performances de la solution multiperforée et limitations en tenue mécanique

Depuis les années 1960, de nombreuses études ont été menées pour optimiser le film cooling d'une plaque multiperforée complète. Le Tableau 1-1 issu des travaux de [Bogard et al. \(2006\)](#) récapitule les divers facteurs influençant les efficacités de refroidissement obtenues. Il s'agit principalement de paramètres caractéristiques des écoulements, de la géométrie et de l'agencement des trous ainsi que de la géométrie de la pièce. Dans cette thèse nous nous intéresserons principalement à la deuxième famille de paramètres.

Parmi les nombreuses études paramétriques visant à optimiser les performances de cette paroi, on peut citer la thèse d'[Emidio \(1998\)](#) qui s'est intéressé notamment à l'influence de l'angle et du diamètre des trous sur l'efficacité de refroidissement.

Tableau 1-1 : Tableau récapitulatif des différents paramètres influençant l'efficacité de refroidissement d'une plaque multiperforée.  
Traduit à partir de [Bogard \(2006\)](#)

Conditions d'écoulement principal et de refroidissement	Géométrie et configuration des trous	Géométrie de la pièce
Taux de soufflage Taux de moment d'injection Turbulence de l'écoulement principal Rapport des densités des deux écoulements Caractéristiques de la couche limite en amont côté chaud Nombre de Mach de l'écoulement principal Instabilité de l'écoulement principal	Forme des trous Angle d'injection et angle giratoire des trous Espacement entre les trous Longueur des trous	Positionnement des trous dans la pièce (particulièrement important pour les aubes de turbine) Courbure de la paroi Rugosité de la paroi.

Les études tendent à montrer que pour obtenir un refroidissement homogène à iso-porosité, il faut augmenter la quantité de trous et diminuer leur taille. Se posent alors des problèmes de fabrication et surtout de tenue mécanique. En effet, même si la chambre de combustion n'est pas soumise à de très fortes contraintes, elle subit tout de même un chargement thermomécanique qui peut mener à une fissuration précoce de la pièce. Les fortes concentrations de contrainte autour des trous en font une source d'amorçage de fissures qui peuvent ensuite se propager et coalescer avec d'autres fissures ou d'autres trous. La Figure 1-14 illustre le cas d'une zone multiperforée endommagée sur une chambre de combustion industrielle. Diverses fissures ont été amorcées en surface des trous et l'une d'entre elle s'est propagée de trou en trou.



Ce sujet fait l'objet des thèses de [Salgado Goncalves \(2013\)](#) et de [Fernandes Pereira \(En cours\)](#), commencée en 2016 à l'ONERA.

La multiperforation est donc une solution qui permet d'obtenir un bon refroidissement, mais qui peut encore être optimisée. C'est pourquoi, dans l'idée d'augmenter l'efficacité de refroidissement en diminuant le débit traversant, de très nombreuses géométries de trous ont été étudiées dans la littérature. L'objectif principal est d'améliorer le film cooling en limitant le décollement des jets. Une vue d'ensemble est proposée dans la partie suivante.



Figure 1-14 : Photographie d'une plaque multiperforée fissurée issue d'une chambre de combustion industrielle (Courtoisie de CRMA®)

## D. Nouveaux designs de trous pour améliorer le film cooling

Les premiers travaux visant à modifier la forme des trous pour améliorer le film cooling datent des années 1970, notamment dans l'équipe de Goldstein à l'Université du Minnesota ([Richard J. Goldstein 1971](#)). Puis s'en sont suivies de très nombreuses études industrielles et académiques : on peut citer l'article de [Ekkad et al. \(2013\)](#) qui donne un aperçu de l'étendue des études qui ont suivi cet article fondateur ou le chapitre 3 du livre de [Han et al. \(2012\)](#) qui recense plusieurs centaines de publications sur le sujet.

Historiquement, les premières études visent surtout à évaser par des formes diverses la sortie des trous, c'est ce qu'on appelle les géométries « shaped holes ». L'objectif est d'éviter le décollement du jet à la paroi, à l'origine des tourbillons contrarotatifs qui ramènent l'écoulement chaud directement sur la plaque. En évasant la sortie, l'idée est d'augmenter la vitesse latérale du jet par rapport à sa vitesse axiale afin de favoriser l'étalement du jet sur la surface plutôt que sa pénétration dans l'écoulement chaud.

[Hyams et al. \(1997\)](#) proposent une étude comparée de plusieurs géométries de trous référencées dans la littérature. La Figure 1-15 présente une vision schématique de chaque géométrie : un trou cylindrique simple de référence (REF), deux trous avec sortie évasée (LDIFF et FDIFF), un trou avec entrée évasée (ISHAP). Enfin, la géométrie Cusp-shaped hole (CUSP) proposée à l'origine par [Papell \(1985\)](#) reproduit la forme projetée de la paire de tourbillons contrarotatifs visibles en Figure 1-15 afin justement d'éliminer ces tourbillons.

La géométrie LDIFF correspond à une famille de géométries de trous à la sortie évasée dénommée « fan-shaped » ([Richard J. Goldstein 1971](#); [K. Thole et al. 1998](#); [Gritsch, Schulz, et Wittig 1998](#); [Haven et al. 1997](#)). De nombreuses formes de sorties ont été étudiées : triangulaire, trapézoïdale, ellipsoïdale...

[Hyams et al. \(1997\)](#) montrent par cette étude numérique que la géométrie LDIFF engendre la meilleure diffusion latérale du jet et donne la meilleure efficacité de refroidissement. La géométrie FDIFF donne de bonnes performances dans l'axe du trou, mais ne crée pas de diffusion latérale du jet. Pour les structures REF, CUSP et ISHAP, le jet décolle et les performances sont en comparaison médiocres.

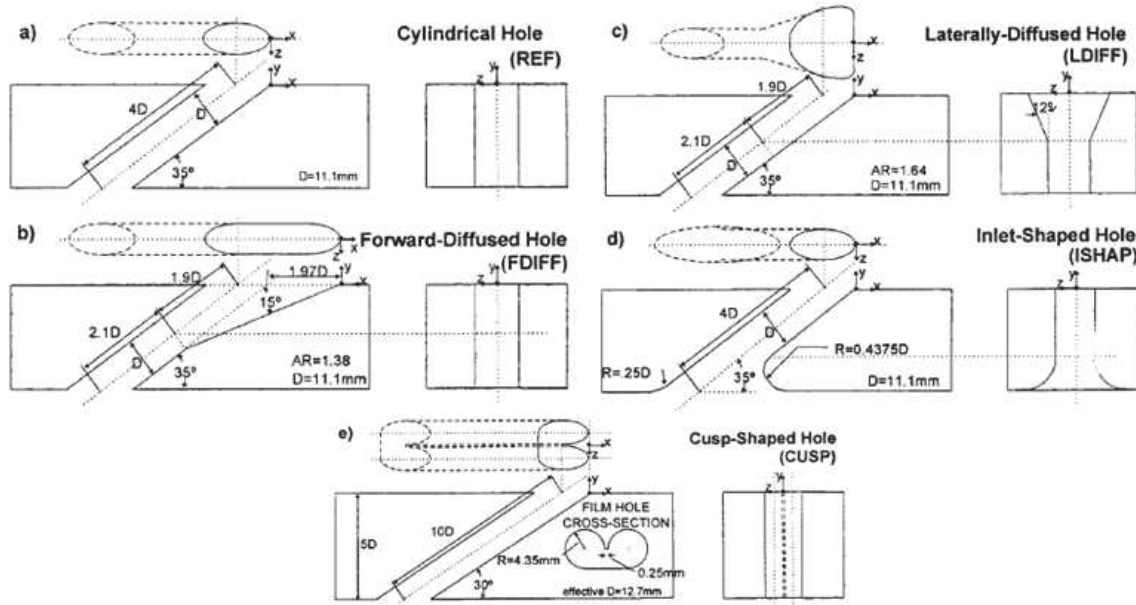


Figure 1-15 : Schéma présentant les différentes géométries de trous étudiées par Hyams (1997)

Dans la même idée, Sargison (2001) a étudié expérimentalement une géométrie de trou dénommée « converging slot hole » ou console, schématisée en Figure 1-16a. L'idée est de combiner les très bons résultats des fentes en termes de film cooling à la meilleure tenue mécanique des plaques perforées. Le trou est donc cylindrique côté froid et devient progressivement une fente côté chaud. Cette géométrie donne des résultats comparables à une géométrie fan-shaped, mais permet de limiter grandement le facteur de perte aérodynamique, lié au mélange des écoulements froid et chaud.

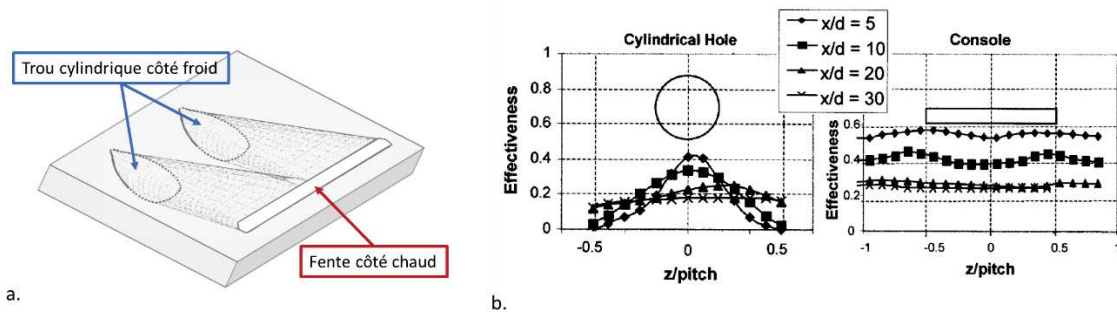


Figure 1-16 : a) Schéma de la géométrie « console » ; b) expansion latérale de l'efficacité de refroidissement dans le cas d'un trou cylindrique et d'une géométrie « console » (Sargison et al. 2002)

D'autres stratégies ont été développées pour augmenter l'efficacité de refroidissement. Par exemple, les trous peuvent être pivotés par rapport à la direction de l'écoulement (cf. Figure 1-17 a.), c'est ce qu'on appelle un angle giratoire ou « compound angle » (Ligrani et al. 1994; Sen, Schmidt, et Bogard 1996; Schmidt, Sen, et Bogard 1994). La Figure 1-17 issue des travaux expérimentaux de Schmidt et al. (1994) montre l'évolution spatiale de l'efficacité de refroidissement moyenne avec et sans angle giratoire pour deux taux de soufflage. On voit que pour les taux de soufflages faibles, cette configuration n'apporte pas de réelle amélioration. Pour de plus grands taux de soufflage, cependant, elle permet pratiquement de doubler l'efficacité mesurée. Ceci s'explique (R. J. Goldstein et Jin 2000) par la forte interaction entre le jet et l'écoulement principal qui plaque le jet sur la paroi et réduit son décollement. Les travaux numériques récents de Arroyo-Callejo (2016) à l'ONERA ont permis de mieux comprendre l'écoulement à travers une paroi à multiperforations giratoires et de développer un modèle homogène de paroi.

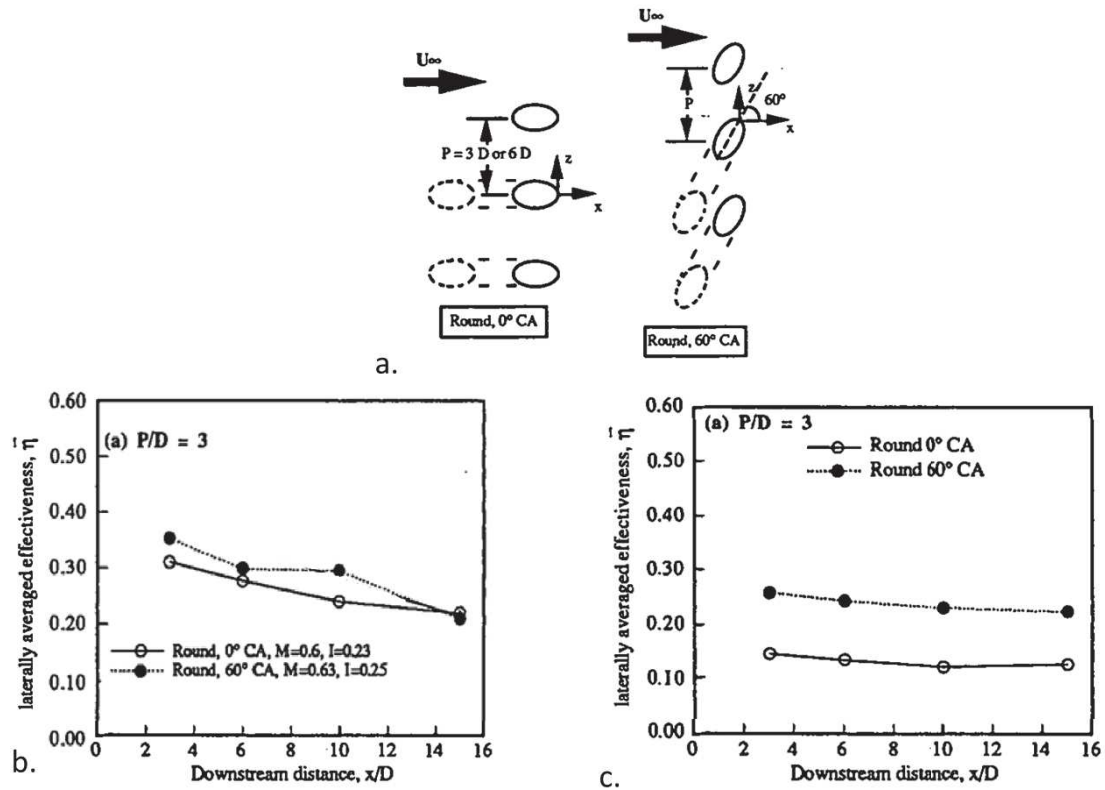


Figure 1-17 : a. Schéma d'une géométrie multiperforée simple (« Round 0° CA ») et avec un angle giratoire de 60° (« Round 60° CA ») ; évolution de l'efficacité de refroidissement moyennée en fonction de la distance axiale au trou pour un taux de soufflage valant b) 0,6 et c) 1,25.(Schmidt, Sen, et Bogard 1994)

Enfin, une dernière branche d'études repose sur le concept de géométries « anti-vortex ». Celles-ci visent à augmenter l'efficacité de refroidissement en créant un écoulement en sortie de trou qui vient contrer l'apparition des tourbillons contrarotatifs.

La structure géométriquement la plus simple est dénommée « Double-jet film-cooling » (DJFC) proposée par Kusterer et al. (2006) du centre de recherches de la NASA. Les trous sont ici conçus par paires avec un angle entre eux bien précis, de façon à ce que l'un des jets crée un tourbillon contrarotatif opposé à l'autre. L'idée est toujours d'éviter le décollement des jets et de favoriser leur expansion latérale. Les configurations étudiées sont présentées en Figure 1-18, parmi elles la config 2c produit bien le résultat attendu. Un calcul complet du film cooling produit par cette géométrie sur une aube de turbine a même été réalisé.

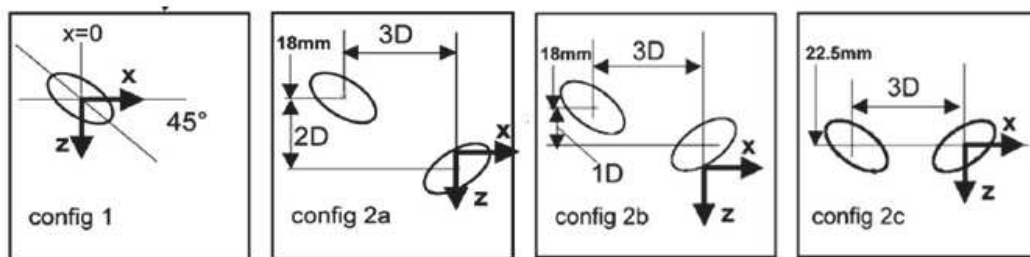


Figure 1-18 : Schéma des configurations « Double Jet film cooling » (DJFC) étudiées par Kusterer et al. (2006),  $x$  étant le sens de l'écoulement.

Cependant, en pratique il peut être difficile d'accorder le débit nécessaire aux deux trous pour ces structures DJFC. C'est pourquoi Kusterer et al. (2011) ont fait évoluer la structure double-jet en une géométrie dénommée *Nekomimi* où un trou côté froid s'ouvre en deux trous côté chaud avec un angle précis



entre eux, comme on peut le voir en Figure 1-19a. Dans la même idée, Heidmann et al. (2008) ont conçu des géométries permettant d'éliminer les tourbillons contrarotatifs qu'ils nomment « antivortex holes ». Il s'agit de trous droits connectés à deux trous de diamètre plus faible, comme on peut le voir en Figure 1-19b. Ils ont démontré numériquement que plus ces trous annexes sont proches du trou principal et sont connectés en profondeur dans la plaque, plus l'efficacité mesurée est élevée. Le problème vient alors de la faisabilité et de l'intégrité mécanique de ce genre de pièce où des zones très fines de matière séparent les trous.

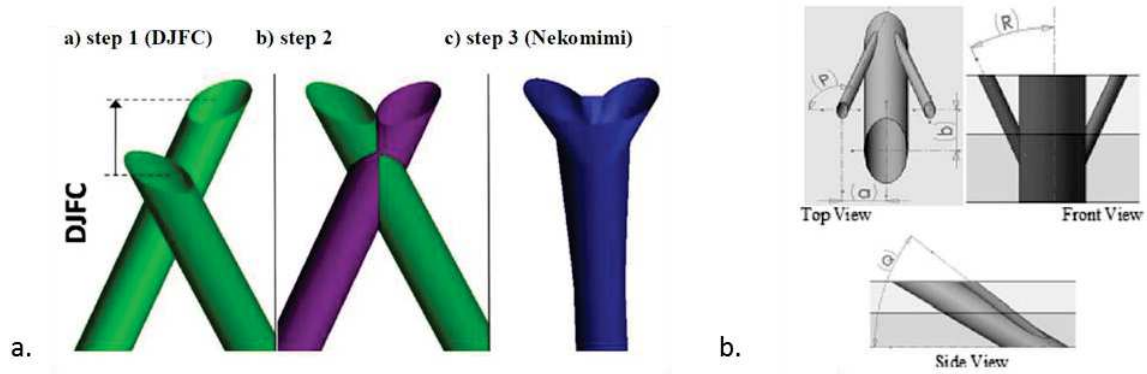


Figure 1-19 : a) Schéma de l'évolution d'une solution DJFC à une géométrie de trou unique Nekomimi (Kusterer et al. 2013); b) schéma d'une géométrie antivortex (Dhungel et al. 2009)

En s'inspirant de ces résultats, LeBlanc et al. (2013) ont mis au point un design dénommé « tripod » où les canaux secondaires sont débouchants et forment un angle de  $15^\circ$  par rapport au canal principal. Ces structures, qui peuvent être combinées à une sortie de trou évasé, comme on peut le voir en Figure 1-20, donnent de meilleurs résultats en efficacité de refroidissement que les trous simples pour tout taux de soufflage, et ce surtout en amont de la plaque.

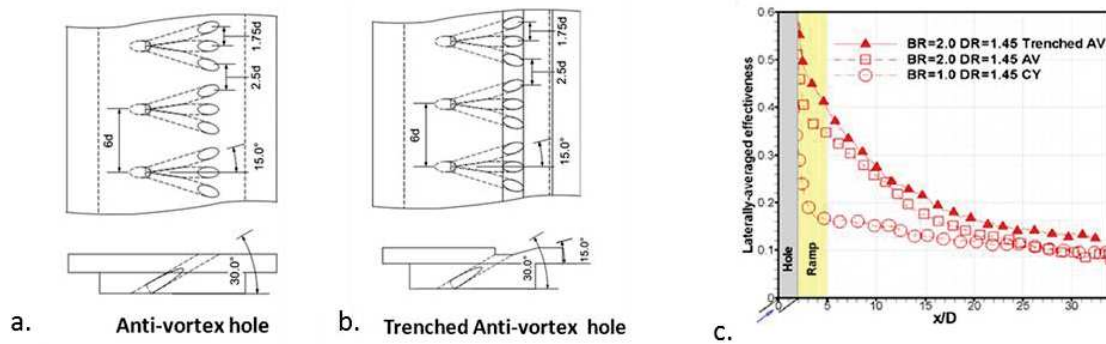


Figure 1-20 : Géométries tripod : a) sans sortie évasée (AV) et b) avec sortie évasée (Trenched AV) ; c) évolution de l'efficacité de refroidissement moyennée e fonction de la distance axiale aux trous (LeBlanc, Narzary, et Ekkad 2013)

Enfin, dans cette même idée de modifier les structures tourbillonnaires en sortie de jet, on peut citer les idées originales de Shih et al. (1999) et de Nasir et al. (2003). La première équipe a étudié l'effet de l'addition d'une poutre verticale ou horizontale dans un trou de plaque multiperforée, comme illustré en Figure 1-21a. Bien qu'elle altère l'écoulement dans le trou, celle-ci n'augmente pas significativement l'efficacité mesurée. Nasir et al. (2003), ont quant à eux étudié l'effet d'une languette triangulaire positionnée à la sortie du trou, avec différents angles (cf. Figure 1-21b). Il montre que si cette languette est positionnée parallèlement à la plaque, de vraies améliorations en termes d'efficacité de refroidissement sont mesurées. Cependant, dans le premier cas il s'agit d'une étude numérique, et dans le deuxième, il s'agit d'études expérimentales sur des trous de 1,27 cm de diamètre. Pour des diamètres de trous de l'ordre de

ceux de chambres de combustion industrielles (0,3-0,5 mm), ces deux solutions semblent très difficiles à élaborer.

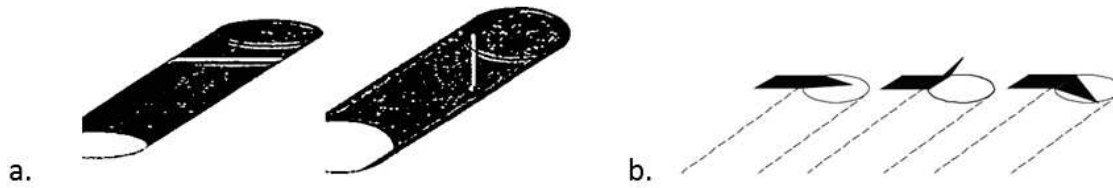


Figure 1-21 : a) Schéma de la géométrie de trou avec une poutre horizontale ou verticale à son cœur (Shih et al. 1999); b) schéma des géométries avec une languette en sortie de trou orientée (Nasir, Acharya, et Ekkad 2003)

En conclusion, de très nombreuses études se sont focalisées sur l'optimisation de la forme des trous dans le but d'aboutir au film cooling le plus efficace. Certaines d'entre elles montrent de vraies améliorations par rapport à la multiperforation classique mais leur fabrication dans des dimensions réalistes est extrêmement difficile.

La prochaine partie se focalisera sur une autre stratégie qui privilégie le refroidissement de la pièce vis-à-vis de sa protection par un film. Cette technique présente les avantages de pouvoir mener à de réelles réductions de débit de refroidissement et à de meilleures performances de par l'évacuation du flux de chaleur radiatif. En effet, le film cooling n'offre pas une protection optimale contre le rayonnement qui est d'ailleurs négligé dans la grande majorité des études citées. Dans les chambres de combustion, il a pourtant une importance fondamentale dans le bilan thermique à la paroi.

## E. Une solution alternative : la transpiration

Plutôt que d'essayer de réduire le flux de chaleur convectif entre fluides chauds et paroi solide, une autre stratégie consiste à augmenter grandement la capacité de refroidissement de la pièce en augmentant sa surface d'échange interne. Cela est schématisé dans la Figure 1-22 par un très fort flux convectif  $q_i^{conv}$  et un flux  $q_c^{conv}$  plus important que dans le cas de la multiperforation.

Ceci peut se faire en remplaçant la paroi perforée par une paroi micro-poreuse : en augmentant les échanges convectifs internes, la pièce est refroidie de façon homogène ce qui diminue fortement les contraintes thermo-mécaniques subies par la pièce. Cette technique est communément appelée *effusion* ou par abus de langage *transpiration*, même si ce dernier terme implique théoriquement un changement d'état endothermique du fluide refroidissant.

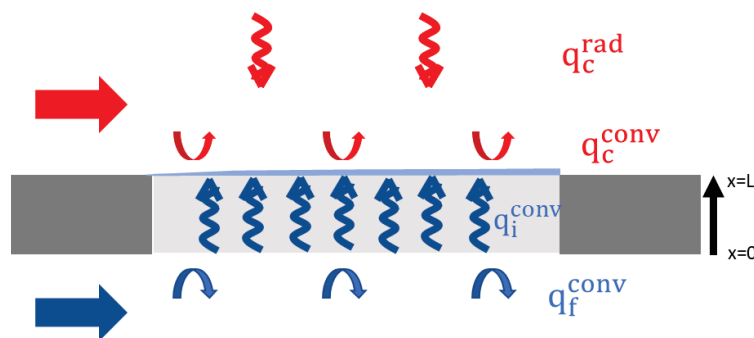


Figure 1-22 : Schéma représentant les flux de chaleur dans le cas d'une paroi transpirante. Pour plus de lisibilité, le flux conductif n'a pas été représenté.

Plusieurs techniques peuvent être utilisées pour obtenir des matériaux poreux perméables et donc à porosité ouverte. La plus utilisée industriellement est issue de la métallurgie des poudres. La poudre est compactée et frittée à haute température de façon à consolider la pièce sans atteindre une densification

complète. La perméabilité est alors générée par l'interconnexion des espaces entre grains de poudre. Selon le procédé d'atomisation utilisé pour élaborer des poudres, celles-ci auront des morphologies très différentes : l'atomisation au gaz donne des poudres sphériques tandis que l'atomisation à l'eau produit des poudres de forme irrégulière. Des micrographies de matériaux poreux obtenus avec ces deux types de poudres sont présentées en Figure 1-23. [Pinson \(2016\)](#) a caractérisé dans sa thèse les propriétés effectives de ces deux types de matériaux.

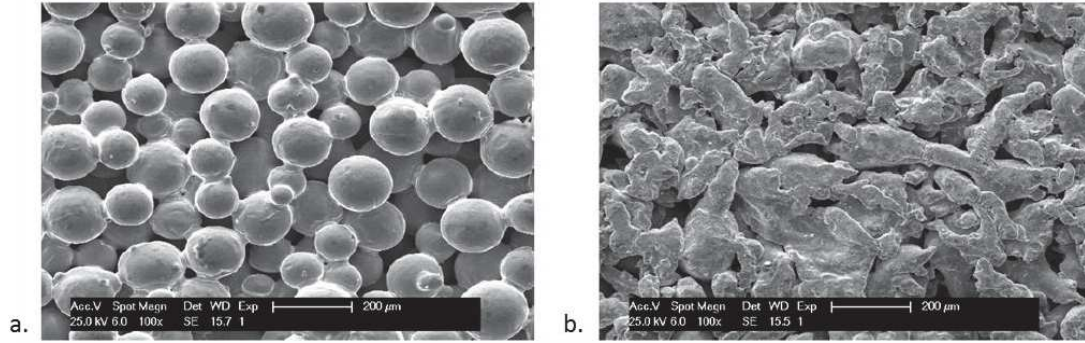


Figure 1-23 : Micrographie d'une paroi microporeuse élaborée à partir de : a) grains de poudre sphériques en bronze et b) grains de poudre de forme irrégulière en acier inoxydable. (Courtoisie de Sintertech®)

Afin de décrire la surface d'échange de ce type de matériau, on définit sa surface spécifique :

$$S_{sp} = \frac{\text{surface développée}}{\text{volume de la pièce}}$$

L'idée de remplacer les plaques multiperforées par des parois microporeuses n'est pas récente, les premiers travaux recensés datent des années 1950 ([Duwez et Wheeler 1948](#); [Eckert et Livingood 1954](#); [Andrews et Asere 1984](#)). [Duwez et al. \(1948\)](#) montrent des résultats prometteurs de refroidissement à travers des pièces poreuses en cuivre, en acier inoxydable et en nickel et observent un effet de la nature du matériau dans les efficacités mesurées. [Raj et al. \(1978\)](#) proposent une vue d'ensemble des travaux des années 60-70 sur le sujet, ils présentent notamment des essais concluants à plus de 1500°C sur des aubes de turbine transpirantes, mais posent déjà le problème de la résistance à l'érosion de ce genre de pièces en atmosphère corrosive. Dans les années 1990, [Leontiev \(1999\)](#) propose un article de revue sur les techniques de refroidissement par écoulement d'air et en conclut que la transpiration est la technique qui permet d'obtenir les meilleures efficacités de refroidissement pour un débit refroidissant minimal. La Figure 1-24 montre l'évolution de l'efficacité de refroidissement en fonction du taux de soufflage pour différentes techniques de refroidissement. Plus récemment, [Wang et al. \(2004\)](#) ont mené une étude comparative des solutions multiperforée et transpirante et ont pu montrer expérimentalement que cette dernière permettait d'obtenir de meilleures efficacités de refroidissement, mais aussi un refroidissement plus homogène sur une plus grande surface.

Ce constat a motivé plusieurs études récentes visant à comprendre les phénomènes en jeu pendant la transpiration. [Bellettre \(1998\)](#) a étudié l'effet du taux d'injection, de la surface spécifique interne du matériau et de la température de l'écoulement chaud sur le refroidissement par transpiration d'une paroi microporeuse en acier inoxydable. Il a montré que de très bonnes efficacités de refroidissement, jusqu'à  $\eta=0,97$ , pouvaient être atteintes par cette technique.

[Pinson \(2016\)](#), dans le cadre de la thèse jumelle de celle-ci, a mené une étude complète permettant de mettre en évidence les liens entre propriétés effectives des matériaux partiellement frittés (conductivité thermique, coefficient de transfert convectif, perméabilité) et paramètres morphologiques (type de poudre utilisée, porosité, surface spécifique).

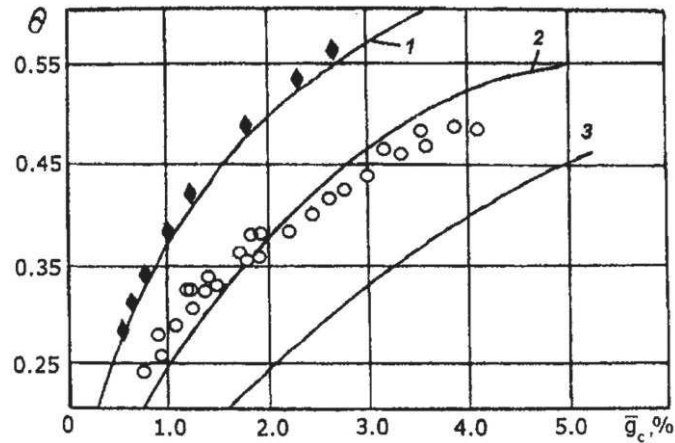


Figure 1-24 : Evolution de l'efficacité de refroidissement  $\theta$  en fonction du taux de soufflage  $\bar{q}_c$  pour différentes solutions : 1) transpiration, 2) refroidissement par transpiration-convection, 3) film cooling (Leontiev 1999)

Cependant, si les matériaux transpirants n'ont jamais été utilisés pour ces applications de chambre de combustion, c'est principalement en raison de leur tenue mécanique. En effet, même si cette pièce n'est pas sollicitée de façon critique, elle est tout de même soumise à un endommagement thermomécanique. Or les matériaux microporeux sont bien plus fragiles que les plaques perforées. La Figure 1-25 montre l'évolution des propriétés mécaniques de titane partiellement fritté en fonction de la porosité (Oh et al. 2003). Les matériaux retenus dans l'étude d'optimisation de Pinson (2016) étant dans des gammes de 20-25% de porosité, cela fait une perte d'environ un facteur 2 en résistance en flexion par rapport à un matériau dense.

D'autres limitations sont liées à cette solution. Tout d'abord, les porosités étant très fines, elles risquent d'être bouchées par des suies issues de la combustion côté chaud ou par des particules, des grains de sable par exemple, absorbées par le compresseur côté froid. Or cette obstruction de trous peut être catastrophique pour le refroidissement de la pièce. Dans la même idée, il faut noter qu'un dépôt de barrière thermique sur une pièce micro-poreuse, risque également de boucher les trous. Enfin, de par la forte turbulence de l'écoulement chaud, la flamme peut localement se rapprocher de la plaque perforée. Le film cooling permet alors de la repousser de façon efficace alors que la couche limite produite par la transpiration risque de ne pas suffire à protéger la plaque.

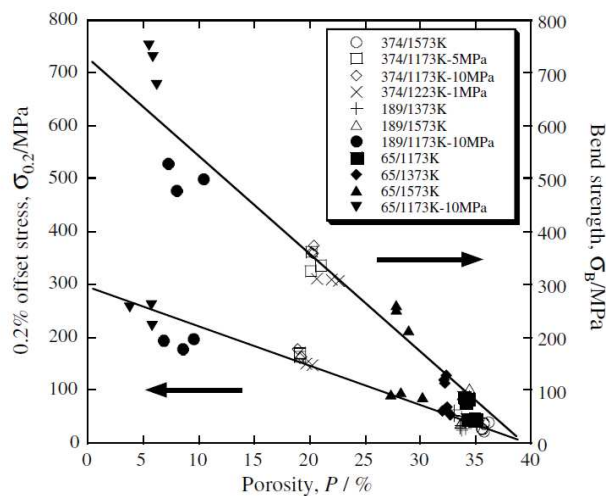


Figure 1-25 : Evolution de la résistance mécanique en flexion trois points et de la contrainte à 0,2% par compression en fonction de la porosité pour des échantillons de titane frittés. Les points correspondent à différentes conditions de frittage (pression et de température). (Oh et al. 2003)

Au vu de ces limites, les motoristes ont plutôt cherché à augmenter les échanges internes dans des plaques multiperforées qu'à intégrer directement des solutions transpirantes. Dans les plaques multiperforées classiques, 30% du flux de refroidissement a lieu dans les trous (Cottin 2013). L'idée était donc d'augmenter l'efficacité de refroidissement tout en maintenant une tenue mécanique et une taille de trous proche de la solution actuelle. La partie suivante présente quelques-unes de ces solutions alternatives, élaborées par techniques classiques ou par fabrication additive.

## F. Quelques études pour augmenter les échanges de chaleur internes à partir de pièces denses

### F.1 Solutions « quasi-transpirantes » industrielles

Dans les années 1980, des solutions dites « quasi-transpirantes » ont été développées par des industriels motoristes. Il s'agit de techniques pour lesquelles les échanges convectifs internes sont augmentés mais sans atteindre l'homogénéité d'un matériau partiellement fritté.

On peut citer les technologies Transply développée par Rolls-Royce (Wassell et Bhangu 1980) et Lamilloy (Nealy et Reider 1980) mise au point par The Allison Engine Company. Les deux configurations sont illustrées en Figure 1-26. Elles sont toutes deux constituées de plaques métalliques usinées de façon à créer des passages pour l'écoulement froid, puis assemblées entre elles par brasage ou diffusion. L'air de refroidissement rentre dans la structure, la refroidit par convection interne et sort par des trous cylindriques afin de créer un film cooling.

La technique Transply a permis de réduire de 70% le débit de refroidissement par rapport à une solution classique de multiperforation et a été implémentée dans l'avion de ligne britannique BAC 1-1. La technique Lamilloy a permis également de réduire de 40% l'air de refroidissement nécessaire.

Ces deux techniques ne furent pas plus utilisées par la suite de par leur fort coût de fabrication et leur faible durée de vie. En effet, les plaques avaient tendance à s'oxyder au niveau des canaux internes, ce qui fragilisait l'assemblage global.

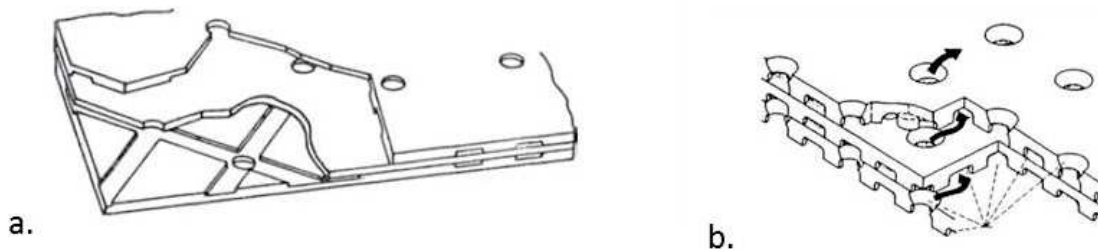


Figure 1-26 : Schéma des structures « quasi-transpirantes » : a) Lamilloy (Nealy et Reider 1980) et b) Transply (Wassell et Bhangu 1980).

### F.2 La fabrication additive : une nouvelle liberté de design

Depuis, les technologies de fabrication additive ont ouvert une nouvelle liberté de conception de parois de chambre de combustion. On peut ainsi citer plusieurs brevets récents impliquant des procédés de fabrication additive dans la fabrication de chambres de combustion. Les premières idées visent à utiliser la fabrication additive pour élaborer des pièces complexes, qui demandent beaucoup d'usinage et d'assemblage. Rolls-Royce (Garry 2014) a par exemple protégé une technique permettant de fabriquer des chambres de combustion annulaires de grand diamètre par fabrication additive en s'affranchissant du problème des dimensions de plateau de fabrication. Ce brevet décrit une construction en spirale de la chambre de combustion, la plaque obtenue peut ensuite être laminée et les extrémités soudées afin de recréer la pièce annulaire.



Plus récemment, les brevets ne cherchent plus seulement à protéger une nouvelle technique de fabrication de pièces existantes, mais également de nouveaux designs reconçus en prenant en compte les possibilités de la fabrication additive. La Figure 1-27 présente par exemple des géométries de trous de refroidissement qui ne pourraient pas être élaborés par des technologies classiques. L'idée de ces designs est d'augmenter la tortuosité des trous afin d'augmenter les échanges de chaleur internes tout en gardant un effet film cooling. On retrouve des éléments issus des études présentées précédemment : des extrémités de trou avec un angle afin de diminuer le décollement du jet pour la morphologie de (Dai, Pearson, et Cohen 2016) une sortie évasée de type « fan-shaped » pour les brevets de Gage et al. (2014) et de Dudebout et al. (2016). Ce dernier présente également une zone de jet impactant (cf partie C) dans l'épaisseur de la plaque afin de combiner cette technique au film cooling. Il s'agit ensuite de vérifier la faisabilité de ce genre de géométrie au vu de la résolution actuelle des machines de fabrication additive.

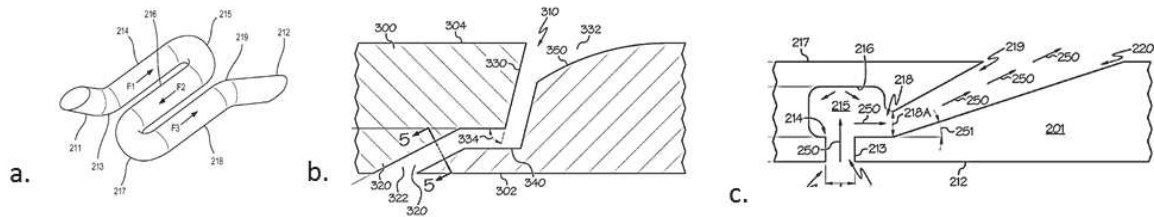


Figure 1-27 : Géométries de trou issues des brevets de : a) Dai (2016), b) Gage et al. (2014), et c) Dudebout et al. (2016).

## G. Objectif de la thèse

Afin d'améliorer la protection des parois de chambre de combustion, de nombreuses études se sont donc focalisées sur le développement de géométries de trou qui améliorent les propriétés du film cooling, notamment en évitant le décollement des jets et en éliminant les tourbillons contrarotatifs. Certaines de ces géométries montrent des améliorations notables mais restent très complexes à fabriquer par des techniques traditionnelles, pour des échelles réalistes vis-à-vis de l'application.

Cependant, toutes ces études négligent bien souvent les flux radiatifs subis par la plaque. En effet, un très bon film cooling protège efficacement des flux convectifs côté chaud mais ne permet pas d'évacuer efficacement ce flux de chaleur supplémentaire.

Il est donc nécessaire d'augmenter les échanges de chaleur internes pour pouvoir évacuer cette source de chaleur. La transpiration est une technique qui permet de faire cela et qui donne théoriquement de meilleurs résultats que la multiperforation, cependant les fortes pertes de charge à son passage ne permettent pas d'avoir un film consistant en surface chaude qui la protégerait du passage d'une flamme. De plus, la tenue mécanique des plaques micro-poreuses est trop faible pour envisager une application industrielle directe.

Dans ce contexte, cette étude porte sur la mise au point et l'élaboration de matériaux présentant un compromis entre multiperforation et transpiration afin d'obtenir de meilleures efficacités que la solution multiperforée classique tout en assurant :

- un taux de soufflage minimal
- un film cooling efficace
- une bonne tenue mécanique

Ces géométries complexes pourront être élaborées par fabrication additive et notamment par la technologie Electron Beam Melting (EBM) du SIMaP, présentée dans le prochain chapitre. De par la complexité des écoulements et des échanges thermiques, cette étude sera menée de façon expérimentale en se focalisant sur les possibilités d'élaboration de chaque géométrie. Le matériau constitutif utilisé sera un

alliage de titane TA6V pour lequel il existe un savoir-faire sur ce procédé EBM, même s'il n'est pas adapté à l'application chambre de combustion. Les structures élaborées ont été caractérisées en perméabilité, on raisonnera donc dans la suite en débit traversant plutôt qu'en taux de soufflage.

Les solutions développées pendant la thèse font l'objet des trois premiers chapitres :

- de nouveaux designs de plaques multiperforées permettant d'augmenter les échanges de chaleur internes (Chapitre 2)
- des structures architecturées intégrant des zones microporeuses (Chapitre 3)
- des structures architecturées intégrant des zones à microporosités orientées (Chapitre 4)

L'étude de la performance de ces diverses solutions sur banc aérothermique fait l'objet du Chapitre

5.

## Références

- Andreopoulos, J., et W. Rodi. 1984. « Experimental investigation of jets in a crossflow ». *Journal of Fluid Mechanics* 138 (janvier): 93-127. doi:10.1017/S0022112084000057.
- Andrews, G. E., et A. Asere. 1984. « Transpiration cooling of gas turbine combustion chamber walls ». In *First U.K. National Conference on Heat Transfer*, édité par H C Simpson, G F Hewitt, D Boland, T R Bott, B N Furber, W B Hall, P J Heggs, P N Rowe, E A D Saunders, et D B Spalding, 1047-56. The Institution of Chemical Engineers Symposium Series. Pergamon. doi:10.1016/B978-0-85295-175-0.50035-7.
- Arroyo-Callejo, Gustave. 2016. « Advanced Thermal Modeling of Multiperforated Plates of Jet-Engine Combustion Chambers with Compound Angle Injection ». Theses, INSTITUT SUPERIEUR DE L'AERONAUTIQUE ET DE L'ESPACE (ISAE). <https://hal.archives-ouvertes.fr/tel-01434141>.
- Baldauf, S., A. Schulz, et S. Wittig. 1999. « High Resolution Measurements of Local Effectiveness by Discrete Hole Film Cooling », V003T01A020. doi:10.1115/99-GT-046.
- Bellettre, Jérôme. 1998. « Transferts de masse et de chaleur dans la couche limite pariétale et à l'intérieur d'une paroi poreuse plane soumise à de l'effusion ou de la transpiration ». Lyon, INSA. <http://www.theses.fr/1998ISAL0094>.
- Bogard, D. G., et K. A. Thole. 2006. « Gas Turbine Film Cooling ». *Journal of Propulsion and Power* 22 (2): 249-70. doi:10.2514/1.18034.
- Cho, H. H., et R. J. Goldstein. 1995. « Heat (Mass) Transfer and Film Cooling Effectiveness With Injection Through Discrete Holes: Part I—Within Holes and on the Back Surface ». *Journal of Turbomachinery* 117 (3): 440-50. doi:10.1115/1.2835680.
- Cottin, Guillaume. 2013. « Contribution à la modélisation thermique d'une paroi multiperforée. » Université de Toulouse.
- Dai, Zhongtao, Matthew R. Pearson, et Jeffrey M. Cohen. 2016. Combustor liner effusion cooling holes. EP3056816 A1, filed 10 février 2016, et issued 17 août 2016. <http://www.google.com/patents/EP3056816A1>.
- Dhungel, Alok, Yiping Lu, Wynn Phillips, Srinath V. Ekkad, et James Heidmann. 2009. « Film Cooling From a Row of Holes Supplemented With Antivortex Holes ». *Journal of Turbomachinery* 131 (2): 021007-021007-10. doi:10.1115/1.2950059.
- Dudebout, Rodolphe, Dustin Brandt, David Waldman, James Neumann, et Art Payne. 2016. Gas turbine engine combustors with effusion and impingement cooling and methods for manufacturing the same using additive manufacturing techniques. US9410702 B2, filed 10 février 2014, et issued 9 août 2016. <http://www.google.com/patents/US9410702>.
- Duwez, et Wheeler. 1948. « Experimental Study of Cooling by Injection of a Fluid Through a Porous Material ». *Journal of the Aeronautical Sciences* 15 (9): 509-21. doi:10.2514/8.11640.
- Eckert, E. R. G., et N. B. Livingood. 1954. « Comparison of Effectiveness of Convection-, Transpiration-, and Film-Cooling Methods with Air as Coolant », janvier. <http://ntrs.nasa.gov/search.jsp?R=19930092205>.
- Ekkad, Srinath, et Je-Chin Han. 2013. « A Review of Hole Geometry and Coolant Density Effect on Film Cooling », V003T20A003. doi:10.1115/HT2013-17250.
- « Electron Beam Melting - Additively - your access to 3D printing ». 2017. Consulté le mars 24. <https://www.additively.com/en/learn-about/electron-beam-melting>.
- Emidio, Jean Manuel. 1998. « Refroidissement pariétal par multiperforations : Détermination de lois d'efficacité de refroidissement dans les conditions réelles de fonctionnement de chambres de combustion de turbines aéronautiques. » Pau. <http://www.theses.fr/1998PAUU3030>.
- « EOS Additive Manufacturing - 3D printing partial dentures ». 2017. Consulté le mars 27. <https://www.eos.info/dental>.
- Facchini, Bruno, et Luca Innocenti. 2005. « Refroidissement des turbines à gaz. Techniques et efficacité. » *Techniques de l'ingénieur*. Mécanique | Machines hydrauliques, aérodynamiques et thermiques BM4566. <http://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/mecanique-th7/machines-thermiques-et-systemes-de-production-d-energie-electrique-42167210/refroidissement-des-turbines-a-gaz-bm4566/>.
- Farmer, J. P., D. J. Seager, et J. A. Liburdy. 1997. « The effect of shaping inclined slots on film cooling effectiveness and heat transfer coefficient ». In *ASME 1997 International Gas Turbine and Aeroengine*



- Congress and Exhibition*, V003T09A068–V003T09A068. American Society of Mechanical Engineers. <http://proceedings.asmedigitalcollection.asme.org/proceeding.aspx?articleid=2088327>.
- Fernandes Pereira, Edi. En cours. « Développement et validation de méthodologies de calcul de la durée de vie de structures multi-perforées : prise en compte des effets de gradient en interaction fatigue / fluage ». Paris Sciences et Lettres.
- Fric, T. F., et A. Roshko. 1994. « Vortical structure in the wake of a transverse jet ». *Journal of Fluid Mechanics* 279 (novembre): 1-47. doi:10.1017/S0022112094003800.
- Fric, Thomas F. 1990. « Structure in the near field of the transverse jet ». California Institute of Technology. <http://oai.dtic.mil/oai/oai?verb=getRecord&metadataPrefix=html&identifier=ADA224502>.
- Gage, Raymond, et Nagaraja S. Rudrapatna. 2014. Combustors with complex shaped effusion holes. US20140338347 A1, filed 23 janvier 2013, et issued 20 novembre 2014. <http://www.google.com/patents/US20140338347>.
- Garry, Ian. 2014. Method for additive manufacturing of a gas turbine combustion chamber wall. EP2762252 A1, filed 17 décembre 2013, et issued 6 août 2014. <http://www.google.com/patents/EP2762252A1>.
- Goldstein, R. J., et P. Jin. 2000. « Film Cooling Downstream of a Row of Discrete Holes With Compound Angle ». *Journal of Turbomachinery* 123 (2): 222-30. doi:10.1115/1.1344905.
- Goldstein, Richard J. 1971. « Film Cooling ». In *Advances in Heat Transfer*, édité par Thomas F. Irvine and James P. Hartnett, 7:321-79. Elsevier. doi:10.1016/S0065-2717(08)70020-0.
- Gritsch, M., A. Schulz, et S. Wittig. 1998. « Discharge Coefficient Measurements of Film-Cooling Holes With Expanded Exits ». *Journal of Turbomachinery* 120 (3): 557-63. doi:10.1115/1.2841753.
- Han, Je-Chin, Sandip Dutta, et Srinath Ekkad. 2012. *Gas Turbine Heat Transfer and Cooling Technology, Second Edition*. 2 edition. Boca Raton, FL: CRC Press.
- Harrington, Mark K., Marcus A. McWaters, David G. Bogard, Christopher A. Lemmon, et Karen A. Thole. 2001. « Full-Coverage Film Cooling With Short Normal Injection Holes », V003T01A016. doi:10.1115/2001-GT-0130.
- Hasib, Hazman, Ola L. A. Harrysson, et Harvey A. West. 2015. « Powder Removal from Ti-6Al-4V Cellular Structures Fabricated via Electron Beam Melting ». *JOM* 67 (3): 639-46. doi:10.1007/s11837-015-1307-x.
- Haven, B. A., D. K. Yamagata, M. Kurosaka, S. Yamawaki, et T. Maya. 1997. « Anti-Kidney Pair of Vortices in Shaped Holes and Their Influence on Film Cooling Effectiveness », V003T09A007. doi:10.1115/97-GT-045.
- Heidmann, James D., et Srinath Ekkad. 2008. « A Novel Antivortex Turbine Film-Cooling Hole Concept ». *Journal of Turbomachinery* 130 (3): 031020-031020-9. doi:10.1115/1.2777194.
- Hyams, D. G., et J. H. Leylek. 1997. « A Detailed Analysis of Film Cooling Physics: Part III— Streamwise Injection With Shaped Holes ». *Journal of Turbomachinery* 122 (1): 122-32. doi:10.1115/1.555435.
- Kusterer, Karsten, Dieter Bohn, Takao Sugimoto, et Ryozyo Tanaka. 2006. « Double-Jet Ejection of Cooling Air for Improved Film Cooling ». *Journal of Turbomachinery* 129 (4): 809-15. doi:10.1115/1.2720508.
- Kusterer, Karsten, Anas Elyas, Dieter Bohn, Takao Sugimoto, Ryozyo Tanaka, et Masahide Kazari. 2011. « The NEKOMIMI Cooling Technology: Cooling Holes With Ears for High-Efficient Film Cooling », janvier, 303-13. doi:10.1115/GT2011-45524.
- Kusterer, Karsten, Nurettin Tekin, Frederieke Reiners, Dieter Bohn, Takao Sugimoto, Ryozyo Tanaka, et Masahide Kazari. 2013. « Highest-Efficient Film Cooling by Improved NEKOMIMI Film Cooling Holes: Part 1 — Ambient Air Flow Conditions », V03BT13A040. doi:10.1115/GT2013-95027.
- « Laser Melting - Additively - your access to 3D printing ». 2017. Consulté le mars 27. <https://www.additively.com/en/learn-about/laser-melting>.
- LeBlanc, Christopher, Diganta P. Narzary, et Srinath Ekkad. 2013. « Film-Cooling Performance of Antivortex Hole on a Flat Plate ». *Journal of Turbomachinery* 135 (6): 061009-061009-11. doi:10.1115/1.4023436.
- Lefebvre, Arthur H., et Dilip R. Ballal. 2010. *Gas Turbine Combustion: Alternative Fuels and Emissions, Third Edition*. 3<sup>e</sup> éd. Boca Raton: CRC Press.
- Leontiev, A. I. 1999. « Problems for Film Cooling ». [http://heattransfer.asmedigitalcollection.asme.org/pdfaccess.ashx?url=/data/journals/jhtrao/27610/509\\_1.pdf](http://heattransfer.asmedigitalcollection.asme.org/pdfaccess.ashx?url=/data/journals/jhtrao/27610/509_1.pdf).

- Leylek, J. H., et R. D. Zerkle. 1993. « Discrete-Jet Film Cooling: A Comparison of Computational Results With Experiments », V03AT15A058. doi:10.1115/93-GT-207.
- Ligrani, P. M., J. M. Wigle, S. Ciriello, et S. M. Jackson. 1994. « Film-Cooling From Holes With Compound Angle Orientations: Part 1—Results Downstream of Two Staggered Rows of Holes With 3d Spanwise Spacing ». *Journal of Heat Transfer* 116 (2): 341-52. doi:10.1115/1.2911406.
- Mazumder, Jyoti, Jun Ni, et Albert Shih. 2007. High-speed, ultra precision manufacturing station that combines direct metal deposition and edm. US20070205184 A1, filed 30 janvier 2007, et issued 6 septembre 2007. <http://www.google.com/patents/US20070205184>.
- Mendez, Simon. 2007. « Simulation numérique et modélisation de l'écoulement autour des parois multiperforées ». Montpellier 2. <http://www.theses.fr/2007MON20153>.
- Nasir, Hasan, Sumanta Acharya, et Srinath Ekkad. 2003. « Improved film cooling from cylindrical angled holes with triangular tabs: effect of tab orientations ». *International Journal of Heat and Fluid Flow* 24 (5): 657-68. doi:10.1016/S0142-727X(03)00082-1.
- Nealy, D. A., et S. B. Reider. 1980. « Evaluation of Laminated Porous Wall Materials for Combustor Liner Cooling ». *Journal of Engineering for Power* 102 (2): 268-76. doi:10.1115/1.3230247.
- Oh, Ik-Hyun, Naoyuki Nomura, Naoya Masahashi, et Shuji Hanada. 2003. « Mechanical properties of porous titanium compacts prepared by powder sintering ». *Scripta Materialia* 49 (12): 1197-1202. doi:10.1016/j.scriptamat.2003.08.018.
- Papell, S. Stephen. 1985. Vortex generating flow passage design for increased film cooling effectiveness. US4529358 A, filed 15 février 1984, et issued 16 juillet 1985. <http://www.google.com/patents/US4529358>.
- Pinson, Sébastien. 2016. *Matériaux architecturés pour parois transpirantes : application au refroidissement des chambres de combustion*. Communauté Université Grenoble Alpes.
- Raj, R., et S. L. Moskowitz. 1978. « Transpiration Air Protected Turbine Blades: An Effective Concept to Achieve High Temperature and Erosion Resistance for Gas Turbines Operating in an Aggressive Environment », V01AT01A100. doi:10.1115/78-GT-100.
- Rolls-Royce Plc. 2015. *The Jet Engine*. 5 edition. Chichester, West Sussex ; Hoboken, NJ: Wiley.
- Rouvreau, Stéphane. 2001. « Etude expérimentale de la structure moyenne et instantanée d'un film produit par une zone multiperforée sur une paroi plane: application au refroidissement des chambres de combustion des moteurs aéronautiques ». France: Université de Poitiers. UFR des sciences fondamentales et appliquées.
- Salgado Goncalves, Flora. 2013. *Caractérisation expérimentale et modélisation des interactions entre fissures et perçages multiples à haute température en élastoplasticité généralisée ou confinée*. Paris, ENMP. <http://www.theses.fr/2013ENMP0094>.
- Sargison, J. E. 2001. « Development of a Novel Film Cooling Hole Geometry ». Phd, University of Oxford. <http://eprints.utas.edu.au/3363/>.
- Sargison, J. E., S. M. Guo, M. L. G. Oldfield, G. D. Lock, et A. J. Rawlinson. 2002. « A Converging Slot-Hole Film-Cooling Geometry—Part 1: Low-Speed Flat-Plate Heat Transfer and Loss ». *Journal of Turbomachinery* 124 (3): 453-60. doi:10.1115/1.1459735.
- Schmidt, Donald L., Basav Sen, et David G. Bogard. 1994. « Film Cooling With Compound Angle Holes: Adiabatic Effectiveness », V004T09A049. doi:10.1115/94-GT-312.
- Sellers, J. P. 1963. « Gaseous Film Cooling with Multiple Injection Stations ». *ALAA Journal* 1 (9): 2154-56. doi:10.2514/3.2014.
- Sen, B., D. L. Schmidt, et D. G. Bogard. 1996. « Film Cooling With Compound Angle Holes: Heat Transfer ». *Journal of Turbomachinery* 118 (4): 800-806. doi:10.1115/1.2840937.
- Shih, T. I-P., Y.-L. Lin, M. K. Chyu, et S. Gogineni. 1999. « Computations of Film Cooling From Holes With Struts », V003T01A085. doi:10.1115/99-GT-282.
- Sinha, A. K., D. G. Bogard, et M. E. Crawford. 1991. « Film-Cooling Effectiveness Downstream of a Single Row of Holes With Variable Density Ratio ». *Journal of Turbomachinery* 113 (3): 442-49. doi:10.1115/1.2927894.
- Thole, K. A., A. K. Sinha, D. G. Bogard, et M. E. Crawford. 1992. « Mean Temperature Measurements of Jets with a Crossflow for Gas Turbine Film Cooling Application ». In *Rotating Machinery - Transport Phenomena*, 69-85. <http://adsabs.harvard.edu/abs/1992rmtproc...69T>.
- Thole, K., M. Gritsch, A. Schulz, et S. Wittig. 1998. « Flowfield Measurements for Film-Cooling Holes With Expanded Exits ». *Journal of Turbomachinery* 120 (2): 327-36. doi:10.1115/1.2841410.

- « Transition to Jet-Powered Airplanes ». 2016. In *Airplane Flying Handbook*, 15-2. Federal Aviation Administration.  
[https://www.faa.gov/regulations\\_policies/handbooks\\_manuals/aviation/airplane\\_handbook/media/17\\_afh\\_ch15.pdf](https://www.faa.gov/regulations_policies/handbooks_manuals/aviation/airplane_handbook/media/17_afh_ch15.pdf).
- « Turboréacteur ». 2017. *Wikipédia*.  
<https://fr.wikipedia.org/w/index.php?title=Turbor%C3%A9acteur&oldid=135170104>.
- Viskanta, R. 1993. « Heat transfer to impinging isothermal gas and flame jets ». *Experimental Thermal and Fluid Science* 6 (2): 111-34. doi:10.1016/0894-1777(93)90022-B.
- Wang, J. H., J. Messner, et H. Stetter. 2004. « An experimental investigation on transpiration cooling part II: comparison of cooling methods and media ». *International Journal of Rotating Machinery* 10 (5): 355–363.
- Wassell, A. B., et J. K. Bhangu. 1980. « The Development and Application of Improved Combustor Wall Cooling Techniques », mars, V01AT01A066. doi:10.1115/80-GT-66.
- Yuen, C. H. N., et R. F. Martinez-Botas. 2005. « Film cooling characteristics of rows of round holes at various streamwise angles in a crossflow: Part I. Effectiveness ». *International Journal of Heat and Mass Transfer* 48 (23–24): 4995-5016. doi:10.1016/j.ijheatmasstransfer.2005.05.019.

# Chapitre 2 : Conception et élaboration par fabrication additive de plaques multiperforées permettant d'augmenter les échanges de chaleur internes

Ce chapitre développe les différents aspects liés à la conception, l'élaboration, la caractérisation et la simulation numérique de nouveaux designs de plaques multiperforées par fabrication additive. Suite à un état de l'art sur les différents procédés de fabrication additive, une deuxième partie dresse une comparaison de plaques multiperforées classiques élaborées par deux procédés de fabrication additive. Dans une troisième partie, deux nouveaux designs de plaques multiperforées permettant d'augmenter les échanges de chaleurs internes sont proposés, conçus puis élaborés par EBM. Des calculs aérothermiques sur le code CEDRE sont présentés afin de décrire l'écoulement et les échanges de chaleur dans ces nouveaux designs de trous. Enfin, une dernière géométrie de plaque permettant un gain de masse est conçue et élaborée. Les propriétés des diverses plaques testées sur des bancs d'essais sont synthétisées en fin de chapitre.

A : La fabrication additive .....	46
B : Elaboration de plaques multiperforées classiques par fabrication additive : comparaison des procédés EBM et SLM.....	49
C : Conception et élaboration de plusieurs designs de trous permettant d'augmenter les échanges de chaleur internes .....	59
D : Calculs aérothermiques des nouvelles géométries sur CEDRE .....	67
E : Conception et élaboration d'un design de plaque multiperforée sans augmentation de masse .....	75
F : Conclusion.....	77
Références .....	79

## A : La fabrication additive

### A.1. Fabrication additive : une nouvelle famille de procédés d'élaboration

Les procédés de mise en forme d'une pièce sont constitués de plusieurs étapes durant lesquelles de la matière est retirée, ce qui permet à partir d'une préforme, d'obtenir la géométrie voulue. Cette façon de procéder présente deux limitations majeures. D'une part, elle limite le panel de formes qu'il est possible d'élaborer, notamment les formes très évidées. Dans l'idée d'améliorer la géométrie des trous dans des plaques multiperforées, il est par exemple très difficile avec des outillages conventionnels de réaliser des perforations plus complexes que de simples trous traversants. D'autre part, le volume de matière nécessaire avant usinage est souvent beaucoup plus important que celui de la pièce finale. Dans le domaine de l'aéronautique, on parle de rapport « buy-to-fly » : la masse de matière première est souvent 15 à 20 fois supérieure à celle de la pièce finale. Ceci engendre des pertes économiques importantes et n'est pas compatible avec les préoccupations actuelles de réduction des déchets.

En complément à ces techniques classiques, la fabrication additive regroupe tout un panel de procédés permettant d'élaborer des pièces couche par couche, en ajoutant de la matière uniquement dans les zones utiles pour créer la pièce finale. Ainsi, elle offre à la fois une nouvelle liberté dans la conception des pièces et un rapport « buy-to-fly » proche de 1.

### A.2 Principe général des procédés de fabrication additive

Il existe divers types de procédés de fabrication additive, ils suivent cependant tous les étapes suivantes :

1. La forme tridimensionnelle de la pièce est mise au point sur un logiciel de CAO, à partir par exemple d'une optimisation topologique.
2. Cette forme est importée sur un logiciel qui fait l'interface avec la machine de fabrication additive, (Materialise Magics par exemple), elle est ensuite découpée selon des plans parallèles correspondant aux différentes couches d'élaboration. Des supports sont éventuellement ajoutés afin d'assurer une élaboration correcte de la pièce.
3. La machine de fabrication additive va alors élaborer la pièce couche par couche en fondant la matière selon le fichier CAO fourni. La zone fondue localement est appelée « piscine de fusion ». La nature de la matière première (métal, polymère), son état physique (poudre, fil) et la source de chaleur (laser, faisceau d'électrons) dépendent de la technologie utilisée.
4. La pièce finale peut ensuite subir des post-traitements pour rectifier la forme, ou éliminer certains défauts (porosité, état de surface) hérités du procédé.

### A.3 Technologies par dépôt de matière

Les techniques de fabrication additive peuvent être classées en deux grandes familles : sur lit de poudre ou par dépôt. Dans le cas du dépôt, une buse vient déposer directement la matière fondue couche par couche. Ainsi, dans le cas de la DMD (Direct Metal Deposition), un laser est focalisé sur la surface de la pièce et une buse vient amener la matière à fondre, sous forme de fil ou de poudre, au niveau du laser : la matière fondue est alors projetée dans la zone voulue. La Figure 2-1 illustre ce procédé d'élaboration. Avec cette technique, les temps de production sont courts, mais la résolution spatiale est limitée et surtout, il est impossible de fabriquer des surfaces en porte-à-faux.

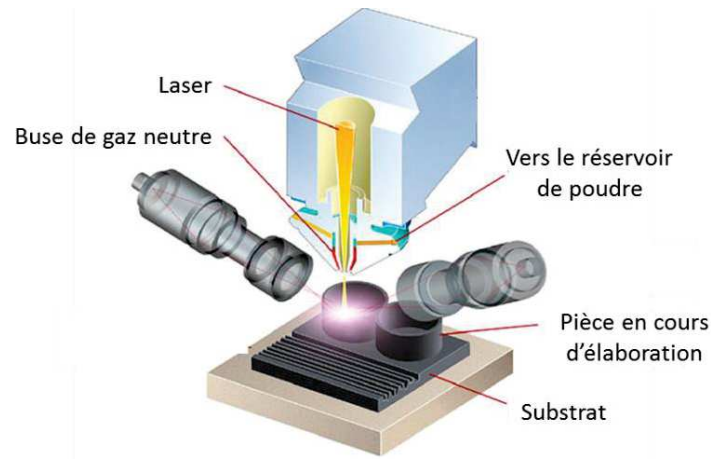


Figure 2-1 : Schéma de fonctionnement d'une machine DMD (retravaillé à partir de (Mazumder, Ni, et Shih 2007)).

#### A.4 Technologies sur lit de poudre : SLM et EBM

Cette thèse se focalisera sur les technologies dites « sur lit de poudre ». La pièce est élaborée sur un substrat. Un râteau ou un rouleau dépose successivement des fines couches de poudre qu'une source de chaleur vient fondre sélectivement selon les spécifications de la CAO. A la fin du procédé, la pièce est enfouie dans un bloc de poudre qui devra être évacuée lors d'une étape dite de dépoudrage. Enfin, des procédés de post-traitement peuvent être nécessaires afin d'annihiler les contraintes internes, d'ajuster les cotes ou d'obtenir un bon état de surface.

On distingue deux principales technologies de fabrication additive sur lit de poudre selon la nature de la source de chaleur : s'il s'agit d'un laser, on parle de Selective Laser Melting (SLM), s'il s'agit d'un faisceau d'électrons le procédé est appelé Electron Beam Melting (EBM). Ces deux techniques feront l'objet d'une comparaison dans la suite de ce chapitre ; les pièces SLM ont été obtenues par sous-traitance chez Polyshape®, tandis que les pièces EBM ont été élaborées par la machine Arcam A1 du SIMaP.

##### A.4.1 Technologies laser : SLM

Les techniques laser offrent une grande résolution dans l'élaboration de pièces et sont adaptées à de nombreux alliages. Le schéma de fonctionnement de ce type de procédé est représenté en Figure 2-2. La poudre est étalée par un râteau ou un rouleau à partir d'un réservoir, elle est ensuite fondue localement par un laser. Puis, la plateforme de construction descend et une nouvelle couche de poudre est déposée, et ce jusqu'à élaboration complète de la pièce.

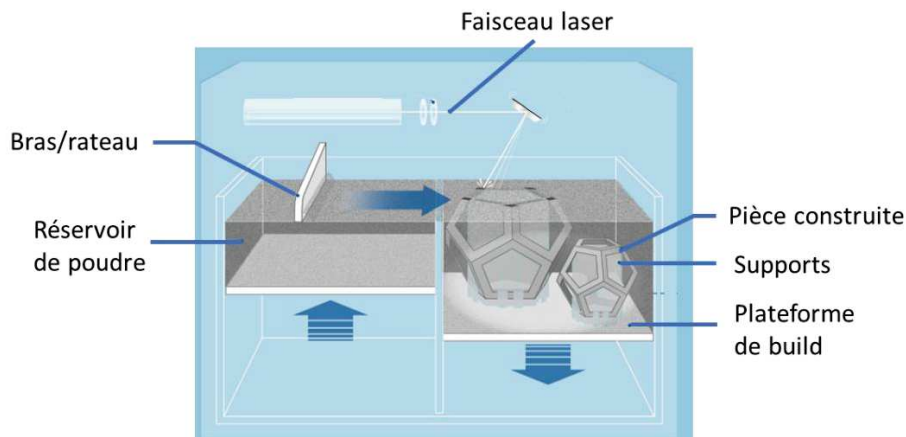


Figure 2-2 : Schéma de fonctionnement d'un procédé SLM (« Laser Melting - Additively - your access to 3D printing » 2017)



La construction (ou *build*) se fait à basse température (100-200°C) dans une chambre sous atmosphère neutre, ce qui permet d'enchaîner deux constructions assez rapidement, sans attente ultérieure due au refroidissement de la chambre, par exemple. Le lit de poudre est formé de poudre libre qui peut être très fine ( $d_{50} \approx 10 \mu\text{m}$ ), ce qui facilite l'évacuation de la poudre résiduelle dans les interstices de la pièce. Les pièces sont donc assez peu rugueuses. C'est cette faible taille de poudre combinée à une faible dimension du diamètre du laser qui permet d'obtenir de très bonnes résolutions.

Cependant, cette poudre libre n'offre pas de bonnes propriétés de support des surfaces en porte-à-faux, il est donc nécessaire d'utiliser de nombreux supports. La Figure 2-3 illustre la différence entre une pièce sortie de la machine et la pièce finale dans le cas d'une prothèse dentaire élaborée par cette technique. L'utilisation de supports engendre ici une perte de matière non négligeable, une étape supplémentaire de post-traitement consistant à les retirer et à polir la surface est de plus nécessaire.

Par ailleurs, la solidification très rapide des zones fondues ainsi que la température relativement basse du lit de poudre donnent lieu à de fortes contraintes résiduelles. Celles-ci peuvent alors aboutir en une déformation de la pièce finale, surtout si celle-ci présente des zones massives. Un traitement thermique de relaxation des contraintes est donc indispensable.



Figure 2-3 : Image décrivant les différentes étapes de post-traitement d'une prothèse dentaire. De gauche à droite : prothèse avec les supports en sortie de SLM, prothèse après élimination des supports et traitement de surface, prothèse finale (« EOS Additive Manufacturing - 3D printing partial dentures » 2017)

#### A.4.2 Technologie à faisceau d'électrons : EBM

Les technologies à faisceau d'électrons offrent de grandes vitesses d'élaboration et peu de déformation des pièces en sortie de construction. Le principe de fonctionnement d'une machine EBM est schématisé en Figure 2-4. La poudre est ici approvisionnée par un râteau à partir de deux réservoirs de poudre latéraux. Un faisceau d'électrons vient ensuite fondre la poudre, puis le plateau redescend avant le dépôt d'une nouvelle couche de poudre.

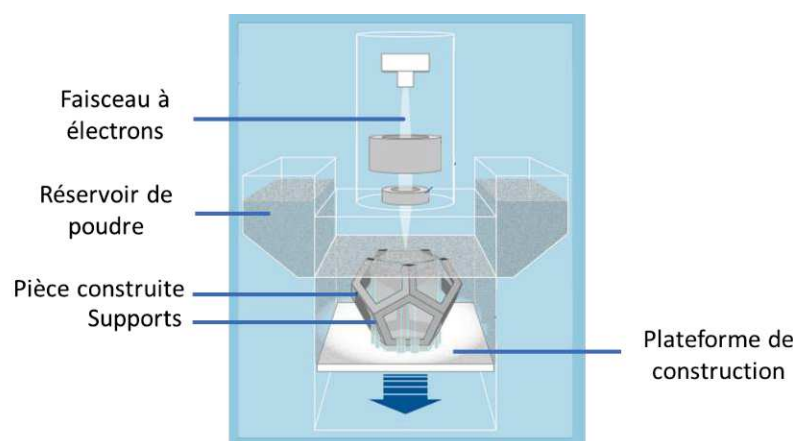


Figure 2-4 : Schéma de fonctionnement du procédé EBM (« Electron Beam Melting - Additively - your access to 3D printing » 2017)

La principale différence avec le procédé laser réside dans les propriétés du lit de poudre. Ici, une bonne conductivité électrique du lit de poudre est nécessaire afin d'éviter des problèmes de charge électronique. Ainsi, après chaque dépôt de couche, une étape dite de pré-chauffage (« pre-heating ») est

effectuée : le faisceau d'électrons extrêmement défocalisé vient balayer toute la surface du lit de poudre. Ainsi, la poudre est légèrement frittée et les cous entre grains assurent une bonne conductivité électrique entre le plateau de construction et la couche superficielle. De plus, ce frittage confère une certaine tenue mécanique au bloc de poudre infondue, qui permet notamment de limiter l'utilisation de supports. En sortie de chambre, on obtient alors un bloc de poudre dans lequel est enfouie la pièce élaborée. Vient alors une étape dite de dépoudrage où la poudre résiduelle est retirée à l'aide d'un jet d'air comprimé mélangé à de la poudre pour plus d'érosion (*blaster*). Cette poudre peut être compliquée à évacuer dans des volumes réduits ou des canaux internes, comme on le verra dans la suite du chapitre.

La construction se fait dans une chambre à haute température (700-900°C). Ainsi, le refroidissement de la pièce depuis la fusion se fait lentement, limitant grandement les contraintes résiduelles dans la pièce finale qui pourraient la fragiliser. Ce procédé est donc adapté pour des pièces assez massives. Cependant, il est moins flexible en termes de granulométrie et de nature des alliages : il est difficile de l'utiliser pour des matériaux à faible conductivité et pour des poudres trop fines. La rugosité des pièces est donc importante et un polissage mécanique est souvent nécessaire. La résolution des pièces est également moins fine qu'en SLM. De plus, même si le temps de fabrication est plus rapide, de longs temps morts, au moment du pompage à vide et du refroidissement de la chambre, ralentissent la productivité du procédé.

Au cours de cette thèse, la plupart des échantillons ont été réalisés en EBM, grâce à la disponibilité d'une machine ARCAM A1 au SIMaP. La Figure 2-5a présente une photographie de la machine vue de l'extérieur. En Figure 2-5b, une photographie de l'intérieur de la machine prise à la fin d'un build illustre le « gâteau de poudre » (en rouge) dans lequel sont enfouies les pièces construites. Certains échantillons ont également pu être élaborés par SLM à travers une sous-traitance chez Polyshape®.

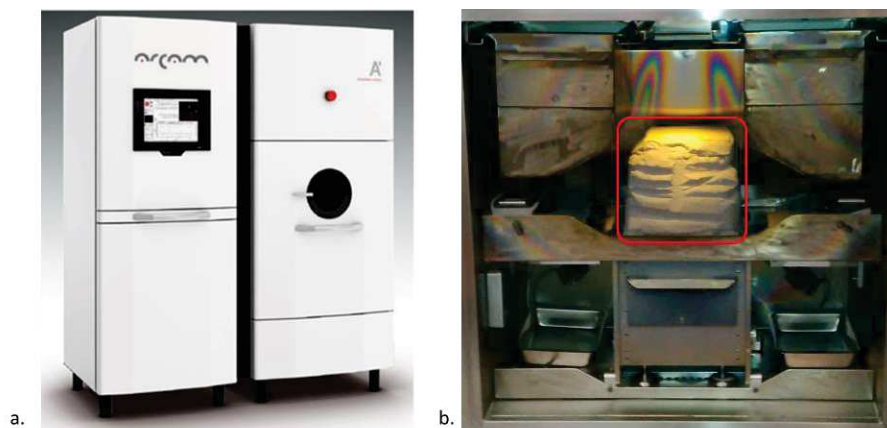


Figure 2-5 : Photographie de la machine EBM ARCAM A1 a) vue de l'extérieur et b) vue de l'intérieur à la fin d'une construction. La zone en rouge correspond au bloc de poudre dans lequel sont enfouies les pièces produites.

La suite de ce chapitre a vocation à évaluer les performances de ces deux procédés de fabrication additive sur lite de poudre dans la réalisation de plaques multiperforées classiques, habituellement élaborées par perforation laser.

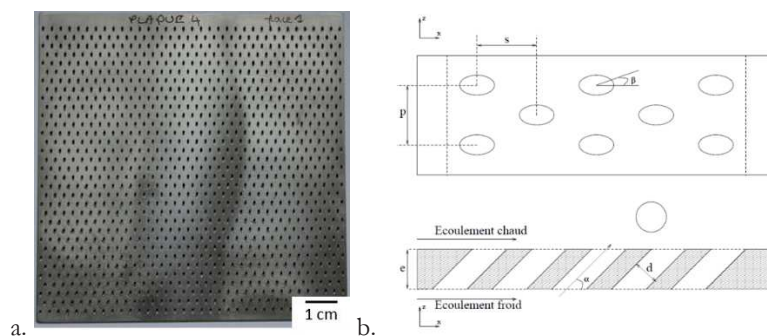
## B : Elaboration de plaques multiperforées classiques par fabrication additive : comparaison des procédés EBM et SLM

### B.1 Définition de la plaque de référence

Comme étude préalable à la conception de nouveaux designs de perforation, une plaque multiperforée proche de la référence industrielle a été élaborée par les deux procédés EBM et SLM. La référence choisie est illustrée en Figure 2-6a : il s'agit d'une plaque perforée laser en sous-traitance chez Ateca® de dimensions 98 x 98 x 1,2 mm et dont le motif géométrique est dans les gammes de ceux utilisés



en industrie. En s'inspirant de cette plaque, une « référence fabrication additive » a été déterminée : les caractéristiques géométriques sont présentées également en Figure 2-6. L'épaisseur a été augmentée afin d'avoir plus de liberté dans la conception de canaux de forme variée, celle-ci sera présentée en partie C. L'objectif étant de ne pas alourdir excessivement la structure, la porosité devra être augmentée également. Deux diamètres de trous ont été étudiés : 0,5 et 1 mm. Les trous de 0,5 mm correspondent à la référence industrielle mais sont proches des limites de résolution des machines. La dimension des plaques est de 45 x 45 mm.



Paramètres	Référence industrielle	Référence fabrication additive
Epaisseur de plaque	1,2 mm	3 mm
Diamètres des trous	$d = 0,5$ mm	$d = 0,5$ ou 1 mm
Angle des trous	$\alpha = 30^\circ$ $\beta = 0^\circ$	$\alpha = 30^\circ$ $\beta = 0^\circ$
Motif de périodicité	$p = 2,8$ mm $s = 2,8$ mm	$p = 3,2$ mm $s = 2,8$ mm

Figure 2-6 : a) macrographie de la plaque de référence industrielle ; b) schéma et tableau décrivant les divers paramètres géométriques de la référence industrielle et de la référence pour fabrication additive

## B.2 Stratégies d'élaboration et échantillons obtenus

Les échantillons en SLM ont été obtenus par sous-traitance, il est donc difficile d'avoir des précisions quant à la stratégie d'élaboration employée. La construction a été réalisée dans une machine Concept Laser M2 et aucun post-traitement (grenaillage, traitement thermique) n'a été effectué afin de comparer les échantillons dans leur état standard en sortie de machine.

Les échantillons élaborés par EBM ont été élaborés au laboratoire SIMaP. La stratégie employée correspond au mode « Melt », qui est le plus utilisé et adapté à tout type de géométrie. La stratégie de balayage est décrite dans le schéma en Figure 2-7a correspondant à une coupe de la plaque multiperforée à construire. La ligne violette correspond aux contours de la CAO. Le faisceau commence par effectuer un contour décalé d'un offset (« first contour offset » CO1), puis il effectue un deuxième contour décalé également (« second contour offset » CO2). Enfin, il scanne la surface interne ligne par ligne, c'est ce qu'on appelle le « hatching ». La distance entre chaque ligne de balayage est appelée « line offset » (LO). Le mode « Melt » proposé par le constructeur utilise des paramètres procédé optimisés afin de limiter la porosité des pièces et assurer un bon respect des cotes. Dans le Chapitre 3 sera développée la possibilité de créer des matériaux micro-poreux par une modification manuelle de certains de ces paramètres, comme la puissance du faisceau et la vitesse de balayage.

La poudre utilisée pour les échantillons est en alliage de titane TA6V, avec un  $d_{50}$  de 70  $\mu\text{m}$  pour l'EBM. Quelques précisions concernant la microstructure de cet alliage seront données dans le Chapitre 3, partie C. Ce matériau n'est utilisé que comme preuve de concept, en effet même si le titane a un point de

fusion trop bas pour l'application chambres de combustion, il présente l'avantage d'être étudié depuis longtemps par l'équipe du SIMaP. Un développement ultérieur de ces pièces en superalliage serait nécessaire pour l'application finale.

Les plaques ont été élaborées verticalement, dans le sens décrit par la Figure 2-7b et il n'a pas été nécessaire d'ajouter de support. Elles ont ensuite été dépoudrées au blaster, en prenant soin de bien diriger le jet d'air dans les trous.

