COMMISSARIAT À L'ÉNERGIE ATOMIQUE
31-33 RUE DE LA FÉDÉRATION
75752 PARIS CEDEX 15
TÉL 01 40 56 10 00
TELEX ENAT-PARIS 200 671

DÉPARTEMENT ÉTUDES ET VALIDATION
SERVICE ELECTROMAGNETISME ET
RAYONNEMENT

Boîte Postale n° 2
33114 LE BARP

DIRECTION DES APPLICATIONS MILITAIRES

CENTRE D'ÉTUDES SCIENTIFIQUES ET TECHNIQUES D'AQUITAINE

Traitement d'images pour la modélisation de la microstructure de matériaux céramiques

Fabien DUCAT

Nombre de pages : 88

Origine :	Référence à		
Classification : DO	E.P. : Rapport	Affaire :	Contrat :

Identification du document

Nature : Rapport	Référence :	Date : ??/06/2006	Nombre de pages : 88

Auteur : Fabien DUCAT

Titre : Traitement d'images pour la modélisation de la microstructure de matériaux céramiques

Résumé :
En tant que rapport de stage de fin d'études, le document présente l'ensemble du travail réalisé pour la détermination de propriétés volumiques de matériaux céramiques (frittés, projetés plasma). Cette étude a pour but la recherche du taux de porosité, de la répartition de la taille des pores ainsi que de leur forme. À partir des données volumiques calculées par différentes méthodes, la suite du travail, qui fait l'objet d'une autre étude [1], consiste à déduire des propriétés thermo physiques et radiatives des matériaux frittés, puis des matériaux projetés plasma.
Deux méthodes sont envisagées pour accéder aux propriétés volumiques. La principale méthode mise en œuvre est la reconstruction 3D de la surface du matériau à partir d'images prises au Microscope Électronique à Balayage. Une autre technique, la métallographie quantitative a été envisagée. Elle permet, à partir de considérations géométriques sur des coupes du matériau, de trouver des propriétés volumiques par des calculs statistiques.
La seconde méthode ne permet pas le calcul de propriétés importantes telles que la répartition en surface comme en diamètre. Elle ne donne, en outre, aucune information sur la forme des
.../...

Mots clefs : Reconstruction 3D, Métallographie quantitative, Céramique, Frittage, Projection plasma, Microscope Électronique à Balayage, Propriétés thermo-physiques, Propriétés radiatives

	Rédacteur	Approbateurs		Emetteur
Nom	F. DUCAT	L. ROBIN	J. PAVIE	F. JOUSSE
Fonction	Stagiaire	Doctorante	Chef du groupe LTO	Chef de service SEMR
Visa				
Date				

Résumé (suite de la page précédente) :

pores. La reconstruction 3D a donc été privilégiée.

Nous présentons, tout d'abord, les techniques de reconstruction 3D aussi bien dans les domaines macroscopique que microscopique.
Puis, le protocole d'obtention des données en entrée, c'est à dire les images a été rédigé de façon précise pour minimiser les erreurs de manipulation et obtenir des données de qualité.
Une étude bibliographique du processus de reconstruction nous a conduit à effectuer différentes étapes d'estimation de la géométrie, rectification puis triangulation. La première étape est motivée par le fait que le système d'acquisition des images est responsable de distorsions. Il est donc nécessaire d'opérer des transformations géométriques pour rendre le capteur du MEB idéal. Deux méthodes se distinguent, l'une privilégiant la simplicité suppose la géométrie entièrement connue. L'autre oublie totalement les données expérimentales pour réaliser une reconstruction complète de la géométrie du modèle utilisé. Après cette étape cruciale, il reste à apparier de façon dense les pixels de chaque image dans le but de réaliser une triangulation fine. En reconstruisant deux coupes en regard du matériau, on peut alors obtenir les caractéristiques géométriques de la microstructure du matériau.
La métallographie quantitative est une méthode issue du génie des matériaux, elle nécessite des images de très bonne qualité et donc un processus d'acquisition rigoureux. Ces images sont, en premier lieu, traitées par des filtres appropriés pour faire apparaître le plus finement et précisément possible les différentes phases du matériau. Il faut ensuite appliquer des opérateurs géométriques sur les images pour trouver les propriétés volumiques recherchées.
Une fois la surface des céramiques reconstituée, des paramètres de rugosité et de caractérisation des pores ont été calculés, apportant une base à la future détermination des propriétés volumiques des pores.

Resumé

En tant que rapport de stage de fin d'études, le document présente l'ensemble du travail réalisé pour la détermination de propriétés volumiques de matériaux céramiques (frittés, projetés plasma). Cette étude a pour but la recherche du taux de porosité, de la répartition de la taille des pores ainsi que de leur forme. À partir des données volumiques calculées par différentes méthodes, la suite du travail, qui fait l'objet d'une autre étude [1], consiste à déduire des propriétés thermo physiques et radiatives des matériaux frittés, puis des matériaux projetés plasma.

Deux méthodes sont envisagées pour accéder aux propriétés volumiques. La principale méthode est la reconstruction 3D de la surface du matériau à partir d'images prises au Microscope Électronique à Balayage. Seule cette approche a été mise en œuvre dans le cadre de ce travail. Une autre technique, la métallographie quantitative a été envisagée. Elle permet, à partir de considérations géométriques sur des coupes du matériau, de trouver des propriétés volumiques par des calculs statistiques.

La seconde méthode ne permet pas le calcul de propriétés importantes telles que la répartition en surface comme en diamètre. Elle ne donne, en outre, aucune information sur la forme des pores. La reconstruction 3D a donc été privilégiée.

Dans ce rapport, nous présentons l'état de l'art complet concernant la reconstruction 3D et la métallographie quantitative. Le travail effectué lors de ce stage est entièrement consacré à la reconstruction 3D.

Puis, le protocole d'obtention des données en entrée, c'est à dire les images, a été rédigé de façon précise pour minimiser les erreurs de manipulation et obtenir des données de qualité.

Une étude bibliographique du processus de reconstruction nous a conduit à effectuer différentes étapes : estimation de la géométrie, rectification puis triangulation. La première étape est motivée par le fait que le système d'acquisition des images est responsable de distorsions. Il est donc nécessaire d'opérer des transformations géométriques pour rendre le capteur idéal. Deux méthodes se distinguent, l'une privilégiant la simplicité suppose la géométrie entièrement connue. L'autre oublie totalement les données expérimentales pour réaliser une reconstruction complète de la géométrie du modèle utilisé. Après cette étape cruciale, il reste à apparier de façon dense les pixels de chaque image dans le but de réaliser une triangulation fine. En reconstruisant deux coupes en regard du matériau, on peut alors obtenir les caractéristiques géométriques de la microstructure du matériau.

La métallographie quantitative est une méthode issue du génie des matériaux, elle nécessite des images de très bonne qualité et donc un processus d'acquisition rigoureux. Ces images sont, en premier lieu, traitées par des filtres appropriés pour faire apparaître le plus finement et précisément possible les différentes phases du matériau. Il faut ensuite appliquer des opérateurs géométriques sur les images pour trouver les propriétés volumiques recherchées.

Une fois la surface de l'échantillon reconstituée, des paramètres de rugosité et de caractérisation des pores ont été calculés, apportant une base à la future détermination des propriétés volumiques des pores qui fera l'objet d'un rapport ultérieur [2].

Mots-clefs

Reconstruction 3D, Métallographie quantitative, Céramique, Frittage, Projection plasma, Microscope Électronique à Balayage, Propriétés thermophysiques, Propriétés radiatives.

Table des matières

Liste des figures 6

Remerciements 8

Glossaire & mots clés 9

Notations 10

1 Introduction 11

2 Position du problème 13
- 2.1 Les céramiques . . . 13
  - 2.1.1 Généralités sur les céramiques . . . 13
  - 2.1.2 Frittage & Projection Plasma . . . 14
- 2.2 Description des objectifs . . . 17
  - 2.2.1 Présentation du cadre de travail . . . 17
  - 2.2.2 Déduction des propriétés volumiques de la microstructure . . . 19
- 2.3 Analyse & Démarche : deux approches . . . 19
  - 2.3.1 La reconstruction 3D . . . 20
  - 2.3.2 La métallographie quantitative . . . 21

3 Etat de l'art 21
- 3.1 Reconstruction 3D . . . 21
  - 3.1.1 Les applications de la reconstruction 3D . . . 21
  - 3.1.2 La reconstruction 3D d'objets macroscopiques . . . 22
  - 3.1.3 La reconstruction 3D d'objets microscopiques : Modifications et améliorations . . . 29
  - 3.1.4 À la recherche de la précision . . . 30
- 3.2 Métallographie quantitative . . . 30
  - 3.2.1 Évolution chronologique de la technique . . . 30
  - 3.2.2 Description des objectifs . . . 32
  - 3.2.3 Préparation des coupes . . . 32
  - 3.2.4 Description des expériences . . . 33
  - 3.2.5 Les limites de la métallographie . . . 37

4 Acquisition des images MEB **38**
4.1 Le Microscope Électronique à Balayage (MEB) 38
4.1.1 Histoire du MEB 38
4.1.2 Principe du MEB 39
4.1.3 Aberrations du MEB 40
4.1.4 Préparation des échantillons 40
4.2 Paramètres et leur influence, choix envisagés 41
4.3 Mode opératoire 43
4.3.1 Paramètres de mesure 43
4.3.2 Géométrie du système d'acquisition 43

5 Choix de conception **45**
5.1 Prétraitements 45
5.1.1 Traitements des images 45
5.1.2 Détermination de la surface appariable 46
5.2 Modélisation et calibration 47
5.2.1 Le modèle de caméra : Projection centrale vs. projection parallèle 47
5.2.2 Calibration de la caméra 50
5.3 Estimation de la géométrie épipolaire 51
5.3.1 Définition de la géométrie épipolaire 51
5.3.2 Détection des points d'intérêt 53
5.3.3 Appariement et corrélation 55
5.3.4 Lever d'ambiguïté des couples appariés 56
5.3.5 Estimation de la géométrie 58
5.4 Rectification des images 59
5.4.1 Dilatation d'une image par méthode inverse 60
5.5 Appariement dense 61
5.6 Reconstitution de la scène 63
5.6.1 Estimation du mouvement 63
5.6.2 Triangulation 64

6 Résultats & Analyses **65**
6.1 Reconstruction des matériaux frittés et validation de la méthode 65
6.2 Reconstruction des matériaux projetés plasma 65
6.2.1 Reconstitution de la topographie 65

6.2.2 Reconstitution de grandes plages 74
6.2.3 Reconstitution du volume 74
6.2.4 Détermination des paramètres recherchés 75

Conclusion et perspectives **76**

Bibliographie **78**

A Environnement de travail **81**
A.1 Le Commissariat a l'Énergie Atomique (CEA) 81
A.1.1 Objectifs 81
A.1.2 Organisation 82
A.1.3 Structure 83
A.2 La Direction des Applications Militaires 84
A.2.1 Missions 84
A.2.2 Organisation et structure 84
A.3 Le Centre d'Études Scientifiques et Techniques d'Aquitaine 85
A.3.1 Missions 85
A.3.2 Organisation 86

Table des figures

1 Les étapes du frittage : $(P) \to (MF) \to (TT)$ 15
2 Observation d'un matériau fritté particulier à porosité sphérique (avec un grossissement $\times 200$) 15
3 Observation d'un matériau projeté plasma (avec un grossissement $\times 500$) 16
4 Schéma général d'obtention des profils de température et de luminance d'un matériau soumis à un haut flux 18
5 Modèle de variation de la luminance pour un matériau diffusant 18
6 Matériau fritté élaboré avec une distance de projection de 130 mm (à gauche) et de 80 mm (à droite) 19
7 Reconstitution 3D à grande échelle de la topographie du terrain par stéréovision 22
8 Reconstitution 3D d'escarres (plaies microscopiques) par stéréovision 23
9 Reconstitution 3D du mouvement de l'acteur Tom Hanks pour le film d'animation `The Polar Express`© 24
10 Reconstitution d'un visage à partir de quatre images par un nuage de points . . 25
11 Reconstitution d'une surface pour l'étude de sa rugosité 25
12 Principe de la projection parallèle et de la projection perspective 26
13 Vue en deux dimensions, comparaison des trois modèles (de gauche à droite, la projection orthographique ou parallèle, la projection paraperspective et la projection perspective ou centrale) 27
14 Principe de la stéréoscopie 27
15 Processus d'acquisition des images pour la stéréovision 30
16 Expérience 1 : Section par un plan expérimental 34
17 Expérience 2 : Section par une ligne expérimentale 35
18 Expérience 3 : Balayage par des plans 35
19 Expérience 4 : Section par une ligne expérimentale 36
20 Expérience 5 : Échantillonnage par balayage d'une ligne expérimentale 37
21 Expérience 6 : Échantillonnage à l'aide d'un point expérimental 38
22 Vue schématique du système en trois dimensions 44
23 Vue schématique du système en coupe 44
24 La surface appariable entre deux images 47
25 Description des étapes de la démarche de reconstruction 3D 50
26 La géométrie épipolaire 52
27 Différents types de points d'intérêt 53

28 Illustration du mécanisme d'appariement des points d'intérêt 55
29 Un exemple des ambiguïtés qui peuvent survenir au cours de l'appariement . . . 57
30 Méthode de recherche de l'homologue en deux passes 62
31 Distribution obtenue des diamètres des pores du matériau "école" fritté 65
32 Deux coupes de départ (Image droite $-5°$, Image gauche $0°$) 66
33 Les points d'intérêt les plus saillants détectés (Image haut $-5°$, Image bas $0°$) . 67
34 Les 53 couples obtenus après corrélation et lever d'ambiguïtés des paires (Image haut $-5°$, Image bas $0°$) 68
35 Un amas de points d'intérêt de l'image 1 $-5°$ (à gauche) comparé au tri opéré lors du lever des ambiguïtés de la même image (à droite) 69
36 Le faisceau de droites épipolaires de chaque image (Image haut $-5°$, Image bas $0°$) 70
37 Rectification, étape 1 : rejeter les épipoles à l'infini (Image haut $-5°$, Image bas $0°$) 71
38 Rectification, étape 2 : les droites épipolaires sont horizontales (Image haut $-5°$, Image bas $0°$) 72
39 Carte de disparité dense 73
40 Carte d'altitudes 73
41 Illustration des difficultés de la reconstitution du volume 74
42 Les dix centres du CEA 83
43 Répartition géographique des centres DAM 84
44 Localisation géographique du Centre 85
45 Organigramme structurel du CESTA 87

Remerciements

Au cours de ce stage, nombreuses ont été les personnes qui m'ont apportées une aide directe ou indirecte.

Tout d'abord, je désire remercier ma responsable Lucile Robin pour toute l'attention dont elle a fait preuve au cours de ces cinq mois de stage. Son sérieux, sa sympathie et sa gentillesse m'ont permis de mener ce stage à bien.

À travers Lucile, ce sont tous les acteurs du laboratoire LTO que je désire remercier pour leur accueil chaleureux et leurs conseils avisés.

Je rermercie mes responsables hiérarchiques en les personnes de Vincent Charvillat (enseignant chercheur à l'ENSEEIHT), Franck Jousse (chef du service SEMR) et Jérôme Pavie (chef du laboratoire LTO) au CEA-CESTA qui m'ont permis de réaliser ce stage.

Pour leur précieuce aide, je remercie les enseignants de l'ENSEEIHT Pascaline Parisot et Bernard Thiesse.

Enfin, je désire remercier mon camarade de travail, Julien L. qui a su supporter mes crises d'énervement et nous procurer de bons moments ...

À toutes les personnes que je n'ai pas citées, je prie d'accepter mes excuses pour ce manquement.

Glossaire & mots clés

- *Milieu pulvérulent* : Milieu granulaire non cohésif constitué de particules agglomérées de façon lâche, donc sans propriétés mécaniques notables.
- *Porosité ouverte* : Réseau de pores interconnectés au coeur d'un matériau.
- *Points homologues* : Couple de points représentant les deux projetés d'un même point 3D sur les images deux plans images.
- *Disparité* : Distance en pixels entre les deux points d'une paire de pixels homologues.

Notations

Abbréviations

- CESTA : Centre d'Études Scientifiques et Techniques d'Aquitaine
- DEV/SEMR : Département Études et Validation / Service ElectroMagnétisme et Rayonnement
- MEB (SEM) : Microscope Électronique à Balayage (Scanning Electron Microscopy)
- cf. : confère
- vs. : versus
- resp. : respectivement
- Eq. : équation
- Fig. : figure

Symboles

s	un scalaire
$\mathbf{v}$	un vecteur de $\mathbb{R}^n$, *i.e.* $\mathbf{v} = (x_1\ x_2\ \ldots x_n)^\mathsf{T}$
$\mathbf{v}^\mathsf{T}$	le vecteur $\mathbf{v}$ transposé, *i.e.* $\mathbf{v}^\mathsf{T} = (x_1\ x_2\ \ldots x_n)$
$\mathbf{A}$	une matrice
M	un point de $\mathbb{R}^3$, tel que $\mathsf{M} = (x\ y\ z)^\mathsf{T}$
m	un point de $\mathbb{R}^2$, tel que $\mathsf{m} = (u\ v)^\mathsf{T}$
$\hat{\mathsf{m}}$	un point d'une image déterminé expérimentalement, tel que $\hat{\mathsf{m}} = (\hat{u}\ \hat{v})^\mathsf{T}$
$\tilde{\mathsf{m}},\ \tilde{\mathsf{M}}$	les points m et M en coordonnées homogènes, dans les espaces projectifs respectifs $\mathbb{P}^2$ et $\mathbb{P}^3$
$\cong$	l'égalité projective, définie à un facteur non nul près : $\tilde{\mathsf{m}} \equiv s\tilde{\mathsf{m}},\ \forall s \in \mathbb{R}^*$

1 Introduction

Au sein du département DEV du Centre d'Études Scientifiques et Techniques d'Aquitaine, sont réalisées des études sur les propriétés optiques de matériaux tels que les céramiques projetées plasma. Dans le cadre d'une thèse réalisée par Lucile Robin sur l'étude de propriétés thermo physiques et radiatives de ces matériaux, des besoins de connaissance précise de la microstructure de ces matériaux poreux sont apparus.

Les céramiques projetées plasma possèdent des propriétés intéressantes comme la faible conductivité thermique ou la capacité à résister à des flux thermiques importants. Du fait de leur élaboration, leur microstructure est chaotique et très complexe. Pour l'étude de la luminance émise par un matériau céramique soumis sur une face à un flux thermique important, la connaissance précise de la microstructure du matériau (forme et taille des pores) associée aux modèles donnés dans la littérature permettent de déterminer ses propriétés thermo physiques et radiatives. La porosité de ces composés n'est pas connue finement. Les pores ont des formes peu ordinaires et leur répartition de taille est inconnue. Ainsi, pour connaître ces trois paramètres, a été envisagée une méthode de reconstruction en trois dimensions d'une partie de cette structure.