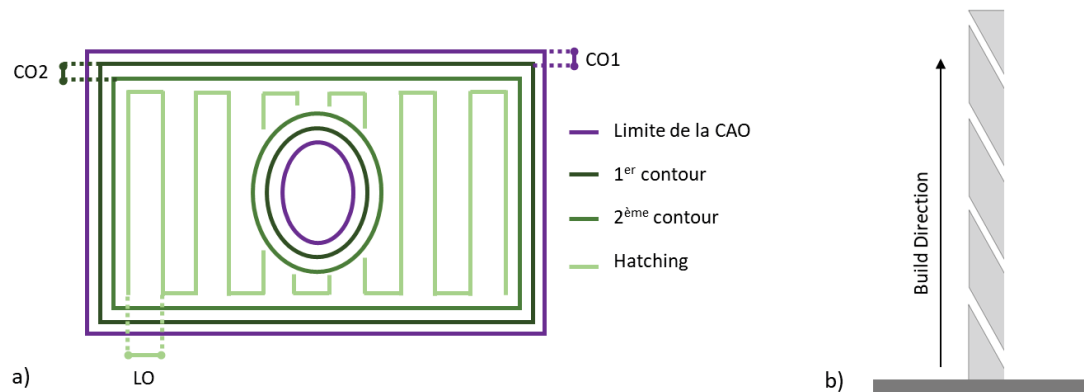


Figure 2-7 : a) Schéma décrivant la stratégie d'élaboration « Melt » de l'EBM et b) sens d'élaboration des plaques multiperforées.

### B.3 Caractérisation en surface des échantillons obtenus

Une macrographie des plaques obtenues par les deux procédés et pour un diamètre de 1mm est présentée en Figure 2-8a. Visuellement, les échantillons EBM présentent des protubérances autour des trous, comme on peut le voir sur la macrographie après une légère abrasion. Celles-ci sont présentes des deux côtés de la plaque, dans les « zones pointues » signalées en bleu sur le schéma de la Figure 2-8b, et leur épaisseur a été évaluée par profilométrie à 200 - 300  $\mu\text{m}$ . Dans le plan d'élaboration de ces zones, l'ellipse correspondant à la coupe du trou est très proche de la surface de la plaque, cette protubérance est alors due à la limitation en taille de la piscine de fusion (Adam (2014)). Celle-ci étant globalement de plus petite taille en SLM qu'en EBM, cet effet n'est pas présent dans les échantillons issus de fusion laser. Comme le montre la Figure 2-8 a, un simple décapage mécanique permet d'éliminer ces protubérances, ainsi que la forte rugosité de la pièce.

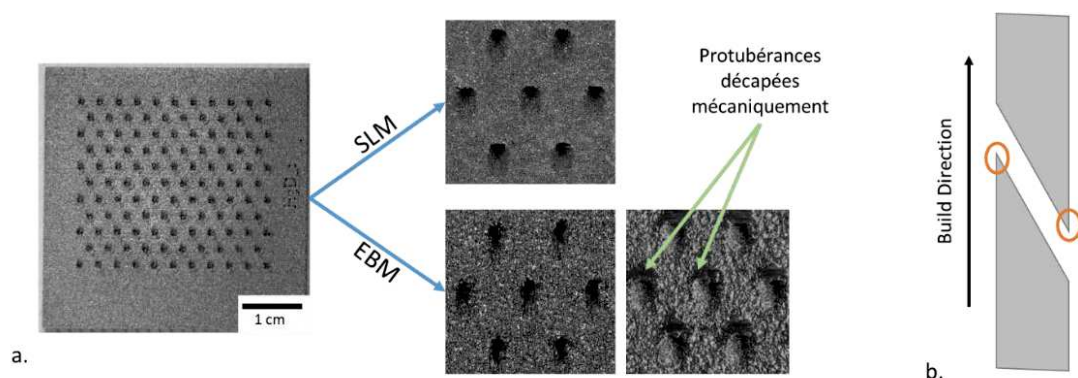


Figure 2-8 : a) Macrographies de plaques multiperforées par EBM et SLM pour d = 1 mm ; b) en orange : localisation des protubérances.

La rugosité des échantillons élaborés par SLM et par EBM a pu être mesurée à l'aide d'un rugosimètre muni d'un palpeur capable de percevoir une variation de hauteur de 4 nm (axe Z) tous les 0,5  $\mu\text{m}$ . A partir du profil obtenu sur une zone loin des trous, deux paramètres représentatifs de la rugosité ont été calculés :

- Ra : la moyenne arithmétique du profil de rugosité
- Rz : la hauteur moyenne du profil de rugosité, qui correspond à la moyenne des écarts entre les 5 points les plus hauts (saillies) et les 5 points les plus bas (profondeurs de creux) du profil.

Les résultats obtenus sont représentés dans le Tableau 2-1. Comme attendu, la rugosité produite par l'EBM est bien plus importante que celle générée par le SLM, que ce soit en termes de moyenne arithmétique ou de hauteur du profil.

Tableau 2-1 : Rugosité mesurée sur les échantillons EBM et SLM

	Ra ( $\mu\text{m}$ )	Rz ( $\mu\text{m}$ )
EBM	$21 \pm 3$	$114 \pm 13$
SLM	$8 \pm 1$	$47 \pm 5$

Par ailleurs, visuellement, des ondulations de plus grande amplitude sont visibles sur les échantillons, qui reproduisent l'alternance des couches de poudre. Cependant, elles n'ont pas pu être mises en évidence par l'analyse du profil de rugosité.

La suite de cette partie vise à caractériser plus finement la dimension et la morphologie des trous des plaques élaborées par les deux procédés.

## B.4 Caractérisation des échantillons

### B.4.1 Trous de diamètre 1 mm

#### B.4.1.1 Micrographies des échantillons

La Figure 2-9 et la Figure 2-10 représentent des vues en coupe transverse et des vues de face des trous des plaques multiperforées élaborées par SLM et EBM respectivement, pour des trous de 1 mm. Dans les deux cas, les échantillons ont été polis sur la face d'observation à l'aide de papiers de polissage au carbure de silicium, puis à la pâte diamantée jusqu'au quart de micron. On observe peu de porosité résiduelle au sein de la plaque. De plus, les trous sont dépoudrés et parfaitement débouchants. La forme des trous issus de SLM est plus régulière de par la plus faible rugosité de surface, mais l'on peut considérer que pour des trous de cette taille, les deux techniques sont satisfaisantes. A l'intérieur des trous, l'on devine la stratification due aux différentes couches de poudre fondue, ainsi que des grains de poudre infondus qui ont adhéré à la piscine de fusion.

Les différences morphologiques entre trous réels et trous théoriques issus de la CAO ont été mesurées par analyse d'images, par l'intermédiaire du logiciel ImageJ.

#### B.4.1.2 Comparaison entre trou réel et trou imposé par la CAO

Les trous réels issus d'images MEB prises sur une face polie des échantillons sont comparés aux trous théoriques issus de la CAO à l'aide de trois paramètres, comme schématisé en Figure 2-11. Deux d'entre eux ont pour vocation de fournir un diamètre caractéristique du trou :

- «  $D_{FE}$  » est une longueur caractéristique issue de l'outil « Fit Ellipse » d'ImageJ. Celui-ci approche le trou par une ellipse et fournit les valeurs des deux demi-axes et de l'angle  $\gamma$  par rapport à l'horizontale de l'image. Ainsi, connaissant l'angle du trou, on peut remonter au diamètre de celui-ci. De plus, la donnée de l'angle permet de valider le fit, puisque celui-ci doit être autour de  $90^\circ$  pour être représentatif de la réalité.

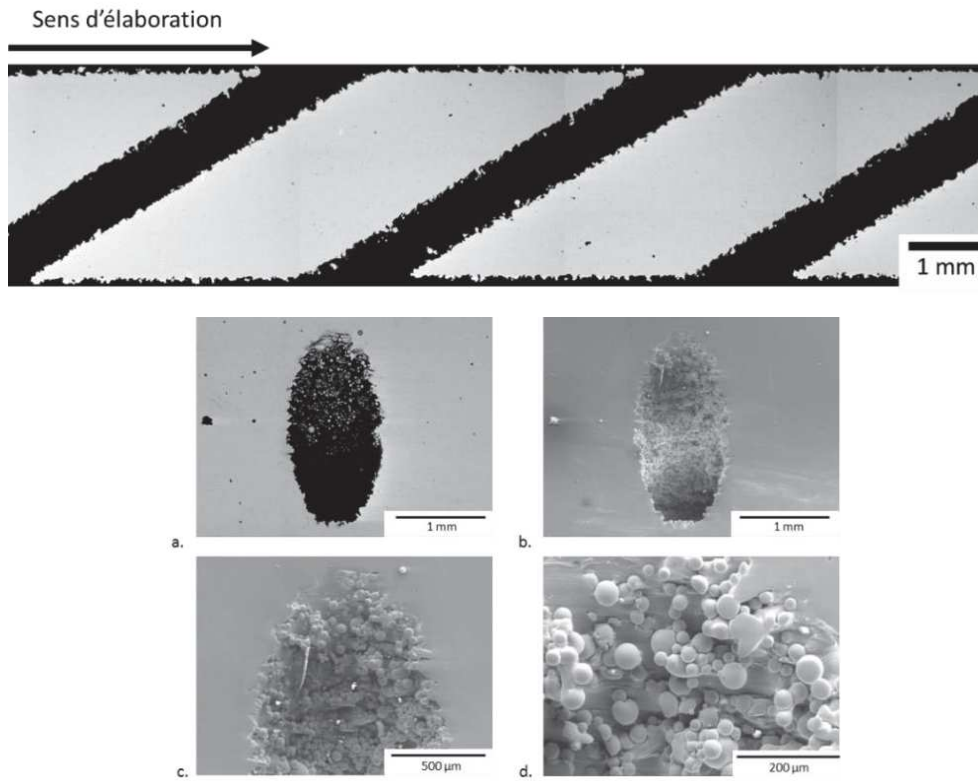


Figure 2-9 : Micrographies MEB des trous de plaques multiperforées élaborées par SLM pour un diamètre de trou de 1 mm. En haut, vue en coupe (en électrons rétrodiffusés). En bas, vue en surface après polissage : image a) en électrons rétrodiffusés ; b),c) et d) en électrons secondaires.

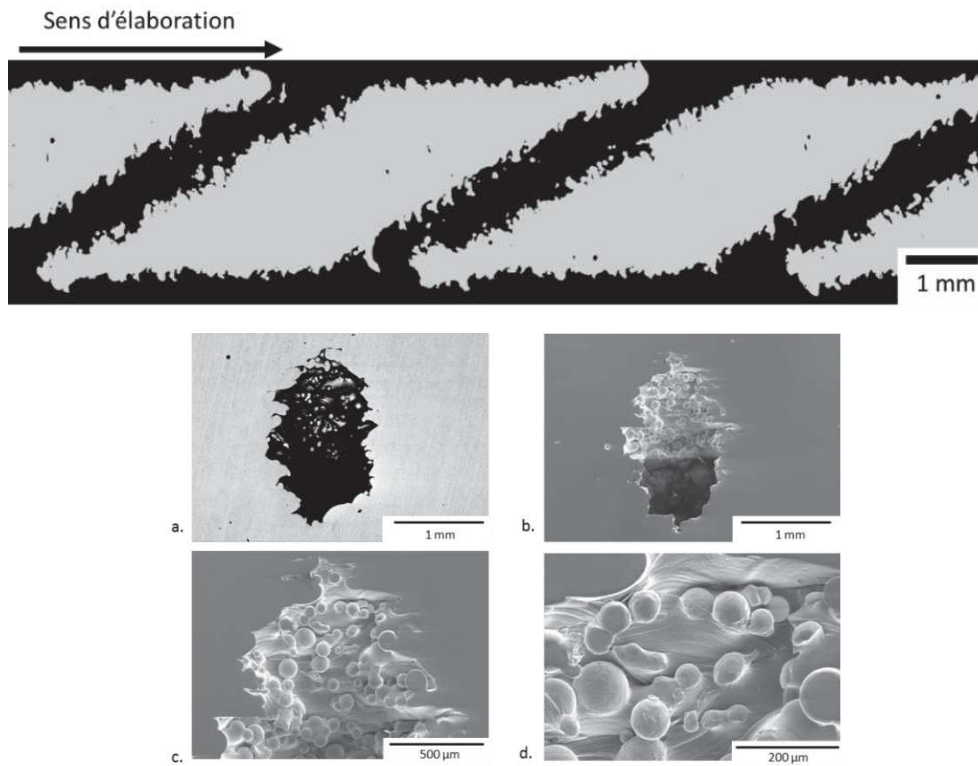


Figure 2-10 : Micrographies MEB des trous de plaques multiperforées élaborées par EBM pour un diamètre de trou de 1 mm. En haut, vue en coupe (en électrons rétrodiffusés). En bas, vue en surface après polissage : image a) en électrons rétrodiffusés ; b), c),et d) en électrons secondaires.

- «  $D_{BB}$  » est une autre longueur caractéristique issue de l'outil « Boundary Box » d'ImageJ. Celui-ci fournit la largeur et la longueur du plus petit rectangle incluant la forme, que l'on peut considérer comme étant les valeurs des grand et petit axes de l'ellipse.

Dans le cas où les formes se rapprochent beaucoup d'ellipses, le « Fit Ellipse » est tout à fait adapté. Cependant, pour les trous de plus faible diamètre, les formes de trous deviennent plus irrégulières et la méthode par « Boundary Box » devient plus appropriée.

Enfin, le troisième paramètre mesuré est l'aire du trou qui est alors comparée à l'aire de l'ellipse théorique issue de la CAO par l'intermédiaire du quotient de rapport d'aire RA :

$$RA = \frac{\text{Aire du trou mesurée par analyse d'images}}{\text{Aire de l'ellipse théorique issue de la CAO}}$$

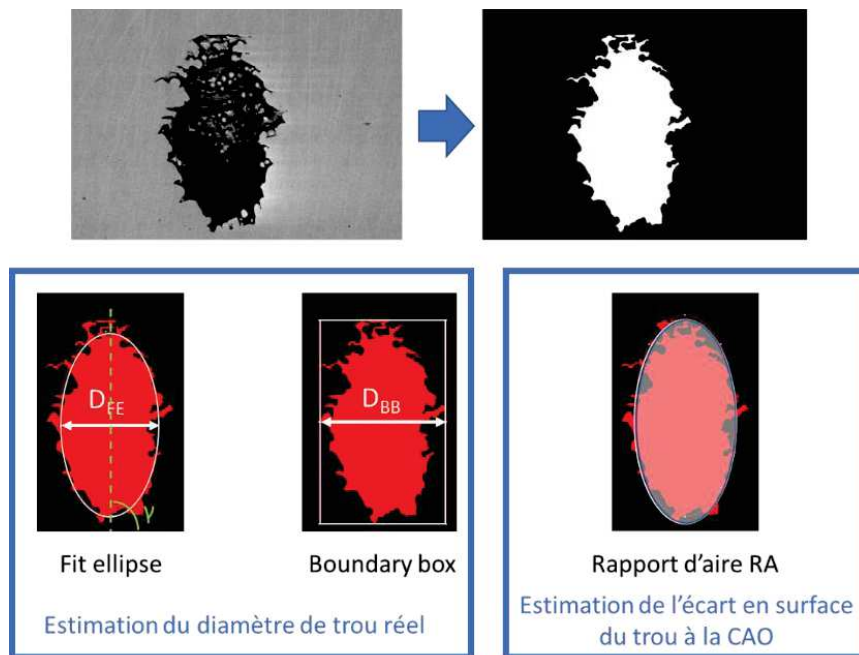


Figure 2-11 : Schéma décrivant les trois paramètres mesurés par analyse d'image pour décrire la morphologie des trous : le diamètre issu du fit par une ellipse ( $D_{FE}$ ), le diamètre issu de la « Boundary Box » ( $D_{BB}$ ) et le rapport d'aire RA.

Ce quotient permet de quantifier l'écart volumique entre le trou réel et le trou théorique, celui-ci étant notamment lié à la forte rugosité de paroi.

Les résultats de cette étude morphologique sont présentés en Figure 2-12. Les valeurs de l'histogramme correspondent à une moyenne sur une dizaine de trous. Les deux techniques d'évaluation du diamètre de trou donnent des résultats proches, d'autant plus pour le SLM, pour lequel la forme se rapproche le plus d'une ellipse. L'angle moyen  $\gamma$  des ellipses modélisées est proche de  $90^\circ$ , ce qui confirme que le fit est cohérent. Les deux techniques de mesures sont donc validées.

Quel que soit le procédé utilisé, le diamètre de trou réel est proche de celui escompté : 1 mm. Cependant, le SLM tend à produire des trous d'un volume effectif plus important qu'attendu ( $RA = 1,2$ ), tandis que l'EBM, de par sa forte rugosité, génère des trous de volume 10% inférieur à la CAO.

Ainsi, pour un diamètre attendu de 1 mm, le SLM reproduit très bien la forme des trous, avec une tendance à surestimer leur taille, tandis que l'EBM de par sa rugosité reproduit un peu moins bien la forme, et au contraire sous-estime la taille des trous. Afin d'élaborer une pièce qui correspond au mieux à la CAO, il faudrait donc rectifier le fichier de départ de façon à contrebalancer ces écarts.



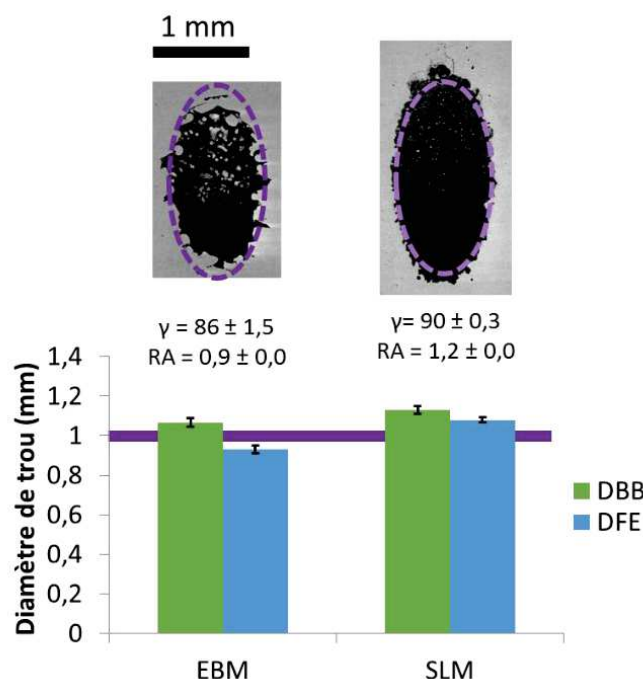


Figure 2-12 : Comparaison des paramètres morphologiques issus d'analyse d'images des trous pour les deux techniques EBM et SLM ( $d = 1$  mm). En violet : ellipse théorique et diamètre théorique.

#### B.4.2 Trous de diamètre 0,5 mm

La Figure 2-13 et la Figure 2-14 présentent les vues en coupe et les vues de face des trous de diamètre 0,5 mm pour les deux procédés SLM et EBM respectivement, après polissage. Comme pour les trous de 1 mm vus précédemment, la rugosité est bien plus importante en EBM qu'en SLM. On atteint ici les limites du procédé EBM, puisque la rugosité n'est plus négligeable devant la taille des trous : des ponts de matière dense se sont formés entre les parois, le dépoudrage ne peut donc pas suffire à désengorger les canaux. Dans la partie C.4 de ce chapitre, des techniques de dépoudrage basées notamment sur une attaque chimique seront développées et appliquées à des cas de trous avec des formes plus complexes.

Afin de décrire la morphologie des trous, la technique d'analyse d'images décrite en partie B.4.1 est appliquée également à ces échantillons. Les résultats issus d'analyse d'image sont représentés en Figure 2-15. De par la forte rugosité de l'EBM comparé au diamètre des trous, la forme en surface est très irrégulière, la modélisation par une ellipse n'a donc plus vraiment de sens, ce qui explique la grande dispersion dans les angles d'ellipses trouvés et l'écart important entre les deux techniques de mesure. Pour le SLM par contre, la forme reste encore très proche d'une ellipse, même si on note un léger tilt de l'ellipse. On retrouve la même tendance que pour des trous de 1 mm : tandis que l'EBM a tendance à sous-dimensionner les diamètres des trous, le SLM a plutôt tendance à les surdimensionner. Ceci se retrouve également dans la valeur du rapport d'aire, où l'EBM ne reproduit que 60% de l'aire de trou imposée par la CAO. L'attaque chimique développée en partie C.4 pourrait permettre d'augmenter ce rapport en diminuant la rugosité.

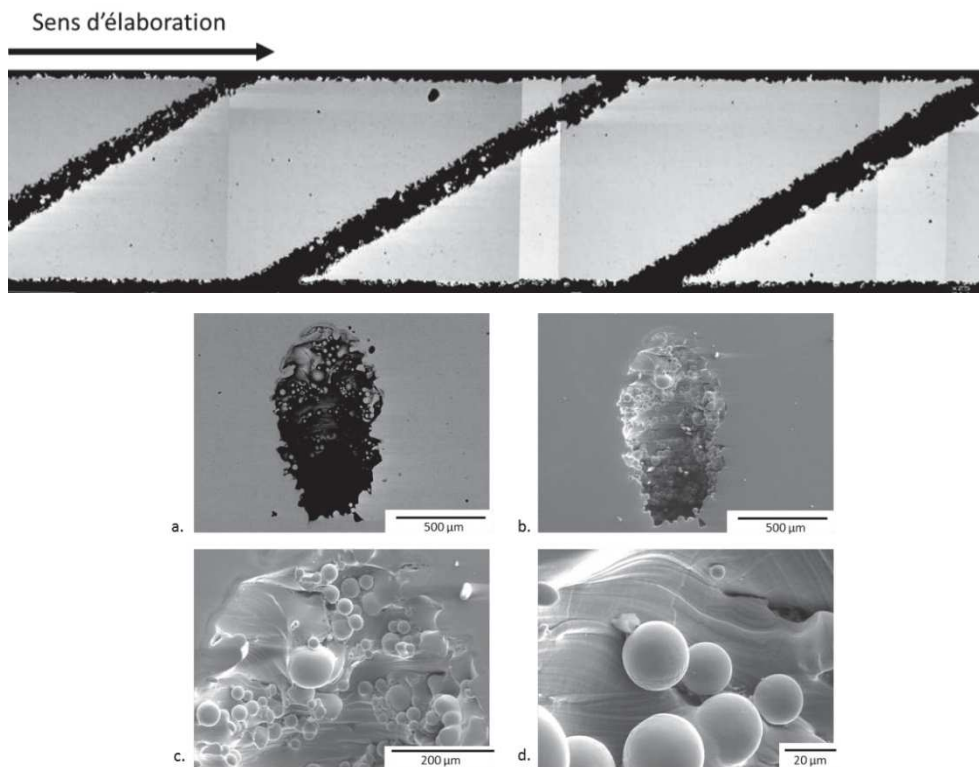


Figure 2-13 : Micrographies MEB des trous de plaques multiperforées élaborées par SLM pour un diamètre de trou de 0,5 mm. En haut, vue en coupe (en électrons rétrodiffusés). En bas, vue en surface après polissage : image a) en électrons rétrodiffusés ; b), c), et d) en électrons secondaires.

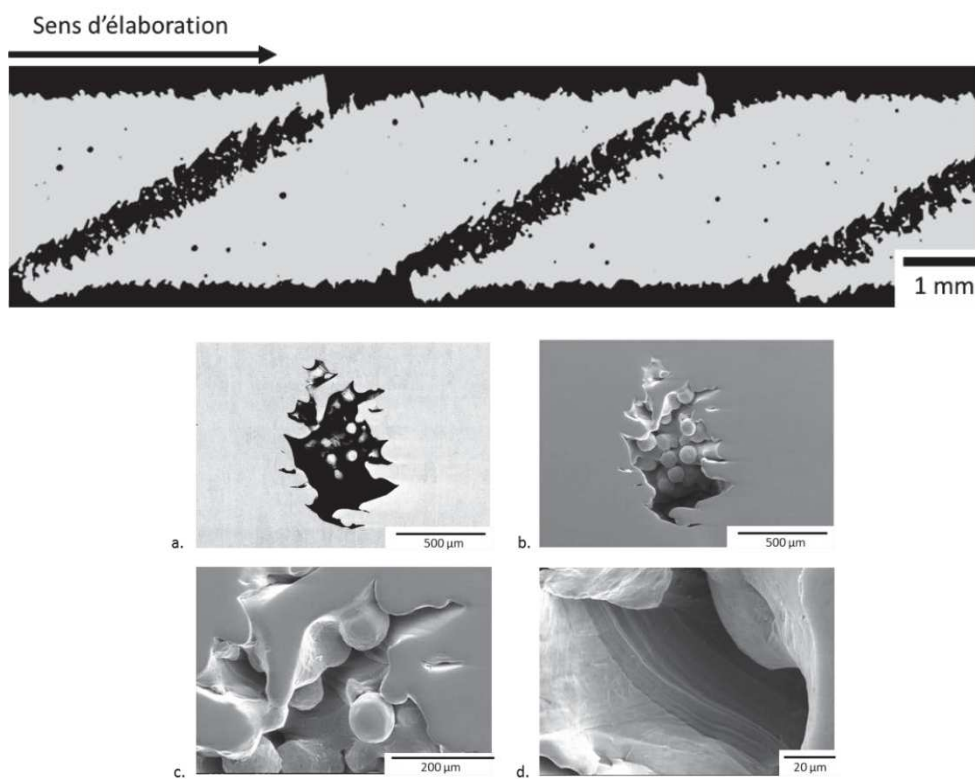


Figure 2-14 : Micrographies MEB des trous de plaques multiperforées élaborées par SLM pour un diamètre de trou de 0,5 mm. En haut, vue en coupe (en électrons rétrodiffusés). En bas, vue en surface après polissage : image a) en électrons rétrodiffusés ; b), c), et d) en électrons secondaires.

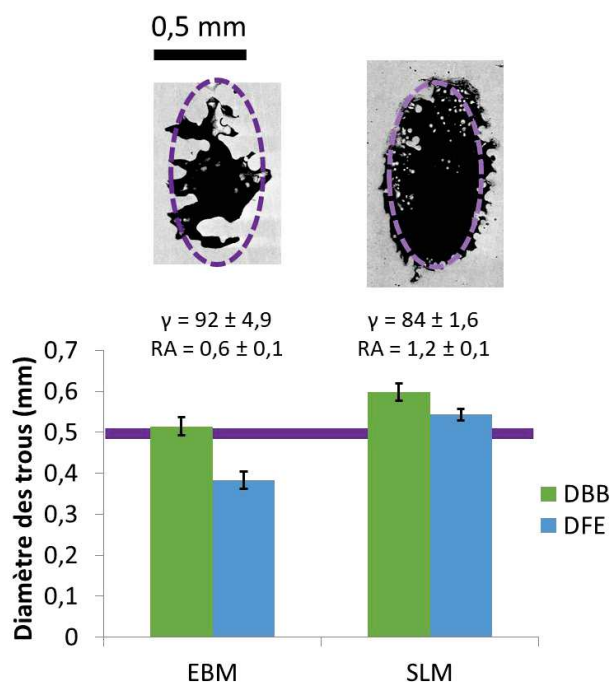


Figure 2-15 : Comparaison des paramètres morphologiques issus d'analyse d'images des trous pour les deux techniques EBM et SLM ( $d = 0,5$  mm). En violet : ellipse théorique et diamètre théorique.

### B.4.3 Perméabilité des divers échantillons

#### B.4.3.1 Généralités sur la perméabilité

L'un des objectifs des nouveaux designs de plaques multiperforées est d'augmenter les échanges de chaleur internes tout en maintenant un niveau de pertes de charges proche de la référence industrielle. Ainsi, afin de comparer les plaques obtenues par fabrication additive à la référence industrielle, des essais de perméabilité transverse ont été menés.

Le dispositif de mesure est schématisé en Figure 2-16a. L'échantillon est placé entre des plaques métalliques percées d'un trou correspondant à la section du matériau à tester ; celui-ci est de section circulaire de diamètre 20 mm (cf. Figure 2-16b). L'étanchéité est assurée par des joints silicone. Autant que possible, le choix se porte sur la section la plus importante puisqu'elle permet de tester une plus grande surface du matériau, de limiter les effets de bord et le biais dû à d'éventuelles hétérogénéités locales. Cependant, il faut une certaine surface d'échantillon hors de la zone testée pour assurer l'étanchéité du joint. Selon la gamme de perméabilité, un capteur de pression correspondant à la bonne gamme est choisi.

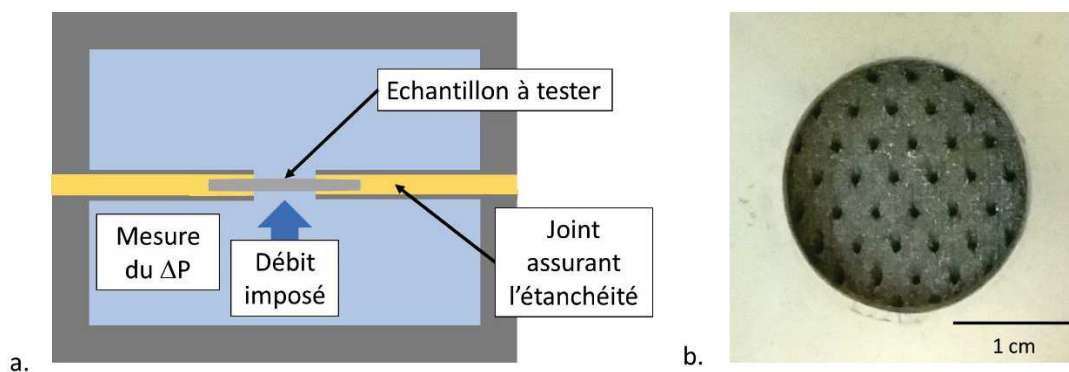


Figure 2-16 : a) Schéma de fonctionnement du banc de perméabilité et b) macrographie d'une plaque testée et du joint à trou circulaire.



Une fois le montage fait, un débit d'air est imposé perpendiculairement à la plaque à tester et la surpression  $\Delta P$  est mesurée du côté de l'injection. Cette mesure est réalisée pour différents débits en entrée, ce qui permet d'obtenir une courbe de pertes de charge.

Le gradient de pression peut alors être lié à la vitesse de l'écoulement via la loi de Darcy-Forchheimer :

$$-\frac{\Delta P}{e} = \frac{\eta_v}{K} v + \beta_F \rho v^2$$

Où  $e$  est l'épaisseur de la plaque,  $\eta_v$  est la viscosité dynamique de l'air et  $\rho$  est la masse volumique de l'air. On note  $v$  la vitesse de filtration obtenue à partir du débit imposé : il s'agit de la vitesse de traversée de l'écoulement à travers la plaque, à ne pas confondre avec la vitesse locale au sein de la structure. Les deux paramètres caractéristiques des propriétés de perméabilité du matériau sont alors :

- $K$  appelé coefficient de Darcy ( $m^2$ ). Il décrit la partie linéaire de l'équation, aux faibles vitesses
- $\beta_F$  appelé coefficient de Forchheimer ( $m^{-1}$ ) décrit au contraire l'écart à la linéarité pour de plus forts débits

Les courbes présentées dans ce chapitre montrent l'évolution des pertes de charge en fonction de la vitesse de filtration  $v$ . Habituellement, on représente plutôt l'évolution des pertes de charge adimensionnées par l'épaisseur. Or il s'agit dans cette thèse de comparer les pertes de charge totales des solutions élaborées par rapport à la référence industrielle, en prenant en compte l'augmentation d'épaisseur. De plus, les plaques issues de fabrication additive sont fortement rugueuses, il existe donc une forte incertitude sur la mesure de l'épaisseur, qui se répercute notamment sur la mesure de coefficient de Darcy. C'est pourquoi un troisième paramètre a été introduit pour caractériser la perméabilité des structures, il s'agit de la perte de charge pour une vitesse de filtration de 1 m/s. Cette valeur est de l'ordre de grandeur des vitesses rencontrées dans les chambres de combustion, tout en étant expérimentalement accessible.

#### B.4.3.2 Mesures de perméabilité sur les plaques multiperforées

La Figure 2-17 représente les courbes de perte de charge pour les divers échantillons étudiés dans ce chapitre. L'essai a été mené à travers une section de diamètre 20 mm, correspondant à 35 trous au total environ.

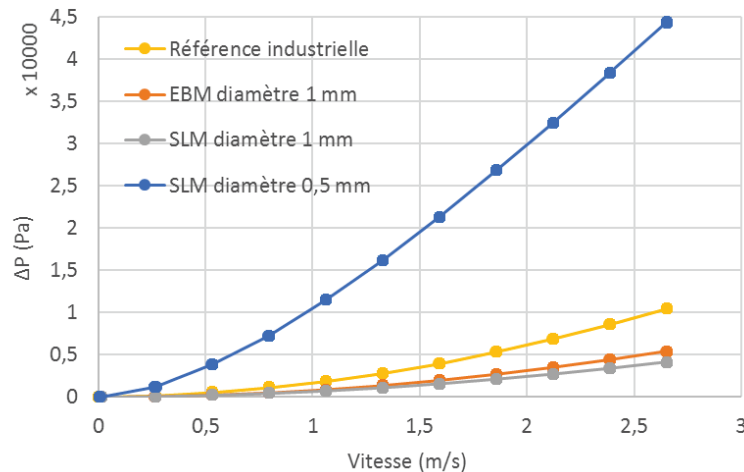


Figure 2-17 : Courbes de perte de charge pour les trois échantillons élaborés par fabrication additive et la référence industrielle

Les courbes obtenues confirment le caractère débouchant des plaques multiperforées avec des trous de diamètre 1 mm par EBM et de diamètre 0,5 mm et 1 mm par SLM. La rugosité plus importante en EBM qu'en SLM n'engendre pas de grande différence sur les pertes de charge pour des trous de 1 mm. Seul l'échantillon élaboré par EBM avec des trous fins (0,5 mm) n'a pas été testé puisqu'en l'état, les trous ne

sont pas débouchants. Les coefficients de perméabilité des divers matériaux sont récapitulés dans le Tableau 2-2.

Tableau 2-2 : Valeurs caractéristiques de perméabilité pour les différentes structures

	Coefficient de Darcy K (m <sup>2</sup> )	Coefficient de Forchheimer (m <sup>-1</sup> )	ΔP pour v = 1 m/s (Pa)
<b>Référence industrielle</b>	7,3.10 <sup>-11</sup>	9,6.10 <sup>5</sup>	1,7.10 <sup>3</sup>
<b>EBM diamètre 1 mm</b>	1,6.10 <sup>-9</sup>	2,4.10 <sup>5</sup>	7,9.10 <sup>2</sup>
<b>SLM diamètre 1 mm</b>	4,6.10 <sup>-10</sup>	1,4.10 <sup>5</sup>	6,6.10 <sup>2</sup>
<b>SLM diamètre 0.5 mm</b>	8,0.10 <sup>-12</sup>	1,0.10 <sup>6</sup>	1,1.10 <sup>4</sup>

Pour rappel, la plaque de référence a des trous de 0,5 mm et est bien plus fine que les plaques obtenues par fabrication additive. Ceci explique pourquoi, malgré l'augmentation de diamètre de trou, les courbes de perte de charge des plaques avec des trous de 1 mm sont bien plus proches de la référence industrielle que la plaque SLM à trous fins.

Cependant, l'objectif de la suite de l'étude est de mettre au point de nouveaux designs de plaques multiperforées avec une porosité plus importante afin de ne pas engendrer d'augmentation de masse malgré une épaisseur plus importante des plaques. Pour rester dans les mêmes gammes de perte de charge que la référence tout en augmentant la porosité, il est donc intéressant de continuer à travailler également sur des diamètres de trous de 0,5 mm.

Dans la suite de l'étude, les nouveaux designs de plaques multiperforées seront donc conçus avec des diamètres de 0,5 et 1 mm. Le procédé principalement utilisé est l'EBM présent au SIMaP, la forte rugosité de paroi pouvant avoir pour effet d'augmenter les échanges de chaleur internes, et donc être favorable pour l'application. Afin d'exploiter la liberté de conception de la fabrication additive, la prochaine partie vise à concevoir et à élaborer des designs améliorés de trous pour plaque multiperforée.

## C : Conception et élaboration de plusieurs designs de trous permettant d'augmenter les échanges de chaleur internes

### C.1 Objectifs des nouvelles géométries

Cette partie vise à décrire la conception et l'élaboration de plaques multiperforées pour lesquelles les échanges de chaleur internes sont augmentés dans le but d'améliorer le refroidissement global. Pour rappel, comme décrit dans le Chapitre 1, l'objectif de ces nouvelles géométries est :

- D'obtenir un refroidissement plus homogène de la plaque
- D'augmenter les échanges de chaleur internes en augmentant la surface développée au cœur de la plaque
- De maintenir un film cooling efficace

Ces objectifs doivent être atteints tout en satisfaisant les critères suivants :

- Minimiser l'augmentation de masse par rapport à la référence industrielle
- Rester dans les mêmes gammes de perte de charge que la référence industrielle

## C.2 Plaques multiperforées avec trous interconnectés : design CAO

Afin de répondre à ce cahier des charges, l'idée a été de maintenir un réseau de trous proche de la référence industrielle et d'y ajouter un deuxième réseau de trous qui les interconnecte. Afin d'avoir plus de liberté dans la conception de canaux de forme variée, l'épaisseur des plaques a été augmentée à 3 mm, elle devra être en partie compensée par une augmentation de la porosité pour limiter l'augmentation de masse. Deux designs de trous ont été mis au point, la CAO étant représentée en Figure 2-18 :

- La géométrie « H2D » où les trous sont interconnectés sur une ligne dans la direction du flux d'air
- La géométrie « H3D » où les trous sont interconnectés selon un réseau tridimensionnel, avec un trou débouchant connecté à deux trous en amont et deux trous en aval.

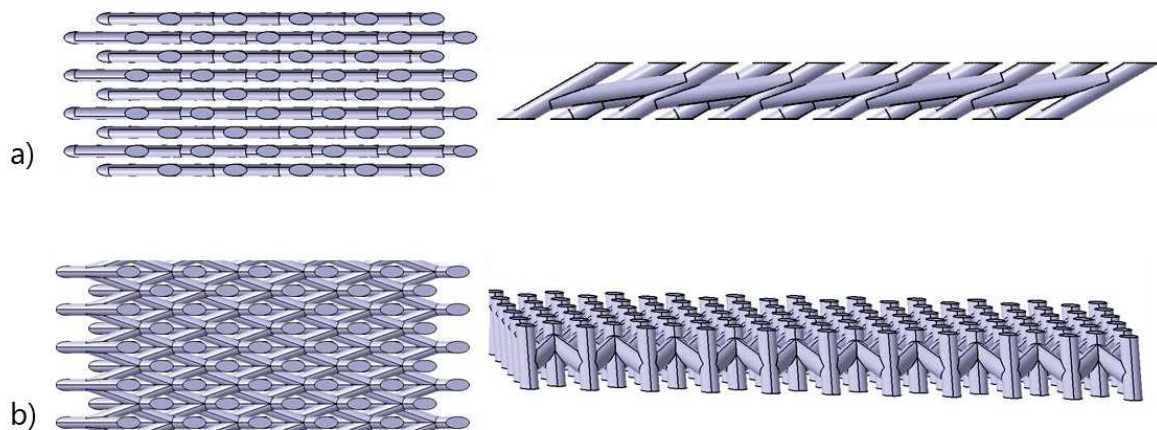


Figure 2-18 : Vues de la CAO des nouveaux designs de trous à  $d = 1 \text{ mm}$  : a) H2D et b) H3D. Pour plus de visibilité, la couleur grise correspond au vide et la matière n'est pas représentée.

Ainsi, l'écoulement d'air réfrigérant entrant dans un trou se répartit de la façon suivante:

- Une fraction du débit entrant sort par ce même trou en créant un effet de film cooling
- Le débit restant passe dans le réseau secondaire de trous et est éjecté par le trou suivant en ayant refroidi la plaque à mi-épaisseur.

Les échanges de chaleur internes sont alors a priori augmentés et le film cooling est préservé.

Le Tableau 2-3 représente pour chaque géométrie les valeurs suivantes issues de la CAO :

- La porosité volumique : rapport entre le volume de pore et le volume total du matériau
- La surface spécifique interne : rapport entre la surface développée à l'intérieur de la plaque et le volume total de la pièce
- La masse surfacique correspond à la masse d'un  $\text{cm}^2$  de surface de plaque en superalliage base cobalt Haynes 188, classiquement utilisé dans les chambres de combustion. La densité de l'alliage est de 8,98.

Les deux designs de trous interconnectés ont des paramètres très semblables. Pour les trous de 1 mm, ils offrent une surface spécifique interne trois fois supérieure à la référence industrielle, avec une masse surfacique légèrement supérieure. De plus, leur forte porosité permet de limiter l'augmentation de masse par rapport à la référence industrielle. Dans la partie C.6, des essais de perméabilité sur ces plaques permettront de contrôler expérimentalement que la forte porosité n'engendre pas une baisse considérable des pertes de charge par rapport à la référence industrielle.

Les interconnexions avec des trous de 0,5 mm offrent une surface spécifique presque deux fois supérieure à la référence mais la masse surfacique est cette fois-ci bien plus élevée.

Tableau 2-3 : Paramètres de porosité et de surface développée issus de la CAO pour les divers types de plaques multiperforées étudiés.

	d (mm)	Porosité volumique (%)	Surface spécifique interne (mm <sup>-1</sup> )	Masse surfacique (g/cm <sup>2</sup> )
<b>Référence industrielle (e = 1,2 mm)</b>	0.5	5,01	0,401	1,02
<b>Référence fabrication additive (e = 3 mm)</b>	0.5	4,40	0,354	2,57
	1	17,7	0,706	2,22
<b>Interconnexions 2D (e = 3 mm)</b>	0.5	8,20	0,630	2,47
	1	30,1	1,127	1,88
<b>Interconnexions 3D (e = 3 mm)</b>	0.5	9,40	0,700	2,44
	1	32,0	1,068	1,83

### C.3 : Elaboration par EBM de plaques avec interconnexions de trous

Comme annoncé précédemment, ces structures ont été élaborées par EBM. La stratégie d'élaboration de ces nouveaux designs de plaques multiperforées est tout à fait équivalente à celle décrite en partie B.2. Macroscopiquement, les plaques obtenues ne sont pas différenciables des plaques décrites dans la partie B. Des coupes ont donc été réalisées afin de caractériser la morphologie des trous, elles sont présentées en Figure 2-19.

Pour les gros diamètres, la morphologie de la CAO est respectée. Les trous débouchants sont bien dépoutrés, comme on avait pu le voir dans le cas de plaques multiperforées simples. Cependant, il reste de la poudre dans les trous d'interconnexions, qu'il n'a pas été possible d'évacuer à l'air comprimé. Ceci est dû au fait que la poudre, légèrement frittée lors du « pre-heating », crée un bouchon d'autant plus difficile à évacuer que les trous d'interconnexions ne sont pas traversants. Dans le cas des plus faibles diamètres, le problème est plus marqué, avec l'intégralité du volume des trous qui est occupé par la poudre. On retrouve également les ponts denses entre les surfaces internes des trous, déjà décrits en partie B.4.2.

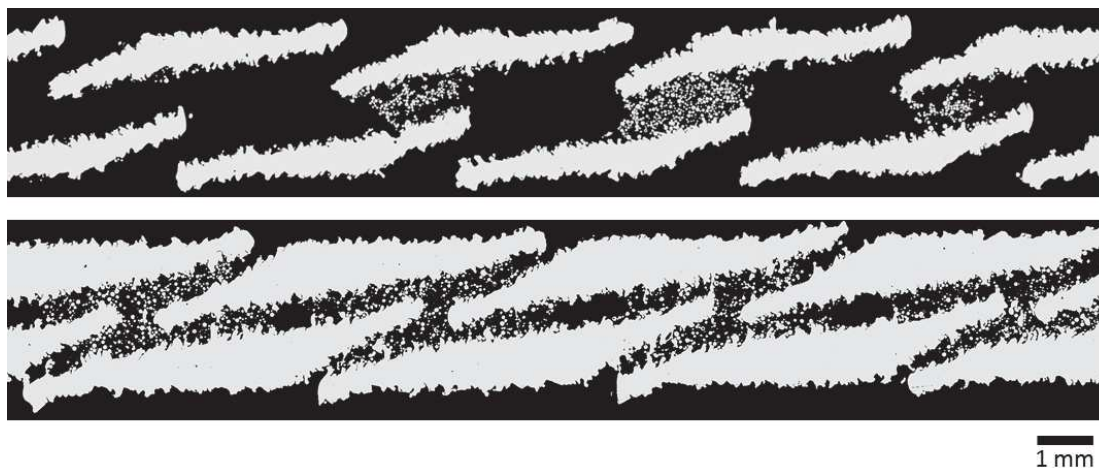


Figure 2-19 : Micrographies optiques des trous interconnectés sur une ligne (structure H2D) pour des diamètres de 1 mm (en haut) et 0,5 mm (en bas), après dépoutrage au blaster

Le paragraphe suivant présente les différentes méthodes mises en place pour dépoutriser ces deux types d'échantillons.

## C.4 : Mise en place de stratégies pour déboucher les trous

### C.4.1 : Le bain à ultrasons

Les diverses techniques développées pour dépoudrer les pièces sont basées sur l'utilisation d'un bain à ultrasons. Le fonctionnement est le suivant : l'échantillon est plongé dans un bécher contenant de l'éthanol, lui-même disposé dans une cuve remplie d'eau. Puis, des ondes sonores dans le domaine des ultrasons sont diffusées dans l'eau, ce qui crée des phases de compression et de décompression qui génèrent une grande quantité de bulles microscopiques. Celles-ci provoquent une turbulence importante en surface de la pièce, ce qui permet de détacher et d'éloigner les impuretés de la surface. Ce procédé est habituellement utilisé pour obtenir un nettoyage profond des pièces. Dans notre cas, l'idée est d'utiliser la turbulence pour détacher progressivement les grains de poudre légèrement frittés au cœur des trous et les évacuer.

Afin de suivre l'avancée du dépoudrage, des pesées à sec des pièces sont effectuées entre chaque cycle, jusqu'à obtenir une masse stable. La Figure 2-20 décrit la perte de masse d'un échantillon de H2D correspondant à une rangée de 6 trous de diamètre 1 mm, en fonction du temps passé dans un bain à ultrasons. Au bout d'une demi-heure, la perte de masse se stabilise autour de 0,18%, ce qui correspond à une valeur de 4,5 mg.

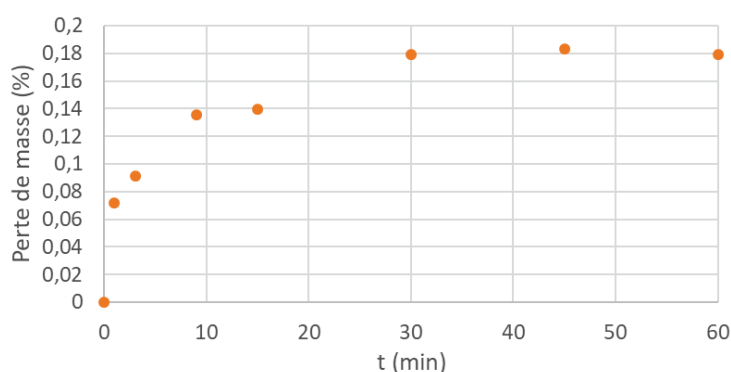


Figure 2-20 : Evolution de la perte de masse d'un échantillon H2D avec des trous de 1 mm de diamètre, en fonction du temps passé dans le bain à ultrasons

Les coupes en Figure 2-21 décrivent le résultat obtenu pour les deux diamètres de trous. Les trous d'interconnexion de diamètre 1 mm sont parfaitement dépoudrés : cette technique est donc validée pour les trous de gros diamètres. Pour les trous de 0,5 mm par contre, aucune amélioration n'est constatée, même après infiltration sous vide par le solvant avant passage au bain à ultrasons.

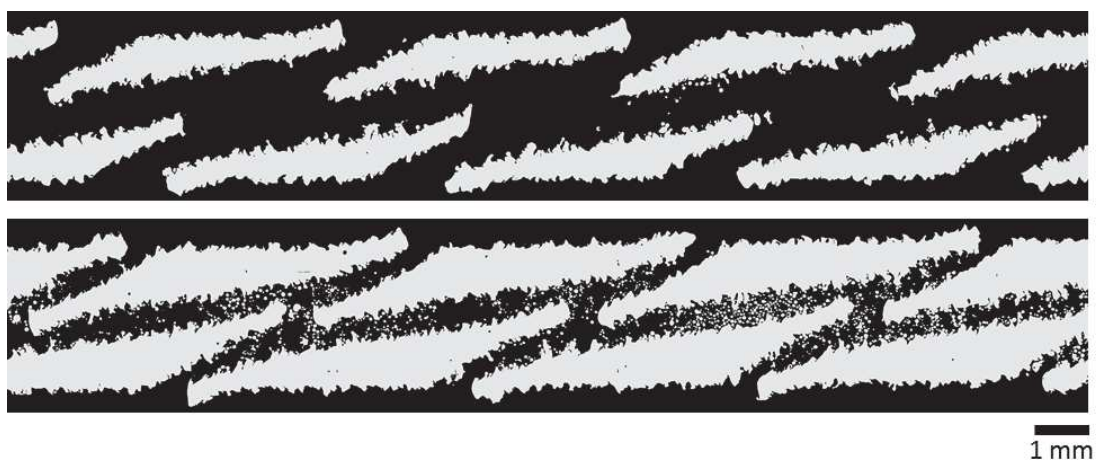


Figure 2-21 : Micrographies optiques des trous interconnectés sur une ligne pour des diamètres de 1 mm (en haut) et 0,5 mm (en bas), après dépoudrage au blaster puis passage aux ultrasons dans de l'éthanol



### C.4.2 : L'attaque chimique

Afin de dépoudrer les trous de 0,5 mm, il est nécessaire de dissoudre les ponts de matière dense qui se sont formés dans les trous. Pour cela, l'échantillon a été plongé dans un b cher contenant une solution acide de composition volumique suivante : 2% d'acide fluorhydrique, 20% d'acide nitrique et le reste d'eau. Cette composition a été évaluée par [Hasib \(2015\)](#) comme étant optimale pour le dépoudrage de structures en TA6V élaborées par EBM. Puis, le b cher est plongé dans un bain à ultrasons afin de cumuler les effets des ultrasons et de la dissolution de matière.

Une micrographie en coupe de l'échantillon obtenu après 20 minutes d'attaque dans les ultrasons est présentée en Figure 2-22. L'un des effets évidents de l'attaque chimique est de réduire la rugosité de la surface extérieure. Pour ce qui est du dépoudrage, la poudre a bien été évacuée de la plupart de trous débouchants, les ponts de matière dans les trous ont disparu, mais les trous d'interconnexion sont toujours remplis de poudre. Cela peut être dû à un problème d'infiltration de la solution acide dans ce réseau secondaire, ou à une mauvaise évacuation des bulles de gaz produits par la réaction chimique. Afin de pallier à ces problèmes, la même expérience a également été menée sous vide, sans différence notable sur le résultat final.



Figure 2-22 : Micrographie optique des trous interconnectés sur une ligne pour un diamètre de 0,5 mm après dépoudrage au blaster puis 20 min d'attaque chimique dans un bain à ultrasons

Finalement, il a été démontré que les trous de 0,5 mm traversants peuvent être dépoudrés par une attaque chimique dans un bain à ultrasons, mais cela devient beaucoup plus difficile pour les trous non débouchants. C'est pourquoi la suite de l'étude se focalisera sur des échantillons avec des trous de 1 mm de diamètre, qui sont facilement d poudrables par l'utilisation d'un bain à ultrasons.

### C.5 : Caractérisation de la géométrie H3D par tomographie aux rayons X

La technique de dépoudrage aux ultrasons a également pu être appliquée à l'échantillon H3D avec des trous de diamètre 1 mm. Afin de vérifier la bonne évacuation de la poudre dans les canaux et de caractériser la géométrie des interconnexions, cet échantillon a été imagé par tomographie aux rayons X. La résolution spatiale est de 7  $\mu\text{m}$ , suffisante pour mettre en évidence des grains de poudre de diamètre moyen 70  $\mu\text{m}$ . La Figure 2-23 représente : (a) le volume 3D des trous et (b) une vue en coupes transverses de la plaque où les trous sont en noir. Au cœur des trous, aucun grain de poudre résiduel n'est identifiable.

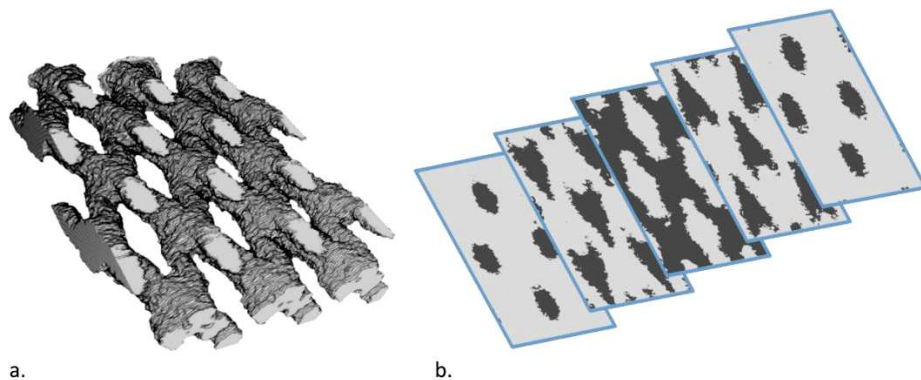


Figure 2-23 : Résultats de tomographie X sur l'échantillon H3D : a) volume des trous et b) vues en coupe transverse de la géométrie des trous (en noir).

La technique de dépoudrage a ainsi été validée et des valeurs expérimentales de porosité et de surface spécifique interne ont été calculées à partir de ce volume. La comparaison avec les valeurs issues de CAO est présentée dans le Tableau 2-4. L'échantillon est légèrement plus poreux que la CAO, mais la vraie différence réside dans la surface spécifique interne : de par la rugosité du procédé, l'échantillon a une surface spécifique deux fois supérieure à la CAO, la surface développée est alors 5 fois supérieure à la référence industrielle.

Tableau 2-4 : Paramètres de porosité et de surface développée issus des données de tomographie aux rayons X sur la géométrie H3D

	Porosité volumique (%)	Surface spécifique interne (mm <sup>-1</sup> )	Masse surfacique (g/cm <sup>2</sup> )
<b>Référence industrielle</b>	5,01	0,401	1,02
<b>H3D issu de CAO (théorique)</b>	32,0	1,068	1,83
<b>H3D issu de tomographie X (expérimental)</b>	37,9	2,132	1,67

Il en résulte alors une masse surfacique réelle plus proche de la référence industrielle : l'augmentation de masse est réduite.

Cette forte rugosité augmente a priori la surface d'échange entre le solide et le fluide traversant les trous, on se trouve alors dans le cas a de la Figure 2-24, où l'écoulement suit les aspérités de parois. Ce résultat est donc très prometteur pour les performances du matériau. Cependant, il faut vérifier que la rugosité ne dépasse pas une certaine valeur, de l'ordre de l'épaisseur de la couche limite fluide. En effet, dans ce cas elle peut au contraire diminuer les échanges de chaleur, puisque l'écoulement ne suit plus le relief de la paroi et n'échange plus que sur les sommets les plus hauts. L'effet de la rugosité de paroi sur l'efficacité de refroidissement a donc été évaluée expérimentalement et est présenté dans le Chapitre 5.

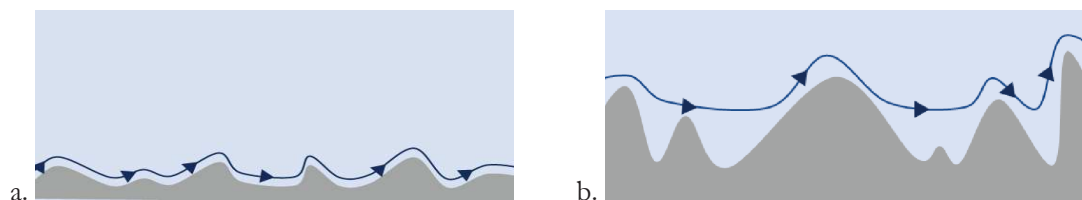


Figure 2-24 : Schéma expliquant l'effet de la rugosité sur les échanges de chaleur conductifs : a) cas favorable où la rugosité augmente les échanges de chaleur, b) cas défavorable où une trop forte rugosité diminue la surface d'échange.

## C.6 : Perte de charge

La Figure 2-25 présente les courbes de perte de charge des nouveaux designs de plaques multiperforées ainsi que de la référence industrielle. Les paramètres caractéristiques de la perméabilité des divers matériaux ainsi que leurs caractéristiques géométriques sont récapitulés dans le Tableau 2-5. Malgré le fait qu'ils aient des paramètres de porosité et de surface spécifique interne proches, les deux designs ne présentent pas les mêmes pertes de charge. Tandis que la géométrie H2D présente une perte de charge plus faible, la courbe H3D suit très bien la référence industrielle. Cet écart peut être dû à des effets aérodynamiques différents liés à la géométrie interne, ou à la qualité du dépoudrage, qui a été optimisée sur quelques trous mais qui ne peut être vérifiée de façon non destructive sur la totalité de la plaque.

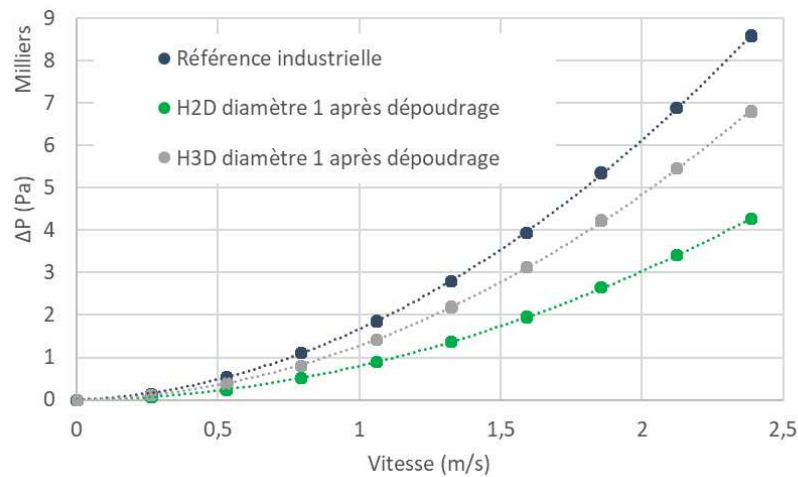
Figure 2-25 : Courbes de perte de charge pour les deux géométries élaborées par EBM ( $d = 1$  mm) et la référence industrielle

Tableau 2-5 : Valeurs caractéristiques de la géométrie et de la perméabilité pour les différents matériaux

	Porosité volumique (%)	Surface spécifique interne ( $\text{mm}^{-1}$ )	Masse surfacique ( $\text{g}/\text{cm}^2$ )	Coefficient de Darcy K ( $\text{m}^2$ )	Coefficient de Forchheimer ( $\text{m}^{-1}$ )	$\Delta P$ pour $v = 1$ m/s (Pa)
Référence industrielle	5,01	0,401	1,02	$7,3 \cdot 10^{-11}$	$9,6 \cdot 10^5$	$1,7 \cdot 10^3$
H2D	30,1	1,127	1,88	$5,1 \cdot 10^{-10}$	$2,2 \cdot 10^5$	$8,0 \cdot 10^2$
H3D	32,0	1,068	1,83	$3,7 \cdot 10^{-10}$	$3,6 \cdot 10^5$	$1,3 \cdot 10^3$

### C.7 : Essai de dépôt de barrière thermique

Afin d'évaluer la possibilité d'élaboration de la solution complète de chambre de combustion, un essai de dépôt de barrière thermique a été réalisé chez CRMA® sur une géométrie H2D. Une procédure standard de dépôt pour paroi de chambre de combustion a été menée, elle est constituée de plusieurs étapes :

1. Un sablage au corindon 60mesh. L'objectif est d'augmenter la rugosité des tôles multiperforées. Les plaques élaborées par fabrication additive étant déjà fortement rugueuses, ce sablage n'a pas eu d'effet notable ( $R_a = 20,8 \mu\text{m}$ ).
2. Un dépôt de 0,2 mm de sous-couche NiCrAlY (Amdry 962) par projection plasma
3. Un dépôt de 0,44 mm de Zircone Yttriée par projection plasma (Metco 204NS-G)
4. Un grenailage par billes de verre pour déboucher les trous

Cette procédure étant optimisée pour un dépôt sur superalliage, il n'était donc pas certain qu'il donne de bons résultats sur une plaque en TA6V. Cependant, comme le montre la Figure 2-26a, le dépôt obtenu est adhérent à la paroi, la rugosité des pièces élaborées par EBM aidant à obtenir une bonne accroche. La vue en coupe en Figure 2-26b montre la superposition des couches, leur porosité est caractéristique du dépôt plasma.



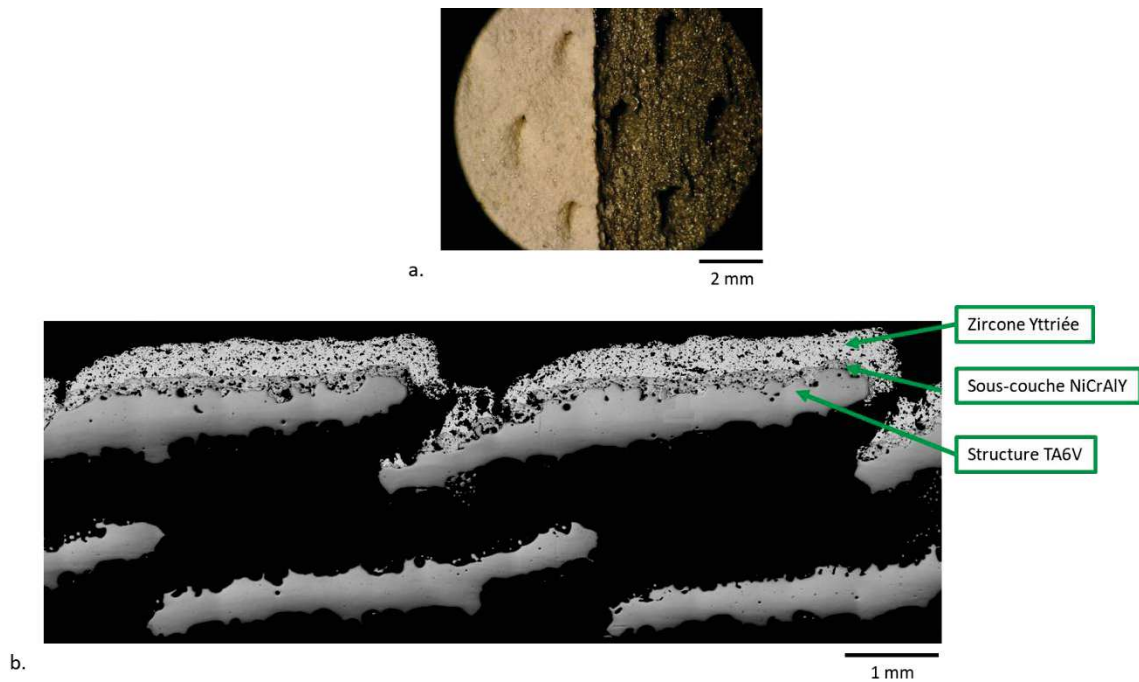


Figure 2-26 : Essais de dépôt de barrière thermique sur la structure H2D : a) macrographie d'une zone avec et sans dépôt et b) micrographie en coupe de la structure revêtue.

Cependant, les micrographies montrent que le dépôt a tendance à obstruer les trous malgré le grenailage aux billes de verre. Les structures avant et après dépôt de barrière thermique ont donc été caractérisées en pertes de charge afin d'évaluer l'effet de cette obstruction. Les courbes sont présentées en Figure 2-27, la plaque avec barrière thermique étant testée dans le sens cohérent avec l'application (zone sans dépôt du côté de l'arrivée d'air). Le Tableau 2-6 récapitule les valeurs caractéristiques de perméabilité. L'effet du dépôt est net : la plaque avec barrière thermique présente une perte de charge pour  $v = 1 \text{ m/s}$  près de 10 fois supérieure à la plaque sans dépôt.

Le dépôt de barrière thermique nécessiterait donc d'être optimisé, par exemple en faisant varier l'angle de la plaque pendant le dépôt de façon à minimiser l'apport de matière dans les trous. Dans le cadre de cette thèse, nous ne raisonnerons que sur des solutions sans barrière thermique. Cependant, en vue de la mise au point de solutions « complètes » avec dépôt de barrière thermique, l'effet de celle-ci sur les pertes de charge devra être pris en compte pour le dimensionnement.

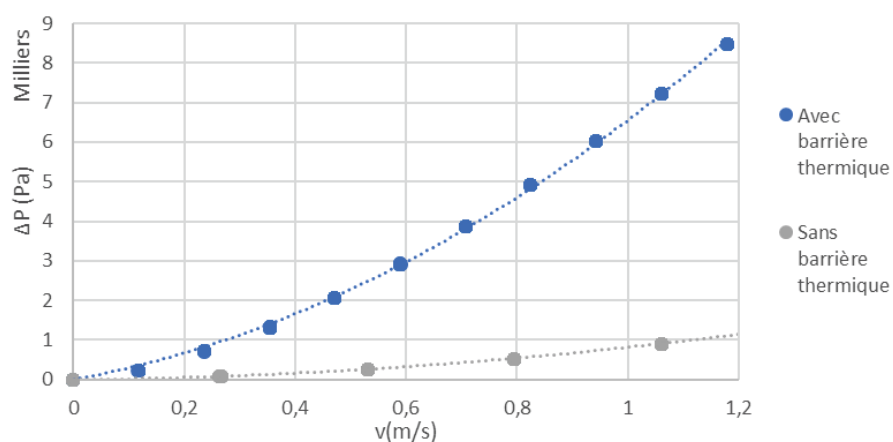


Figure 2-27 : Courbes de perte de charge de la structure H2D avec et sans barrière thermique

Tableau 2-6 : Valeurs caractéristiques de la perméabilité pour la référence industrielle et la structure H2D, avec et sans dépôt de barrière thermique.

	Coefficient de Darcy K (m <sup>2</sup> )	Coefficient de Forchheimer (m <sup>-1</sup> )	$\Delta P$ pour $v = 1\text{m/s}$ (Pa)
Référence industrielle	$7,3 \cdot 10^{-11}$	$9,6 \cdot 10^5$	$1,7 \cdot 10^3$
H2D sans dépôt	$5,1 \cdot 10^{-10}$	$2,2 \cdot 10^5$	$8,0 \cdot 10^2$
H2D avec dépôt	$2,8 \cdot 10^{-11}$	$8,5 \cdot 10^5$	$6,6 \cdot 10^3$

## C.8 : Conclusions

Ainsi, après élaboration et caractérisation, il a été démontré que les deux designs avec des trous de 1 mm remplissent les objectifs fixés :

- Leur surface spécifique interne est multipliée par 5 par rapport à la référence industrielle, ce qui devrait augmenter considérablement les échanges de chaleur internes
- Ils sont dans les bonnes gammes de perte de charge
- Le film cooling est a priori préservé par les canaux débouchants

La partie suivante vise à mettre en évidence par des simulations aérothermiques l'effet des interconnexions sur l'écoulement au sein de la structure ainsi que sur l'efficacité de refroidissement obtenue

## D : Calculs aérothermiques des nouvelles géométries sur CEDRE

### D.1 : Présentation de CEDRE

Afin de visualiser l'effet des interconnexions sur le film cooling, l'écoulement à l'intérieur des trous et le refroidissement global, des simulations aérothermiques ont été menées avec le code de calcul CEDRE (Calculs d'Écoulements Diphasiques Réactifs pour l'Énergétique) développé à l'ONERA. Les simulations ont été effectuées sur trois géométries de plaque :

- La « référence fabrication additive » (RFA) : plaque multiperforée simple, d'épaisseur 3 mm et avec des trous de 1 mm de diamètre
- La géométrie « H2D » avec trous interconnectés sur une ligne
- La géométrie « H3D » avec trous interconnectés selon un réseau tridimensionnel

Il faut noter que la référence choisie pour les simulations n'est pas la référence industrielle. Il s'agit de la plaque décrite en partie B.1, qui a les mêmes paramètres géométriques que les structures H2D et H3D mais sans interconnexions. En effet, l'objectif est de mettre en évidence l'effet seul des interconnexions sur l'efficacité de refroidissement.

Le calcul étant basé sur les géométries de trous issues de la CAO, la rugosité de surface ne peut être prise en compte, ce qui rendra difficile la confrontation entre résultats expérimentaux et numériques.

Le code CEDRE utilise une approche de type volumes finis, aussi bien dans la phase solide que fluide, dans le but d'étudier des problèmes multiphysiques liés à l'énergétique et à la propulsion. Il est constitué de plusieurs solveurs qui peuvent être couplés entre eux et qui permettent par exemple de simuler :

- des écoulements qui peuvent être réactifs (CHARME),
- la conduction dans les solides (ACACIA)
- le transport d'une phase dispersée solide ou liquide (SPARTE et SPIREE)
- les transferts radiatifs (ASTRE)

Dans notre cas, nous avons utilisé les deux premiers afin de simuler l'écoulement autour d'une paroi multiperforée et les échanges de chaleur entre le fluide et le solide. De par la complexité de sa prise en compte dans le calcul, le rayonnement est dans un premier temps négligé. La seule source de chaleur pour la plaque est donc issue de la convection par l'écoulement chaud.

## D.2 : Volume étudié et conditions de calcul

L'écoulement autour des parois multiperforées étant fortement tridimensionnel, le choix a été fait de réaliser des calculs en 3D.

Pour les trois géométries de trous, le volume de calcul choisi est basé sur le cas de calcul de [Cottin \(2013\)](#) il est donc formé de quatre domaines de calcul :

- Un bloc supérieur de hauteur 20 mm correspondant au canal d'air chaud
- Un bloc inférieur de hauteur 10 mm correspondant au canal d'air froid
- Un bloc central solide correspondant à la paroi multiperforée.
- Un bloc central fluide correspondant au fluide à l'intérieur de la plaque multiperforée

Le domaine de calcul, dans son intégralité, est découpé en 128 blocs de façon à effectuer un calcul parallèle sur 128 processeurs.

Le domaine de calcul correspondant à la plaque multiperforée est représenté en Figure 2-28 et a été déterminé à partir de la configuration de [Cottin \(2013\)](#). Il s'agit d'une plaque pleine perforée de 15 trous disposés en quinconce selon les paramètres géométriques des trois structures. La zone perforée est délimitée par une zone de plaque pleine d'une longueur de 10 mm en amont et 20 mm en aval, comme schématisé en Figure 2-28. Etant donnée la symétrie de la géométrie, le domaine de calcul ne comprend que des demi-perforations afin de diminuer le volume de calcul. Une condition de symétrie est alors appliquée sur ces surfaces latérales, comme décrit en Figure 2-28. Ce domaine a pour avantage de permettre de décrire l'établissement du film cooling ainsi que du refroidissement de la plaque le long des trous.

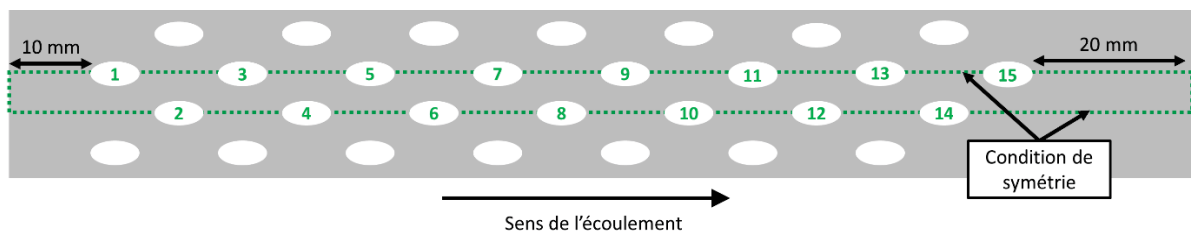


Figure 2-28 : Schéma décrivant le domaine de calcul correspondant à la plaque solide. En vert : frontières du domaine.

Le maillage a été effectué sur Star-CCM+ par la société Andhéo et est représenté en Figure 2-29 : il est formé de dodécaèdres pour le volume fluide et solide et de plusieurs couches de prismes en proche paroi pour modéliser au mieux la couche limite. Le maillage a été raffiné à l'intérieur et en sortie des trous de façon à reproduire au mieux les jets. De plus, des surfaces triangulaires ont été définies en surface chaude autour de chaque trou afin de pouvoir facilement y moyenner la température et caractériser l'évolution du refroidissement le long de la plaque. Au total, le nombre de cellules avoisine les deux millions.

Si on imposait une vitesse uniforme en entrée pour l'écoulement chaud, l'écoulement de couche limite ne serait pas complètement établi en arrivant au niveau du premier jet. En effet, la longueur de la zone dense en amont des perforations s'avère insuffisante (10 mm). Pour pallier à cela, les profils des grandeurs physiques d'intérêt (champs de vitesse, quantités turbulentes, température) issus d'un calcul préalable d'une couche limite se développant le long d'une plaque plane, sont imposés en entrée.

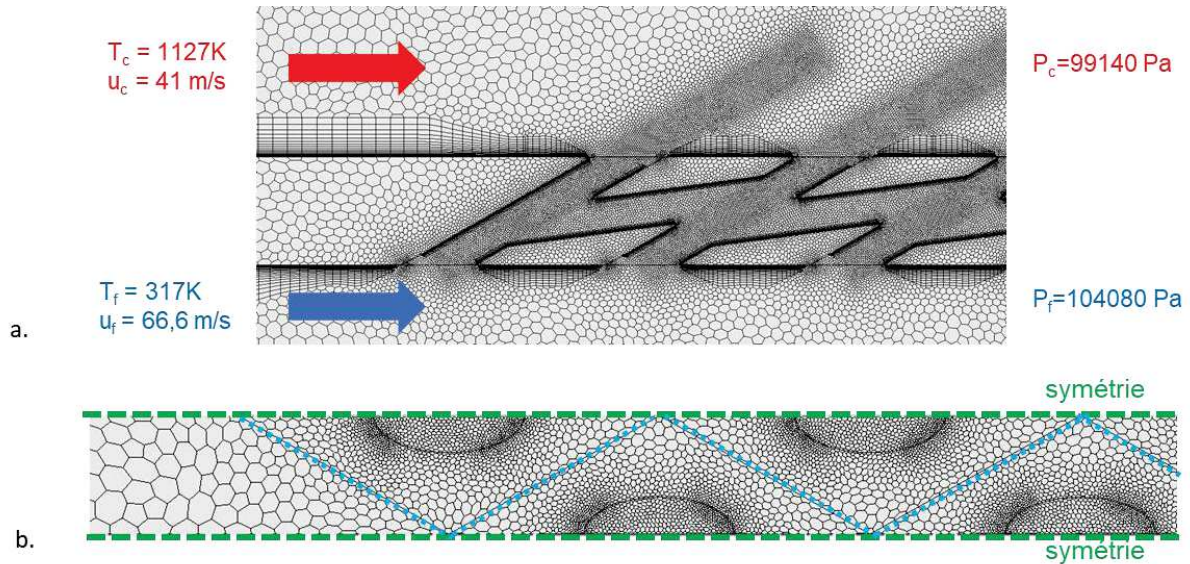


Figure 2-29 : Vues du maillage a) en coupe pour la structure H2D et conditions de calcul ; b) en surface côté chaud

Les autres conditions aux limites sont les suivantes :

- Un écoulement entrant côté froid avec vitesse et température imposées
- Une condition subsonique sortante pour les domaines fluides (pression constante imposée en sortie)
- Une condition de symétrie pour les autres surfaces délimitant la partie fluide
- Un couplage sur les parois partagées par les domaines fluide et solide
- Une symétrie sur les plans des demi-trous

Une condition adiabatique pour les parois latérales de la plaque, à l'exception de la paroi en entrée où une condition de température fixée à 700 K amène une source de chaleur supplémentaire.

L'optimisation des paramètres de calcul étant une problématique à part entière, le choix a été fait de s'appuyer sur le cas optimisé lors de la thèse d'Arroyo-Callejo (2016) qui a également effectué des simulations aérothermiques de plaques multiperforées avec le code CEDRE. Les conditions de température, vitesse et de pression sont reprises de l'un de ses cas de calcul test et représentées sur la Figure 2-29a. Le modèle de turbulence choisi est un modèle à deux équations de transport de type  $k-\omega$ , c'est-à-dire que la viscosité turbulente est calculée à partir de l'énergie turbulente  $k$  et la dissipation spécifique  $\omega$ . La description de ce modèle est disponible dans son manuscrit de thèse.

### D.3 : Résultats sans prise en compte du rayonnement

#### D.3.1 : Champ de vitesse

La Figure 2-30 (a) et (b) présente les champs de la norme du vecteur vitesse pour la référence fabrication additive et pour la géométrie H2D. Les jets issus de la géométrie H2D ont une vitesse légèrement plus faible que dans le cas de la référence. Cependant, leur direction étant semblable, l'effet de création de film est donc a priori conservé. Une partie de l'écoulement passe dans les trous d'interconnexions, même si de par l'angle important entre les deux réseaux de trous, une zone de recirculation se crée dès l'entrée des interconnexions.

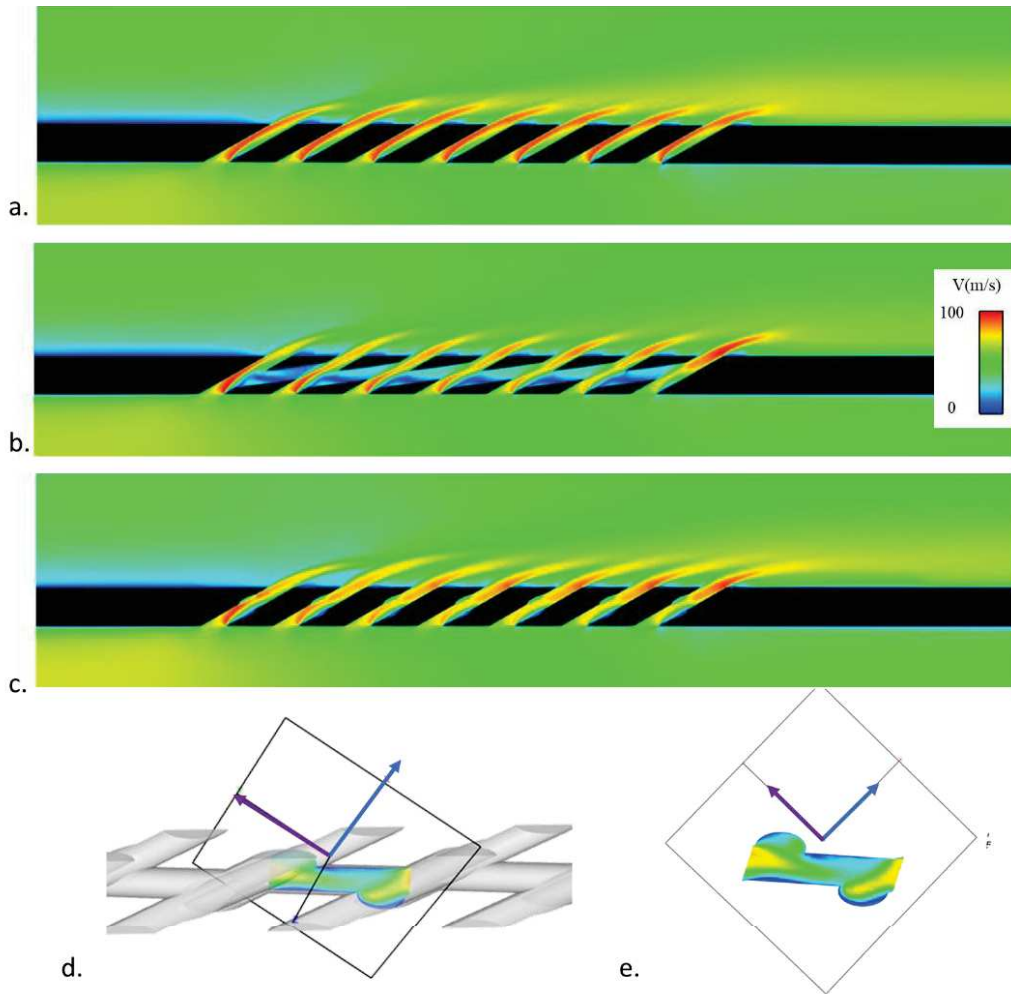


Figure 2-30 : Champ de vitesse moyenne pour les structures a) RFA, b) H2D et c) H3D ; d) et e) vues en coupe du champ de vitesse dans une interconnexion de H3D

La Figure 2-30c présente le champ de vitesse pour la géométrie H3D : les jets obtenus en sortie sont comparables en vitesse et en direction aux cas précédents. Une coupe dans le plan perpendiculaire à la plaque passant par les interconnexions montre que la zone de recirculation est moins importante que pour la géométrie H2D (cf. Figure 2-30 (d) et (e)) : le débit entrant dans les trous principaux est dévié dans les interconnexions de façon plus efficace pour la géométrie H3D.