Une fois ces propriétés calculées, les transferts thermiques dans les céramiques peuvent être modélisés. Pour ce faire, plusieurs méthodes existent aujourd'hui. D'un côté, les méthodes de tomographie électronique utilisées pour reconstruire des objets avec une précision de l'ordre de la centaine de nanomètres (300 nm) (Tomographie par Émission de Positrons), ont été envisagées mais sont actuellement peu utilisées car elles sont très coûteuses. De plus, leur temps de réalisation est très long (6 à 9 mois), sans compter que des traitements d'images ultérieurs doivent également être réalisés pour analyser les résultats fournis. D'autre part, depuis quelques années la méthode de reconstruction 3D par stéréoscopie commence à émerger et les résultats obtenus sur des objets microscopiques sont convaincants. Cette dernière méthode est présentée dans ce document pour la reconstruction de coupes en regard de la surface de céramiques. Ce travail de reconstitution de coupes en regard n'a, selon nous, jamais été publié, aussi présente-t-il une certaine originalité.

Dans un premier temps, nous nous attacherons à poser clairement le problème. Nous donnerons une description détaillée des céramiques et des différentes techniques pour les réaliser. Les objectifs seront précisément énoncés et introduiront l'analyse du problème et la démarche envisagée.

Par la suite, nous présenterons un état de l'art concernant les deux domaines étudiés lors de ce stage. La reconstruction 3D a été la première idée pour la recherche des paramètres volumiques. Une seconde méthode provenant du génie des matériaux, la métallographie quantitative, présente aussi un grand intérêt pour résoudre globalement le problème. Nous la présenterons et analyserons ses avantages et inconvénients au regard de l'application pour comprendre pourquoi elle n'est pas adaptée à notre problématique.

Ensuite, nous présenterons l'ensemble du travail réalisé lors de ce stage. Que ce soit la reconstruction 3D ou la métallographie, chacune de ces méthodes travaille sur des images réalisées au Microscope Électronique à Balayage. L'acquisition de ces images demande l'établissement d'un mode opératoire adapté au processus de traitement des images. Cette partie sera volontairement exhaustive car nous avons fourni au laboratoire qui a réalisé les prestations de prises de vues un cahier des charges adapté à notre besoin.

Au cours de cette étude, seule la reconstruction 3D a été mise en œuvre. Nous exposerons donc les choix de conception faits tout au long du projet pour la reconstitution 3D. Ils s'axeront dans un premier temps sur la modélisation et le calibrage du capteur du MEB, préliminaire indispensable à une bonne reconstruction. Dans un second temps, nous reconstituerons la géométrie complète de la transformation à cause des imprécisions de prise des images. Puis s'ensuivra la phase de reconstruction de la scène à proprement dite.

Après cette explication précise du fonctionnement théorique de la reconstitution 3D, nous pourrons analyser les résultats obtenus, étapes par étapes. Le travail sera effectué sur un matériau "école" dont les caractéristiques sont bien connues dans le but de valider le modèle. Puis nous reconstituerons les matériaux projetés plasma. Pour terminer, nous porterons un regard critique sur les données que nous avons recueillies pour estimer la représentativité statistique du travail réalisé.

Une partie annexe sera consacrée à la présentation du site du CEA-CESTA dans lequel j'ai effectué mon stage.

2 Position du problème

2.1 Les céramiques

2.1.1 Généralités sur les céramiques

Définitions & Caractéristiques

La notion de céramique [3] fait référence de par son étymologie aux terres, roches broyées mais aussi à l'art de les cuire par le feu.

Les céramiques sont des matériaux connus et fabriqués depuis des millénaires. Elles sont apparues tout d'abord dans les poteries fabriquées par les premiers hommes de notre ère. Plus tard utilisées dans la vie courante aussi bien que dans l'art, leurs propriétés ont été découvertes et largement utilisées. Composées, dans la plupart des cas, d'argile qui à l'état humide peut être facilement modelé, les "vraies" céramiques ne sont apparues qu'avec la découverte de la cuisson opérant les transformations physico-chimiques irréversibles pour donner un matériau ayant perdu toute élasticité n'étant plus susceptible de réhydratation. On obtient ainsi l'objet céramique que l'on connaît, ressemblant beaucoup à un argile séché mais possédant une résistance mécanique bien supérieure et paradoxalement étant d'une très grande fragilité.

De façon plus technique, on peut définir une céramique par un solide à liaison ionocovalente possédant une structure polycristalline. La plupart des céramiques sont silicatées de forme générale selon l'écriture conventionnelle sous forme de mélanges d'oxydes élémentaires $SiO_2 - Al_2O_3 - M_xO_y$. On distingue trois constituants fondamentaux de la composition de ces matériaux :

- SiO_2 le silicate
- Al_2O_3 l'alumine
- M_xO_y le fondant pouvant être $Fe_2O_3, K_2O, M_2O, MgO, etc.$

Pour plus de détails, l'ouvrage de Kingery *et al.* [4] reste aujourd'hui une des références en matière de céramiques, de leur élaboration à leurs applications.

Application

On peut citer différentes grandes classes d'objets fabriqués grâce à des céramiques silicatées dans un cadre industriel :

- objets de terre cuite : briques, tuiles ... appelés produits rouge du fait des oxyde de fer présents dans leur composition,

- carrelages, vaisselle, porcelaines,
- céramiques techniques utilisées pour l'isolation électrique et la résistance aux attaques chimiques.

Parmi les céramiques non silicatées, on distingue deux grandes catégories :

- les matériaux de structure utilisés pour leurs propriétés mécaniques et thermiques pour des applications telles que les turbines,
- les matériaux de fonction employés pour leurs performances électriques, magnétiques ou optiques.

Dans l'industrie, il existe donc des céramiques structurales élaborées pour leur caractère abrasif ou réfractaire. Les céramiques fonctionnelles sont plutôt utilisées comme catalyseurs, capteurs, combustibles ou biomatériaux par exemple.

Dans notre étude, les céramiques ont été choisies pour leurs propriétés thermiques (faible conductivité, bonne résistance à des hauts flux).

2.1.2 Frittage & Projection Plasma

Procédés d'élaboration

À ce jour, il existe deux principales méthodes pour élaborer des céramiques. Les céramiques classiques sont formées par un procédé de frittage qui consiste en une cuisson. Le génie des matériaux s'est tourné vers une méthode beaucoup plus sophistiquée appelée la projection plasma donnant naissance à des matériaux de nouvelle génération possédant des propriétés très remarquables.

Le frittage consiste à échauffer le produit jusqu'à une température dite de frittage se situant dans une plage inférieure à la température de fusion du composé telle que : $0,5 \times T_{fusion} < T_{frittage} < 0,8 \times T_{fusion}$. En général, la température de fusion de ces matériaux est très supérieure à celle des métaux courant de l'ordre de : $1300\ K < T_{fusion} < 2500\ K$. On peut définir la fabrication d'une céramique frittée par l'enchaînement de plusieurs étapes distinctes (*cf.* Fig. 1) : les céramiques sont, à l'origine, à l'état de poudres (P), elles sont ensuite mises en forme par moulage (MF), puis traitées et enfin cuites (TT).

L'étape de cuisson qui caractérise le frittage réalise plusieurs transformations de la microstructure. Elle permet de consolider et de densifier la structure moléculaire. Au cours de cette étape, le nombre de grains diminue et leur taille augmente en fusionnant. D'autres réactions physico-chimiques se produisent à l'intérieur de la matière. On obtient des pores de

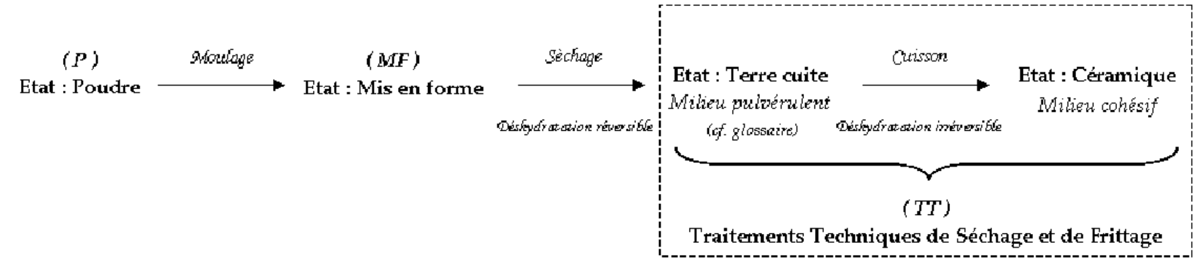

FIG. 1 – *Les étapes du frittage :* $(P) \rightarrow (MF) \rightarrow (TT)$

forme variable, d'une taille allant de quelques centaines de nanomètres à quelques dizaines de micromètres. La porosité obtenue est aussi bien fermée qu'ouverte.

Le terme de céramique peut parfois recouvrir plusieurs types de matériaux possédant un procédé d'élaboration similaire. Les céramiques frittées ont donc pour formation la chaîne $(P) \rightarrow (MF) \rightarrow (TT)$. Ainsi, les verres peuvent être assimilés sous ce terme, leur procédé de fabrication suit la chaîne $(P) \rightarrow (TT) \rightarrow (MF)$. Les liants hydrauliques tels que le ciment appartiennent aussi de près ou de loin à cette catégorie, leur formation suit $(TT) \rightarrow (P) \rightarrow (MF)$.

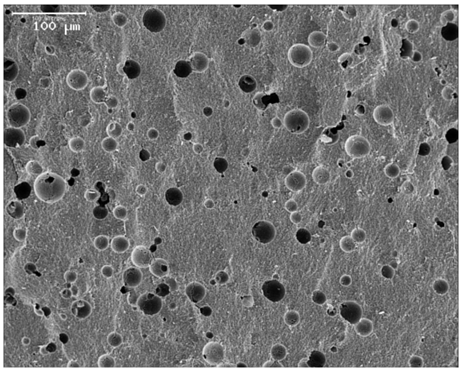

FIG. 2 – *Observation d'un matériau fritté particulier à porosité sphérique (avec un grossissement* $\times 200$*)*

La technique de projection plasma [5] [6] consiste à projeter une poudre sur un substrat en la déversant sur le feu d'une torche à plasma thermique produite par un arc électrique. Sous l'effet du jet de plasma dont la température varie de $14000°C$ au plus proche de la torche à $3000°C$ lorsqu'elle se dépose, la poudre fond en grande partie et va s'écraser sur un substrat à une vitesse de l'ordre de 100 *à* 400 $m.s^{-1}$. On constate une diffusion gaussienne des caractéristiques des poudres dans le jet (en terme de vitesse, diamètre et température). La structure de la céramique obtenue est un empilement lamellaire microfissuré et marqué d'une porosité principalement ouverte et interconnectée dont le taux varie de 1 à 50% (*cf.* Fig. 3). En faisant varier les différents paramètres que sont la puissance électrique, la distance de travail et la répartition de taille des grains dans la poudre, on obtient des porosités maîtrisables et optimisées. Cette technique est très complexe mais permet d'obtenir des matériaux ayant des propriétés physiques extrêmement intéressantes en terme de dureté ou de résistances aux chocs thermiques par exemple. Pour plus de détails sur la projection plasma, Beauvais, dans sa thèse [6], présente une étude précise de ces techniques ainsi qu'un état de l'art de la recherche des propriétés de ces composés.

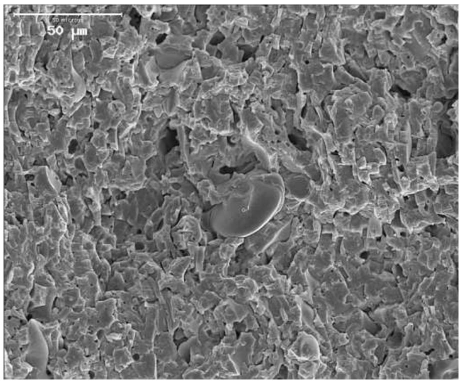

FIG. 3 – *Observation d'un matériau projeté plasma (avec un grossissement* $\times 500$*)*

Les matériaux utilisés, à l'exception de la céramique frittée réalisée au CTTC à Limoges (Centre de Transfert de Technologies Céramiques), ont été élaborés au DMAT (Département MATériaux du CEA Le Ripault). Il nous a fourni une première caractérisation du matériau à partir des images 2D prises (taille caractéristique des pores, répartition approximative de la taille des pores ouverts par porosimétrie à mercure, taux de porosité total approximatif).

Comparaison entre frittage et projection plasma

Le frittage, technique connue et utilisée depuis très longtemps a aujourd'hui laissé place à la projection plasma pour les applications très spécifiques. La projection plasma entraîne un coût de fabrication très élevé, comparé à la cuisson d'une céramique sauf si l'on considère le recouvrement d'objets par une fine couche de céramique projetée plasma (la surface recouvrable peut est très grande) [6]. Cependant, certains matériaux ne peuvent être projetés plasma (par exemple l'oxyde de magnésium MgO) car leur température de vaporisation T_v est très proche de leur température de fusion T_f, c'est à dire quand $\Delta T = T_v - T_f$ est faible. Ce sont des matériaux encore expérimentaux mais ils sont amenés à devenir par leurs caractéristiques exceptionnelles de plus en plus utilisés, occultant une partie du marché des céramiques frittées. La technique de projection plasma permet de remplacer d'énormes pièces céramiques par un métal recouvert d'une fine couche de céramique donnant à l'ensemble les propriétés de très bons isolants tout en ayant les propriétés de résistance mécanique du métal. La plupart des dépôts réalisés aujourd'hui à l'échelle industrielle sont des dépôts d'alumine (Al_2O_3) pour leur très grande résistivité. Sont aussi projetés et étudiés : la zircone (Z_rO_2) et l'oxyde d'yttrium (Y_2O_3).

2.2 Description des objectifs

2.2.1 Présentation du cadre de travail

Ce stage de fin d'études s'inscrit dans le travail de la thèse de Lucile ROBIN, doctorante au CEA-CESTA qui encadre ce projet. Sa thèse a pour but d'étudier la luminance émise par des céramiques à haute température. Les matériaux sont soumis sur une face à des flux thermiques importants de l'ordre du $MW.m^{-2}$ générant un gradient de température de l'échantillon [1]. Expérimentalement, les mesures sont effectuées dans une configuration anisotherme à haute température (entre $1000°C$ et $2000°C$). De plus, le régime dynamique de montée en température est caractérisé.

Les matériaux céramiques, qu'ils soient frittés ou projetés plasma sont des matériaux semi-transparents. Ainsi, les transferts thermiques dans ces matériaux mettent en jeu des phénomènes couplés de conduction et de rayonnement. Par ailleurs, ces matériaux résistent à des très hauts flux comme ceux qui sont appliqués ici et ont une faible conductivité thermique. Ces propriétés sont particulièrement intéressantes dans cette étude. Les domaines spectraux modélisés couvrent les plages visible et infrarouge de $0,4$ *à* 100 μm.

La modélisation des transferts de chaleur est une étape très importante de cette étude pour modéliser l'échauffement du matériau soumis à un chauffage radiatif et pour prédire le rayonnement émis par l'échantillon, fonction du profil de température axial. La modélisation fait intervenir l'équation de l'énergie couplée à l'équation des transferts radiatifs. La résolution de cette seconde équation demande la connaissance de propriétés optiques (n la partie réelle de l'indice optique et k la partie imaginaire), radiatives (σ le coefficient de diffusion,κ le coefficient d'absorption et $p(u, u')$ la fonction de phase) et thermo physiques (ρ la masse volumique, c_p la capacité calorifique et λ la conduction thermique) relatives à la céramique étudiée (*cf.* Fig. 4).

Associée à la connaissance des propriétés optiques n (partie réelle de l'indice optique), k (partie imaginaire de l'indice optique) et λ_c (conductivité thermique), la connaissance de la microstructure permet le calcul des propriétés radiatives. La complexité de la microstructure de ces matériaux rend difficile la détermination de leurs propriétés. En outre, elles sont dépendantes de la longueur d'onde et la température. Une fois ces propriétés calculées, le modèle des transferts thermiques (*cf.* Fig. 5) donne accès aux profils de températures et de luminances recherchés.

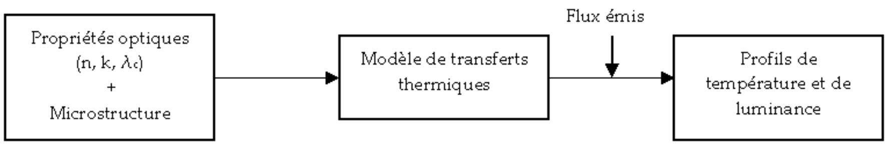

FIG. 4 – *Schéma général d'obtention des profils de température et de luminance d'un matériau soumis à un haut flux*

Dans l'optique de validation, des matériaux frittés élaborés spécialement et ayant une microstructure parfaitement caractérisée ont été étudiés. Leurs propriétés radiatives peuvent être calculées à partir d'une approche de Mie (cas particulier des pores sphériques).

Après avoir validé la démarche avec ces matériaux de référence, on applique la méthode aux matériaux projetés plasma. La connaissance des propriétés volumiques sur les matériaux

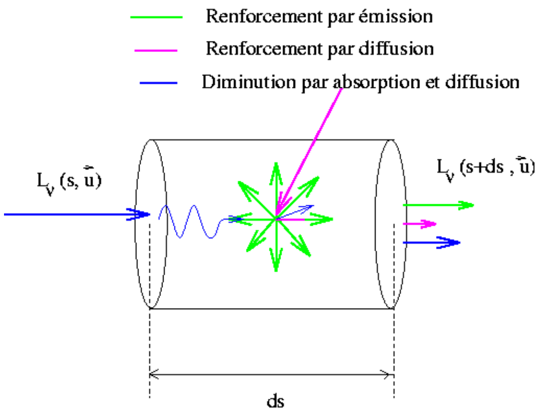

FIG. 5 – *Modèle de variation de la luminance pour un matériau diffusant*

projetés plasma est indispensable pour obtenir les données d'entrée du modèle des transferts thermiques. Cependant, les céramiques projetées plasma étudiées ont une microstructure peu connue et très complexe, c'est pourquoi il a été envisagé de reconstruire le matériau par les moyens de l'informatique.

2.2.2 Déduction des propriétés volumiques de la microstructure

L'objet de ce stage est d'étudier par une reconstitution en trois dimensions les matériaux céramiques formés par projection plasma. Des propriétés volumiques doivent être mises en évidence. Elles concernent les pores dont nous devons étudier la distribution volumique. Il s'agit aussi de rechercher la forme des pores qui ne peuvent être considérés comme des pores sphériques mais doivent être modélisés par une forme plus complexe. La porosité ouverte devra faire l'objet d'une étude pour rendre compte de son influence en termes de diffusion.

2.3 Analyse & Démarche : deux approches

Comme nous l'avons vu précédemment, la caractérisation thermique des matériaux diffusants projetés plasma nécessite une connaissance précise de leur microstructure [1].

D'une réalisation d'un matériau à l'autre, les propriétés que nous recherchons peuvent varier significativement, on ne peut donc les déduire d'autres études. Les paramètres influant sur la microstructure sont : la granulométrie de la poudre utilisée, les paramètres de la torche et la distance entre la torche et le substrat. Un exemple de l'influence de la distance torche-substrat sur la microstructure est donné figure 6.

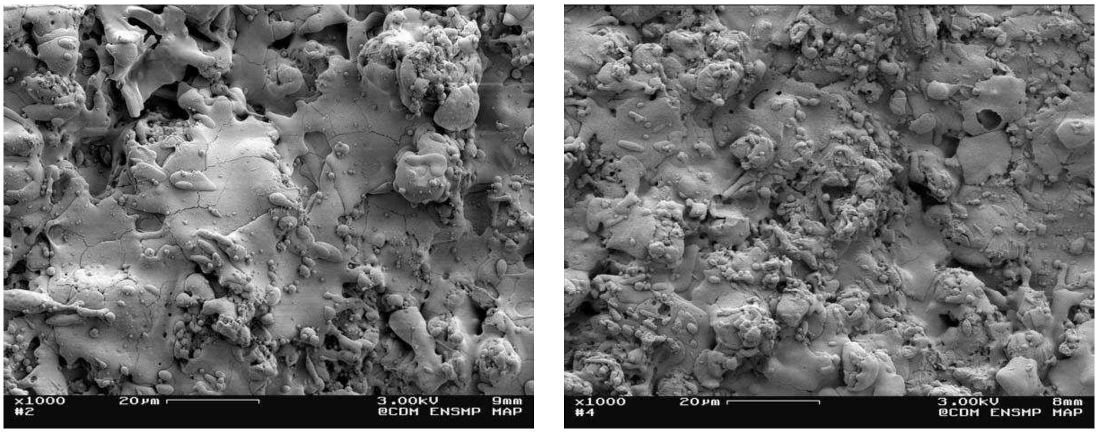

FIG. 6 – *Matériau fritté élaboré avec une distance de projection de* 130 *mm (à gauche) et de* 80 *mm (à droite)*

Nous avons identifié deux méthodes qui pourraient apporter les résultats recherchés. L'une nous vient du génie des matériaux. La métallographie quantitative permet, à partir de coupes polies d'un matériau, de déduire des propriétés statistiques sur la répartition surfacique et volumique des phases présentes à l'intérieur. Cette technique se base uniquement sur des considérations géométriques mais nécessite pour un bon fonctionnement un traitement préalable des images. Dans notre cas, nous avons deux phases en présence, l'une est le matériau, et l'autre les pores. Cette méthode semble très difficile à mettre en œuvre du fait de la complexité quasiment chaotique des matériaux projetés plasma. Par ailleurs, aucune information sur la distribution des diamètres des pores ne peut être trouvée par la métallographie. C'est pourquoi nous avons préféré nous tourner vers une technique informatique novatrice. Il a été envisagé de trouver ces propriétés par une reconstitution de ces structures. L'informatique offre des outils qui donnent aujourd'hui de bons résultats, ainsi une reconstruction de ces matériaux par stéréoscopie à partir d'images réalisées au microscope à balayage a été envisagée. La reconstitution de surfaces de matériaux microscopiques est aujourd'hui peu développée. Par ailleurs, l'originalité de notre travail réside dans la reconstruction complète et précise d'une partie d'un matériau par l'assemblage de coupes en regard, technique qui, à notre connaissance, n'a encore jamais été envisagée ni réalisée.

2.3.1 La reconstruction 3D

La reconstruction en trois dimensions d'un matériau se réalise en plusieurs étapes.

- Tout d'abord, il est nécessaire de reconstruire plusieurs plages recouvrant une aire représentative sur chacune des coupes en regard. Cette étape est la plus longue et la plus difficile, elle se dissocie en deux grandes parties.
  - La reconstruction de la géométrie figure le début de la reconstruction de surface. En effet, les erreurs apportées par l'expérimentation, qu'elles soient dues au manipulateur ou aux défauts de l'optique du MEB sont assez importantes. Il est nécessaire de les corriger et ce, par une réestimation de la géométrie de la prise des images.
  - La construction de la carte d'altitudes que l'on réalise à partir de la géométrie précise précédemment calculée. Elle donne accès à la surface 3D.
- Ensuite, il faut relier l'ensemble des plages reconstituées pour réaliser une grande aire cohérente en fusionnant les différentes vues du même matériau pour travailler sur une plage représentative en terme de porosité.
- Enfin, les deux coupes en regard doivent être assemblées pour avoir une information volumique sur la microstructure du matériau. La difficulté est de trouver l'agencement le plus précis possible pour ne pas fausser les mesures.

C'est cette technique que nous avons choisi de mettre en œuvre.

2.3.2 La métallographie quantitative

À partir de coupes de matériaux polis, la métallographie quantitative opère en deux étapes distinctes.

- Avant toute considération sur les images, il est très souvent nécessaire de les traiter numériquement dans le but de supprimer toutes les traces et effets qui pourraient gêner leur étude. Il faut parfois affiner les contours des phases ou les homogénéiser. C'est un travail réalisé manuellement qui assure de bons résultats aux calculs.
- Grâce aux images prétraitées, on réalise plusieurs expériences géométriques sur les images dans le but de trouver des propriétés volumiques statistiques. Il existe six expériences donnant les principales propriétés suivantes : la surface et le volume moyens des pores, le diamètre moyen et les fractions volumiques et surfaciques.

Cette technique ne nous donnant pas accès à la distribution des pores, nous ne l'avons pas mise en œuvre.

Seule une étude bibliographique des “expériences” de la métallographie sera présentée.

3 Etat de l'art

3.1 Reconstruction 3D

3.1.1 Les applications de la reconstruction 3D

La technique de reconstruction 3D offre des perspectives d'applications dans de nombreux domaines.

D'abord consacrée à la reconstitution d'environnements 3D macroscopiques, elle demeure la meilleure façon de numériser des objets complexes de façon simple. Le champ d'application de la reconstitution 3D par stéréoscopie est immense.

On l'utilise dans la reconstitution d'environnements à très large échelle, c'est à dire pour la reconstruction de terrains de très grandes surfaces, à partir d'images satellite par exemple (*cf.* Fig. 7). Il est ainsi possible de retrouver la topographie du terrain avec une très grande précision et ainsi d'automatiser la fabrication des cartes, cadastres et autres images de la surface de la terre.

FIG. 7 – *Reconstitution 3D à grande échelle de la topographie du terrain par stéréovision*

Dans le domaine médical, cette technique est employée pour reconstituer en trois dimensions certaines parties du corps (organes, os, artères ...) grâce à des images obtenues aux rayons X (*cf.* Fig. 8). Ainsi les spécialistes peuvent diagnostiquer le problème avec beaucoup d'informations. Elle permet aussi de suivre l'évolution de parties microscopiques du corps.

Plus simplement, pour les besoins du cinéma ou des jeux vidéos, la technique de `motion capture`© s'appuie sur ce concept, positionnant des repères lumineux sur les acteurs qui sont retrouvés dans l'espace par triangulation à partir des nombreuses caméras qui filment la scène (*cf.* Fig. 9).

Des recherches récentes portant sur la modélisation de visages par stéréoscopie permettent après traitement et reconstitution du visage par un nuage de points de visionner le visage sous un angle différent (*cf.* Fig. 10).

En ce qui concerne le domaine de la microscopie, qui nous intéresse plus particulièrement, plusieurs applications ultérieures sont envisageables. La plus intéressante reste l'étude de la rugosité de matériau [7] , qui apporte une nouvelle façon d'obtenir une carte dense de la rugosité d'une surface (*cf.* Fig. 11).

3.1.2 La reconstruction 3D d'objets macroscopiques

La technique de reconstruction 3D d'objets macroscopiques fait l'objet depuis quelques années d'un grand engouement car elle parvient aujourd'hui à des résultats très satisfaisants. Dans sa thèse [8], Garcia donne un très bon aperçu de l'ensemble des techniques classiques et innovatrices existantes.

Dans cette partie nous détaillons les différentes étapes du processus de reconstruction. Ces

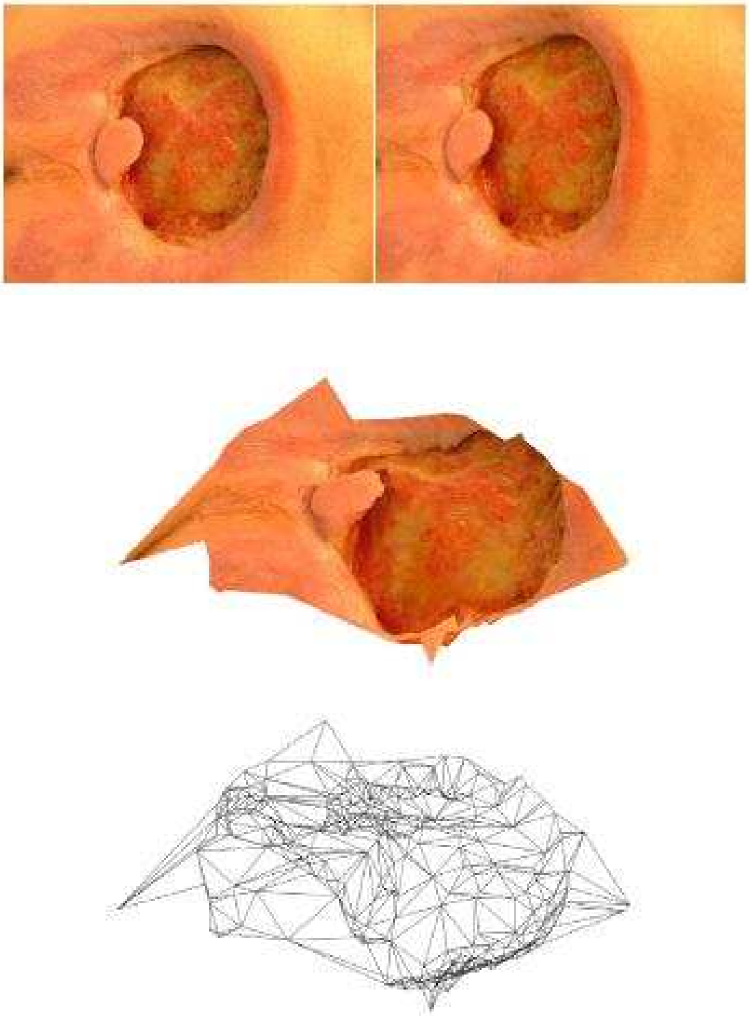

FIG. 8 – *Reconstitution 3D d'escarres (plaies microscopiques) par stéréovision*

FIG. 9 – *Reconstitution 3D du mouvement de l'acteur Tom Hanks pour le film d'animation* `The Polar Express`©

étapes sont communes à la reconstitution d'objets microscopiques et macroscopiques.

La première étape de la reconstruction consiste à modéliser l'outil utilisé pour réaliser les images. Cette étape est cruciale pour obtenir des mesures précises. La plupart des travaux concernant la calibration de caméra utilisent une mire supposée entièrement connue. Ces méthodes conviennent bien à des paramètres de caméra variables dans le temps, mais n'apportent qu'une précision médiocre. Ces méthodes se basent sur un calibrage faible (connaissance de la géométrie à une transformation projective près). Plus récemment, plusieurs équipes ont proposé une technique de calibrage utilisant comme mire un mouchetis aléatoire, pris dans de nombreuses positions fixes et connues [9] [10]. Ces méthodes déterminent des points 3D dont le projeté est connu (*calibrage fort* de la caméra), bien que plus coûteuses en temps de calcul, elles apportent une très grande précision. Lorsque la calibration n'est pas envisageable, une technique d'autocalibration sans prise d'images de mire présentée par Sturm dans son article [11] est utilisée. Elle est basée sur une approche calculatoire de la détermination des paramètres de la caméra.

Il existe trois façons de représenter la transformation qui s'opère pour le passage d'un objet en trois dimensions aux images prises.

- La plus générale consiste en une projection centrale ou projection perspective, résultat de la composition de trois transformations élémentaires [8] [12] [7] [10] : un changement de repère,

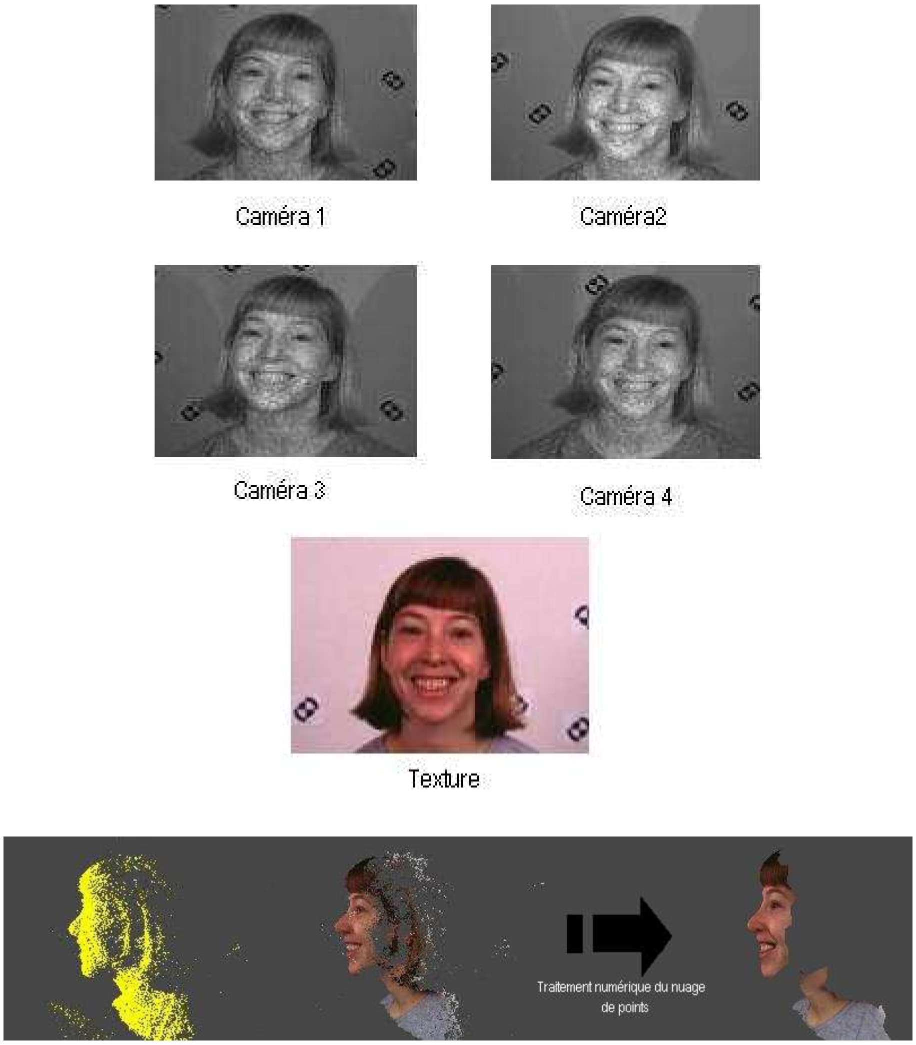

FIG. 10 – *Reconstitution d'un visage à partir de quatre images par un nuage de points*

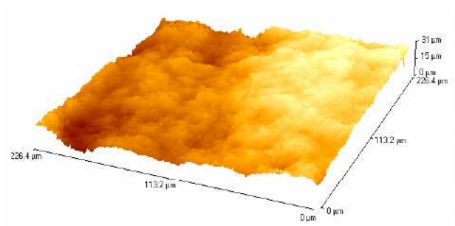

FIG. 11 – *Reconstitution d'une surface pour l'étude de sa rugosité*

une transformation traduisant l'influence géométrique de l'optique utilisée et une matrice représentant l'échantillonnage réalisé pour discrétiser l'image.

- Une approximation grossière de la précédente représentation est la projection parallèle [12] [7] [10] qui consiste à négliger l'erreur de parallaxe (*cf.* Fig. 12 à droite et Fig. 13 à gauche). Elle simplifie grandement les calculs au détriment de la précision.

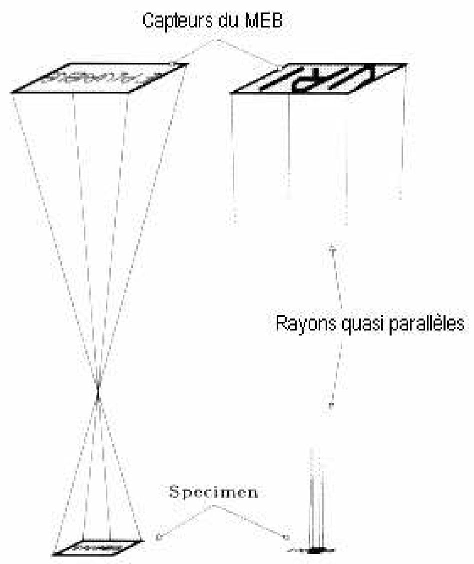

FIG. 12 – *Principe de la projection parallèle et de la projection perspective*

- Des travaux récents ont proposé une nouvelle représentation : la projection paraperspective [13]. Légèrement moins précise que la projection centrale, mais plus simple en termes de calculs, elle consiste à définir une direction moyenne de projection (qui est orthogonale au plan observé en projection parallèle) et à projeter les points 3D selon cette direction, minimisant les erreurs de parallaxe (*cf.* Fig. 13 au centre).

Classiquement, on utilise, pour la reconstruction 3D, deux caméras pour visualiser un objet comme présenté en figure 14. Cette méthode appelée stéréovision induit une calibration particulière pour ajuster les deux caméras simultanément [8] [14]. Outre les mires (parfaitement connues ou aléatoires) dont il faut prendre un bon nombre d'image, un modèle spécifique doit être établi.

Après avoir modélisé le capteur utilisé et la façon dont il est employé, il faut retrouver la

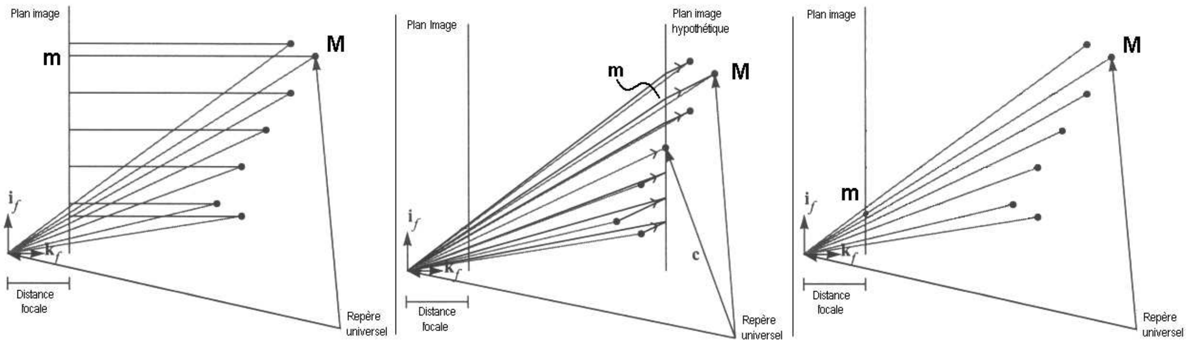

FIG. 13 – *Vue en deux dimensions, comparaison des trois modèles (de gauche à droite, la projection orthographique ou parallèle, la projection paraperspective et la projection perspective ou centrale)*

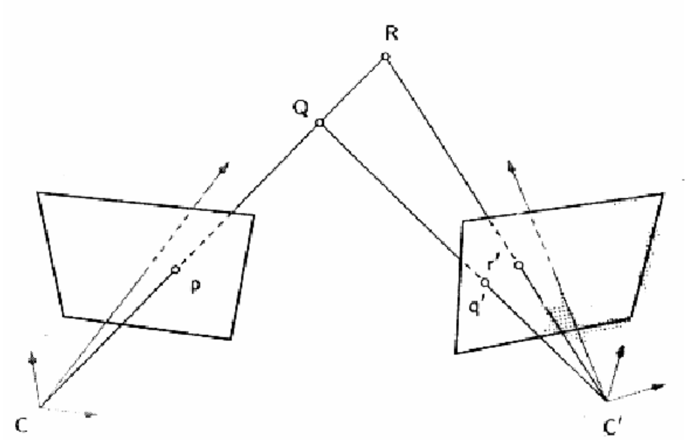

FIG. 14 – *Principe de la stéréoscopie*

géométrie précise de la projection des points 3D sur l'image à travers la caméra. Pour ce faire, plusieurs solutions existent.