### D.3.2 : Débit sortant et comparaison aux pertes de charge expérimentales

La Figure 2-31 représente le débit sortant des trous pour chaque configuration. Le débit traversant les canaux secondaires est représenté sur le même graphique, en abscisse du trou le plus en amont de l'interconnexion. Malgré la présence des interconnexions, les nouveaux designs de trous conduisent à un débit traversant plus faible que la plaque multiperforée classique. Cet effet peut être attribué à l'écoulement dans les interconnexions qui, lorsqu'il débouche dans les canaux principaux, ralentit l'écoulement principal. Le débit traversant les interconnexions est plus important dans le cas de H3D (36% au centre de la plaque) plutôt que dans le cas de H2D (22% au cœur de la partie trouée), ceci peut être relié à la forte zone de recirculation observée dans le cas de H2D, contrairement au cas H3D. Finalement, les deux solutions proposées permettent de diminuer le débit traversant d'environ 15% par rapport au cas sans interconnexions.



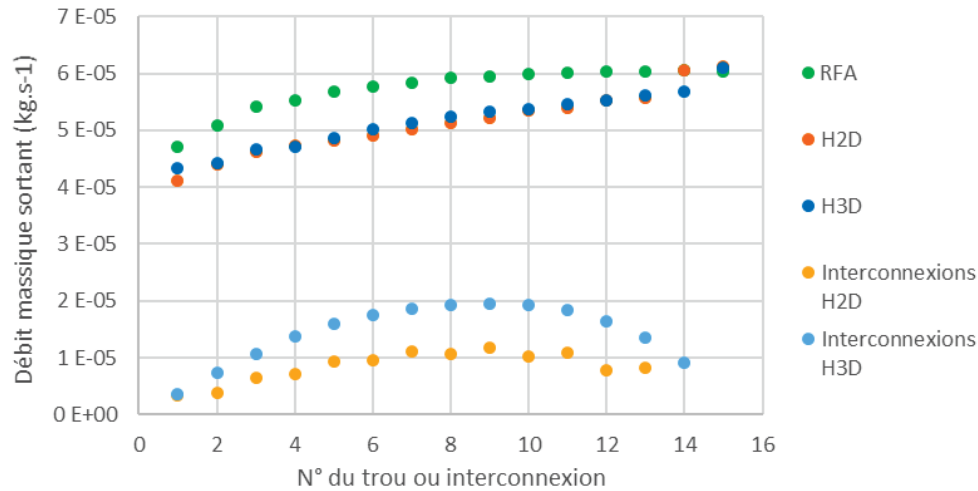


Figure 2-31 : Evolution du débit massique sortant des trous et traversant les interconnexions pour les trois structures, le long de la plaque.

Ce débit peut être comparé aux pertes de charge des géométries réelles mesurées au banc de perméabilité, les courbes sont présentées en Figure 2-32. Pour la plaque de référence, on obtient numériquement un palier de débit en fin de partie trouée à  $6.10^{-5}$  kg/s par trou. On peut alors calculer la perte de charge attendue pour une section de 20 mm, correspondant à l'essai de perméabilité. Si on considère 35 trous dans la section circulaire de 20 mm<sup>2</sup> testée, on obtient à partir de ces simulations une vitesse de filtration de 27 m/s pour un  $\Delta P$  de 5000 Pa. Pour ce même  $\Delta P$ , une vitesse de 2,6 m/s a été mesurée pour la référence. Les géométries réelles sont donc beaucoup moins perméables que ce que prévoient les simulations numériques. Ce facteur 10 en vitesse de filtration à perte de charge donnée est dû à deux facteurs. D'une part, la forte rugosité du procédé diminue le diamètre hydraulique par rapport à la CAO. D'autre part, l'écoulement traversant est perpendiculaire à la plaque durant l'essai de perméabilité, alors que dans la simulation, il est rasant à la plaque. Etant donnée l'inclinaison des trous, il serait logique que les pertes de charge mesurées expérimentalement soient plus importantes. Par ailleurs, les mesures sur banc montrent que la plaque H3D est effectivement moins perméable que la référence fabrication additive (RFA), avec un débit 19% plus faible à 5000 Pa. En revanche, les courbes de la plaque H2D et de la référence se superposent : la réduction du débit ne se retrouve pas expérimentalement.

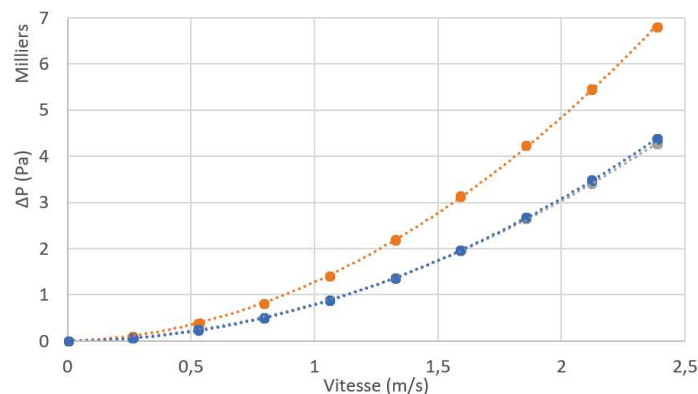


Figure 2-32 : Courbes de perte de charge pour les trois structures.

### D.3.3 : Champ de température

Le champ de température ainsi que l'évolution de l'efficacité de refroidissement le long de la plaque sont représentés en Figure 2-33. Pour ces conditions de calcul, la solution de référence est déjà extrêmement

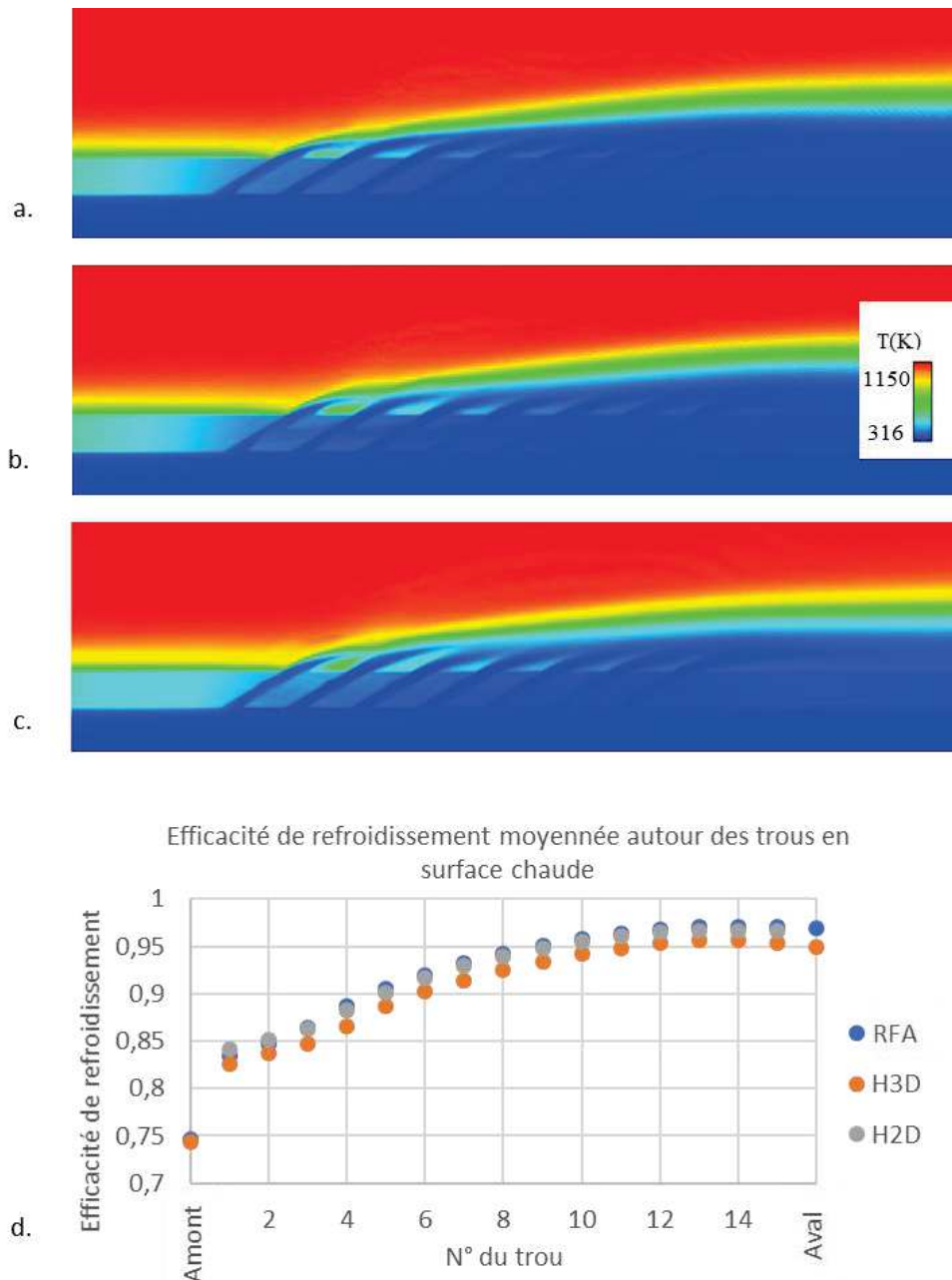


Figure 2-33 : Champ de température pour les structures a) RFA, b) H2D et c) H3D ; d) évolution de l'efficacité de refroidissement moyennée sur la surface chaude autour de chaque trou.

efficace, il est donc difficile d'analyser l'effet des interconnexions. En effet, une fois le film établi (au bout du 5<sup>ème</sup> trou), la plaque est isolée de l'écoulement chaud. Cet effet se retrouve dans le graphique représentant l'efficacité de refroidissement moyennée autour de chaque trou en surface chaude (cf. Figure 2-33d), où des efficacités de refroidissement supérieures à 0,9 sont mesurées pour toutes les géométries.

Les nouveaux designs de trous conduisent donc à une efficacité équivalente à la référence, mais avec un débit sortant de chaque trou 15% plus faible, que l'on retrouve expérimentalement pour H3D. Ce nouveau design de plaque multiperforée est donc une solution à iso-efficacité permettant une réduction du débit d'air considérable.

Ce cas de calcul est cependant très éloigné de la réalité où le rayonnement issu des gaz et des suies est une source de chaleur extrêmement importante pour la plaque, contre laquelle le film cooling n'offre pas de protection efficace. Il ne permet donc pas de mettre en valeur l'effet de l'augmentation des échanges de



chaleur internes lorsque le film cooling est établi. C'est pourquoi un autre cas de calcul a été mis en place, où un flux de chaleur important est imposé en surface chaude : c'est l'objet de la partie suivante.

#### D.4 : Résultats avec flux radiatif

##### D.4.1 : Modification des conditions aux limites

Afin de simuler un flux radiatif, une condition de flux imposé est appliquée à la surface de la paroi solide en contact avec l'écoulement chaud. Le flux entrant s'écrit :

$$q_c^{rad} = \varepsilon_\sigma \sigma (T^{rad})^4$$

Avec  $\varepsilon_\sigma$  l'émissivité,  $\sigma$  la constante de Boltzmann et  $T^{rad}$  la température radiative. L'émissivité est imposée à 0,8 et la température radiative à 1750 K. Cette valeur arbitraire a pour objectif d'augmenter la température de paroi de façon significative afin de mettre en évidence un éventuel effet des interconnexions. De plus, une condition adiabatique est imposée à la surface solide en amont de l'écoulement, l'apport de chaleur par flux étant suffisant pour augmenter la température de paroi.

Cette condition de flux imposé implique cependant qu'il n'y ait plus d'échange convectif côté chaud, que ce soit avec l'écoulement chaud ou le film. Un calcul représentatif de la réalité aurait nécessité un couplage entre échanges convectifs et radiatifs, qui aurait été plus complexe à mettre en œuvre.

##### D.4.2 : Champ de température

La Figure 2-34 présente le champ de température pour chaque géométrie, ainsi que la température moyennée autour de chaque trou en surface chaude. La température de la plaque est effectivement bien plus élevée que dans le premier cas de calcul, notamment dans les zones amont et aval de la partie trouée où la plaque n'est refroidie que par convection côté froid. La densité de flux net moyennée en surface chaude est de l'ordre de  $3.10^5 \text{ W.m}^2$ . Malgré cet apport radiatif, on ne met en évidence aucun effet notable des interconnexions sur la température moyennée en surface chaude.

En vue d'analyser les échanges de chaleur au sein de la plaque, la Figure 2-35 représente les champs de densité de flux de chaleur « entrants » dans les perforations des trois configurations. Le fait qu'on ne voie pas de différence en température entre les géométries peut s'expliquer par les forts flux de chaleur mesurés dans le cas de la plaque multiperforée simple. En effet, la déviation d'une partie du débit entrant dans les interconnexions diminue le flux de chaleur au sein du réseau principal. Le flux de chaleur supplémentaire au sein des interconnexions ne suffit alors pas à obtenir un flux de chaleur sortant globalement plus important.

De ces cartographies, on peut estimer le coefficient d'échanges de chaleur :

$$h = \frac{q^{conv}}{T - T_{ref}}$$

En faisant l'hypothèse que la température de l'écoulement dans les trous est proche de la température de l'écoulement froid, on peut choisir  $T_{ref} = T_f$ . En moyennant les valeurs obtenues dans les trous, on obtient alors un coefficient  $h$  de l'ordre de  $300\text{-}500 \text{ W. m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$ . Les travaux de [Pinson \(2014\)](#) ont permis de montrer que ce coefficient est de l'ordre de  $10000 \text{ W. m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$  pour des matériaux microporeux issus de frittage de poudre. Il s'agit donc de structures où les échanges de chaleur internes sont très faibles par rapport aux parois microporeuses.

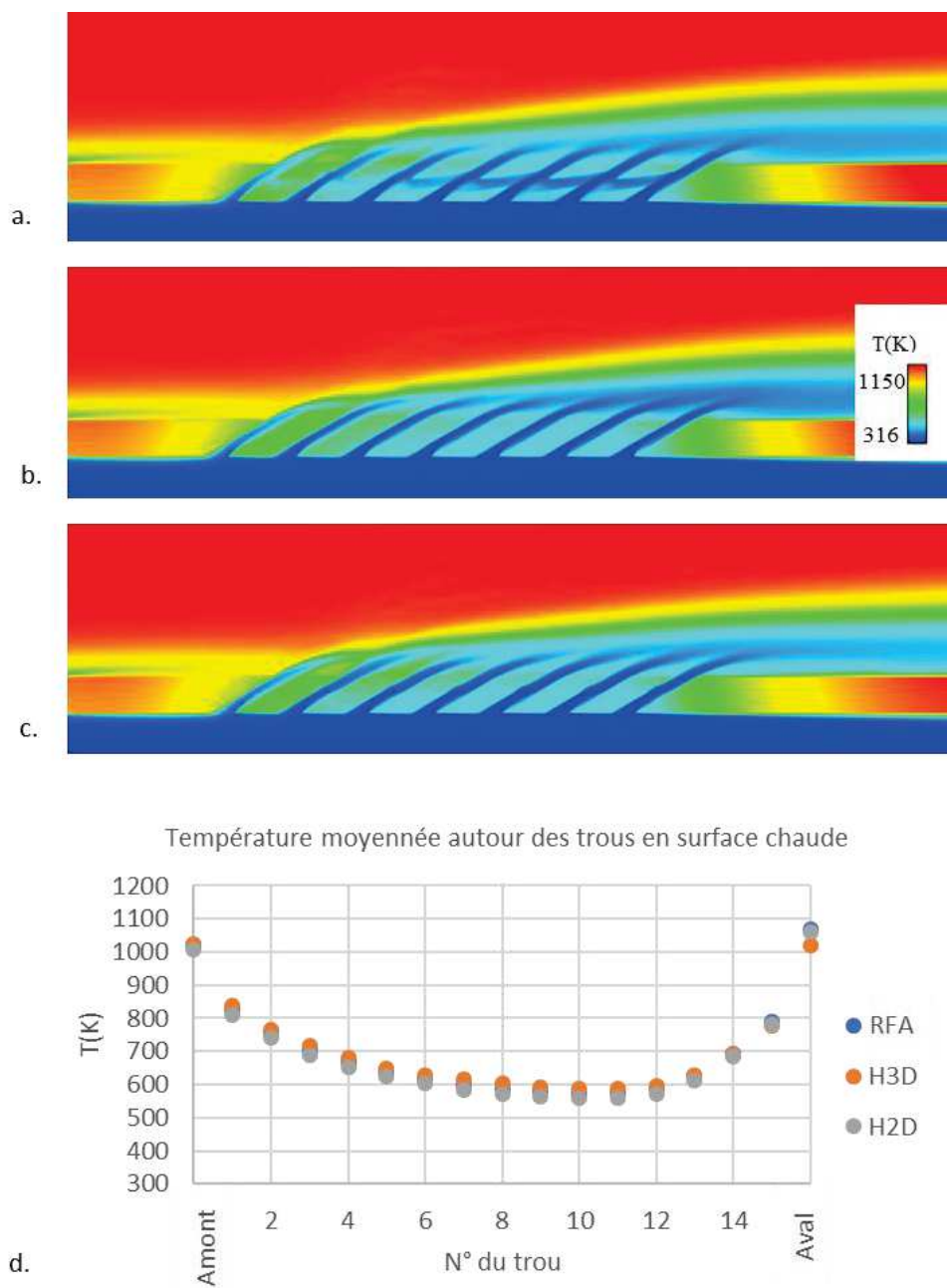


Figure 2-34 : Champ de température pour les structures a) MP, b) H2D et c) H3D ; d) évolution de la température moyennée sur la surface chaude autour de chaque trou.

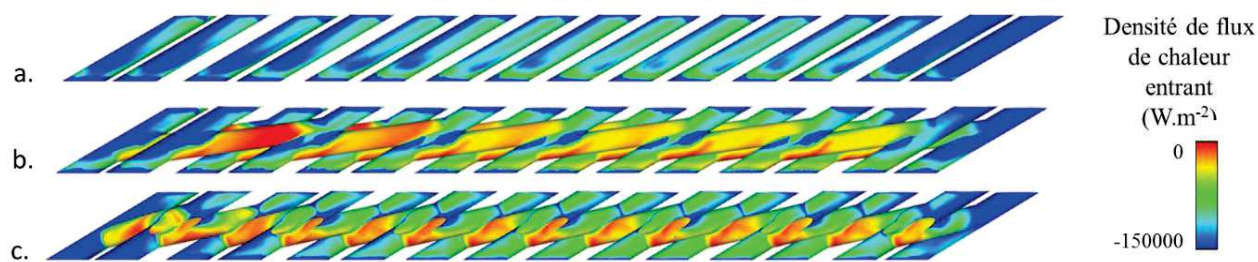


Figure 2-35 : Champ de densité de flux de chaleur sortant de la plaque au niveau des perforations pour les géométries a) RFA, b) H2D, c) H3D

## D.5 : Discussion et conclusions

Ces deux cas de calcul ont montré que les géométries avec interconnexions permettent théoriquement d'obtenir une solution à iso-efficacité par rapport à une plaque équivalente sans interconnexions, mais en utilisant moins d'air. Cependant, aucun effet notable des interconnexions sur l'efficacité de refroidissement à  $\Delta P$  fixé n'a été mis en évidence. En effet, l'écoulement dans les interconnexions tend à perturber l'écoulement au sein des trous principaux, le flux de chaleur y est donc plus faible. Le flux de chaleur dans les interconnexions contre cet effet mais ne permet pas d'observer un réel gain en efficacité de refroidissement. Une solution serait d'augmenter le débit dans les interconnexions pour augmenter les échanges de chaleur internes.

Il faut tout de même noter que les structures élaborées sont très différentes de la CAO, comme le montre par exemple la différence de perméabilité constatée entre les simulations numériques et les essais expérimentaux. Les essais sur banc aérothermique présentés au Chapitre 5 permettront de faire une comparaison réelle des performances des diverses structures.

Une dernière géométrie de plaque à interconnexions a été conçue, dans l'objectif d'augmenter les échanges de chaleur internes tout en offrant une solution à iso-masse, c'est l'objet de la partie suivante.

## E : Conception et élaboration d'un design de plaque multiperforée sans augmentation de masse

### E.1 : Conception du nouveau design Z3D

Au vu des résultats expérimentaux et numériques présentés tout au long de ce chapitre, une dernière géométrie dénommée Z3D a été conçue et élaborée. Les essais de perméabilité et les simulations aérothermiques ont permis de montrer que la géométrie H3D permettait d'obtenir des efficacités de refroidissement équivalentes à une plaque sans interconnexions, mais avec un débit traversant plus faible. Cependant, l'augmentation d'échanges internes n'est pas suffisante pour observer un réel effet sur l'efficacité de refroidissement. De plus, l'augmentation d'épaisseur de la plaque par rapport à la référence industrielle engendre une augmentation de masse.

L'objectif est donc de concevoir une solution qui ne soit pas plus lourde que la référence industrielle et qui permettrait d'augmenter considérablement les échanges de chaleur internes. La géométrie proposée est illustrée en Figure 2-36. L'épaisseur est réduite (1,2 mm) ainsi que le diamètre de trous (0,5 mm). De plus, les interconnexions débouchent aux surfaces de la plaque afin d'augmenter le débit traversant. De par la finesse de la structure, celle-ci a été élaborée par un procédé SLM en sous-traitance. En vue d'être passée au banc de combustion, elle a été élaborée en acier 316L, le TA6V n'étant pas adapté à de telles températures.

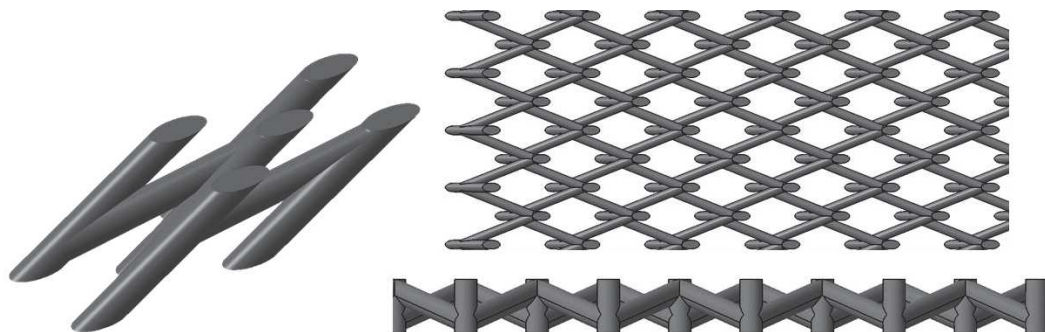


Figure 2-36 : Vues de la CAO du volume fluide de la structure Z3D

Les caractéristiques géométriques issues de la CAO de ce nouveau design sont comparées à celles de la référence industrielle dans le Tableau 2-7. Cette géométrie est 12% plus légère que la référence et sa surface spécifique est 3 fois plus importante.

Tableau 2-7 : Paramètres géométriques issues de la CAO pour la référence industrielle et la structure Z3D

	e (mm)	D (mm)	Porosité volumique (%)	Surface spécifique interne (mm <sup>-1</sup> )	Masse surfacique (g/cm <sup>2</sup> )
<b>Référence industrielle</b>	1,2	0,5	5,01	0,401	1,02
<b>Z3D</b>	1,2	0,5	16,5	1,19	0,90

## E.2 : Caractérisation de la plaque élaborée

### E.2.1 : Micrographies

La Figure 2-37 a et b présente des micrographies des trous de la structure Z3D en surface. La forme du trou en surface n'est pas elliptique mais laisse apparaître les deux canaux d'interconnexion. Cela est dû à une mauvaise définition de la structure dans la zone proche de la surface où la frontière entre les trois canaux est très fine (cf. Figure 2-37 c, en orange). Cette plus grande ouverture en surface peut résulter en une forte perméabilité, c'est ce que nous étudierons dans le paragraphe suivant.

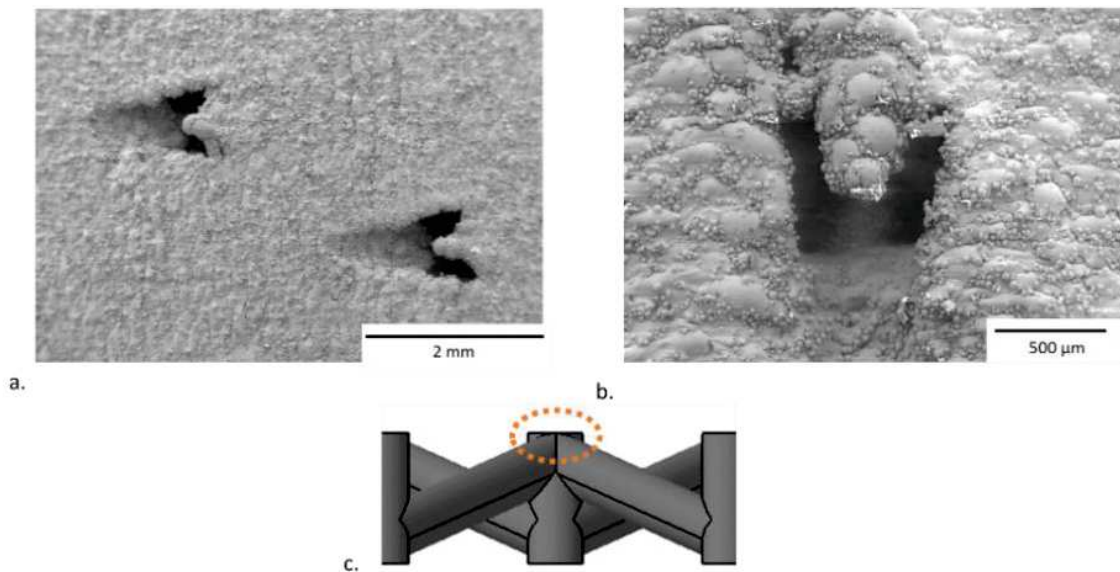


Figure 2-37 : a) et b) : micrographies MEB de la structure Z3D en surface ; c) CAO de la structure Z3D, en orange mise en évidence de la zone en proche surface mal définie

### E.2.2 : Perméabilité

La Figure 2-38 présente les courbes de perte de charge des structures Z3D, H3D et de la référence industrielle. Le Tableau 2-8 récapitule les paramètres liés à la perméabilité pour ces trois structures. Cette nouvelle solution est bien plus perméable que les deux précédentes, avec un facteur 2 en  $\Delta P$  pour une vitesse de filtration d'1 m/s. Ceci peut s'expliquer à la fois par la porosité importante de cette géométrie, et par un plus grande ouverture des trous en surface.

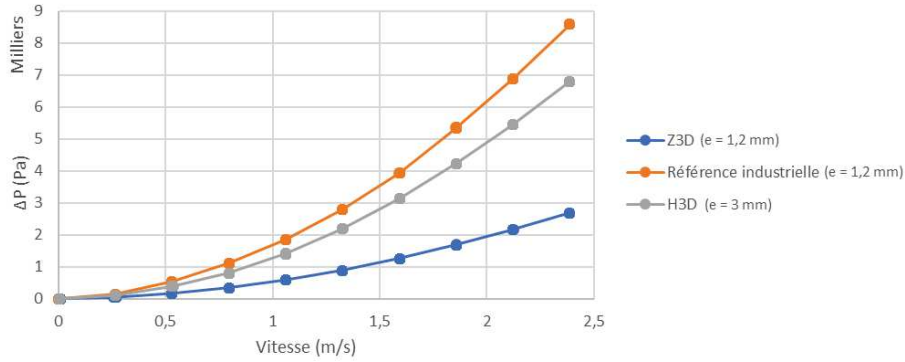


Figure 2-38 : Courbes de perte de charge pour la référence industrielle, la structure H3D et la structure Z3D

Tableau 2-8 : Paramètres décrivant la perméabilité des trois structures

	Coefficient de Darcy K (m <sup>2</sup> )	Coefficient de Forchheimer (m <sup>-1</sup> )	ΔP pour v = 1 m/s (Pa)
<b>Référence industrielle</b>	7,3.10 <sup>-11</sup>	9,6.10 <sup>5</sup>	1,7.10 <sup>3</sup>
<b>H3D</b>	3,7.10 <sup>-10</sup>	3,6.10 <sup>5</sup>	1,3.10 <sup>3</sup>
<b>Z3D</b>	2,2.10 <sup>-10</sup>	2,6.10 <sup>5</sup>	5,4.10 <sup>2</sup>

Ainsi, les structures H3D et Z3D offrent deux compromis vis-à-vis de l'application de refroidissement de parois de chambre de combustion :

- H3D est plus lourde que la référence industrielle mais elle est dans les mêmes gammes de perte de charge
- Z3D est plus légère que la référence industrielle mais elle est bien plus perméable.

Les essais sur banc aérothermique permettront de trancher quant au gain en efficacité de refroidissement de ces deux compromis, ainsi que de la structure H2D. La structure Z3D ayant été élaborée en acier, elle est capable de tenir les hautes températures du banc de combustion. Elle y sera donc testée, ainsi que la référence industrielle dans des conditions proches de l'application industrielle.

## F : Conclusion

Ce chapitre a porté sur la conception et l'élaboration de nouveaux designs de plaques multiperforées dans le but d'augmenter les échanges de chaleur internes. Une première partie s'est focalisée sur la comparaison de plaques multiperforées classiques élaborées par deux procédés de fabrication additive, le SLM et l'EBM. Cette étude a montré que le SLM permettait d'élaborer des plaques avec des trous plus fins, tandis que la forte rugosité du procédé EBM le rendait intéressant pour l'application. De nouveaux designs de plaques avec des trous interconnectés sur une ligne (H2D) ou en croisillons (H3D) ont été conçus et élaborés par EBM. Les structures obtenues ont été caractérisées en perméabilité et par tomographie aux rayons X.

Puis des simulations aérothermiques sur le logiciel CEDRE ont montré que les interconnexions permettent d'obtenir la même efficacité de refroidissement pour des débits traversants plus faibles. Cependant, à un ΔP donné, les interconnexions ne semblent pas mener à un réel gain en efficacité de refroidissement. Au vu des résultats numériques et expérimentaux, une dernière structure (Z3D) a été conçue et élaborée par SLM : plus fine et avec des trous plus petits, c'est une solution à iso-masse mais plus perméable. Les performances de ces diverses structures ont été mesurées sur un banc aérothermique, un tableau récapitulatif de leurs propriétés est présenté en fin de ce chapitre.

	Référence industrielle	Référence fabrication additive	H2D	H3D	Z3D
<b>Géométrie des structures</b>	Plaque multiperforée simple e = 1,2 mm d = 0,5 mm	Plaque multiperforée simple e = 3 mm d = 1 mm	Plaque multiperforée avec interconnexions sur une ligne e = 3 mm d = 1 mm	Plaque multiperforée avec interconnexions en croisillons e = 3 mm d = 1 mm	Plaque multiperforée avec interconnexions en croisillons débouchantes e = 1,2 mm d = 0,5 mm
<b>Masse surfacique pour du Haynes 188 (g/cm<sup>2</sup>)</b>	1,02	2,22	1,88	1,83	0,90
<b>Technique d'élaboration</b>	Tôle perforée laser chez Ateca ®	EBM au SIMaP	EBM au SIMaP	EBM au SIMaP	SLM chez Polyshape®
<b>Matériau</b>	Acier inoxydable 321	TA6V	TA6V	TA6V	Acier inoxydable 316L
<b>Rugosité Ra (µm)</b>	Négligeable (tôle laminée)	21 ± 3	21 ± 3	21 ± 3	8 ± 1
<b>ΔP pour v = 1m/s (Pa)</b>	1,7.10 <sup>3</sup>	7,9.10 <sup>2</sup>	8,0.10 <sup>2</sup>	1,3.10 <sup>3</sup>	5,4.10 <sup>2</sup>
<b>Testé sur le banc aérothermique</b>	X	X	X	X	X
<b>Testé sur le banc en combustion</b>	X				X



## Références

- Andreopoulos, J., et W. Rodi. 1984. « Experimental investigation of jets in a crossflow ». *Journal of Fluid Mechanics* 138 (janvier): 93-127. doi:10.1017/S0022112084000057.
- Andrews, G. E., et A. Asere. 1984. « Transpiration cooling of gas turbine combustion chamber walls ». In *First U.K. National Conference on Heat Transfer*, édité par H C Simpson, G F Hewitt, D Boland, T R Bott, B N Furber, W B Hall, P J Heggs, P N Rowe, E A D Saunders, et D B Spalding, 1047-56. The Institution of Chemical Engineers Symposium Series. Pergamon. doi:10.1016/B978-0-85295-175-0.50035-7.
- Arroyo-Callejo, Gustave. 2016. « Advanced Thermal Modeling of Multiperforated Plates of Jet-Engine Combustion Chambers with Compound Angle Injection ». Theses, INSTITUT SUPERIEUR DE L'AERONAUTIQUE ET DE L'ESPACE (ISAE). <https://hal.archives-ouvertes.fr/tel-01434141>.
- Baldauf, S., A. Schulz, et S. Wittig. 1999. « High Resolution Measurements of Local Effectiveness by Discrete Hole Film Cooling », V003T01A020. doi:10.1115/99-GT-046.
- Bellettre, Jérôme. 1998. « Transferts de masse et de chaleur dans la couche limite pariétale et à l'intérieur d'une paroi poreuse plane soumise à de l'effusion ou de la transpiration ». Lyon, INSA. <http://www.theses.fr/1998ISAL0094>.
- Bogard, D. G., et K. A. Thole. 2006. « Gas Turbine Film Cooling ». *Journal of Propulsion and Power* 22 (2): 249-70. doi:10.2514/1.18034.
- Cho, H. H., et R. J. Goldstein. 1995. « Heat (Mass) Transfer and Film Cooling Effectiveness With Injection Through Discrete Holes: Part I—Within Holes and on the Back Surface ». *Journal of Turbomachinery* 117 (3): 440-50. doi:10.1115/1.2835680.
- Cottin, Guillaume. 2013. « Contribution à la modélisation thermique d'une paroi multiperforée. » Université de Toulouse.
- Dai, Zhongtao, Matthew R. Pearson, et Jeffrey M. Cohen. 2016. Combustor liner effusion cooling holes. EP3056816 A1, filed 10 février 2016, et issued 17 août 2016. <http://www.google.com/patents/EP3056816A1>.
- Dhungel, Alok, Yiping Lu, Wynn Phillips, Srinath V. Ekkad, et James Heidmann. 2009. « Film Cooling From a Row of Holes Supplemented With Antivortex Holes ». *Journal of Turbomachinery* 131 (2): 021007-021007-10. doi:10.1115/1.2950059.
- Dudebout, Rodolphe, Dustin Brandt, David Waldman, James Neumann, et Art Payne. 2016. Gas turbine engine combustors with effusion and impingement cooling and methods for manufacturing the same using additive manufacturing techniques. US9410702 B2, filed 10 février 2014, et issued 9 août 2016. <http://www.google.com/patents/US9410702>.
- Duwez, et Wheeler. 1948. « Experimental Study of Cooling by Injection of a Fluid Through a Porous Material ». *Journal of the Aeronautical Sciences* 15 (9): 509-21. doi:10.2514/8.11640.
- Eckert, E. R. G., et N. B. Livingood. 1954. « Comparison of Effectiveness of Convection-, Transpiration-, and Film-Cooling Methods with Air as Coolant », janvier. <http://ntrs.nasa.gov/search.jsp?R=19930092205>.
- Ekkad, Srinath, et Je-Chin Han. 2013. « A Review of Hole Geometry and Coolant Density Effect on Film Cooling », V003T20A003. doi:10.1115/HT2013-17250.
- « Electron Beam Melting - Additively - your access to 3D printing ». 2017. Consulté le mars 24. <https://www.additively.com/en/learn-about/electron-beam-melting>.
- Emidio, Jean Manuel. 1998. « Refroidissement pariétal par multiperforations : Détermination de lois d'efficacité de refroidissement dans les conditions réelles de fonctionnement de chambres de combustion de turbines aéronautiques. » Pau. <http://www.theses.fr/1998PAUU3030>.
- « EOS Additive Manufacturing - 3D printing partial dentures ». 2017. Consulté le mars 27. <https://www.eos.info/dental>.
- Facchini, Bruno, et Luca Innocenti. 2005. « Refroidissement des turbines à gaz. Techniques et efficacité. » *Techniques de l'ingénieur*. Mécanique | Machines hydrauliques, aérodynamiques et thermiques BM4566. <http://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/mecanique-th7/machines-thermiques-et-systemes-de-production-d-energie-electrique-42167210/refroidissement-des-turbines-a-gaz-bm4566/>.
- Farmer, J. P., D. J. Seager, et J. A. Liburdy. 1997. « The effect of shaping inclined slots on film cooling effectiveness and heat transfer coefficient ». In *ASME 1997 International Gas Turbine and Aeroengine*



- Congress and Exhibition*, V003T09A068–V003T09A068. American Society of Mechanical Engineers. <http://proceedings.asmedigitalcollection.asme.org/proceeding.aspx?articleid=2088327>.
- Fernandes Pereira, Edi. En cours. « Développement et validation de méthodologies de calcul de la durée de vie de structures multi-perforées : prise en compte des effets de gradient en interaction fatigue / fluage ». Paris Sciences et Lettres.
- Fric, T. F., et A. Roshko. 1994. « Vortical structure in the wake of a transverse jet ». *Journal of Fluid Mechanics* 279 (novembre): 1-47. doi:10.1017/S0022112094003800.
- Fric, Thomas F. 1990. « Structure in the near field of the transverse jet ». California Institute of Technology. <http://oai.dtic.mil/oai/oai?verb=getRecord&metadataPrefix=html&identifier=ADA224502>.
- Gage, Raymond, et Nagaraja S. Rudrapatna. 2014. Combustors with complex shaped effusion holes. US20140338347 A1, filed 23 janvier 2013, et issued 20 novembre 2014. <http://www.google.com/patents/US20140338347>.
- Garry, Ian. 2014. Method for additive manufacturing of a gas turbine combustion chamber wall. EP2762252 A1, filed 17 décembre 2013, et issued 6 août 2014. <http://www.google.com/patents/EP2762252A1>.
- Goldstein, R. J., et P. Jin. 2000. « Film Cooling Downstream of a Row of Discrete Holes With Compound Angle ». *Journal of Turbomachinery* 123 (2): 222-30. doi:10.1115/1.1344905.
- Goldstein, Richard J. 1971. « Film Cooling ». In *Advances in Heat Transfer*, édité par Thomas F. Irvine and James P. Hartnett, 7:321-79. Elsevier. doi:10.1016/S0065-2717(08)70020-0.
- Gritsch, M., A. Schulz, et S. Wittig. 1998. « Discharge Coefficient Measurements of Film-Cooling Holes With Expanded Exits ». *Journal of Turbomachinery* 120 (3): 557-63. doi:10.1115/1.2841753.
- Han, Je-Chin, Sandip Dutta, et Srinath Ekkad. 2012. *Gas Turbine Heat Transfer and Cooling Technology, Second Edition*. 2 édition. Boca Raton, FL: CRC Press.
- Harrington, Mark K., Marcus A. McWaters, David G. Bogard, Christopher A. Lemmon, et Karen A. Thole. 2001. « Full-Coverage Film Cooling With Short Normal Injection Holes », V003T01A016. doi:10.1115/2001-GT-0130.
- Hasib, Hazman, Ola L. A. Harrysson, et Harvey A. West. 2015. « Powder Removal from Ti-6Al-4V Cellular Structures Fabricated via Electron Beam Melting ». *JOM* 67 (3): 639-46. doi:10.1007/s11837-015-1307-x.
- Haven, B. A., D. K. Yamagata, M. Kurosaka, S. Yamawaki, et T. Maya. 1997. « Anti-Kidney Pair of Vortices in Shaped Holes and Their Influence on Film Cooling Effectiveness », V003T09A007. doi:10.1115/97-GT-045.
- Heidmann, James D., et Srinath Ekkad. 2008. « A Novel Antivortex Turbine Film-Cooling Hole Concept ». *Journal of Turbomachinery* 130 (3): 031020-031020-9. doi:10.1115/1.2777194.
- Hyams, D. G., et J. H. Leylek. 1997. « A Detailed Analysis of Film Cooling Physics: Part III— Streamwise Injection With Shaped Holes ». *Journal of Turbomachinery* 122 (1): 122-32. doi:10.1115/1.555435.
- Kusterer, Karsten, Dieter Bohn, Takao Sugimoto, et Ryozyo Tanaka. 2006. « Double-Jet Ejection of Cooling Air for Improved Film Cooling ». *Journal of Turbomachinery* 129 (4): 809-15. doi:10.1115/1.2720508.
- Kusterer, Karsten, Anas Elyas, Dieter Bohn, Takao Sugimoto, Ryozyo Tanaka, et Masahide Kazari. 2011. « The NEKOMIMI Cooling Technology: Cooling Holes With Ears for High-Efficient Film Cooling », janvier, 303-13. doi:10.1115/GT2011-45524.
- Kusterer, Karsten, Nurettin Tekin, Frederieke Reiners, Dieter Bohn, Takao Sugimoto, Ryozyo Tanaka, et Masahide Kazari. 2013. « Highest-Efficient Film Cooling by Improved NEKOMIMI Film Cooling Holes: Part 1 — Ambient Air Flow Conditions », V03BT13A040. doi:10.1115/GT2013-95027.
- « Laser Melting - Additively - your access to 3D printing ». 2017. Consulté le mars 27. <https://www.additively.com/en/learn-about/laser-melting>.
- LeBlanc, Christopher, Diganta P. Narzary, et Srinath Ekkad. 2013. « Film-Cooling Performance of Antivortex Hole on a Flat Plate ». *Journal of Turbomachinery* 135 (6): 061009-061009-11. doi:10.1115/1.4023436.
- Lefebvre, Arthur H., et Dilip R. Ballal. 2010. *Gas Turbine Combustion: Alternative Fuels and Emissions, Third Edition*. 3<sup>e</sup> éd. Boca Raton: CRC Press.
- Leontiev, A. I. 1999. « Problems for Film Cooling ». [http://heattransfer.asmedigitalcollection.asme.org/pdfaccess.ashx?url=/data/journals/jhtrao/27610/509\\_1.pdf](http://heattransfer.asmedigitalcollection.asme.org/pdfaccess.ashx?url=/data/journals/jhtrao/27610/509_1.pdf).

- Leylek, J. H., et R. D. Zerkle. 1993. « Discrete-Jet Film Cooling: A Comparison of Computational Results With Experiments », V03AT15A058. doi:10.1115/93-GT-207.
- Ligrani, P. M., J. M. Wigle, S. Ciriello, et S. M. Jackson. 1994. « Film-Cooling From Holes With Compound Angle Orientations: Part 1—Results Downstream of Two Staggered Rows of Holes With 3d Spanwise Spacing ». *Journal of Heat Transfer* 116 (2): 341-52. doi:10.1115/1.2911406.
- Mazumder, Jyoti, Jun Ni, et Albert Shih. 2007. High-speed, ultra precision manufacturing station that combines direct metal deposition and edm. US20070205184 A1, filed 30 janvier 2007, et issued 6 septembre 2007. <http://www.google.com/patents/US20070205184>.
- Mendez, Simon. 2007. « Simulation numérique et modélisation de l'écoulement autour des parois multiperforées ». Montpellier 2. <http://www.theses.fr/2007MON20153>.
- Nasir, Hasan, Sumanta Acharya, et Srinath Ekkad. 2003. « Improved film cooling from cylindrical angled holes with triangular tabs: effect of tab orientations ». *International Journal of Heat and Fluid Flow* 24 (5): 657-68. doi:10.1016/S0142-727X(03)00082-1.
- Nealy, D. A., et S. B. Reider. 1980. « Evaluation of Laminated Porous Wall Materials for Combustor Liner Cooling ». *Journal of Engineering for Power* 102 (2): 268-76. doi:10.1115/1.3230247.
- Oh, Ik-Hyun, Naoyuki Nomura, Naoya Masahashi, et Shuji Hanada. 2003. « Mechanical properties of porous titanium compacts prepared by powder sintering ». *Scripta Materialia* 49 (12): 1197-1202. doi:10.1016/j.scriptamat.2003.08.018.
- Papell, S. Stephen. 1985. Vortex generating flow passage design for increased film cooling effectiveness. US4529358 A, filed 15 février 1984, et issued 16 juillet 1985. <http://www.google.com/patents/US4529358>.
- Pinson, Sébastien. 2016. *Matériaux architecturés pour parois transpirantes : application au refroidissement des chambres de combustion*. Communauté Université Grenoble Alpes.
- Raj, R., et S. L. Moskowitz. 1978. « Transpiration Air Protected Turbine Blades: An Effective Concept to Achieve High Temperature and Erosion Resistance for Gas Turbines Operating in an Aggressive Environment », V01AT01A100. doi:10.1115/78-GT-100.
- Rolls-Royce Plc. 2015. *The Jet Engine*. 5 edition. Chichester, West Sussex ; Hoboken, NJ: Wiley.
- Rouveau, Stéphane. 2001. « Etude expérimentale de la structure moyenne et instantanée d'un film produit par une zone multiperforée sur une paroi plane: application au refroidissement des chambres de combustion des moteurs aéronautiques ». France: Université de Poitiers. UFR des sciences fondamentales et appliquées.
- Salgado Goncalves, Flora. 2013. *Caractérisation expérimentale et modélisation des interactions entre fissures et perçages multiples à haute température en élastoplasticité généralisée ou confinée*. Paris, ENMP. <http://www.theses.fr/2013ENMP0094>.
- Sargison, J. E. 2001. « Development of a Novel Film Cooling Hole Geometry ». Phd, University of Oxford. <http://eprints.utas.edu.au/3363/>.
- Sargison, J. E., S. M. Guo, M. L. G. Oldfield, G. D. Lock, et A. J. Rawlinson. 2002. « A Converging Slot-Hole Film-Cooling Geometry—Part 1: Low-Speed Flat-Plate Heat Transfer and Loss ». *Journal of Turbomachinery* 124 (3): 453-60. doi:10.1115/1.1459735.
- Schmidt, Donald L., Basav Sen, et David G. Bogard. 1994. « Film Cooling With Compound Angle Holes: Adiabatic Effectiveness », V004T09A049. doi:10.1115/94-GT-312.
- Sellers, J. P. 1963. « Gaseous Film Cooling with Multiple Injection Stations ». *ALAA Journal* 1 (9): 2154-56. doi:10.2514/3.2014.
- Sen, B., D. L. Schmidt, et D. G. Bogard. 1996. « Film Cooling With Compound Angle Holes: Heat Transfer ». *Journal of Turbomachinery* 118 (4): 800-806. doi:10.1115/1.2840937.
- Shih, T. I-P., Y.-L. Lin, M. K. Chyu, et S. Gogineni. 1999. « Computations of Film Cooling From Holes With Struts », V003T01A085. doi:10.1115/99-GT-282.
- Sinha, A. K., D. G. Bogard, et M. E. Crawford. 1991. « Film-Cooling Effectiveness Downstream of a Single Row of Holes With Variable Density Ratio ». *Journal of Turbomachinery* 113 (3): 442-49. doi:10.1115/1.2927894.
- Thole, K. A., A. K. Sinha, D. G. Bogard, et M. E. Crawford. 1992. « Mean Temperature Measurements of Jets with a Crossflow for Gas Turbine Film Cooling Application ». In *Rotating Machinery - Transport Phenomena*, 69-85. <http://adsabs.harvard.edu/abs/1992rmtproc...69T>.
- Thole, K., M. Gritsch, A. Schulz, et S. Wittig. 1998. « Flowfield Measurements for Film-Cooling Holes With Expanded Exits ». *Journal of Turbomachinery* 120 (2): 327-36. doi:10.1115/1.2841410.

- « Transition to Jet-Powered Airplanes ». 2016. In *Airplane Flying Handbook*, 15-2. Federal Aviation Administration.  
[https://www.faa.gov/regulations\\_policies/handbooks\\_manuals/aviation/airplane\\_handbook/media/17\\_afh\\_ch15.pdf](https://www.faa.gov/regulations_policies/handbooks_manuals/aviation/airplane_handbook/media/17_afh_ch15.pdf).
- « Turboréacteur ». 2017. *Wikipédia*.  
<https://fr.wikipedia.org/w/index.php?title=Turbor%C3%A9acteur&oldid=135170104>.
- Viskanta, R. 1993. « Heat transfer to impinging isothermal gas and flame jets ». *Experimental Thermal and Fluid Science* 6 (2): 111-34. doi:10.1016/0894-1777(93)90022-B.
- Wang, J. H., J. Messner, et H. Stetter. 2004. « An experimental investigation on transpiration cooling part II: comparison of cooling methods and media ». *International Journal of Rotating Machinery* 10 (5): 355–363.
- Wassell, A. B., et J. K. Bhangu. 1980. « The Development and Application of Improved Combustor Wall Cooling Techniques », mars, V01AT01A066. doi:10.1115/80-GT-66.
- Yuen, C. H. N., et R. F. Martinez-Botas. 2005. « Film cooling characteristics of rows of round holes at various streamwise angles in a crossflow: Part I. Effectiveness ». *International Journal of Heat and Mass Transfer* 48 (23–24): 4995-5016. doi:10.1016/j.ijheatmasstransfer.2005.05.019.

# Chapitre 3 : Elaboration par EBM et caractérisation de structures architecturées comportant des zones poreuses

Ce chapitre développe l'élaboration par EBM de structures architecturées comprenant des zones poreuses et leur caractérisation. Il est divisé en deux parties. La première traite de l'élaboration de plaques microporeuses par EBM. Plusieurs plaques ont été réalisées avec des paramètres différentes, permettant d'obtenir une gamme de porosité et de perméabilité. Une stratégie d'analyse d'images basée sur une cartographie EBSD a été mise en place pour localiser et quantifier les zones fondues et infondues au sein de ces plaques. Cette analyse d'images permet de mettre en évidence l'effet des paramètres procédé sur la morphologie des structures obtenues. Puis, une deuxième partie s'intéresse à l'élaboration par EBM de structures hybrides comprenant des zones denses et des zones microporeuses. Des grilles orientées sont conçues pour l'application et élaborées en intégrant des zones microporeuses à partir de la stratégie déterminée dans la première partie du chapitre. Les interfaces poreux/dense sont caractérisées et l'influence de la présence de zones denses sur la morphologie des zones poreuses avoisinantes est mise en évidence par analyse d'images. Enfin, les deux structures retenues pour un passage sur banc aérothermique sont caractérisées en perméabilité et en flexion.

Motivation.....	84
Partie 1 : Elaboration et caractérisation de plaques microporeuses par EBM.....	84
A : Etat de l'art de l'élaboration de matériaux microporeux par fabrication additive.....	84
B : Essai préliminaire et plan d'expérience.....	90
C : Elaboration et caractérisation de plaques poreuses.....	95
D : Mise en place d'une stratégie basée sur la cristallographie pour localiser les zones fondues et infondues.....	104
E : Etude de la morphologie des plaques microporeuses à travers la localisation des zones fondues.....	109
F : Conclusion.....	115
Partie 2 : Elaboration et caractérisation de structures hybrides poreux/dense par EBM.....	116
A : Etat de l'art sur l'élaboration de structures hybrides poreux/dense par fabrication additive.....	116
B : Conception et élaboration de structures hybrides poreux/dense.....	116
C : Caractérisation des échantillons obtenus.....	118
D : Etude micrographique.....	120
E : Elaboration et caractérisation des échantillons passés au banc aérothermique.....	123
F : Conclusions.....	126
Références.....	128

## Motivation

Ce chapitre propose d'explorer les possibilités d'élaboration par fabrication additive de plaques architecturées comportant des zones microporeuses. L'objectif est d'obtenir une solution intermédiaire entre la transpiration pure et la multiperforation : tandis que les zones poreuses permettent d'échanger beaucoup de chaleur, les zones denses peuvent apporter de la tenue mécanique et fonctionnaliser la pièce, par exemple en orientant l'écoulement d'air. De plus, en vue d'une intégration au sein d'une pièce complexe, la fabrication simultanée des zones poreuses et denses permet de s'affranchir des difficultés de soudure ou de brasage.

Ce chapitre est divisé en deux parties. La première se focalise sur l'élaboration de plaques microporeuses par EBM en modulant les paramètres du procédé afin de ne pas fondre la poudre en une pièce dense. Suite à un état de l'art sur l'élaboration de matériaux microporeux par fabrication additive, la stratégie d'élaboration de plaques microporeuses par EBM est présentée : en faisant varier les paramètres du procédé, il est possible de contrôler leur porosité et leur perméabilité. Les pièces obtenues sont caractérisées finement et la morphologie des structures est explorée par analyse d'images. Enfin, l'étude de la localisation des zones fondues et infondues et leur quantification permet de relier paramètres du procédé et propriétés macroscopiques.

La deuxième partie du chapitre traite de l'intégration dans une structure dense de zones microporeuses obtenues par la stratégie décrite précédemment. Des grilles inclinées sont conçues pour orienter l'écoulement au sein des zones poreuses sans alourdir excessivement la pièce finale. La qualité des interfaces poreux/dense est caractérisée. Puis, l'influence de la présence de zones denses sur la perméabilité et la porosité des zones poreuses est mise en évidence et reliée aux résultats d'analyse d'images. Enfin, les échantillons retenus pour passage au banc aérothermique sont testés mécaniquement pour quantifier l'effet du renfort dense. En fin de chapitre, un tableau récapitule les propriétés de ces échantillons vis-à-vis de la référence industrielle.

## Partie 1 : Elaboration et caractérisation de plaques microporeuses par EBM

### A : Etat de l'art de l'élaboration de matériaux microporeux par fabrication additive

En utilisant un procédé de fabrication additive métallique, il est possible d'obtenir des structures microporeuses par deux stratégies différentes : soit en définissant une géométrie par la CAO, soit par fusion partielle de la poudre, ce qui mène à une porosité géométriquement non définie. Suite à un point sur les limites de résolution de la première stratégie, cette partie se focalisera sur la deuxième dans le but d'obtenir des porosités très fines.

#### A.1 : Elaboration de structures lattice très fines

Une première approche pour créer un matériau à microporosités est de créer un design de pièce architecturée par fabrication additive avec des poutres très fines. Dans ce domaine, la technique SLM est la plus appropriée. [Yadroitsev et al \(2007\)](#) ont exploré les limites de résolution en optimisant les paramètres du procédé afin d'obtenir un cordon de matière fondue stable à partir d'un seul passage de laser. Ils ont ainsi déterminé que l'épaisseur minimale de mur qu'il est possible d'élaborer est de 140  $\mu\text{m}$  environ. Puis, dans une deuxième étude ([Yadroitsev et al. 2009](#)), ils ont déterminé que l'espacement minimal entre cordons permettant de ne pas obtenir de connexions entre les murs est de 200  $\mu\text{m}$ . Ces résultats leur ont permis d'élaborer une structure extrêmement fine représentée en Figure 3-1, aux limites des possibilités de la

machine : un réseau de poutres de  $120\text{ }\mu\text{m}$  d'épaisseur orthogonales entre elles sont espacées par des canaux de section  $150\text{ }\mu\text{m} \times 150\text{ }\mu\text{m}$ .

Le design de matériaux microporeux par CAO est donc limité par les possibilités du procédé. Pour élaborer des structures plus fines, avec des porosités de l'ordre de la dizaine de microns, une autre démarche doit être adoptée, basée sur une adaptation des paramètres du procédé et non sur le design CAO.

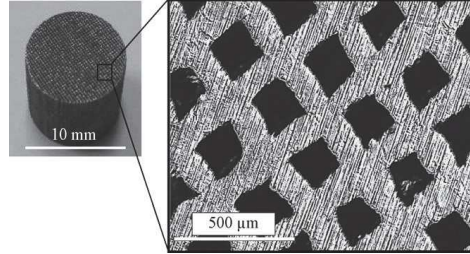


Figure 3-1 : Micrographie de structure élaborée par SLM, en acier 316L, aux limites de résolution du procédé (Yadroitsev et al. 2009)

## A.2 : Adaptation des paramètres du procédé pour obtenir des pièces microporeuses

Si la porosité n'est pas déterminée par la CAO de la pièce, il est nécessaire de la générer par un choix judicieux des paramètres du procédé. Les divers paramètres qu'il est possible de faire varier pour des techniques de fabrication en lit de poudre sont représentés en Figure 3-2 :

- La puissance de la source de chaleur (laser ou faisceau d'électrons)  $P$  (W), déterminée par l'intensité et la tension.
- La focalisation du faisceau
- La vitesse de balayage  $V$  (mm/s)
- La distance entre deux cordons de matière  $h$  ( $\mu\text{m}$ )
- L'épaisseur de couche de poudre  $t$  ( $\mu\text{m}$ )

Pour les techniques par dépôt de matière type DMD s'ajoute le débit de matière (g/min) .

La CAO définit l'enveloppe externe de la pièce et la porosité interne est créée par une modification de ce jeu de paramètres. Les paragraphes suivants décrivent les diverses stratégies référencées dans la littérature. Les structures obtenues seront caractérisées en porosité ou en densité relative (correspondant à  $1 - \text{la porosité}$ ).

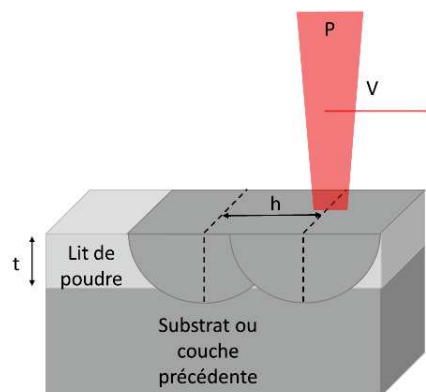


Figure 3-2 : Schéma décrivant les divers paramètres des procédés de fabrication additive sur lit de poudre, adapté de (Yap et al. 2015)

### A.2.1 : Augmentation de la distance entre cordons de matière

La première approche, utilisée dans la littérature pour le procédé SLM, est d'espacer les cordons de matière fondue de façon à créer des murs parallèles très finement espacés. La tenue de la pièce finale peut



alors être assurée par diverses stratégies. La première est d'imposer une rotation de l'angle de balayage de 90° à intervalles réguliers de couches déposées (Stamp et al. 2009) : on obtient alors une grille tridimensionnelle, représentée en Figure 3-3 (a) et (b). Une deuxième stratégie, développée par C. Klahn et al. (2013 ; 2015), consiste à élaborer la structure architecturée par pavage de zones ayant une orientation orthogonale à celle de leurs voisines, comme illustré en Figure 3-3 (c) et (d). L'idée d'espacer les cordons de façon à créer des porosités a également été développée sur un procédé par dépôt (DMD) par Ahsan et al. (2011), menant à des porosités de 200 à 600 µm de diamètre.

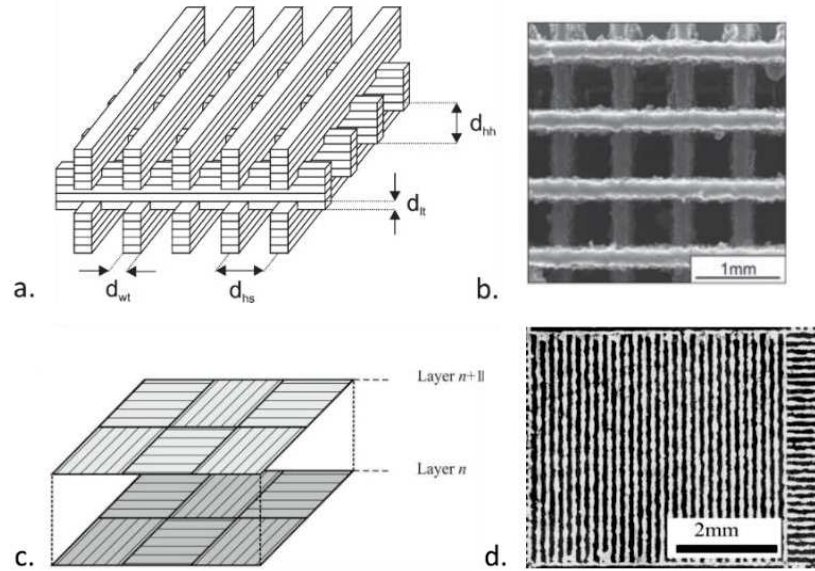


Figure 3-3 : Structures microporeuses élaborées en augmentant la distance entre cordons de matière, consolidés en : a) et b) imposant une rotation de l'angle de balayage (Stamp et al. 2009) ; c) et d) effectuant un pavage en zones avec une orientation orthogonale à leurs voisines (C. Klahn et al. 2013; 2015)

Ces techniques permettent d'obtenir facilement des porosités régulières et débouchantes. Cependant elles sont assez grossières, de l'ordre de la centaine de microns, ce qui motive l'exploration d'autres stratégies.

#### A.2.2 : Diminution de l'énergie apportée à la poudre

Afin de diminuer encore la taille des porosités, une autre stratégie consiste à diminuer l'énergie apportée à la poudre afin de ne pas la fondre en une pièce dense. La densité d'énergie linéique que subit un cordon de poudre soumis au faisceau s'exprime en fonction de la puissance et de la vitesse d'avancée du faisceau :

$$E_L = \frac{P}{V} \quad (J/m)$$

On peut également définir une densité d'énergie surfacique en normalisant cette valeur par la largeur d'un cordon fondu. Enfin, une densité d'énergie volumique peut être définie en prenant également en compte l'épaisseur d'une couche de poudre.

Diminuer l'énergie linéique consiste alors à diminuer la puissance ou à augmenter la vitesse. Cette stratégie a été explorée pour les techniques par dépôt de matière, en SLM et très récemment en EBM. Dans chaque cas, les résultats obtenus sont présentés.

##### A.2.2.1 : Elaboration de structures microporeuses par dépôt de matière

Bandyopadhyay et al. (2010) ont appliqué cette stratégie à un alliage de TA6V mis en forme par une technologie dépôt de poudre. En faisant varier la puissance, la vitesse du faisceau, ainsi que le débit de matière, ils ont fait varier l'énergie apportée à la poudre. La Figure 3-4 présente deux micrographies d'un

échantillon obtenu de cette façon : la structure est formée d'amas de poudre fondue entremêlés de poudre infondue. Ces amas sont allongés et orientés préférentiellement dans le plan des couches. Cette anisotropie se retrouve dans la plupart des structures microporeuses obtenues par modification des paramètres procédé, elle sera également explorée dans la suite de ce chapitre.

La porosité totale atteint une valeur de 30%, mais seulement 40% de la porosité est ouverte, c'est-à-dire connectée d'une surface à l'autre de l'échantillon. La Figure 3-4c représente l'évolution de la densité relative de ces pièces en fonction de l'énergie volumique : lorsque celle-ci diminue, la densité relative diminue donc la porosité augmente. Les micrographies correspondent au cas de plus faible énergie représenté sur le graphique.

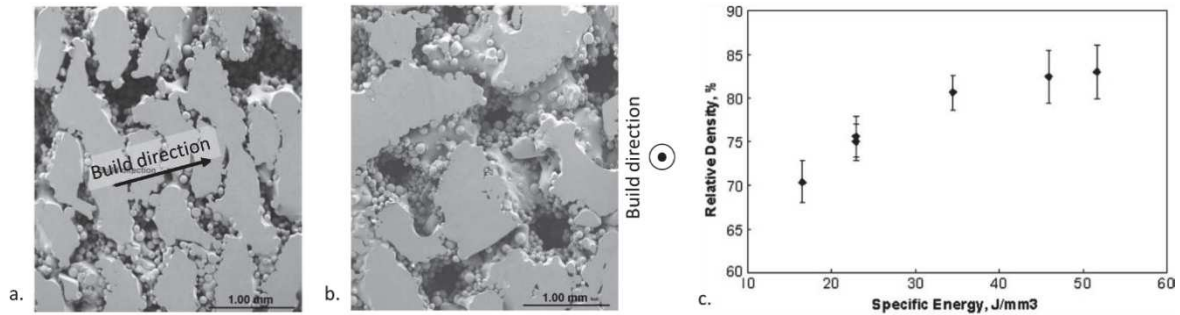


Figure 3-4 : Echantillons microporeux obtenus par procédé LENS : a) et b) micrographies et c) évolution de la densité relative en fonction de la densité d'énergie volumique (Bandyopadhyay et al. 2010)

Malgré une porosité totale importante, la faible porosité ouverte nuit à la perméabilité des structures obtenues. Le paragraphe suivant présente les études effectuées sur des technologies SLM.

#### A.2.2.2 : Elaboration de structures microporeuses par SLM

Plusieurs études se sont intéressées à l'élaboration de matériaux microporeux par SLM. Stoffregen et al. (2011) ont mené une étude très complète sur l'influence de plusieurs paramètres procédé sur la porosité et la taille des porosités ouvertes obtenues à partir de poudres d'acier inoxydable. A partir des valeurs conseillées par le constructeur de la machine, ils ont notamment fait varier la vitesse de balayage de façon à obtenir des échantillons microporeux. La Figure 3-5 présente l'évolution de la porosité ainsi que la distribution de taille des pores obtenus avec la vitesse de balayage. La porosité varie linéairement avec la vitesse de balayage, ce qui permet d'atteindre 27% de porosité. De plus, une réelle influence de ce paramètre sur la taille de pore est mise en évidence, avec une variation fine mais maîtrisée de la valeur moyenne, comprise entre 12 et 18 μm. Cette étude montre donc que la vitesse de balayage permet de contrôler précisément la porosité et la taille des pores.

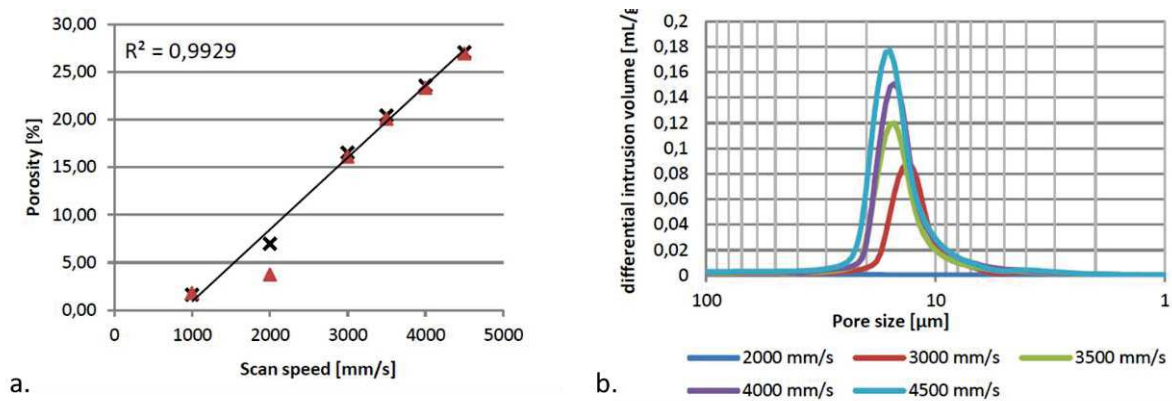


Figure 3-5 : Evolution de : a) la porosité et de b) la distribution de taille de pores en fonction de la vitesse de balayage, pour le procédé SLM. Sur la courbe de porosité, les croix correspondent à la porosité totale, les triangles à la porosité ouverte (Stoffregen et al. 2011).

Gu et al (2008) ont, eux, étudié l'influence croisée de ces deux mêmes paramètres, la puissance et la vitesse du faisceau, sur des pièces en acier 316L. Ils ont alors obtenu la carte présentée en Figure 3-6a, qui est divisée en quatre zones selon la morphologie du matériau obtenu :

- A : non consolidé,
- B : partiellement fondu,
- C : fondu mais avec des défauts de surface de type « balling »,
- D : complètement dense

Le phénomène de « balling » correspondant à la zone C est dû à une déstabilisation du cordon fondu qui se sépare en gouttelettes, ce qui va altérer l'adhésion à la couche précédente et ne permet pas *in fine* d'obtenir une pièce de bonne qualité.

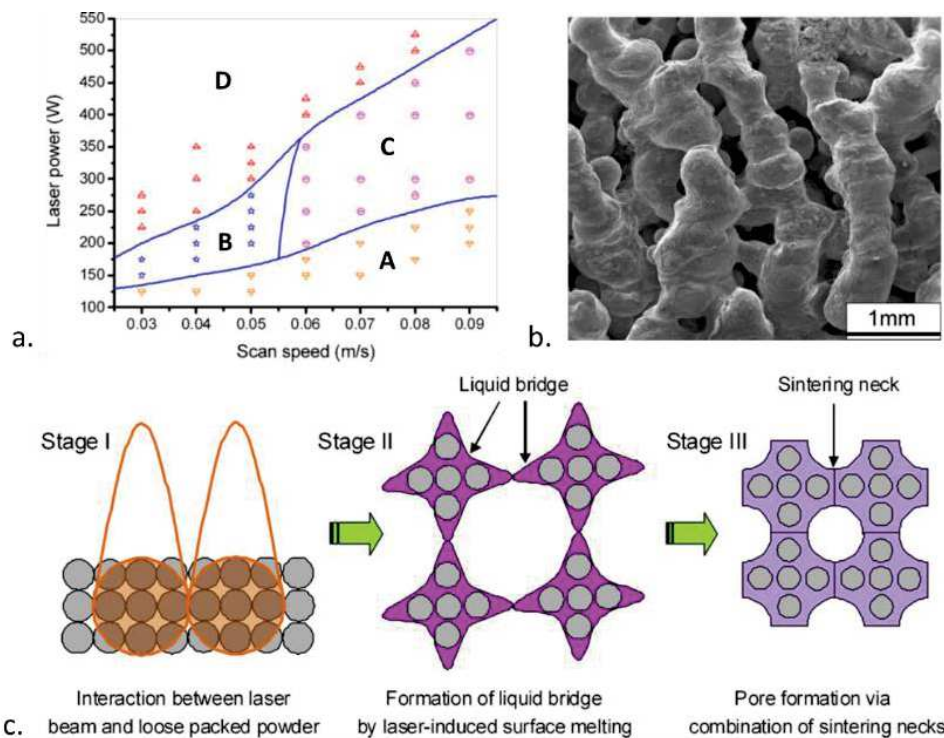


Figure 3-6 : Echantillons poreux obtenus par SLM : a) Cartographie de la morphologie des échantillons en fonction de la puissance du laser et de la vitesse de balayage ; b) Micrographie d'un échantillon poreux ; c) schéma représentant le mécanisme de formation des pores (Gu et Shen 2008).

La zone intéressante pour l'élaboration de matériaux microporeux est la zone B, qui correspond à une plage de puissances et de vitesses assez réduite par rapport aux autres. Une micrographie est représentée en Figure 3-6b. La structure obtenue est constituée d'agglomérats fondus de plusieurs millimètres de longueur. Cette équipe propose alors un mécanisme de formation de pores, schématisé en Figure 3-6c. L'énergie apportée à la poudre (Stage I) étant insuffisante pour la fondre intégralement, seule la surface des grains fond et crée des ponts de matière fondue entre grains (Stage II). Puis les particules infondues se rapprochent, les cous grossissent, et des pores se forment aux interstices (Stage III).

En vue de favoriser la création de porosités, une dernière stratégie consiste à travailler avec des mélanges de poudre favorisant la création de porosités. Wang et al. (2010) ont ainsi élaboré des pièces poreuses à partir d'un mélange de  $TiH_2$  (30-50 wt%) et de titane pur : l'hydruure de titane joue le rôle d'agent porogène en générant des bulles d'hydrogène dans la piscine de fusion. Dans une certaine gamme de vitesses de balayage, cela permet d'obtenir des matériaux avec 70% de porosité, et des pores de dimension comprise entre 200 et 500 $\mu m$ .

Enfin, Furumoto et al. (2015) ont ajouté des additifs à bas point de fusion (20wt% de cuivre phosphore) à un mélange de poudres d'acier et de nickel afin de créer des cous liquides entre grains de poudre. Ils ont alors étudié l'influence de la direction d'élaboration sur la perméabilité finale de la pièce. La Figure 3-7 présente des micrographies en surface de plaques élaborées (a) horizontalement ou (b) verticalement ainsi que les coefficients de perméabilité de Darcy en fonction de la densité d'énergie surfacique dans chaque cas. Il en découle qu'une construction horizontale donne lieu à de plus fortes valeurs de perméabilité, ce que les auteurs attribuent à la différence de morphologie des pores illustrée dans les micrographies.

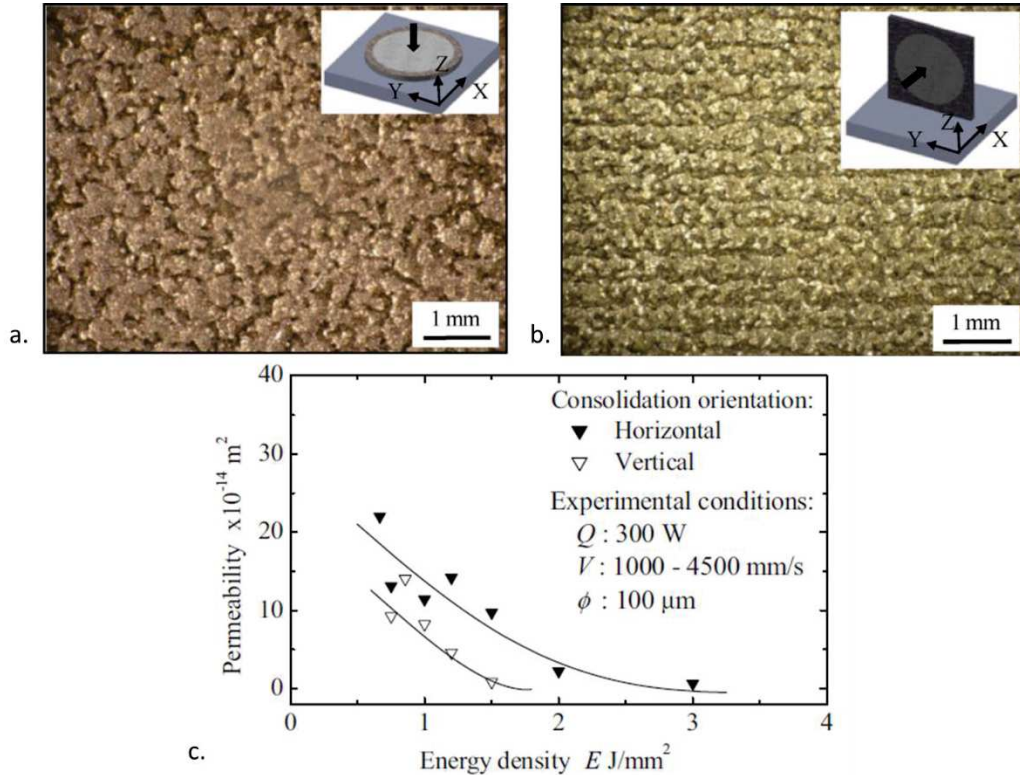


Figure 3-7 : Micrographie d'échantillon poreux par SLM élaborés a) horizontalement et b) verticalement ; c) évolution de la perméabilité de Darcy en fonction de la densité surfacique d'énergie (Furumoto et al. 2015)

#### A.2.2.3 : Elaboration de structures microporeuses par EBM

Afin d'obtenir des porosités très fines, l'EBM peut présenter un avantage par rapport au SLM. En effet, à chaque nouvelle couche, l'étape de pré-chauffage (cf. Chapitre 2) permet de consolider légèrement les grains de poudre sur toute la surface du lit, la température vue lors de cette étape pour du TA6V étant de l'ordre de  $700^\circ\text{C}$ . Cette première amorce de consolidation pourrait donc favoriser la consolidation ultérieure lors du balayage du faisceau.

A notre connaissance, une seule étude de matériaux poreux élaborés par EBM est recensée dans la littérature. Ikeo et al. (2015) ont fait varier la vitesse de balayage entre 100 et 2000 mm/s pour une puissance de faisceau de 120W. Quelques micrographies sont présentées en Figure 3-8a. Comme pour les autres procédés, la structure est constituée d'agglomérats de poudre fondue orientés perpendiculairement à la direction d'élaboration, entremêlés de poudre infondue. Cependant, l'échelle de la porosité est ici bien plus fine qu'en SLM ou LENS, ce que l'on attribue à l'effet du pré-chauffage. La densité obtenue diminue linéairement avec la vitesse de balayage (cf. Figure 3-8b) et la porosité atteint près de 60%. Cependant, les essais en compression présentés en Figure 3-8c montrent une grande dispersion des propriétés mécaniques de ces matériaux, les plus poreux ne pouvant pas être testés.



Ainsi, ces diverses études montrent le potentiel de la fabrication additive dans l'élaboration de pièces poreuses par simple adaptation des paramètres procédé. Parmi les divers procédés recensés, l'EBM présente l'avantage de donner lieu aux porosités les plus fines. Cependant, la seule étude sur le sujet montre une forte disparité des propriétés obtenues. Une optimisation des paramètres et une compréhension fine des mécanismes en jeu est donc nécessaire pour maîtriser les propriétés finales de ces structures : c'est l'objet de la suite de cette partie.

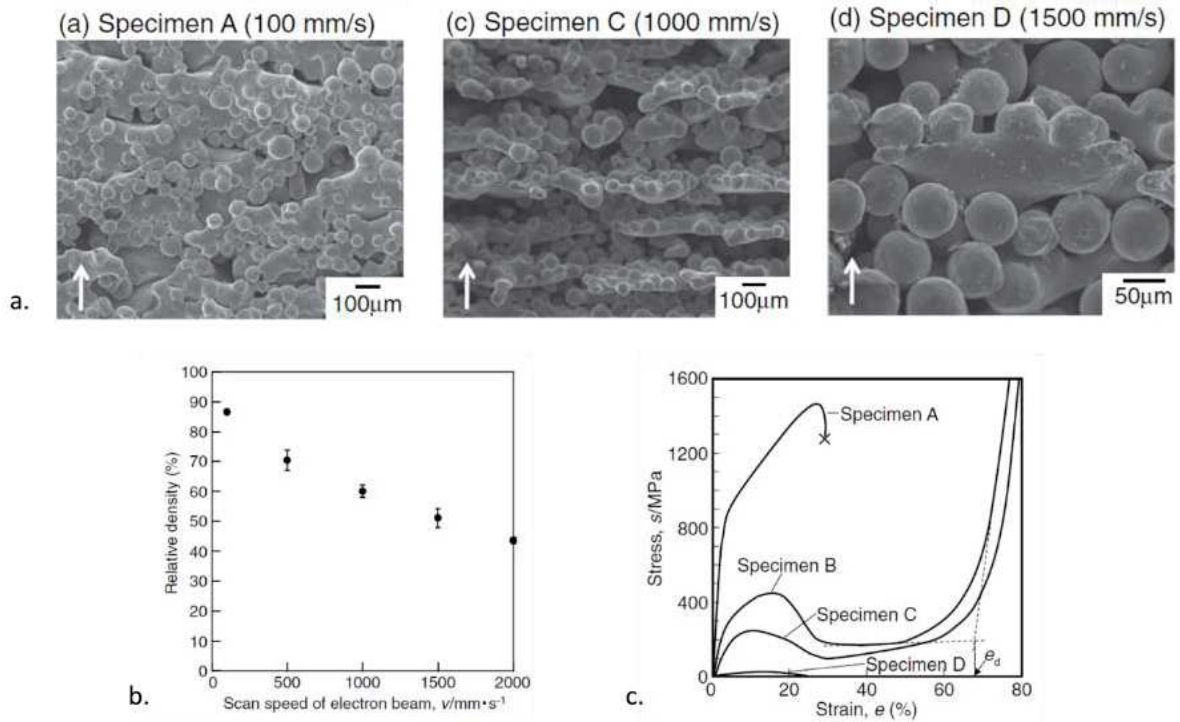


Figure 3-8 : Echantillons microporeux obtenus par EBM : a) micrographies, b) évolution de la densité relative en fonction de la vitesse de balayage, c) courbes de compression (Ikeo et al. 2015)

## B : Essai préliminaire et plan d'expérience

### B.1 : Le matériau constitutif : alliage de titane TA6V

Toutes les élaborations décrites dans ce chapitre ont été réalisées par EBM à partir d'une poudre de titane TA6V, dont la composition est présentée dans le Tableau 3-1. De par l'addition d'aluminium et de vanadium, cet alliage est classé dans la catégorie des alliages  $\alpha + \beta$ .

Tableau 3-1 : Composition chimique d'un alliage de TA6V

	Aluminium	Vanadium	Fer	Carbone	Oxygène	Titane
<b>Composition (wt%)</b>	5,5-6,75	3,5-4,5	<0,3	<0,1	<0,2	Pour équilibre

La Figure 3-9a présente un diagramme de phase pseudo-binaire, l'abscisse représentant la proportion du vanadium, élément  $\beta$ -gène, dans des alliages de titane. La ligne rouge représente la composition du TA6V : au-dessus de la température de transus  $\beta$  (980°C), la phase stable est une phase  $\beta$  cubique centrée. Puis, le refroidissement entraîne une transformation allotropique de la phase  $\beta$  en phase  $\alpha$  hexagonale compacte. Celle-ci nucléée d'abord aux joints de grains  $\beta$  ( $\alpha_{GB}$ ), puis à partir de cette première nucléation, des colonies de lamelles parallèles croissent dans l'ancien grain  $\beta$  ( $\alpha_P$ ). Lors de refroidissements très rapides, de nouvelles lamelles nucléent au cœur de l'ancien grain  $\beta$  : l'ensemble des lamelles obtenues

est dénommée structure Widmanstätten ( $\alpha_w$ ). Il faut noter que l'intégralité des lamelles  $\alpha$  provenant d'un même grain haute température  $\beta$  ont des désorientations cristallographiques bien précises entre elles déterminées par la relation d'orientation de Burgers.