La première et la plus simple consiste à considérer l'ensemble des paramètres du système connus, chose peu envisageable dès que l'on recherche un minimum de précision. Deux techniques s'imposent alors. L'une repose sur un calibrage fort conduisant à la connaissance de la matrice caractérisant le passage par la caméra. Elle est appelée *matrice essentielle* **E** [8] [15]. L'autre méthode ne suppose pas les caméras calibrées, soit par manque de précision, soit par impossibilité physique. Elle fait alors intervenir la *matrice fondamentale* **F** qui représente la transformation ainsi que les paramètres intrinsèques de la caméra [15] [16] [17]. Dans leur étude, Luong *et al.* [18] présentent très précisément différentes façons d'estimer la matrice fondamentale.

Que ce soit dans un contexte calibré ou non calibré, l'estimation de la géométrie fait intervenir la détection de points d'intérêts. Harris fut l'un des premiers à proposer une formule permettant la détection de points de forte variation de gradient qui est encore aujourd'hui utilisée dans la plupart des travaux de reconstruction 3D [19]. Il existe aussi plusieurs autres détecteurs plus anciens comme celui de Moravec ainsi que des améliorations du détecteur de Harris [20].

Grâce à ces points faciles à apparier dans les deux images, on peut obtenir un ensemble de couples correspondants avec une grande précision [16]. Le premier algorithme à avoir vu le jour pour l'estimation à proprement dite de la matrice (**E** ou **F**) est l'algorithme des huit points de Longuet-Higgins. D'autres méthodes plus coûteuses mettant en jeu des processus de relaxations donnent aujourd'hui des résultats de qualité similaire. Une étude de comparaison de ces deux méthodes est donnée par Hartley [21]. Tomasi & Kanade proposent dans leurs travaux [22] une méthode particulière appliquée au calcul de la matrice fondamentale dans le cas d'une série d'images. Ainsi, ils apportent une méthode pour traiter plus de deux images pour obtenir une plus grande précision de calcul.

L'étape suivante, qui consiste à calculer un appariement dense des deux images, a d'abord été réalisée sur des paires d'images non rectifiées [23]. Cependant, le temps de calcul prohibitif de ces méthodes a abouti à une méthode de rectification permettant d'aligner chaque image pour que chaque pixel de l'une ait son homologue dans l'autre [15]. Dans leurs travaux, Loop & Zhang [24] présentent la rectification par la décomposition de cette transformation en transformation élémentaire à la signification géométrique simple (voir [25] pour un état de l'art sur le problème de la mise en correspondance et [23] [26] pour des méthodes robustes de stéréocorrélation dense).

Lorsque l'on a obtenu un appariement dense, on en déduit par triangularisation, une carte de disparités (*cf.* glossaire) et ainsi on obtient comme expliqué dans [27] [8] [7] une carte d'altitudes représentant la scène 3D reconstruite.

3.1.3 La reconstruction 3D d'objets microscopiques: Modifications et améliorations

Depuis plusieurs années la reconstruction de scène en trois dimensions s'est étendue à l'infiniment petit. La reconstruction d'objets microscopiques a fait apparaître la nécessité d'une extrême précision [9]. Ainsi de nouvelles techniques ont vu le jour.

Pour la calibration du microscope, a été développée une méthode de calibrage fort tenant compte des distorsions dues à l'optique. Garcia, dans sa thèse [8], décrit précisément cette nouvelle technique reprise et adaptée dans les papiers [28] [9] [10].

Dans leurs études, Cornille [9] et Vignon [29] décrivent une méthode d'autocalibration pour la recherche de la forme et du mouvement en utilisant plus de deux prises de vues d'une surface. Cette méthode permet aussi de réaliser une reconstruction temporelle à partir de séquences d'images. Elle est basée sur les travaux de Ma & Thonnat [23] faisant appel à des décompositions en valeurs singulières (SVD).

En ce qui concerne la vision stéréoscopique, elle n'est plus envisageable dans son entreprise classique. En effet, il est quasiment impossible de disposer de deux microscopes balayant un même objet sous deux angles différents. Pour obtenir deux images prises avec deux angles différents, on effectue alors deux prises de vues successives utilisant la même caméra. L'objet est pris sous deux angles par un processus permettant de simuler la stéréovision. Pour capturer la même zone de l'échantillon, l'objet effectue une rotation puis est réaligné avec l'objectif de la caméra (*cf.* Fig. 15).

Leroux & Le Besnerais, dans leur étude [7], proposent deux méthodes de mises en correspondance pour plus de précision, l'une adaptée des techniques classiques, la seconde se basant sur la programmation dynamique. Elles donnent des résultats intéressants pour la reconstruction de surfaces, et en particulier pour l'étude de la rugosité.

Albouy *et al.* ont réalisé, dans leurs travaux [30], la reconstruction de plaies microscopiques par la combinaison de la plupart des avancées précédemment exposées pour aboutir à des résultats prometteurs.

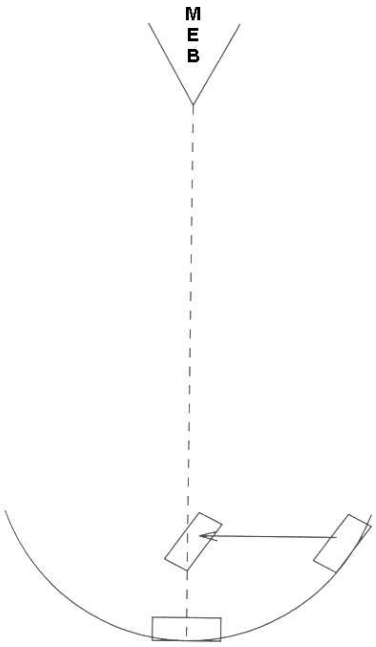

FIG. 15 – *Processus d'acquisition des images pour la stéréovision*

3.1.4 À la recherche de la précision

L'ensemble des travaux aujourd'hui réalisés en reconstruction 3D s'axent sur un gain de précision, quel que soit le domaine d'application. Ainsi, Garcia, dans sa thèse [8], réalise une étude approfondie des principales aberrations géométriques d'une caméra et propose une méthode de calibration pour les corriger.

L'estimation de la matrice fondamentale est une étape cruciale dans la reconstruction, ainsi une étude très complète a été menée dans par Luong & Faugeras [18]. Ils comparent, vis à vis de nombreux critères de précision, l'ensemble des méthodes existantes pour son estimer leur précision.

3.2 Métallographie quantitative

3.2.1 Évolution chronologique de la technique

L'étude des matériaux date d'il y a plusieurs décennies. L'homme s'est, depuis longtemps, servi de l'aspect des cassures pour apprécier la résistance mécanique ou la composition chimique des matériaux. Mais on peut associer le début de la technique de microscopie quantitative [31] aux travaux du savant russe Anosov qui semble avoir été le premier à avoir employé un microscope pour étudier la microstructure d'un métal. Dans le monde occidental, c'est en 1848 que la première méthode quantitative fut proposée par le pétrographe français Delesse. Elle montrait qu'il existe une relation de proportionnalité entre l'aire occupée par un constituant quelconque et le volume de ce constituant dans un agrégat homogène. Par la suite, des savants comme Sorby et Martens ont introduit les méthodes connues aujourd'hui sous le nom de métallographiques en les appliquant à une étude exhaustive des métaux $(1860 - 1880)$. L'un des premiers résultats fut celui de Rose qui mit en évidence la structure cristalline des métaux à partir d'observations métallographiques en 1863.

Ce n'est qu'à la fin du $XIX^{ième}$ siècle que la métallographie put prendre le nom de science. En 1893, les métallographes développèrent, dans leurs comptes-rendus, des relations quantitatives sur des considérations qui n'étaient jusqu'alors que qualitatives. La citation de Osmond fait, encore aujourd'hui, figure de définition de la métallographie :

"La métallographie est le développement naturel et la transformation scientifique de l'art incertain d'interpréter les surfaces de rupture. Sa première tâche devrait être de rassembler les matériaux d'observation et de déterminer la nature et les proportions des divers constituants composant les métaux dans différentes conditions. Elle devrait ensuite, par une expérimentation systématique expliquer comment sont modifiés ces constituants du point de vue de leurs dimensions, de leur répartition locale ou générale, de leurs relations chimiques, de leur agrégation mutuelle sous l'influence des trois variables indépendantes : la température, le temps et la pression. La métallographie devra enfin déterminer les propriétés technologiques correspondant à une structure bien définie."

F. OSMOND, Compte-rendu de la première réunion des métallographes, Chicago, 1893

Les résultats quantitatifs connurent cependant des progrès assez lents au fur et à mesure de l'étude des structures des alliages qui a mis à jour une extraordinaire complexité difficile à englober dans une unique théorie.

Dès le début du $XX^{ième}$ siècle, les théories physiques de Gibbs sur les phases affirmèrent la nécessité du développement de cette science pour déterminer le nombre de phases d'un alliage grâce à un microscope. Un demi-siècle d'étude de ces phases s'ensuivit au cours duquel quelques nouvelles propriétés de l'étude des coupes furent démontrées. À partir de 1945, les études quantitatives en deux dimensions reprirent avec la découverte simultanée et la preuve de la proportionnalité directe entre la surface des grains par unité de volume d'un échantillon et le nombre d'intersection que présente cette surface avec un segment de longueur unité disposé au hasard (Saltykov en 1945, Smith en 1952, Duffin, Meusner et Rhines en 1953). En l'espace de quelques années, la majeure partie des propriétés connues à ce jour furent découvertes.

Aujourd'hui la métallographie n'a pratiquement pas évolué depuis une quarantaine d'années. Seule l'arrivée du microscope électronique ainsi que l'augmentation considérable des performances des ordinateurs permet de donner de meilleurs résultats. La théorie, elle, est demeurée la même.

3.2.2 Description des objectifs

Grâce à la connaissance de la microstructure des matériaux, la métallographie cherche à relier la constitution, les propriétés physiques et le comportement des matériaux (métaux, céramiques, etc.). Cela n'est possible que si la métallographie s'appuie sur des relations rigoureuses, c'est à dire exprimable avec le langage mathématique.

3.2.3 Préparation des coupes

Il existe plusieurs façons pour réaliser des coupes métallographiques. La plus courante [32] consiste à prendre des sections d'un spécimen au hasard et de polir les surfaces pour la microscopie optique. Les méthodes permettant de révéler les grains sur une surface polie consistent à traiter chimiquement la surface pour assombrir les frontières des grains et les faire ressortir au microscope ou à jouer sur l'orientation des grains pour mieux les faire apparaître. En assimilant les pores à une phase, (on les confond parfois dans le langage avec des grains), on peut appliquer ces techniques.

Dans notre cas, il est nécessaire d'obtenir pour ces études des coupes polies du matériau. Cette préparation est essentielle à la précision des futurs travaux géométriques. Il faut choisir une section qui soit représentativité du matériau. Certains possèdent une microstructure présentant des symétries, l'échantillon a alors une disposition non aléatoire. Il faut, dans ce cas, prêter attention aux paramètres sensibles à la forme. Ensuite, le polissage de l'objet est une procédure complexe, que l'on peut décomposer en quatre étapes :

- L'échantillon est enrobé de résine pour être serti dans un plot de résine. Cela facilite le polissage et durcit l'échantillon momentanément. On utilise spécifiquement de la résine polymérisée à froid et non thermodurcissable à chaud.
- La surface est polie mécaniquement puis par différents papiers abrasifs de granularité décroissante.

- Pour terminer, des feutres de pâte diamantée sont utilisés pour donner une granulosité inférieure au microns.
- Enfin la résine est enlevée pour révéler les grains par un traitement thermique.

Ensuite, les images sont réalisées au Microscope Électronique à Balayage. Pour améliorer encore la qualité des images, on utilise couramment des filtres numériques permettant d'affiner les contours et d'homogénéiser les plages (filtres passe-haut, passe-bas, détection de régions de confiance, etc.).

3.2.4 Description des expériences

Là encore l'ouvrage de DeHoff et Rhines fait référence en la matière [31]. La métallographie quantitative se base tout d'abord sur les statistiques et, en particulier, la théorie fondamentale des probabilités.

On peut distinguer six expériences à réaliser qui permettent chacune de trouver des propriétés géométriques sur les différentes phases d'une coupe polie et préparée d'un matériau.

Groupe 1 : Observations en trois dimensions (une particule dans une matrice de côté L)

- Expérience 1 : Section par un plan expérimental pour la détermination d'une relation entre le nombre de particules observées dans une section et le nombre de particules dans le volume (Eq. (1) et (2)).
  Le volume est parcouru par une série de plans parallèles aléatoirement répartis et on relève ceux qui intersectent la particule (*cf.* Fig. 16).
  La probabilité P_{11} que le plan coupe la particule est donnée par :
  $$P_{11} = \frac{D_v(\theta, \phi)}{L} \tag{1}$$
  Où $D_v(\theta, \phi)$ est la distance entre les plans tangents et la particule.
  La probabilité P_{12} que le plan coupe un arc de l'enveloppe de la particule est :
  $$P_{12} = \frac{d_z(\theta, \phi)}{L} \tag{2}$$
  Où $d_z(\theta, \phi)$ est la distance entre les plans tangents et la surface 3D de la particule.
- Expérience 2 : Section par une ligne expérimentale pour l'établissement d'une relation entre le nombre d'intersections de surface et la surface totale de la particule (Eq. (3)).

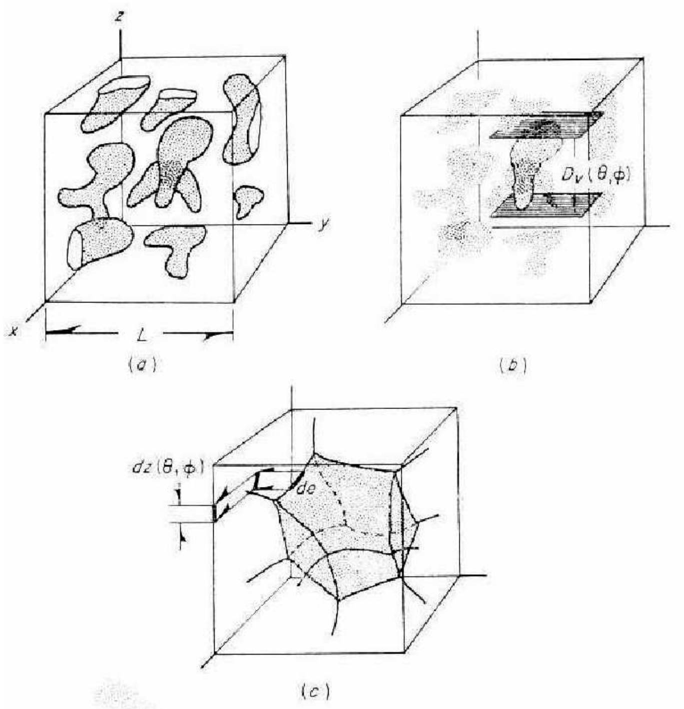

FIG. 16 – *Expérience 1 : Section par un plan expérimental*

Le volume est parcouru par une série de droites parallèles aléatoirement réparties et on relève celles qui coupent la surface 3D formée par la particule (*cf.* Fig. 17).

La probabilité P_2 qu'une droite coupe l'enveloppe de la particule est donnée par :

$$P_2 = \frac{dA(\theta, \phi)}{L^2} \tag{3}$$

Où $dA(\theta, \phi)$ est la projection de l'élément de surface dS sur un plan.

- Expérience 3 : Balayage par des plans pour l'évaluation de la connectivité de structures complexes (Eq. (4)).

  Le volume est parcouru par une série de plans aléatoires et on détermine ceux qui sont tangents à l'élément de surface dS (*cf.* Fig. 18).

  La probabilité P_3 qu'un plan soit tangent à l'enveloppe de la particule est :

$$P_3 = \frac{d\Omega}{2\pi} \tag{4}$$

Où $d\Omega$ est l'angle solide correspondant à dS.

Groupe 2 : Observations en deux dimensions (une coupe de particule dans un rectangle de côté

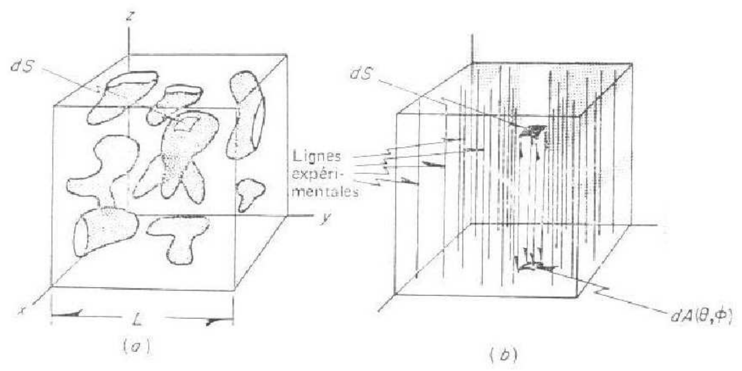

FIG. 17 – *Expérience 2: Section par une ligne expérimentale*

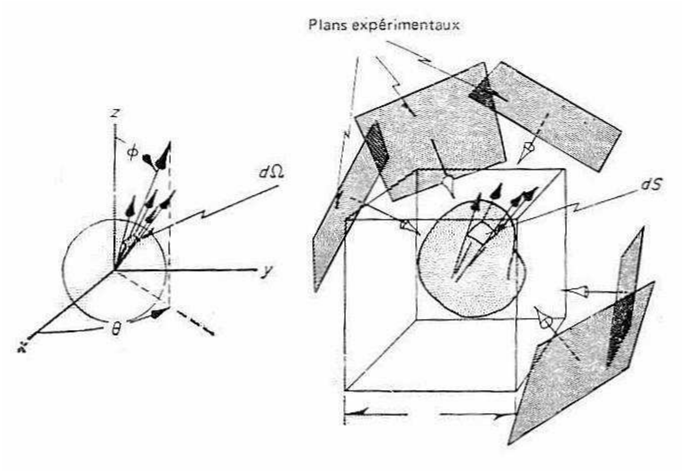

FIG. 18 – *Expérience 3: Balayage par des plans*

L)

- Expérience 4 : Section par une ligne expérimentale pour la détermination de la taille moyenne d'une particule (Eq. (5)) ainsi que le périmètre total des particules (Eq. (6)).

  Le plan est parcouru par une série de droites parallèles aléatoirement réparties et on relève celles qui intersectent la coupe de la particule (*cf.* Fig. 19).

  La probabilité P_{41} qu'une droite coupe la particule est donnée par la formule :

$$P_{41} = \frac{D_A(\theta)}{L} \tag{5}$$

  Où $D_A(\theta)$ est la distance entre l'épaisseur.

  La probabilité P_{42} qu'une droite coupe l'enveloppe de la particule est :

$$P_{42} = \frac{d_x(\theta)}{L} \tag{6}$$

  Où $d_z(\theta, \phi)$ est la distance entre les points d'intersection avec le contour de la particule.

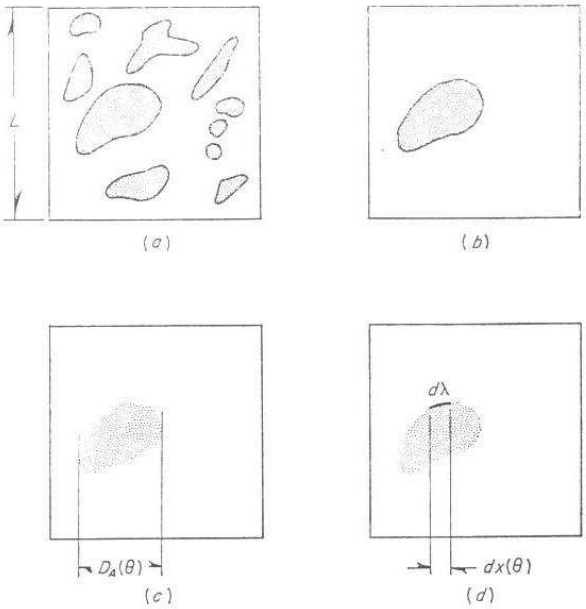

FIG. 19 – *Expérience 4 : Section par une ligne expérimentale*

- Expérience 5 : Échantillonnage par balayage d'une ligne expérimentale pour l'évaluation de la courbure moyenne en deux dimensions (Eq. (7)).

  Le plan est parcouru par une série de droites aléatoires et on détermine celles qui sont tangentes à l'élément de contour $d\lambda$ (*cf.* Fig. 20).

La probabilité P_5 qu'une droite soit tangente au contour de la particule est :

$$P_5 = \frac{d\Theta}{\pi} \tag{7}$$

Où $d\Theta$ est l'angle solide correspondant à $d\lambda$.

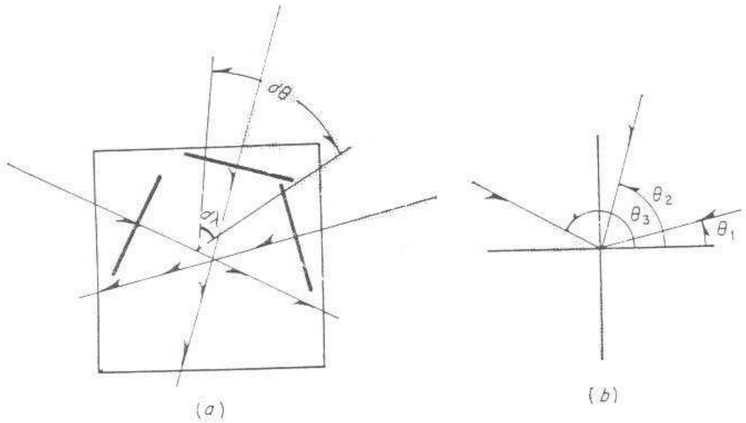

FIG. 20 – *Expérience 5: Échantillonnage par balayage d'une ligne expérimentale*

- Expérience 6 : Échantillonnage à l'aide d'un point expérimental pour le calcul de la fraction volumique d'une phase (Eq. (8)).
  Une grille de points aléatoire ou suivie est disposée sur la coupe et on détermine l'appartenance ou non de chacun d'eux à une phase particulière (*cf.* Fig. 21).
  La probabilité P_6 qu'un point appartienne à la phase α est :

$$P_6 = \frac{A}{L^2} = A_A \tag{8}$$

Où A est l'aire de la phase α et A_A est la fraction de surface occupée par la phase α.

3.2.5 Les limites de la métallographie

La première limite que l'on pourrait imputer à la métallographie quantitative est qu'elle s'appuie uniquement sur des considérations statistiques. C'est une limite de taille qui ne permet que d'offrir des résultats globaux. L'ensemble des propriétés telles que les distributions de surfaces ou de diamètres des phases ne peut être déduit avec exactitude, on ne peut que les extrapoler dans le cas des microstructures très particulières. C'est pourquoi la métallographie quantitative ne permet de calculer avec précision que quelques propriétés d'un matériau.

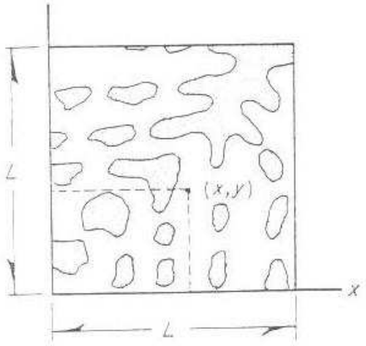

FIG. 21 – *Expérience 6 : Échantillonnage à l'aide d'un point expérimental*

D'autre part, cette limite est à rapprocher de la représentativité statistique de l'échantillon observé. En effet, Si le matériau n'est pas globalement homogène ou anisotrope mais suivant une distribution régulière, les résultats obtenus ne reflèteront pas entièrement la réalité.

Enfin, la planéité de la surface observée est une contrainte qu'il faut respecter dans la plupart des cas.

4 Acquisition des images MEB

La reconstruction de surfaces de matériaux en trois dimensions utilise une technique de stéréoscopie basée sur la prise de vue de plusieurs images d'une même coupe sous différents angles grâce à un Microscope Electronique à Balayage (MEB). Cet instrument permet de prendre des images très précises d'objets avec un fort grossissement. Il nécessite un mode opératoire strict pour l'acquisition de données de bonne qualité. Le processus de prises d'images dans l'optique d'un traitement stéréoscopique est non standard. Nous avons donc élaboré un cahier des charges précis destiné à l'opérateur. Il concerne les paramètres du MEB ainsi que le positionnement de l'échantillon. De ces choix expérimentaux dépend la qualité de la reconstruction finale.

4.1 Le Microscope Électronique à Balayage (MEB)

4.1.1 Histoire du MEB

Le microscope électronique à balayage a été imaginé pour la première fois en Allemagne [33], dans les années 1930, par Knoll et von Ardenne et développé par Zworykin, Hillier et Snyder dans les laboratoires RCA aux Etats-Unis (1940).

Cependant, cette technique n'a vraiment été exploitée qu'à partir de 1948, date à laquelle elle a connu un grand essor jusqu'en 1965 avec les progrès de la télévision et des détecteurs d'électrons et grâce aux travaux d'Oatley (Cambridge).

4.1.2 Principe du MEB

Il existe deux types de microscopes électroniques [33] :

- À transmission : cet instrument ne permet d'observer que des échantillons d'épaisseur suffisamment faible pour être transparents aux électrons (quelques dizaines de nanomètres),
- À réflexion : cet appareil opère à la surface d'objets massifs.

Nous nous intéressons ici au microscope électronique à réflexion (dit à balayage par son mode de fonctionnement uniquement).

Un MEB envoie un faisceau d'électrons, monocinétique, qui balaie la surface d'un échantillon. Les interactions électrons-matériau sont détectées par un capteur qui contrôle la brillance d'un oscilloscope cathodique dont le balayage est synchronisé avec celui du faisceau d'électrons. L'observation se déroule sous vide. Pour éviter les effets de distorsion et faciliter l'écoulement des charges à la surface du spécimen, l'échantillon doit être conducteur. Ainsi les isolants sont préalablement métallisés.

Sous l'impact du faisceau d'électrons accélérés, trois types d'électrons sont émis. Deux d'entre eux sont particulièrement intéressants. Le microscope possède deux détecteurs reconnaissant chacun un de ces types. Sont donc produits par le MEB :

- Les électrons rétrodiffusés (détectés par le capteur BSE) possédant une énergie comparable à celle des électrons incidents. Ils ont la particularité de fournir une image de composition (le contraste est fonction du numéro atomique des constituants de l'échantillon) ou une image topographique (le contraste est fonction du relief). Cependant, cette dernière représentation n'est envisageable que pour une tension d'accélération faible de l'ordre de 8 kV (non atteignable avec l'outil de notre expérimentateur). Le contraste produit par ces électrons peut aussi donner des renseignements sur la structure cristalline du matériau.
- Les électrons secondaires (détectés par le Capteur SE) qui sont arrachés à la matière par les électrons incidents ou rétrodiffusés. Ils ont une très faible énergie ($< 50\ eV$) et forment des images de très haute résolution ($3 - 5\ nm$) car seuls ceux produits près de la surface sont détectés. Ces électrons donnent une image légèrement distordue du relief de la surface pour

des tensions d'accélération de l'ordre d'une vingtaine de kilovolts (atteignables par un MEB classique).

- Des électrons Auger : leur faible énergie est caractéristique de l'élément émetteur. Outre des électrons, le faisceau de très haute énergie ionise les couches profondes des atomes émettant alors des rayons X.

4.1.3 Aberrations du MEB

Le MEB est sujet à une série d'aberrations due à des défauts techniques minimes de fabrication. On distingue ainsi deux types d'aberrations de premier ordre à prendre en compte et parfois à corriger pour une précision optimale.

- L'aberration chromatique : tout écart par rapport à la monochromaticité entraînant des fluctuations sur le potentiel ou toute variation du courant dans le bobinage des lentilles est la cause d'une dispersion des trajectoires électroniques et d'un flou de focalisation.
- L'aberration d'ellipticité ou astigmatisme : résultant des défauts de symétrie de révolution dans l'objectif, elle provoque une variation de la distance focale (astigmatisme). Ce défaut peut être corrigé par des mécanismes spécifiques.

D'autres aberrations interviennent au second ordre : défaut de coma, de courbure de champ, de distorsion. La défocalisation due à une erreur de mise au point peut aussi être classée comme aberration.

4.1.4 Préparation des échantillons

Généralement, la préparation des échantillons se limite à la préparation de leur surface. La surface analysable est d'environ 16 cm^2 (4×4) et l'épaisseur de l'échantillon ne doit pas dépasser 1 cm.

L'observation au MEB requiert une surface propre [34], dont la morphologie a été préservée au cours de la préparation et peu sensible aux effets de charge. Ainsi, la majorité des techniques d'analyse par MEB conventionnel visualisent un échantillon recouvert d'une fine couche conductrice pour les matériaux isolants. Ce recouvrement minimise l'effet de charge, intervenant sur les échantillons non conducteurs. En effet, les électrons primaires s'accumulent à la surface, produisant un potentiel négatif qui déforme le faisceau primaire. Le résultat en est une image fortement distordue. Le dépôt d'une mince couche conductrice d'environ 7 *à* 15 nm permet la mise à la terre de l'échantillon, éliminant l'effet de charge, sans nuire de façon significative à la pénétration des électrons du faisceau primaire dans l'échantillon. Pour des images topographiques de bonne qualité, un recouvrement d'or est fréquemment utilisé pour des grandissements inférieurs à $\times 10\ 000$. Pour des grandissements supérieurs, un mélange or-platine s'averre plus judicieux [35]. Un recouvrement à base d'or entraîne quelques effets secondaires d'ordre chimique (réaction avec les éléments légers ($Z < 11$), apparition d'un pic (Au) sur le spectre). Il est à noter qu'en ce qui concerne les analyses au rayon X, un recouvrement de carbone et non d'or est recommandé.

La coupe des échantillons peut se faire de différentes façons soit en cassant, soit en coupant, selon les propriétés que l'on désire mesurer.

4.2 Paramètres et leur influence, choix envisagés

Plusieurs paramètres doivent être réglés pour obtenir des images correspondant aux mesures désirées :

- Le choix du capteur employé : il conditionne la représentation plus ou moins bonne du relief de la surface. Le capteur BSE apporte une distorsion forte pour une tension d'accélération d'un MEB classique, tandis que le capteur SE offre une très bonne représentation du relief pour ce même instrument (avec, tout de même, une faible distorsion) (*cf.* §4.1.2).
  Il faut donc utiliser le capteur SE pour l'acquisition des images.
- La métallisation de l'objet : elle permet de le rendre conducteur et évite la distorsion du faisceau d'électrons.
- La tension d'accélération : lorsqu'elle est faible (de l'ordre du kV), elle entraîne une quasi compensation des charges apportées par le faisceau primaire et de celles réémises par l'échantillon. Les charges ainsi accumulées sont négligeables. En outre, ce paramètre influe sur la luminosité des images obtenues et sur la précision des contours : plus il est faible, plus l'image est sombre et plus les contours sont précis. En effet, la pénétration des électrons incidents est moindre et la surface est plus nette. Le MEB conventionnel que nous utilisons ne peut descendre en dessous d'une tension d'accélération de 20 kV.
  Les images prises doivent posséder un contraste satisfaisant. Pour ce faire, un compromis a été fait quant au choix de la tension d'accélération pour obtenir un bon contraste ainsi qu'un relief net.
  Il faut disposer les échantillons de façon à ce que la luminosité soit sensiblement identique d'une prise à l'autre. Une tension d'accélération de 20 kV sera utilisée.
- La coupe : en ce qui concerne la reconstruction 3D, il est judicieux de disposer de deux coupes en regard pour pouvoir reconstituer complètement une tranche du matériau. L'échantillon

ne doit donc pas être altéré. Pour ce faire il est préférable de le casser sans autre préparation. Pour la métallographie, il est indispensable de travailler sur une coupe droite selon un plan. Le polissage reste donc la principale solution. Il pose, néanmoins, différents problèmes selon les propriétés mécaniques du matériau :

- Les matériaux friables et cassant sont difficiles à polir. Il existe des méthodes pour polir les spécimens fragiles : elles consistent à imprégner l'échantillon de résine durcissante.
- Les pores de grande taille ont parfois une tendance à éclater sous le polissage. La destruction de pores individuels est principalement causée par la dureté des différents constituants ou par des microfissures ou des microtensions déjà présentes dans le matériau. Ce phénomène peut être évité en utilisant un abrasif fort pour le polissage (poudre de diamant par exemple) et une surface de polissage dure et plate. Les éclatements constatés pendant un polissage attentionné et précis sont une des meilleures indications de la présence de microtensions et de microfissures.

Pour la reconstruction, l'échantillon doit être cassé de façon sèche sans l'émietter, il ne doit pas être poli ni coupé. Pour la métallographie, l'échantillon doit être coupé puis poli.

- Les images pour la reconstitution doivent être prises à des angles faibles entre $-20°$ et $+20°$ pour autoriser des approximations dans le modèle de projection utilisé (projection parallèle en place de projection centrale) et pour réduire la distorsion. Pour une reconstitution précise de la géométrie, deux images d'une surface apportent des résultats précis. Nous privilégierons donc la représentativité statistique en observant une plus grande surface, en ne prenant finalement que deux angles de tilt par plage observée.

  Deux images de chaque coupe doivent être réalisées à $-5°$ et $0°$.
- La distance de travail à l'objet doit demeurer constante tout au long de l'étape de reconstruction. Ce paramètre influe de la façon suivante sur la qualité de l'image : une distance de travail faible augmente la résolution mais diminue la profondeur de champ. Là aussi, un compromis est envisageable. La luminosité est fortement affectée par la position relative du détecteur par rapport à l'échantillon. Plus il en est éloigné, plus le nombre d'électrons rétrodiffusés reçu est faible.

  Elle sera donc fixée à 22 mm de la surface de l'objet en son centre.
- *Pour plus de simplicité dans les prises de vues, le centre optique de la caméra se projette orthogonalement au centre de l'image par le réglage de l'eucentricité.*
- *L'axe optique doit couper l'axe de rotation de l'objet.*

- Le choix du grossissement est un compromis entre :
  - une bonne précision pour la reconstitution qui dépend de la taille des pores du matériau,
  - une image statistiquement représentative de la structure du matériau.

  Étant donné ces deux contraintes, un grossissement de $\times 500$ ne peut être dépassé sous peine de devoir prendre un trop grand nombre d'images pour recouvrir une aire représentative. Ainsi, il ne sera pas possible d'utiliser l'approximation du modèle de la projection parallèle qui ne peut être employé que pour des grossissements supérieurs à $\times 1000$ (*cf.* §5.2.1).
  Le grossissement sera donc fixé à $\times 500$.
- Des images de taille (2048×1632) apportent une précision horizontale très satisfaisante de l'ordre d'une centaine de nanomètres (*cf.* §5.6.2). Elle se traduira par une précision légèrement moindre sur les altitudes (*cf.* §6.2.1).
  Les images acquises en niveaux de gris seront les plus grandes possibles pour nos capacités de traitements (2048×1632).

4.3 Mode opératoire

4.3.1 Paramètres de mesure

Capteur SE
Tension d'accélération = 20 kV
Echantillon cassé non poli
Distance de travail = 22 mm
Le centre optique de la caméra se projette orthogonalement au centre de l'image.
L'axe optique coupe l'axe de rotation de l'objet
Grossissement $G = \times 500$
Images en niveaux de gris codés sur 8 bits de taille 2048×1632

4.3.2 Géométrie du système d'acquisition

On se place dans le repère orthonormé $(\mathsf{A}, x, y_A, z_A)$.$\mathsf{M} = (x_\mathsf{M}, y_\mathsf{M}, z_\mathsf{M})^\mathsf{T}$ se transforme par la rotation d'angle $\beta = 5°$ en $\mathsf{M}' = (x'_\mathsf{M}, y'_\mathsf{M}, z'_\mathsf{M})^\mathsf{T} = \mathbf{R}.\mathsf{M}$ (*cf.* Fig. 23).

Où $\mathbf{R}$ est la matrice de la rotation :

$$\mathbf{R} = \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos(\beta) & -\sin(\beta) \\ 0 & \sin(\beta) & \cos(\beta) \end{pmatrix}$$

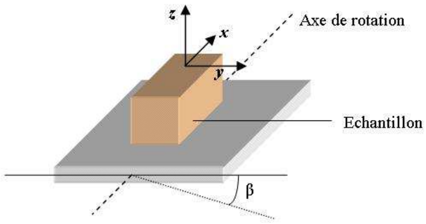

FIG. 22 – *Vue schématique du système en trois dimensions*

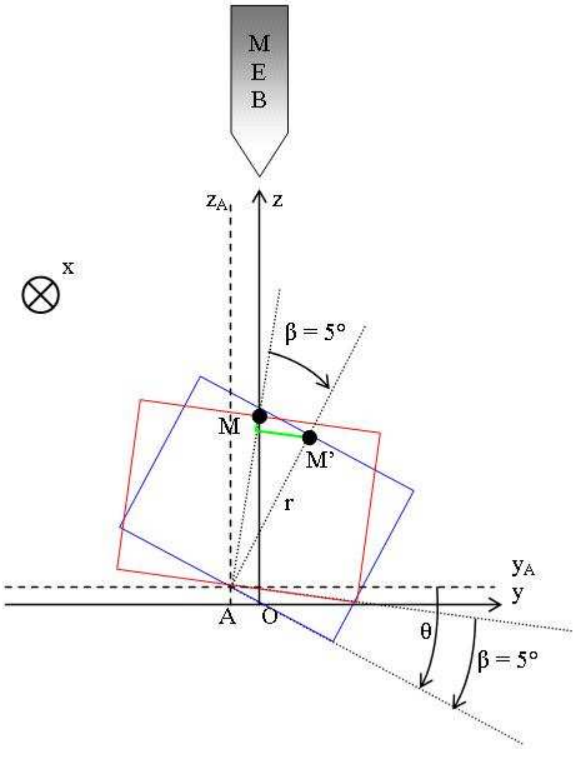

FIG. 23 – *Vue schématique du système en coupe*

Donc

$$\mathsf{M}' = \begin{pmatrix} x'_{\mathsf{M}} \\ y'_{\mathsf{M}} \\ z'_{\mathsf{M}} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} x_{\mathsf{M}} \\ y_{\mathsf{M}} \cos\beta + z_{\mathsf{M}} \sin\beta \\ -y_{\mathsf{M}} \sin\beta + z_{\mathsf{M}} \cos\beta \end{pmatrix}$$

D'où la translation dans le repère $(\mathsf{A}, x, y_A, z_A)$ à effectuer à chaque rotation pour recentrer l'échantillon

$$\mathsf{T}_{\mathsf{A}} = \begin{pmatrix} 0 \\ y_{\mathsf{M}}(1 - \cos\beta) - z_{\mathsf{M}} \sin\beta \\ z_{\mathsf{M}}(1 - \cos\beta) + y_{\mathsf{M}} \sin\beta \end{pmatrix}$$

Initialement,M a pour coordonnées $(0, 0, r)^{\mathsf{T}}$

Lors de la rotation de l'échantillon, le MEB réalise électroniquement un changement de focale pour conserver la netteté et le grossissement de l'image, ce qui compense le déplacement selon l'axe $\mathbf{z}$. Pour ce faire, la surface de l'échantillon ne doit pas dépasser de plus de 1 mm la surface du porte échantillon.