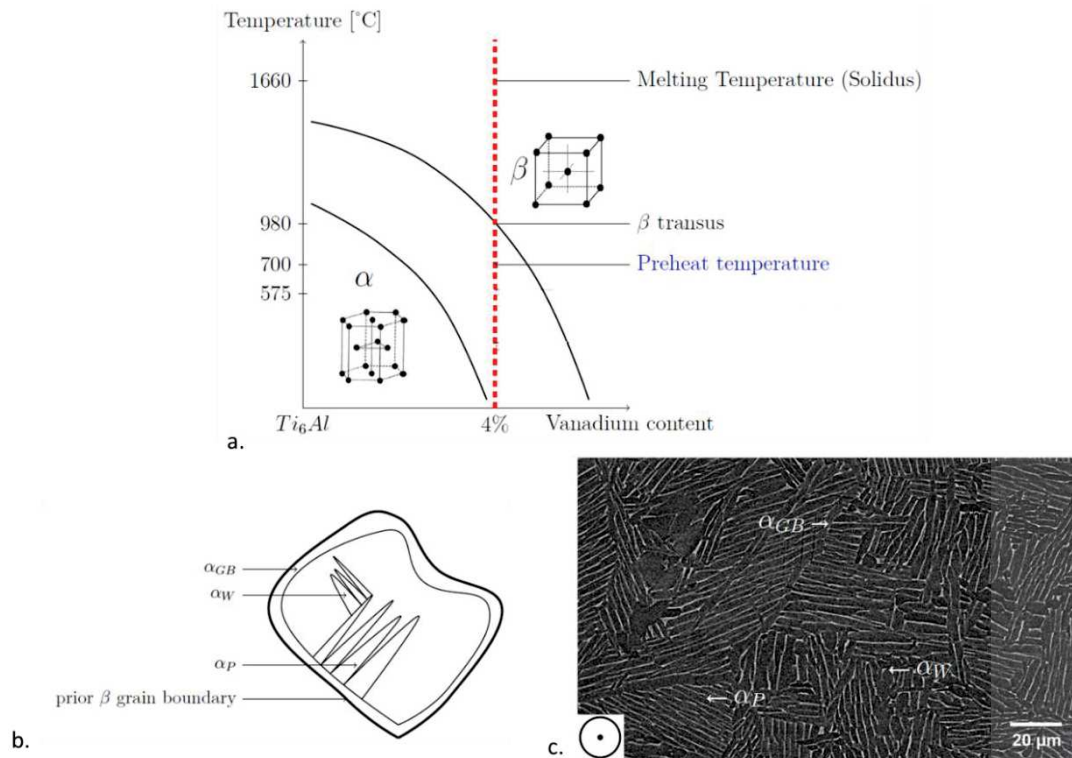


Figure 3-9 : a) Diagramme pseudo-binaire des alliages de titane, la ligne rouge représente le TA6V, b) schéma représentant les divers types de précipitation de phase  $\alpha$ , c) micrographie typique d'échantillon obtenu par EBM en TA6V (Suard 2015)

La Figure 3-9b représente schématiquement les diverses familles de lamelles  $\alpha$ , tandis que la Figure 3-9c illustre cette microstructure sur une micrographie réelle de matériau obtenu par EBM (Suard 2015): les lamelles font approximativement 1  $\mu m$  d'épaisseur et la taille des colonies est de 10  $\mu m$ .

## B.2 : Essai préliminaire : stratégie par contours concentriques

Afin de mettre en évidence l'importance de l'histoire thermique sur les structures obtenues, une première plaque a été élaborée. Construite horizontalement, elle est constituée d'une plaque dense de dimensions 45 x 45 x 2 mm au sein de laquelle se trouve une zone poreuse circulaire de diamètre 16 mm. Deux objets de CAO sont donc superposés : un objet « plaque dense » réalisé en mode « Melt » classique (cf. Chapitre 2) et un objet « zone poreuse ». Pour celui-ci, le balayage est effectué en contours concentriques depuis le diamètre extérieur vers le centre, à vitesse constante<sup>1</sup>. Pour ce dernier objet, la vitesse de balayage a été augmentée et la puissance diminuée par rapport à des paramètres de fusion classiques, de façon à obtenir un matériau poreux. Des supports ont été construits sous la plaque dense pour faciliter la séparation de la pièce du substrat.

Les paramètres utilisés pour l'élaboration de cette zone sont synthétisés dans la Figure 3-10c. La Figure 3-10 (a) et (b) illustre la stratégie de balayage utilisée et présente une macrographie de l'échantillon obtenu. Il faut noter que la zone poreuse n'est pas solidaire de la zone dense. En effet, on observe un gradient de porosité : tandis que le cœur est fondu (cf. Figure 3-10b et Figure 3-11), le diamètre extérieur est constitué de poudre libre. La Figure 3-11 représente des vues en coupes de l'échantillon suivant un plan parallèle (a) et perpendiculaire (b) à la direction d'élaboration. La structure est composée d'un ensemble

<sup>1</sup> Pour les spécialistes, il s'agit d'une stratégie « contour » détournée.



d'amas de poudre fondue et de grains de poudre infondus, avec un fort gradient radial de porosité. Par ailleurs, la coupe verticale montre que la surface inférieure de la zone poreuse est bombée. Ceci peut s'expliquer d'une part par l'absence de supports sous cette zone, ce qui a pu générer un effondrement progressif de la partie centrale. D'autre part, l'absence de supports et la mauvaise conductivité thermique du lit de poudre ont pu donner lieu à une mauvaise évacuation de chaleur lors du passage du faisceau sur les premières couches. Cette dernière hypothèse est corroborée par la présence d'une fine couche dense sur cette surface inférieure de la zone poreuse.

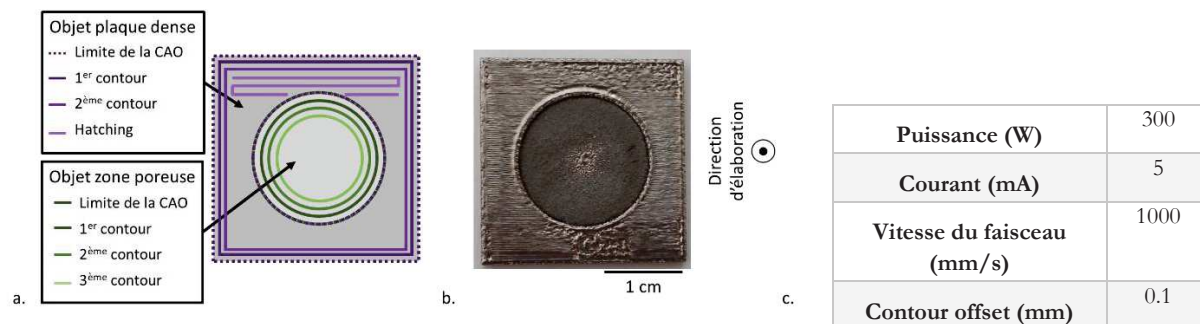


Figure 3-10 : Plaque dense avec zone poreuse élaborée par EBM : a) stratégie d'élaboration, b) macrographie de l'échantillon obtenu, c) paramètres d'élaboration parallèle à la direction d'élaboration.

L'évolution de la porosité en fonction du rayon a pu être quantifiée par analyse d'images grâce à l'outil de moyenne radiale d'ImageJ (« Radial Profile Angle »). Pour chaque rayon, on calcule la porosité moyenne sur un anneau correspondant à 5 contours afin d'obtenir une surface suffisante. La courbe obtenue est présentée en Figure 3-12a : il s'agit d'une évolution linéaire.

A première vue, un tel gradient peut être surprenant puisque la vitesse à laquelle ont été effectués les contours est constante, l'apport d'énergie devrait donc l'être aussi. Cependant, il s'agit d'une vitesse linéique et non angulaire, ainsi plus le rayon diminue, plus le temps pour parcourir un contour est court et donc plus il y a d'accumulation d'énergie localement. Afin de vérifier cette hypothèse, on calcule pour chaque contour de rayon  $R_n$  le temps  $\Delta t$  qui s'est écoulé depuis la construction du contour  $R_{n-5}$ . Nous raisonnons ici sur le temps nécessaire à élaborer 5 rayons consécutifs afin de pouvoir le relier aux mesures de porosité par analyse d'images. On vérifie que  $\Delta t$  évolue linéairement avec  $R_n$ .

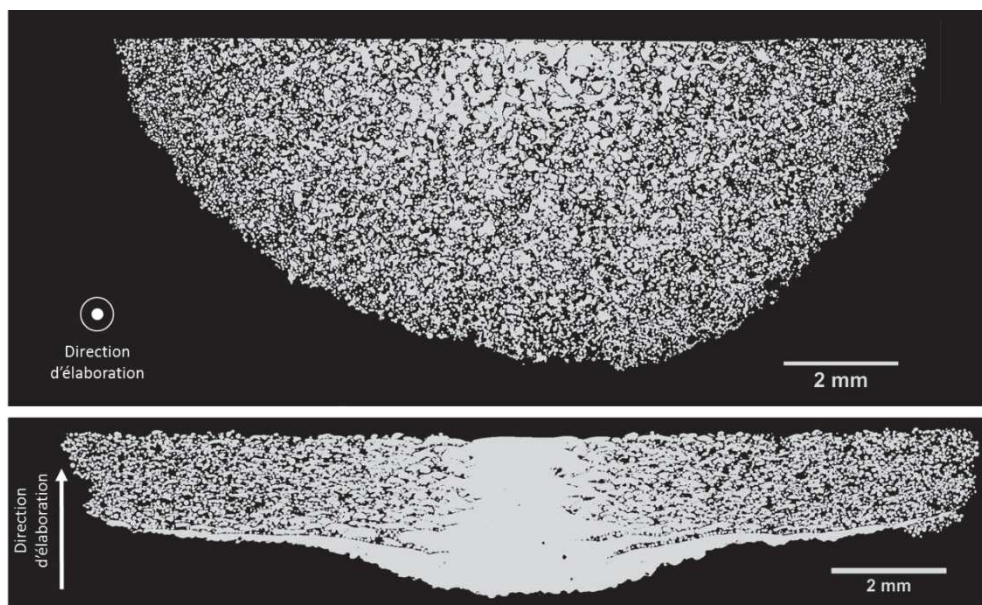


Figure 3-11 : Micrographies optiques de la zone poreuse, dans le plan des couches (en haut) et dans le plan parallèle à la direction d'élaboration (en bas)

Lorsque le rayon diminue, le délai  $\Delta t$  diminue également, et ce de façon linéaire. La porosité évoluant linéairement avec le rayon, elle évolue donc linéairement avec le  $\Delta t$ . Ainsi, plus le temps qui s'écoule entre les contours est court, plus l'énergie s'accumule et plus la densité est forte, comme représenté en Figure 3-12b.

Ce premier échantillon montre que la porosité obtenue est extrêmement sensible à l'histoire thermique de la poudre. Les paramètres utilisés habituellement pour caractériser l'énergie apportée à la poudre, comme la densité d'énergie linéique, ne suffisent pas à prédire la porosité obtenue pour ces échantillons. Il faut également prendre en compte tous les facteurs affectant l'histoire thermique, comme la stratégie de balayage ou l'environnement autour de la zone balayée.

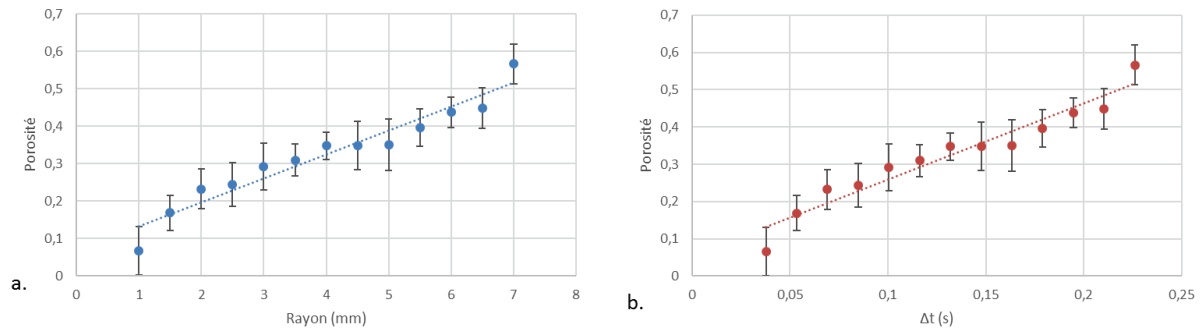


Figure 3-12 : a) Evolution de la porosité en fonction du rayon et b) évolution de la porosité en fonction du temps  $\Delta t$  qui s'écoule entre le balayage de cinq contours consécutifs

Cette partie vise à explorer les possibilités d'élaboration de plaques poreuses, mais aussi à comprendre les mécanismes en jeu pendant l'élaboration afin de pouvoir mieux contrôler ce procédé. A cet effet, le paragraphe suivant présente l'établissement d'un plan d'expériences visant à déterminer les paramètres optimaux pour obtenir des plaques poreuses perméables.

### B.3 : Plan d'expérience pour obtenir des plaques poreuses

Au vu des résultats issus de l'étude bibliographique, le plan d'expérience est basé sur l'élaboration de pavés droits de dimension 20 x 10 x 10 mm pour lesquels on fait varier la vitesse et la puissance du faisceau. Cette nouvelle géométrie illustrée en Figure 3-13 est choisie afin d'obtenir une structure plus homogène que la géométrie circulaire présentée précédemment. Une coque dense d'un millimètre d'épaisseur est élaborée sur les faces latérales et la face inférieure de ces pièces pour faciliter la prise en main lors du dépoudrage.

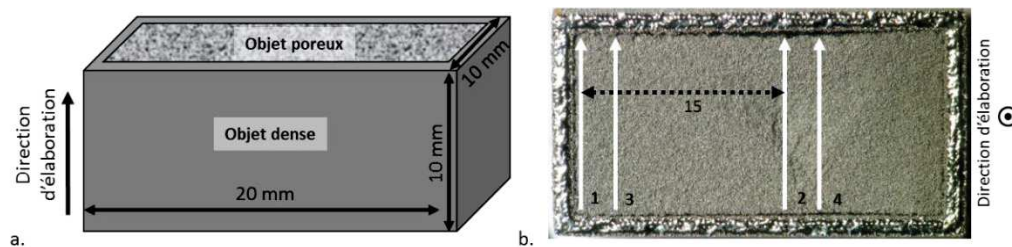


Figure 3-13 : a) Schéma de géométrie élaborée et b) macrographie sur un plan des couches d'un échantillon poreux obtenu et stratégie d'élaboration

On fait varier deux paramètres : l'intensité du faisceau, et donc sa puissance, ainsi que la vitesse de balayage. Pour cela des échantillons ont été élaborés avec les paramètres synthétisés dans le Tableau 3-1<sup>2</sup>, permettant d'explorer des énergies linéiques allant de 60 à 3000 J/m.

<sup>2</sup> Elaboration en mode « Net », avec une tension fixée à 60 kV et un « focus offset » fixé à 62 mA.

Tableau 3-2 : Paramètres d'élaboration utilisés dans le plan d'expérience

I (mA)	P (W)	V (mm/s)
5	300	100 ; 500 ; 1000 ; 5000
15	900	1000 ; 5000 ; 10000
20	1200	5000 ; 15000 ; 20000
30	1800	5000 ; 15000 ; 20000

De plus, la stratégie de balayage est choisie de façon à limiter l'accumulation d'énergie entre passages successifs du faisceau, comme observé dans les échantillons circulaires : le faisceau balaye la surface en suivant des segments parallèles sans effectuer de virage<sup>3</sup>. L'espacement entre cordons (line offset) est fixé à 0,4 mm et un « line order » de 15 lignes est imposé. Comme illustré en Figure 3-13 b), cela signifie que le faisceau balaye la surface en alternant la ligne  $n$  avec la ligne  $n+15$ . Cela permet de laisser le temps à l'énergie apportée à un cordon de se dissiper avant de balayer la zone adjacente. La Figure 3-13 b) illustre la stratégie d'élaboration en superposition d'une macrographie de structure poreuse obtenue.

Les échantillons obtenus sont classés en trois catégories selon leur morphologie :

- (I) : échantillons complètement denses
- (II) : échantillons poreux et manipulables
- (III) : échantillons de poudre non consolidée, non manipulables

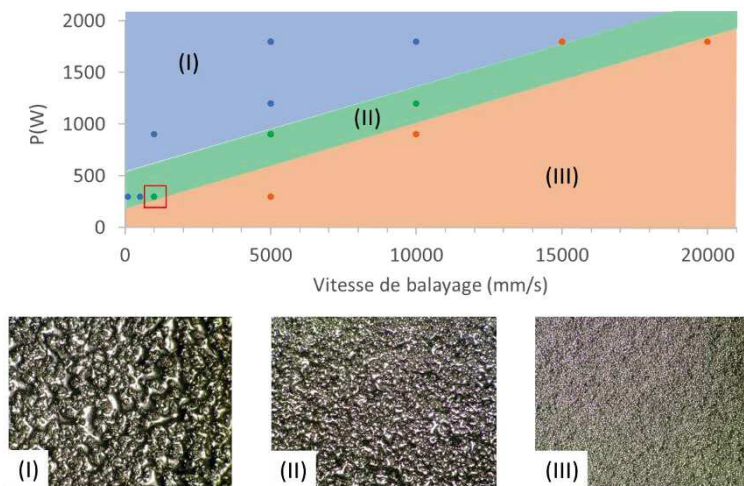


Figure 3-14 : Carte et micrographies représentant la morphologie des échantillons obtenus en fonction de la puissance et de la vitesse de balayage du faisceau.

La Figure 3-14 représente la carte des morphologies obtenues suivant les paramètres imposés. Comme attendu, pour de fortes puissances et de faibles vitesses, les échantillons sont fondus tandis que pour de faibles puissances et de fortes vitesses, la poudre n'est pas assez consolidée. Il existe tout de même une plage de paramètres réduite pour lesquels on obtient des échantillons poreux avec une certaine tenue mécanique. En termes d'énergie linéique, cette plage correspond à une fourchette entre 120 et 300 J/m. Ces valeurs n'ont de sens que pour une stratégie de balayage donnée, car comme décrit précédemment, la stratégie utilisée peut modifier fortement les morphologies de matériaux obtenues. A noter que les domaines sont limités par des droites correspondant à des lignes d'iso-énergie linéique. A même géométrie et stratégie

<sup>3</sup> Pour les spécialistes, les options « snake » et « turning point » sont désactivées.

d'élaboration, l'énergie linéique semble donc être un paramètre pertinent pour déterminer la morphologie des structures obtenues.

Cette étude préliminaire a permis de mettre en évidence un jeu de paramètres permettant d'obtenir un matériau poreux : il s'agit du point à 300W et 1000 mm/s. Ce point de fonctionnement correspond à une vitesse de balayage proche des vitesses caractéristiques pour l'élaboration de pièces denses. Afin de diminuer l'énergie, la puissance est fortement diminuée. Ce point de fonctionnement sera donc utilisé dans la suite de l'étude.

## C : Elaboration et caractérisation de plaques poreuses

### C.1 : Elaboration et caractérisation en porosité et perméabilité

#### C.1.1 : Stratégie d'élaboration

L'étude bibliographique et la pré-étude présentée dans le paragraphe précédent ont mis en évidence que la vitesse de balayage permet de moduler précisément la porosité et la taille des pores. Il a donc été choisi d'élaborer des plaques avec la stratégie de balayage utilisée dans le paragraphe précédent, en imposant une puissance de 300W et en faisant varier la vitesse entre 700 et 1000 mm/s. Les plaques de dimension 45x45x3 mm ont été élaborées verticalement. Ceci permet d'optimiser la place sur le substrat et de ne pas utiliser de supports. Afin de faciliter le dépoufrage et la séparation du substrat, des plaques denses sacrificielles d'1 mm d'épaisseur et espacées d'1 mm des plaques ont été construites. Les plaques les plus denses ont été dépoufrées de façon classique au blaster, les plus poreuses ont été dépoufrées au pinceau.

Quatre vitesses de balayage ont été sélectionnées pour la suite de l'étude de par la tenue mécanique convenable des échantillons obtenus. La correspondance entre vitesse de balayage et nomenclature des plaques est présentée dans le Tableau 3-3. Afin de consolider les plaques obtenues, un traitement thermique de 2h à 1200°C sous vide a été appliqué, avec des rampes montante et descendante de 10°/min. Deux plaques ont été élaborées à l'identique pour chaque paramétrie, la moitié d'entre elles a subi le traitement thermique et l'autre moitié a été maintenue telle quelle.

Afin d'évaluer l'effet du traitement thermique seul, une plaque a été élaborée par frittage libre de poudre recyclée de l'EBM, avec ce même traitement de 2h à 1200°C. Il s'agit de l'échantillon TTS (pour Traitement Thermique Seul).

Tableau 3-3 : Nomenclature des échantillons suivant la vitesse de balayage utilisée

Echantillon	Vitesse de balayage (mm/s)
V700	700
V800	800
V900	900
V1000	1000
TTS	/

Dans un premier temps, on s'intéressera aux propriétés macroscopiques (porosité et perméabilité) obtenues. Puis, la morphologie des structures obtenues sera étudiée plus précisément.

#### C.1.2 : Mesure de porosité par pesée hydrostatique

La porosité est mesurée par pesée hydrostatique dans de l'eau. L'échantillon subit trois pesées :

- à sec ( $m_1$ )
- immergé dans l'eau ( $m_2$ )

- imbibé d'eau ( $m_3$ )

Avant d'effectuer la troisième pesée, l'échantillon est essuyé légèrement avec un tissu mouillé, on considère alors que la masse mesurée correspond à la masse totale de l'échantillon et de l'eau emprisonnée dans les porosités ouvertes. Par combinaison de ces trois pesées on obtient :

- la porosité ouverte :  $\epsilon_O = \frac{m_3 - m_1}{m_3 - m_2}$
- la porosité fermée :  $\epsilon_F = 1 - \frac{1}{\rho_{AC}} \frac{m_1}{m_3 - m_2} * \rho_{H_2O}$
- la porosité totale :  $\epsilon_T = \epsilon_O + \epsilon_F$

avec  $\rho_{AC}$  la densité de l'alliage constitutif (4,45 pour le TA6V) et  $\rho_{H_2O}$  la densité de l'eau.

Le Tableau 3-4 présente les valeurs de porosité totale et fermée pour les différentes vitesses de balayage : lorsque celle-ci augmente, la porosité augmente également, en balayant une plage allant de 30 à 34%. La porosité est principalement ouverte, ceci signifie que la grande majorité des pores participe à la perméabilité du matériau.

Il est alors possible de comparer cette gamme de porosités à la valeur obtenue pour du frittage de poudre libre (échantillon TTS) : celle-ci vaut 34%. On aurait pu s'attendre à une porosité plus forte que celle des échantillons V700 à V1000, puisque cette poudre n'a pas reçu l'apport d'énergie supplémentaire du faisceau d'électrons. Cependant, la compacité du lit de poudre n'est pas la même dans les deux cas : le dépôt de poudre couche par couche donne lieu à une compacité plus faible. [Xiang et al. \(2016\)](#) ont ainsi modélisé un lit de poudre issu de fabrication additive et ont montré que la compacité obtenue diminue avec l'épaisseur de couche et peut descendre jusqu'à 51% pour une distribution de taille monomodale (soit une porosité de 49%), contre une compacité théorique dans le cas du frittage libre de près de 63%, correspondant à une porosité de 37%. Le passage à l'EBM permet donc de figer une connectivité plus faible que lors du frittage libre de poudre, ce qui ne peut être compensé par le traitement thermique. L'EBM permet donc d'obtenir, à partir de la même poudre, des échantillons plus poreux qu'en frittage libre grâce à la faible compacité du lit de poudre.

Tableau 3-4 : Valeurs de porosité totale et ouverte par pesée hydrostatique pour les diverses vitesses de balayage

	Porosité totale	Porosité ouverte
<b>V700</b>	0,30	0,28
<b>V800</b>	0,31	0,28
<b>V900</b>	0,35	0,35
<b>V1000</b>	0,37	0,36
<b>TTS</b>	0,34	0,33

### C.1.3 : Mesure de perméabilité

Le principe de mesure de perméabilité est donné dans le Chapitre 2, partie B. La Figure 3-15 illustre les courbes de perte de charge des divers échantillons ainsi que de la référence industrielle. Les coefficients caractéristiques de la perméabilité sont synthétisés dans le Tableau 3-5. Plus la vitesse de balayage augmente, plus les pertes de charge diminuent, ce qui est cohérent avec l'évolution de la porosité observée. On remarque également que le comportement des structures poreuses est très linéaire en comparaison des plaques multiperforées.

L'échantillon TTS qui n'a pas été exposé au faisceau d'électrons a un comportement parfaitement linéaire (coefficient de Forchheimer nul) dans ce domaine de vitesses. Il présente des pertes de charge bien



plus importantes que les autres, malgré une porosité proche de celle de l'échantillon V900. On note donc un double effet de la faible compacité du lit de poudre : elle permet d'obtenir des porosités plus faibles, et à même porosité, elle permet d'obtenir des pertes de charge plus faibles, ce qui est favorable à l'élaboration de pièces perméables.

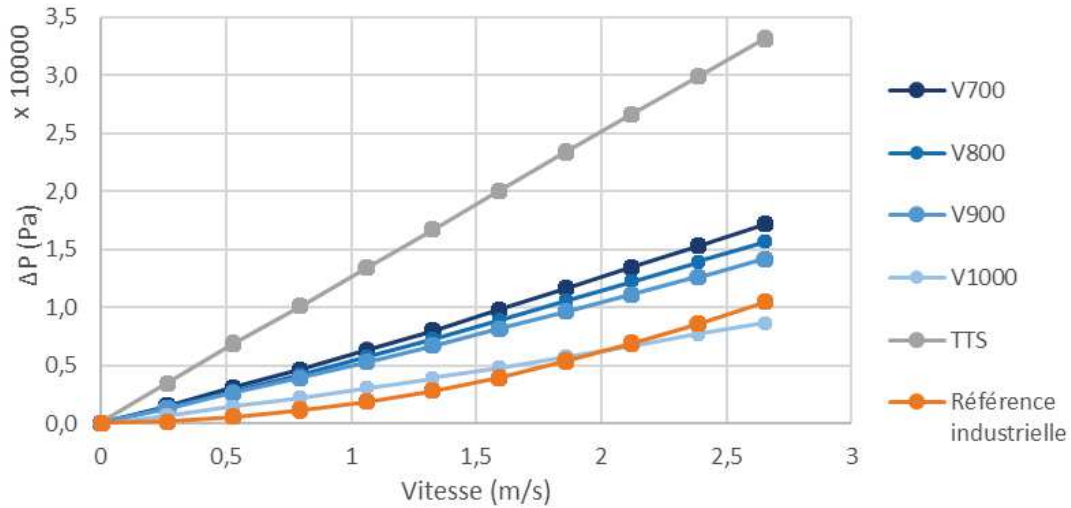


Figure 3-15 : Courbes de perte de charge pour les divers échantillons élaborés et la référence industrielle

Tableau 3-5 : Paramètres caractéristiques de la perméabilité des divers échantillons

Echantillon	Coefficient de Darcy K (m <sup>2</sup> )	Coefficient de Forchheimer (m <sup>-1</sup> )	ΔP pour v = 1 m/s (Pa)
V700	9,4.10 <sup>-12</sup>	9,6.10 <sup>4</sup>	5,9.10 <sup>3</sup>
V800	1,0.10 <sup>-11</sup>	9,0.10 <sup>4</sup>	5,4.10 <sup>3</sup>
V900	1,1.10 <sup>-11</sup>	6,1.10 <sup>4</sup>	5,0.10 <sup>3</sup>
V1000	1,8.10 <sup>-11</sup>	8,3.10 <sup>4</sup>	2,9.10 <sup>3</sup>
TTS	5,2.10 <sup>-12</sup>	/	1,3.10 <sup>4</sup>
Référence industrielle	1,8.10 <sup>-10</sup>	4,8.10 <sup>5</sup>	1,4.10 <sup>3</sup>

Les travaux de [Pinson \(2016\)](#) ont permis de montrer que les matériaux poreux élaborés par frittage de poudre sphérique suivaient une loi d'[Ergun \(1952\)](#) permettant d'exprimer la perméabilité de Darcy et le coefficient de Forchheimer en fonction de paramètres géométriques de la structure poreuse. La loi de Darcy-Forchheimer présentée au Chapitre 2 s'écrit alors :

$$-\frac{\Delta P}{e} = h_k \frac{A^2}{\varepsilon^3} v + h_b \frac{A}{\varepsilon^3} \rho v^2$$

Où A correspond à la surface spécifique du poreux, et  $\varepsilon$  correspond à sa porosité. Les paramètres  $h_k$  et  $h_b$ , dénommés respectivement constante de Kozeny et constante de Burke-Plummer, dépendent de la morphologie de la structure. Dans sa thèse, [Pinson \(2016\)](#) propose une loi permettant de lier ces paramètres à la porosité du poreux.

On obtient alors une relation entre les paramètres caractéristiques de la perméabilité et les paramètres géométriques :



$$K = \frac{\varepsilon^3}{A^2 * h_k} \quad \text{et} \quad \beta_F = \frac{h_b * A}{\varepsilon^3}$$

Pinson (2016) propose une relation permettant d'estimer la valeur des coefficients  $h_k$  et  $h_b$  à partir de la porosité pour des matériaux poreux élaborés à partir de poudre sphérique :

$$h_k = 5,45 + 0,8 * \frac{0,45 - \varepsilon}{\varepsilon^{2,6}} \quad \text{et} \quad h_b = 0,35 + 0,034 * \frac{0,45 - \varepsilon}{\varepsilon^{3,8}}$$

Dans la suite du chapitre, la surface spécifique sera évaluée à partir d'images tomographiées pour deux échantillons, nous pourrons donc comparer les coefficients de perméabilité mesurés à ceux obtenus à l'aide de ces lois.

## C.2 : Micrographies et effet du traitement thermique

### C.2.1 : Défaut de « line order »

La Figure 3-16 illustre la stratégie de balayage ainsi qu'une macrographie de l'échantillon V700, le plus consolidé, suite à un dépoudrage très érosif au *blaster*, c'est-à-dire un jet d'air comprimé contenant de la poudre issue de l'EBM. On observe un défaut périodique : un plan parallèle à la direction d'élaboration où la consolidation est plus faible que dans le reste de l'échantillon. L'espacement entre ces plans correspond à 15 passages de faisceau : il s'agit donc d'un défaut dû au paramètre « line order » imposé pour limiter l'accumulation de chaleur entre deux passages consécutifs du faisceau et décrit en partie B.3. En effet, lors de la première série de passages du faisceau, le lit de poudre est à 700°C environ. Lors des séries suivantes, le faisceau balaye des segments avoisinant des zones récemment balayées, et donc à plus haute température. A partir de la deuxième série de passages la poudre profite donc de cet apport supplémentaire d'énergie et est davantage consolidée. Nous verrons dans la partie suivante que le traitement thermique permet de limiter ce défaut.

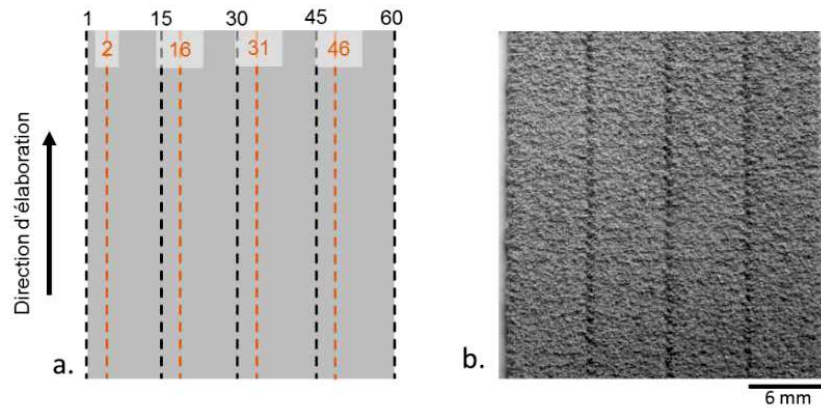


Figure 3-16 : Mise en évidence du défaut de « line order » : a) schéma décrivant la stratégie de balayage et b) macrographie de l'échantillon V700 avant traitement thermique, suite à un dépoudrage très érosif.

### C.2.2 : Micrographies optiques

Les échantillons obtenus sont enrobés et polis au papier SiC, puis à la pâte diamantée, jusqu'au quart de micron. La Figure 3-17 présente des micrographies optiques des échantillons obtenus avant et après traitement thermique, dans le plan des couches. Comme vu précédemment, lorsque la vitesse de balayage diminue, la porosité augmente. Ces échantillons sont constitués d'amas de poudre fondue entremêlés de grains de poudre infondus. La plage de morphologies balayée est large : l'échantillon le plus consolidé présente principalement des amas fondus tandis que l'échantillon le plus poreux est principalement constitué de grains de poudre sphériques infondus.

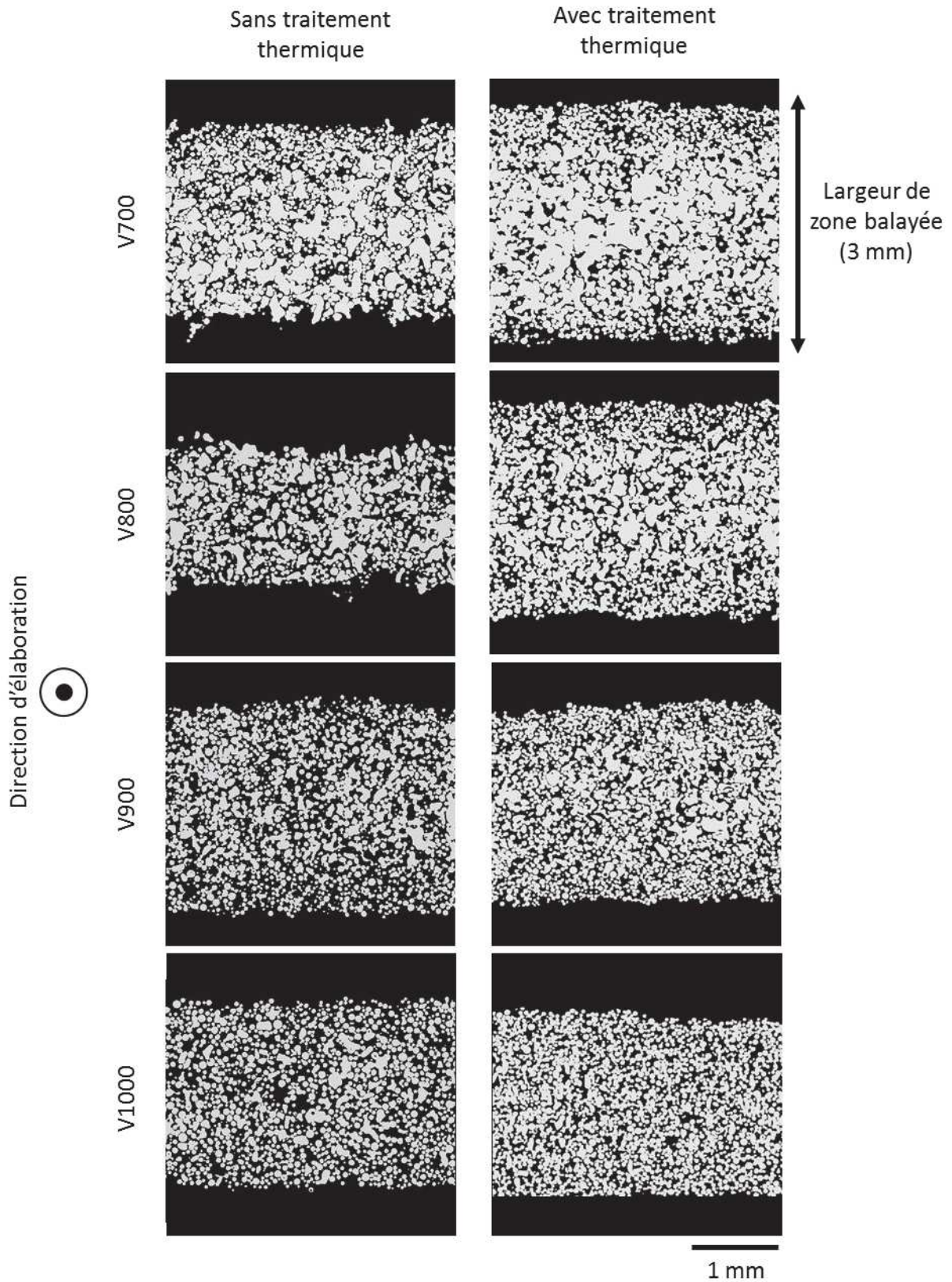


Figure 3-17 : Micrographies des divers échantillons sans et avec traitement thermique, dans le plan des couches.

On observe également un gradient de porosité dans l'épaisseur des plaques : le cœur est plus dense que les parois externes, cet effet montre la forte sensibilité du procédé à l'histoire thermique. En effet, la poudre au cœur de la pièce bénéficie de l'accumulation de chaleur des zones avoisinantes, tandis que les

surfaces extérieures sont entourées des zones plus froides, non balayées par le faisceau. Cet effet est particulièrement visible sur les échantillons les plus denses, pour lesquels l'apport énergétique des zones fondues par rapport au lit de poudre est plus marqué. Dans la suite du chapitre on parlera de « peaux » pour décrire ces zones en surface peu consolidées et de « cœur » pour les zones internes des plaques. Ces peaux peu consolidées expliquent également les écarts d'épaisseur des plaques obtenues, qui dépend de l'érosion due au dépoudrage. L'échantillon V800 avant traitement thermique est particulièrement érodé suite à un dépoudrage au blaster.

La Figure 3-18 illustre deux micrographies plus élargies de deux échantillons V700 avant et après traitement thermique. Dans le premier cas, on reconnaît le défaut de « line order » décrit précédemment et qui apparaît comme une ligne à forte porosité perpendiculaire à la plaque. Suite au traitement thermique, ce défaut semble atténué et n'est plus visible sur les micrographies. Le traitement thermique a donc pour double effet de consolider les échantillons et de limiter le défaut de « line order ». Nous verrons cependant dans la partie 2 de ce chapitre que ces zones restent plus fragiles et peuvent être sujettes à l'apparition de fissures.

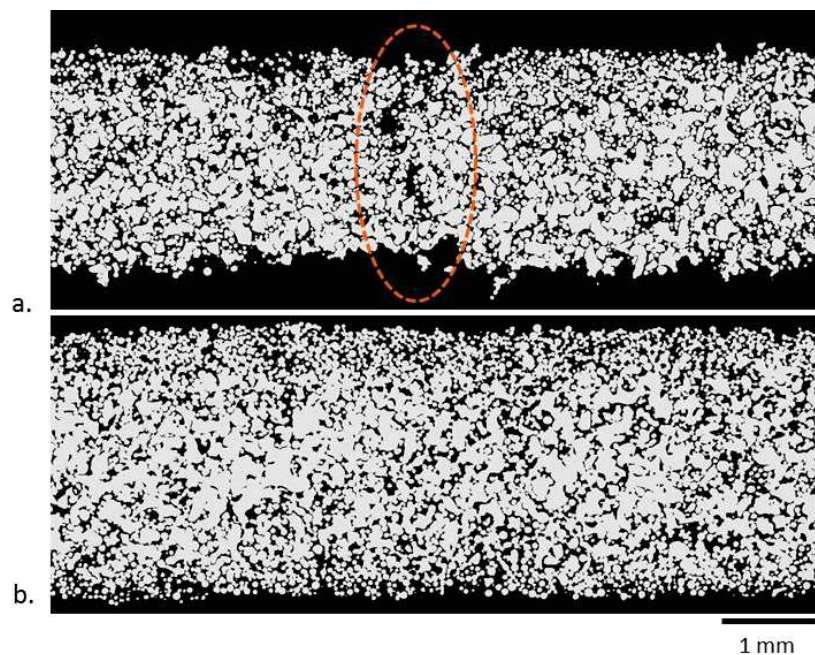


Figure 3-18 : Micrographies de deux échantillons V700 a) avant et b) après traitement thermique dans le plan des couches. En orange : défaut de « line order ».

### C.2.3 : Microstructure : effet du traitement thermique

La Figure 3-19 présente des micrographies illustrant la microstructure de l'échantillon V1000 avant et après traitement thermique. Dans le premier cas, on observe une forte concentration de lamelles  $\alpha$  très fines, de taille inférieure au micron, ce qui est dû au refroidissement très rapide inhérent au procédé. La microstructure est homogène, aussi bien dans les grains circulaires, que dans les amas fondus. Le traitement thermique a fortement modifié la microstructure : suite à une forte coalescence, les lamelles sont de taille bien plus importante. De plus, la température de 1200°C se trouvant au-dessus du transus  $\beta$ , la proportion de lamelles a diminué.

## C.3 : Analyse de la morphologie par tomographie X

### C.3.1 : Mesures de porosité et surface spécifique

Afin de caractériser plus finement les structures obtenues, les échantillons à V900 et V1000 après traitement thermique ont été imagés en tomographie aux rayons X au SIMaP grâce à l'équipement EasyTom XL150-160 de RXSolutions. Le volume de l'échantillon est de 1 x 1 x 3 mm et le volume scanné est de 760



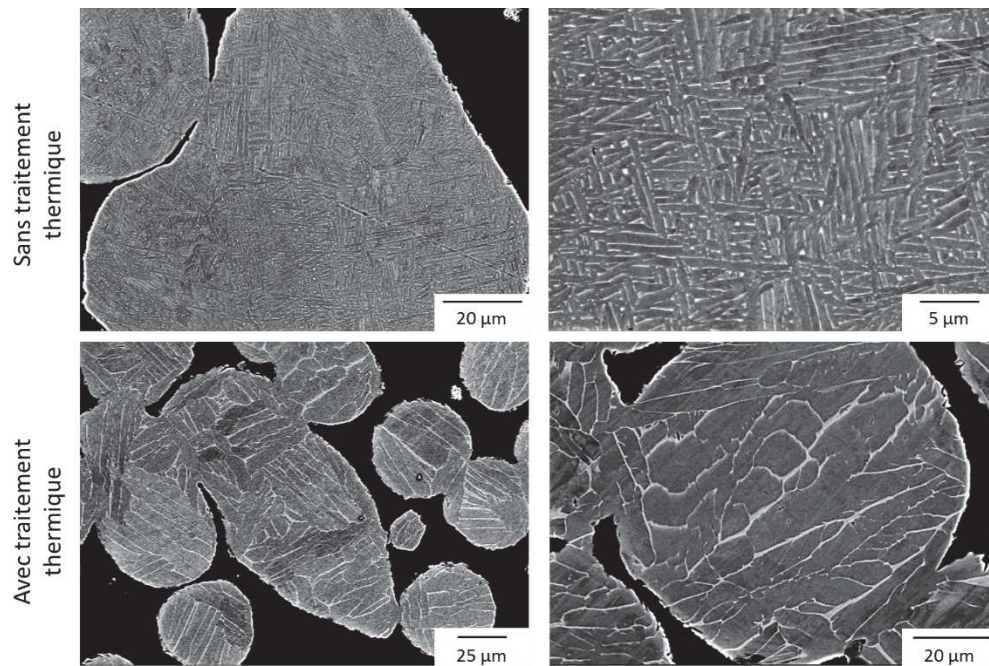
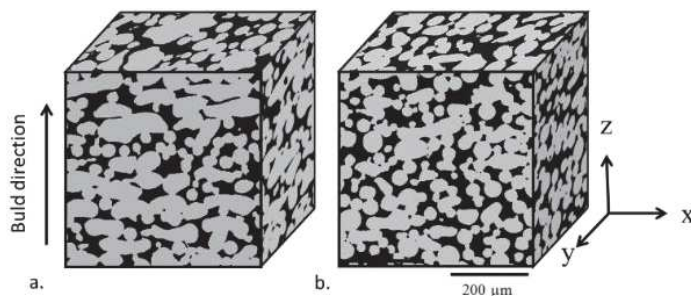


Figure 3-19 : Micrographies MEB (en électrons rétrodiffusés) de l'échantillon V1000 sans traitement thermique (en haut) et avec traitement thermique (en bas).

µm<sup>3</sup> avec une résolution de 1,90 µm. La Figure 3-20 (a) et (b) présente une reconstruction des volumes obtenus.

La porosité et la surface spécifique ont été mesurées par analyse d'images sur ces volumes, les valeurs sont synthétisées dans la Figure 3-20 c. La porosité obtenue est principalement ouverte, avec moins de 0,1% de porosité fermée dans le matériau. Ces valeurs peuvent être comparées aux mesures par pesée hydrostatique, qui pour rappel valent 0,35 pour V900 et 0,37 pour V1000. On constate que si les valeurs obtenues sont proches, la porosité mesurée à l'eau est cependant légèrement plus élevée que celle mesurée par tomographie aux rayons X. Cela peut être dû au fait que le volume tomographié a été prélevé au cœur de la plaque, dans la zone la plus dense, tandis que la mesure à l'eau a été réalisée sur une section de plaque où les surfaces extérieures sont moins consolidées.

A titre de comparaison, un matériau commercial obtenu par frittage de poudre de forme irrégulière (Poral®, grade 60) présente une porosité plus importante (44%) et une surface spécifique deux fois plus faible (18 mm<sup>-1</sup>). Ceci peut être expliqué par la taille plus importante de la poudre utilisée (600 µm).



Matériau	Porosité totale	Surface spécifique (mm <sup>-1</sup> )
V900	0,33	45
V1000	0,36	45

Figure 3-20 : Volumes tomographiés des échantillons après traitement thermique a) V900 et b) V1000 ; c) porosité et surface spécifique mesurées.

Grâce à ces mesures de surface spécifique et les mesures de porosité par pesée hydrostatique, il est possible de calculer le coefficient de perméabilité de Darcy et le coefficient de Forchheimer attendus, d'après

les travaux de [Pinson \(2016\)](#) décrits en partie C.1.3. Le Tableau 3-6 compare les valeurs mesurées expérimentalement et estimées à partir de la porosité et de la surface spécifique. Pour le coefficient de perméabilité de Darcy, les perméabilités estimées sont plus faibles d'un ordre de grandeur que celles mesurées, mais on retrouve la même tendance : V900 est moins perméable que V1000. Les différences observées peuvent être liées au fait que la morphologie obtenue n'est pas celle d'un matériau élaboré par frittage conventionnel, de par la présence d'amas fondus. De plus, comme étudié dans le prochain paragraphe, ces amas présentent également une anisotropie. Les lois permettant de relier les coefficients  $h_k$  et  $h_b$  développées par [Pinson \(2016\)](#) nécessiteraient donc d'être adaptées à cette morphologie.

Tableau 3-6 : Comparaison des coefficients caractéristiques de perméabilité mesurés et calculés à partir des travaux de [Pinson \(2016\)](#).

Echantillon	Perméabilité de Darcy (m <sup>2</sup> )		Coefficient de Forchheimer (m <sup>-1</sup> )	
	Mesurée	Calculée	Mesuré	Calculé
<b>V900</b>	1,1.10 <sup>-11</sup>	3,2.10 <sup>-12</sup>	6,1.10 <sup>4</sup>	5,6.10 <sup>5</sup>
<b>V1000</b>	1,8.10 <sup>-11</sup>	4,0.10 <sup>-12</sup>	8,3.10 <sup>4</sup>	4,2.10 <sup>5</sup>

### D.3.2 : Mise en évidence de l'anisotropie de la structure interne

Visuellement, on observe une certaine anisotropie des amas de poudre fondue dans le plan xz, où il semble y avoir une direction préférentielle selon l'axe x. Celle-ci a pu être quantifiée par analyse d'images sur le logiciel ImageJ.

Dans un premier temps, le volume tomographié est binarisé et découpé en une suite d'images dans les trois directions de l'espace. Puis, afin de mettre en évidence l'anisotropie des amas de poudre fondue, les grains de poudre correspondant aux formes circulaires sont segmentés et filtrés. Pour cela, on effectue une segmentation de ces images grâce à un algorithme de Watershed ou « ligne de partage des eaux » ([Soille et Ansoult 1990](#)).

Le fonctionnement de l'algorithme de base est illustré en Figure 3-21. A partir de l'objet à segmenter, l'algorithme dresse une « carte des distances » correspondant à la distance pour tout pixel de l'objet de la frontière la plus proche. Puis, il identifie les maxima locaux correspondant aux centres des objets à segmenter. Enfin il opère une dilatation à partir de ces maxima jusqu'à atteindre une frontière de l'objet ou à rentrer en contact avec une autre zone de dilatation. La frontière de ces zones de dilatation correspond à la frontière entre objets segmentés. Cet algorithme fonctionne très bien pour des objets convexes qui ne se superposent pas trop.

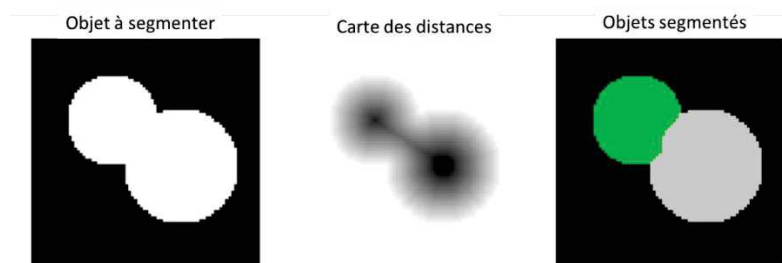


Figure 3-21 : Fonctionnement schématisé de l'algorithme de segmentation de Watershed (« Watershed segmentation » 2017)

Pour des objets de forme plus irrégulière, comme ceux rencontrés dans nos échantillons, il entraîne une sur-segmentation. C'est pourquoi un algorithme de Watershed modifié correspondant à la fonction « Watershed Irregular Features » du plugin « Biovoxxel Toolbox » a été appliqué. Son fonctionnement est décrit en Figure 3-22 : l'image représentée est issue du volume tomographié de V900. Cette fonction effectue, en parallèle de l'algorithme de Watershed classique, un certain nombre d'érosions sur l'image de

base. Puis il ne garde les frontières issues du Watershed que si elles correspondent à des zones où il n'y plus de matière dans l'image érodée. Plus le nombre d'érosions est important, et plus la phase étudiée est fractionnée. Dans cette étude, ce paramètre est choisi visuellement de façon à ne pas fragmenter les amas fondus et correspond aux paramètres illustrés en Figure 3-22.

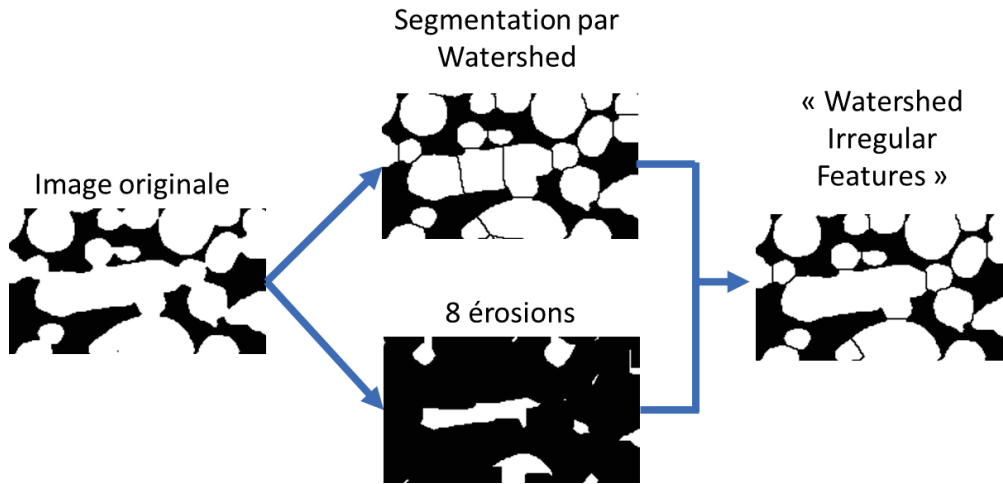


Figure 3-22 : Schéma expliquant le fonctionnement de la fonction « Watershed Irregular Features »

Suite à cette étape de segmentation, les objets sont filtrés par l'intermédiaire d'un critère de sphéricité défini comme :

$$C = 4\pi \frac{\text{Aire}}{\text{Perimètre}^2}$$

Ce critère vaut 1 pour un cercle parfait, il est inférieur à 1 sinon. On choisit ici un critère de  $C < 0,8$  pour éliminer les grains de poudre infondus. On élimine également les objets en contact avec le bord l'image qui pourraient être tronqués. Enfin, chaque objet retenu est approché par une ellipse via l'outil « Fit Ellipse », on obtient alors des statistiques sur l'angle  $\gamma$  entre le grand axe des ellipses et l'horizontale de l'image. La stratégie globale est illustrée en Figure 3-23.

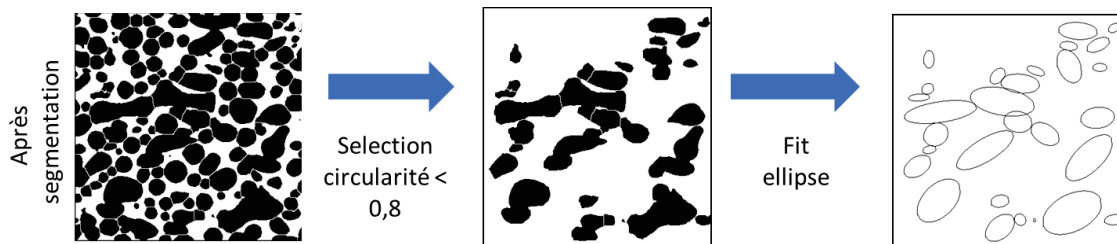


Figure 3-23 : Schéma décrivant la stratégie d'analyse d'images permettant de mettre en évidence l'anisotropie des amas de poudre fondue.

La Figure 3-24 illustre des micrographies de l'échantillon V900 dans les trois directions de l'espace (a). Elle présente également l'histogramme de la fraction d'objets en fonction de l'angle  $\gamma$  pour les trois directions de l'espace, dans le cas de (b) V900 et de (c) V1000. Pour l'échantillon V900, une quatrième courbe correspond au résultat obtenu en appliquant la même méthode sur une image obtenue par microscopie optique. Malgré un nombre d'objets plus faible, on observe la même tendance qu'en tomographie. Pour les deux échantillons, les observations sont semblables : deux plans présentent une forte anisotropie (plans yz et xz), tandis que le troisième (plan xy), correspondant au plan des couches, est isotrope. L'angle de forte fréquence est de  $90^\circ$ , ce qui signifie que ces amas fondus sont principalement bidimensionnels et correspondent à des formes étendues dans le plan des couches de poudre. Ils s'apparentent donc aux piscines de fusion, souvent plus étendues latéralement que profondes.



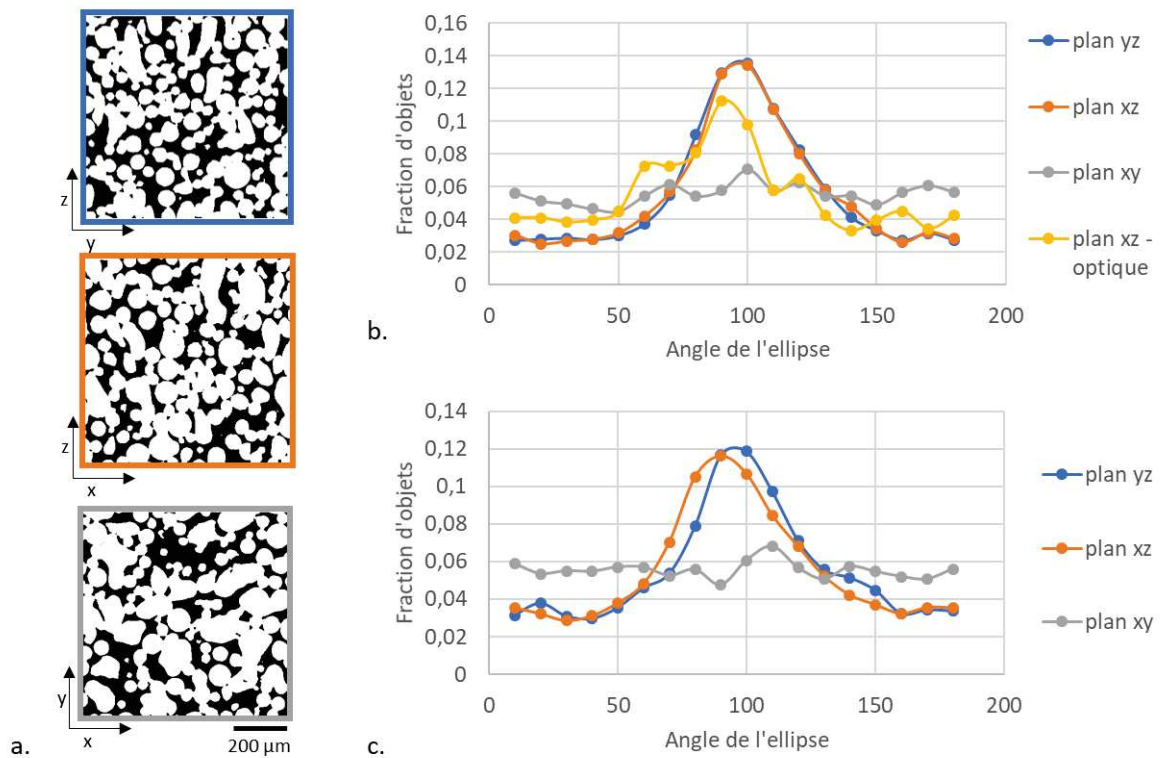


Figure 3-24 : a) Vues de l'échantillon V900 tomographié selon les 3 directions de l'espace ; histogramme des objets en fonction de l'angle de l'ellipse mesuré par analyse d'images pour l'échantillon : a) V900 et b) V1000.

Cette anisotropie peut permettre de moduler la perméabilité dans une direction dans l'espace par rapport aux autres. Selon l'application recherchée, il peut donc être intéressant de réfléchir au positionnement de l'objet à construire vis-à-vis du plan des couches pour favoriser une perméabilité dans une direction particulière. Dans notre cas, les plaques ayant été construites verticalement, la perméabilité a été testée dans le plan yz, qui serait donc la direction de plus forte perméabilité.

Ainsi, il a été montré que l'EBM permet d'élaborer des plaques microporeuses en contrôlant leurs propriétés. Pour décrire plus précisément la morphologie des structures obtenues, il est intéressant de chercher à comprendre les mécanismes qui ont lieu durant leur élaboration. La partie suivante vise à mettre en place une stratégie d'analyse d'image basée sur une cartographie EBSD permettant de localiser et de quantifier les zones fondues et infondues. Celle-ci pourra ensuite être utilisée pour mettre en évidence l'effet du traitement thermique et étudier plus précisément les variations observées dans l'épaisseur de la plaque. L'objectif est, in fine, de relier la porosité et la perméabilité des plaques obtenues à leur morphologie interne.

## D : Mise en place d'une stratégie basée sur la cristallographie pour localiser les zones fondues et infondues

### D.1 : Mécanisme de fusion partielle

Körner et al. (2011) ont simulé numériquement l'effet du passage d'un faisceau laser sur le lit de poudre en deux dimensions. La Figure 3-25 illustre la formation d'un cordon de matière pour une faible énergie linéique : on observe alors la fusion de certains grains de poudre en amas, la taille de ces amas dépendant de l'énergie apportée. Lorsque le bain fondu mouille correctement le lit de poudre, des connexions sont créées entre zones fondues et grains de poudre sous-jacents, dans la situation contraire on observe le défaut de balling décrit précédemment. Cette structure modélisée est morphologiquement très proche de celles étudiées dans le cadre de ce chapitre.

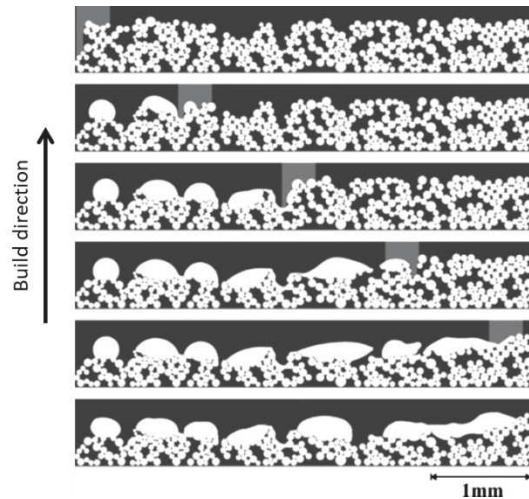


Figure 3-25 : Evolution temporelle simulée de la morphologie du cordon de matière fondue pendant le balayage, pour une faible énergie linéique (Körner, Attar, et Heinel 2011)

Les gros amas de forme irrégulière tels que ceux analysés pour mettre en avant l'anisotropie peuvent donc être considérés fondus, tandis que les formes circulaires peuvent être considérées comme des grains de poudre infondus.

Lorsqu'on analyse de plus près la microstructure, on observe que les zones fondues et infondues sont imbriquées : la Figure 3-26 présente une micrographie de l'échantillon V900 avant traitement thermique suite à une attaque chimique au réactif de Kroll. Par exemple, la zone verte semble indiquer la frontière d'un grain de poudre englobé dans un agglomérat fondu, celui-ci étant relié à deux grains de poudre (zones orange et jaune). La microstructure aux interfaces de ces grains reproduit parfaitement leur ancienne surface. Il ne peut s'agir de mécanismes de frittage entre grains de poudre, car le temps passé à haute température est trop faible pour déclencher des mécanismes de diffusion. Ces grains de poudre ont donc probablement été mouillés par des zones fondues environnantes, comme on peut le voir dans les simulations de Körner et al (2011), ou ont pu fondre seulement en surface, comme proposé par Gu et al (2008). S'il est donc difficile par un seul critère morphologique de localiser les zones fondues et infondues, la microstructure apporte donc des indices quant à la fusion de particules. C'est pourquoi une stratégie basée sur l'analyse de la microstructure par EBSD a été mise en place pour localiser les zones fondues et infondues.

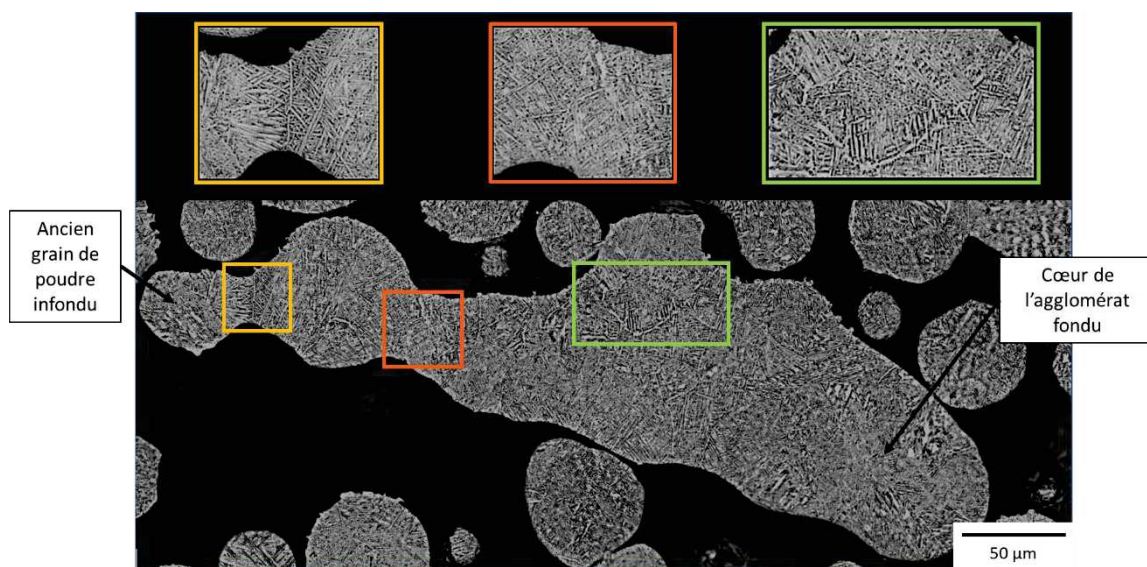


Figure 3-26 : Micrographie optique de l'échantillon V900 avant traitement thermique après attaque chimique au réactif de Kroll : mise en évidence de zones fondues et de grains de poudre infondus.

## D.2 : Principe de l'analyse d'images basée sur une cartographie EBSD

La proportion de zones fondues et infondues a donc été déterminée par analyse d'images sur le logiciel ImageJ, dans une démarche proche de l'analyse d'anisotropie décrite précédemment. Les objets sont séparés les uns des autres par la fonction « Watershed Irregular Features » décrite précédemment. Puis, les objets sont séparés selon un critère de circularité : les objets les plus circulaires sont considérés comme des grains de poudre infondus, tandis que les moins circulaires sont considérés comme fondus. La Figure 3-27 représente les proportions de matière fondue et frittée pour 1,8 et 50 érosions d'une image donnée. On voit qu'il est difficile de déterminer visuellement le caractère fondu ou infondu des zones entourées en pointillés.

C'est pourquoi un critère cristallographique a été déterminé : si un joint de grain  $\beta$  existe entre deux particules, alors on peut considérer qu'il est le vestige de l'ancienne surface des grains de poudre et que ceux-ci n'ont pas été fondus. S'il n'existe pas, on peut considérer qu'il y a eu fusion.

L'objectif est alors d'effectuer une cartographie EBSD sur un grand champ et de recalculer les paramètres d'analyse d'images pour qu'ils reproduisent au mieux la répartition de zones fondues et infondues. Une fois ces paramètres validés, l'objectif est de les appliquer à des images grand champ obtenues par microscopie optique.

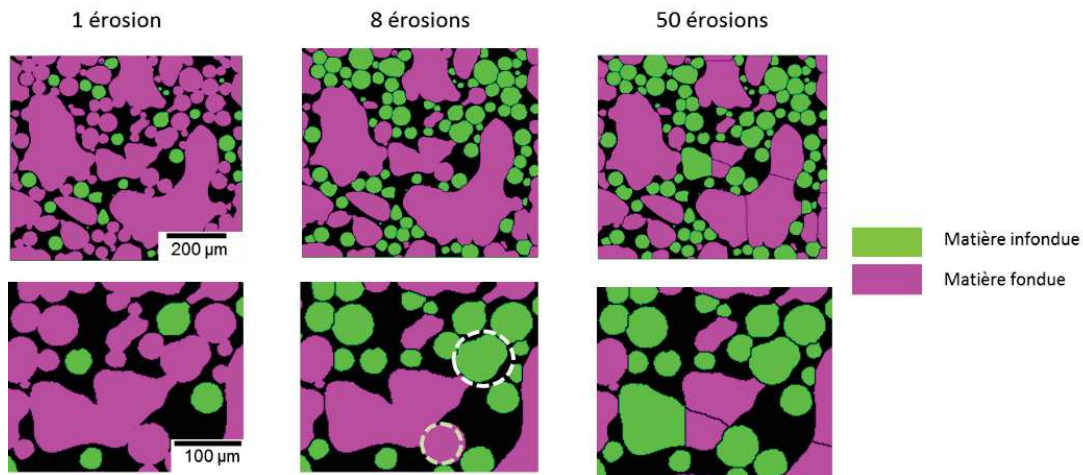


Figure 3-27 : Résultats d'analyse d'image pour divers paramètres de l'algorithme de Watershed sur l'échantillon V900 avant traitement thermique. En pointillés : zones difficiles à discriminer visuellement.

Cependant, la phase  $\beta$  est pratiquement inexistante dans ces échantillons, elle n'a pas pu être détectée par des essais préliminaires d'EBSD. C'est pourquoi une voie détournée de mise en évidence des joints de grain  $\beta$  à partir de la cristallographie des lamelles  $\alpha$  a été mise en place. Cette technique est décrite précisément par [Germain et al. \(2007\)](#) et [Gey et al. \(2003\)](#). Elle se base sur le fait que toutes les lamelles de phase  $\alpha$  issues d'un même grain  $\beta$  ont des désorientations cristallographiques déterminées entre elles et qui respectent la relation d'orientation de Burgers ([Burgers 1934](#)). Celles-ci sont synthétisées dans le Tableau 3-7.

Il est alors possible de reconstruire les anciens joints de grain  $\beta$  en fusionnant les lamelles voisines ayant une de ces désorientations précises entre elles, avec une tolérance de  $5^\circ$  en angle. La Figure 3-28 présente une cartographie EBSD des lamelles  $\alpha$  et la reconstruction des joints de grain  $\beta$  par cette méthode, pour l'échantillon V900 avant traitement thermique. Par cette technique, il est possible de déterminer que la zone entourée en rouge a fondu puisqu'il n'y a pas de joint de grain entre particules. Le paragraphe suivant traite de la mise au point des paramètres d'analyse d'image pour qu'ils reproduisent au mieux les résultats d'une cartographie EBSD.



Tableau 3-7 : Désorientations cristallographiques possibles entre lamelles  $\alpha$  provenant du même grain primaire  $\beta$ , suivant la relation de Burgers.

Angle	Axe
60,0°	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$
60,8°	$\langle \bar{1},377; \bar{1}; 2,377; 0,359 \rangle$
63,3°	$\langle \bar{1}0; 5; 5; \bar{3} \rangle$
90,0°	$\langle 1; \bar{2},38; 1,38; 0 \rangle$
10,5°	$\langle 0001 \rangle$

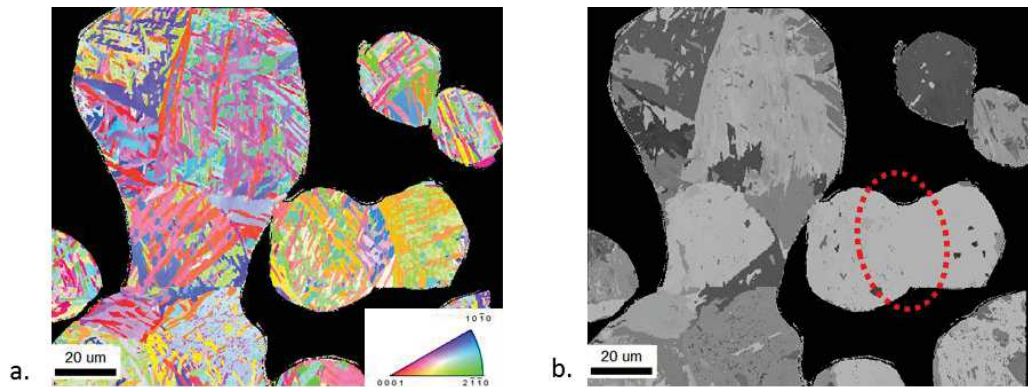


Figure 3-28 : a) Cartographie EBSD IPF selon l'axe [001] des lamelles  $\alpha$  sur l'échantillon V900 avant traitement thermique ; b) Reconstruction des joints de grain  $\beta$  : la zone rouge est fondue

### D.3 : Détermination des paramètres d'analyse d'images optimaux

Un champ de 1 mm x 1,5 mm a été cartographié par EBSD. Un pas de 2  $\mu\text{m}$  a été choisi, ce qui correspond à la largeur moyenne des lamelles : il s'agit donc du pas permettant de mesurer la cristallographie des lamelles tout en minimisant le temps de balayage (près de deux jours). Cette cartographie, présentée en Figure 3-29, a été effectuée sur l'échantillon V900 avant traitement thermique, dont la morphologie est considérée comme intermédiaire dans la gamme d'échantillons élaborés. On fera par la suite l'hypothèse que les morphologies des autres échantillons sont proches de celui-ci, ce qui nous permettra de leur appliquer les mêmes paramètres d'analyse d'images. Cette étude a été menée sur le plan des couches, l'effet de l'anisotropie sur les résultats obtenus est développé en partie E.3.

Dans un premier temps, on établit « l'image de référence », la méthodologie est représentée en Figure 3-29. Pour cela, comme décrit précédemment, les anciens grains  $\beta$  sont reconstruits à partir des désorientations cristallines des lamelles  $\alpha$ . Puis, l'image est binarisée de façon à séparer matière et vide, et segmentée manuellement aux interfaces où se trouvent des joints de grain. Puis, le critère de circularité est appliqué et on obtient ainsi les « cartes de référence » des objets fondus et frittés.

L'étape suivante consiste à segmenter l'image binarisée par la fonction « Watershed Irregular Features » décrite précédemment et à mesurer l'erreur commise par rapport aux cartes de référence. Pour cela, divers nombres d'érosions sont testés. Puis, par application du critère de circularité, on obtient les cartographies de zones fondues et frittées. On mesure alors l'erreur surfacique par rapport à l'image de référence :

$$Err = \frac{\text{Surface totale des objets dans la catégorie erronée}}{\text{Surface totale des objets de l'image}}$$

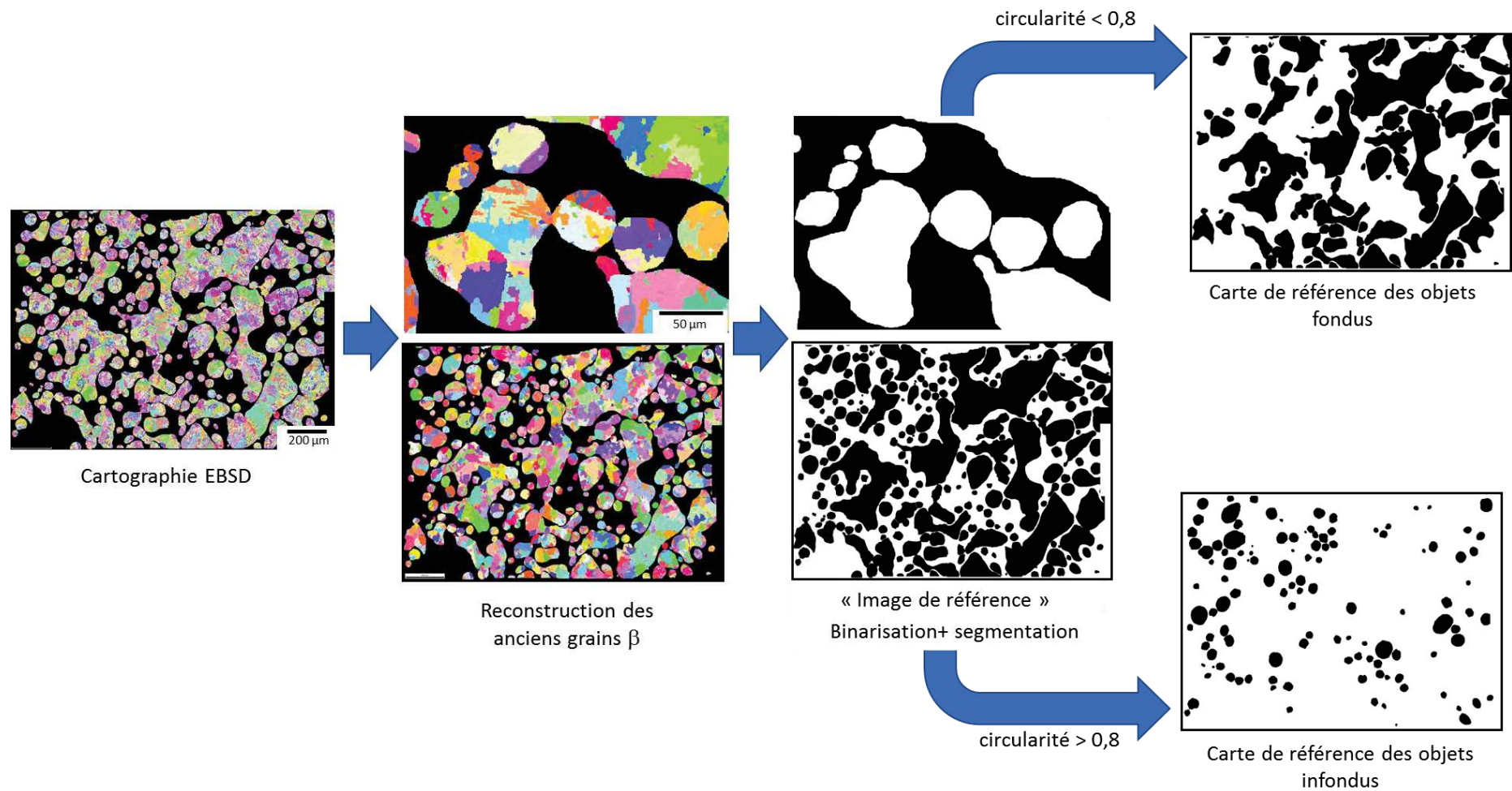


Figure 3-29 : Schéma de la méthodologie permettant, à partir de l'image EBSD, d'obtenir les cartes de référence des objets fondus et infondus

La courbe en Figure 3-30 représente l'évolution de l'erreur commise par l'analyse d'images en fonction du nombre d'érosions, qui correspond à la surface des objets blancs rapporté à la surface totale des objets blancs et bleus. Sans aucun cycle d'érosion, l'erreur est importante : la phase solide étant quasiment percolante, l'analyse d'images ne permet pas de détecter les objets sphériques correspondant aux grains de poudre infondus. Puis, l'erreur diminue et ce jusqu'à atteindre un optimum de 2%. Pour de plus importants nombres de cycles, l'erreur augmente à nouveau et atteint un palier. En effet, si on segmente plus que nécessaire, on découpe les formes irrégulières. Celles-ci sont tout de même classées dans la catégorie de matière fondue par le critère de sphéricité, ce qui limite l'erreur finale mesurée. Il est donc préférable d'imposer un nombre d'érosions trop important plutôt que trop faible.

Ainsi, en adaptant les paramètres d'analyse d'images, il est possible de reproduire le critère cristallographique avec une erreur de 2%. Dans la suite de ce chapitre, cette méthodologie sera appliquée à diverses micrographies afin de caractériser au mieux les morphologies obtenues et de mettre en évidence l'effet des paramètres d'élaboration sur les structures obtenues.

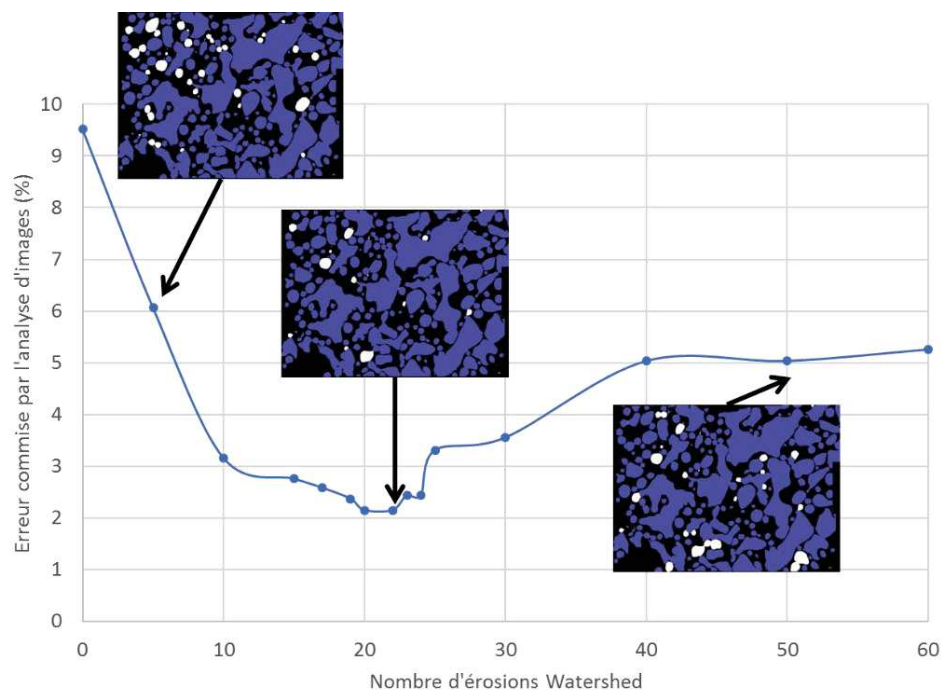


Figure 3-30 : Evolution de l'erreur commise par l'analyse d'image en fonction du nombre d'érosions utilisé dans la fonction « Watershed Irregular Features ». Les images illustrent en blanc (en bleu) les objets qui ont été classés dans la mauvaise (bonne) catégorie par l'analyse d'image.

## E : Etude de la morphologie des plaques microporeuses à travers la localisation des zones fondues

Dans cette partie, la technique développée précédemment sera utilisée pour mettre en évidence l'effet de la vitesse de balayage et du traitement thermique sur la morphologie de plaques poreuses obtenues. L'effet de l'anisotropie sur les proportions de zones fondues et infondues sera exploré, puis l'analyse d'image nous permettra d'étudier plus précisément les variations de morphologie observées dans l'épaisseur des plaques. Enfin, le lien entre propriétés macroscopiques (porosité, perméabilité) et proportion de matière fondue sera mis en évidence.

### E.1 : Effet de la vitesse de balayage

L'analyse d'images décrite dans la partie précédente a été appliquée aux divers échantillons avant traitement thermique pour évaluer la quantité de zones fondues et les localiser. La Figure 3-31 présente les



cartographies obtenues pour les échantillons avant traitement thermique : sont représentées en magenta les zones fondues et en vert les grains de poudre infondus. En globalité, la proportion de matière fondue diminue avec la vitesse de balayage, comme le montre l'histogramme en Figure 3-32a, et ce de manière progressive. On peut également mesurer la surface moyenne des objets fondus (cf. Figure 3-32b) : on observe une tendance comparable. Plus la vitesse de balayage augmente, plus la proportion de matière fondue diminue et plus les amas fondus sont de petite taille. A noter qu'on fait l'hypothèse dans toute cette partie que l'étude sur des images 2D peut rendre compte de la réalité 3D.

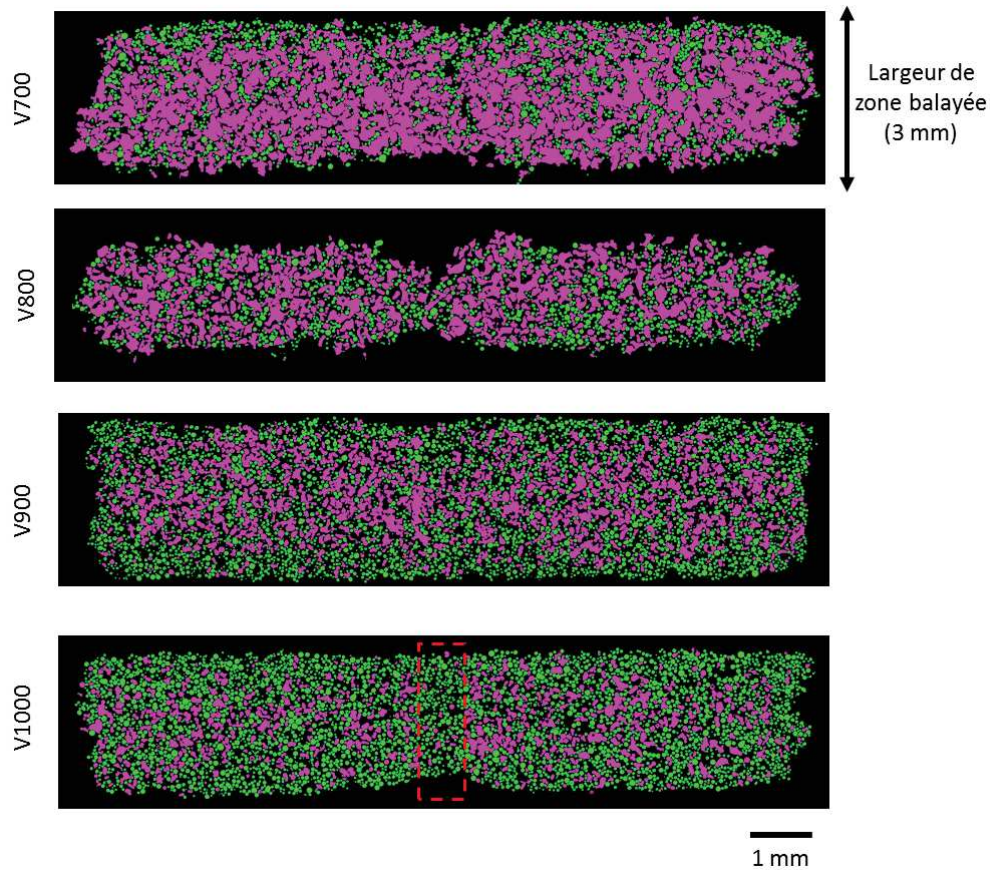


Figure 3-31 : Cartographies des zones de matière fondue (magenta) et infondue (vert) pour les divers échantillons avant traitement thermique.

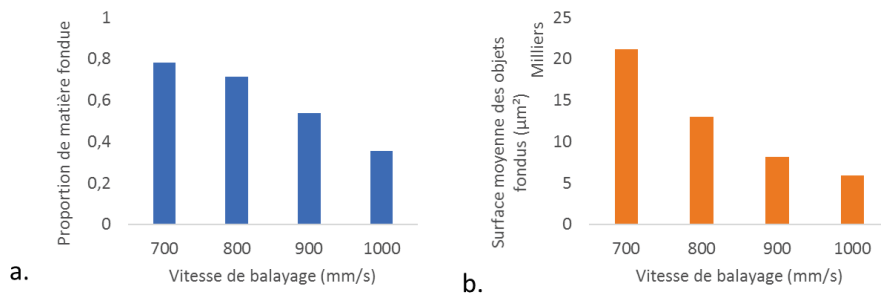


Figure 3-32 : Histogrammes représentant a) la proportion moyenne de matière fondue et b) la surface moyenne des objets fondus en fonction de la vitesse de balayage pour les divers échantillons avant traitement thermique.

On observe pour les échantillons V900 et V1000 une proportion de zones fondues et infondues homogène au cœur des plaques, tandis que la surface est recouverte d'une fine couche de matière principalement infondue qui correspond aux peaux décrites précédemment. Celle-ci est due à la différence d'histoire thermique entre le cœur des plaques et les parois entourées de poudre moins chaude, ayant

simplement subi l'étape de « pré-chauffage ». Les échantillons V700 et V800 ont été dépoutrés au blaster, cet effet est donc moins visible. Ces cartographies révèlent également le défaut de « line order » : on observe un plan de forte concentration de poudre infondue, notamment dans l'échantillon V1000 (encadré en rouge).

## E.2 : Effet du traitement thermique

La première colonne de la Figure 3-33 présente la distribution de matière fondue et infondue des échantillons V700 à V1000 après traitement thermique en utilisant les paramètres d'analyse d'image établis précédemment. Les valeurs moyennes sont présentées en Figure 3-34.

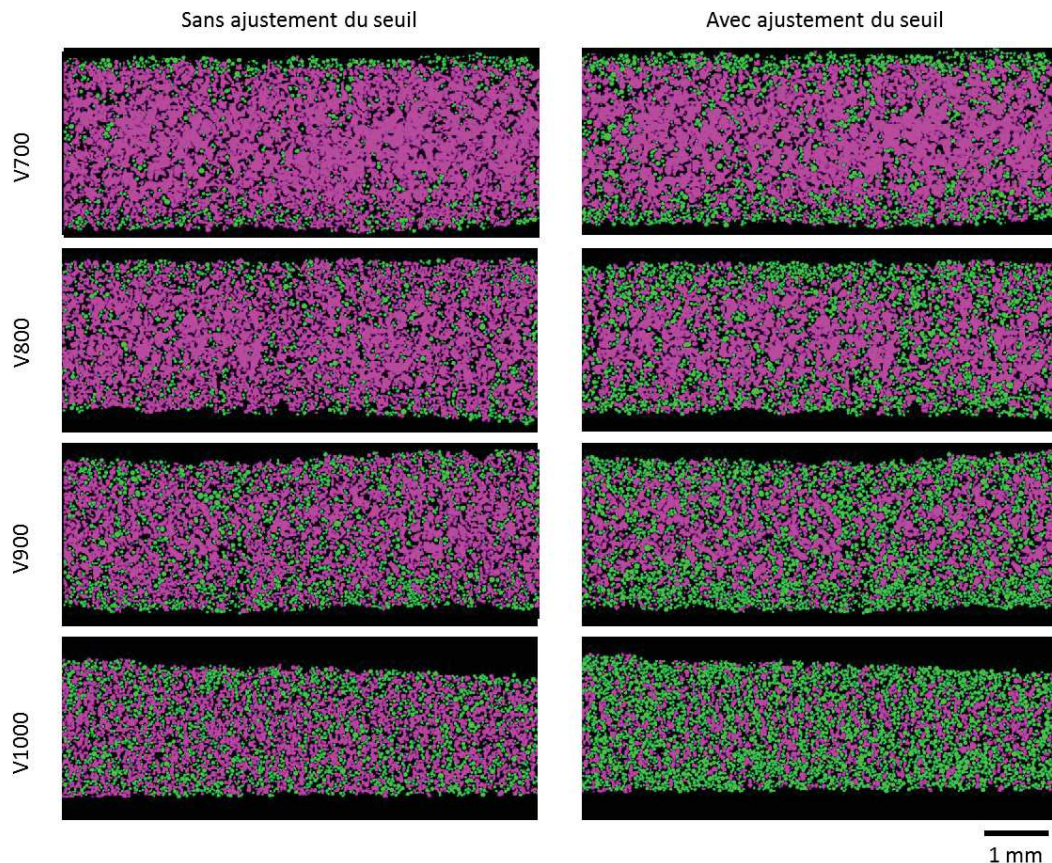


Figure 3-33 : Cartographies des zones de matière fondue (magenta) et infondue (vert) pour les divers échantillons après traitement thermique, avec et sans ajustement du seuil de segmentation.

Les cols entre particules ayant grossi lors du traitement thermique, la phase solide est moins segmentée. La proportion de matière fondue est donc fortement surestimée par rapport aux résultats avant traitement thermique. Cependant, en augmentant le seuil de segmentation, il est possible de contrer cet effet et de retrouver des valeurs plus cohérentes, comme illustré sur la colonne de droite de la Figure 3-33 et dans l'histogramme de la Figure 3-34. La variation de seuil nécessaire permet également de déterminer que le traitement thermique appliqué entraîne un grossissement du diamètre des cols de 8  $\mu\text{m}$ . Cette valeur est issue d'une analyse sur images 2D donc certainement sous-estimée par rapport à la valeur réelle en trois dimensions.

Cet ajustement de seuil permet donc d'analyser des échantillons consolidés par traitement thermique tout en obtenant l'information du mécanisme ayant lieu dans l'EBM seul.



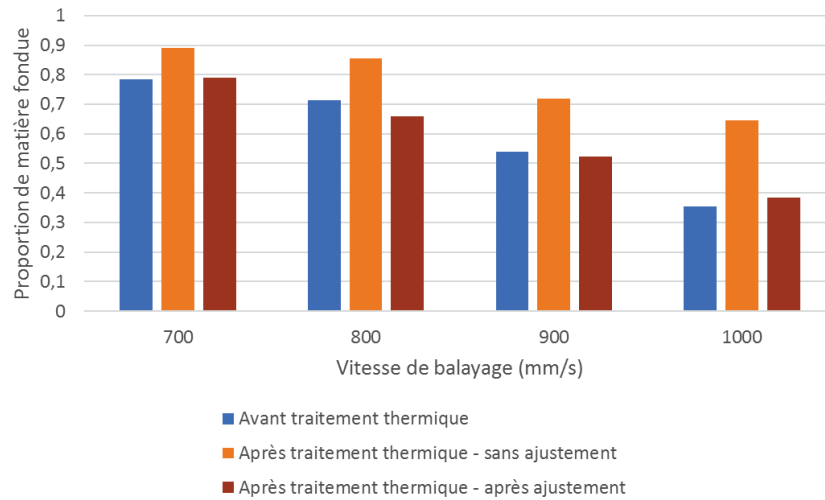


Figure 3-34 : Histogramme comparant les proportions de matière fondue moyennes avec et sans ajustement du seuil de segmentation, pour différentes vitesses de balayage.

### E.3 : Effet de l'anisotropie

Les échantillons obtenus sont anisotropes, comme développé en partie C.3, on peut alors se demander si le critère de proportion de matière fondue développé dépend du plan dans lequel l'échantillon est observé. Pour cela, la technique précédente a été appliquée à l'échantillon V900 traité thermiquement, sur des images prises dans des plans parallèle (plan isotrope) et perpendiculaire (plan anisotrope) au plan des couches. Les cartographies obtenues sont présentées en Figure 3-35a. Visuellement, on observe que les objets fondus correspondent bien aux structures fortement anisotropes, orientées selon l'horizontale sur la Figure 3-35b.

En moyennant sur l'intégralité de la surface dans les deux cas, on obtient 52 % de matière fondue dans le plan isotrope et 64% dans le plan anisotrope. Cependant, dans le plan isotrope, on prend en considération les peaux où la concentration de particules infondues est plus importante qu'à cœur, et qui ne sont pas représentées dans le plan anisotrope. Si on ne considère que le cœur de la plaque en réduisant la fenêtre d'analyse, on obtient alors une proportion de 65% de matière fondue. Ce critère n'est donc pas sensible au plan d'observation, il est intrinsèque à la structure. Ceci est confirmé par une analyse de la taille des objets fondus et infondus dans les deux plans. Les objets infondus ont le même diamètre moyen de  $48\mu\text{m}$  : il s'agit donc de la même population de grains de poudre. Cette valeur est cohérente avec le diamètre moyen des poudres utilisées ( $70\mu\text{m}$ ). Etant donné qu'elle a été évaluée sur des mesures en 2D, on s'attend à ce qu'elle soit sous-estimée. Les objets infondus sont, eux, 30 à 50% plus gros dans le plan isotrope, ce qui confirme qu'il s'agit bien de structures bidimensionnelles dans le plan des couches.

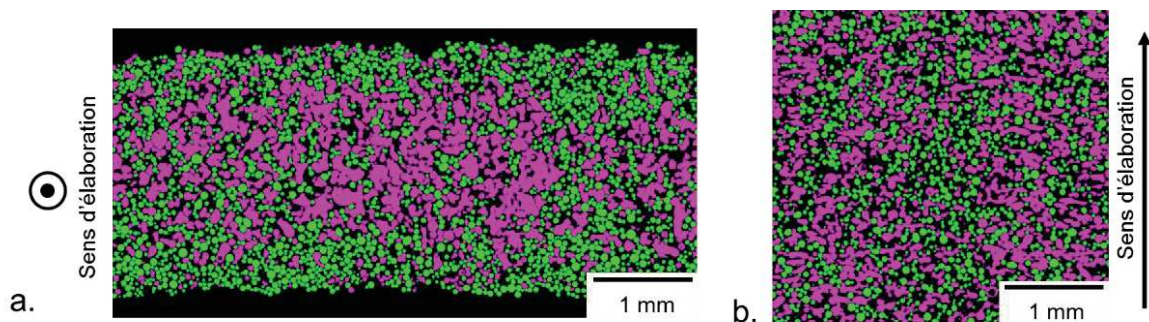


Figure 3-35 : Cartographies des zones fondues (magenta) et infondues (vert) pour l'échantillon V900 après traitement thermique dans le plan a) parallèle et b) perpendiculaire au plan des couches

#### E.4 : Etude des variations dans l'épaisseur de la plaque

La dernière caractéristique morphologique explorée par analyse d'images est la variation de porosité et de proportion de matière fondue dans l'épaisseur de la plaque, comme illustré en Figure 3-36a.

Ces paramètres ont été moyennés sur les échantillons après traitement thermique afin d'obtenir une variation moyenne selon l'épaisseur X. La Figure 3-36b montre l'évolution de la porosité : dans la partie centrale de l'échantillon, on observe un palier correspondant à la valeur moyenne de la porosité. Puis, en se rapprochant des bords, la porosité augmente jusqu'à atteindre la valeur de 1 correspondant à l'extérieur de l'échantillon. Cette zone intermédiaire où la porosité augmente fortement correspond aux peaux observées sur les micrographies. On observe que plus la vitesse de balayage augmente, moins il y a de variations au cœur de l'échantillon et plus le niveau global de porosité augmente. La Figure 3-36c montre que plus la vitesse de balayage augmente, plus la proportion de matière fondue diminue et est homogène dans l'épaisseur de la plaque, ce qui s'explique par un gradient thermique faible entre le cœur et les parois.

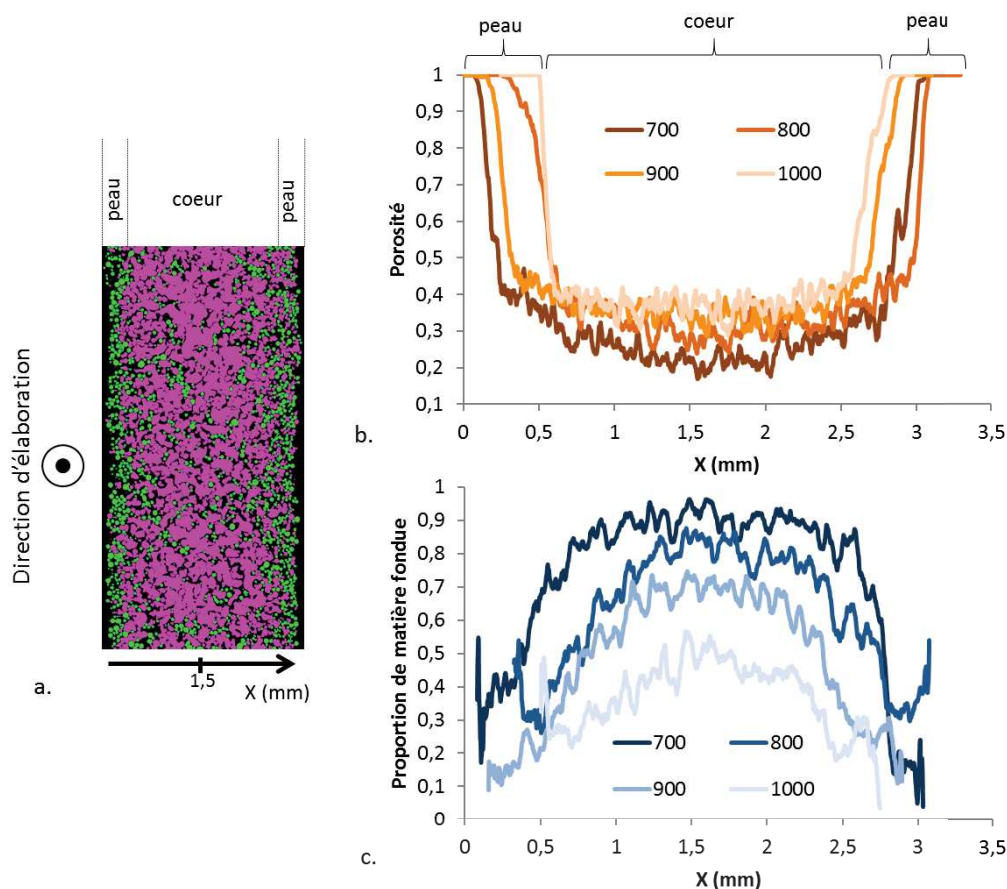


Figure 3-36 : a) Cartographie typique des zones fondues et infondues. Evolution de : a) la porosité et b) la proportion de matière fondue en fonction au cœur de la plaque pour les divers échantillons.

Afin de mettre en évidence une éventuelle corrélation entre porosité et proportion de matière fondue, la Figure 3-37 représente l'évolution de l'une en fonction de l'autre, pour des échantillons après traitement thermique. Chaque point correspond à la valeur obtenue en moyennant pour chaque X, comme illustré dans la figure précédente. Les points issus de V700 correspondent plutôt à de faibles porosités et à de fortes proportions de matière fondue tandis que les points issus de V1000 correspondent plutôt à de fortes porosités et de faibles proportions de matière fondue. On observe un continuum de points dans la plage de paramètre explorés qui montre l'évolution fine de la morphologie des plaques en fonction de la vitesse de balayage. Une tendance assez nette se profile : lorsque la proportion de matière fondue diminue,

la porosité augmente et ce jusqu'à atteindre un palier. Ce palier peut être interprété comme un cas limite où la porosité est limitée par la taille des grains de poudre et la compacité du lit de poudre

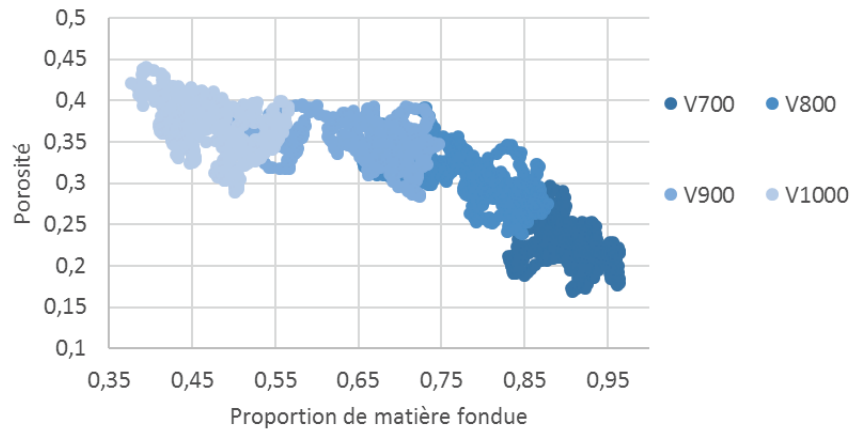


Figure 3-37 : Evolution de la porosité en fonction de la proportion de matière fondue pour les différents échantillons après traitement thermique.

Enfin, il est intéressant de comparer les valeurs de porosité obtenues par pesée hydrostatique et par analyse d'images. La Figure 3-38 représente l'évolution de la porosité à l'eau et de la porosité moyennée au cœur des échantillons ( $1 < x < 2$  mm, l'axe de symétrie de la plaque étant placé à  $x = 1,5$  mm), afin de ne pas prendre en compte les peaux. On obtient alors une très bonne correspondance pour les échantillons V800, V900 et V1000. En revanche, on constate un écart important dans la mesure de la porosité de l'échantillon V700. Si on moyenne la porosité sur une plage plus grande ( $0,17 < x < 2,85$  mm), on obtient une bien meilleure correspondance avec la valeur mesurée expérimentalement. En effet, pour cet échantillon contrairement aux autres, les peaux ont une influence non négligeable sur la porosité globale de la plaque. Il faut donc les prendre en considération lors du dimensionnement en porosité de la pièce pour des vitesses de balayage faibles.

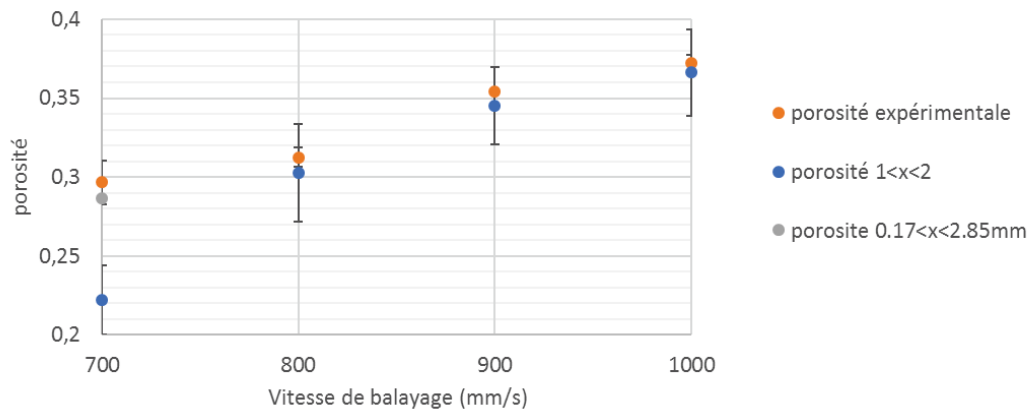


Figure 3-38 : Evolution de la porosité mesurée expérimentalement et par analyse d'images en fonction de la vitesse de balayage.

### E.5 : Lien entre propriétés macroscopiques et proportion de matière fondue

Enfin, les propriétés macroscopiques mesurées (perméabilité et porosité) ont été tracées en fonction de la proportion de matière fondue moyennée dans la zone centrale de chaque échantillon en Figure 3-39. On observe une variation linéaire pour ces deux paramètres. Ceci confirme l'intérêt de ce critère développé durant toute cette partie : la proportion de matière fondue permet non seulement de mettre en évidence l'effet de divers paramètres procédé sur la morphologie locale de échantillons produits, il permet également de faire le lien entre paramètres procédé et propriétés macroscopiques mesurées. Il s'agit donc d'un



paramètre permettant de caractériser finement la morphologie des structures élaborées : en le maîtrisant, on maîtrise les propriétés des matériaux obtenus.

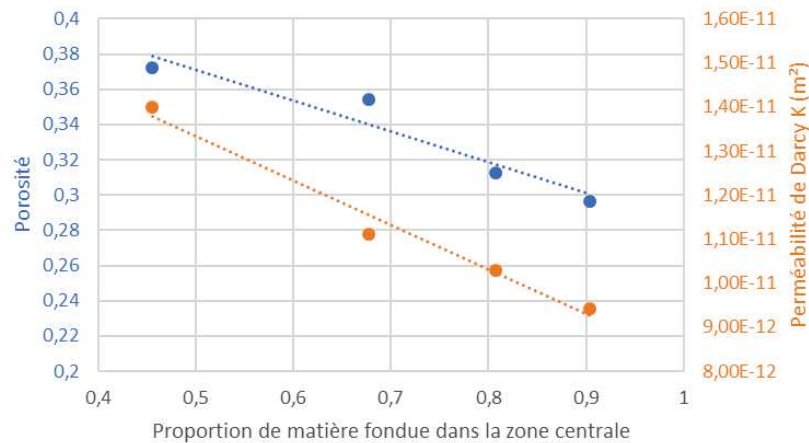


Figure 3-39 : Evolution de la porosité et de la perméabilité de Darcy en fonction de la proportion de matière fondue moyennée dans la zone centrale.

## F : Conclusion

Cette partie a démontré les capacités de la fabrication additive, et notamment de l'EBM, à élaborer des matériaux microporeux. En faisant varier la vitesse de balayage, des plaques de morphologie, de porosité et de perméabilité diverses ont été fabriquées. A partir d'une analyse d'images poussée basée sur une cartographie EBSD, un paramètre permettant de décrire finement la morphologie de ces plaques a été développé : il s'agit de la proportion de matière fondue. Celui-ci a permis de quantifier l'effet de la vitesse de balayage et du traitement thermique sur les structures obtenues. Il varie linéairement à la fois avec les paramètres procédé et avec les propriétés macroscopiques : il s'agit donc d'un paramètre pertinent pour caractériser ces structures poreuses vis-à-vis des applications visées.

Ce procédé d'élaboration de matériaux microporeux par EBM ayant été mis au point, la partie suivante vise à l'utiliser, afin de réaliser des zones poreuses au sein de plaques architecturées par fabrication additive, ce qui permettra notamment d'augmenter la tenue mécanique. C'est l'objet de la deuxième partie de ce chapitre.

## Partie 2 : Elaboration et caractérisation de structures hybrides poreux/dense par EBM

### A : Etat de l'art sur l'élaboration de structures hybrides poreux/dense par fabrication additive

A notre connaissance, une seule étude s'est focalisée sur l'élaboration par fabrication additive de pièces architecturées intégrant des zones poreuses. Il s'agit des travaux de [Ikeo et al \(2015\)](#) qui ont porté sur l'élaboration par EBM de cubes architecturés en TA6V pour des applications biomédicales. Toutes les surfaces de ces cubes étant denses (cf. Figure 3-40a), la poudre à cœur qui n'a subi que l'étape de « pré-chauffage » est emprisonnée. Ces cubes renferment une structure en grille, de façon à créer plus de surface de contact entre la structure dense et la poudre. Puis, un traitement thermique long et à basse température (100 ou 1000h à 920°C) est appliqué, permettant de consolider la poudre sans la densifier afin d'éviter les problèmes de retrait. La Figure 3-40 (b) et (c) présente des micrographies des échantillons obtenus : les interfaces solide/poreux sont de bonne qualité.

La structure hybride poreux/dense est obtenue par un traitement thermique postérieur à l'élaboration et non pas en modulant les paramètres procédé. L'objectif de cette partie est d'aller plus loin dans cette idée et d'explorer les possibilités d'intégration de zones poreuses, obtenues par le procédé décrit dans la première partie de chapitre, dans des structures architecturées adaptées à l'application chambre de combustion.

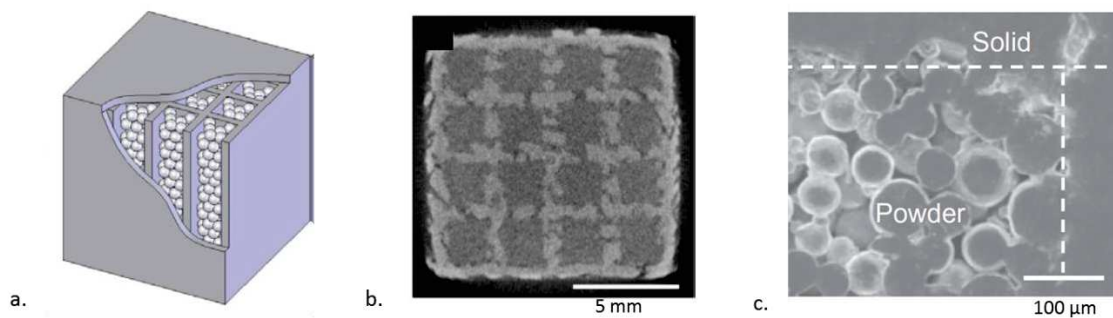


Figure 3-40 : Elaboration de structures hybrides poreux/dense par EBM : a) schéma de la structure élaborée, b) vue en coupe dans le plan des couches et c) détail illustrant l'interface poreux/dense pour un traitement thermique de 100h à 920° (Ikeo, Ishimoto, et Nakano 2015)

### B : Conception et élaboration de structures hybrides poreux/dense

#### B.1 : Conception de structures architecturées adaptées

Une première étape a consisté à concevoir des structures architecturées permettant de montrer la faisabilité de structures hybrides poreux/dense et qui soient adaptées à l'application chambre de combustion. Pour cela, trois structures ont été conçues dans un volume de 60 x 60 x 3 mm (des vues des CAO sont présentées en Figure 3-41) :

- Un cadre de 5 mm de largeur (structure CD)
- Une structure composée de deux grilles liées par des poutres inclinées à 30° comme les plaques multiperforées, dans le but d'orienter l'écoulement et favoriser l'établissement d'un film cooling. Deux tailles de cellules sont imposées (structures G5 et G10). Les dimensions géométriques sont précisées dans le Tableau 3-8. Dans les deux cas, la porosité volumique est de 86%, l'augmentation de masse de ces structures hybrides par rapport à une plaque poreuse est donc limitée.

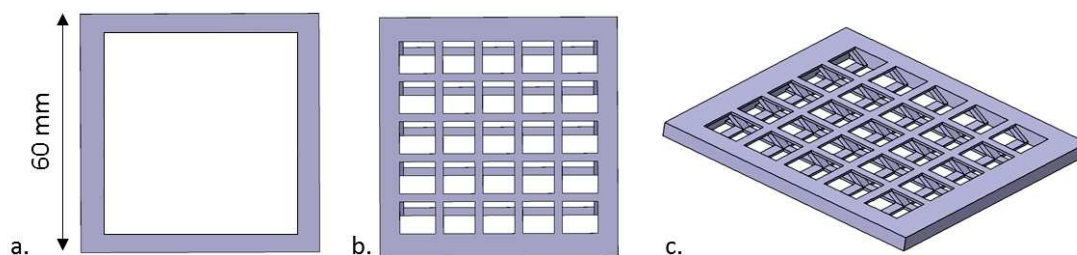


Figure 3-41 : CAO des structures architecturées : a) cadre (CD), b) et c) grille (ici G10).

Tableau 3-8 : Caractéristiques géométriques des structures architecturées G5 et G10

	Dimension d'une cellule	Section de poutre en surface	Section de poutre inclinée
<b>G5</b>	5 x 5 mm	1 x 0,5 mm	1 x 0,5 mm
<b>G10</b>	10 x 10 mm	2 x 0,5 mm	1 x 2 mm

## B.2 : Stratégie d'élaboration et échantillons obtenus

Afin d'intégrer des zones poreuses dans ces structures architecturées, la stratégie adoptée est la suivante. Chaque « objet architecturé » est superposé à un « objet poreux » de dimension correspondant à l'enveloppe extérieure (60 x 60 x 3 mm), avec une construction verticale. Tandis que le premier est construit en mode « Melt » classique, le deuxième est élaboré avec les paramètres mis au point dans la première partie de ce chapitre (cf. partie C.1.1). L'ordre de balayage à chaque couche est le suivant :

- Le faisceau balaye d'abord toutes les zones correspondant aux « objets architecturés »
- Puis il balaye les zones correspondant aux « objets poreux » avec les paramètres dégradés

Cette stratégie implique que le faisceau balaye deux fois les zones denses. L'idée est de favoriser ainsi une meilleure interface entre zones poreuses et zones denses.

Pour chaque structure architecturée, les quatre paramètres développés dans la partie 1 ont été testés ; la nomenclature des échantillons obtenus selon la vitesse de balayage utilisée est synthétisée dans le Tableau 3-9. Puis, le traitement de 2h à 1200°C sous vide, avec une rampe montante et descendante de 10°/min est appliqué aux divers échantillons.

Tableau 3-9 : Nomenclature des échantillons suivant la structure architecturée et la vitesse de balayage employées pour élaborer les zones poreuses

	700 mm/s	800 mm/s	900 mm/s	1000 mm/s
<b>CD</b>	CD-V700	CD-V800	CD-V900	CD-V1000
<b>G5</b>	G5-V700	G5-V800	G5-V900	G5-V1000
<b>G10</b>	G10-V700	G10-V800	G10-V900	G10-V1000

La Figure 3-42 présente des macrographies des diverses structures hybrides élaborées. Les épaisseurs obtenues sont plus régulières et plus importantes que lors de l'élaboration de plaques poreuses sans structure architecturée car les surfaces denses servent de repère lors du dépoufrage manuel. On atteint des épaisseurs de 3,5 mm, supérieures à ce qui a été imposé dans la CAO, ceci est dû à la forte rugosité des plaques ainsi qu'au dépoufrage manuel qui laisse une fine couche de poudre en surface des zones denses.

Le dépoudrage manuel a également donné lieu à une certaine érosion en surface des zones poreuses dans les grilles, ce qui crée une deuxième échelle de rugosité entre la surface de la grille et des zones poreuses.

Visuellement, on obtient des interfaces poreux/dense de bonne qualité, elles seront caractérisées plus finement dans la suite du chapitre. Les échantillons CD présentent des fissures parallèles à la direction d'élaboration, que l'on attribue au défaut de « line order » décrit dans la partie précédente. L'étude des divers échantillons est divisée en deux parties. Dans un premier temps, on établira une étude macroscopique des structures obtenues : des macrographies ainsi que des mesures de porosité et de perméabilité seront commentées. Dans un deuxième temps, une étude micrographique sera présentée, permettant notamment de caractériser plus précisément les interfaces poreux/dense.

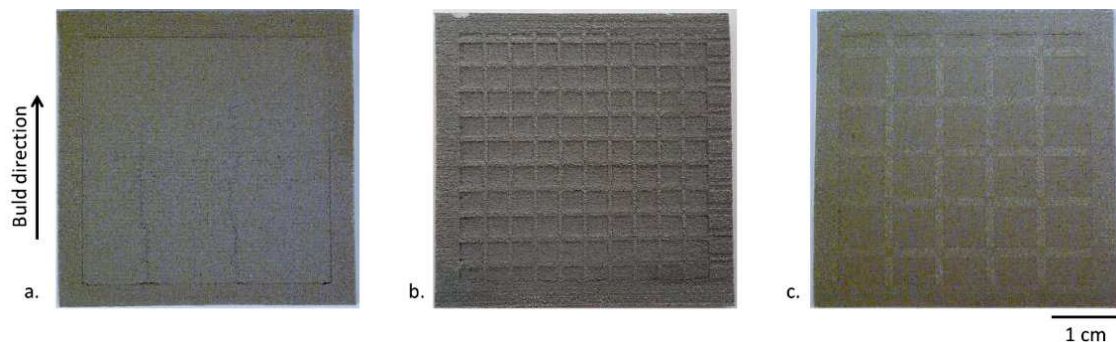


Figure 3-42 : Macrographie des trois types de structure hybride poreux/dense : a) CD, b) G5, c) G10 après traitement thermique

## C : Caractérisation des échantillons obtenus

### C.1 : Caractérisation macroscopique de l'interface poreux/dense

Les échantillons CD visent à caractériser l'interface poreux/dense, ainsi que les propriétés des zones poreuses pour la structure architecturée la plus simple : un cadre extérieur. La Figure 3-43a présente des macrographies des plaques obtenues après traitement thermique pour les différentes vitesses de balayage. Les fissures dues au « line order » sont visibles sur toutes les plaques : il s'agit donc d'une réelle limitation à l'élaboration de grandes pièces intégralement poreuses par EBM. Par ailleurs, on observe que plus la vitesse de balayage augmente, plus on a de défaut d'interface, avec pour CD-V1000 une ouverture complète sur toute la largeur de la plaque. Ce défaut est dû au retrait de la zone poreuse lors du traitement thermique. Celui-ci est plus important pour les vitesses de balayage les plus faibles puisque la zone poreuse y est moins consolidée en sortie d'EBM.

Cependant, il faut noter que ce défaut apparaît toujours à la même interface : il s'agit de l'interface basse dans le plan des couches. La Figure 3-43b illustre une macrographie d'un cadre sans zone poreuse élaboré dans la même série. On observe que cette surface est plus brillante que les autres : elle est en effet plus lisse puisqu'il s'agit de la surface libre d'une zone fondue. Ainsi, cette surface très peu rugueuse ne permet pas d'obtenir une bonne adhésion avec la zone poreuse de la couche suivante.

Pour éviter ce type de défaut, il faudrait donc s'assurer qu'aucune interface poreux/dense ne se trouve sur le plan des couches. Dans le cas de ces structures hybrides CD, il suffirait par exemple de tourner la plaque de 45° dans le plan de la plaque. Les échantillons avec grille ne présentent pas macroscopiquement ce genre de défaut, nous verrons dans la suite du chapitre qu'on retrouve tout de même cette différence d'interface à l'échelle d'une cellule.

La suite de cette partie a pour objectif de comparer, autant que possible, la porosité et la perméabilité des structures hybrides poreux/dense entre elles et avec les plaques poreuses décrites en partie 1 de ce chapitre.

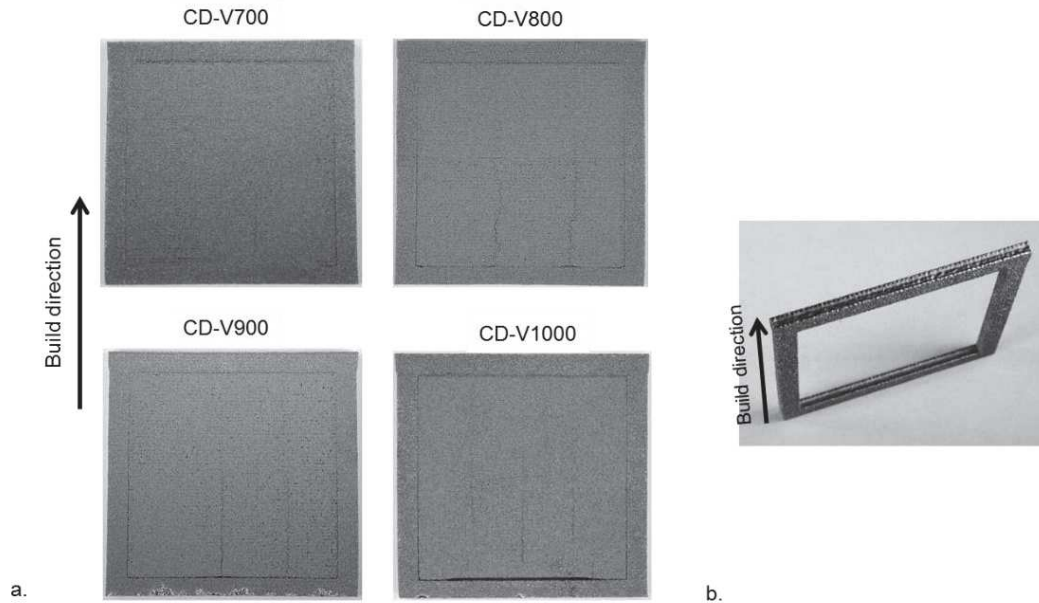
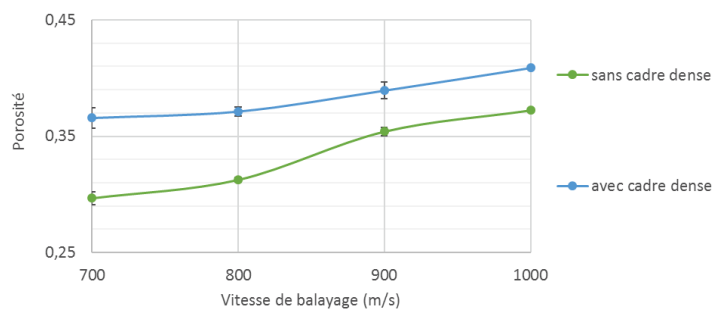


Figure 3-43 : a) Macrographies des diverses structures hybrides CD-V700 à CD-V1000 après traitement thermique et b) macrographie de la structure CD seule.

## C.2 : Comparaison de la porosité avec et sans cadre

La Figure 3-44 présente l'évolution de la porosité à l'eau en fonction de la vitesse de balayage, pour les plaques poreuses sans architecture dense étudiées en partie 1 (échantillons V700 à V1000) et pour une zone centrale de structures poreuses construites dans un cadre (échantillons CD-V700 à CD-V1000). La porosité des zones poreuses ne peut être mesurée expérimentalement pour les structures grille de par l'impossibilité de les isoler de la structure architecturée. On observe la même évolution pour les plaques avec et sans cadre, mais avec un décalage : les plaques construites avec un cadre ont systématiquement une porosité plus importante. Ceci pourrait être dû à la plus forte épaisseur de ces échantillons, le cadre ayant servi de repère pour limiter le dépoudrage manuel. En effet, comme montré dans la première partie du chapitre, les peaux sont plus poreuses que le cœur des échantillons : ceci pourrait donc expliquer que la porosité totale mesurée soit plus importante.

A cela peut s'ajouter un effet de la présence de zones denses autour des zones poreuses : celles-ci constituent des zones de forte conductivité liées au substrat et peuvent donc avoir un effet de « puits de chaleur », en diminuant la température vue par la poudre dans les zones poreuses pour des paramètres procédé identiques. Ceci pourrait justifier une porosité plus importante des zones poreuses. Des mesures issues d'analyse d'images permettront de confirmer cet effet dans la suite du chapitre.



V (mm/s)	Porosité sans cadre dense	Porosité avec cadre dense
700	0,30	0,37
800	0,31	0,37
900	0,35	0,39
1000	0,37	0,41

Figure 3-44 : Evolution et valeurs de porosité totale des zones poreuses avec la vitesse de balayage pour les structures sans et avec cadre dense.



### C.3 : Influence de la présence d'une structure architecturée sur la perméabilité

La Figure 3-45 présente les courbes de perte de charge des structures avec cadre et grille G10 pour les deux paramétries extrêmes V700 et V1000, les caractéristiques obtenues sont synthétisées dans le Tableau 3-10. Comme attendu, les échantillons à 700 mm/s ont des pertes de charge plus importantes que les échantillons à 1000 mm/s à configuration équivalente. De par la forte différence d'épaisseur entre ces plaques et les plaques poreuses élaborées sans structure dense, les courbes de perte de charge ne sont pas comparables, cependant l'influence de la vitesse de balayage est ici confirmée.

En ce qui concerne l'effet de la structure architecturée, les plaques dans une grille ont toutes des pertes de charges plus importantes que sans la grille. Cet effet est probablement dû à la présence de la grille qui se comporte comme un obstacle vis-à-vis de l'écoulement. Afin d'analyser plus précisément l'effet de la structure architecturée sur les zones poreuses, la partie suivante propose d'étudier les micrographies issues de ces divers échantillons.

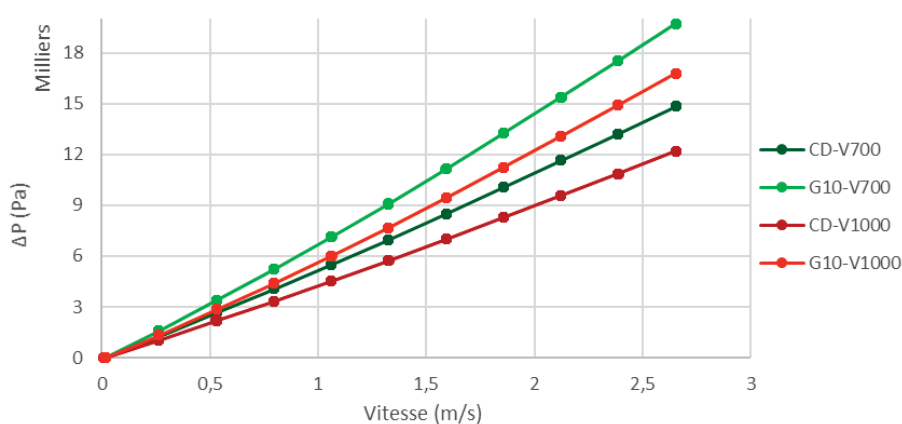


Figure 3-45 : Courbes de perte de charge des structures hybrides CD-V700, G10-V700, CD-V1000 et G10-V1000

Tableau 3-10 : Caractéristiques de perméabilité des diverses structures hybrides

Echantillon	Coefficient de Darcy K (m <sup>2</sup> )	Coefficient de Forchheimer (m <sup>-1</sup> )	ΔP pour v = 1 m/s (Pa)
CD-V700	1,2.10 <sup>-11</sup>	6,4.10 <sup>4</sup>	5,2.10 <sup>3</sup>
G10-V700	9,8.10 <sup>-12</sup>	1,1.10 <sup>5</sup>	6,7.10 <sup>3</sup>
CD-V1000	1,2.10 <sup>-11</sup>	6,5.10 <sup>4</sup>	4,3.10 <sup>3</sup>
G10-V1000	1,2.10 <sup>-11</sup>	1,0.10 <sup>5</sup>	5,7.10 <sup>3</sup>

## D : Etude micrographique

### D.1 : Micrographies

Toutes les micrographies présentées dans cette partie ont été réalisées sur des échantillons n'ayant pas subi de traitement thermique afin d'étudier les structures obtenues telles qu'elles ont été élaborées par EBM. La Figure 3-46 illustre des micrographies des deux échantillons G10-V700 et G10-V1000 avant traitement thermique dans le plan parallèle aux plaques. La densité de matière dans les zones poreuses est faible, ceci est dû à des problèmes de perte de matière lors du polissage. Aucune mesure de porosité n'a donc été extraite de ces images.

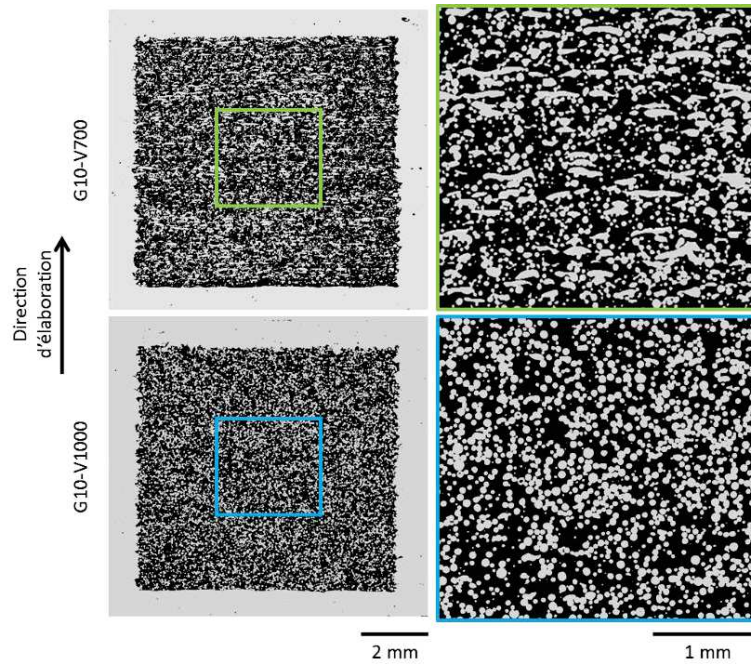


Figure 3-46 : Micrographies optiques d'une cellule des structures hybrides G10-V700 et G10-V1000 avant traitement thermique.

A l'échelle d'une cellule, on peut dresser la même observation sur les structures avec cadre et grille : l'interface poreux/dense la plus basse dans le plan des couches semble de moins bonne qualité que les autres. Cet effet a pu être quantifié par analyse d'images sur l'échantillon G5-V700 avant traitement thermique : une micrographie est présentée en Figure 3-47a). Suite à une segmentation par algorithme de Watershed, il est possible d'isoler l'interface, comme illustré en Figure 3-47b). A partir de cette image, des profils peuvent être extraits pour chaque face de la cellule. Ils sont analogues à des profils de rugosité et en moyennant la hauteur de profil, on peut en déduire une valeur de moyenne Ra. Cependant, il faut noter que cette mesure ne correspond pas physiquement à une rugosité, mais elle permet de caractériser l'adhérence entre poutres denses et zones poreuses sur les diverses interfaces. Cette mesure de rugosité Ra a été effectuée sur quatre cellules, ce qui permet d'évaluer l'erreur sur la mesure. Les valeurs sont indiquées sur la Figure 3-47b : les interfaces latérales ont une rugosité importante, de l'ordre de  $50\ \mu\text{m}$ , tandis que l'interface basse a une rugosité bien plus faible ( $18\ \mu\text{m}$ ). Ceci va dans le sens de l'observation macroscopique réalisée sur les échantillons CD (cf. Figure 3-43). Cette étude montre également que l'interface haute a une rugosité sensiblement moins élevée que les interfaces latérales. Ceci confirme qu'il faut éviter d'avoir des interfaces poreux/dense dans le plan des couches.

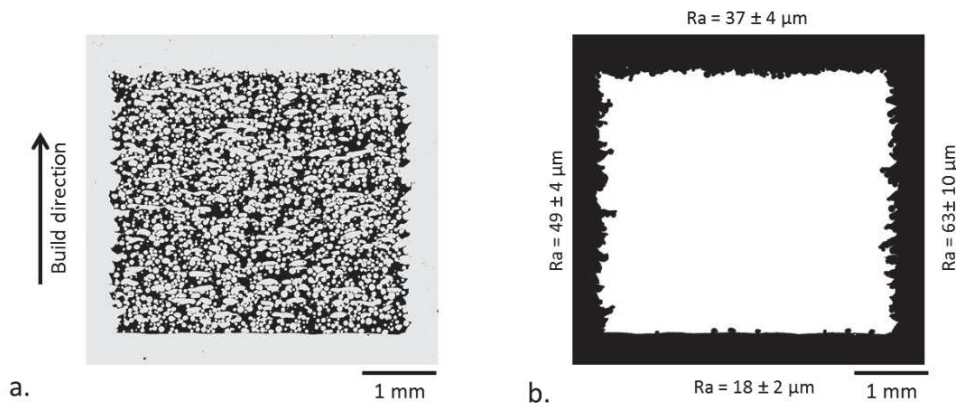


Figure 3-47 : a) Micrographie optique d'une cellule de la structure hybride G5-V700 avant traitement thermique ; b) profils et valeurs de rugosité des quatre interfaces poreux/dense issus d'analyse d'images

Globalement, la structure G5 permet d'obtenir un matériau où les interfaces sont toutes de bonne qualité et où le défaut de « line order » n'est pas visible. Au-delà des effets de renfort mécanique et d'éventuelle orientation de l'écoulement, cette structure permet d'obtenir une pièce principalement microporeuse et sans fissure, contrairement au cas du cadre seul.

## D.2 : Variation de taille des zones fondues

La Figure 3-48 présente des micrographies des échantillon CD, G5 et G10-V700 avant traitement thermique, dans le plan des couches. Dans ce plan également, les interfaces poreux/dense semblent de bonne qualité. Cependant, on observe une inhomogénéité de la morphologie des zones poreuses et notamment de la répartition des amas fondus.

Il serait alors intéressant d'estimer la proportion de matière fondue et infondue en utilisant la technique d'analyse d'images mise en place dans la première partie de ce chapitre. Cependant, le polissage de ces échantillons a donné lieu à une perte de matière importante en surface, notamment des grains de poudre infondus pour lesquels la cohésion avec le reste de l'échantillon est plus faible. Cet effet, qui n'a pas été observé dans les échantillons sans structure architecturée, peut être dû à la plus forte porosité des zones poreuses, et donc à leur moins bonne tenue lors du polissage mécanique. Une proportion de matière fondue et frittée serait donc difficile à estimer sur ces échantillons. C'est pourquoi un autre paramètre caractéristique issu d'analyse d'images permettant de comparer les morphologies des zones poreuses a été choisi : il s'agit de la surface moyenne des objets fondus, qui eux ont été peu altérés par le polissage.

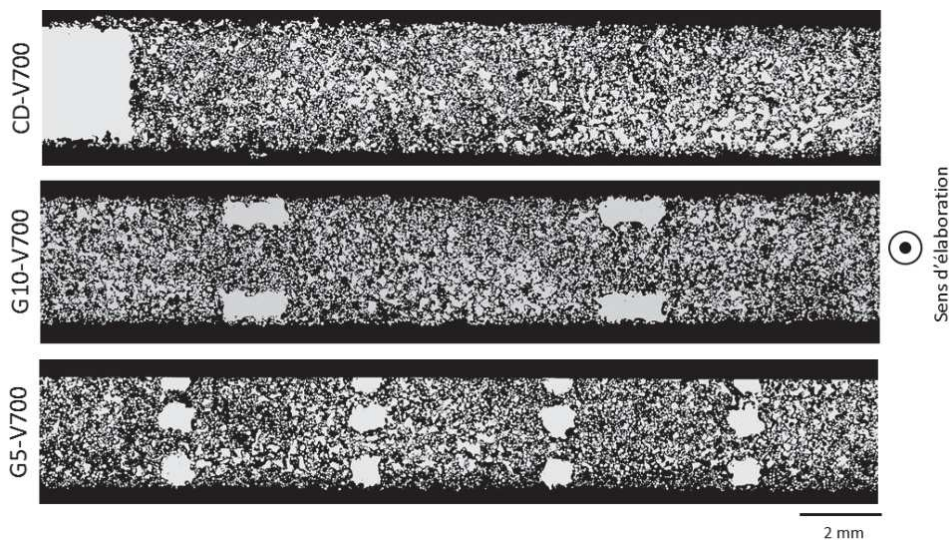


Figure 3-48 : Micrographies optiques des structures hybrides CD-V700, G10-V700 et G5-V700 avant traitement thermique, dans le plan des couches.

L'histogramme en Figure 3-49 présente l'évolution de ce paramètre pour les plaques V700 en fonction des diverses structures architecturées. Les cartographies superposées à l'histogramme montrent le résultat d'analyse d'images sur des vues dans le plan des couches : sont représentés en magenta les zones fondues et en vert les grains de poudre infondus. Une tendance se profile : plus la structure architecturée et les zones poreuses sont finement imbriquées, plus les zones fondues sont de petite taille. Ceci va dans le sens de l'hypothèse présentée précédemment : la présence de zones denses à forte conductivité tend à diminuer la température vue par la poudre des zones poreuses avoisinantes et donc à diminuer la taille des amas fondus. Cet effet est plus important quand les poutres denses sont réparties de façon plus fine.

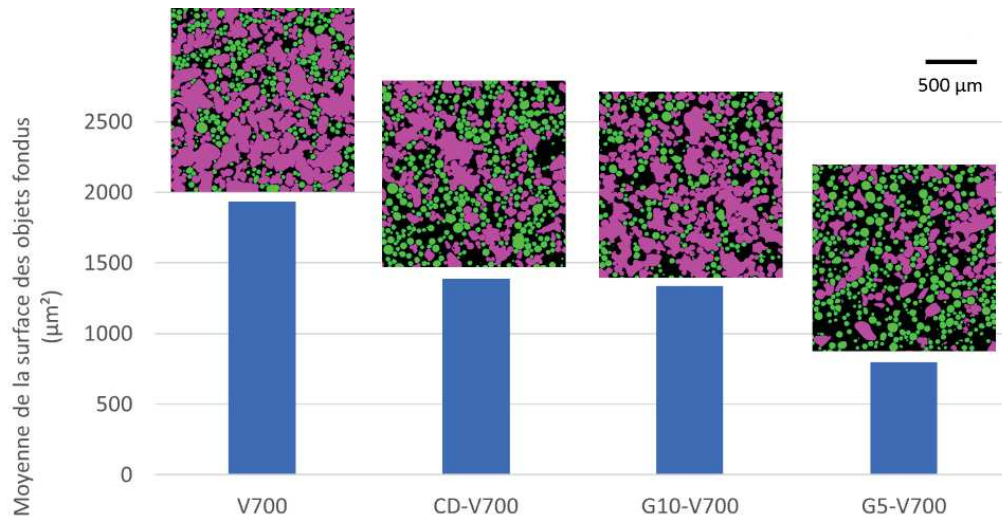


Figure 3-49 : Histogramme représentant la taille moyenne des objets fondus pour les diverses structures V700 : seule, CD, G10 et G5. En superposition, cartographies représentatives des zones fondues (magenta) et infondues (vert) pour chaque échantillon.

## E : Elaboration et caractérisation des échantillons passés au banc aérothermique

### E.1 : Elaboration

Dans l'objectif d'être testés au banc aérothermique, un échantillon CD et un échantillon G10 ont été élaborés en dimension 98 x 98 x 3 mm. Dans les deux cas, la paramétrie permettant d'obtenir la plaque la plus perméable ne présentant pas de défaut d'interface a été choisie. Il s'agit de G10-V1000 et de CD-V700.

Afin de quantifier l'augmentation de masse qu'engendrerait l'utilisation de ces structures dans l'application industrielle en comparaison de la référence perforée laser, une masse surfacique est estimée. D'après la CAO, les structures grilles ont une porosité de 86% ; de par les mesures de porosité présentées précédemment, on peut donc estimer la porosité globale des solutions hybrides. La masse surfacique est évaluée dans l'hypothèse où on utiliserait un superalliage Haynes 188 comme matériau constitutif, sous réserve que cela soit possible. Pour CD-V700, la structure cadre est négligée dans ces calculs. Ces caractéristiques morphologiques estimées sont présentées dans le Tableau 3-11. Finalement, la présence de la structure G10 n'alourdit pas la structure de façon conséquente par rapport à la solution CD-V700, ceci étant notamment dû à la plus grande porosité des zones poreuses obtenues avec une vitesse de balayage de 1000 mm/s.

Cette dernière partie présente la caractérisation en perméabilité et en flexion pour ces deux échantillons testés au banc aérothermique.

Tableau 3-11 : Estimations de porosité et de masse surfacique en Haynes 188 pour les échantillons CD-V700 et G10-V1000

	Porosité globale estimée (%)	Masse surfacique en Haynes 188 estimée (g/cm²)
<b>CD-V700</b>	37	1,70
<b>G10-V1000</b>	35	1,75



## E.2 : Perméabilité

La Figure 3-50 représente les courbes de perte de charge de G10-V1000 et de CD-V700 décrites précédemment, ainsi que de la référence industrielle. Le Tableau 3-12 récapitule les caractéristiques de perméabilité de chaque échantillon. Comme attendu, les deux structures hybrides poreux/dense présentent des pertes de charge bien plus importantes que la référence industrielle, ce qui est dû à la finesse de la morphologie des zones poreuses. Il s'agit donc a priori de solutions moins consommatrices d'air. Les essais au banc aérothermique permettront de comparer leurs performances à un  $\Delta P$  donné.

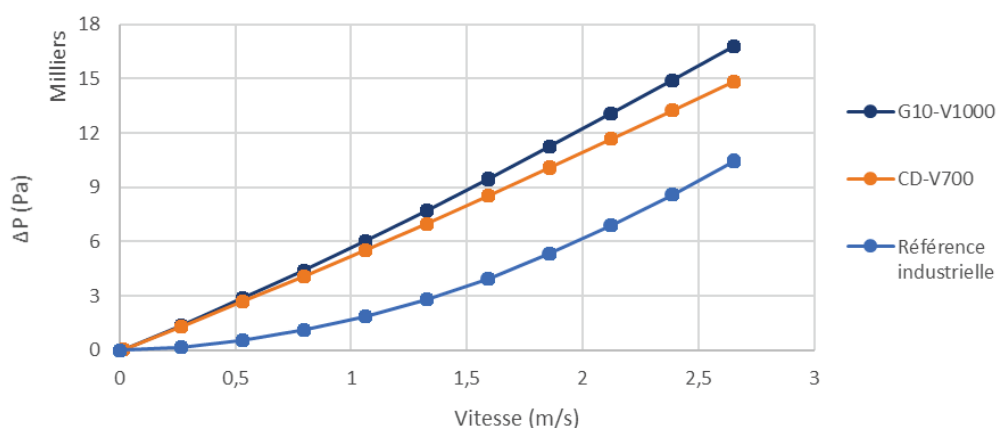


Figure 3-50 : Courbes de pertes de charge des structures hybrides G10-V1000 et CD, ainsi que de la référence industrielle

Tableau 3-12 : Caractéristiques de perméabilité des structures hybrides CD-V700, G10-V1000 et de la référence industrielle

Echantillon	Coefficient de Darcy K (m <sup>2</sup> )	Coefficient de Forchheimer (m <sup>-1</sup> )	$\Delta P$ pour $v = 1$ m/s (Pa)
CD-V700	$1,2 \cdot 10^{-11}$	$6,4 \cdot 10^4$	$5,2 \cdot 10^3$
G10-V1000	$1,2 \cdot 10^{-11}$	$1,0 \cdot 10^5$	$5,7 \cdot 10^3$
Référence industrielle	$7,3 \cdot 10^{-11}$	$9,6 \cdot 10^5$	$1,7 \cdot 10^3$

## E.3 : Flexion

Enfin, des essais de flexion ont été menés sur ces échantillons afin de mettre en évidence le gain en tenue mécanique d'une structure hybride G10-V1000 par rapport à une plaque de poreux CD-V700. Des éprouvettes de dimension 80 x 80 x 3 mm ont été usinées afin d'être testées dans un montage de flexion trois points, avec une vitesse de déplacement de 0,5 mm/min. Pour la structure CD-V700, l'éprouvette a été usinée dans la zone microporeuse en retirant le cadre. Des macrographies du montage et des éprouvettes après essai sont présentées en Figure 3-51.

On observe une rupture nette pour CD-V700 au niveau d'un défaut de « line order ». En revanche, l'éprouvette G10-V1000 s'est fissurée sur la face sollicitée en traction, mais la présence de la grille intacte sur l'autre face permet de garder une cohésion de l'ensemble. La fissuration a lieu au cœur d'une cellule, ce qui confirme la bonne qualité de l'interface poreux/dense.

Les courbes de charge en fonction du déplacement sont présentées en Figure 3-52. Les deux courbes suivent la même pente, ce qui signifie que les deux éprouvettes ont le même module d'élasticité en flexion, ce qui semblerait indiquer que la grille n'a pas d'effet sur la rigidité de la structure. Cependant, l'effet de renfort mécanique de la grille est net : celle-ci permet d'augmenter la charge à la rupture de 32% et le déplacement à la rupture de 60%, et ce malgré le fait que les zones poreuses de CD-V700 soient plus consolidées que celles de G10-V1000.



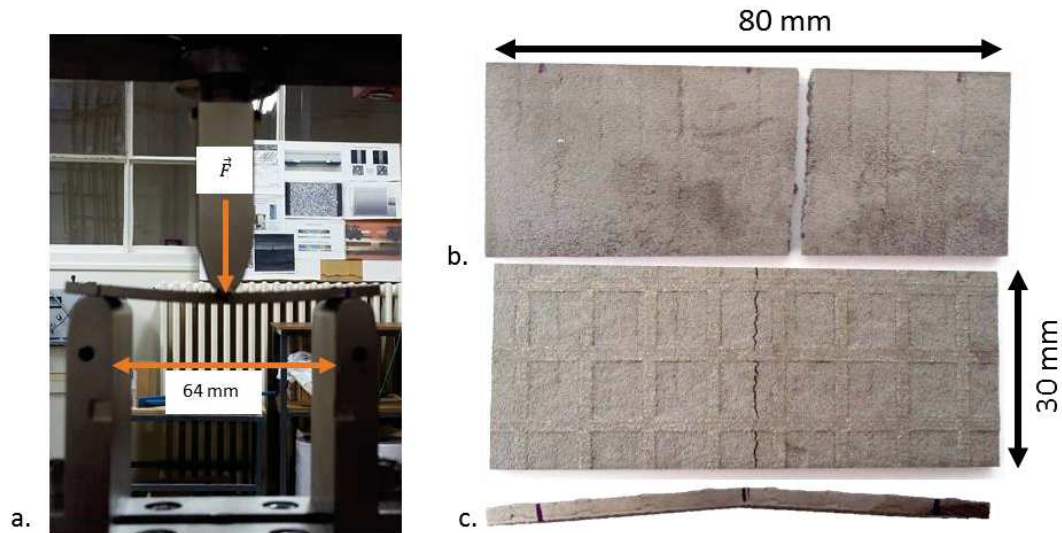


Figure 3-51 : a) Montage de flexion trois points ; macrographie des éprouvettes b) CD-V700 et c) G10-V1000 après essai

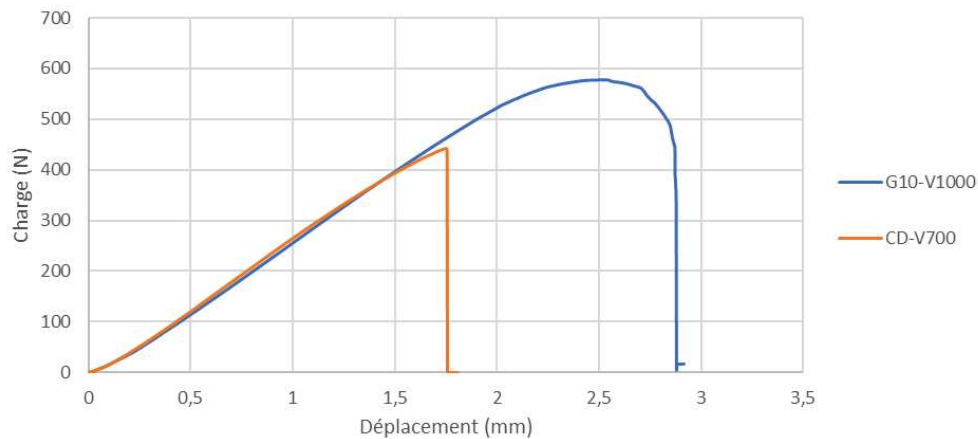


Figure 3-52 : Courbes de flexion des structures hybrides G10-V1000 et CD-V7000

Enfin, la Figure 3-52 présente des micrographies MEB des faciès de rupture de l'éprouvette GD-V1000. La Figure 3-53 a) illustre un grain de poudre pour lequel deux cols ont rompu. On observe alors deux faciès de rupture différents : la zone orange présente une rupture ductile caractérisée par des cupules, tandis que la zone bleue présente une rupture fragile avec des plans de glissement nets. Les deux modes de rupture, ductile et fragile sont donc responsables de la rupture. Des observations semblables ont été faites sur l'éprouvette CD-V700.

La Figure 3-53 b) et c) illustre l'interface solide/poreux de l'éprouvette G10-V1000. On y observe des structures grossières qui pourraient être des grains de poudre mouillés par le bain liquide des zones denses. Celles-ci sont responsables de la meilleure déformation à rupture de la structure, cette interface ne semblant pas particulièrement endommagée. Dans la zone dense, on retrouve les deux modes de rupture, avec du clivage à l'échelle de la section d'un cou et des cupules à l'échelle d'un plan de clivage.

Les performances de ces deux échantillons ont été évaluées sur un banc aérothermique, les résultats sont présentés dans le Chapitre 5. Cependant, ils n'ont pu être testés en combustion car le TA6V ne peut tenir de telles températures. Leurs caractéristiques sont synthétisées en fin de chapitre.

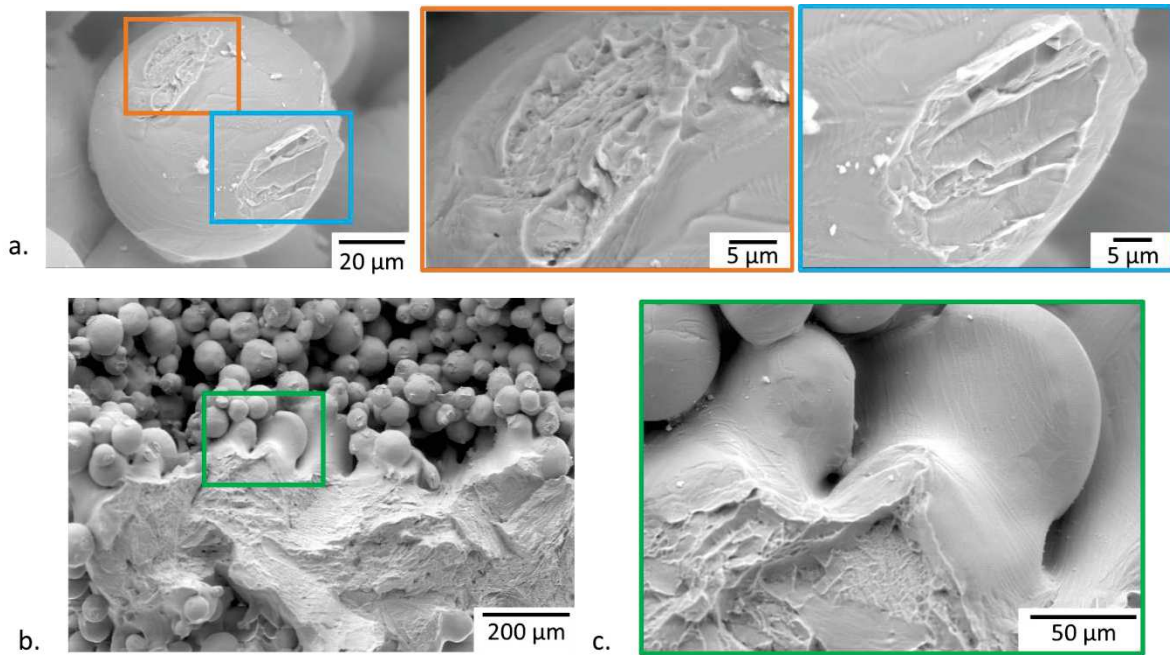


Figure 3-53 : Micrographies MEB du faciès de rupture de l'éprouvette G10-V1000 : a) un grain de poudre présentant deux zones de rupture, l'une ductile (orange), l'autre fragile (bleu) ; b) et c) interface poreux/dense.

## F : Conclusions

Cette partie a montré la possibilité d'élaborer des structures hybrides poreux/dense par EBM en adaptant la stratégie de balayage. Des structures architecturées très poreuses ont été conçues pour favoriser le film cooling tout en apportant de la tenue mécanique aux zones poreuses. L'interface poreux/dense a été caractérisée par analyse d'images ce qui a permis de montrer que l'imbrication entre zones poreuses et zones denses est moins forte lorsque l'interface est parallèle au plan des couches. L'effet de la vitesse de balayage sur la porosité et les pertes de charge a été vérifié. Enfin, une analyse d'images a permis de montrer que les zones denses se comportent comme des puits de chaleur vis-à-vis des zones poreuses avoisinantes, ce qui tend à diminuer la taille caractéristique des zones fondues et donc a priori à augmenter sa porosité. Enfin, deux structures hybrides avec cadre et avec grille ont été retenues pour les essais au banc aérothermique. Elles ont été caractérisées en perméabilité et en flexion. Les essais mécaniques ont permis de montrer l'effet de renfort des zones denses sur les zones poreuses, avec une augmentation relative de 32% en charge à la rupture.

Ce chapitre a permis de développer des techniques d'élaboration et de caractérisation de nouvelles structures hybrides poreux/dense élaborées par EBM et adaptées à la problématique de chambre de combustion. La liberté de design apportée par la fabrication additive dans le cas de pièces denses peut s'appliquer ici à ces pièces hybrides. De plus, ce type de structure peut permettre d'apporter une solution aux limitations habituellement attribuées aux matériaux poreux, comme la tenue mécanique ou la difficulté d'assemblage. En effet, les renforts denses peuvent être conçus en fonction du chargement de la pièce, en introduisant une anisotropie par exemple, tout en limitant l'augmentation de masse. Enfin, dans la perspective d'une élaboration complète des chambres de combustion par fabrication additive, il serait possible de repenser la pièce dans sa globalité et de ne placer des zones poreuses que dans les zones nécessitant un refroidissement très efficace, par exemple autour des trous d'injection, de façon à ne pas pénaliser mécaniquement toute la chambre.

	Référence industrielle	CD-V700	G10-V1000
<b>Géométrie des structures</b>	Plaque multiperforée simple e = 1,2 mm d = 0,5 mm	Structure hybride cadre dense avec zone poreuse e = 3 mm	Structure hybride grille dense (cellule de 1 cm) avec zone poreuse e = 3 mm
<b>Porosité volumique (%)</b>	5,01	37	35 (estimée)
<b>Masse surfacique pour du Haynes 188 (g/cm²)</b>	1,02	1,70	1,75 (estimée)
<b>Technique d'élaboration</b>	Tôle perforée laser chez Ateca ®	EBM au SiMaP	EBM au SiMaP
<b>Matériau</b>	Acier inoxydable 321	TA6V	TA6V
<b>Rugosité Ra (µm)</b>	Négligeable (tôle laminée)	21 ± 3	21 ± 3 (en négligeant l'érosion des zones poreuses par rapport aux zones denses)
<b>ΔP pour v = 1 m/s (Pa)</b>	1,7.10³	5,2.10³	5,7.10³
<b>Testé sur le banc aérothermique</b>	X	X	X
<b>Testé sur le banc en combustion</b>	X		

## Références

- Ahsan, M. Naveed, Christ P. Paul, L. M. Kukreja, et Andrew J. Pinkerton. 2011. « Porous structures fabrication by continuous and pulsed laser metal deposition for biomedical applications; modelling and experimental investigation ». *Journal of Materials Processing Technology* 211 (4): 602-9. doi:10.1016/j.jmatprotec.2010.11.014.
- Bandyopadhyay, Amit, Felix Espana, Vamsi Krishna Balla, Susmita Bose, Yusuke Ohgami, et Neal M. Davies. 2010. « Influence of porosity on mechanical properties and in vivo response of Ti6Al4V implants ». *Acta Biomaterialia* 6 (4): 1640-48. doi:10.1016/j.actbio.2009.11.011.
- Burgers, W. G. 1934. « On the process of transition of the cubic-body-centered modification into the hexagonal-close-packed modification of zirconium ». *Physica* 1 (7): 561-86. doi:10.1016/S0031-8914(34)80244-3.
- Ergun, Sabri. 1952. « Fluid flow through packed columns ». *Chem. Eng. Prog.* 48: 89-94.
- Furumoto, Tatsuaki, Ayato Koizumi, Mohd Rizal Alkahari, Rui Anayama, Akira Hosokawa, Ryutaro Tanaka, et Takashi Ueda. 2015. « Permeability and strength of a porous metal structure fabricated by additive manufacturing ». *Journal of Materials Processing Technology* 219 (mai): 10-16. doi:10.1016/j.jmatprotec.2014.11.043.
- Germain, L., S. R. Dey, M. Humbert, et N. Gey. 2007. « Determination of Parent Orientation Maps in Advanced Titanium-Based Alloys ». *Journal of Microscopy* 227 (3): 284-91. doi:10.1111/j.1365-2818.2007.01812.x.
- Gey, N., et M. Humbert. 2003. « Specific Analysis of EBSD Data to Study the Texture Inheritance Due to the  $\beta \rightarrow \alpha$  Phase Transformation ». *Journal of Materials Science* 38 (6): 1289-94. doi:10.1023/A:1022842712172.
- Gu, Dongdong, et Yifu Shen. 2008. « Processing conditions and microstructural features of porous 316L stainless steel components by DMLS ». *Applied Surface Science* 255 (5, Part 1): 1880-87. doi:10.1016/j.apsusc.2008.06.118.
- Ikeo, Naoko, Takuya Ishimoto, Natsumi Hiramoto, Hidetsugu Fukuda, Hiroyuki Ogisu, Yutaro Araki, et Takayoshi Nakano. 2015. « Solid/Powder Clad Ti-6Al-4V Alloy with Low Young's Modulus and High Toughness Fabricated by Electron Beam Melting ». *Materials Transactions* 56 (5): 755-58. doi:10.2320/matertrans.M2015025.
- Ikeo, Naoko, Takuya Ishimoto, et Takayoshi Nakano. 2015. « Novel powder/solid composites possessing low Young's modulus and tunable energy absorption capacity, fabricated by electron beam melting, for biomedical applications ». *Journal of Alloys and Compounds* 639 (août): 336-40. doi:10.1016/j.jallcom.2015.03.141.
- Klahn, C., F. Bechmann, S. Hofmann, M. Dinkel, et C. Emmelmann. 2013. « Laser Additive Manufacturing of Gas Permeable Structures ». *Physics Procedia, Lasers in Manufacturing (LiM 2013)*, 41 (janvier): 873-80. doi:10.1016/j.phpro.2013.03.161.
- Klahn, Christoph, et Mirko Meboldt. 2015. « Integration of Gas-Permeable Structures in Laser Additive Manufactured Products ». In *Additive Manufacturing: Innovations, Advances, and Applications*, 285. CRC Press.  
[https://books.google.com/books?hl=en&lr=&id=dXm9CgAAQBAJ&oi=fnd&pg=PA285&dq=%22could+compromise+overall+quality+due+to+additional+tolerances.+To+overcome+these+issues,%22+%22into+solid%22+%22of+design+provided+by+laser+additive+manufacturing+is+used+to+integrate+gas-permeable%22+&ots=EtrOkQK\\_2r&sig=VzaWoXGiiuylCDCa7k40K2lADT4](https://books.google.com/books?hl=en&lr=&id=dXm9CgAAQBAJ&oi=fnd&pg=PA285&dq=%22could+compromise+overall+quality+due+to+additional+tolerances.+To+overcome+these+issues,%22+%22into+solid%22+%22of+design+provided+by+laser+additive+manufacturing+is+used+to+integrate+gas-permeable%22+&ots=EtrOkQK_2r&sig=VzaWoXGiiuylCDCa7k40K2lADT4).
- Körner, Carolin, Elham Attar, et Peter Hehl. 2011. « Mesoscopic simulation of selective beam melting processes ». *Journal of Materials Processing Technology* 211 (6): 978-87. doi:10.1016/j.jmatprotec.2010.12.016.
- Pinson, Sébastien. 2016. « Matériaux architecturés pour parois transpirantes : application au refroidissement des chambres de combustion ». Grenoble: Communauté Université Grenoble Alpes.
- Soille, Pierre J, et Marc M Ansault. 1990. « Automated basin delineation from digital elevation models using mathematical morphology ». *Signal Processing* 20 (2): 171-82. doi:10.1016/0165-1684(90)90127-K.
- Stamp, R., P. Fox, W. O'Neill, E. Jones, et C. Sutcliffe. 2009. « The Development of a Scanning Strategy for the Manufacture of Porous Biomaterials by Selective Laser Melting ». *Journal of Materials Science: Materials in Medicine* 20 (9): 1839. doi:10.1007/s10856-009-3763-8.

- Stoffregen, H., J. Fischer, C. Siedelhofer, et E. Abele. 2011. « Selective Laser Melting of Porous Structures. » In *Proceedings of the 22nd Annual International Solid Freeform Fabrication (SFF) Symposium*, 680. University of Texas, Austin.
- Suard, Mathieu. 2015. « Characterization and optimization of lattice structures made by Electron Beam Melting ». Grenoble Alpes. <http://www.theses.fr/2015GREAI055>.
- Wang, Yan, Yifu Shen, Zhiyang Wang, Jialin Yang, Ning Liu, et Wenrong Huang. 2010. « Development of highly porous titanium scaffolds by selective laser melting ». *Materials Letters* 64 (6): 674-76. doi:10.1016/j.matlet.2009.12.035.
- « Watershed segmentation ». 2017. Consulté le juillet 3. [http://scikit-image.org/docs/dev/auto\\_examples/segmentation/plot\\_watershed.html](http://scikit-image.org/docs/dev/auto_examples/segmentation/plot_watershed.html).
- Xiang, Zhaowei, Ming Yin, Zhenbo Deng, Xiaoqin Mei, et Guofu Yin. 2016. « Simulation of Forming Process of Powder Bed for Additive Manufacturing ». *Journal of Manufacturing Science and Engineering* 138 (8): 081002-081002-9. doi:10.1115/1.4032970.
- Yadroitsev, I., Ph. Bertrand, et I. Smurov. 2007. « Parametric analysis of the selective laser melting process ». *Applied Surface Science*, Photon-Assisted Synthesis and Processing of Functional MaterialsE-MRS-H Symposium, 253 (19): 8064-69. doi:10.1016/j.apsusc.2007.02.088.
- Yadroitsev, I., I. Shishkovsky, P. Bertrand, et I. Smurov. 2009. « Manufacturing of fine-structured 3D porous filter elements by selective laser melting ». *Applied Surface Science*, Laser and Plasma in Micro- and Nano-Scale Materials Processing and DiagnosticsProceedings from the European Material Research Society Spring Meeting 2008 – Symposium B, 255 (10): 5523-27. doi:10.1016/j.apsusc.2008.07.154.
- Yap, C. Y., C. K. Chua, Z. L. Dong, Z. H. Liu, D. Q. Zhang, L. E. Loh, et S. L. Sing. 2015. « Review of Selective Laser Melting: Materials and Applications ». *Applied Physics Reviews* 2 (4): 041101. doi:10.1063/1.4935926.