Le centre de l'image est réaligné manuellement par l'expérimentateur grâce à l'écran gradué qu'il visualise.

5 Choix de conception

Dans cette partie est présenté l'ensemble du travail de codage réalisé en environnement Matlab. Ainsi, sont exposés les choix algorithmiques faits tout au long de la reconstruction 3D d'une surface.

5.1 Prétraitements

5.1.1 Traitements des images

Afin de pouvoir étudier la ressemblance d'images, il est nécessaire, au préalable, de donner aux images des caractéristiques visuelles (luminosité, contrastes, etc.) similaires. En effet, les défauts que les images peuvent présenter (faible luminosité ou contraste, flou, etc.) influent grandement dès le début de la reconstruction, pour la détection des points d'intérêt (*cf.* §5.3.2). Il est facile d'imaginer que deux plages a priori identiques ne seront pas reconnues numériquement comme similaires si l'une est floutée, plus lumineuse, ou possède des contours plus saillants.

Les images obtenues peuvent présenter des différences flagrantes de luminosité, de contraste dépendant de l'angle selon lequel elles sont éclairées. Pour palier à ces problèmes, nous avons réalisé un prétraitement de ces données d'entrée par un ajustement de la luminosité. Chacune des images possède le même niveau de gris moyen. Pour être exploitable, il se situe, sur une échelle de 0 (noir) à 1 (blanc) entre $0,7$ pour une forte luminosité et $0,4$ pour une image sombre.

Il arrive parfois que les images soient de mauvaise qualité (bruit, flou,...). Dans ces cas-là, nous avons appliqué différents filtres pour affiner les images, ou les débruiter (filtres gaussiens, transformées de Fourier, etc.).

Cette étape se réalise, la plupart du temps, au cas par cas, en fonction de la qualité des prises de vue dont on dispose.

5.1.2 Détermination de la surface appariable

La surface étudiée lors de la reconstruction 3D doit avoir été observée sous deux vues différentes pour que l'on puisse envisager une triangulation. Lorsque l'on tourne l'échantillon des angles de tilt α et β pour chaque image la surface balayée augmente avec la valeur absolue de l'angle, ainsi, seule une partie de l'image est appariable (en bleu sur la figure 24). En supposant un mouvement opératoire réduit à une rotation autour de l'axe Ox de l'échantillon (après correction de déplacement), on peut calculer la surface pixellaire appariable à partir de deux images prises avec les deux angles α et β donnés.

Dans le plan (Oyz) (*cf.* Fig. 24), on définit la surface balayée par le faisceau représenté ici en vert de largeur $e = \left\|\overrightarrow{\mathsf{A}_1\mathsf{A}_2}\right\|_2$.

En notant les dimensions de l'image en pixel m (horizontalement) et n (verticalement), on suppose $|\beta| > |\alpha|$.

La taille de l'image 1 est donnée par :

$$\left\|\overrightarrow{\mathsf{B}_1\mathsf{B}_2}\right\|_2 = \frac{e}{\cos\alpha} \ ,$$

et celle de l'image 2 par :

$$\left\|\overrightarrow{\mathsf{C}_1\mathsf{C}_2}\right\|_2 = \frac{e}{\cos\beta} \ .$$

Ainsi, dans l'image 1, un pixel représente :

$$1 \ px = \frac{e}{m\cos\alpha} \ nm \ ,$$

et dans l'image 2, un pixel représente :

$$1 \ px = \frac{e}{m\cos\beta} \ nm \ .$$

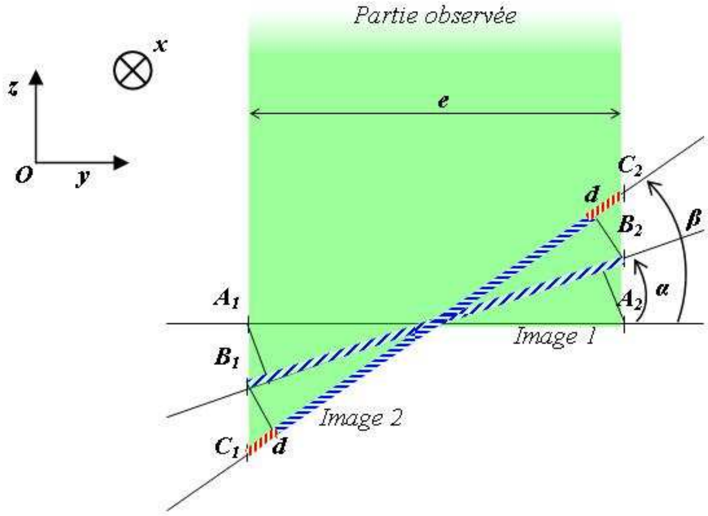

FIG. 24 – *La surface appariable entre deux images*

La *distance non appariable* d (en rouge sur la figure 24) de l'image prise avec le plus grand angle (ici l'image 2) est donnée par :

$$2d = \frac{e}{m\cos\beta} - \frac{e}{m\cos\alpha} \times \cos(\beta - \alpha) \quad nm$$

D'où la valeur de d en pixels dans l'image prise avec le plus grand angle β :

$$d = \left(\frac{1}{m\cos\beta} - \frac{\cos(\beta-\alpha)}{m\cos\alpha}\right) \times m\cos\beta \quad px \tag{9}$$

Lorsque la distance non appariable d est calculée, la reconstruction peut débuter sur les aires de recouvrement des images sur l'objet réel. En dehors, on ne peut espérer obtenir des informations de topographie puisque seule une image représente ces parties.

5.2 Modélisation et calibration

5.2.1 Le modèle de caméra : Projection centrale vs. projection parallèle

Avant toute chose, il est nécessaire de choisir le modèle de représentation de la caméra. Il consiste à exprimer par une suite de transformations géométriques le passage d'un point 3D de l'espace à un point 2D de l'image sur laquelle il se projette. Ce modèle se décompose en deux parties : le passage dans le repère spécifique de la caméra, puis la projection sur le plan image. Parmi les trois modèles de projection existants décrits précédemment (*cf.* §3.1.1), par ordre de complexité croissante : la projection parallèle, la projection paraperspective et la projection centrale (plus couramment appelée *modèle sténopé*, ou *pinhole*), il est nécessaire de choisir le plus adapté à la reconstruction de surfaces microscopiques.

Le modèle de projection parallèle possède le grand avantage d'apporter une faible complexité algorithmique et calculatoire comme on peut le constater dans le travail de Leroux [7]. Cependant, ce n'est qu'au-delà d'un grossissement variant de $\times 200$ à $\times 1000$ selon les études [10] [29], que la projection parallèle est une approximation raisonnable du modèle à projection centrale.

Sachant le système possède une focale f, que l'on observe l'objet selon un grossissement G un objet situé à une distance D et que la taille réelle de la partie observée est de e, on a $f \approx \frac{DG}{e}$. La matrice intrinsèque à la caméra peut s'écrire :

$$\mathbf{A} = \begin{pmatrix} f & 0 & u_{c0} \\ 0 & f & v_{c0} \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \tag{10}$$

Où u_{c0} (resp. v_{c0}) est la largeur (resp. hauteur) en pixels d'une moitié de l'image.

En considérant u_{c0} et v_{c0} de l'ordre de $2.10^3\ px$, ainsi que les valeurs précédemment données de $D = 22.10^{-3}\ m$ et $e \approx 200\ \mu m$, lorsque G n'est pas supérieur à $\times 1000$ ($\times 500$ par exemple), u_{c0} et v_{c0} ne sont pas négligeables devant f ($\approx 5.10^4$). Cette condition a donc conduit à l'élimination de la projection parallèle, dont les résultats auraient été significativement affectés par le terme négligé.

Le modèle intermédiaire de projection paraperspective développé par Poelmann *et al.* [13] possède l'avantage d'offrir une meilleure précision que la projection orthographique tout en proposant une complexité calculatoire légèrement moindre que la projection centrale. Cependant, il n'a été que peu utilisé jusqu'à aujourd'hui, aussi a-t-il été écarté.

Le modèle général de projection centrale ou modèle de caméra sténopé a été préféré aux deux autres pour sa précision et pour son caractère éprouvé. La projection centrale peut se décomposer en trois transformations élémentaires [8].

La première consiste à passer un point $\mathsf{M} = (x\ y\ z)^{\mathsf{T}}$ du référentiel universel $\mathcal{R}$ dans le repère de la caméra $\mathcal{R}_c$ par un simple changement de repère que l'on peut représenter en coordonnées homogènes par :

$$\tilde{\mathsf{M}}_c \cong \underbrace{\begin{pmatrix} \mathbf{R} & \mathbf{t} \\ \mathbf{0}^\mathsf{T} & 1 \end{pmatrix}}_{\mathbf{T}} \tilde{\mathsf{M}} \tag{11}$$

Où $\mathbf{R}$ est une matrice de rotation, $\mathbf{t}$ un vecteur de translation et $\mathbf{0}^\mathsf{T}$ le vecteur nul.

La seconde transformation représente la projection perspective de rapport la distance focale f sur le plan image, elle transforme $\mathsf{M}_c = (x_c\ y_c\ z_c)^\mathsf{T}$ en $\mathsf{m}_r = (x_r\ y_r)^\mathsf{T}$ selon :

$$\tilde{\mathsf{m}}_r \cong \underbrace{\begin{pmatrix} \mathbf{f} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \mathbf{f} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 \end{pmatrix}}_{\mathbf{P}} \tilde{\mathsf{M}}_c \tag{12}$$

Enfin, la troisième projection est une transformation d'échantillonnage (pour s'aligner sur les pixels) et de translation jusqu'au bord haut gauche de l'image :

$$\tilde{\mathsf{m}} \cong \underbrace{\begin{pmatrix} k_u & 0 & u_{c0} \\ 0 & k_v & v_{c0} \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix}}_{\mathbf{A}} \tilde{\mathsf{m}}_r \tag{13}$$

Où k_u et k_v sont les facteurs d'échelle vertical et horizontal (exprimés en *px/unité de longueur*). Les quatre paramètres de $\mathbf{A}$ ainsi que f sont dits *paramètres intrinsèques* de la caméra.

On a donc par la composition de ces trois transformations les coordonnées de l'image m en fonction des coordonnées du point dans l'espace M :

$$\tilde{\mathsf{m}} \cong \underbrace{\mathbf{AP}}_{\mathbf{K}}\,\mathbf{T}\tilde{\mathsf{M}} \tag{14}$$

$\mathbf{K}$ est appelée *matrice intrinsèque* de la caméra.

Nous avons modélisé par une projection centrale notre caméra en réalisant le changement de repère pour se placer dans le repère de la caméra, puis en appliquant les transformations géométriques spécifiques à la caméra (matrice intrinsèque).

5.2.2 Calibration de la caméra

Les images MEB ont été réalisées sur le microscope du GEMPPM, INSA Lyon par T. Douillard (GEMPPM). L'obtention d'une image demandant un temps assez long, nous n'avons pu obtenir qu'une quantité d'images limitée. Une calibration telle que celui proposé par Cornille *et al.* [9] [10] transforme la caméra en capteur idéal. Cependant, il nécessiterait un grand nombre de prises de vue d'une mire de calibration. Nous avons donc choisi, dans un premier temps, de ne pas réaliser de correction de distorsion. Nous n'avons, en outre, pas calibré non plus le MEB par la méthode classique d'ajustement de faisceaux (*bundle-adjustment*), cette technique demandant une nouvelle série d'images non envisageable dans notre cas. Cette décision réfléchie n'a pas été bloquante puisque de nombreux travaux proposent des méthodes de reconstruction 3D basées sur des images non calibrées [16].

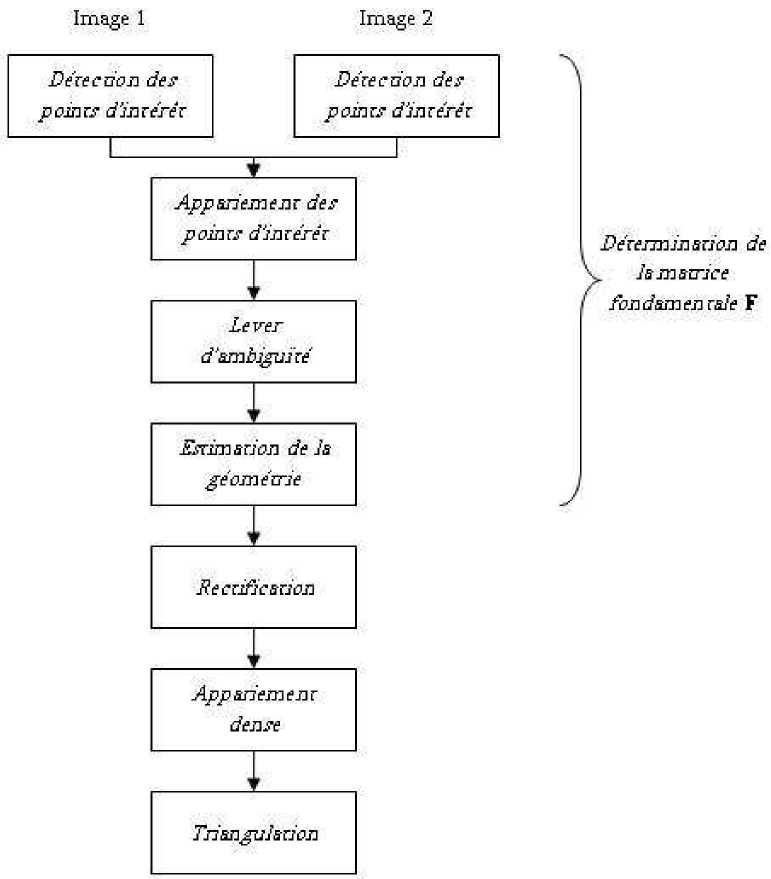

FIG. 25 – *Description des étapes de la démarche de reconstruction 3D*

5.3 Estimation de la géométrie épipolaire

Les données caractéristiques du MEB, telles que les angles de tilt, la distance focale ou la taille d'un pixel, sont connues avec une faible précision. Ainsi est-il nécessaire de retrouver par le calcul l'ensemble de la transformation géométrique du passage d'un point 3D à un point 2D de chaque image. La géométrie ainsi calculée se nomme *géométrie épipolaire* [16].

5.3.1 Définition de la géométrie épipolaire

Considérons deux caméras comme présenté en figure 26. Soient C_1 et C_2 leur centre optique respectif. Etant donné un point m_1 de la première image, il forme avec son *point correspondant* dans la seconde image un couple appelé *couple de points homologues*. Ce point correspondant se trouve sur une droite nommée *droite épipolaire* de m_1, notée l_1. Cette droite est l'intersection du plan Π, défini par m_1, C_1 et C_2 (appelé *plan épipolaire*), et de la seconde image I_2. En effet, le point image m_1 correspond à un point de l'espace de la demi-droite $\mathsf{C}_1\mathsf{M}$, qui se projette orthogonalement sur I_2 en la droite l_1. En outre, on remarque que l'ensemble des droites épipolaires des points de la première image forment un *faisceau de droites* concourantes en un même point e_2 appelé *épipole*. e_2 est l'intersection de la droite $\mathsf{C}_1\mathsf{C}_2$ avec l'image I_2. L'explication en est la suivante : pour chaque point m_{1k} de I_1, sa ligne épipolaire l_{1k} est l'intersection du plan Π_k défini par m_{1k}, C_1 et C_2, avec I_2. L'ensemble des plans Π_k forment donc un faisceau de plans contenant la droite $\mathsf{C}_1\mathsf{C}_2$. Ils doivent s'intersecter sur I_2 en un point : e_2. Symétriquement, on définit m_2 l'homologue de m_1, sa droite épipolaire associée l_2 contenue dans I_1 ainsi que l'épipole e_1. On obtient alors *la contrainte de coplanarité* ou *équation épipolaire* utilisée pour la reconstitution du mouvement et de la forme d'un objet lorsque les paramètres intrinsèques de la caméra sont connus.

Soit $(\mathbf{R}, \mathbf{t})$ le couple formé par la rotation et par la translation permettant de décrire la transformation s'opérant pour passer de la première à la seconde caméra. On peut se placer dans le repère de la caméra de gauche $\mathcal{R}_{c1}$ sans perte de généralité. On a alors les deux équations suivantes en coordonnées homogènes :

$$s_1\tilde{\mathsf{m}}_1 \cong \mathbf{K}_1[\mathbf{I}\ 0]\begin{bmatrix}\mathsf{M}\\1\end{bmatrix}$$

$$s_2\tilde{\mathsf{m}}_2 \cong \mathbf{K}_2[\mathbf{R}\ \mathbf{t}]\begin{bmatrix}\mathsf{M}\\1\end{bmatrix}$$

Où s_1 et s_2 sont deux scalaires.

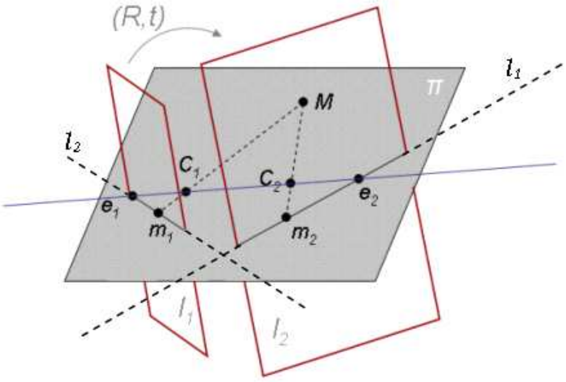

FIG. 26 – *La géométrie épipolaire*

En éliminant M, s_1 et s_2 de ces deux équations, nous aboutissons à l'équation fondamentale caractérisant l'ensemble des points homologues :

$$\underbrace{\tilde{\mathsf{m}}_2^\top \mathbf{A}_2^{-\top}}_{\tilde{\mathsf{m}}_{2calibre}^\top} \mathbf{TR} \underbrace{\mathbf{A}_1^{-1} \tilde{\mathsf{m}}_1}_{\tilde{\mathsf{m}}_{1calibre}} \cong 0 \qquad (15)$$

Où $\mathbf{T}$ est la matrice antisymétrique définie par :

Soit $\mathbf{t} = (t_1, t_2, t_3)^\top$ connu, $\forall \mathbf{x} \in \mathbb{R}^3$, $\mathbf{Tx} = \mathbf{t} \wedge \mathbf{x}$ ($\wedge$ représente le produit vectoriel).