# Chapitre 4 : Intégration de zones à porosités orientées dans une structure lattice : développement du procédé de Magnetic Freezing

Ce court chapitre vise à présenter une stratégie d'intégration de zones à porosités orientées dans une structure lattice obtenue préalablement par fabrication additive. Pour cela, un nouveau procédé d'élaboration de matériaux métalliques à porosité orientée a été développé durant cette thèse : le « Magnetic Freezing ». Suite à un état de l'art sur les procédés actuels de fabrication de ce type de matériau, ce procédé basé sur l'orientation de poudres magnétiques par un champ magnétique est décrit. De premiers résultats concernant l'influence des paramètres procédé sur la porosité et la périodicité de l'architecture, sont présentés. Enfin, une dernière partie traite des premiers essais d'intégration de structures architecturées élaborées par fabrication additive.

A : Intégration de zones à porosité orientée dans des structures lattice .....	132
B : Le Magnetic Freezing .....	136
C : Intégration de zones à porosité orientée dans une structure lattice.....	145
D : Conclusion et perspectives .....	149
Références .....	150

## A : Intégration de zones à porosité orientée dans des structures lattice

### A.1 : Motivation pour l'application chambres de combustion

Le Chapitre 3 a traité de l'élaboration de structures hybrides alliant un squelette en fabrication additive et des zones microporeuses permettant d'obtenir de très forts échanges de chaleur internes tout en apportant de la tenue mécanique. Les porosités obtenues par ce procédé ne sont que légèrement anisotropes. Pour aller plus loin, il pourrait être intéressant d'intégrer dans une structure lattice des zones à microporosités fortement orientées dans le sens de l'écoulement, c'est-à-dire perpendiculairement à la paroi. Ce type de structure pourrait permettre d'obtenir des échanges de chaleur internes aussi importants que pour un matériau transpirant classique, tout en orientant l'écoulement afin de favoriser l'établissement d'un film cooling. Ainsi, diverses structures lattice ont été élaborées par SLM, avec des motifs et des tailles de maille divers pour tester les capacités d'intégration de zones poreuses. En parallèle, un nouveau procédé d'élaboration de structures à microporosités orientées a été mis au point : le Magnetic Freezing. Ce procédé fait l'objet d'un dépôt de brevet ([Lambert et Davoine, s. d.](#)) et a pu être développé notamment dans le cadre du stage de Laura Delcuse, étudiante à l'UTBM.

Ce chapitre est une ouverture sur ce nouveau procédé d'élaboration de matériaux à porosités orientées dans le but de les intégrer dans des structures issues de fabrication additive. Ainsi, une première partie vise à établir un état de l'art des techniques existantes pour élaborer des matériaux métalliques à porosités orientées, et leurs capacités d'intégration dans des structures architecturées. Puis, le procédé Magnetic Freezing est présenté et les matériaux obtenus sont caractérisés : l'influence de certains paramètres procédé est explorée par des techniques d'analyse d'images. Enfin, une dernière partie traite de l'intégration de zones poreuses dans des structures élaborées par fabrication additive.

### A.2 : Etat de l'art des techniques d'élaboration de matériaux à porosités orientées et capacités d'intégration dans des structures architecturées.

Cette partie vise à décrire les divers procédés d'élaboration de matériaux à porosité orientée et leur capacité d'intégration dans des structures architecturées obtenues par fabrication additive. Une première technique consiste à créer des porosités en utilisant une phase sacrificielle (« space holder ») qui sera retirée par décomposition ou par évaporation ([Dunand 2004](#)), ([Jorgensen et Dunand 2011](#))). Ce procédé permet de créer des porosités de forme et taille désirée. Pour obtenir des porosités orientées il suffit alors d'utiliser une phase sacrificielle présentant un fort rapport d'aspect, des fils par exemple. Cependant, la taille des porosités obtenues sera limitée à la dimension caractéristique de cette phase, typiquement quelques centaines de microns pour des fils. Une deuxième technique consiste à fritter de la poudre sous pression de gaz pour créer des bulles dans le matériau qui seront ensuite orientées par un traitement thermomécanique de la pièce ([Kearns et al. 1988](#)), ([Davis et al. 2001](#)), ([Spoerke et al. 2008](#))). Cependant, l'orientation préférentielle des pores n'est pas très marquée et, qui plus est, il semble difficile de le mettre en œuvre au cœur d'une structure lattice. La Figure 4-1 présente des micrographies typiques de matériaux obtenus par ces deux techniques.

Enfin, les matériaux *gasar* ou *lotus* ([Nakajima 2007](#)) présentent des porosités cylindriques créées par la différence de solubilité d'un gaz dans un métal en phase liquide et en phase solide. Le métal fondu est saturé en gaz (oxygène, azote...) puis solidifié de façon directionnelle. Le gaz est alors rejeté au front de solidification en créant des porosités dans la direction de solidification. La Figure 4-2 présente un exemple de matériau en cuivre obtenu par ce procédé : les porosités sont de taille assez grossière, de l'ordre de quelques centaines de microns à quelques millimètres. L'intégration de ce type de matériau dans une structure architecturée supposerait de plonger celle-ci dans un bain de métal en fusion, cette technique est donc complexe à mettre en œuvre.

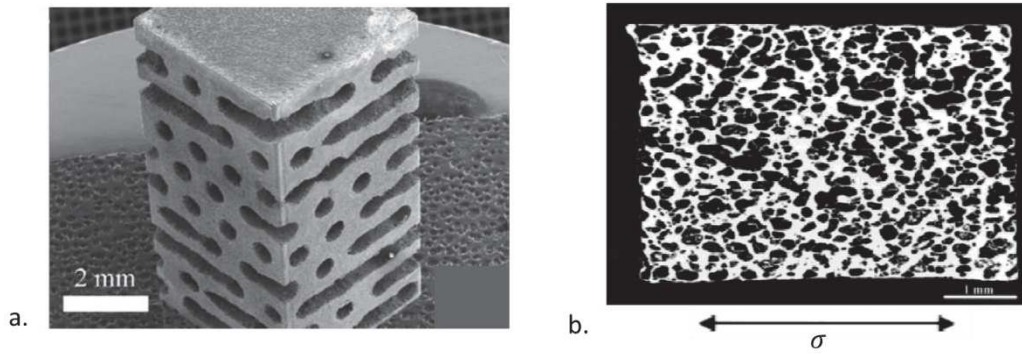


Figure 4-1 : Micrographies d'échantillons de titane obtenus par a) la technique de la phase sacrificielle (Jorgensen et Dunand 2011) et b) compactage de poudre sous pression de gaz, puis frittage sous contrainte mécanique (Davis et al. 2001)

Finalement, tous ces procédés permettent difficilement d'obtenir un matériau avec des porosités ouvertes, micrométriques et fortement orientées. Seule la technique de « space holder » permettrait d'intégrer des zones à microporosités orientées dans une structure lattice. Il existe cependant un procédé adapté aux céramiques qui pourrait permettre d'élaborer ce type de structure : le freeze-casting. C'est en s'inspirant de ce procédé que le Magnetic Freezing a été mis au point. Le paragraphe suivant décrit ce procédé et les possibilités d'adaptation à des poudres métalliques.

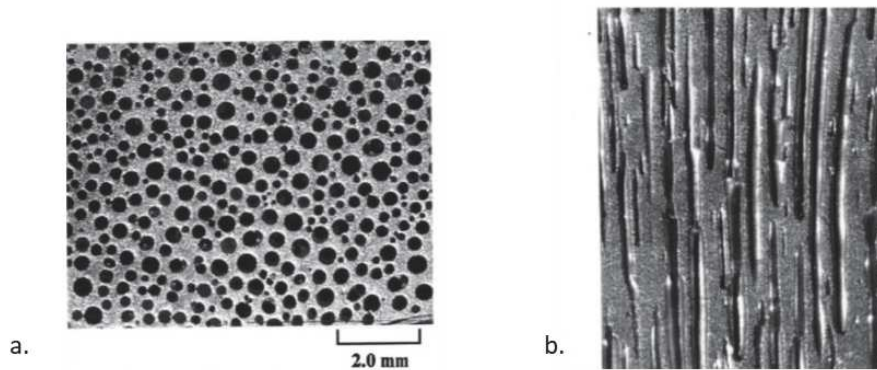


Figure 4-2 : Micrographies de matériaux gasar en cuivre (Nakajima 2007) dans un plan a) perpendiculaire et b) parallèle à la direction de solidification

### A.3 : Le freeze-casting céramique : un procédé prometteur pour l'application

Dans le domaine des céramiques, la technique de freeze-casting décrite par Deville (2007; 2008) permet d'obtenir des matériaux à porosités orientées par solidification dirigée d'un solvant. Le procédé, dont le schéma de principe est illustré en Figure 4-3, comporte quatre étapes :

1. Une suspension de poudres nanométriques dans un solvant, le plus souvent de l'eau, est préparée. Une petite quantité de liant, typiquement de l'alcool polyvinylique (PVA) est ajoutée au mélange.
2. La suspension est ensuite coulée sur une plaque réfrigérante afin de solidifier de façon directionnelle le solvant en formant des dendrites dans la direction du front de solidification. La poudre est rejetée dans l'espace inter-dendritique.
3. Le solvant est ensuite sublimé sous vide, en passant sous son point triple : la pièce à vert obtenue présente des porosités orientées qui reproduisent la forme des anciennes dendrites.
4. Enfin, le matériau est fritté à haute température pour obtenir la pièce finale.

On pourrait facilement envisager d'introduire la structure lattice dans le plot dans lequel est coulée la suspension et pouvoir ainsi élaborer le matériau hybride directement, sous réserve que le frittage en étape 4 donne lieu à des interfaces de bonne qualité entre zones poreuses et denses.

La technique de sublimation classiquement référencée dans la littérature et représentée en Figure 4-3 est la lyophilisation qui consiste à diminuer la pression et à augmenter la température pour passer sous le point triple. Le montage de sublimation présent à l'ONERA et utilisé également pour le Magnetic Freezing suit le chemin bleu sur la Figure 4-3 : il consiste à se placer à basse température, typiquement à la température de congélation (autour de  $-10^{\circ}\text{C}$ ), et à basse pression (quelques  $10^{-3}$  mbar) pour passer du domaine solide au domaine gazeux.

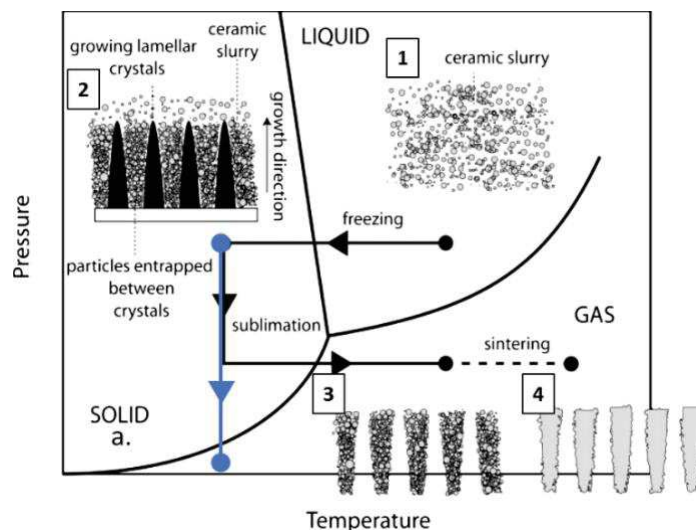


Figure 4-3 : Schéma de principe du freeze-casting (Sylvain Deville, Saiz, et Tomsia 2007; S. Deville 2008)

Une photographie du montage est présentée en Figure 4-4. L'échantillon est placé dans une enceinte hermétique sur une plaque réfrigérante assurant une température négative. L'enceinte est reliée à une pompe à vide. Ainsi, en baissant la température et la pression, il est possible de passer sous le point triple et sublimer l'eau, qui est récupérée dans un piège à azote liquide pour préserver la pompe.

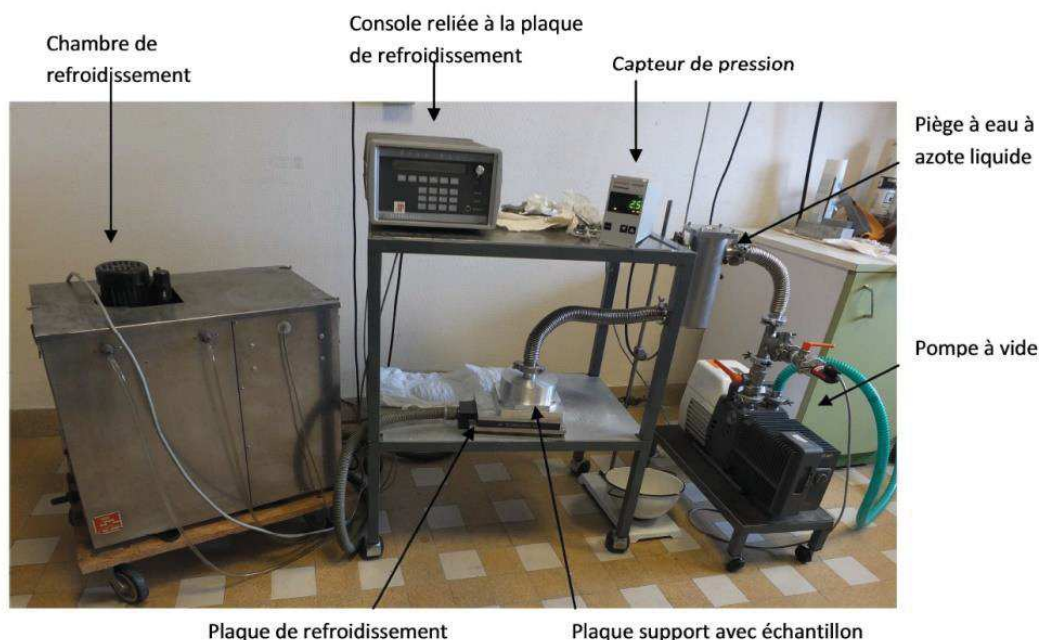


Figure 4-4 : Montage expérimental de sublimation

Sachant que ce procédé permettrait une intégration aisée dans une structure lattice, il convient de s'intéresser à la structure des matériaux obtenus par ce procédé. Celle-ci est représentée en Figure 4-5 : elle est constituée de lamelles bidimensionnelles très fines, orientées dans la direction de solidification sur une



grande épaisseur. De plus, il est modulable : en modifiant la nature du solvant, le taux de charge, c'est-à-dire la proportion de poudre dans le mélange ou la vitesse de solidification, la dimension et la forme des porosités peuvent être optimisées.

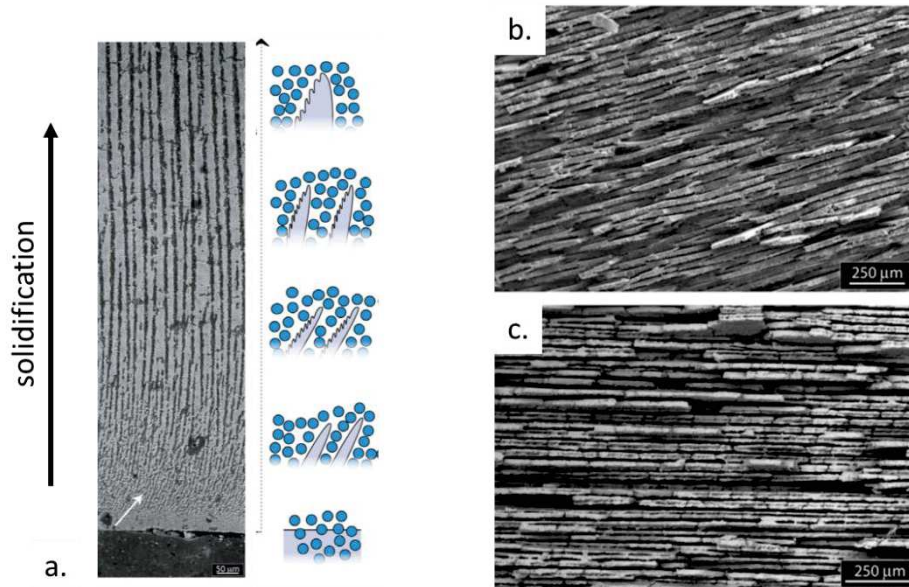


Figure 4-5 : a) Micrographie montrant l'inhomogénéité de la structure dans la direction du front de solidification d'un échantillon obtenu par freeze-casting céramique. Micrographies typiques dans le plan b) parallèle et c) perpendiculaire au front de solidification. (Dewille, 2007)

Il faut tout de même noter que ce procédé très dépendant de la solidification du solvant donne lieu à des inhomogénéités caractéristiques (cf. Figure 4-5). La première zone solidifiée est constituée de grains équiaxes de glace issus d'un refroidissement très rapide : la structure n'est donc pas orientée sur une fine épaisseur. Puis, les dendrites commencent à se former et l'orientation est plus nette. Par la suite, la glace étant isolante, la vitesse de solidification diminue. Ainsi, plus on s'éloigne de la plaque réfrigérante, plus les lamelles s'épaississent.

L'adaptation de ce procédé à des poudres métalliques pourrait donc permettre d'obtenir des microporosités fortement orientées que l'on pourrait intégrer dans une structure lattice, ce qui serait intéressant pour l'application chambre de combustion. Cependant, l'application directe du procédé est difficile car les poudres métalliques sont plus grosses et plus lourdes que les poudres céramiques et ont donc tendance à sédimenter en une couche dense avant la solidification directionnelle du solvant. C'est pourquoi, dans la littérature, peu de cas de freeze-casting métallique sont recensés.

Le procédé tel quel n'a pu être appliqué que sur des poudres de titane fines et donc légères, que ce soit en solution aqueuse (Fife et al. 2009; Chino et Dunand 2008), ou avec du camphène comme solvant (Jung et al. 2013). Récemment, des techniques pour obtenir des pièces par freeze-casting à partir de poudres d'oxyde ont été développées pour de nombreux métaux : le cuivre (Ramos et Dunand 2012; Park et al. 2017), le nickel (Jo et al. 2016), le tungstène (Röthlisberger et al. 2016) et le fer (Plunk et Dunand 2017). La Figure 4-6 illustre les structures obtenues. Dans tous les cas, la technique est la même : la poudre d'oxyde est mise en forme par freeze-casting conventionnel, puis la pièce à vert est frittée dans un four sous atmosphère réductrice pour obtenir une pièce métallique. Cependant, on note une forte hétérogénéité en taille, en forme et en orientation des pores due aux divers défauts générés par l'étape de solidification et au fort retrait pendant l'étape de réduction et de frittage.

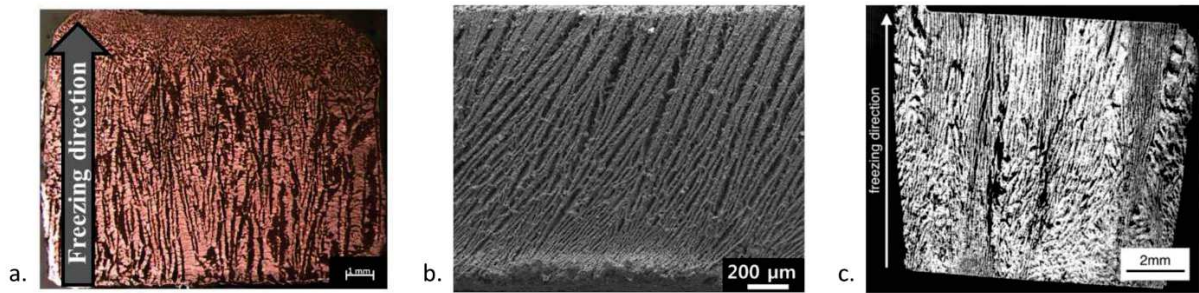


Figure 4-6 : Micrographies des structures obtenues par freeze-casting d'oxydes métalliques suivi d'une réduction, pour a) du cuivre (Ramos et Dunand 2012), b) du nickel (Jo et al. 2016) et c) du fer (Plunk et Dunand 2017).

L'application du freeze-casting aux poudres métalliques est donc difficile et nécessite souvent d'utiliser des moyens détournés, comme les oxydes métalliques. L'orientation de la structure par la seule action de la solidification du solvant étant compromise, l'idée du Magnetic Freezing est d'utiliser un champ magnétique pour orienter la poudre au sein du solvant. Ceci permettrait également de s'affranchir des inhomogénéités engendrées par la solidification directionnelle.

Dans la littérature, seule l'équipe de [Porter et al. \(2015 ; 2016\)](#) a travaillé sur un procédé combinant freeze-casting et champ magnétique. Elle a ainsi élaboré des matériaux poreux par freeze-casting d'un mélange de nanoparticules de zircone et de magnétite sous l'action d'un champ magnétique, ce qui permet d'obtenir une forte concentration de magnétite dans les zones de forte densité de champ magnétique. Cependant, l'orientation de la structure est toujours induite par la solidification dirigée du solvant, l'ajout d'un champ magnétique ne permettant que de créer un gradient de composition.

La prochaine partie vise décrire précisément le procédé de Magnetic Freezing et les matériaux obtenus. Une fois les paramètres optimisés sur des monolithes, ils pourront être utilisés pour créer les zones poreuses orientées dans des structures lattice.

## B : Le Magnetic Freezing

### B.1 : Procédé d'élaboration

#### B.1.1 : Mode opératoire

L'objectif dans la mise au point de ce procédé est d'adapter le concept de freeze-casting à des poudres micrométriques métalliques en utilisant un champ magnétique qui permet de contrer la sédimentation et d'orienter les grains de poudre. Ce procédé n'est donc a priori adapté qu'à des poudres aimantables, ferromagnétiques (le fer, le nickel, le cobalt ou certains alliages) ou ferrimagnétiques comme les ferrites. Cependant des techniques de co-malaxage de poudres aimantables avec des poudres sans propriétés magnétiques pourraient permettre d'élargir le spectre des métaux envisageables.

Le procédé suit les étapes suivantes, illustrées en Figure 4-7 :

1. La poudre magnétique est mélangée, dans des proportions précises, à un solvant constitué d'eau et de 3%wt de PVA. Ce dernier servira de liant à la structure après sublimation.
2. Le mélange est coulé dans un moule : sous l'effet de la gravité, la poudre forme une couche compacte au fond du moule. Le volume occupé par le solvant correspond au volume final de la pièce.
3. Un champ magnétique est appliqué à l'ensemble. Ici, un aimant est placé au-dessus du moule : la poudre s'aimante et s'aligne le long des lignes de champ (cf. Figure 4-7). A noter que l'inhomogénéité des lignes de champ autour de l'aimant pourra engendrer une inhomogénéité de la structure obtenue.

4. L'ensemble est placé dans un congélateur à  $-18^{\circ}\text{C}$ . L'eau se solidifie sans orientation préférentielle. La structure est ainsi figée.
5. Le solvant solidifié est sublimé dans un montage classique de freeze-casting : on obtient une pièce avec des porosités orientées.
6. La pièce est frittée dans un four à haute température, dans le cas de cette étude sous flux d'argon

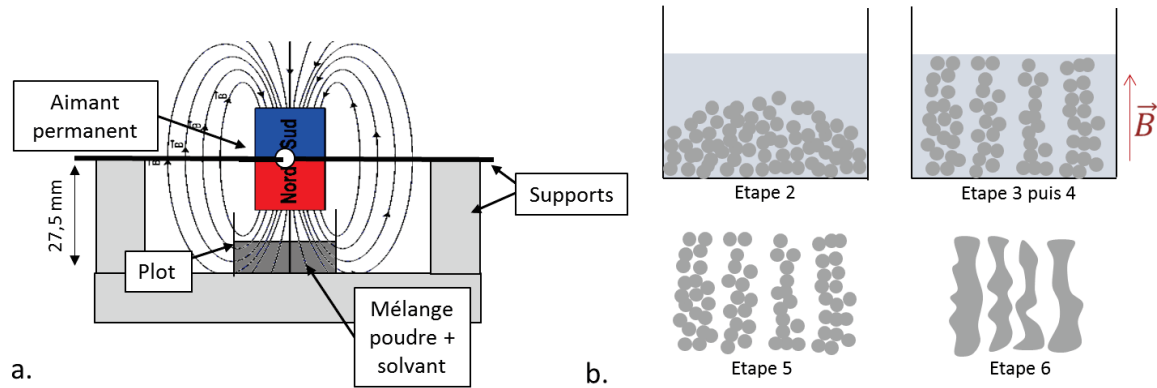


Figure 4-7 : a) Schéma du montage à l'étape 3, b) schéma représentant les diverses étapes du procédé de Magnetic Freezing.

Suite à la mise au point de paramètres procédé permettant d'obtenir des matériaux à microporosités orientées, la structure lattice pourra être introduite dans le plot en étape 2 (cf. partie C).

### B.1.2 : Poudres utilisées

Deux types de poudre magnétique commerciale ont été utilisés dans cette étude : du nickel pur et de l'acier inoxydable 410. La mise au point du procédé ainsi que l'étude paramétrique présentée dans la partie B.3 ont été effectuées à partir de la poudre de nickel qui donne de bons résultats. Puis, des voies d'adaptation du procédé aux poudres d'acier inoxydable plus adaptées à l'intégration dans des structures lattice élaborées dans un acier de composition chimiquement proche ont été explorées et font l'objet de la partie C. Les caractéristiques de ces deux poudres commerciales ainsi que des images MEB sont synthétisées dans le Tableau 4-1. La poudre d'acier inoxydable est plus grossière et de forme plus irrégulière que celle de nickel.

## B.2 : Caractérisation des matériaux obtenus à partir de poudres de nickel

### B.2.1 : Considérations générales

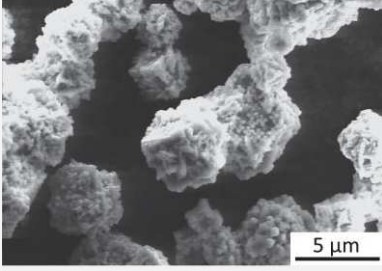
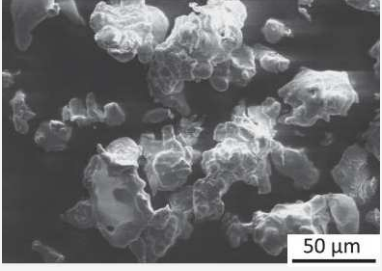
La Figure 4-8 illustre la morphologie d'un échantillon obtenu par Magnetic Freezing, après frittage, à partir de poudre de nickel. Comme dans toute la suite du chapitre, la matière est représentée en blanc et les pores en noir. On retrouve le même type de morphologie qu'en freeze-casting conventionnel : il s'agit de lamelles bidimensionnelles ayant une orientation préférentielle dans le sens du champ magnétique. Les lamelles sont parallèles par zones, avec des interfaces analogues à des joints de grains microstructuraux. Ceci pourrait s'expliquer de deux façons : soit les lamelles s'orientent selon le champ magnétique local qui varie autour de l'aimant (cf. Figure 4-7), soit l'encombrement spatial dans un volume de solvant limite les possibilités d'orientation de la poudre.

Les matériaux obtenus présentent une porosité très importante, de l'ordre de 60%, une perméabilité du même ordre qu'un matériau poreux commercial fait par frittage conventionnel ( $K \sim 10^{-12} \text{ m}^2$ ). Mécaniquement, ils sont très fragiles, ce qui motive leur intégration dans un matériau architecturé (cf partie C).

Afin de pouvoir analyser ces matériaux, il faut pouvoir les consolider. Le paragraphe suivant traite donc du choix du cycle de frittage.



Tableau 4-1 : Micrographies et caractéristiques physiques des deux poudres utilisées.

	Nickel	Acier inoxydable 410
		
<b>Morphologie des poudres</b>	Régulière - polygonale	Irrégulière
<b>Composition chimique</b>	Nickel pur (99,9%)	Fe, <0.15% C, 11.5-13.5% Cr, >0.75% Ni, <1.0% Mn, <1.0% Si, <0.04% P, <0.03% S
<b>Masse volumique</b>	8,90	7,80
<b>Procédé d'élaboration</b>	Voie chimique : décomposition du tétracarbonyle de nickel	Atomisation à l'eau
<b>Dimension des poudres</b>	3-7 µm	<45 µm

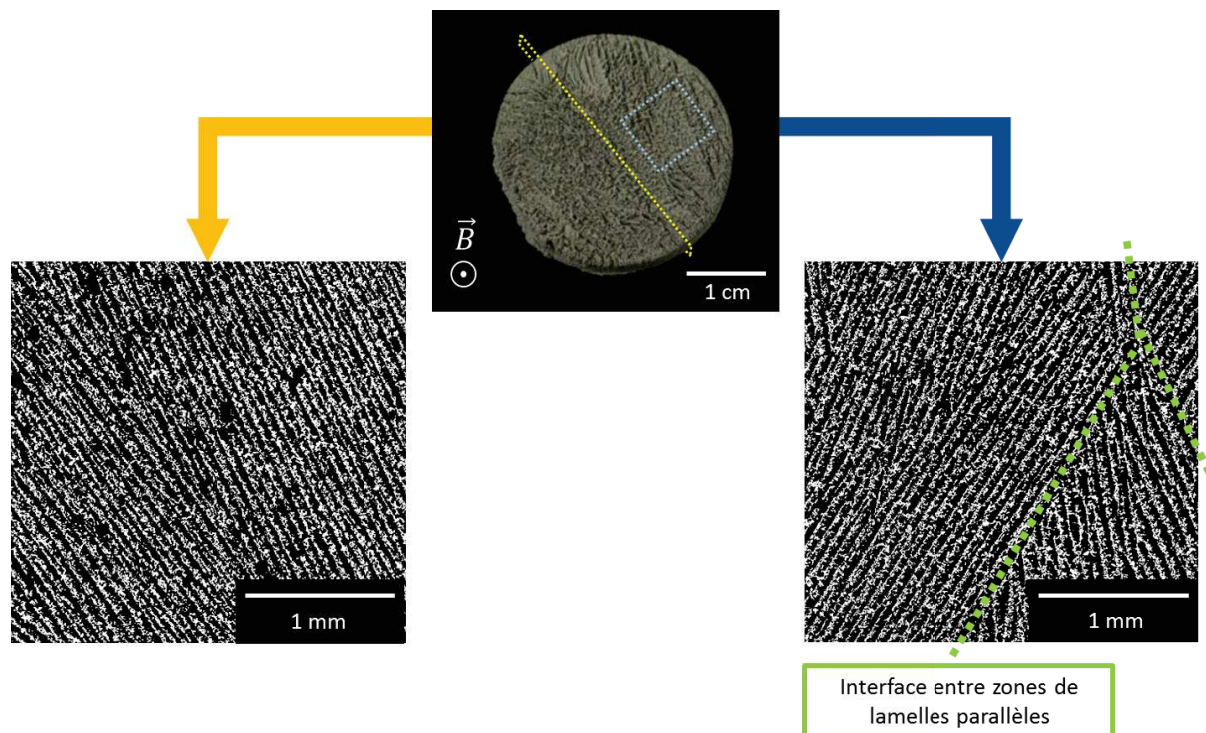


Figure 4-8 : Micrographies d'un échantillon typique élaboré par Magnetic Freezing avec la poudre de nickel. Vues dans les plans parallèle (à gauche) et perpendiculaire (à droite) à la direction du champ

### B.2.2 : Choix du cycle de frittage

Les échantillons « à vert » obtenus suite à la sublimation sont extrêmement fragiles, et même une simple infiltration par de la résine d'enrobage détruit l'architecture. Il est donc nécessaire de fritter ces poudres pour obtenir un matériau manipulable. Afin de caractériser au mieux la structure issue du procédé, on cherche donc un cycle de frittage qui consolide la structure tout en gardant la porosité orientée. Un

frittage trop modéré ne permettrait pas de créer un matériau qui se tienne, tandis qu'un frittage excessif mènerait à une densification excessive et à une perte de la porosité entre lamelles.

Or, la porosité de ce type de structure est bimodale, tout comme celle d'échantillons obtenus par freeze-casting conventionnel. En effet, il y a deux échelles de porosité : la porosité fine entre grains de poudre d'une lamelle (*intergranulaire*), et la porosité à plus grande échelle correspondant à l'espace entre lamelles (*interlamellaire*). Les modèles classiques liant cycle de frittage et porosité du matériau final ne peuvent donc pas s'appliquer directement. Li (2015) a effectué des simulations sur ce type de structure et a montré qu'à faible température de frittage, la densification est principalement intergranulaire, tandis qu'à haute température de frittage, elle est plutôt interlamellaire.

Les échantillons utilisés pour tester les divers cycles de frittage ont été élaborés avec un taux de charge choisi de 15g de poudre dans 6 mL de solvant pour des plots de diamètre interne 30 mm. Les deux cycles extrêmes de frittage ont été choisis d'après les travaux de Tracey (1979) visant à étudier l'effet du frittage sur des échantillons de nickel poreux : 1h à 900°C et 1h à 1100°C. Les traitements thermiques ont été effectués avec des rampes montantes et descendantes de 10°C/min sous flux d'argon. La Figure 4-9 présente les structures obtenues suite à ces deux traitements thermiques : le traitement à 900°C donne un échantillon avec une certaine tenue mécanique, mais pour lequel les lamelles sont encore poreuses. Après traitement à 1100°C, l'échantillon est fissuré en deux parties. La structure est peu poreuse et les lamelles se sont densifiées entre elles. Le retrait des pièces est dans les deux cas important : 12,5% pour 900°C et 25% pour 1100°C.

Plusieurs autres traitements intermédiaires ont été testés, menant souvent à une fissuration complète de la pièce. L'étude a permis de mettre en évidence que les traitements longs et à plus basse température étaient plus favorables que les traitements courts à haute température. Ceci est probablement dû au fait que durant le frittage, la densification doit se faire à l'échelle des grains de poudre mais également des lamelles, donc plus la densification est lente, plus cela peut se faire sans générer de fissure. Les traitements thermiques ne donnant pas lieu à une fissuration de la pièce sont récapitulés dans le Tableau 4-2.

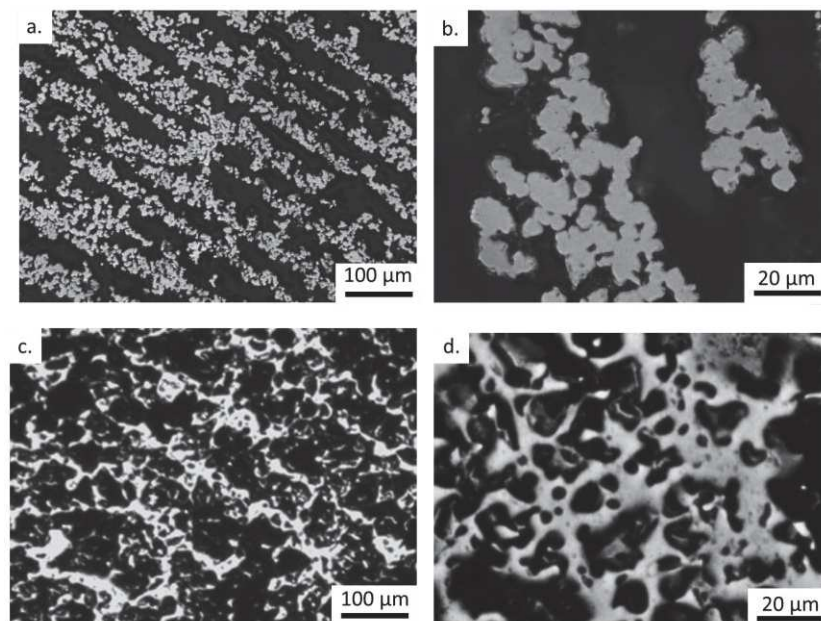


Figure 4-9 : Micrographies des structures obtenues pour un frittage d'1h à 900°C (a et b) et d'1h à 1100°C (c et d) dans le plan parallèle à la direction du champ magnétique

Afin de caractériser le frittage de ces échantillons, il est possible de raisonner en taux de frittage  $x/a$ , qui correspond à la taille du cou du frittage rapportée au rayon des grains de poudre. En effet, le nickel a un



mécanisme majoritaire de frittage par diffusion en volume depuis la surface des grains (Saitou 2006), la taille de cou s'écrit donc (Kang 2004):

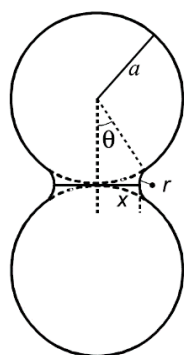
$$x^5 = k * t * \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) * \frac{1}{T}$$

Avec :

$$k = 20 * D_0 * V_m * \gamma_s * a^2 * \frac{1}{R}$$

Les divers paramètres entrant en jeu dans ces équations sont décrits dans le Tableau 4-2.

Tableau 4-2 : Paramètres permettant de calculer le taux de frittage en fonction du temps et de la température de frittage.



t	Temps de frittage	1h à 900°C ; 1h à 950°C ; 2h à 900°C	
T	Température de frittage		
x	Taille du cou de frittage		
Q	Energie d'activation	100 kJ/mol	(Saitou 2006)
R	Constante des gaz parfaits	8.31 J. K <sup>-1</sup> . mol <sup>-1</sup>	
D <sub>0</sub>	Coefficient de diffusion	2.10 <sup>-10</sup> m <sup>2</sup> /s	
γ <sub>s</sub>	Energie de surface	2.6.10 <sup>-4</sup> J cm <sup>-2</sup>	(Roth 1975)
a	Rayon	3-7 μm	
V <sub>m</sub>	Volume molaire	6.6.10 <sup>-6</sup> m <sup>3</sup> /mol	

La Figure 4-10 présente les variations en porosité mesurée par la méthode d'Archimède et en perméabilité selon le taux de frittage x/a. Une grande majorité de la porosité de ces échantillons est ouverte, ce qui est favorable pour l'application. De plus, la porosité baisse lorsque le taux de frittage augmente, mais en restant dans des gammes de très fortes porosités. Le coefficient de perméabilité de Darcy baisse également lorsque le taux de frittage augmente, tout en se maintenant autour des 10<sup>-12</sup> m<sup>2</sup>.

Finalement, pour la suite de l'étude, le traitement d'une heure à 900°C a été sélectionné comme étant celui qui permet d'obtenir la plus forte porosité et donc perméabilité. La partie suivante se propose alors d'explorer l'influence d'un paramètre du procédé sur les caractéristiques physiques et morphologiques du matériau obtenu.

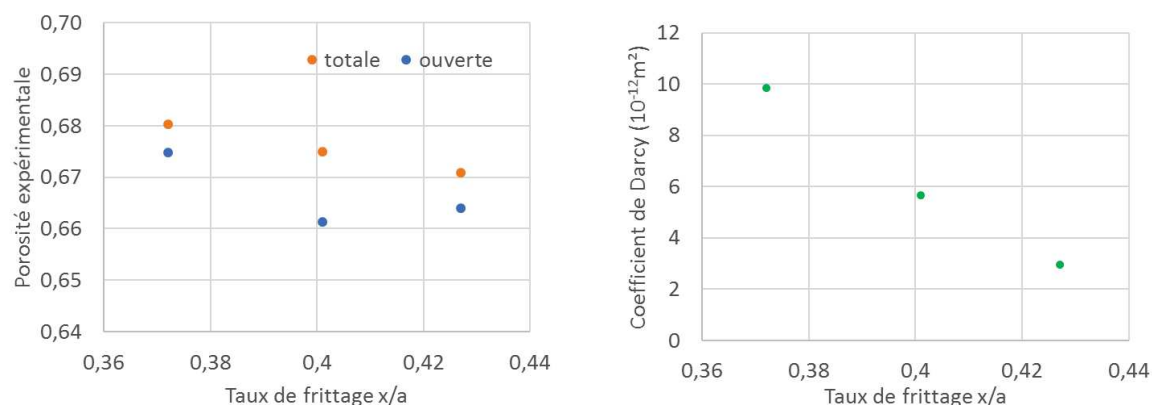


Figure 4-10 : Evolution de la porosité et du coefficient de perméabilité de Darcy en fonction du taux de frittage.

### B.3: Influence d'un paramètre procédé : la proportion de solvant

#### B.3.1 : Caractérisation morphologique des échantillons

La proportion de solvant ou taux de charge est un paramètre important pour moduler l'architecture interne des matériaux en freeze-casting (S. Deville 2008). Le choix a donc été fait dans cette étude de mettre en évidence l'influence de ce paramètre dans la morphologie des matériaux obtenus par Magnetic Freezing. La périodicité des structures a été caractérisée par analyse d'images optiques sur le logiciel ImageJ. La Figure 4-11 présente une image d'un échantillon réel et un schéma décrivant les deux paramètres mesurés :

- L'épaisseur des lamelles ( $L$ )
- L'espace inter-lamellaire ( $Ei$ )

On peut en déduire également la longueur d'onde  $\lambda$ . La porosité a pu être déterminée à partir d'images optiques et comparée à la porosité obtenue expérimentalement par méthode d'Archimède.

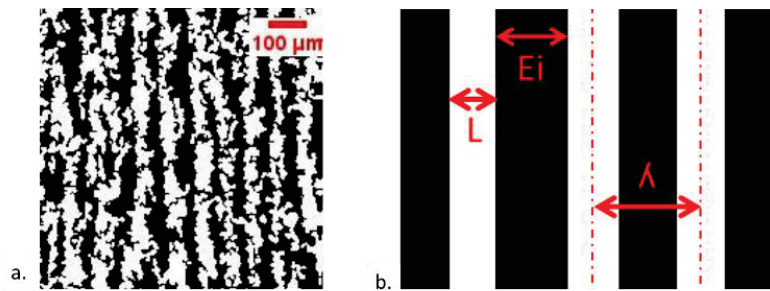


Figure 4-11 : a) Micrographie d'échantillon élaboré par Magnetic Freezing, b) Schéma représentant les paramètres caractéristiques mesurés par analyse d'image

La taille des grains de poudre étant du même ordre de grandeur que celle des lamelles, la structure est assez irrégulière et les lamelles sont très rugueuses. Ceci justifie l'utilisation de diverses techniques pour mesurer ces paramètres, qui sont décrites dans le paragraphe suivant.

#### B.3.2 : Mise au point des techniques d'analyse d'images

Afin d'obtenir les images à partir desquelles mesurer les paramètres caractéristiques de la morphologie des matériaux, plusieurs étapes préliminaires sont nécessaires, illustrées en Figure 4-12. L'échantillon est enrobé et poli, puis des images optiques sont prises sur un grand champ de l'échantillon et sont ensuite binarisées. On choisit alors une zone caractéristique où les lamelles sont parallèles entre elles. L'image obtenue subit une rotation de façon à obtenir des lamelles verticales. Enfin, elle est nettoyée : les grains de poudre solitaires sont éliminés pour ne garder que les lamelles.

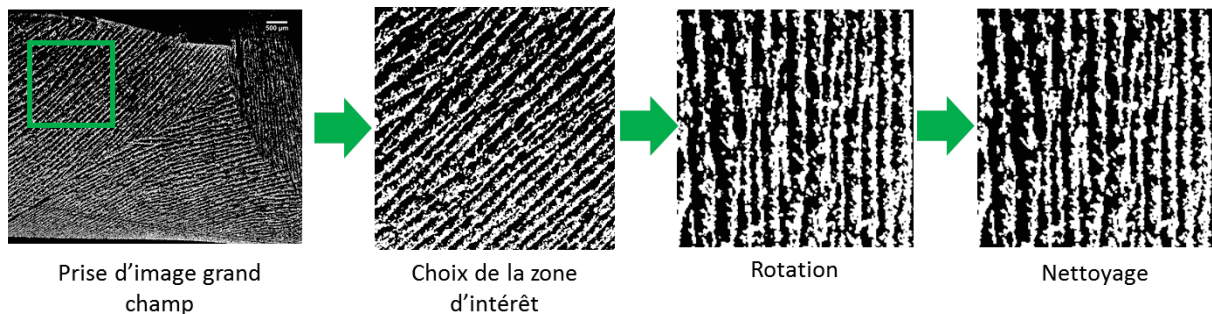


Figure 4-12 : Séquence permettant d'obtenir l'image utilisée pour mesurer les paramètres morphologiques

On obtient alors l'image pouvant être exploitée par analyse d'images. La porosité est obtenue simplement en calculant la proportion de pixels de matière par rapport à la totalité des pixels de l'image. Il s'agit cependant de mesures issues d'images 2D, à comparer avec la porosité réelle de ces structures

fortement tridimensionnelles. Deux techniques sont utilisées pour évaluer les paramètres morphologiques, illustrées en Figure 4-13.

La « **méthode des segments** » consiste à moyenner la section des lamelles. L'image est scannée de ligne en ligne et la longueur de chaque segment de matière est mesurée. La moyenne est alors effectuée sur une grande quantité de segments (plusieurs milliers) à partir d'une seule image. Cependant, la forte rugosité des lamelles entraîne une certaine variabilité de la mesure. Par la même méthode, on a accès à la taille des espaces inter-lamellaires et donc à la longueur d'onde par simple somme.

La « **méthode du signal** » consiste à reproduire le signal périodique de la structure. Les pixels de l'image sont moyennés en colonne : les maxima et les minima locaux du signal obtenu correspondent alors aux cœurs des lamelles et des espaces inter-lamellaires. Les aspérités des lamelles sont moyennées et les maxima et minima locaux permettent de déterminer la longueur d'onde. Cependant, il est difficile de mettre en évidence précisément la frontière entre lamelles et pores puisque le niveau moyen du signal peut beaucoup varier d'un échantillon à l'autre. Cette technique permet donc de mesurer la longueur d'onde, mais ne permet pas d'accéder aux valeurs des espaces inter-lamellaires et des épaisseurs de lamelles.

Ces deux techniques sont donc appliquées dans la suite sur des échantillons obtenus avec diverses proportions de solvant afin de mettre en évidence l'influence de ce paramètre sur la morphologie des matériaux.

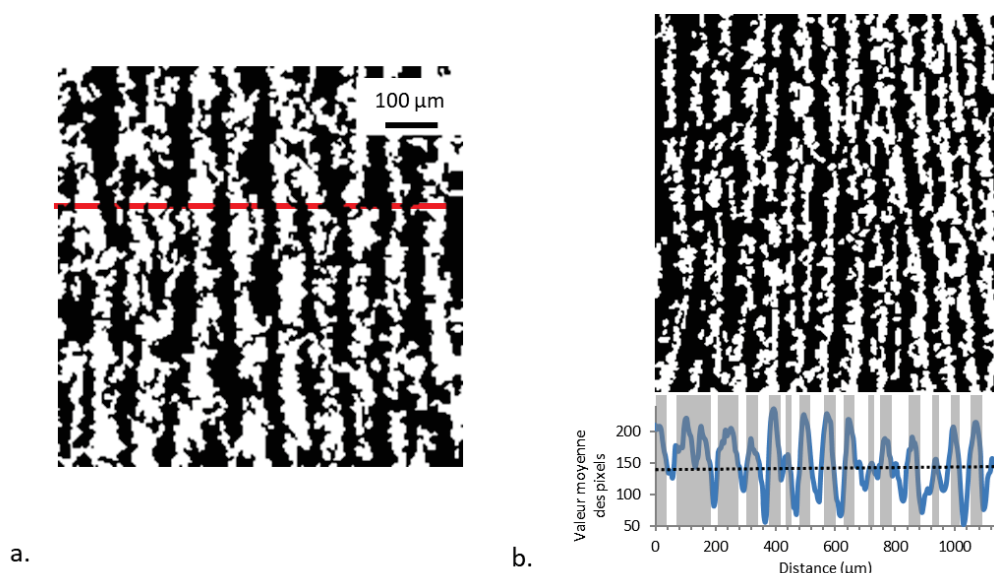


Figure 4-13 : Schémas décrivant : a) la méthode des segments et b) la méthode du signal

### B.3.3 : Echantillons étudiés

Les différents échantillons étudiés et leurs paramètres d'élaboration sont présentés dans le Tableau 4-3. Il s'agit de variations autour d'un jeu de paramètres qui donne un matériau de bonne qualité.

Tableau 4-3 : Paramètres du procédé utilisés pour chaque échantillon

Nomenclature	Masse de poudre (g)	Volume de solvant (mL)	Proportion massique de solvant (%)
Nickel-1	7,5	3	26
Nickel-2	7,5	4	32
Nickel-3	7,5	5	37



Des micrographies de chaque échantillon ainsi que les images utilisées pour l'extraction des paramètres morphologiques sont présentées en Figure 4-14. Contrairement au freeze-casting, il convient de remarquer que le Magnetic Freezing ne donne pas lieu à de fortes inhomogénéités dans la direction d'orientation préférentielle. En effet, on s'affranchit des défauts liés à la solidification de la glace, comme la zone équiaxe en surface qui peut beaucoup affecter les propriétés de perméabilité du matériau. Cependant, comme expliqué en partie B.2.1, l'orientation n'est pas uniforme dans tout le volume, la structure est composée de zones adjacentes où les lamelles sont parallèles entre elles.

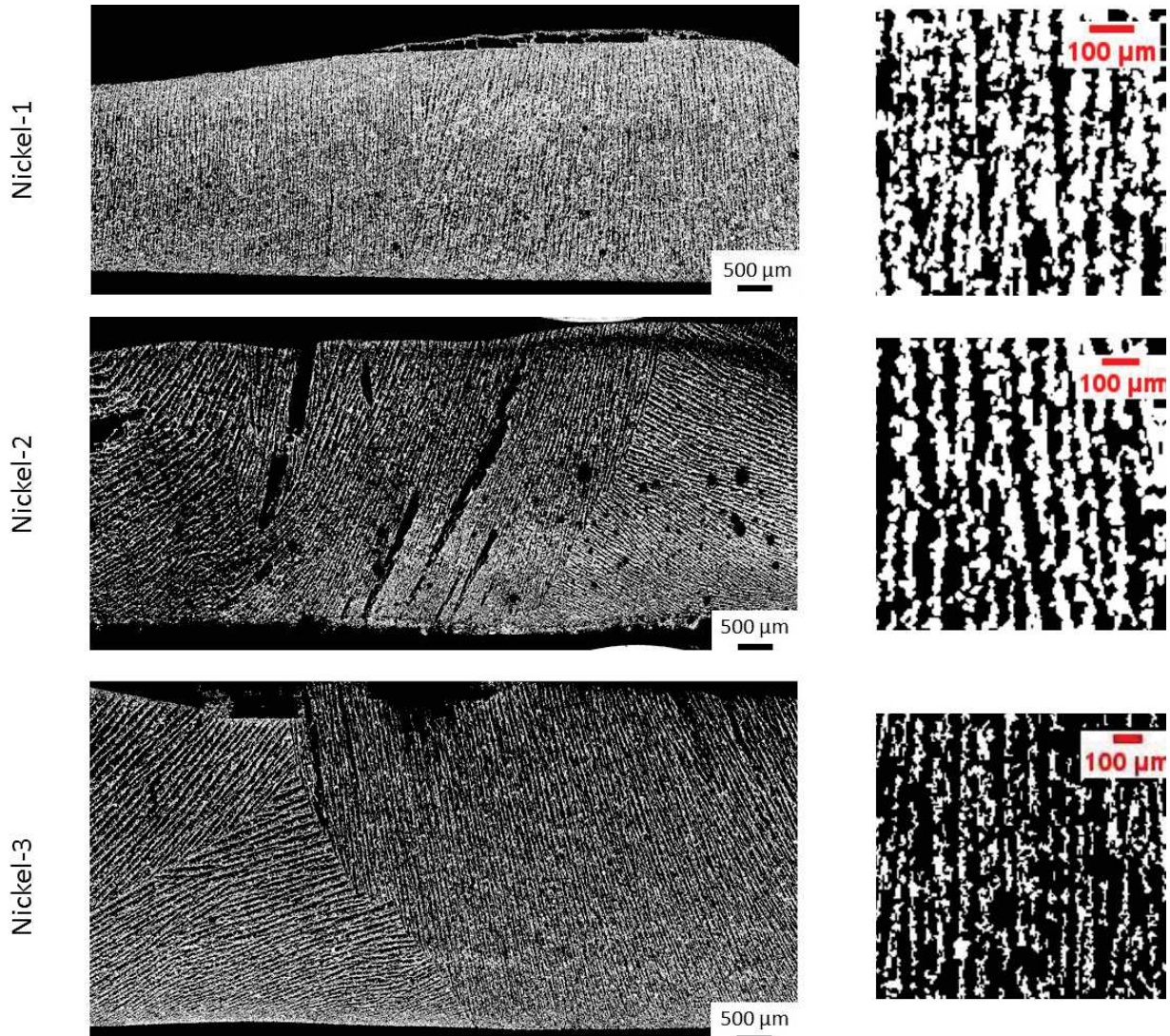


Figure 4-14 : A gauche : micrographies sur toute l'épaisseur des échantillons ; à droite : images utilisées pour l'analyse d'images. La direction du champ magnétique suit la verticale.

### B.3.4 : Influence de la proportion de solvant

#### B.3.4.1 : Evolution de la porosité

Le premier paramètre caractéristique d'un matériau poreux est sa porosité. Celle-ci a été mesurée expérimentalement et par analyse d'images pour chaque échantillon, les résultats sont présentés en Figure 4-15. Globalement, la porosité augmente avec la proportion de solvant quelle que soit la méthode de mesure. Ceci semble cohérent : plus on augmente la proportion de solvant, plus on laisse de place à la poudre pour s'organiser. Les deux techniques donnent des valeurs semblables, même si l'analyse d'images tend à sous-estimer la porosité réelle. Cette différence est liée au fait que l'analyse d'image évalue la porosité d'une

structure tridimensionnelle sur un plan, ce qui n'est en théorie valable que pour un matériau parfaitement isotrope.

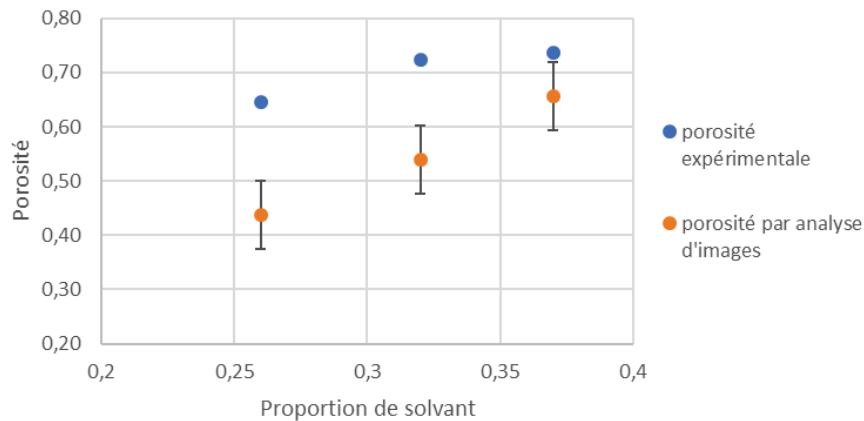


Figure 4-15 : Evolution de la porosité expérimentale et issue d'analyse d'images en fonction de la proportion de solvant

#### B.3.4.2 : Evolution des paramètres morphologiques

La Figure 4-16 présente l'évolution de l'épaisseur des lamelles, de l'espace inter-lamellaire et de la longueur d'onde du système en fonction de la proportion de solvant par les deux méthodes décrites dans la partie B.3.2. Lorsqu'on augmente la proportion de solvant, l'espace inter-lamellaire augmente, tandis que l'épaisseur des lamelles diminue. La longueur d'onde elle, reste stable. Afin de faire varier la proportion de solvant, ces échantillons ont été élaborés à quantité de poudre constante, en faisant varier le volume de solvant. Ces résultats montrent que plus on augmente le volume dans lequel les lamelles peuvent s'organiser, plus elles tendent à être fines et espacées. Cependant, de par les longs temps de préparation, seuls trois échantillons ont pu être élaborés et exploités, des échantillons supplémentaires seraient nécessaires pour valider ces conclusions.

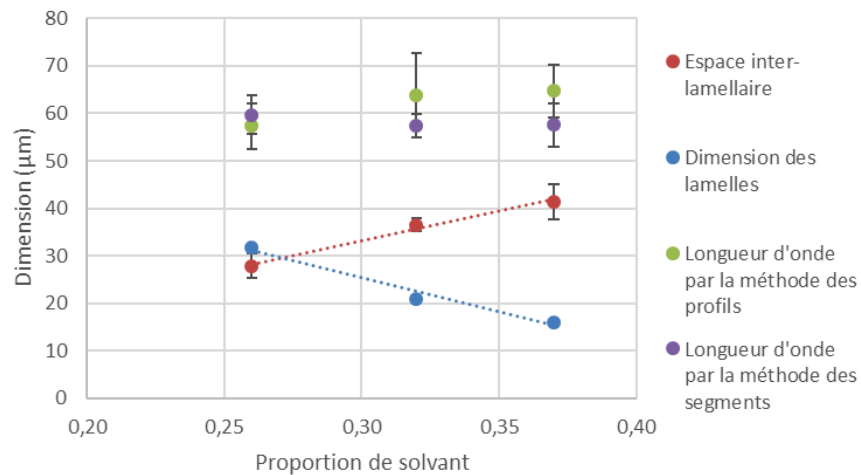


Figure 4-16 : Evolution des divers paramètres morphologiques en fonction de la proportion de solvant

#### B.3.4.3 : Conclusion sur le rôle du solvant

Ces premiers résultats tendent à indiquer que le solvant joue un rôle-clé dans ce procédé à plusieurs niveaux : lorsqu'on augmente la proportion de solvant, la porosité augmente et les lamelles s'affinent et s'espacent. On peut faire l'hypothèse que, sous l'action d'un champ magnétique, la poudre s'aimante et des chapelets de poudre se créent localement dans la direction du champ. Ce mouvement est facilité par la poussée d'Archimède au cœur du solvant, et ce jusqu'à l'interface avec l'air. Le solvant aurait donc pour rôle



de confiner le volume de la pièce finale. En Figure 4-17 est illustré ce phénomène : avec la même quantité de poudre, plus la quantité de solvant augmente, plus le volume libre pour s'organiser augmente, et donc plus les lamelles s'affinent et s'espacent. Cette hypothèse nécessiterait une étude plus poussée pour être validée.

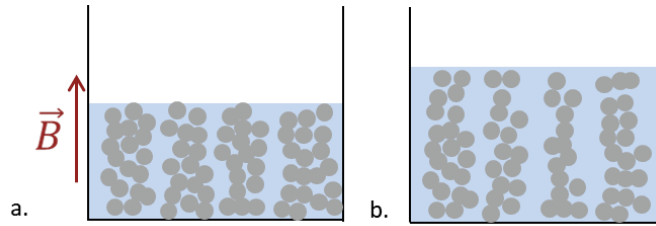


Figure 4-17 : Schéma représentant la même quantité de poudre avec une a) petite et b) grande quantité de solvant

#### B.4 : Ouverture à l'élaboration de matériaux à partir de poudres d'acier inoxydable

La suite du travail sur le Magnetic Freezing a consisté à adapter le procédé à des poudres d'acier inoxydable magnétiques (AISI 410), de nature chimique proche des structures lattice élaborées par SLM. L'utilisation de cet alliage permettrait donc de faciliter l'obtention d'une bonne interface entre poreux et structure lattice.

Les poudres d'acier utilisées étant de taille plus importante et de forme plus irrégulière que les poudres de nickel, le procédé a dû être adapté. La sédimentation est dans ce cas plus difficile à contrer, il a donc fallu rapprocher l'aimant du mélange de poudre et de solvant. Cependant, dans le montage utilisé précédemment, il existe une distance minimale en-dessous de laquelle la poudre s'extrait du solvant et vient se coller à l'aimant, c'est pourquoi celui-ci a été déplacé sous le montage plutôt qu'au-dessus.

Les proportions de poudre et de solvant ont également dû être adaptées, ainsi que le cycle de frittage. Dans le cas de frittage libre de poudre d'acier inoxydable 410, [Stagno \(1997\)](#) propose un traitement thermique de 30 min à 1120°C qui lui permet d'obtenir des pièces avec 15-20 % de porosité. Des essais de frittage pour des températures et temps de maintien proches de cette étude nous ont permis de déterminer un cycle de frittage optimal des échantillons élaborés par Magnetic Freezing de 30 min à 1150°C, avec toujours des rampes montante et descendante de 10°C/min sous argon.

La Figure 4-18 illustre la morphologie des échantillons obtenus. Les macrographies montrent un défaut majeur de ces échantillons : les aspérités de surface, qui peuvent atteindre près de la moitié de l'épaisseur de la pièce. Pour pallier à cet effet, l'aimant a été éloigné du mélange de poudre et de solvant. Les paramètres optimaux utilisés dans la suite de l'étude sont synthétisés dans le Tableau 4-4. On obtient alors des micrographies telles que celle de la Figure 4-18c avec des pores de taille importante globalement orientées. La porosité totale est évaluée à 69% par pesée hydrostatique, ce qui est proche des valeurs obtenues à partir de poudre de nickel. Cependant, les micrographies montrent que la structure est moins nette et moins homogène qu'avec les poudres de nickel, ce qui pourrait sûrement être amélioré en utilisant une poudre plus fine.

### C : Intégration de zones à porosité orientée dans une structure lattice

#### C.1 : Intégration dans une structure lattice de type « cross »

Diverses structures lattice ont été mises au point sur le logiciel Materialise Magics® afin de pouvoir accueillir les zones poreuses élaborées par Magnetic Freezing, l'objectif étant d'avoir des mailles de taille et de géométries variées afin de laisser la place à la poudre pour s'orienter tout en créant une bonne interface entre la poudre et le renfort.

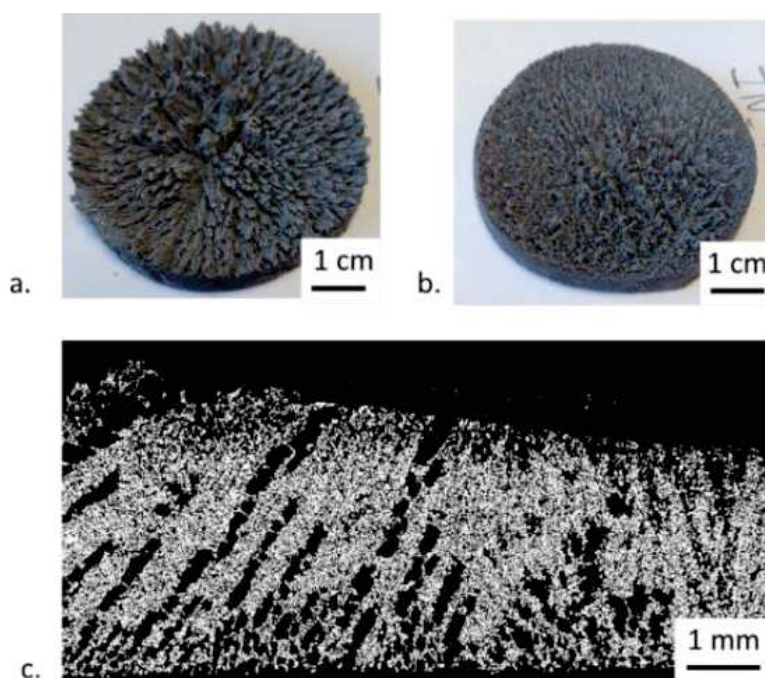


Figure 4-18 : a) et b) : macrographies représentant les aspérités de surface ; c) micrographie dans la direction parallèle au champ magnétique pour des échantillons en acier élaborés par Magnetic Freezing

Tableau 4-4 : Paramètres procédé optimisés pour l'utilisation de poudres d'acier inoxydable 410

	Quantité de poudre (g)	Quantité de solvant (mL)	Distance de l'aimant au mélange (mm)
INOX-1	6,5 – 7	4	32

Ces structures ont été élaborées par SLM en sous-traitance chez Polyshape®. L'alliage utilisé est un acier inoxydable 316L, de composition proche de l'acier 410. Les pièces sont de forme cylindrique, de diamètre correspondant au plot utilisé en Magnetic Freezing. De plus, un bord dense de 2 mm est intégré pour faciliter l'élaboration. Le protocole employé est le même que pour des matériaux monolithiques, à cela près que le mélange de poudre et de solvant est coulé dans le plot contenant le renfort lattice.

Les premiers tests ont été effectués avec des structures de type « cross ». Des images de la maille, la CAO de la partie architecturée et une macrographie de la pièce finale sont présentées en Figure 4-19. Pour le remplissage, les deux types de poudre, de nickel et d'acier inoxydable, ont été utilisés, avec des paramètres procédé mis au point lors des études précédentes sur les monolithes. Les dits paramètres sont synthétisés dans le Tableau 4-5 ; pour le nickel il s'agit de ceux de l'échantillon Nickel-3 vue en partie B.3.



Figure 4-19 : Représentations de la pièce en structure cross. De gauche à droite : schéma d'une maille, CAO de la partie architecturée et macrographie de la pièce élaborée par SLM

Tableau 4-5 : Paramètres procédé pour les échantillons de Magnetic Freezing dans une structure lattice

	Quantité de poudre (g)	Quantité de solvant (mL)	Position de l'aimant	Traitement de frittage
Nickel-lattice	7,5	5	A 27,5 mm, au-dessus du plot	1h à 900°C
Inox-lattice	7	4	A 32 mm, en-dessous du plot	30 min à 1150°C

## C.2 : Caractérisation des structures architecturées obtenues

La Figure 4-20 présente une macrographie des échantillons de nickel et d'acier inoxydable avec la structure cross intégrée. Dans les deux cas, le frittage de la poudre dans la grille architecturée donne visuellement de bons résultats et n'a pas généré de fissures.

Les micrographies dans le plan perpendiculaire au champ magnétique sont présentées en Figure 4-21. A cette échelle également, l'interface entre lattice et structure orientée est de bonne qualité. La présence de la grille ne semble pas avoir perturbé l'alignement des poudres : comme pour les monolithes, la structure du nickel a une orientation plus fine et plus marquée que pour l'acier inoxydable.

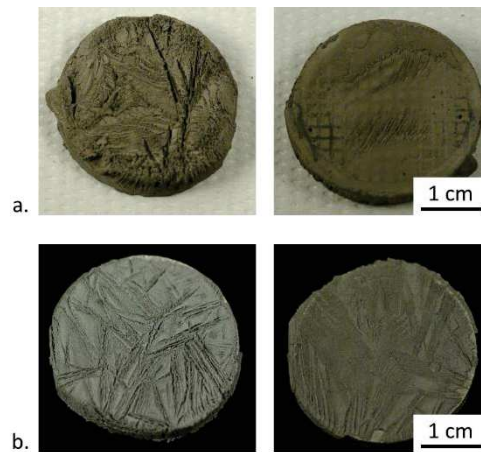


Figure 4-20 : Macrographies d'échantillons élaborés par Magnetic Freezing dans une structure lattice cross en acier à partir de poudre a) de nickel et b) d'acier inoxydable

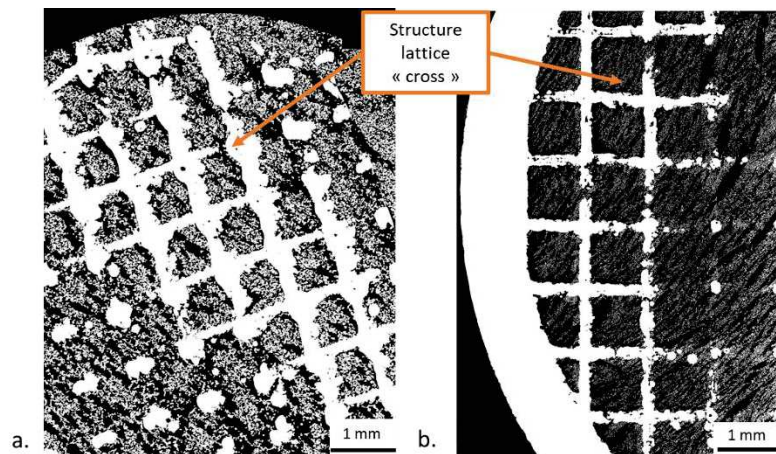


Figure 4-21 : Micrographies d'échantillons élaborés par Magnetic Freezing dans une structure lattice cross à partir de poudre de a) nickel et b) acier inoxydable. Vues dans le plan perpendiculaire à la direction du champ magnétique.

### C.3 : Description de l'échantillon architecturé passé au banc aérothermique

Au vu de ces résultats encourageants, un dernier échantillon dénommé INOX-G3 a été élaboré afin d'être testé au banc aérothermique. La structure lattice utilisée est de type « Structure-G3 » de Materialise Magics®. La maille, la CAO de la géométrie ainsi que la pièce obtenue par SLM sont représentées en Figure 4-22. Les paramètres procédé utilisés sont les mêmes que pour l'échantillon Inox-lattice (cf. Tableau 4-5). La pièce fait 4,6 mm d'épaisseur, le mélange de poudre et d'eau a donc recouvert la structure lattice qui ne fait que 3 mm d'épaisseur.

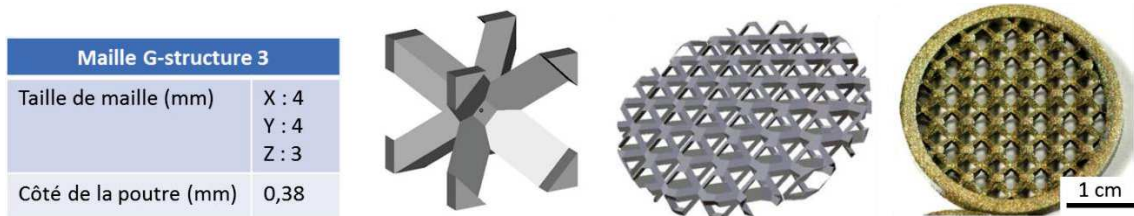


Figure 4-22 : Représentations de la maille « Structure-G3 ». De gauche à droite : schéma et dimensions d'une maille, CAO de la partie architecturée et macrographie de la pièce élaborée par SLM

Aucune micrographie n'a pu être effectuée sur cet échantillon puisqu'il s'agit d'une caractérisation destructive. Cependant, il est possible d'évaluer la masse surfacique de cette structure, en considérant qu'elle est élaborée en superalliage Haynes 188, afin de la comparer à la référence industrielle. La porosité de la structure lattice étant de 0,88 et la porosité des zones poreuses orientées ayant été évaluée précédemment à 0,64, on peut estimer la porosité totale de la structure hybride à 0,55. Malgré cette forte porosité, la masse surfacique en Haynes 188 est estimée à 1,86 g/cm<sup>2</sup>, ce qui fait de cette structure hybride une solution aussi lourde que les plaques multiperforées avec interconnexions. De futurs développements pourraient permettre d'élaborer des structures plus fines et d'obtenir donc une solution offrant un réel gain de masse.

La perte en perméabilité due à la présence de la structure lattice a pu être caractérisée, les courbes obtenues sont présentées en Figure 4-23 et les valeurs des paramètres de perméabilité sont synthétisées dans le Tableau 4-6. Sur ce graphique sont aussi représentées les courbes de la plaque multiperforée constituant la référence industrielle et d'un matériau microporeux commercial, le PORAL® grade 60. La présence de la grille engendre une perte en perméabilité de Darcy de près de 20% et une augmentation de la perte de charge à 1 m/s de 46%. L'échantillon avec grille reste tout de même dans les gammes de la référence industrielle et du PORAL®, c'est pourquoi il semble pertinent de le tester au banc aérothermique. Les résultats de ces essais sont présentés dans le Chapitre 5.

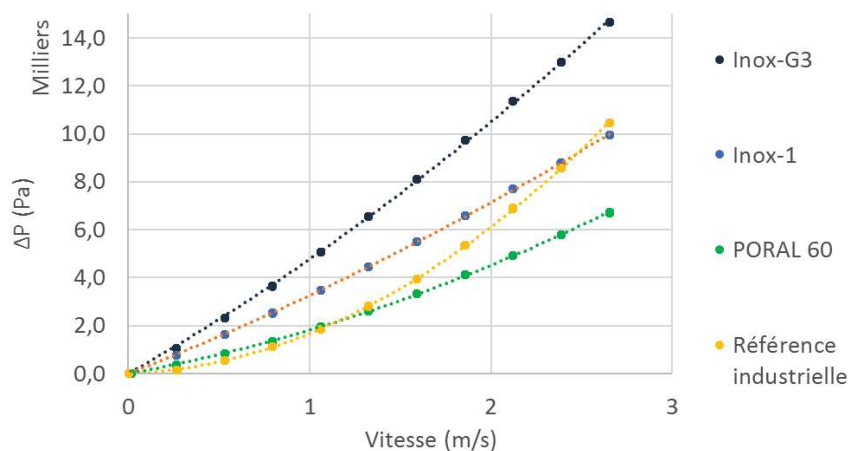


Figure 4-23 : Courbe de perte de charge pour les divers échantillons



Tableau 4-6 : Coefficients caractéristiques de perméabilité pour les divers échantillons

	Coefficient de Darcy K (m <sup>2</sup> )	Coefficient de Forchheimer (m <sup>-1</sup> )	$\Delta P$ pour $v = 1$ m/s (Pa)
<b>Référence industrielle</b>	$7,3 \cdot 10^{-11}$	$9,6 \cdot 10^5$	$1,7 \cdot 10^3$
<b>INOX-G3</b>	$1,9 \cdot 10^{-11}$	$8,6 \cdot 10^4$	$4,8 \cdot 10^3$
<b>INOX-1</b>	$2,5 \cdot 10^{-11}$	$6,2 \cdot 10^4$	$3,3 \cdot 10^3$
<b>Poral 60</b>	$4,1 \cdot 10^{-11}$	$1,2 \cdot 10^5$	$1,8 \cdot 10^3$

## D : Conclusion et perspectives

Ce chapitre a permis de montrer le potentiel d'un nouveau procédé d'élaboration de structures hybrides où des zones poreuses obtenues par Magnetic Freezing sont intégrées dans des structures lattice issues de fabrication additive. Simple à mettre en œuvre, le Magnetic Freezing permet d'obtenir des matériaux à microporosités orientées à partir de poudres magnétiques. Deux poudres différentes ont été testées : des poudres de nickel fines et régulières, et des poudres d'acier inoxydable plus grossières et irrégulières. Le cas le plus favorable pour obtenir des porosités fines et orientées est le premier, cependant l'intégration dans des structures lattice donne de bons résultats avec les deux poudres. L'influence de la proportion de solvant sur les propriétés des matériaux obtenus a pu être explorée par analyse d'images et semble être un paramètre important dans l'architecture de la structure poreuse. Ainsi, un échantillon élaboré par ce procédé a pu être testé sur le banc aérothermique, les résultats seront présentés dans le Chapitre 5.

Ce chapitre n'ayant vocation qu'à être une ouverture sur les possibilités de ce nouveau procédé, les perspectives sont nombreuses. D'une part, le procédé de Magnetic Freezing seul nécessite d'être mieux compris. Ainsi, une étude plus poussée sur l'influence des divers paramètres du procédé (forme et intensité du champ magnétique, nature et morphologie de la poudre, nature du solvant...) permettrait d'avoir une vision plus globale des possibilités du procédé. De plus, il serait intéressant de chercher à comprendre plus finement les mécanismes donnant lieu à ce type de structure, par exemple par des simulations numériques. Ceci permettrait d'expliquer par exemple la bidimensionnalité des lamelles observées, ou le fait que la structure soit constituée de zones d'orientations différentes où les lamelles sont parallèles entre elles.

D'autre part, l'intégration dans les structure lattice pourrait également être davantage explorée avec une caractérisation précise de l'influence de la forme et de la taille du motif de la structure lattice sur la morphologie des zones poreuses. De plus, l'ouverture vers des poudres non magnétiques, par exemple par dépôt d'une couche magnétique en surface de la poudre ou par co-malaxage avec des poudres magnétiques serait également une piste intéressante pour ouvrir les possibilités d'application du procédé. Cela pourrait par exemple favoriser une intégration dans des structures lattice en superalliage, matériau plus approprié pour une application chambre de combustion.



## Références

- Chino, Yasumasa, et David C. Dunand. 2008. « Directionally freeze-cast titanium foam with aligned, elongated pores ». *Acta Materialia* 56 (1): 105-13. doi:10.1016/j.actamat.2007.09.002.
- Davis, N. G., J. Teisen, C. Schuh, et D. C. Dunand. 2001. « Solid-state foaming of titanium by superplastic expansion of argon-filled pores ». *Journal of Materials Research* 16 (5): 1508-19. doi:10.1557/JMR.2001.0210.
- Deville, S. 2008. « Freeze-Casting of Porous Ceramics: A Review of Current Achievements and Issues ». *Advanced Engineering Materials* 10 (3): 155-69. doi:10.1002/adem.200700270.
- Deville, Sylvain, Eduardo Saiz, et Antoni P. Tomsia. 2007. « Ice-templated porous alumina structures ». *Acta Materialia* 55 (6): 1965-74. doi:10.1016/j.actamat.2006.11.003.
- Dunand, D. C. 2004. « Processing of Titanium Foams ». *Advanced Engineering Materials* 6 (6): 369-76. doi:10.1002/adem.200405576.
- Fife, J. L., J. C. Li, D. C. Dunand, et P. W. Voorhees. 2009. « Morphological Analysis of Pores in Directionally Freeze-Cast Titanium Foams ». *Journal of Materials Research* 24 (1): 117-24. doi:10.1557/jmr.2009.0023.
- Jo, Hyungyung, Min Jeong Kim, Hyelim Choi, Yung-Eun Sung, Heeman Choe, et David C. Dunand. 2016. « Morphological Study of Directionally Freeze-Cast Nickel Foams ». *Metallurgical and Materials Transactions E* 3 (1): 46-54. doi:10.1007/s40553-016-0068-y.
- Jorgensen, Daniel J., et David C. Dunand. 2011. « Structure and mechanical properties of Ti-6Al-4V with a replicated network of elongated pores ». *Acta Materialia* 59 (2): 640-50. doi:10.1016/j.actamat.2010.09.069.
- Jung, Hyun-Do, Se-Won Yook, Tae-Sik Jang, Yuanlong Li, Hyoun-Ee Kim, et Young-Hag Koh. 2013. « Dynamic freeze casting for the production of porous titanium (Ti) scaffolds ». *Materials Science and Engineering: C* 33 (1): 59-63. doi:10.1016/j.msec.2012.08.004.
- Kang, Suk-Joong L. 2004. *Sintering: Densification, Grain Growth and Microstructure*. Butterworth-Heinemann.
- Kearns, M. W., P. A. Blenkinsop, A. C. Barber, et T. W. Farthing. 1988. « Manufacture of a Novel Porous Metal ». *International Journal of Powder Metallurgy* (1986) 24 (1): 59-64.
- Lambert, Océane, et Cécile Davoine. s. d. Matériau métallique fritté à porosité orientée comprenant au moins une partie ferromagnétique et procédé de fabrication. INPI, filed 16 mars 2017.
- Li, Wei, Michael M. Porter, Eugene A. Olevsky, Randall M. German, et Joanna McKittrick. 2015. « Sintering of bi-porous titanium dioxide scaffolds: Experimentation, modeling and simulation ». *Materials Science and Engineering: A* 636: 148-56. doi:10.1016/j.msea.2015.03.065.
- Nakajima, Hideo. 2007. « Fabrication, properties and application of porous metals with directional pores ». *Progress in Materials Science* 52 (7): 1091-1173. doi:10.1016/j.pmatsci.2006.09.001.
- Park, Hyeji, Myounggeun Choi, Heeman Choe, et David C. Dunand. 2017. « Microstructure and compressive behavior of ice-templated copper foams with directional, lamellar pores ». *Materials Science and Engineering: A* 679 (janvier): 435-45. doi:10.1016/j.msea.2016.10.057.
- Plunk, Amelia A., et David C. Dunand. 2017. « Iron foams created by directional freeze casting of iron oxide, reduction and sintering ». *Materials Letters* 191 (mars): 112-15. doi:10.1016/j.matlet.2016.12.104.
- Porter, Michael M., Luis Meraz, Albert Calderon, Hyunjae Choi, Amer Chouhan, Leon Wang, Marc A. Meyers, et Joanna McKittrick. 2015. « Torsional properties of helix-reinforced composites fabricated by magnetic freeze casting ». *Composite Structures* 119 (janvier): 174-84. doi:10.1016/j.compstruct.2014.08.033.
- Porter, Michael M., Pooya Niksiar, et Joanna McKittrick. 2016. « Microstructural Control of Colloidal-Based Ceramics by Directional Solidification Under Weak Magnetic Fields ». *Journal of the American Ceramic Society* 99 (6): 1917-26. doi:10.1111/jace.14183.
- Ramos, Aurelia I. Cuba, et David C. Dunand. 2012. « Preparation and Characterization of Directionally Freeze-Cast Copper Foams ». *Metals* 2 (3): 265-73. doi:10.3390/met2030265.
- Roth, T. A. 1975. « The surface and grain boundary energies of iron, cobalt and nickel ». *Materials Science and Engineering* 18 (2): 183-92. doi:10.1016/0025-5416(75)90168-8.
- Röthlisberger, André, Sandra Häberli, Ralph Spolenak, et David C. Dunand. 2016. « Synthesis, structure and mechanical properties of ice-templated tungsten foams ». *Journal of Materials Research* 31 (6): 753-64. doi:10.1557/jmr.2016.62.