On a donc :

$$\mathbf{T} = \begin{pmatrix} 0 & -t_3 & t_2 \\ t_3 & 0 & -t_1 \\ -t_2 & t_1 & 0 \end{pmatrix}$$

Soit $\mathbf{F} = \mathbf{A}_2^{-\top}\mathbf{TRA}_1^{-1}$, $\mathbf{F}$ est appelée la *matrice fondamentale* des deux images. Elle donne accès aux deux épipoles et contient trois paramètres d'homographie entre les deux faisceaux. Cette matrice obéit à deux contraintes. Elle doit respecter l'égalité projective et son déterminant doit être nul. C'est la seule matrice caractérisant deux images non calibrées.

Géométriquement, $\mathbf{F}\tilde{\mathsf{m}}_1$ définit, dans l'image 2, la droite épipolaire correspondant à m_1 dont le point homologue se situe sur cette droite.

Dans le cas où la caméra est préalablement calibrée (*cf.* §5.2.2), la matrice représentant la géométrie de la projection 3D-2D est appelée *matrice essentielle* :

$$\mathbf{E} = \mathbf{t} \times \mathbf{R}$$

La relation qui la lie à la matrice fondamentale s'écrit ainsi :

$$\mathbf{F} = \mathbf{A}_2^{-\top}\mathbf{E}\mathbf{A}_1^{-1} \tag{16}$$

$\mathbf{A}_1$ et $\mathbf{A}_2$ sont les matrices intrinsèques à la caméra. Elles sont déterminées au cours de l'étape de calibration. $\mathbf{F}$ est la matrice associée à un système non calibrée tandis que $\mathbf{E}$ est la matrice représentant une transformation lorsque le système est calibré.

Dans notre cas, une première étape est donc de retrouver la matrice fondamentale $\mathbf{F}$. Pour ce faire nous allons suivre les étapes de la démarche globale de reconstruction (les premières concernant le calcul de $\mathbf{F}$) données sur la figure 25.

5.3.2 Détection des points d'intérêt

À partir des deux images en notre possession, la méthode d'estimation de $\mathbf{F}$ [16] consiste à chercher des points particuliers dans l'image. Ils sont appelés *points d'intérêt* [20] et correspondent à des zones de fort gradient de niveau de gris. Pour la plupart, ce sont des coins (*cf.* Fig. 27). Ils ont l'avantage d'être plus fiables que les contours car ils imposent plus de contraintes sur la fonction d'intensité. De plus, ils résistent bien aux occultations (soit complètement occultés, soit entièrement visibles donc sans ambiguïté) et sont présents dans la plupart des images.

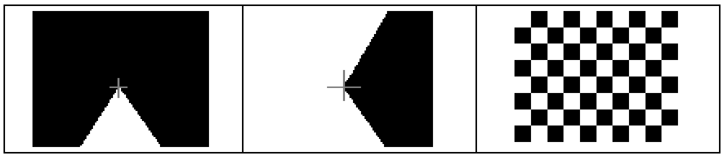

FIG. 27 – *Différents types de points d'intérêt*

Pour ce faire, on utilise le détecteur de Harris [19] qui calcule un score d'*autocorrélation* associé à chaque pixel en fonction des directions de gradient d'intensité sur un support circulaire. Chaque pixel se voit attribué un poids selon une loi gaussienne centrée au pixel dont on calcule le score. On considère le développement de Taylor de la fonction intensité au voisinage du pixel (u, v) :

$$I(x+u, y+v) = I(u,v) + x\frac{\delta I}{\delta x} + y\frac{\delta I}{\delta y} + o(x^2, y^2) \tag{17}$$

On cherche alors à pondérer la différence d'intensité selon :

$$E(x,y) = \sum_{u,v} w(u,v)|I(x+u,y+v) - I(u,v)|^2 = \sum_{u,v} w(u,v)\left[x\frac{\delta I}{\delta x} + y\frac{\delta I}{\delta y} + o(x^2,y^2)\right]^2 \quad (18)$$

Où $\frac{\delta I}{\delta x} = I \otimes (-1,0,1)$ et $\frac{\delta I}{\delta y} = I \otimes (-1,0,1)^\mathsf{T}$

Dans une petite fenêtre, on peut négliger le terme $o(x^2,y^2)$, on a alors :

$$E(x,y) = \mathbf{A}x^2 + 2\mathbf{C}xy + \mathbf{B}y^2 \quad (19)$$

Où

- $\mathbf{A} = \frac{\delta I}{\delta x}^2 \otimes w$
- $\mathbf{B} = \frac{\delta I}{\delta y}^2 \otimes w$
- $\mathbf{C} = \left(\frac{\delta I}{\delta x}\frac{\delta I}{\delta y}\right) \otimes w$

et

$$w(u,v) = e^{-\frac{(u^2+v^2)}{2\sigma^2}} \quad (20)$$

E s'écrit alors :

$$E(x,y) = (x,y)\mathbf{M}(x,y)^\mathsf{T} \text{ avec } \mathbf{M} = \begin{pmatrix} \mathbf{A} & \mathbf{C} \\ \mathbf{C} & \mathbf{B} \end{pmatrix}$$

L'observation des valeurs propres de $\mathbf{M}$ permet de conclure quant à la présence de coins dans l'image. Ainsi, si les deux valeurs sont faibles, la région est une zone à intensité quasi constante, si l'une des valeurs propres est forte, il s'agit d'un contour et si les deux sont fortes la zone est un coin.

Pour repérer les points d'intérêt, nous avons choisi d'utiliser le détecteur proposé par Harris & Stefen :

$$R = \mathsf{det}(\mathbf{M}) - k\mathsf{Tr}^2(\mathbf{M}) \quad (21)$$

Où det et Tr sont respectivement les opérateurs déterminant et trace.

R est négatif au voisinage d'un contour, nul dans une région d'intensité constante et positif près d'un coin. Nous avons choisi k faible (de l'ordre de $0,1$) pour réduire l'influence des bords de fort contraste. Après calcul, les valeurs obtenues sont seuillées pour conserver dans chaque image un nombre de points similaire. Le nombre de points dépassant un seuil fixe varie fortement d'une image à l'autre, nous avons donc choisi de garantir un nombre de points minimum par image, couplé avec un seuil pour les points restants. Pour une image très floue, ceci peut engendrer le choix de points peu fiables. Dans ces cas-là, nous réalisons un prétraitement des images comme indiqué à la partie précédente. Par ailleurs, il est nécessaire de conserver un assez grand nombre de points car un phénomène de regroupement se produit. En effet, un coin représente souvent plus d'un pixel, pour un même coin, plusieurs pixels sont détectés et sélectionnés dont un seul, le plus saillant, nous intéresse. Il sera sélectionné dans une étape ultérieure : lors de l'étape du lever d'ambiguïté (*cf.* §5.3.3).

5.3.3 Appariement et corrélation

Une fois les points d'intérêt identifiés dans chaque image, il faut apparier les points homologues. Nous avons tout d'abord imposé une contrainte : la fenêtre de recherche dans laquelle doit se trouver le point homologue à un point m_1 de l'image 1, elle est de taille $(2n+1)\times(2m+1)$ (*cf.* Fig 28). Une fenêtre de corrélation de taille $(2d_u + 1) \times (2d_v + 1)$ (choisie carrée de côté égal à 7 *pixels* pour atteindre un compromis entre précision et faible coût calculatoire) représente l'espace sur lequel nous allons comparer les points. On détermine l'ensemble des points d'intérêt à l'intérieur de la fenêtre de recherche, elle-même située tout autour du point ayant pour coordonnées celles de m_1 dans l'image 2.

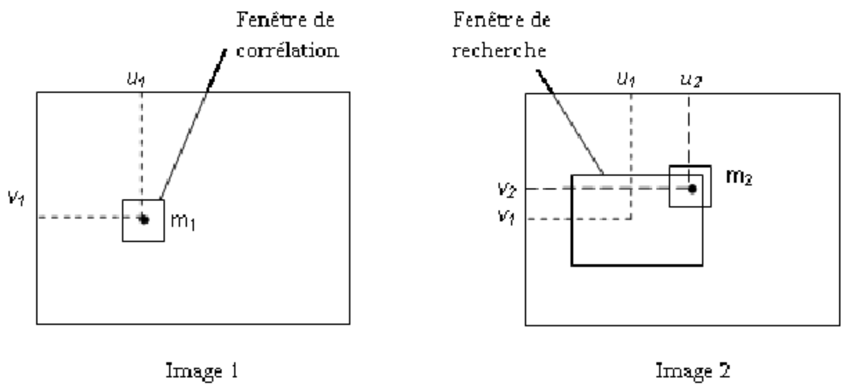

FIG. 28 – *Illustration du mécanisme d'appariement des points d'intérêt*

Pour chaque couple envisageable, nous introduisons un score qui rend compte de la ressemblance des deux plages de corrélation selon la formule suivante :

$$Sc(\mathsf{m}_1, \mathsf{m}_2) = \frac{\sum_{i=-n}^{n} \sum_{i=-m}^{m} [I_1(u_1+i, v_1+j) - moy_1(u_1, v_1)] \times [I_2(u_2+i, v_2+j) - moy_2(u_2, v_2)]}{(2n+1)(2m+1)\sqrt{\sigma^2(I_1) \times \sigma^2(I_2)}} \tag{22}$$

Où $moy_k(u,v) = \frac{\sum_{i=-n}^{n} \sum_{i=-m}^{m} I_k(u+i, v+j)}{(2n+1)(2m+1)}$ est la moyenne au point (u,v) et $\sigma^2(I_k)$ le carré de la variance défini par :

$$\sigma^2(I_k) = \frac{\sum_{i=-n}^{n} \sum_{i=-m}^{m} I_k^2(u+i, v+j)}{(2n+1)(2m+1)} - moy_k(u,v)^2$$

Ce score varie de -1 pour deux fenêtre de corrélation complètement différentes, à 1 pour deux fenêtre identiques. Nous fixons donc un seuil (de $0,8$ pour détecter des couples très ressemblants et en avoir un nombre assez important tout de même (une centaine environ)) au dessus duquel tous les couples sont conservés et considérés comme des *candidats potentiels*.

5.3.4 Lever d'ambiguïté des couples appariés

L'étape précédente fournit un ensemble de couples parmi lesquels peuvent figurer plusieurs fois un même point. Il est donc nécessaire d'élire parmi ces couples une liste dans laquelle chaque point premier d'un couple (appartenant donc à l'image 1) correspond à un unique point de l'image 2 et vice versa. Dans cette optique, nous calculons un paramètre qui représente la *force du lien* [16] qui unit deux points candidats. Ce paramètre prend en compte le nombre de points voisins d'un point donné qui doit être important puisqu'ils lui ressemblent beaucoup et doivent avoir un homologue proche. Il pondère chaque participation d'un couple voisin par son score.

À partir de cette force, nous supprimons les ambiguïtés par un processus de relaxation. Il y a plusieurs algorithmes envisageables car différents cas peuvent être rencontrés.

La figure 29 présente un bon exemple des ambiguïtés que l'on peut rencontrer. Si l'on choisit le couple S_{31}, on élimine S_{32} et S_{41} ce qui semble un bon choix. Mais si le couple correspondant à S_{51} est élu il empêche du même coup le choix de S_{42} et S_{52} qui aurait peut-être été plus judicieux...

Pour s'affranchir des ambiguïtés, trois méthodes sont couramment utilisées. La première et la plus simple consiste à dire qu'à chaque itération, tout couple (m_{1i}, m_{2j}) ayant la force la plus grande pour les deux images est immédiatement choisi comme correct. C'est à dire que m_{1i} (resp. m_{2j}) n'a aucun correspondant dans l'image 2 (resp. image 1) formant un couple

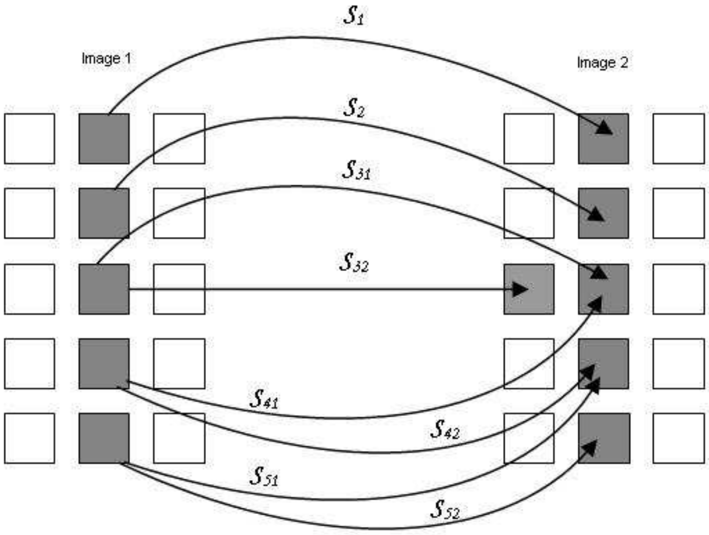

FIG. 29 – *Un exemple des ambiguïtés qui peuvent survenir au cours de l'appariement*

de force plus élevée. Ainsi, tout couple élu élimine tous les couples faisant intervenir l'un de ses points. Cette méthode appelée *"winner take-all"* ne donne qu'un résultat approché de la meilleure solution mais elle a l'avantage d'être très rapide.

La seconde méthode, la plus efficace mais la plus lente, consiste à supprimer à chaque itération le couple de plus faible force et à l'élire si aucun de ses points n'apparaît dans les couples restants. Cette méthode est appelée *"looser take nothing"*.

À mi-chemin entre ces deux méthodes, Zhang propose dans son étude [16] une méthode intermédiaire basée sur une variante de la première moins catégorique dans l'élection des couples.

Les résultats obtenus avec les deux premières méthodes étant quasiment identiques, la troisième méthode n'a pas été implantée. La méthode *"winnner-take-all"* qui donne de très bon résultats par rapport au faible coût calculatoire engendré a été préférée.

Il est à noter que ces méthodes apportent des listes de couples souvent très proches en termes de distance et entraîne l'inutilité d'une bonne partie des couples. En effet deux pixels situés à quelques pixels d'écart apportent une information quasiment redondante sur le calcul de la matrice fondamentale. Pour palier à ces calculs inutiles, nous ne conservons que les couples éloignés d'une distance de plusieurs pixels. Nous avons utilisé comme distance seuil successivement 10 *pixels* puis 5 *pixels* pour des images ayant peu de variations.

5.3.5 Estimation de la géométrie

Lorsque l'on a obtenu une liste de couples appariés, on peut retrouver l'expression de la matrice fondamentale. C'est l'étape la plus importante, d'elle dépend toute la reconstruction. Plusieurs critères existent pour estimer **F** [18]. Nous en avons implanté deux. Le plus classique est le critère linéaire. Il provient de l'équation fondamentale caractérisant deux points homologues (15). Dans la pratique on résout le problème suivant par la méthode de minimisation des moindres carrés :

$$\min_{\mathbf{F}} \sum_i \left(\tilde{\mathsf{m}}_{2i}^{\mathsf{T}} \mathbf{F} \tilde{\mathsf{m}}_{1i}\right)^2 \tag{23}$$

Que l'on peut réécrire par :

$$\min_{\|\mathbf{f}\|=1} \|\mathbf{Uf}\|^2$$

Où $\mathbf{f} = [F_{11}, F_{12}, F_{13}, F_{21}, F_{22}, F_{23}, F_{31}, F_{32}, F_{33}]^{\mathsf{T}}$

$$\mathbf{U} = \begin{bmatrix} \mathbf{u}_1^{\mathsf{T}} \\ \vdots \\ \mathbf{u}_n^{\mathsf{T}} \end{bmatrix} \text{ avec } \mathbf{u_i} = [u_{1i}u_{2i}, v_{1i}u_{2i}, u_{2i}, u_{1i}v_{2i}, v_{1i}v_{2i}, v_{2i}, u_{1i}, v_{1i}, 1]^{\mathsf{T}}$$

La solution à ce problème d'optimisation est le vecteur propre de $\mathbf{U}^{\mathsf{T}}\mathbf{U}$ associée à la plus grande valeur propre.

Cette solution appelée *algorithme des huit points de Longuet-Higgins* [21] a pour avantage de ne pas être itérative. Cependant, elle ne prend pas en compte les deux contraintes imposées sur la matrice fondamentale. En effet, nous avons vu dans le §5.3.1 que son déterminant doit être nul et qu'elle est soumise à l'égalité projective. Le fait de ne pas respecter ces deux contraintes pose des problèmes. En effet, si le dernier critère n'est pas respecté, c'est à dire que **F** n'est pas normée, **F** est définie à un facteur d'échelle près. Ceci cause des erreurs dans la position des épipoles. Ces deux contraintes non respectées entraînent des imprécisions comme le fait que les droites épipolaires ne concourent pas exactement en un unique point : l'épipole n'est donc pas connu avec précision.

Nous avons implanté une seconde méthode pour estimer **F** se basant sur une représentation géométrique des coefficients de la matrice fondamentale. En prenant en compte les deux contraintes citées précédemment, **F** s'écrit en fonction de sept paramètres de la façon suivante :

$$\mathbf{F} = \begin{pmatrix} b & a & -ay - bx \\ -d & -c & cy + dx \\ dy' - bx' & cy' - ax' & -cyy' - dy'x + ayx' + bxx' \end{pmatrix} \tag{24}$$

Où (x, y) et (x', y') sont les coordonnées affines des deux épipoles et la sous-matrice formée du bloc 2×2 en haut à gauche de $\mathbf{F}$ est la matrice représentant l'homographie entre les deux faisceaux de droites épipolaires. Nous cherchons donc à minimiser le problème aux moindres carrés non linéaire étudié par Luong *et al.* [18]:

$$\min_{a,b,c,d,x,y,x',y'} \frac{\sum_i \left(\tilde{\mathsf{m}}_{2i}^\top \mathbf{F} \tilde{\mathsf{m}}_{1i}\right)^2}{(\mathbf{F}\tilde{\mathsf{m}}_{1i})_1^2 + (\mathbf{F}\tilde{\mathsf{m}}_{1i})_2^2 + (\mathbf{F}^\top \tilde{\mathsf{m}}_{2i})_1^2 + (\mathbf{F}^\top \tilde{\mathsf{m}}_{2i})_2^2} \tag{25}$$

Pour cette résolution, nous avons implanté plusieurs algorithmes. Celui qui a retenu notre attention est l'algorithme de Levenberg-Marquardt qui converge le plus souvent rapidement menant à une solution quasiment optimale en termes de distance des points à leur droite épipolaire respective.