- Saitou, K. 2006. « Microwave sintering of iron, cobalt, nickel, copper and stainless steel powders ». *Scripta Materialia*, Viewpoint set no. 39: Statistical mechanics and coarse graining of dislocation behavior for continuum plasticity, 54 (5): 875-79. doi:10.1016/j.scriptamat.2005.11.006.
- Spoerke, Erik D., Naomi G.D. Murray, Huanlong Li, L. Catherine Brinson, David C. Dunand, et Samuel I. Stupp. 2008. « Titanium with Aligned, Elongated Pores for Orthopedic Tissue Engineering Applications ». *Journal of Biomedical Materials Research Part A* 84A (2): 402-12. doi:10.1002/jbm.a.31317.
- Stagno, E., M. R. Pinasco, G. Palombarini, M. G. Ienco, et G. F. Bocchini. 1997. « Behaviour of sintered 410 low carbon steels towards ion nitriding ». *Journal of Alloys and Compounds* 247 (1): 172-79. doi:10.1016/S0925-8388(96)02604-7.
- Tracey, V. A. 1979. « Effect of Sintering Conditions on Structure and Strength of Porous Nickel ». *Powder Metallurgy* 22 (2): 45-48. doi:10.1179/pom.1979.22.2.45.



# Chapitre 5 : Evaluation expérimentale de l'efficacité de refroidissement des solutions développées sur un banc aérothermique et sur un banc de combustion

Ce chapitre présente l'évaluation expérimentale des diverses solutions développées au cours des chapitres précédents sur deux bancs. Il est divisé en deux parties. La première partie décrit les essais sur le banc aérothermique. Suite à une présentation des échantillons testés et du banc, les champs de température obtenus à diverses surpressions sont présentés et comparés à la référence industrielle. L'évolution de l'efficacité de refroidissement le long de la plaque ainsi que la qualité du film cooling sont quantifiés et comparés. L'effet des interconnexions dans une plaque multiperforée, ainsi que l'effet de la grille dans une structure hybride poreux/dense sont mis en évidence. La deuxième partie de ce chapitre présente les essais effectués sur le banc EPICTETE en combustion sur un nouveau design de plaque multiperforée (Z3D) ainsi que sur une référence industrielle. Suite à une présentation du banc, l'effet de la pression dans le foyer sur la morphologie de la flamme et sur la température de paroi est étudié. Puis, la température mesurée par deux thermocouples sur chaque échantillon est comparée pour divers points de fonctionnement.

Partie 1 : Essais sur banc aérothermique.....	154
A : Synthèse des solutions testées.....	154
B : Présentation du banc aérothermique et des méthodes d'analyse .....	158
C : Résultats en régime stationnaire .....	163
D : Résultats en régime transitoire .....	175
E : Conclusions.....	179
Partie 2 : Essais sur banc en combustion EPICTETE .....	180
A : Solutions testées.....	180
B : Description du banc .....	180
C : Résultats.....	183
D : Echantillons après essai.....	186
E : Conclusions.....	187
Conclusions.....	189
Perspectives.....	192

## Partie 1 : Essais sur banc aérothermique

### A : Synthèse des solutions testées

#### A.1 : récapitulatif des plaques testées au banc

Les chapitres précédents ont visé à concevoir et à élaborer des solutions architecturées par fabrication additive permettant d'obtenir de meilleures efficacités de refroidissement dans une configuration de chambre de combustion. Leur efficacité a pu être évaluée expérimentalement sur un banc aérothermique pour l'intégralité d'entre elles, c'est l'objet de cette partie. Par ailleurs, la structure Z3D ainsi que la référence industrielle ont pu de plus être testées sur un banc en combustion, les résultats sont présentés dans la deuxième partie de chapitre.

Dans le cadre de cette thèse, 9 plaques ont été testées, des schémas de chaque géométrie sont représentés en Figure 5-1. On note tout d'abord deux plaques de référence multiperforées de trous traversants :

- La référence industrielle (RI), tôle perforée au laser ( $d = 0,5 \text{ mm}$  ;  $e = 1,2 \text{ mm}$ )
- La référence fabrication additive (RFA), élaborée par EBM ( $d = 1 \text{ mm}$ ,  $e = 3 \text{ mm}$ )

Tandis que la première permet de comparer les performances des diverses solutions proposées à une solution standard, la deuxième permet de mettre en évidence l'effet des interconnexions dans les solutions élaborées par EBM. De plus, pour évaluer l'effet de la rugosité en surface, une deuxième plaque identique pour laquelle la surface côté chaud a été polie a été testée (RFA-P).

Les nouveaux designs de plaques multiperforées avec trous interconnectés, conçus afin d'augmenter les échanges de chaleur internes sans détériorer le film cooling ont également été testés. Il s'agit des designs étudiés dans le Chapitre 2 :

- H2D élaborée par EBM, où les trous sont interconnectés le long d'une ligne ( $d = 1 \text{ mm}$  ;  $e = 3 \text{ mm}$ ) ;
- H3D élaborée par EBM, où les trous sont interconnectés en croisillons ( $d = 1 \text{ mm}$  ;  $e = 3 \text{ mm}$ ) ;
- Z3D élaborée par SLM, où les trous sont interconnectés en croisillons et débouchent de part en part de la plaque ( $d = 0,5 \text{ mm}$  ;  $e = 1,2 \text{ mm}$ ).

Enfin les designs de plaques architecturées présentant des zones poreuses ont été testés (Chapitres 3 et 4) :

- G10-V1000 élaboré par EBM, où des zones poreuses sont intégrées dans une grille orientée dans le sens de l'écoulement ;
- CD-V700 élaboré par EBM, où une plaque poreuse est intégrée dans un cadre ;
- INOX-G3, où des zones à porosité orientées élaborées par Magnetic Freezing sont intégrées dans une structure lattice fabriquée par SLM.

A noter que les alliages constitutifs ne sont pas les mêmes pour tous les échantillons testés : il s'agit de TA6V pour toutes les structures élaborées par EBM, et d'acier inoxydable pour RI, Z3D et INOX-G3.

Le Tableau 5-1 récapitule les propriétés de ces diverses solutions.



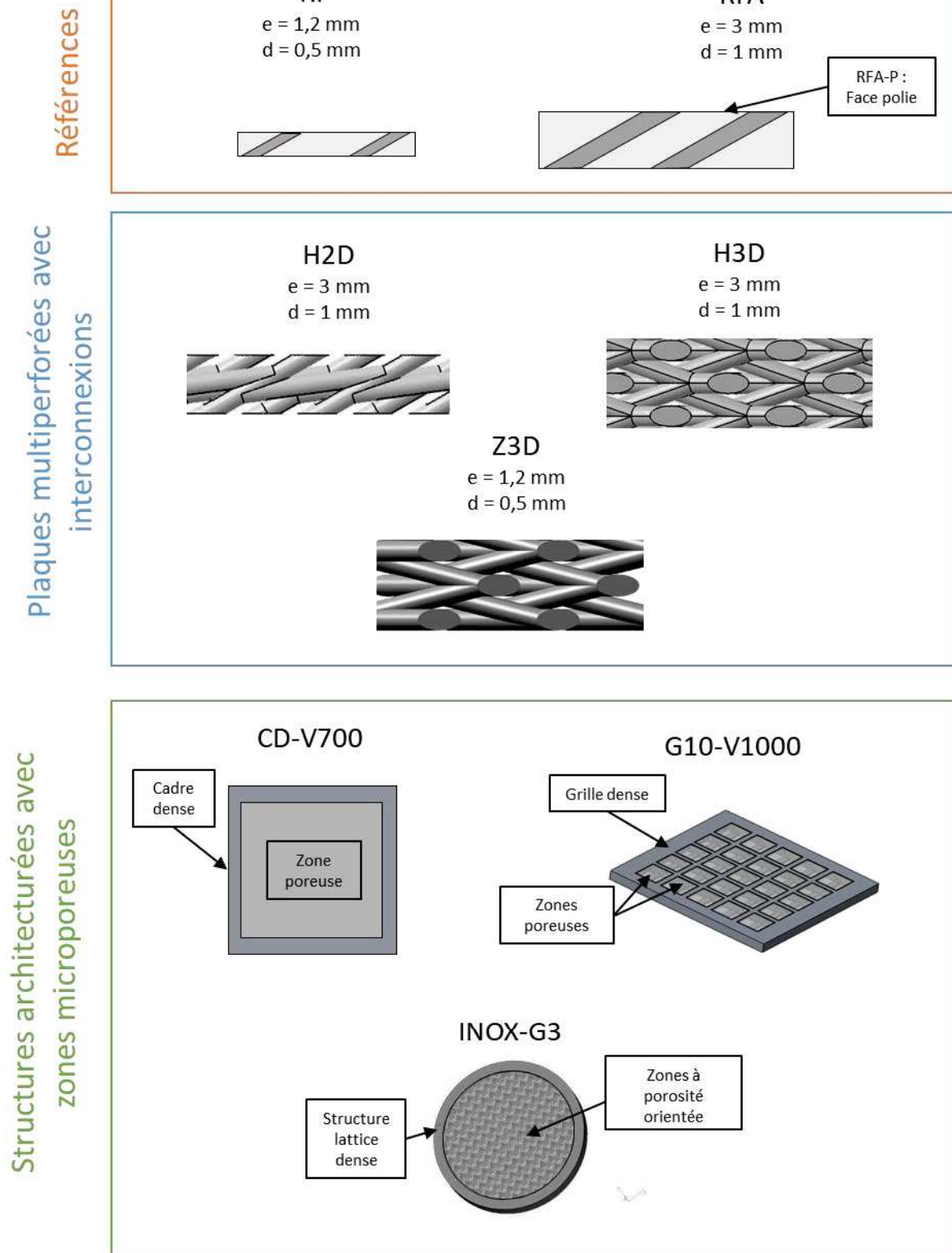


Figure 5-1 : Vue schématique des diverses solutions testées au banc aérothermique.

Tableau 5-1 : Synthèse des propriétés des divers échantillons testés sur le banc aérothermique

	<b>Réf. industrielle (RI)</b>	<b>Réf. fabrication additive (RFA)</b>	<b>Réf. fabrication additive polie (RFA -P)</b>	<b>H2D</b>	<b>H3D</b>	<b>Z3D</b>
<b>Géométrie des structures</b>	Plaque multiperforée simple  e = 1,2 mm d = 0,5 mm	Plaque multiperforée simple  e = 3 mm d=1 mm	Plaque multiperforée simple polie  e = 3 mm d =1 mm	Plaque multiperforée avec interconnexions sur une ligne e = 3 mm d =1 mm	Plaque multiperforée avec interconnexions en croisillons e = 3 mm d =1 mm	Plaque multiperforée avec interconnexions en croisillons débouchantes e = 1,2 mm d = 0,5 mm
<b>Technique d'élaboration</b>	Tôle perforée laser	EBM	EBM	EBM	EBM	SLM
<b>Matériau</b>	Acier inox. 321	TA6V	TA6V	TA6V	TA6V	Acier inox. 316L
<b>Porosité volumique (%)</b>	5,01	17,7	17,7	30,1	32,0	16,5
<b>Surface spécifique (mm<sup>-1</sup>)</b>	0,401	0,706	0,706	1,127	1,068	1,19
<b>Masse surfacique pour du Haynes 188 (g/cm<sup>2</sup>)</b>	1,02	2,22	2,22	1,88	1,83	0,90
<b>Rugosité Ra (μm)</b>	Négligeable (tôle laminée)	21 ± 3	Négligeable en face chaude (poli)	21 ± 3	21 ± 3	8 ± 1
<b>ΔP à v = 1 m/s (Pa)</b>	1,7.10 <sup>3</sup>	7,9.10 <sup>2</sup>	7,9.10 <sup>2</sup>	8,0.10 <sup>2</sup>	1,3.10 <sup>3</sup>	5,4.10 <sup>2</sup>
<b>Testé sur banc aérothermique</b>	X	X	X	X	X	X
<b>Testé sur banc en combustion</b>	X					X

	Réf. industrielle (RI)	CD-V700	G10-V1000	INOX-G3
Géométrie des structures	Plaque multiperforée simple  e = 1,2 mm d = 0,5 mm	Structure hybride cadre dense avec zone poreuse  e = 3 mm	Structure hybride grille dense (cellule de 1 cm) avec zone poreuse e = 3 mm	Structure lattice avec zones à porosité orientée intégrées  e = 4 mm
Technique d'élaboration	Tôle perforée laser	EBM	EBM	SLM pour la structure lattice Magnetic Freezing pour les zones poreuses
Matériau	Acier inoxydable 321	TA6V	TA6V	Acier inox. 316L pour la structure lattice. Acier inox 410 pour les zones poreuses
Porosité volumique (%)	5,01	37	35 (estimée)	0,55
Surface spécifique (mm <sup>-1</sup> )	0,401	45	45 (estimée)	<i>inconnu</i>
Masse surfacique pour du Haynes 188 (g/cm <sup>2</sup> )	1,02	1,70	1,75	1,86
$\Delta P$ pour v = 1m/s (Pa)	1,7.10 <sup>3</sup>	5,2.10 <sup>3</sup>	5,7.10 <sup>3</sup>	4,8.10 <sup>3</sup>
Testé sur le banc aérothermique	X	X	X	X
Testé sur le banc en combustion	X			

## B : Présentation du banc aérothermique et des méthodes d'analyse

### B.1 : Présentation du banc

Le banc aérothermique est une installation appartenant au département DMPE (Multi-Physique pour l'Energétique) et se trouvant sur le site de l'ONERA à Toulouse. La configuration est proche de celle d'une chambre de combustion et comprend un écoulement chaud parallèle à l'échantillon et un écoulement froid traversant. Cependant, les températures sont bien plus basses, ce qui facilite l'essai et permet de tester un grand nombre d'échantillons. La Figure 5-2a présente une photographie du banc et des divers écoulements qui ont lieu en son sein. Le banc est constitué de deux veines indépendantes :

- une veine d'air chaud de section rectangulaire (150 x 68 mm) : la température est de 400 K, le débit de 133 g/s, et elle est à pression atmosphérique ;
- une veine d'air froid de section circulaire de diamètre 50 mm : la température est de 300 K et l'écoulement est réglé en débit ou en surpression  $\Delta P$ .

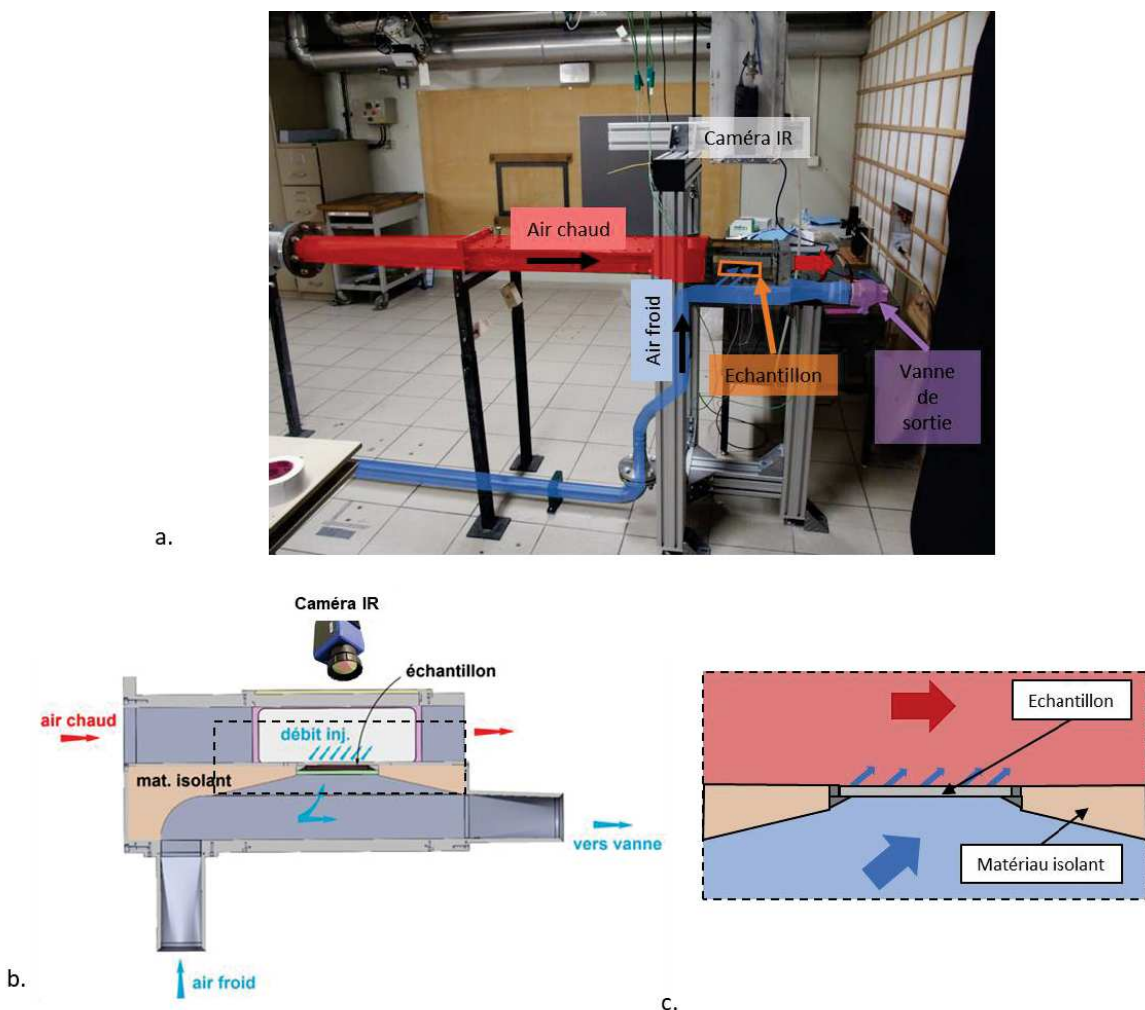


Figure 5-2 : a) Photographie du banc aérothermique et indications schématiques des divers écoulements ; b) schéma descriptif de l'enceinte dans laquelle est placé l'échantillon

L'échantillon est placé dans une enceinte, illustrée en (b) et (c), à l'interface entre ces deux veines, dans un porte-échantillon conçu de façon à ce que la plaque soit affleurante à la paroi de la veine chaude. La sortie de la veine froide est contrôlée par une vanne permettant plusieurs modes de fonctionnement. Dans la plupart des essais présentés dans ce chapitre, la vanne est fermée de façon à mesurer précisément

le débit traversant l'échantillon. Comme illustré en Figure 5-1b, la veine d'air froid est perpendiculaire à l'échantillon à l'entrée de l'enceinte et présente un coude de 90°. Au niveau de la plaque, l'écoulement froid n'est donc pas strictement parallèle à l'échantillon, mais présente un certain angle d'incidence.

L'échantillon est placé dans un porte-échantillon métallique comportant une bague isolante, celui-ci est placé au sein d'un matériau, lui aussi isolant, qui sépare les deux veines. La paroi supérieure de la veine d'air chaud intègre, au niveau de l'échantillon, un hublot en ZnSe permettant la mesure du champ de température côté chaud sur toute la surface de l'échantillon, à l'aide d'une caméra infrarouge. Un débitmètre placé dans la veine froide permet de mesurer le débit injecté, et donc le débit traversant la plaque lorsque la vanne est fermée. De plus, divers thermocouples permettent de mesurer les températures des deux écoulements.

Afin de pouvoir être testées sur ce banc, les solutions développées durant cette thèse ont été élaborées à plus grande échelle (98 x 98 mm), aux dimensions adaptées au porte-échantillon. Cette surface plus importante permet d'étudier l'établissement du film cooling le long de la plaque sur une zone centrale où les effets de bord sont négligeables. Pour la plupart des solutions, la CAO a été modifiée de façon à obtenir les cotes adaptées. Seule la structure INOX-G3 n'a pas pu être élaborée à plus grande échelle. Afin qu'elle puisse être testée, une plaque de dimensions 98 x 98 mm en matériau isolant (Teflon) a été usinée pour accueillir l'échantillon : la section débitante est circulaire de diamètre 22 mm. Cette valeur bien plus faible que pour les autres échantillons devra être prise en compte dans l'analyse des résultats, la comparaison directe sera néanmoins assez difficile. La Figure 5-3 présente une macrographie des échantillons RFA-P et INOX-G3 dans leur porte-échantillon.

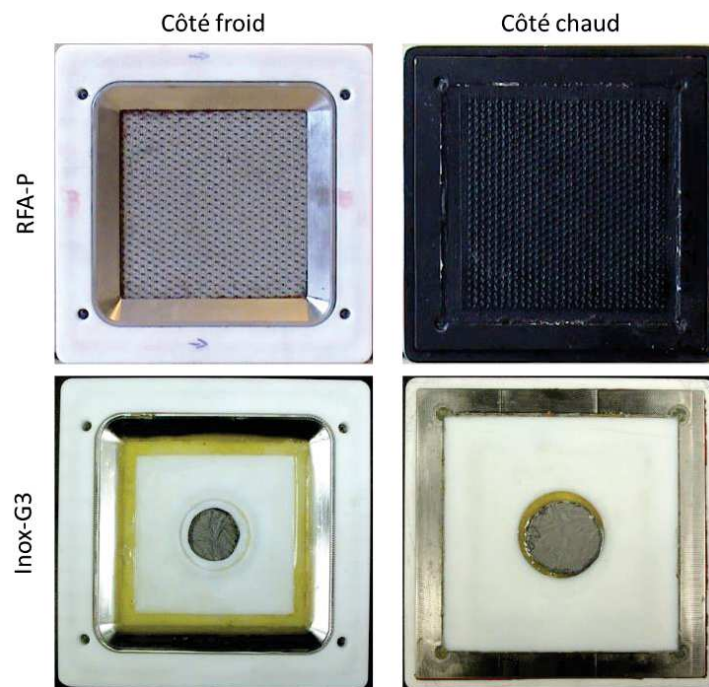


Figure 5-3 : Macrographies des échantillons RFA-P et INOX-G3 dans leur porte-échantillon.

Les plaques multiperforées ont été peintes avec de la peinture noire à haute émissivité JELT700 ( $\epsilon_s = 0,93$ ) sur la face côté chaud. En effet, le fait que la valeur d'émissivité soit haute et précisément définie permet de diminuer l'erreur dans la détermination du champ de température à partir des images issues de la caméra infrarouge. Pour éviter de boucher les trous, un système de soufflage continu à travers les échantillons a été mis en place durant le dépôt de peinture. Cette technique n'a pas pu être utilisée sur les solutions incluant des zones microporeuses au risque de boucher les pores. L'émissivité de ces structures a été mesurée en comparant la mesure d'un thermocouple de surface et de la caméra infrarouge dans un essai



préalable où l'écoulement chaud est présent, mais où l'arrivée d'air froid est coupée. Elle est comprise entre 0,60 et 0,64. Cette faible émissivité engendre de plus fortes incertitudes sur la température mesurée par rapport aux plaques multiperforées.

La plupart des essais sont effectués avec la vanne de sortie de l'écoulement froid fermée. L'échantillon est placé dans le porte-échantillon. Avant de commencer l'essai, on attend la stabilisation de la température de l'échantillon soumis seulement à l'écoulement chaud. Puis, on ouvre l'écoulement froid. Les essais sont pilotés en imposant un  $\Delta P$ , dans une gamme allant de 1 à 30 mbar. Pour chaque échantillon, l'évolution du champ de température en régime transitoire à  $\Delta P = 30$  mbar est enregistré. Etant donnée la plus faible section débitante de l'échantillon INOX-G3, des surpressions allant jusqu'à 94 mbar sont imposées pour atteindre des débits suffisants, et le transitoire enregistré correspond à un  $\Delta P$  de 100 mbar. Pour chaque essai, le débit est mesuré, les efficacités obtenues pour chaque échantillon pourront donc être comparées à iso-débit également.

## B.2 : Exemple de champ de température obtenu

La Figure 5-4 présente un schéma en coupe de l'échantillon au sein du banc. La surface cartographiée par la caméra infrarouge correspond à l'intégralité de la surface de l'échantillon côté chaud. Cependant, de par le système de maintien de l'échantillon dans le porte-échantillon, la section à travers laquelle s'écoule l'air de refroidissement est réduite côté froid : il s'agit de la section soufflante. Au cœur de cette zone, la plaque est refroidie par convection côté froid et par convection interne. Côté chaud, elle est isolée de l'écoulement chaud par le film isolant et elle est refroidie par convection avec celui-ci. La température de l'écoulement chaud étant relativement faible, le rayonnement peut être négligé. On définit une zone amont à la section soufflante : dans cette zone, la plaque n'est pas refroidie par convection, mais seulement par conduction. De même, on définit une zone en aval : la plaque y est refroidie principalement par l'action du film, si celui-ci persiste au-delà de la zone soufflante.

Le long de la plaque, on distingue trois zones caractéristiques du film cooling (en bleu sur la Figure 5-4) : la zone d'attaque au début de la zone soufflante où le film n'est pas encore très efficace, la zone établie et enfin la zone de recouvrement, qui décrit la persistance du film au-delà de la zone soufflante. Ainsi, la zone aval est aussi une zone intéressante pour évaluer la qualité du film cooling pour les diverses solutions étudiées.

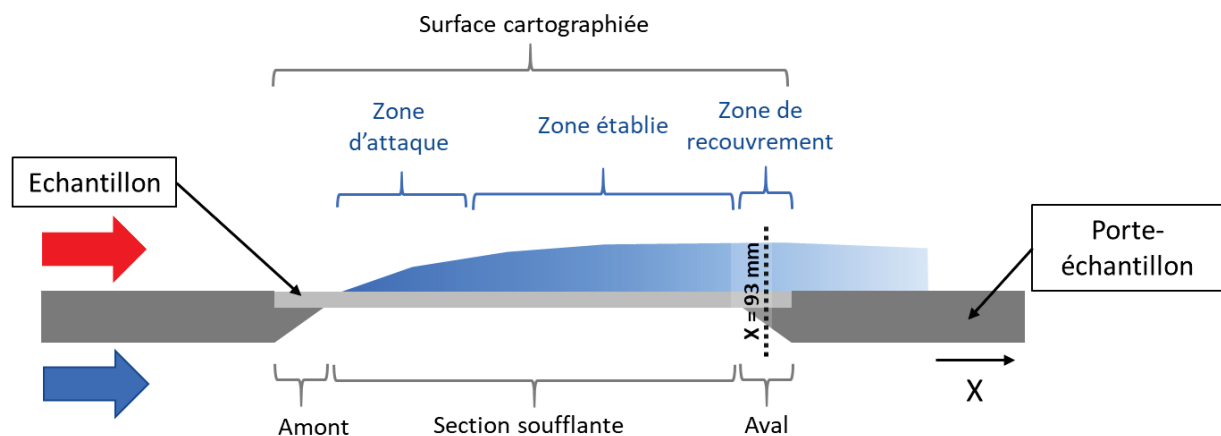


Figure 5-4 : Schéma décrivant la surface cartographiée de l'échantillon (en noir) et les différentes zones correspondant à l'établissement du film cooling (en bleu)

A titre d'exemple, la Figure 5-5 présente le champ de température en surface chaude de la référence industrielle pour un  $\Delta P$  de 30 mbar, en régime établi. L'écoulement chaud se dirige de la gauche vers la droite. L'échelle est ici adimensionnée en efficacité de refroidissement, calculée en tout point :

$$\eta = \frac{T_c - T_p}{T_c - T_f}$$

Avec  $T_c$ ,  $T_f$  et  $T_p$  la température mesurée respectivement dans l'écoulement chaud, dans l'écoulement froid et en surface chaude de l'échantillon. L'incertitude sur  $\eta$  est estimée entre  $\pm 0,02$  et  $\pm 0,06$  suivant les essais, les valeurs les plus importantes étant attribuées aux structures comportant des zones microporeuses à cause de leur faible émissivité. La résolution de l'image est de 0,25 mm en X et en Y. La section soufflante correspond à la zone encadrée (78 x 78 mm) pour les diverses plaques élaborées à la bonne dimension.

Concernant l'échantillon INOX-G3, des mesures de thermocouple sur le support en Teflon et sur l'échantillon ont permis de déterminer l'émissivité des deux matériaux, ce qui permet d'obtenir une cartographie en température sur toute la surface. Comme dans le cas des autres échantillons, la zone soufflante est réduite (diamètre de 22 mm) et indiquée par un cercle noir.

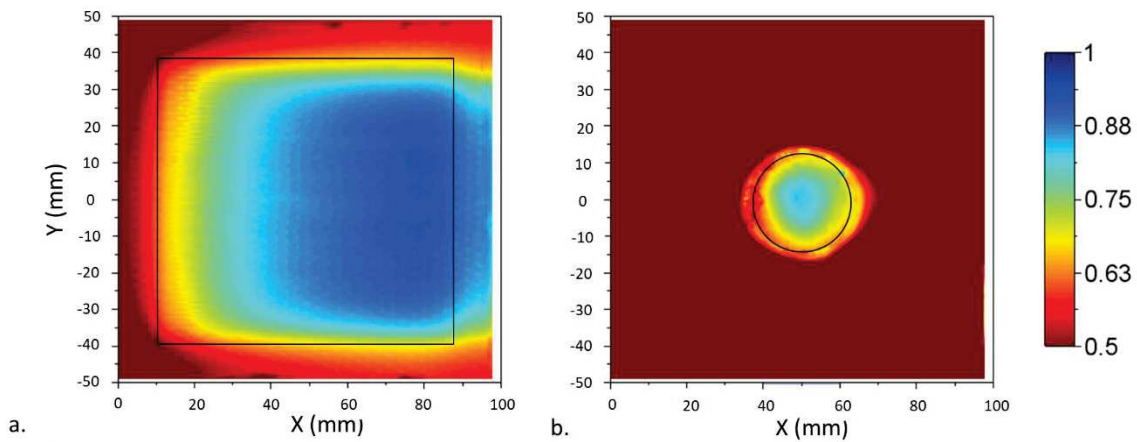


Figure 5-5 : Champ d'efficacité de refroidissement pour a) la référence industrielle RI et b) l'échantillon INOX-G3 à  $\Delta P = 30$  mbar. Le trait noir délimite dans chaque cas la zone soufflante.

On observe une augmentation de l'efficacité de refroidissement de la gauche vers la droite, correspondant à l'établissement du film cooling, ce qui permet d'atteindre des efficacités proches de 0,9. Cette bonne efficacité de refroidissement se maintient même au-delà de la zone soufflante : il s'agit de la zone de recouvrement présentée précédemment. Afin d'analyser plus finement ces thermogrammes et de les comparer entre eux, plusieurs méthodes d'analyse sont développées à partir de scripts sur Scilab.

### B.3 : Evolution de l'efficacité moyenne le long de la plaque

En vue de comparer les résultats obtenus pour ces divers essais, l'efficacité de refroidissement est moyennée suivant Y dans une bande centrale à 15 mm des bords, où l'efficacité varie peu. Pour l'échantillon INOX-G3, l'efficacité est moyennée dans une bande centrale incluant l'échantillon, et de hauteur en Y le diamètre de l'échantillon.

La Figure 5-6 présente l'exemple de la structure H2D pour  $\Delta P = 30$  mbar. On observe des oscillations qui semblent périodiques dans le signal obtenu. Celles-ci pourraient être dues à des effets de surface. D'une part, elles peuvent être générées par la prise en compte des valeurs de température dans les trous. L'angle d'incidence n'étant pas de  $90^\circ$ , l'émissivité de l'intérieur des trous diffère de celle du reste de la plaque, cette valeur n'a donc pas de sens physique. D'autre part, ces oscillations pourraient au contraire être dues à l'effet des protubérances en bordure des trous.

Afin de vérifier le lien entre ces oscillations et les valeurs mesurées dans les trous, sur une zone centrale de la plaque, on pose des patches au niveau des tâches attribuées aux trous de façon à ne pas les

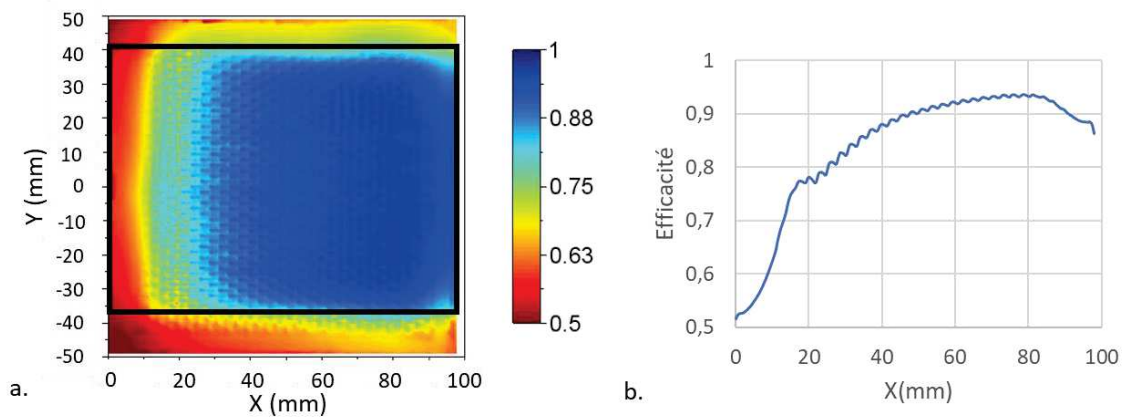


Figure 5-6 : Echantillon H2D à  $\Delta P = 30$  mbar : a) champ d'efficacité de refroidissement : la zone encadrée en noir délimite le champ en Y où la température est moyennée, b) courbe de l'efficacité de refroidissement moyennée selon Y, en fonction de l'abscisse X.

prendre en compte dans la moyenne selon Y. La Figure 5-7 montre l'image avec et sans patches de cette zone, ainsi que le graphique représentant l'évolution de l'efficacité de refroidissement selon X dans les deux cas. Le positionnement des patches permet de diminuer légèrement l'amplitude des oscillations. Ceci confirme qu'elles sont bien dues à un effet des trous. Il est cependant difficile de déterminer s'il s'agit d'un effet lié à la surface intérieure des trous ou aux protubérances. Le fait d'ignorer ces zones n'amenant pas une amélioration considérable de la qualité du signal, il a donc été décidé de conserver l'intégralité du champ de température lors de l'analyse des divers échantillons. La partie C permettra d'établir une comparaison entre la plaque brute d'élaboration (RFA) et la même plaque polie (RFA-P).

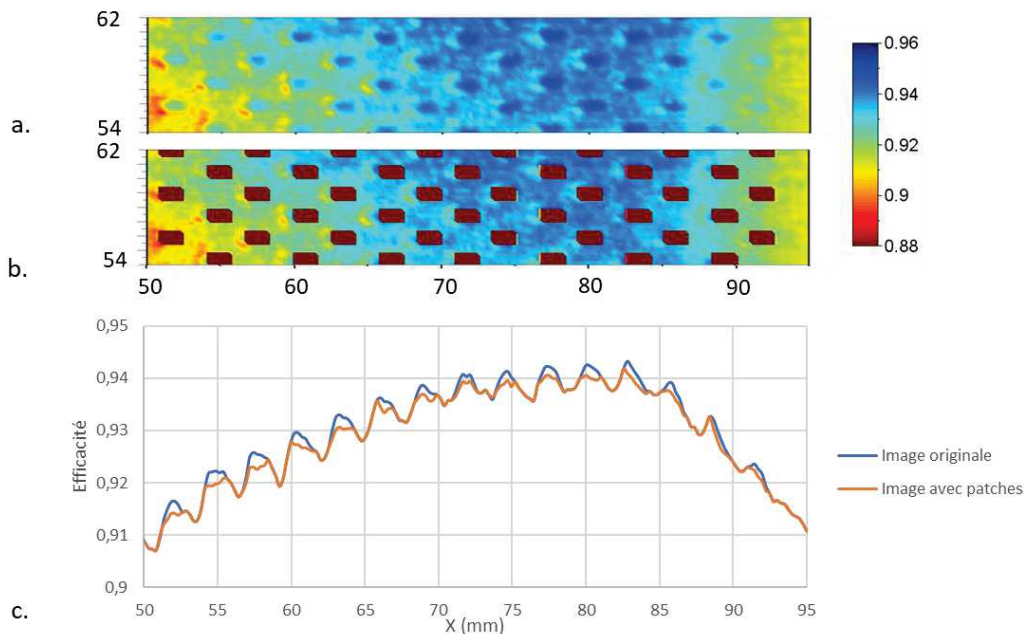
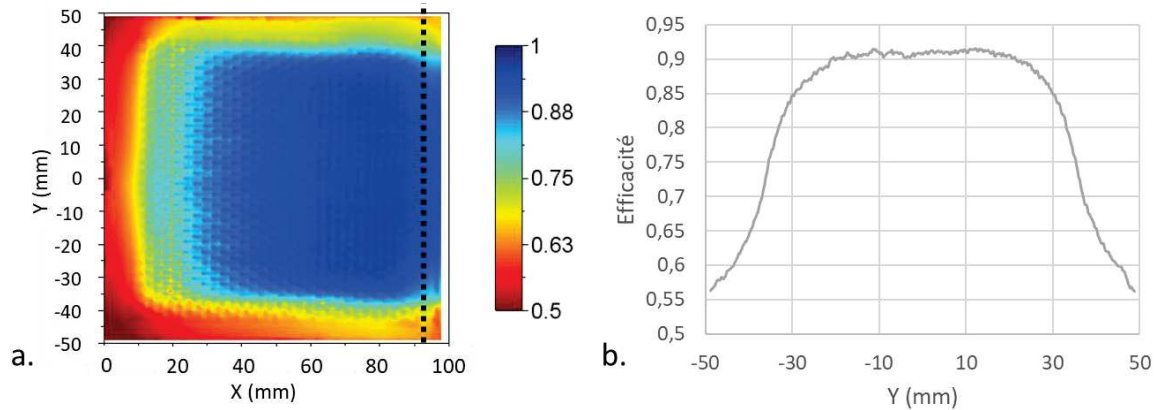


Figure 5-7 : Détail du champ d'efficacité de refroidissement pour la structure H2D à  $\Delta P = 30$  mbar (32x180 px) : a) image originale, b) image avec patches recouvrant les inhomogénéités au niveau des trous ; c) courbes d'efficacité de refroidissement moyennées sur cette zone pour l'image avec et sans patch.

Afin de faciliter la comparaison des divers échantillons, une valeur moyenne d'efficacité en X et Y a également été extraite. Elle a été calculée à partir des valeurs mesurées dans une zone centrale, à 20 mm des bords en X et 15 mm des bords en Y. Pour l'échantillon INOX-G3, l'efficacité de refroidissement est moyennée au cœur de la zone soufflante.

## B.4 : Evaluation de l'efficacité du film cooling

Dans le but d'étudier plus précisément le film cooling, nous nous intéressons à la zone en aval de la section soufflante, comme décrit en Figure 5-8. On se place à 5 mm en aval de la zone soufflante correspondant à  $X = 93$  mm. On peut alors tracer l'évolution de l'efficacité de refroidissement selon  $Y$  à cette abscisse. La Figure 5-8 montre un exemple de courbe obtenue pour l'échantillon H2D : l'efficacité de refroidissement est faible près des bords, puis on observe un plateau en milieu de plaque. La hauteur de ce plateau renseigne sur la qualité du film cooling. Pour l'échantillon INOX-G3, l'abscisse choisie est à 5 mm de la bordure de l'échantillon.



## C : Résultats en régime stationnaire

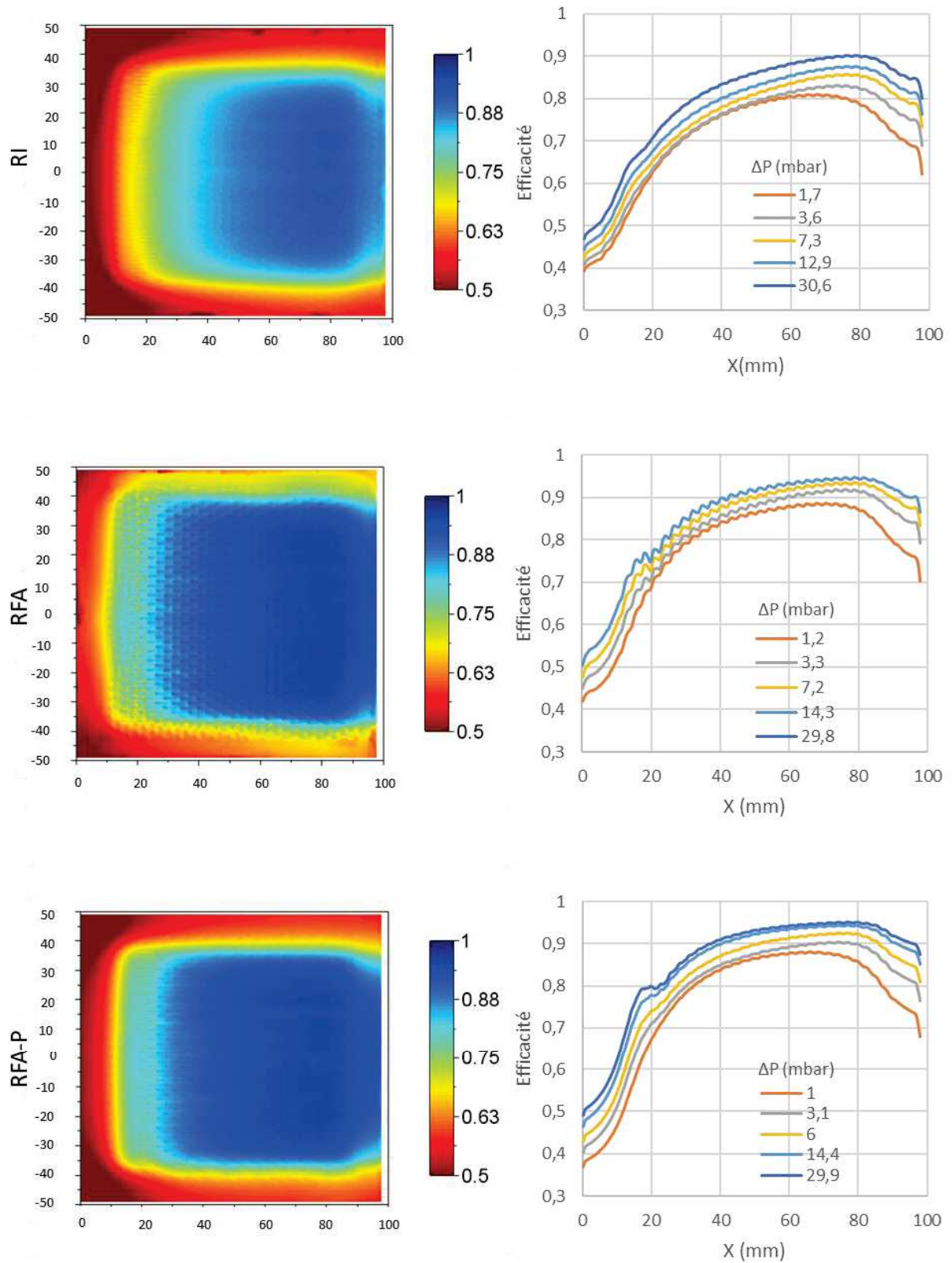
Cette partie présente les résultats obtenus en régime stationnaire. Etant donné le grand nombre d'échantillons testés, cette comparaison se fera en deux parties : la première compare les plaques multiperforées et la deuxième compare les structures hybrides architecturé/poreux. Puis une dernière partie dressera une comparaison globale.

### C.1 : Comparaison des solutions multiperforées

#### C.1.1 : Vue globale

La Figure 5-9 présente les champs de température à  $\Delta P = 30$  mbar ainsi que les courbes d'efficacité moyennée le long de la plaque à divers  $\Delta P$  pour les échantillons multiperforés. A première vue, les allures des courbes et des champs de température sont semblables pour les divers cas de figure. L'efficacité de refroidissement augmente fortement en début de plaque : il s'agit de la zone d'attaque. Puis elle augmente plus faiblement et tend à se stabiliser, en atteignant des valeurs très élevées ( $> 0,9$ ) : c'est la zone établie. Enfin, au-delà de la fin de la zone soufflante, l'efficacité baisse à nouveau, c'est la zone de recouvrement. Dès les faibles valeurs de  $\Delta P$ , les valeurs d'efficacité de refroidissement mesurées sont élevées. Pour la plupart des échantillons, on atteint une saturation du niveau d'efficacité mesuré pour  $\Delta P = 30$  mbar. Seule la référence industrielle RI semble pouvoir offrir un meilleur refroidissement pour des surpressions plus élevées. Ceci est probablement lié au fait qu'il s'agit de la plaque la moins perméable, comme nous le verrons en partie C.3. Pour atteindre le même débit traversant que les autres structures, il faudrait donc imposer de plus fortes surpressions.

Les efficacités de refroidissement maximales obtenues atteignent des valeurs très hautes, autour de 0,95 pour tous les échantillons. Les échantillons plus fins et avec de plus faibles diamètres (RI et Z3D) présentent des efficacités légèrement plus faibles, de l'ordre de 0,9. Cela peut être dû à un débit traversant plus faible, c'est pourquoi la comparaison globale de tous les échantillons se fera à la fois en  $\Delta P$  et débit. A





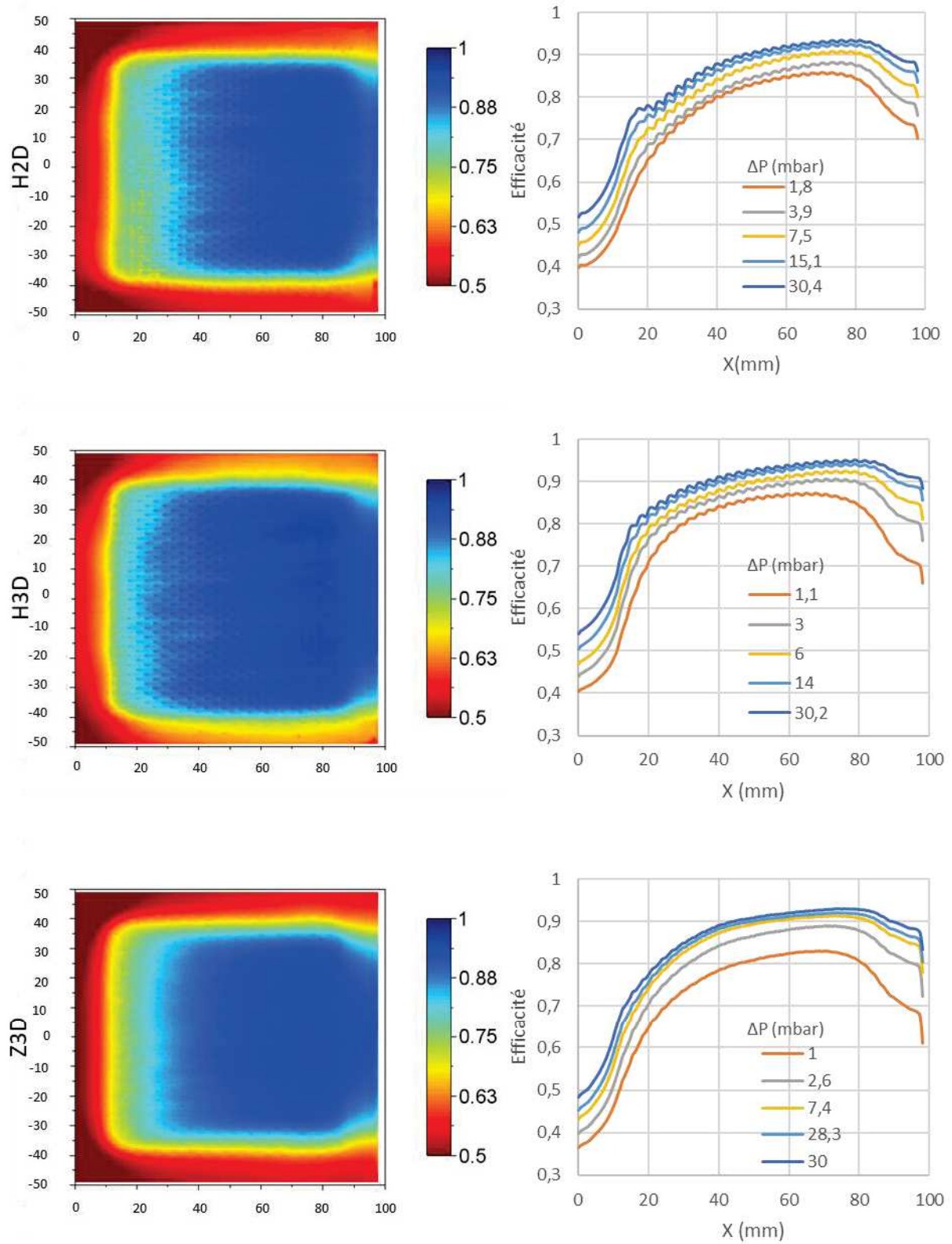


Figure 5-9 : Colonne de gauche : champs d'efficacité de refroidissement à  $\Delta P = 30$  mbar. Colonne de droite : courbes moyennes de l'efficacité en fonction de X pour les divers échantillons multiperforés à différents  $\Delta P$  (mbar)

noter que les efficacités mesurées sont plus hautes que les valeurs typiques de chambre de combustion ( $\eta = 0,8$ ), ce qui est dû à une différence de température entre écoulement froid et écoulement chaud assez faible (100 K) et à une absence de rayonnement.

Afin de faciliter la comparaison, les diverses plaques sont comparées à  $\Delta P = 30$  mbar. Cette surpression est compatible avec les valeurs industrielles ( $\Delta P = 3\%$ ) et correspond à la situation la plus favorable pour tous les échantillons.

### C.1.2 : Comparaison des divers échantillons à $\Delta P = 30$ mbar

La Figure 5-10 représente l'évolution de l'efficacité de refroidissement moyenne le long de la plaque pour les divers échantillons. On observe pour toutes les plaques EBM non polies de fortes oscillations, qui ne se retrouvent pas sur l'échantillon RFA-P. C'est donc bien la rugosité de surface qui génère ces oscillations. Cependant, cette rugosité ne semble pas avoir d'effet sur le niveau d'efficacité mesuré : les courbes de RAF et RFA-P se superposent. La rugosité du procédé EBM en surface chaude ne pose donc pas problème pour cette application. La rugosité du procédé SLM est, elle, suffisamment faible pour ne pas générer de telles oscillations.

On peut également remarquer que toutes les solutions élaborées par fabrication additive sont meilleures que la référence industrielle à un  $\Delta P$  donné. La structure Z3D présente de plus un refroidissement plus homogène, avec une efficacité qui atteint un palier dès une abscisse de  $X = 40$  mm. Cependant, il est difficile de déterminer quelle solution donne de meilleurs résultats, étant donné que l'erreur sur ces essais est évaluée entre  $\pm 0,02$  et  $\pm 0,03$ . En analysant précisément la zone d'attaque, on peut tout de même mettre en évidence un effet des interconnexions. C'est l'objet du paragraphe suivant.

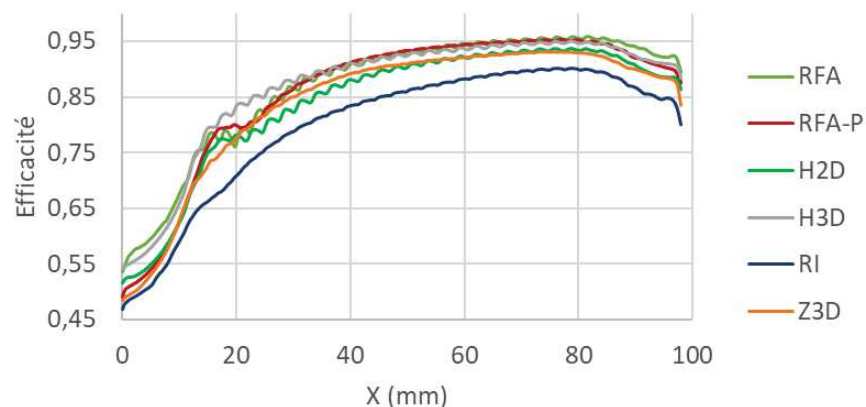


Figure 5-10 : Courbes d'efficacité de refroidissement moyennée le long de la plaque pour les divers échantillons multiperforés à  $\Delta P = 30$  mbar

### C.1.3 : Mise en évidence de l'effet des interconnexions

Etant données les fortes efficacités de refroidissement atteintes pour tous les échantillons lorsque le film est établi, c'est en s'intéressant à la zone d'attaque qu'on observe de réelles différences. La Figure 5-11 présente les champs de température ainsi que les courbes d'efficacité moyennée le long de la plaque pour  $X$  compris entre 0 et 40 mm. Pour mettre en évidence l'effet des interconnexions, on peut comparer les structures H3D et H2D élaborées par EBM à la référence fabrication additive. Ces trois plaques font 3 mm d'épaisseur et présentent un diamètre de trous de 1 mm. De même, il est possible de comparer la structure Z3D à la référence industrielle, puisqu'elles ont la même épaisseur et la même dimension de trous ( $d = 1$  mm et  $e = 1,2$  mm).

Au début de la zone soufflante (à partir de  $X = 10$  mm), on observe pour la plaque RFA une zone de palier où le film n'est pas établi et où l'efficacité augmente peu. Puis à partir de  $X = 20$  mm, elle augmente

plus fortement. La plaque H3D ne présente pas le même comportement : dès le début de la zone soufflante, l'efficacité de refroidissement augmente progressivement, ce qui lui permet d'atteindre à  $X = 20$  mm, une valeur de 0,83, à comparer à une valeur de 0,76 pour RFA.

Dans cette zone où le film n'est pas encore établi, l'efficacité de refroidissement est très dépendante des échanges de chaleur internes. Ces résultats tendent à montrer que les interconnexions permettent donc de mieux refroidir la plaque dans la zone d'attaque. De plus, les efficacités mesurées au cœur de la plaque sont équivalentes, ce qui montre que les interconnexions ne détériorent pas le film cooling. Cet effet est cependant moins visible sur la courbe de la géométrie H2D. Pour cet échantillon, on observe des inhomogénéités en température dans la direction Y dans la zone d'attaque, celles-ci pourraient être dues à la présence de trous mal dépoutrés localement.

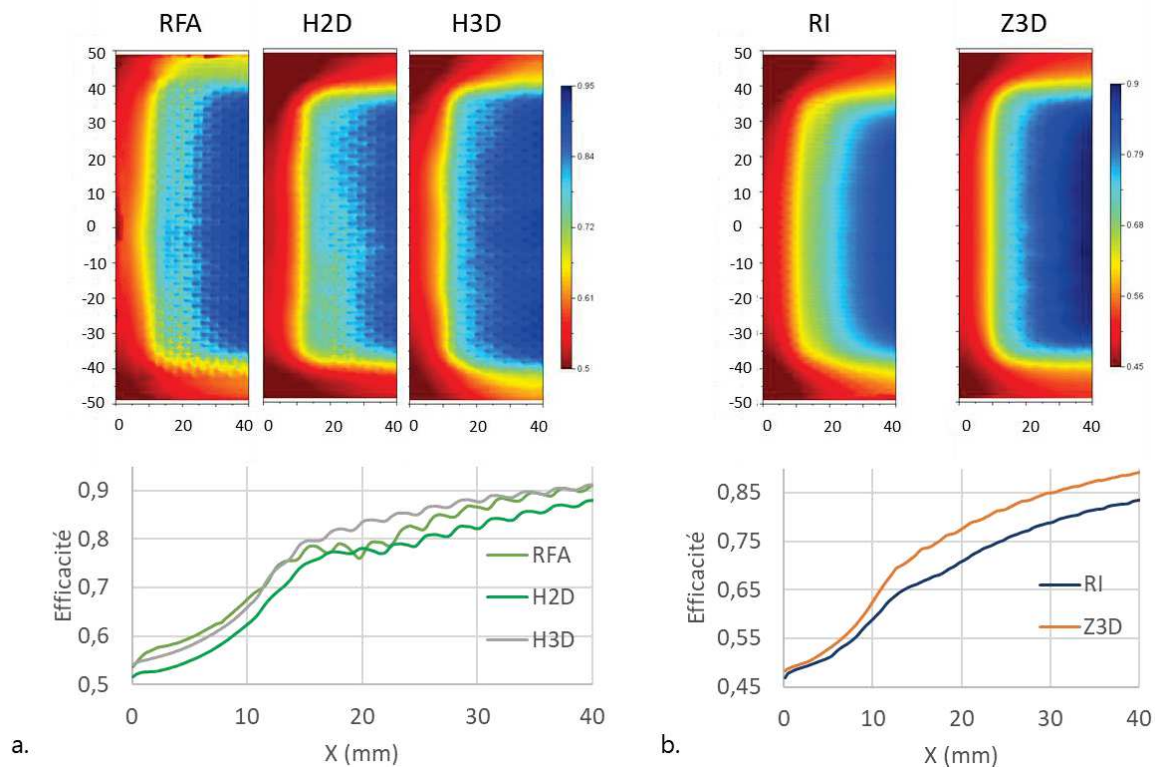


Figure 5-11 : En haut : champs d'efficacité de refroidissement pour X compris entre 0 et 40 mm. En bas : champs d'efficacité moyennée le long de la plaque pour a) les structures RFA, H2D et H3D et b) les structures RI et Z3D

Pour les plaques à faible épaisseur (Figure 5-11b), le constat est le même. Dès le début de la zone soufflante, l'efficacité de refroidissement augmente fortement pour la structure Z3D. Pour la référence RI, l'augmentation est plus lente jusqu'à l'abscisse  $X = 20$  mm. Puis, elle augmente fortement mais maintient un retard tout au long de la plaque. Ainsi, à  $X = 20$  mm, l'efficacité de la référence industrielle vaut 0,71 à comparer à 0,78 pour la structure Z3D. De plus, les champs de température montrent une répartition plus homogène de l'efficacité dans la zone soufflante pour cette dernière solution.

Ces résultats montrent que la présence d'interconnexions permet d'obtenir de meilleures efficacités de refroidissement au début de la zone d'attaque, habituellement mal refroidie puisque le film n'est pas établi. Au-delà de ces premières rangées de trous, l'efficacité est équivalente, voire même meilleure que la référence sans interconnexions, ce qui confirme un effet de film cooling efficace en zone établie. Afin de valider ce dernier constat, le paragraphe suivant étudie l'efficacité de refroidissement en aval de la zone soufflante.

### C.1.4 : Comparaison du film cooling

Afin de comparer le film cooling produit par ces diverses plaques multiperforées, la Figure 5-12 présente les courbes d'efficacité en fonction de l'ordonnée Y pour  $X = 93$  mm, à 5 mm en aval de la zone soufflante. L'allure des courbes est très semblable pour tous les échantillons : ils présentent tous de très bonnes efficacités de refroidissement hors de la zone soufflante. Ceci confirme le fait que l'ajout d'interconnexions n'altère pas le film cooling.

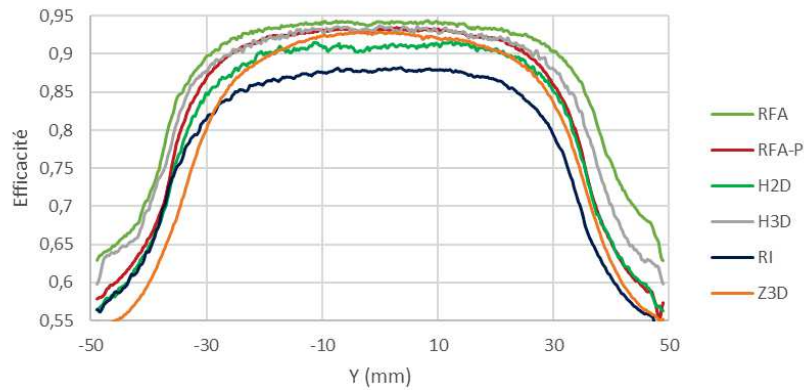


Figure 5-12 : Courbes d'efficacité de refroidissement selon Y pour une abscisse  $X = 93$  mm

Cette partie a montré que les interconnexions permettent d'obtenir de meilleures efficacités de refroidissement dans la zone d'attaque tout en maintenant des niveaux d'efficacité de refroidissement équivalents dans la zone établie. La partie suivante vise à comparer les résultats obtenus pour les structures présentant des zones microporeuses, avant une comparaison globale de tous les échantillons.

## C.2 : Comparaison des solutions présentant des zones microporeuses

### C.2.1 : Comparaison globale

La Figure 5-13 illustre les champs de température obtenus pour  $\Delta P = 30$  mbar, ainsi que les courbes d'efficacité de refroidissement moyennée le long de la plaque pour les diverses structures présentant des zones microporeuses, ainsi que pour la référence industrielle RI. Le profil des courbes obtenu pour les structures CD-V700 et G10-V1000 est très différent des plaques multiperforées. Dès le début de la zone soufflante, l'efficacité de refroidissement augmente très vite et atteint un palier dès  $X = 20$  mm. De plus, à  $\Delta P = 30$  mbar, les efficacités des matériaux développés durant la thèse sont comparables à l'efficacité mesurée là où le film est le plus établi (0,9). On observe donc une forte homogénéité de l'efficacité de refroidissement sur toute la surface soufflante, par rapport à la référence industrielle RI, mais également aux nouveaux designs de plaques multiperforées. Cet effet se note également sur les champs de température.

Cependant, on observe un comportement différent de ces structures lorsqu'on fait varier la valeur de  $\Delta P$ , par rapport aux plaques multiperforées. En effet, pour ces dernières, les efficacités mesurées étaient très élevées dès les faibles surpressions. Pour ces plaques microporeuses, il faut dépasser un certain seuil de  $\Delta P$  pour activer un refroidissement efficace, qui d'après les courbes se trouverait entre 5 et 16 mbar. En-dessous de ce seuil, les efficacités mesurées sont faibles ( $< 0,6$ ). Cet effet pourrait être dû à la difficulté pour les échantillons d'établir une couche limite efficace pour de faibles débits. Cette observation est cohérente avec les résultats de Bellettre (1998) sur les plaques transpirantes : un certain taux d'injection est nécessaire pour atteindre de fortes efficacités.

L'échantillon CD-V700 est intégralement microporeux au niveau de la zone soufflante, il peut donc être considéré comme la référence de matériau transpirant élaboré par EBM. Le champ de température révèle un refroidissement très homogène, mais laisse apparaître les défauts de « line order » décrits au Chapitre 3. Les cartographies permettent même de mettre en évidence des départs de fissure, comme illustré



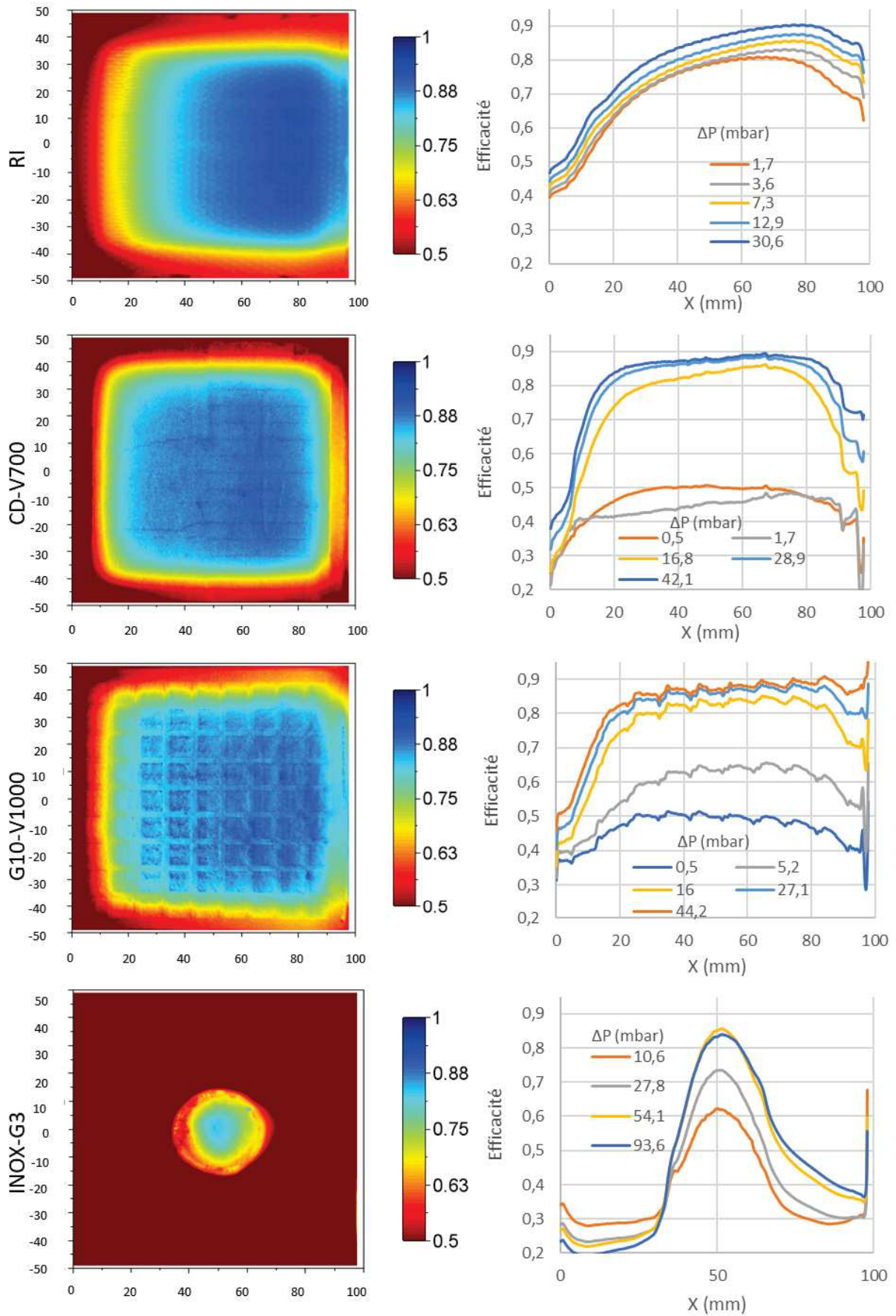


Figure 5-13 : Colonne de gauche : champs d'efficacité de refroidissement à  $\Delta P = 30$  mbar. Colonnes de droite : courbes moyennes de l'efficacité en fonction de X pour les divers échantillons comportant des zones microporeuses, pour divers  $\Delta P$  (mbar)



dans un détail de la cartographie présenté en Figure 5-14. Sur le champ d'efficacité ainsi que sur les courbes, on observe qu'au-delà de la zone soufflante, l'efficacité baisse très fortement : la zone de recouvrement décrite dans le cas des plaques multiperforées n'existe pas sur cet échantillon.

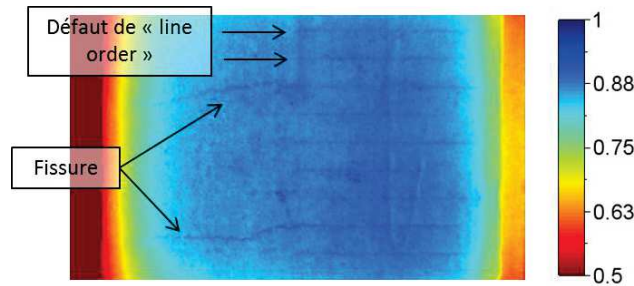


Figure 5-14 : Détail du champ d'efficacité de refroidissement à  $\Delta P = 30$  mbar pour l'échantillon CD-V7000.

La structure hybride G10-V1000 présente elle aussi un refroidissement très homogène. Les sauts réguliers en efficacité moyennée peuvent être dus à une différence d'émissivité entre la grille dense et les zones microporeuses, qui n'a pas pu être prise en compte lors du dépouillement des images de thermographie infrarouge, plutôt qu'à une température localement plus élevée. Contrairement à l'échantillon CD-V700, cette forte efficacité se poursuit au-delà de la zone soufflante, ce qui pourrait être le signe d'un film cooling qui serait donc induit par l'orientation de la grille. Cet aspect sera commenté ultérieurement.

L'échantillon INOX-G3 présente un profil très différent des autres de par sa taille. La faible section soufflante entraîne des débits non mesurables au débitmètre. Si à  $\Delta P = 30$  mbar, l'efficacité à cœur reste assez faible (autour de 0,75), pour de plus fortes surpressions elle peut atteindre des niveaux comparables aux autres échantillons. On remarque également qu'en aval de la zone soufflante, l'efficacité moyenne diminue fortement mais reste à un niveau plus élevé qu'en amont, surtout pour des surpressions supérieures à  $\Delta P = 30$  mbar, ce qui peut être attribué à un léger effet de film cooling.

### C.2.2 : Comparaison à 30 mbar

La Figure 5-15 présente l'évolution le long de la plaque de l'efficacité de refroidissement moyennée suivant Y, pour les divers échantillons à  $\Delta P = 30$  mbar. Les deux solutions comprenant des zones poreuses par EBM ont des comportements semblables. Sur la première moitié de la plaque, les efficacités qui y sont mesurées sont meilleures que la référence industrielle. Puis, l'écart diminue, jusqu'à devenir négligeable dans la zone où le film cooling de la référence RI est établi.

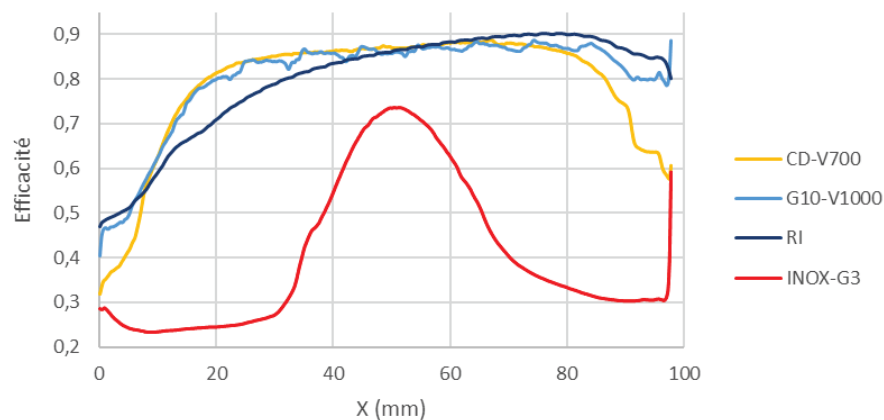


Figure 5-15 : Courbes d'efficacité de refroidissement moyennée le long de la plaque pour les divers échantillons comportant des zones microporeuses à  $\Delta P = 30$  mbar

Ainsi, l'augmentation des échanges de chaleur internes permet de mieux protéger les zones en amont de la plaque, tout en maintenant un niveau d'efficacité en milieu de plaque comparable à la référence industrielle.

### C.2.3 : Etude du film cooling

Afin de mettre en évidence un effet de film cooling, la Figure 5-16 présente les profils d'efficacité suivant Y pour une abscisse X = 93 mm donnée. Dans cette direction de la plaque, on observe également une plus grande homogénéité de l'efficacité de refroidissement pour des échantillons présentant des zones microporeuses par rapport à la plaque multiperforée de référence RI. Cependant, comme attendu, les valeurs obtenues sont plus faibles : on obtient un meilleur film cooling avec une plaque multiperforée qu'avec une plaque transpirante.

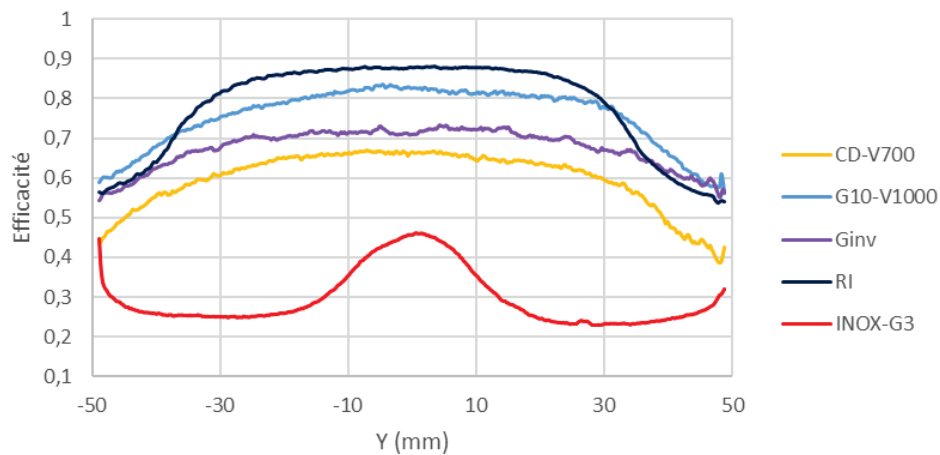


Figure 5-16 : Courbes d'efficacité de refroidissement selon Y pour une abscisse X = 93 mm

Par ailleurs, l'efficacité de refroidissement à cette abscisse est plus haute pour G10-V1000 que pour CD-V700. Cet effet pourrait être dû à l'inclinaison de la grille dans le sens de l'écoulement et est étudié dans le paragraphe suivant.

### C.2.4 : Mise en évidence de l'effet de la grille

Pour analyser l'effet de l'inclinaison de la grille sur l'efficacité de refroidissement, l'échantillon G10-V1000 a également été testé en étant tourné à 180°, de façon à ce que la grille soit inclinée dans le sens contraire à l'écoulement. L'échantillon dans cette configuration est nommé Ginv. La Figure 5-17 présente une vue 3D de la CAO de la structure G10 ainsi qu'une vue en coupe de l'échantillon dans le porte-échantillon avec le sens de l'écoulement chaud dans les deux configurations. Pour plus de lisibilité, il s'agit ici de schémas de la structure pour une plaque de plus petite dimension (60 mm plutôt que 98 mm de côté).

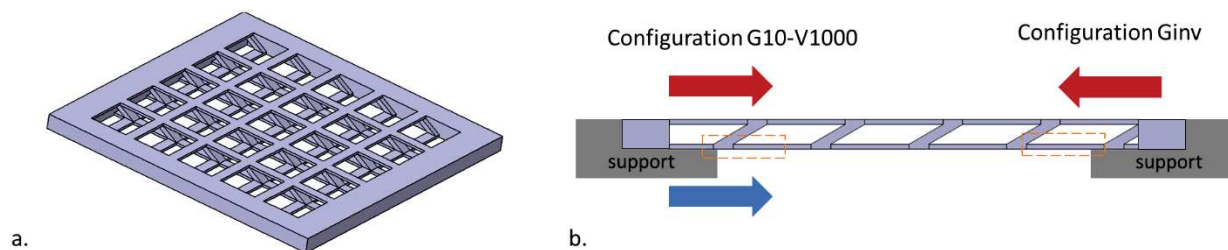


Figure 5-17 : a) Schéma de la structure architecturée G10 et b) vue en coupe et sens de l'écoulement chaud dans les configurations G10-V1000 et Ginv. Les zones en orange illustrent l'asymétrie de la structure côté froid.

La Figure 5-18 présente les champs de température ainsi que les courbes d'efficacité pour les échantillons G10-V1000 et Ginv à  $\Delta P = 16$  mbar. On observe effectivement que pour la grille placée dans

le bon sens, l'efficacité de refroidissement reste élevée en aval de la zone soufflante, cet effet n'étant pas observé lorsque la grille est tournée dans le sens contraire à l'écoulement. Ceci s'observe très nettement dans les courbes d'efficacité selon Y à X = 93 mm.

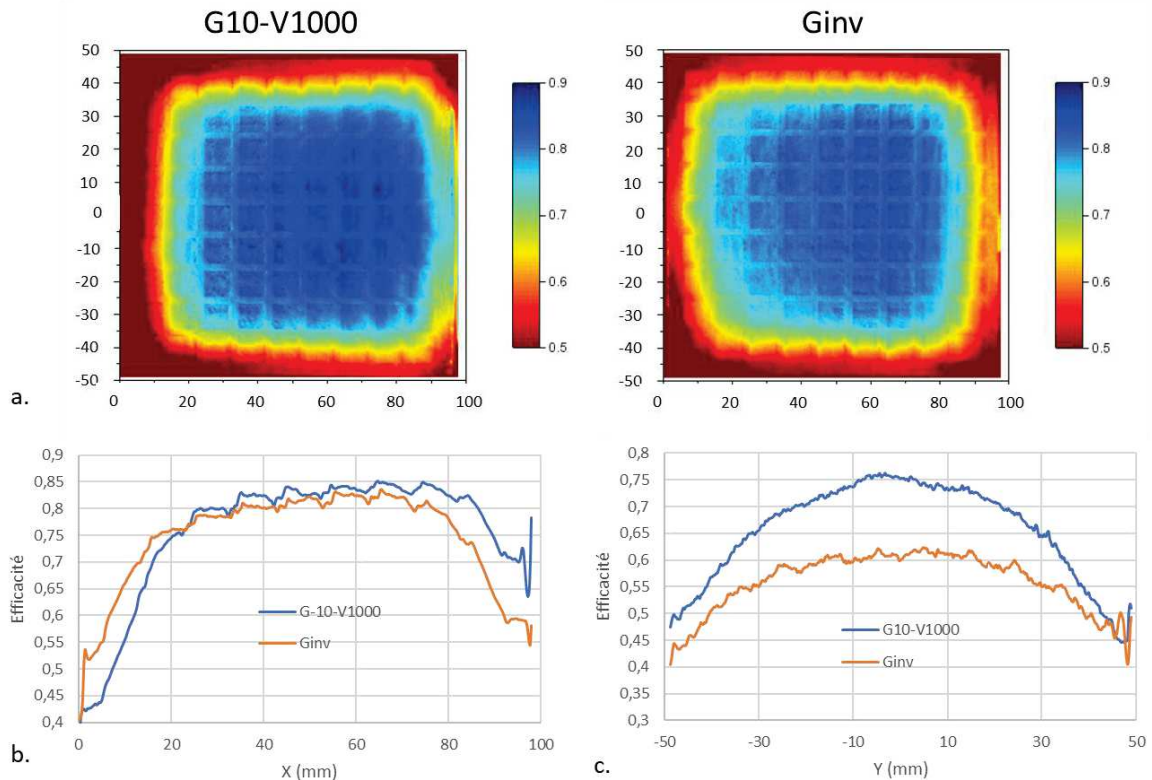


Figure 5-18 : Pour les structures G10-V1000 et Ginv à  $\Delta P = 16$  mbar : a) champs d'efficacité de refroidissement ; b) courbes d'efficacité de refroidissement moyennées le long de la plaque et c) courbes d'efficacité de refroidissement selon Y à X = 93 mm.

Cet effet est tout de même à nuancer, puisqu'on observe sur les deux courbes d'efficacité moyennée le long de la plaque une certaine symétrie dans la zone soufflante (X compris entre 10 et 88 mm). Comme il est peu probable que l'orientation de la grille permette d'obtenir une meilleure efficacité de refroidissement en amont de la plaque, l'effet observé pourrait être plutôt dû à l'asymétrie de la structure architecturée côté froid, due à l'orientation de la grille (zones en orange sur la Figure 5-17). L'effet de la grille nécessiterait donc d'être confirmé par des essais complémentaires ou des simulations numériques.

Cette partie a permis de montrer que les échantillons présentant des zones microporeuses permettent d'obtenir un refroidissement homogène, dès le début de la plaque. A partir d'une certaine surpression, les niveaux d'efficacité mesurée sont comparables à ceux de la référence industrielle RI. Une dernière partie vise à établir une comparaison globale des divers échantillons testés sur ce banc aérothermique afin d'identifier les meilleures solutions en fonction de divers paramètres.

### C.3 : Comparaison croisée et conclusions

Dans un premier temps, il est possible de retranscrire les débits traversants et les surpressions mesurées en courbes de perte de charge afin de les comparer aux mesures sur banc de perméabilité. Il faut noter que pour les échantillons les moins perméables, les débits n'ont pu être mesurés qu'à partir d'une certaine surpression. Pour l'échantillon INOX-G3, aucun débit n'a pu être mesuré de par la faible section débitante. La Figure 5-19 présente les courbes de perte de charge obtenues sur le banc aérothermique et sur le banc de perméabilité. Il faut noter que la configuration physique n'est pas la même puisque sur le banc de perméabilité, l'écoulement traversant est parfaitement perpendiculaire à la plaque tandis que sur le banc

aérodynamique, il a une composante longitudinale. De plus, la présence de l'écoulement chaud peut également être une source de différence.

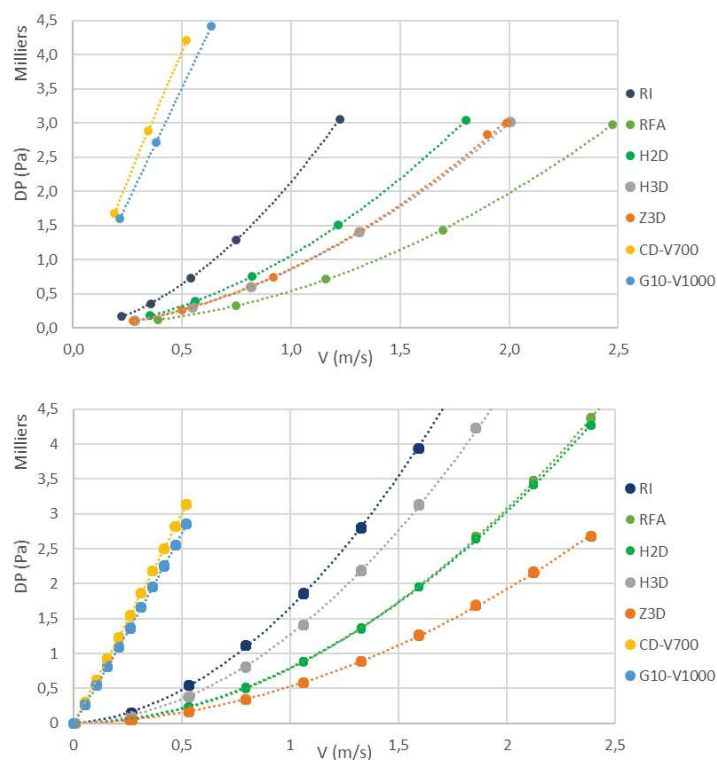


Figure 5-19 : Courbes de perte de charge pour les divers échantillons issues des mesures sur banc aérodynamique (en haut) et sur banc de perméabilité (en bas)

Les tendances observées sur les deux bancs sont semblables. Les échantillons les moins perméables sont les structures avec zones microporeuses. Puis vient la référence industrielle pour laquelle l'écart mesuré sur le banc aérodynamique avec les autres plaques multiperforées est plus important que ce qui a été constaté sur le banc de perméabilité. L'écart entre les structures H2D, H3D et Z3D est fortement réduit sur le banc aérodynamique. La forte perméabilité de la structure Z3D par rapport aux autres plaques multiperforées n'est donc pas vérifiée, ce qui est plus favorable vis-à-vis de l'application industrielle. Les résultats du banc se rapprochent finalement plus de ceux issus des simulations sur CEDRE (Chapitre 2, partie D) : le fait d'avoir un écoulement pariétal semble favoriser un comportement semblable de H2D et de H3D qui sont tous deux moins perméables que la référence sans interconnexions RFA. Les valeurs de  $\Delta P$  pour  $v = 1 \text{ m/s}$  obtenues sur les deux bancs sont synthétisées dans le Tableau 5-2, elles sont issues d'une extrapolation pour les échantillons CD-V700 et G10-V1000.

Tableau 5-2 : Comparaison des mesures de perte de charge pour  $v = 1 \text{ m/s}$  mesurées sur les deux bancs

	Banc de perméabilité	Banc aérodynamique
<b>RI</b>	$1,7.10^3$	$2,1.10^3$
<b>RFA</b>	$7,9.10^2$	$5,4.10^2$
<b>H2D</b>	$8,0.10^2$	$1,1.10^3$
<b>H3D</b>	$1,3.10^3$	$8,6.10^2$
<b>Z3D</b>	$5,4.10^2$	$8,7.10^2$
<b>CD-V700</b>	$5,2.10^3$	$7,5.10^3$
<b>G10-V1000</b>	$5,7.10^3$	$6,8.10^3$

Etant donnée la différence de perte de charge observée entre les divers échantillons sur le banc, il est intéressant de comparer leurs performances en fonction de la surpression mais également de la vitesse de filtration. La Figure 5-20 présente l'efficacité moyennée en X et en Y de chaque échantillon sur une zone centrale en fonction de  $\Delta P$  et de la vitesse de filtration. La variation en  $\Delta P$  permet de confirmer que pour tous les échantillons, à partir d'une certaine surpression, de très bonnes efficacités de refroidissement sont atteintes. Ainsi, au-delà de 50 mbar, l'échantillon INOX-G3 présente une efficacité moyenne supérieure à 0,8. Aux faibles surpressions ( $\Delta P < 15$  mbar), les structures donnant de meilleurs résultats sont les structures multiperforées par fabrication additive. Pour de plus fortes surpressions, la référence industrielle RI atteint les mêmes niveaux d'efficacité de refroidissement que les diverses solutions développées.

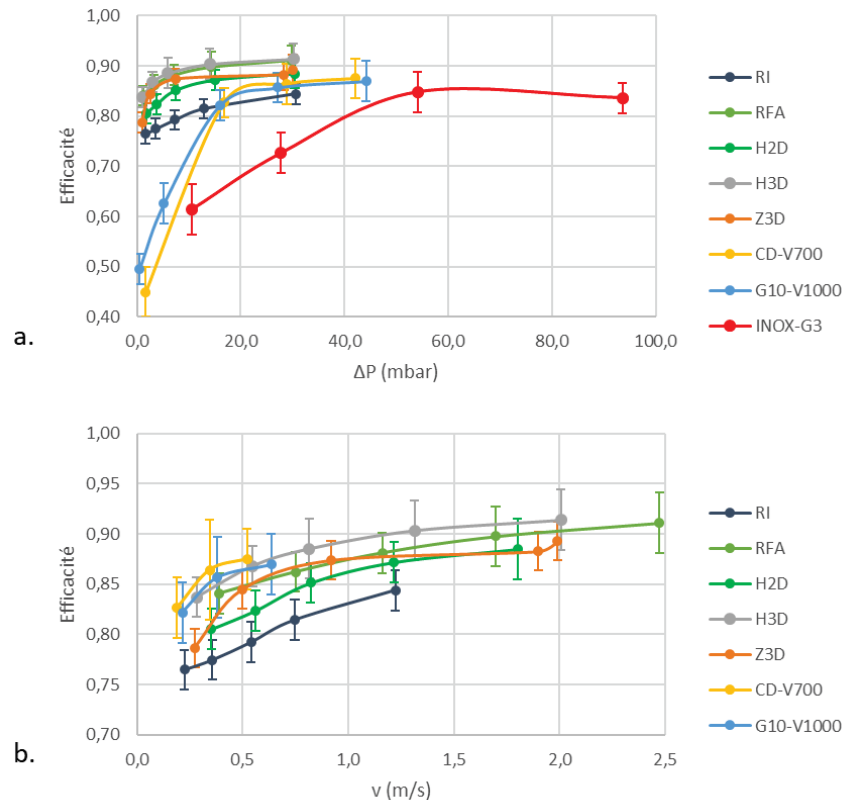


Figure 5-20 : Evolution de l'efficacité de refroidissement moyennée sur la partie centrale de la plaque pour chaque échantillon en fonction de : a) la surpression imposée et b) la vitesse de filtration

L'évolution en débit montre des résultats semblables : toutes les solutions proposées sont meilleures que la référence industrielle, à l'exception de la structure H2D qui présente des niveaux d'efficacité très semblables à la référence industrielle. Il est cependant difficile de déterminer une solution nettement plus avantageuse que les autres.

Un dernier paramètre est à prendre en compte : il s'agit de la masse de la solution proposée. La Figure 5-21 présente l'évolution de l'efficacité de refroidissement moyennée sur la zone centrale de chaque plaque à  $\Delta P = 30$  mbar en fonction de la masse surfacique estimée en superalliage Haynes 188 pour les diverses solutions. La référence industrielle présente une masse faible, mais aussi une efficacité peu élevée en comparaison des autres solutions. Il apparaît ici deux compromis. Tandis que la structure Z3D offre une très bonne efficacité pour une masse surfacique très faible, la structure H3D offre une efficacité a priori meilleure mais engendre une augmentation de masse. Les structures CD-V700 et G5-V1000 sont, elles, dans une situation intermédiaire avec de meilleures efficacités mais une certaine augmentation de masse.



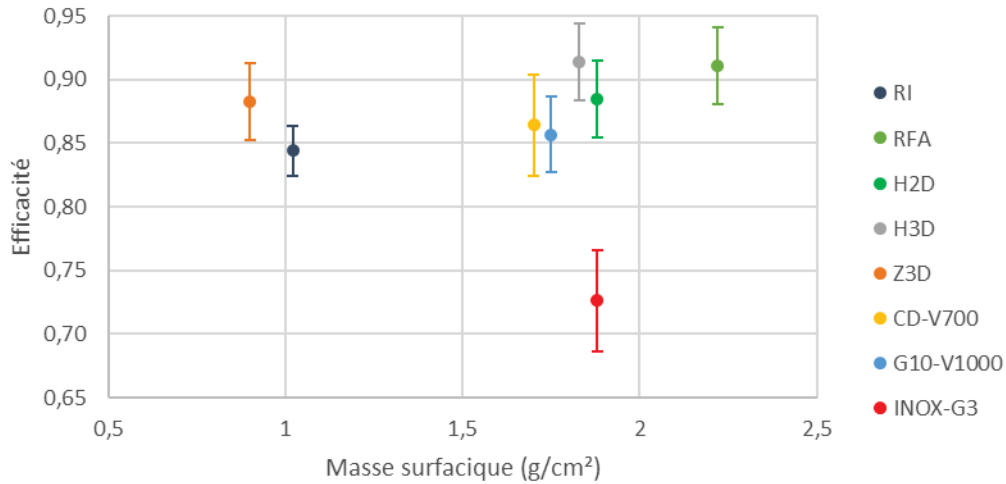


Figure 5-21 : Evolution de l'efficacité moyenne à  $\Delta P = 30$  mbar en fonction de la masse surfacique estimée en superalliage Haynes 188

Cette étude en régime établi a permis de démontrer que les diverses solutions développées durant cette thèse mènent à de plus hautes valeurs d'efficacité de refroidissement, ainsi qu'à un refroidissement plus homogène que la référence industrielle. Les interconnexions permettent de mieux refroidir la zone d'attaque où le film cooling est mal établi, tandis que les structures microporeuses permettent de refroidir de façon très efficace l'intégralité de la zone soufflante. La structure Z3D, notamment offre de très bonnes efficacités de refroidissement pour une masse surfacique faible. La dernière partie concernant ces essais au banc aérothermique vise à étudier les régimes transitoires pour ces divers échantillons.

## D : Résultats en régime transitoire

L'étude des régimes transitoires est une étude complémentaire qui peut amener des informations sur la rapidité et l'homogénéité du refroidissement lors de changements de régime moteur par exemple. Cela peut être fondamental pour estimer la durée de vie des moteurs. C'est pourquoi, pour chaque échantillon, le transitoire d'un essai a été enregistré. Pour la plupart des échantillons, il s'agit de l'essai à  $\Delta P = 30$  mbar ; la seule exception est l'échantillon INOX-G3, pour lequel le transitoire étudié correspond à  $\Delta P = 100$  mbar. L'état initial est particulièrement important pour ces essais : avant le lancement de l'essai la vanne de sortie de l'écoulement froid peut être ouverte ou fermée. Ces deux configurations seront étudiées dans cette partie.

### D.1 : Essais avec vanne fermée

Dans un premier temps, nous nous intéressons au cas où la vanne est fermée à l'état initial. Tous les échantillons ont pu être testés dans cette configuration. L'essai se déroule comme suit. On laisse la température de la plaque se stabiliser sous écoulement chaud, la vanne de sortie de la veine froide étant fermée. A  $t = 0$ , on impose un écoulement froid avec le débit nécessaire pour atteindre une surpression de 30 mbar. La Figure 5-22 illustre les champs d'efficacité de refroidissement obtenus à  $t = 5,12$ s, le régime établi étant atteint au bout de quelques minutes.

L'efficacité de refroidissement de la référence industrielle est plus faible que pour les autres échantillons. On observe notamment des efficacités de refroidissement proches de 0,85 pour les structures H3D et Z3D. Malgré un refroidissement plus faible qu'en régime établi, celui-ci est assez homogène pour tous les échantillons. On remarque qu'à cet instant le film cooling ne permet pas encore d'obtenir de bonnes efficacités de refroidissement en aval de la zone soufflante des diverses plaques.

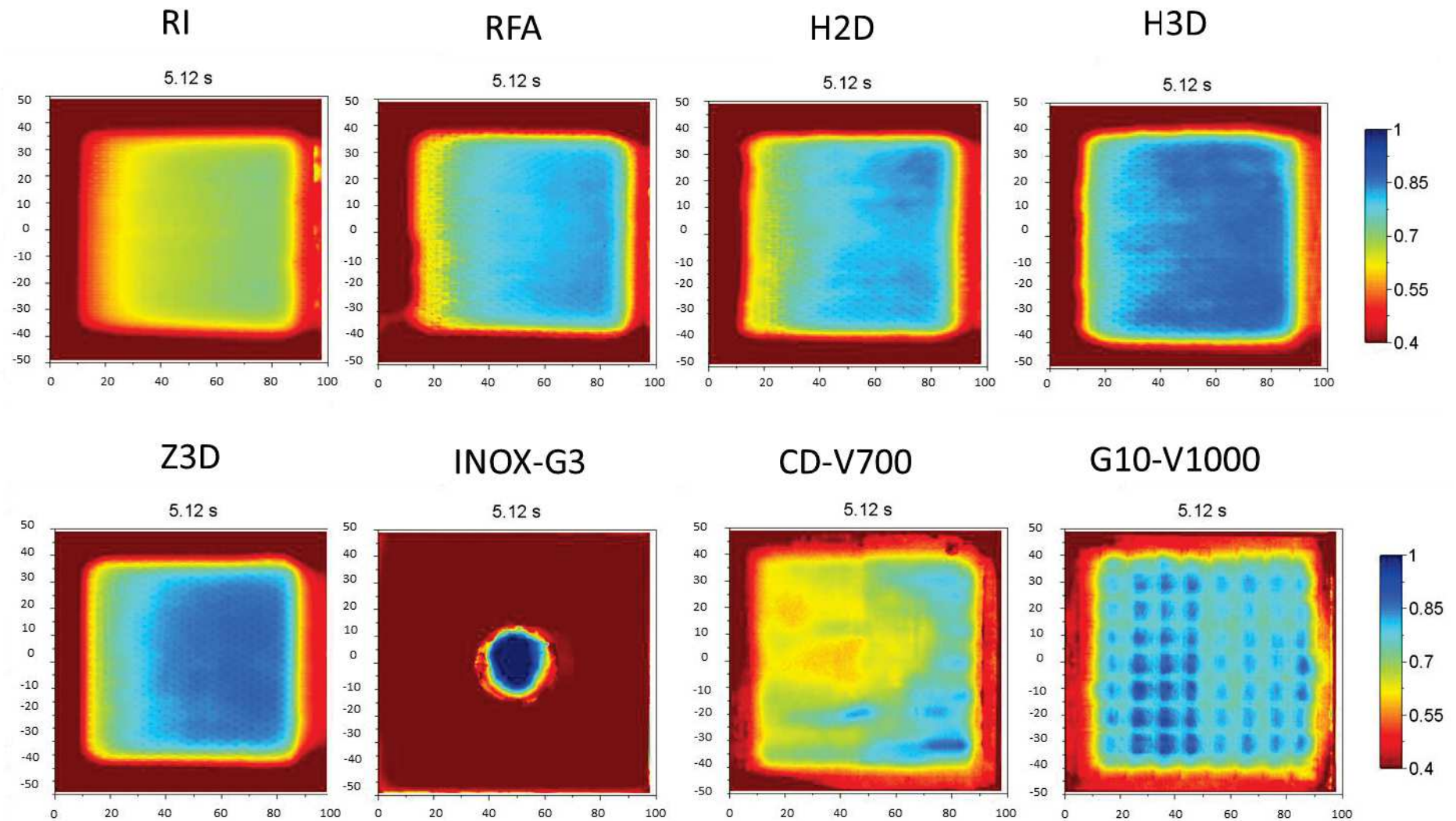


Figure 5-22 : Champs d'efficacité de refroidissement en régime transitoire à  $t = 5,12$ s. La surpression vaut 30 mbar pour tous les échantillons sauf INOX-G3 pour lequel elle vaut 100 mbar.

Cependant, il faut rester prudent quant à l'interprétation de ces champs de température. En effet, les mesures ont été réalisées avec la vanne de la veine froide fermée. Ceci signifie que pendant la stabilisation de la température de paroi sous écoulement chaud, l'air stagnant dans la veine froide a été chauffé par convection au contact de la paroi. La Figure 5-23a présente l'évolution des températures mesurées dans la veine d'air froid ( $T_f$  en pointillés), ainsi que la température de paroi moyennée sur une zone centrale ( $T_p$  en trait plein) au cours du temps. Selon les échantillons, à  $t = 0$  s, la température en veine froide peut donc varier de 25K. De plus, plus l'échantillon est perméable, plus cet air chaud va être évacué rapidement, et donc plus  $T_f$  va varier rapidement. C'est ce qu'on observe pour les échantillons à zones microporeuses, pour lesquels la pente de la courbe de  $T_f$  est plus faible aux premiers instants. La température initiale de l'écoulement froid ainsi que son évolution temporelle étant différentes pour chaque échantillon, il est donc difficile de comparer les résultats obtenus tels quels dans cette configuration.

Une solution est proposée pour comparer les divers transitoires obtenus en s'affranchissant de l'état initial. L'idée est de raisonner en température adimensionnée à travers un quotient  $Q$  défini comme :

$$Q(t) = \frac{(T_p - T_f)_t}{(T_p - T_f)_{t=0}}$$

Ce paramètre mesure la capacité de chaque échantillon à diminuer son écart de température avec la température de veine froide par rapport à son état initial. Plus  $Q$  diminue vite, plus la valeur de  $T_p$  se rapproche de  $T_f$  par rapport à l'état initial, donc plus on refroidit rapidement. On peut alors comparer des courbes ayant des écarts  $(T_p - T_f)$  à l'état initial du même ordre. Les courbes les plus basses correspondraient donc aux échantillons ayant le refroidissement le plus rapide. La Figure 5-23b présente l'évolution de ce facteur  $Q$  au cours du temps pour tous les échantillons.

Pour toutes les solutions multiperforées, l'écart initial entre  $T_p$  et  $T_f$  est compris entre 36 et 43 K, avec une erreur estimée à  $\pm 3$ K, on peut estimer que ces échantillons sont comparables entre eux. Pour ces échantillons, on vérifie que le coefficient  $Q$  diminue avec le temps. Toutes les structures multiperforées développées durant cette thèse présentent des refroidissements plus rapides que la référence industrielle et l'échantillon qui semble présenter le refroidissement le plus rapide est la structure H3D. En ce qui concerne l'effet des interconnexions, on observe qu'à tout instant, H3D a une valeur plus faible que la référence RFA, le même constat peut être fait entre Z3D et RI. Les interconnexions tendraient donc à donner lieu à un refroidissement plus rapide, toutes choses égales par ailleurs. Ceci pourrait être dû à de plus forts échanges de chaleur internes, qui permettraient de mieux refroidir la plaque aux premiers instants.

Par ailleurs les structures microporeuses CD-V700 et G10-V1000 ont un écart entre  $T_p$  et  $T_f$  proche à l'état initial, leur cinétique de refroidissement pourrait donc être comparée. Cependant, l'allure des courbes obtenues est différente des plaques multiperforées. L'évolution de  $Q$  avec le temps n'est pas décroissante durant tout le transitoire, notamment pour CD-V700. Ceci pourrait être dû à une plus grande inertie thermique de ces structures. Cet effet rend l'interprétation des courbes difficile. Enfin, l'échantillon INOX-G3 a un écart initial entre  $T_p$  et  $T_f$  très différent des autres échantillons, il n'est donc pas directement comparable.

Le paragraphe suivant traite de la deuxième configuration utilisée pour étudier le régime transitoire : il s'agit du cas où la vanne de sortie de l'écoulement froid est ouverte à l'état initial.

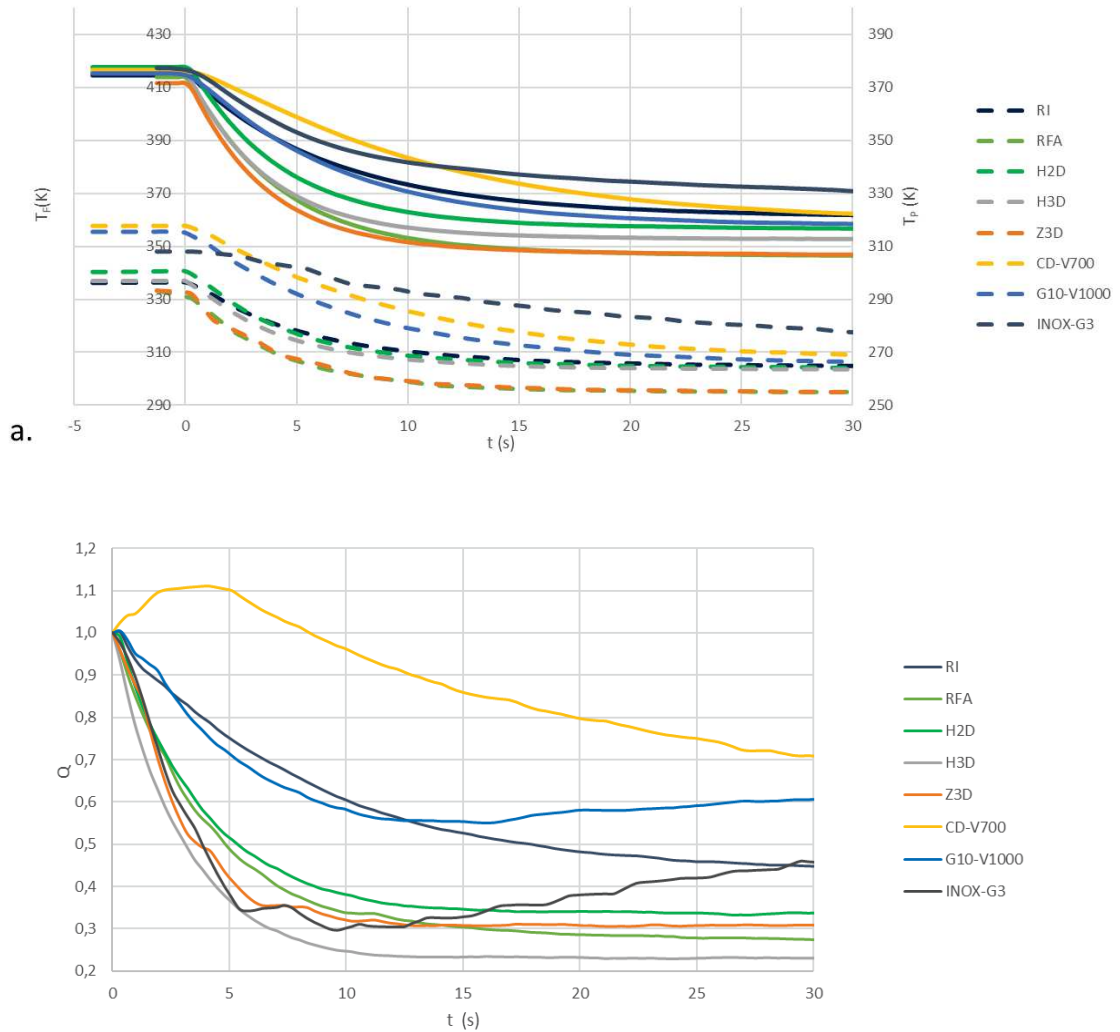


Figure 5-23 : Evolution : a) des températures d'écoulement froid ( $T_f$ ) et température moyennée de paroi ( $T_p$ ) en essai vanne fermée et b) du quotient  $Q$  en fonction du temps pour les divers échantillons.

## D.2 : Essais avec vanne ouverte

Dans le cadre de cette nouvelle configuration, l'état initial est modifié. Avant de lancer l'essai, on attend que la température de paroi se stabilise, l'échantillon étant soumis à la fois à l'écoulement chaud et à l'écoulement froid et la vanne de sortie étant ouverte. A  $t = 0$ , on ferme la vanne et on impose un  $\Delta P$  de 30 mbar. On s'attend alors à obtenir une température d'écoulement froid stable pendant tout l'essai. Ces essais ont été menés en fin de campagne, sur deux échantillons : RFA et Z3D.

La Figure 5-24 présente l'évolution de  $T_p$  et de  $T_f$ , dans la configuration vanne fermée présentée précédemment, ainsi que dans la configuration vanne ouverte. Ces deux échantillons ayant des pertes de charge très proches sur ce banc, la configuration en vanne fermée est satisfaisante : la valeur de  $T_p$  est équivalente pour les deux échantillons à l'état initial et la température  $T_f$  évolue de la même façon pour les deux échantillons. En ce qui concerne l'essai en vanne ouverte, la température  $T_f$  est effectivement très stable dès les premiers instants. Cependant, c'est désormais la température  $T_p$  qui varie entre les échantillons. En effet, vanne fermée, tous les échantillons étaient à l'état initial chauffés par convection par l'écoulement chaud, et présentaient des températures de paroi comparables. Cependant, l'écoulement froid vanne ouverte crée une légère surpression  $\Delta P$  (de l'ordre de 0,4 mbar) qui génère un écoulement froid dans les échantillons. La température à l'état initial est donc plus basse qu'en vanne fermée, et elle est également différente pour

les deux échantillons. Cette configuration ne permet donc pas une interprétation facile des essais en régime transitoire.

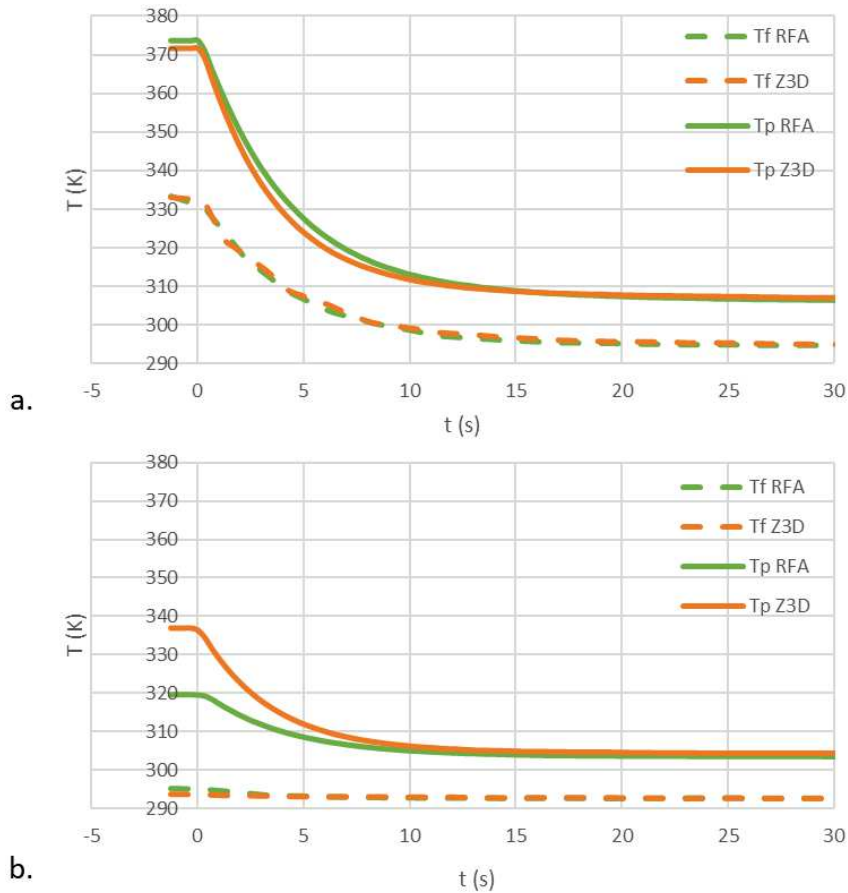


Figure 5-24 : Evolution des températures d'écoulement froid ( $T_f$ ) et température moyennée de paroi ( $T_p$ ) pour les structures RFA et Z3D pour un essai a) vanne fermée et b) vanne ouverte

## E : Conclusions

De nombreuses solutions développées dans cette thèse ont pu être testées sur ce banc aérothermique, permettant de comparer leurs performances dans une configuration proche de l'application industrielle. Tous les échantillons présentent des efficacités de refroidissement élevées, ce qui est dû au faible écart de température entre l'écoulement chaud et l'écoulement froid et à l'absence de rayonnement. Tous les échantillons présentent des efficacités de refroidissement plus élevées et un champ de température plus homogène que la référence industrielle. Cependant, il est difficile d'identifier une solution plus avantageuse que les autres. Les essais montrent tout de même que les interconnexions permettent de mieux refroidir la zone d'attaque des plaques multiperforées tout en maintenant une efficacité de film cooling équivalente au cas sans interconnexions en zone établie. De plus, les essais en régime transitoire ont permis de mettre en évidence que les interconnexions permettent également d'obtenir un refroidissement plus rapide, ce qui peut être relié à l'augmentation des échanges de chaleur internes. Quant aux échantillons présentant des zones microporeuses, ils permettent d'obtenir un refroidissement homogène sur toute la zone soufflante, mais l'efficacité obtenue n'atteint des valeurs élevées qu'au-delà d'une certaine surpression.

La structure Z3D, offre de meilleures efficacités de refroidissement pour une masse surfacique plus faible que la référence industrielle. La deuxième partie de ce chapitre traite des essais en combustion qui ont pu être réalisés sur cette structure ainsi que sur la référence industrielle.



## Partie 2 : Essais sur banc en combustion EPICTETE

### A : Solutions testées

La solution Z3D développée au cours de cette thèse ainsi que la référence industrielle ont pu être testées en combustion sur le banc EPICTETE. Toutes deux élaborées en acier inoxydable, elles sont capables de résister à de hautes températures, contrairement aux plaques en TA6V élaborées par EBM. Une nouvelle plaque Z3D a été élaborée en SLM par sous-traitance aux dimensions indiquées pour le porte-échantillon prévu sur ce banc. Une macrographie de cet échantillon, ainsi que des cotes appliquées, est présentée en Figure 5-25. La référence industrielle a été usinée afin de respecter ces cotes.

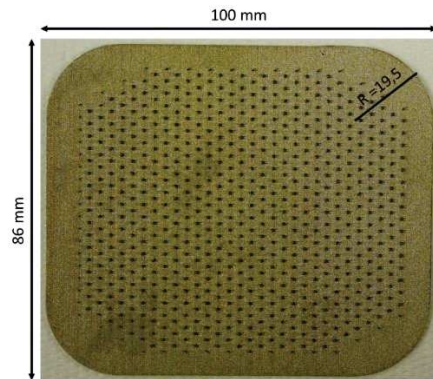


Figure 5-25 : Macrographie de l'échantillon Z3D élaboré pour un passage au banc EPICTETE

### B : Description du banc

Les essais en combustion ont été menés au banc EPICTETE (Etude Expérimentale des Phénomènes en Interaction en Combustion Turbulente et En présence de Transferts Energétiques) se situant sur le site de l'ONERA de Palaiseau, dans le département DMPE. Des photographies du banc sont présentées en Figure 5-26. Les parois du banc sont refroidies par eau, ce qui permet un fonctionnement continu en combustion pendant de longues durées (plusieurs dizaines de minutes).

Le foyer d'essais est de section carrée 100 x 100 mm et d'une longueur d'environ 1,4 m. Il est équipé d'un injecteur tourbillonnaire de Safran Helicopter Engines fonctionnant avec du méthane ou du kérosène comme combustible. Son fonctionnement est le suivant :

- L'air alimentant le foyer est préchauffé à 400K dans un échangeur de chaleur dont le flux chaud est produit par un réchauffeur kérosène/air ;
- L'injecteur est alimenté en méthane et en air chaud. Un col de section circulaire variable permet de moduler la pression dans le foyer, qui est maintenue en-dessous de 2 bar par mesures de sécurité ;
- Les gaz brûlés sont refroidis par eau avant d'être évacués

Sur l'une des parois latérales du foyer, un module permet de tester des échantillons perméables. Il comprend un porte-échantillon permettant de fixer la plaque à tester de façon à ce qu'elle soit affleurante par rapport à la paroi interne du foyer. Le module permet un écoulement d'air froid à travers la paroi perméable, comme schématisé en Figure 5-26. La section débitante est alors réduite de 9 mm dans les deux directions. Le débit traversant est mesuré par un débitmètre. Un capteur de pression différentielle permet de fournir une mesure de la surpression côté froid. Par ailleurs, la présence d'un hublot en silice permet d'estimer le champ de température au cours du temps sur toute la surface de la plaque côté froid à l'aide d'une caméra infrarouge. Celle-ci n'a pu être intégrée dans le montage que pour l'échantillon Z3D.

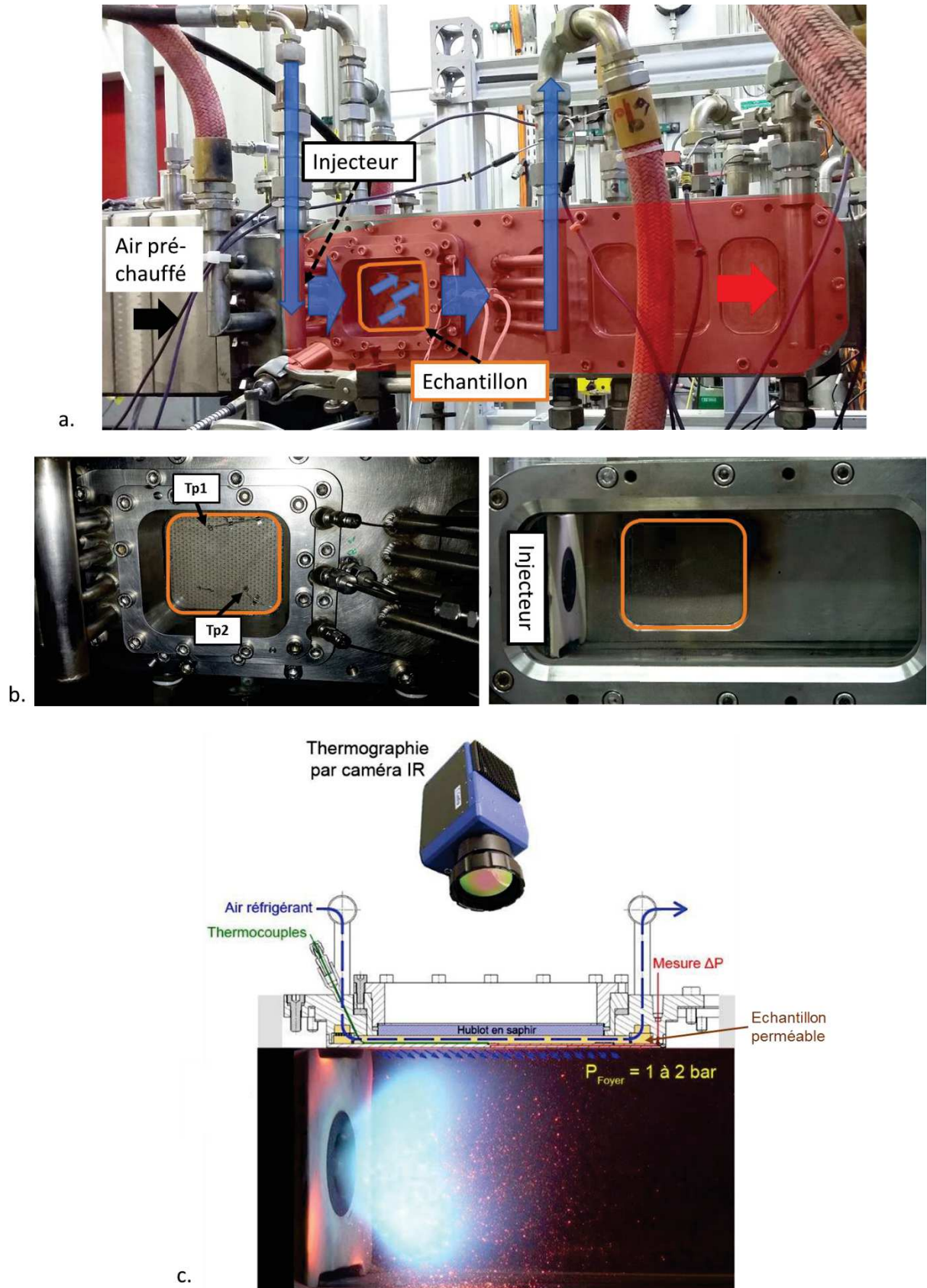


Figure 5-26 : a) Photographie du banc EPICETETE et des écoulements qui y ont lieu ; b) vues des parois latérales du foyer et c) schéma du fonctionnement du module permettant de tester des parois perméables et positionnement de la caméra vis-à-vis de l'échantillon et de la flamme.

Sur l'autre paroi latérale, un deuxième hublot de silice permet de filmer l'intérieur du foyer avec une caméra optique, de façon à visualiser la flamme et l'échantillon au cours de l'essai.

La mesure de température se fait par trois moyens différents. Localement, deux thermocouples TP1 et TP2 soudés sur la plaque mesurent la température côté froid. Les thermocouples sont placés dans une zone de température froide et de température chaude de la paroi. Pour l'essai où elle a pu être utilisée, les mesures de luminance de la caméra infrarouge sont recalées en température grâce aux températures mesurées par les thermocouples. Ceci se fait à travers un paramètre : l'émissivité de paroi. Cependant, l'émissivité obtenue en recalant les mesures n'est pas la même pour les deux thermocouples et pour un même thermocouple, elle varie pendant l'essai. Ceci est dû d'une part à la variation d'émissivité avec la température et d'autre part à l'oxydation de la plaque durant l'essai qui fait varier l'émissivité à une température donnée. Une façon de s'affranchir de la variation d'émissivité due à l'oxydation pour de futurs essais serait de pré-oxyder les échantillons. L'émissivité ne varierait donc plus qu'avec la température. Il faut noter qu'il aurait été impossible d'utiliser une peinture à haute émissivité comme dans le cas du banc aérothermique de par les hautes températures vues par l'échantillon.

Puisqu'on n'a pas accès à une cartographie d'émissivité dans le plan de la plaque et dans le temps, l'émissivité mesurée en se recalant sur le thermocouple le plus chaud est utilisée pour obtenir le champ de température de tout l'échantillon. Les vidéos de la caméra infrarouge ayant une durée d'enregistrement variant entre 30s et 1 min, cette valeur est mise à jour pour chaque nouvel enregistrement. Les températures mesurées ont donc tendance à être surestimées. Les champs de température permettent donc d'évaluer qualitativement la distribution de température mais ne permettent pas de fournir une mesure précise de la température en tout point. L'étude quantitative sera donc faite à partir des mesures de thermocouples.

Pendant tous les essais, les paramètres suivants sont fixés :

- Le débit et la température d'air chaud arrivant au niveau de l'injecteur : 80 g/s et environ 400K
- La richesse : 0,80
- La température de l'écoulement froid : environ 250K. Cette faible température est due à une détente préalable
- La pression dans le foyer : 1 ou 2 bar.

Pour ces conditions de fonctionnement, la température adiabatique de fin de combustion est d'environ 2000 K. Cependant, la température de l'écoulement chaud peut varier localement entre le cœur de la flamme et les gaz brûlés environnants, nous raisonnerons donc en température et non en efficacité de refroidissement dans toute cette partie.

Le principal paramètre qu'on fait varier pendant l'essai est le débit d'air réfrigérant. On mesure alors la température de la plaque côté froid par les divers moyens mentionnés. Il faut noter que cette température n'est pas la température côté chaud. Cependant, étant donné que les deux plaques sont très fines et font la même épaisseur, on fait l'hypothèse que l'écart de température entre les deux faces est faible et qu'il est le même pour les deux structures.

La surpression de l'écoulement froid par rapport au foyer est également mesurée. Cependant, les mesures sont négatives pour des pressions de foyer de 2 bar. Etant donné que l'étanchéité du hublot a été vérifiée, cela est probablement dû à une dérive du capteur lorsque la référence n'est plus la pression atmosphérique. Ces mesures ne peuvent donc être exploitées que pour les points de fonctionnement à 1 bar de pression de foyer, avec une certaine prudence dans les conclusions.

Les essais commencent en imposant la pression de foyer la plus basse (1 bar) et le débit réfrigérant le plus important (12 g/s) de façon à ce que la paroi soit correctement refroidie. Puis, on baisse le débit progressivement et on attend la stabilisation des températures de thermocouples. On obtient alors divers

points de fonctionnement. Le débit minimal testé à  $P = 1$  bar correspond au moment où la plaque commence à rougir, comme illustré en Figure 5-27. On augmente alors le débit à nouveau pour éviter une dégradation trop importante de l'échantillon ainsi que de l'enceinte. Les tâches roses observées sur toute l'image en fin d'essai correspondent à une dégradation du hublot de silice due aux températures très importantes.

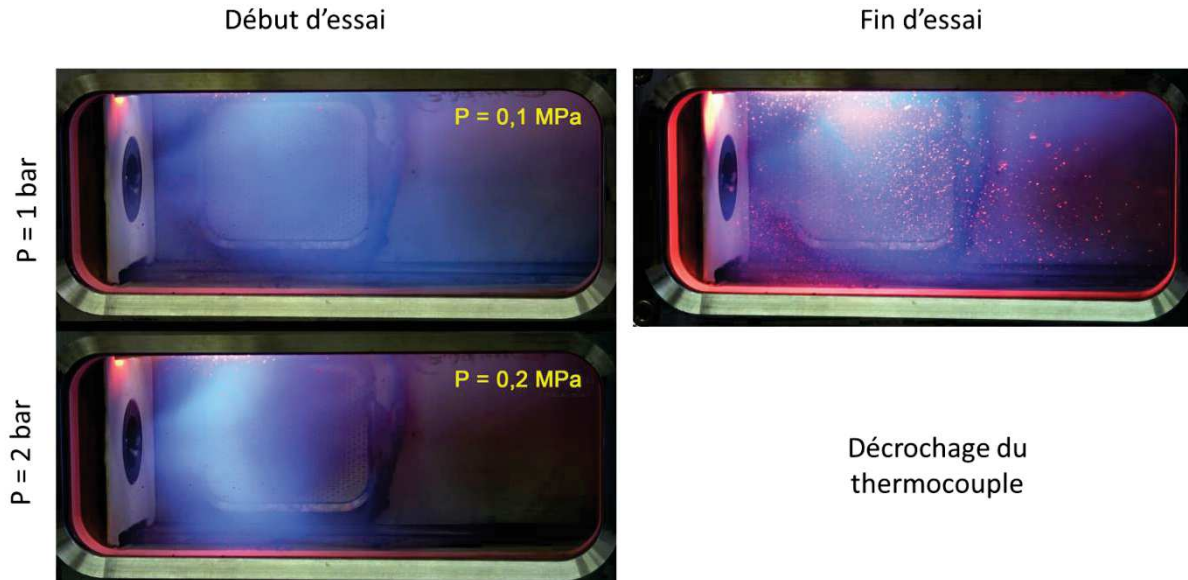


Figure 5-27 : Photographies de l'intérieur du foyer au cours de l'essai sur la structure Z3D pour des pressions de foyer de 1 et 2 bar en début et fin d'essai. En fin d'essai à  $P = 1$  bar, la plaque rougit.

Cette même séquence d'étapes est reproduite pour une pression dans le foyer de 2 bar. Cette pression correspond aux conditions standard d'utilisation de l'injecteur utilisé. Comme illustré en Figure 5-27, l'augmentation de pression au sein du foyer entraîne une modification de l'écoulement en son sein. La flamme est plus compacte et localisée près de l'injecteur. La flamme a donc tendance à plus impacter la plaque.

## C : Résultats

### C.1 : Chronogrammes obtenus

La Figure 5-28 présente les chronogrammes des deux essais. L'évolution de la pression dans le foyer, des températures mesurées par les thermocouples et du débit d'air froid injecté y sont représentés en fonction du temps de l'essai. L'essai a duré 20 min pour la référence industrielle et 40 min pour la structure Z3D. Dans les deux cas, l'essai a été interrompu par un décrochage prématuré du thermocouple, ce qui explique les fortes variations de température mesurées à partir de 5350s pour TP2 sur la référence industrielle.

A chaque palier de température correspond un point de fonctionnement. On observe que la stabilisation en température se fait très rapidement, ce qui a permis de déterminer un grand nombre de points de fonctionnement. Les débits d'air froid utilisés sont compris entre 3 et 12 g/s et les températures mesurées par le thermocouple en zone chaude atteignent 1000 K dans les conditions les plus extrêmes. On remarque également qu'à une pression de foyer de 2 bar, les températures mesurées sont plus importantes qu'à 1 bar, ce qui est dû à la morphologie de flamme expliquée précédemment.

Le paragraphe suivant vise à comparer les températures mesurées pour les deux échantillons dans des conditions semblables.



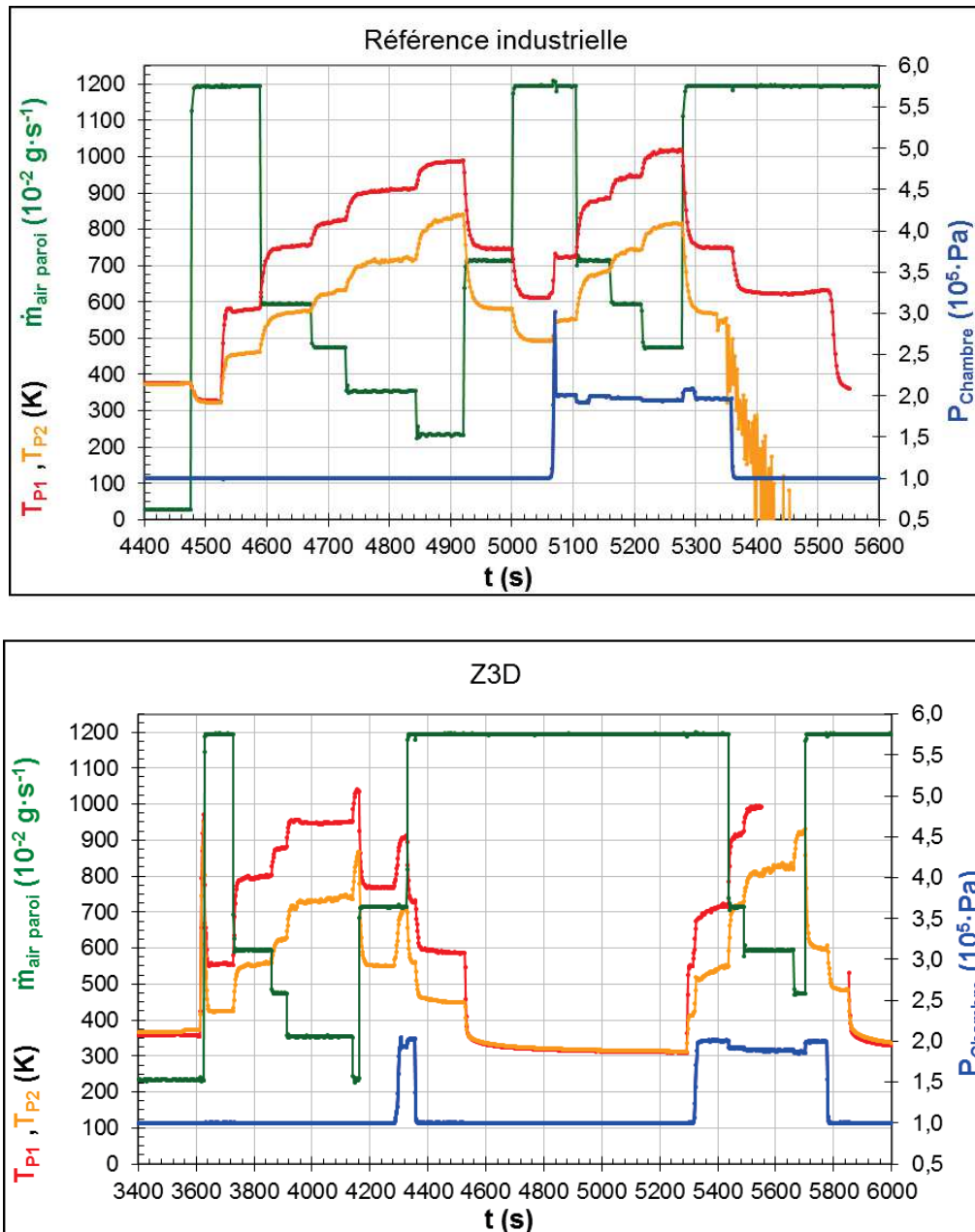


Figure 5-28 : Chronogrammes décrivant les paramètres d'essai au cours du temps pour les deux plaques.

## C.2 : Comparaison des résultats obtenus

Dans un premier temps, il est intéressant de comparer les niveaux de surpression mesurés à une vitesse de filtration donnée. La Figure 5-29 illustre pour les deux structures les courbes de perte de charge mesurées sur le banc aérothermique (BAT) et sur le banc de perméabilité (Perméa), ainsi que les points de mesure issus des essais sur banc EPICTETE (EPI). Les points ne suivent pas une courbe nette comme pour les autres mesures, ce qui traduit un problème dans le capteur, même pour une pression de foyer de 1 bar. Les mesures de température en fonction de la surpression ne seront donc pas commentées dans la suite. Cependant, le fait que la référence industrielle RI soit moins perméable que la structure Z3D semble être confirmé dans cette configuration également.



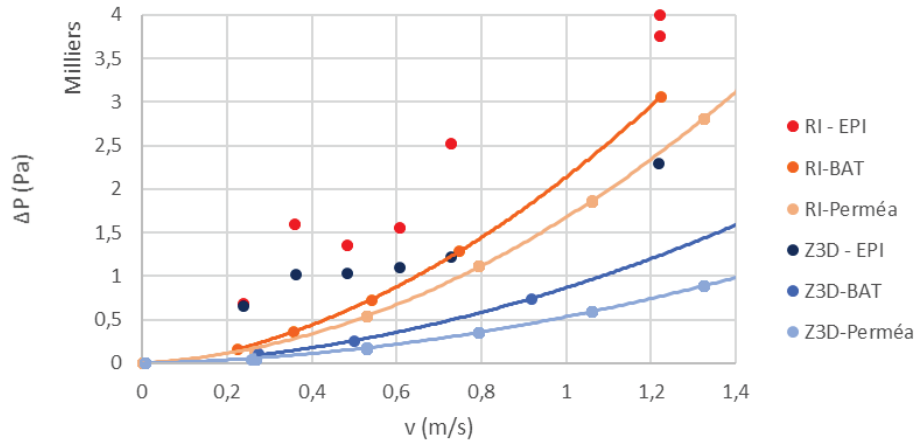


Figure 5-29 : Courbes de perte de charge pour les structures RI et Z3D obtenues par mesures sur banc aérothermique (BAT), sur banc de perméabilité (Perméa) et points de mesure sur le ban EPICETETE (EPI)

La Figure 5-30 présente des images de thermographie infrarouge de la structure Z3D, pour un débit de 4,75 et 5,94 g/s, ainsi que des pressions de foyer de 1 et 2 bar. Les thermocouples sont visibles sur les images, on observe bien que l'un d'entre eux est placé dans la zone de plus forte température, tandis que l'autre est placé dans une zone plus froide. A débit équivalent, l'augmentation de la pression de foyer entraîne une augmentation globale de la température et de plus forts gradients le long de la plaque, avec un écart de plus de 300 K entre les zones les plus chaudes et les zones les plus froides pour le cas le plus extrême (4,75 g/s à  $P = 2$  bar). A pression constante, l'augmentation du débit permet de diminuer la température globale ainsi que les gradients observés.

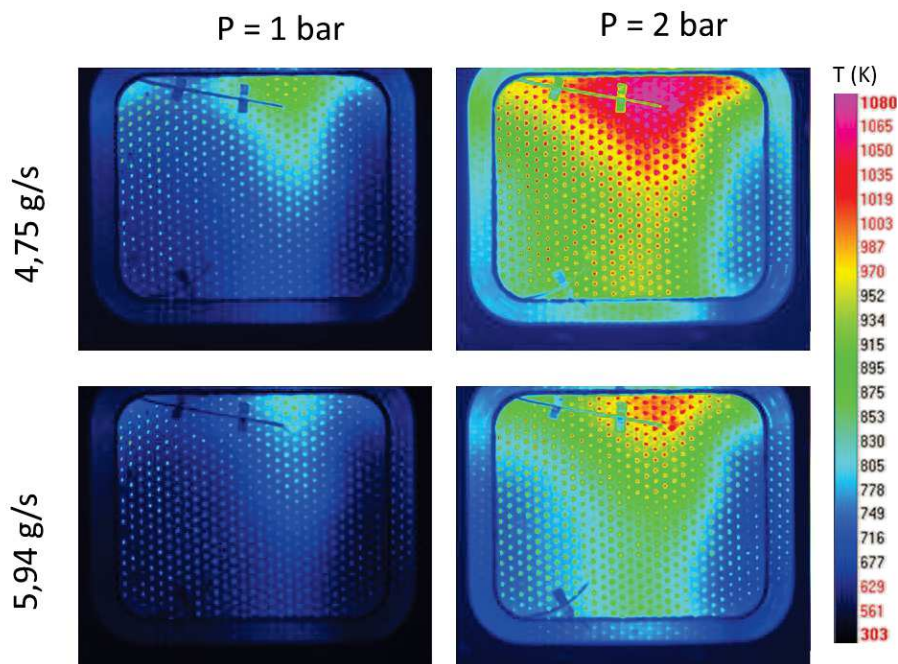


Figure 5-30 : Champs de température pour la structure Z3D à une pression de foyer de 1 et 2 bar et à un débit réfrigérant de 4,75 et 5,94 g/s.

Les thermocouples étant placés dans la même zone pour les deux plaques, les températures qu'ils mesurent peuvent être comparées entre elles. La Figure 5-31 présente les évolutions des températures mesurées par les deux thermocouples, en fonction de la vitesse de filtration. Les valeurs mesurées sont très proches pour les deux échantillons : on obtient donc des efficacités équivalentes pour un même débit

traversant. Or, les essais sur banc de perméabilité ainsi que sur le banc aérothermique ont montré que la structure Z3D était plus perméable que la référence industrielle. Cette tendance semble être confirmée par les mesures sur le banc EPICTETE. Cela signifie que la structure Z3D est une solution à iso-efficacité pour un  $\Delta P$  plus faible. Il s'agit donc d'une solution plus efficace à  $\Delta P$  donné, mais qui consomme plus d'air.

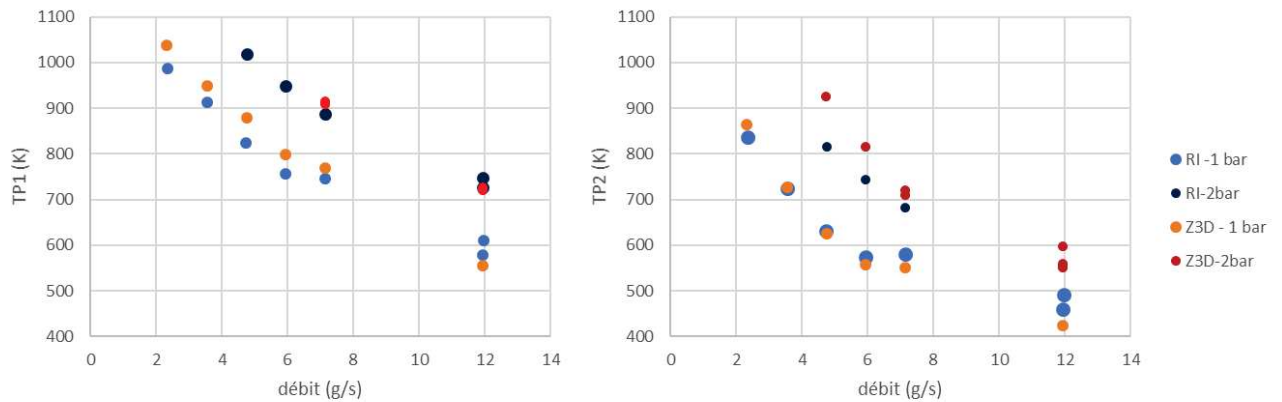


Figure 5-31 : Evolution des températures mesurées par les thermocouples TP1 et TP2 en fonction de la vitesse de filtration pour les deux structures, à des pressions de foyer de 1 ou 2 bar.

## D : Echantillons après essai

Un dernier paramètre à prendre en considération est l'état de l'échantillon après essai. La Figure 5-32 présente des macrographies des échantillons sur les deux faces. Les deux plaques sont localement oxydées, principalement côté chaud. Les zones les plus oxydées correspondent bien aux zones de plus fortes températures visualisées sur les images de thermographie infrarouge. Cependant, dans les deux cas, aucune dégradation majeure n'est constatée. Un certain flambage des plaques dû à la dilatation thermique est observé. Pour la référence industrielle, il est mesuré par profilométrie. Un écart de 0,4 mm est mesuré sur une distance de 3,5 cm autour de la zone la plus oxydée. Un flambage comparable est constaté sur la structure Z3D. Il faut rappeler que le matériau constitutif de ces deux plaques est un acier inoxydable, contrairement aux solutions industrielles élaborées en superalliage. De plus, la solution industrielle complète comporte une barrière thermique en céramique (cf. Chapitre 1, partie C) qui permet de protéger la plaque métallique de l'oxydation. Celle-ci participe également à l'isolation de la plaque métallique en diminuant la température à sa surface de plusieurs dizaines de degrés.

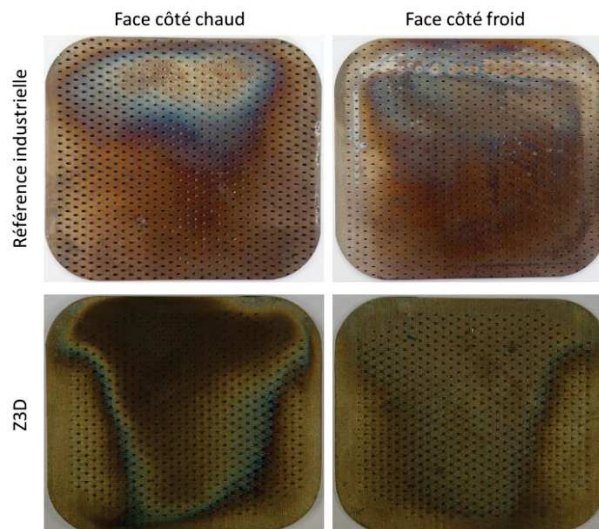


Figure 5-32 : Macrographie des deux plaques après essai au banc EPICTETE sur les deux faces.

## E : Conclusions

Ce chapitre avait pour but de présenter une évaluation expérimentale des performances des diverses solutions développées sur deux bancs d'essai.

La première partie s'est focalisée sur la comparaison des efficacités de refroidissement de neuf échantillons sur le banc aérothermique. La différence de température entre écoulements froid et chaud étant assez faible (100 K), tous les échantillons présentent de hauts niveaux d'efficacité de refroidissement ( $>0,9$ ) pour une surpression suffisante. Les solutions développées offrent de meilleures efficacités et un refroidissement plus homogène que la référence industrielle. Les interconnexions permettent notamment d'augmenter l'efficacité de refroidissement dans la zone d'attaque où le film cooling n'est pas établi. L'étude des essais en régime transitoire montre qu'elles permettent également d'obtenir un refroidissement plus rapide. Au-delà d'une certaine surpression, les échantillons présentant des zones microporeuses offrent un refroidissement homogène sur toute la zone soufflante. Les structures H3D et Z3D semblent offrir les meilleurs compromis entre efficacité de refroidissement et masse surfacique estimée pour un même alliage.

La structure Z3D ainsi que la référence industrielle ont pu être testées sur le banc EPICTETE : c'était l'objet de la deuxième partie de ce chapitre. Ce banc équipé d'un injecteur de Safran Helicopters offre une configuration réaliste vis-à-vis de l'application industrielle. Les essais montrent que la structure Z3D permet d'obtenir des efficacités de refroidissement équivalentes à la référence industrielle à un débit traversant donné. Etant donné qu'elle est plus perméable, cela signifie qu'elle permettrait a priori d'obtenir de meilleures efficacités de refroidissement à une surpression donnée. Cette solution plus légère que la référence industrielle, consommerait cependant plus d'air de refroidissement.



# Conclusions et Perspectives

## Conclusions

L'objectif de cette thèse était d'explorer les possibilités de la fabrication additive pour proposer de nouvelles parois de chambre de combustion mieux refroidies que les parois actuelles percées laser. L'intérêt est multiple : économiser de l'air de refroidissement, envisager des alliages plus « bas de gamme » ou gagner en durée de vie. La stratégie employée était d'élaborer de nouveaux concepts de structures architecturées basés sur des échanges de chaleur internes maximisés et de les caractériser en termes d'efficacité de refroidissement. Cette démarche nous a conduits à nous intéresser à deux types d'architectures, la première basée sur une géométrie complexe de perforations et la seconde sur des solutions transpirantes microporeuses pour lesquelles la surface d'échange est fortement démultipliée.

On s'est tout d'abord proposé de **modifier la géométrie des trous** afin de dévier une partie de l'écoulement des canaux primaires dans des canaux secondaires, et ainsi redistribuer les échanges de chaleur, pour obtenir un refroidissement plus homogène. L'enjeu était d'estimer en termes d'efficacité de refroidissement le gain escompté grâce à la présence des interconnexions. L'étude s'est appuyée sur plusieurs travaux menés en parallèle : une étude comparative de faisabilité au niveau des procédés de fabrication, des calculs aérothermiques, et une évaluation expérimentale dans des conditions d'écoulement pariétal. Plusieurs géométries CAO ont été conçues : deux géométries où les trous sont interconnectés entre eux (nommées H2D et H3D), une géométrie dont les interconnexions sont traversantes de part en part (nommée Z3D), et enfin un réseau de trous droits inclinés reproduisant celui obtenu par le procédé de perçage conventionnel, qui nous a servi de référence.

Des simulations aérothermiques sur CEDRE ont permis d'estimer localement les échanges convectifs internes et externes à la paroi sur des géométries idéalisées de CAO en condition d'écoulement pariétal. Ces calculs ont révélé que les géométries interconnectées non traversantes de part en part (H2D et H3D) permettraient théoriquement d'obtenir des efficacités de refroidissement équivalentes à la géométrie non interconnectée (de mêmes épaisseur et diamètre de trous), à surpression égale. Pour ces géométries, les débits traversants sont légèrement plus faibles, ceci étant dû à des zones de recirculation qui engendrent une mauvaise alimentation des canaux secondaires. **La géométrie Z3D apparaît comme la géométrie la plus optimale** dans la mesure où des canaux traversants de part en part devraient permettre de limiter ces zones de recirculation et donc d'obtenir de plus fortes efficacités de refroidissement.

La faisabilité de fabrication est évidemment une étape clé dans l'évaluation de la pertinence de ces solutions architecturées. Pour ce faire, deux procédés de fabrication additive en lit de poudre que sont l'Electron Beam Melting (EBM) et le Selective Laser Melting (SLM) ont été comparés vis-à-vis de la réalisation de ces géométries. Le procédé SLM, en permettant d'obtenir une surface moins rugueuse que l'EBM, rend possible l'élaboration de trous inclinés très fins (500  $\mu\text{m}$  de diamètre). Dans cette étude, il a également été montré que l'EBM donne lieu à un état de surface théoriquement plus favorable aux échanges de chaleur et à l'accroche d'une barrière thermique, mais cette technique limite la résolution des trous à un diamètre minimal de 1 mm. Concernant la réalisation des canaux secondaires, le procédé EBM présente l'inconvénient de nécessiter une étape de dépoufrage supplémentaire et contraint à concevoir des plaques d'épaisseur supérieure à 3 mm (contre 1,2 mm pour le SLM). Une capture de la géométrie interne par tomographie aux rayons X a cependant permis d'évaluer que la surface interne n'est pas seulement doublée par la présence des interconnexions, mais quadruplée par l'effet de rugosité dans le cas de l'EBM. Les mesures de pertes de charges en écoulement pariétal mesurées sur un banc aérothermique sont cohérentes par rapport aux simulations numériques : dans les deux cas celles-ci sont plus importantes dans les designs avec interconnexions H2D et H3D que pour la géométrie non interconnectée de même épaisseur. Il est cependant difficile d'attribuer cet effet à des zones de recirculation, et de conclure sur la mauvaise



alimentation des canaux secondaires, tant la rugosité est importante. En effet, un résultat remarquable a été obtenu au banc aérothermique : **les interconnexions permettent de mieux refroidir la zone en amont de la plaque multiperforée**, là où le film cooling n'est pas encore établi, tout en maintenant un niveau d'efficacité de refroidissement aussi élevé là où le film est établi. Ceci indique que les canaux secondaires participent bien au refroidissement au niveau de la zone en amont. Pour parfaire l'étude, la géométrie Z3D a été réalisée aux limites de résolution précédemment définies par le procédé SLM en utilisant un alliage bien optimisé pour ce procédé : l'acier inoxydable 316L. Un écart important est apparu entre le dessin et l'objet au niveau de la connexion des trois canaux (un primaire et deux secondaires) lié au manque de résolution et créant des embouchures élargies. Le débit traversant est donc largement supérieur à celui attendu.

Cette première étude a permis de montrer la sensibilité des géométries obtenues par des procédés de fabrication additive et d'obtenir des propriétés de perméabilité que l'on pouvait en attendre. Malgré ces écarts, toutes les géométries étudiées se sont révélées extrêmement efficaces en termes de refroidissement car l'effet d'isolation thermique par le film cooling reste prépondérant sur l'augmentation des échanges de chaleur internes.

Pour aller plus loin, il a été envisagé de s'intéresser à **des solutions microporeuses permettant d'augmenter de façon beaucoup plus importante les échanges convectifs internes** en multipliant par 100 la surface d'échange, quitte, en contre-partie, à dégrader l'effet film. Si le procédé SLM apparaît le mieux adapté pour modifier l'écoulement à l'échelle des trous, l'EBM offre l'avantage de pouvoir créer des zones poreuses. La deuxième partie de ce travail de thèse a donc porté sur la conception et l'élaboration de solutions hybrides constituées d'une structure architecturée élaborée par fabrication additive comprenant des zones microporeuses. L'enjeu était de rechercher un compromis entre l'augmentation des échanges convectifs internes et la dégradation du film cooling inhérente à des pertes de charge plus élevées.

Une première approche visait l'élaboration de cette solution **directement par EBM**. Dans un premier temps, une étude complète de l'élaboration de plaques microporeuses par EBM a été menée, notamment en diminuant l'énergie apportée par le faisceau d'électrons. Une technique d'analyse d'images couplée à une cartographie EBSD a permis de localiser et de quantifier les zones fondues et infondues à l'échelle de la structure microporeuse. La proportion de matière fondue s'est révélée être un paramètre pertinent pour caractériser la morphologie des structures obtenues et ainsi lier paramètres procédé et propriétés macroscopiques telles que la porosité et la perméabilité. Puis, dans un deuxième temps, l'élaboration de **structures hybrides poreux/dense** a été étudiée, sachant qu'une structure poreuse ne pouvait pas assurer à elle seule la tenue mécanique de la paroi. L'interface entre zones poreuses et denses a été caractérisée et une analyse d'images a permis de montrer que les zones denses se comportaient comme des puits de chaleur vis-à-vis des zones poreuses avoisinantes et influençaient leur morphologie. Des essais en flexion sur un échantillon de plaque poreuse et sur une structure hybride poreux/dense ont permis de confirmer que le renfort dense permettait d'augmenter nettement la charge à la rupture.

Une deuxième approche a consisté à intégrer des zones à microporosités orientées au sein de structures architecturées élaborée par SLM, l'idée étant que l'orientation des porosités dans le sens de l'écoulement permettrait d'obtenir de très forts échanges de chaleur internes tout en favorisant la création d'un effet de film cooling. A cet effet, un nouveau procédé d'élaboration de structures à microporosités orientées a été mis au point. Ce procédé, désigné sous le nom de « Magnetic Freezing », se base sur l'action d'un champ magnétique sur des poudres métalliques ferromagnétiques. Les premiers essais ont permis de mettre en évidence l'influence de quelques paramètres du procédé, notamment la quantité de solvant et le temps de frittage sur la morphologie de la structure obtenue.

Enfin, ces diverses structures ont été testées sur deux bancs d'essai afin de mesurer leurs performances dans des conditions proches de l'application industrielle et de les comparer à une référence industrielle. Tout d'abord, les essais au banc aérothermique ont montré que toutes les solutions mises au

point présentaient de meilleures efficacités de refroidissement que la référence industrielle. Même si ces essais n'ont pas permis d'identifier une solution particulièrement avantageuse par rapport aux autres, ils ont permis de montrer que **les solutions hybrides poreux/dense permettent d'obtenir un refroidissement plus homogène que les plaques multiperforées**, mais il existe un gap de surpression à dépasser pour obtenir un refroidissement efficace. Enfin, la solution multiperforée Z3D a pu être testée sur un banc en combustion et comparée à la référence industrielle. Les températures mesurées tendent à montrer qu'elle permet d'obtenir des efficacités de refroidissement équivalentes à la référence pour un débit traversant donné. Etant plus perméable, il s'agirait donc d'une géométrie permettant d'obtenir de meilleures efficacités de refroidissement à une surpression donnée. Cette solution, plus légère que la référence industrielle, consommerait cependant plus d'air de refroidissement.

Afin d'offrir une vue globale et schématique des diverses solutions développées, la Figure 6-1 représente sur des diagrammes de Kiviat les divers compromis obtenus grâce aux structures développées durant cette thèse. Les critères évoqués tout au long de ce manuscrit pour obtenir une solution optimale correspondent à chaque axe. La référence industrielle est représentée par un trait rouge à une valeur moyenne sur chaque critère pour faciliter la comparaison. Puis, chaque solution est évaluée suivant les différents critères au vu des résultats obtenus tout au long de cette thèse. A noter que la zone correspondant à la tenue mécanique est grisée car celle-ci n'a pas été quantifiée durant cette étude, il s'agit donc d'une évaluation qualitative.

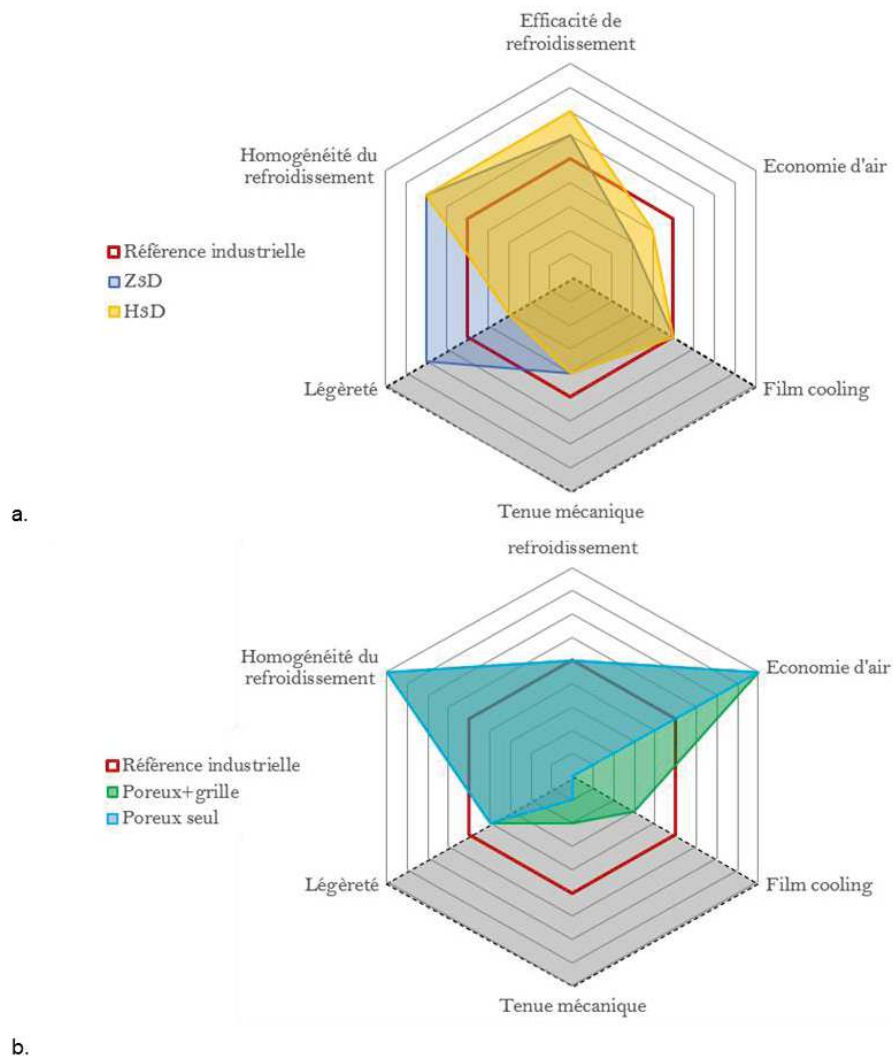


Figure 6-1 : Diagrammes de Kiviat représentant les compromis des diverses solutions développées dans cette thèse : a) les solutions multiperforées et b) les solutions microporeuses.

Nos deux familles de solutions permettent d'obtenir des compromis très différents. D'une part, les solutions multiperforées permettent de maintenir un film cooling équivalent à la référence, tout en gagnant en homogénéité et en efficacité de refroidissement. La structure Z3D permet de plus un fort gain sur le critère de la légèreté, même si elle est plus consommatrice d'air que la structure H3D.

D'autre part, les solutions microporeuses permettent elles d'obtenir une forte amélioration en homogénéité du refroidissement et en économie d'air. Leurs propriétés mécaniques et leur capacité à produire un film cooling sont cependant beaucoup plus faibles que la référence industrielle, même si la présence de la grille permet de limiter ces défauts.

## Perspectives

Des développements ultérieurs pourraient permettre d'améliorer les solutions visant à modifier l'écoulement à l'échelle des trous. Il faudrait travailler sur un compromis entre les géométries H3D et Z3D qui puisse être correctement élaboré par fabrication additive, l'objectif étant d'obtenir un débit d'air dans les interconnexions suffisant pour augmenter significativement les échanges de chaleur internes tout en limitant la perméabilité de la structure. Enfin, l'un des aspects qui n'a pas été pris en compte dans ces travaux, car hors du cadre de cette thèse, est la durée de vie. En effet, la paroi de chambre de combustion est soumise à de fortes contraintes thermomécaniques, lors de la mise en route des réacteurs mais également lors des changements de régime moteur, qui conduisent à une fissuration précoce de la pièce. Des essais de fatigue sous gradient de température pourraient permettre de déterminer le nombre de cycles avant fissuration des diverses solutions et quantifier ainsi leur durée de vie. La thèse d'[Edi Fernandes Pereira \(En cours\)](#), a pour objectif de mettre au point un modèle permettant de prédire la durée de vie de plaques multiperforées classiques en se basant sur des essais de fatigue isothermes. En s'appuyant sur ses travaux et sur des essais expérimentaux complémentaires, il serait intéressant d'évaluer la durée de vie des structures mises au point durant cette thèse, voire même d'intégrer ce critère dans une démarche plus globale d'optimisation de la structure architecturée.

Plus généralement, il faudrait vérifier s'il est possible d'élaborer les diverses structures dans un alliage constitutif plus approprié pour l'application. Les superalliages base nickel de type INCONEL, qui sont aujourd'hui utilisés dans des procédés SLM et qui commencent à l'être également en EBM, pourraient être de bons candidats, dans l'attente de l'adaptation des procédés de fabrication additive aux superalliages base cobalt. Pour la fabrication de pièces comportant des zones microporeuses, le passage d'un alliage de titane TA6V à un superalliage est théoriquement faisable, mais il nécessiterait une adaptation des paramètres procédé. Il faudrait notamment prévoir un nouveau plan d'expériences pour mettre en évidence la plage de paramètres adaptée à l'élaboration de pièces perméables.

En vue d'une conception de chambre de combustion intégralement élaborée par fabrication additive, les différentes solutions proposées dans cette thèse pourraient être adaptées à des zones localisées de la chambre de combustion. L'élaboration d'une chambre de combustion intégralement transpirante semble aujourd'hui peu envisageable de par la faible tenue mécanique, la difficulté de dépôt de barrière thermique ou l'obstruction des microporosités par des suies ou des particules provenant de l'air extérieur. Néanmoins, le refroidissement très homogène qu'elles permettent d'obtenir pourrait être intéressant localement : il pourrait être envisageable d'intégrer ces zones microporeuses dans les zones où les flux thermiques sont les plus importants, autour des injecteurs ou des trous de dilution par exemple. De même, il pourrait être intéressant d'interconnecter les trous sur les premières zones multiperforées afin de mieux les refroidir, sans nécessairement le faire sur l'intégralité de la chambre.









## Résumé

En vue de leur refroidissement, les parois de chambres de combustion aéronautiques sont perforées de trous à travers lesquels de l'air plus froid est injecté. La paroi est ainsi refroidie par convection et un film isolant est créé en surface chaude (film cooling). Cette thèse a pour objectif d'utiliser les possibilités de la fabrication additive pour proposer de nouvelles solutions architecturées qui permettraient d'augmenter les échanges de chaleur internes et d'obtenir ainsi de meilleures efficacités de refroidissement.

La première approche consiste à élaborer de nouveaux designs de plaques multiperforées par Electron Beam Melting (EBM) et Selective Laser Melting (SLM) aux limites de résolution des procédés. Les architectures sont caractérisées en microscopie, en tomographie X et en perméabilité. Des simulations aérothermiques permettent de mettre en évidence l'effet de ces nouveaux designs sur l'écoulement et les échanges de chaleur, et de proposer des voies d'amélioration de la géométrie. La deuxième approche consiste à élaborer de façon simultanée une pièce architecturée par EBM, avec des zones denses et poreuses. A partir d'analyse d'images associée à une cartographie EBSD grand champ, il est possible de remonter aux mécanismes de formation du matériau poreux et de relier la perméabilité et la porosité aux paramètres procédé. Afin de favoriser le film cooling, il pourrait être avantageux que les zones microporeuses soient orientées dans le sens de l'écoulement. Pour ce faire, un nouveau procédé dénommé Magnetic Freezing, où des poudres métalliques forment une structure orientée par un champ magnétique, est mis au point.

Les diverses solutions développées durant cette thèse sont testées sur un banc aérothermique. Les essais montrent qu'elles offrent un refroidissement plus efficace et plus homogène que la référence industrielle. Enfin, de premiers tests en combustion sur l'une des structures retenues, plus légère et plus perméable que la référence, montrent qu'il s'agit d'une solution aussi efficace à un débit traversant donné, et donc a priori plus efficace à une surpression donnée.

**Mots-clé :** Fabrication additive, Electron Beam Melting, matériaux poreux, refroidissement par transpiration, film cooling.

## Abstract

Combustion chamber walls are perforated with holes so that a cooling air flow can be injected through them. The wall is cooled by convection and an insulating film is created on the hot surface (film cooling). This PhD thesis aims to use the possibilities of additive manufacturing to provide new architected solutions that could enhance the internal heat exchanges, and lead to a higher cooling effectiveness.

The first approach is to develop new designs of multiperforated walls by Electron Beam Melting (EBM) and Selective Laser Melting (SLM) used at the resolution limits of the processes. They are characterized by microscopy, X-ray tomography and permeability tests. Some aerothermal simulations help understanding the effects of these new designs on the flow and on heat exchanges. These results lead to a geometry adaptation. The second approach is to simultaneously manufacture an architected part with dense and porous zones by EBM. Thanks to image analysis combined with large field EBSD, it is possible to investigate the mechanisms leading to the porous zones and to link them to permeability and porosity. The film cooling effect could be favoured by the orientation of pores towards the cooling flow. Therefore, a new powder-based manufacturing process named Magnetic Freezing, where metallic powders organize into an oriented structure thanks to a magnetic field, is developed.

The various solutions studied during this thesis are tested on an aerothermal bench. They all show a more efficient and homogeneous cooling than the industrial reference. Some first tests on one of the selected solutions are performed on a combustion bench. This lighter and more permeable structure proves to be a solution as efficient as the industrial reference at a given flow rate. It should therefore be a more efficient solution for a given overpressure.

**Key words:** Additive manufacturing, Electron Beam Melting, porous materials, transpiration cooling, film cooling