Suite à toutes ces étapes aboutissant à la connaissance de la matrice fondamentale $\mathbf{F}$ par la recherche et l'appariement de points d'intérêt de l'image, les images doivent être corrigées.

5.4 Rectification des images

Lorsque la matrice fondamentale est connue, l'ensemble du mouvement de l'échantillon et de la projection sur le plan image sont connus. Il est alors possible de chercher l'homologue de chaque point de l'image 1 sur la droite épipolaire correspondante de l'image 2. Dans le but de simplifier les calculs déjà très coûteux d'*appariement dense*, une méthode de *rectification* a été élaborée. Elle permet, par une suite de transformations sur la matrice fondamentale de rejeter les épipoles à l'infini, c'est à dire, en coordonnées homogènes, d'annuler leur troisième coordonnée. Ensuite, on pivote l'image de telle façon que les droites épipolaires soient horizontales. La recherche des points homologues devient alors une simple recherche ligne par ligne, limitant le calcul à une recherche dans un segment. On cherche donc à modifier $\mathbf{F}$ de la façon suivante :

$$\tilde{\mathsf{m}}_2^\top \underbrace{\mathbf{H}'^\top \mathbf{F}_{rect} \mathbf{H}}_{\mathbf{F}} \tilde{\mathsf{m}}_1 = 0 \tag{26}$$

Loop & Zhang, dans leur étude [24], ont proposé une implantation élégante de la rectification en la décomposant en trois transformations géométriques. Elle consiste à écrire $\mathbf{H}$ comme la composée de trois matrices géométriquement représentables.

$$\mathbf{H} = \mathbf{H}_s \mathbf{H}_r \mathbf{H}_p \tag{27}$$

Tout d'abord, $\mathbf{H}_p$ est la matrice permettant d'envoyer les épipoles à l'infini et donc de rendre parallèles les droites épipolaires. Elle est calculée par la minimisation d'un critère [24] par la méthode de Newton [36]. Ensuite la matrice $\mathbf{H}_r$ représente la similitude qui s'effectue pour redresser horizontalement les droites épipolaires. Enfin $\mathbf{H}_s$ corrige une partie des phénomènes de distorsion que l'image a subi. $\mathbf{F}$ est rectifiée pour devenir :

$$\mathbf{F}_{rect} = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \\ 0 & 1 & 0 \end{pmatrix}$$

Nous avons implanté cette méthode à la matrice fondamentale précédemment déterminée pour rectifier les images et simplifier l'étape suivante d'appariement dense. La taille des images après rectification pouvant énormément varier, nous avons introduit un ratio pour conserver approximativement la surface des images au cours de l'opération.

5.4.1 Dilatation d'une image par méthode inverse

Pour transformer une image par la matrice $\mathbf{H}$, nous avons utilisé une méthode inverse pour obtenir une nouvelle image dense malgré les dilatations et les rotations.

Soit une image de départ I. On désire la transformer par une matrice $\mathbf{H}$ en I' selon :

$$\forall \mathsf{m} \in I,\ \exists \bar{\mathsf{m}} \in I' \mid \bar{\mathsf{m}} = \mathbf{H}\mathsf{m}$$

Ensuite, les points de la nouvelle image I' doivent être positionnés dans leurs coordonnées homogènes selon :

$$\bar{\mathsf{m}}_0 = \frac{\bar{\mathsf{m}}}{\bar{z}}$$

Où $\bar{z}$ est la troisième coordonnée de $\bar{\mathsf{m}}$.

Cependant si l'on considère la transformation des points de I dans ceux de I', la dilatation provoquée par la matrice $\mathbf{H}$ va entraîner une image I' non dense. Pour conserver cette densité, on envisage une méthode inverse. On part des coordonnées homogènes connues d'un élément $\bar{\mathsf{m}}_0 = (\bar{x_0}, \bar{y_0}, 1)^\mathsf{T}$ de l'image d'arrivée et on remonte à sa couleur dans l'image de départ par :

$$\mathsf{m} = \mathbf{H}^{-1}\bar{\mathsf{m}} = \mathbf{H}^{-1}\bar{\mathsf{m}}_0\bar{z}$$

D'où

$$\mathsf{m} = \begin{pmatrix} x \\ y \\ 1 \end{pmatrix} = \mathbf{H}^{-1} \begin{pmatrix} \bar{x_0} \\ \bar{y_0} \\ 1 \end{pmatrix} \bar{z}$$

Dont on tire $\bar{z}$:

$$\bar{z} = \frac{1}{\mathbf{H}_3^{-1} \bar{\mathsf{m}}_0}$$

Où $\mathbf{H}_3^{-1}$ est la troisième ligne de $\mathbf{H}^{-1}$.

Il est alors possible de remonter aux coordonnées du point de l'image de départ et trouver le niveau de gris de chaque pixel de l'image d'arrivée. Nous obtenons donc une image rectifiée dense.

5.5 Appariement dense

L'appariement dense consiste à trouver l'homologue de chaque pixel d'une image. À cet effet, on introduit la notion de *disparité* comme la différence de position entre deux points homologues. L'appariement dense revient donc à déterminer une *carte de disparité dense.*

Comme expliqué dans le paragraphe précédent, après rectification, la recherche de l'homologue se fait ligne par ligne. Classiquement, la disparité est un vecteur de $\mathbb{R}^2$, cependant, dans le cas d'une géométrie rectifiée, elle n'est plus qu'un déplacement selon l'axe horizontal de l'image.

Pour vérifier la ressemblance de deux pixels, nous utilisons le score de corrélation dont nous nous sommes déjà servi pour l'appariement des points d'intérêt (*cf.* §5.3.3). Il est apparu comme le plus efficace quant à la recherche du meilleur correspondant d'un point dans une ligne. Les algorithmes de calcul d'un score proposés dans les études sur le sujet [25] [23] [26] ont été implantés mais n'ont pas donné de meilleurs résultats en termes de précision des coordonnées des points homologues.

La détermination de la carte de disparité fait l'objet d'un grand nombre d'études. Nous avons tout d'abord remarqué que la recherche d'un point homologue ne se fait pas dans toute la ligne entière correspondante de l'image 2, mais seulement sur un segment $[d_{min}, d_{max}]$ où la disparité recherchée varie entre deux disparités minimum et maximum. Elles sont déterminées grâce à la séquence de points précis que nous connaissons déjà (couples de points d'intérêt utilisés dans l'étape d'estimation de la matrice fondamentale §5.3). Ceci permet de réduire significativement l'intervalle de recherche de l'homologue d'un point donné.

Nous nous sommes, en outre, inspirés des travaux de Fua [26] qui propose une méthode de détermination d'un couple de points homologues en deux passes. Pour gagner en précision, nous ne nous sommes pas contentés de chercher le meilleur correspondant d'une image dans l'autre mais nous avons vérifié que ce dernier point donnait symétriquement, par la même méthode, un point similaire à celui de départ (nous avons fixé le seuil de tolérance à 1 *ou* 2 *pixels*) (*cf.* Fig.30). Cependant, une faible partie de la carte n'est pas obtenue. Quelques points représentant des occlusions ou des plages uniformes ne peuvent être appariés avec précision. Ils sont déterminés par interpolation de la courbe de disparité ligne par ligne.

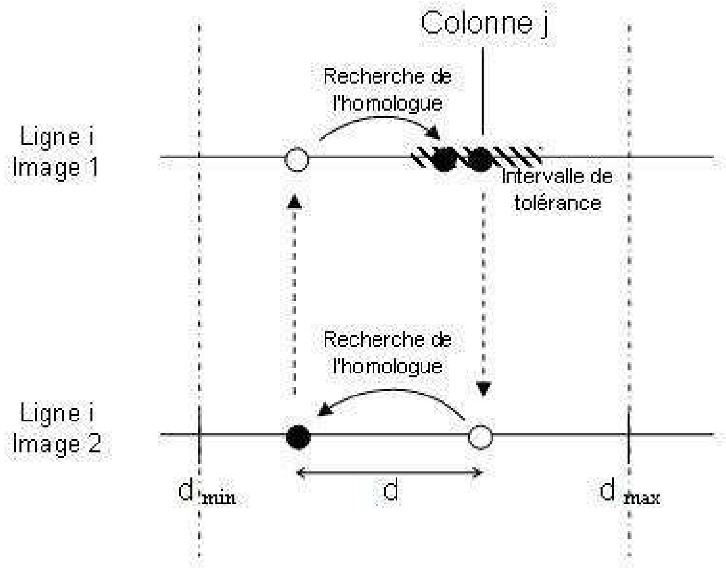

FIG. 30 – *Méthode de recherche de l'homologue en deux passes*

Dans un soucis de gain de performances en temps de calcul, nous avons essayé de respecter les deux contraintes spécifiques au processus de mise en correspondance [23] [26]. Il s'agit de :

- La continuité de la fonction de disparité : la disparité varie presque partout de façon continue (excepté certains contours où elle subit un saut). Cette contrainte peut être représentée par l'introduction d'un gradient de disparité. Soient deux points de l'espace et leurs projetés dans chaque image, DG est le rapport entre la différence de disparité et la distance entre les projections de ces deux points sur un plan parallèle aux images (qui sont maintenant coplanaires car rectifiées).

- L'ordre des pixels : il doit être respecté, c'est à dire qu'un point de l'image 1 ne peut avoir pour homologue qu'un point de l'image 2 dont la coordonnée horizontale est supérieure ou égale à celle de l'homologue de son prédécesseur. Cette remarque ne s'implante facilement que dans le cas d'une géométrie rectifiée pour laquelle l'ordre est facile à définir.

La première contrainte, trop complexe pour le faible gain calculatoire obtenu, n'a pas été implantée. Nous avons choisi d'implanter la contrainte d'ordre mais de façon légèrement plus lâche en autorisant de légers retours en arrière dans l'ordre des pixels pour palier aux erreurs d'approximation pouvant causer des variations d'un pixel maximum.

Enfin, nous avons adopté la méthode multirésolution décrite par Garcia [8] pour optimiser une nouvelle fois le calcul. Elle consiste à effectuer tout le travail précédent sur une version plus petite de l'image pour obtenir une idée de la disparité de chaque pixel. Nous réitérons le processus sur une image quatre fois plus grosse tout en connaissant un intervalle plus restreint de la disparité pour la plupart des pixels jusqu'à traiter l'image réelle.

5.6 Reconstitution de la scène

5.6.1 Estimation du mouvement

L'estimation du mouvement est un calcul à part entière qui permet de connaître avec précision la rotation de l'échantillon pour réaliser précisément l'étape suivante de triangulation. Elle consiste à estimer la matrice intrinsèque $\mathbf{K}$ présentée dans la partie §5.2.1 à partir de la connaissance de la matrice fondamentale. Cette technique est appelée *autocalibration*. Cette étape est encore en cours de réalisation. Nous nous basons sur la présentation qu'en font Albouy *et al.* [30] et sur l'algorithme proposé par Sturm dans son étude [11]. Il présuppose connus les paramètres intrinsèques que sont le ratio $\frac{k_u}{k_v}$ et les coordonnées (u_{c0}, v_{c0}) du point principal (approximativement le centre de l'image). Il ne reste plus qu'à estimer la distance focale avec précision par décomposition en valeurs singulières.

À partir de la matrice $\mathbf{K}$ estimée, nous calculons la matrice essentielle $\mathbf{E}$ par l'équation (16). Enfin, $\mathbf{E}$ est décomposée sous la forme $\mathbf{E} = t \times \mathbf{R}$ (*cf.* §5.3.1) où t est la translation de l'image 1 vers l'image 2 et $\mathbf{R}$ la matrice de la rotation de $\mathcal{R}_1$ par rapport à $\mathcal{R}_2$. $\mathbf{R}$ est aussi la matrice de la rotation de l'échantillon que nous cherchons.

5.6.2 Triangulation

Lorsque l'on connaît la disparité *dipsa* en tout point et le mouvement de la caméra, l'élévation Z se déduit par une simple relation de proportionnalité faisant intervenir l'angle β (connu a priori ou réestimé précisément par l'algorithme donné au §5.6.1) de rotation entre les deux prises de vues ainsi que le grossissement G [7] :

$$\mathsf{M} = \begin{pmatrix} X \\ Y \\ Z \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{y_{rect} \cos\beta}{2G\tan\beta} \\ \frac{x_{rect} \cos\beta}{2G\tan\beta} \\ \frac{dispa \cos\beta}{2G\tan\beta} \end{pmatrix} \tag{28}$$

La résolution planimétrique (aussi bien horizontale que verticale) des images est de $0,1\ \mu m$ pour 1 px. Le rapport de résolution est défini par :

$$r = \frac{Résolution\ altimétrique}{Résolution\ Planimétrique} = \frac{1}{2\tan\beta}$$

Ainsi,

- pour $\beta = 5°$, r vaut $5,7$. La résolution altimétrique ne peut donc dépasser $0,57\ \mu m$,
- pour $\beta = 10°$, r vaut 2.8. La résolution altimétrique ne peut donc dépasser $0,28\ \mu m$.

6 Résultats & Analyses

6.1 Reconstruction des matériaux frittés et validation de la méthode

Dans le but de valider notre méthode nous avons commencé par reconstruire les céramiques frittées. Malgré des difficultés dues aux larges plages unies des coupes, nous sommes parvenus à calculer le diamètre moyen à partir d'une quinzaine de pores (*cf.* Fig. 31). Il se situe aux environs de 20 μm et coïncide avec la courbe de distribution des pores donnée par le fabricant.

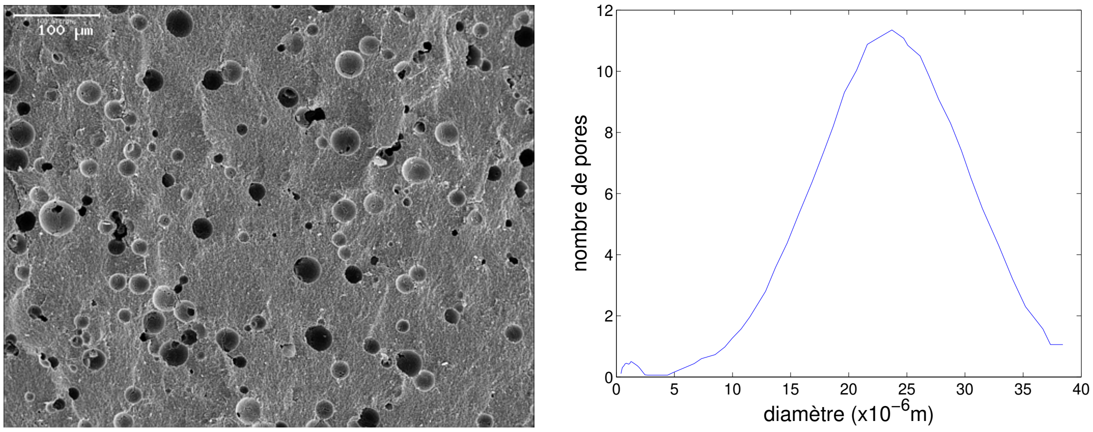

FIG. 31 – *Distribution obtenue des diamètres des pores du matériau "école" fritté*

Bien que notre test ne prenne pas en compte un nombre suffisant de pores (il n'est pas statistiquement représentatif), il nous apporte tout de même une confirmation sur la validité de notre reconstruction. De nouvelles images réalisées avec un processus expérimental rigoureux (*cf.* §4.3) ont été commandées à ce jour. Nous en ferons une étude approfondie pour tenter de confirmer les résultats déjà obtenus.

6.2 Reconstruction des matériaux projetés plasma

Après avoir validé notre méthode de reconstruction 3D sur les céramiques frittées, nous avons reconstitué la surface des matériaux projetés plasma.

6.2.1 Reconstitution de la topographie

Voici la reconstruction 3D qui a été élaborée à partir de deux images selon les étapes décrites dans la figure 25 du §5.3. Les deux images dont nous nous sommes servies (*cf.* Fig. 32) sont de taille 1024×816 (pour des questions de lisibilités sur les images, nous avons préféré cette taille à 2048×1632 pour l'exemple), et correspondent à un matériau projeté plasma élaboré par le DMAT et observé avec un grossissement de $\times 500$ sous les angles de tilt $-5°$ et $0°$. Elles ont été acquises selon le mode opératoire donné dans le §4.3. La taille de l'image correspond à une plage de $102,4 \times 81,6 \mu m$. Un pixel en hauteur mesure $0,57\ \mu m$ (*cf.* §5.6).

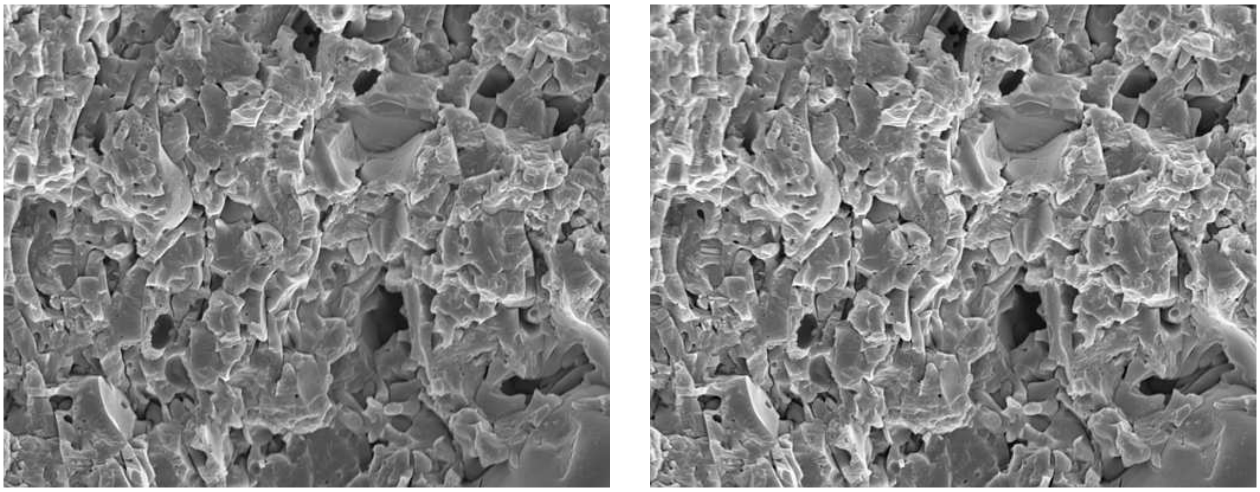

FIG. 32 – *Deux coupes de départ (Image droite $-5°$, Image gauche $0°$)*

Les images ont été préalablement traitées par un ajustement du niveau de gris moyen. L'ensemble des calculs qui suivent ont été faits en tenant compte d'une surface appariable horizontalement réduite de 8 px selon l'équation (9) pour l'image 1 (*cf.* §5.1.2). Pour palier aux erreur de déplacement dues à l'expérimentation, nous choisissons de ne travailler sur chaque image qu'à l'intérieur d'un cadre de 10 px de moins dans chaque image.

Le processus de reconstruction débute par la recherche des points d'intérêt ainsi que leur appariement précis. En utilisant le critère de Harris & Stephen, nous obtenons pour chacune des deux images les 200 premiers points les plus saillants de l'image (représentés par des croix rouges dans la figure 33).

On remarque, comme nous l'avions dit précédemment (*cf.* §5.3.2), que les points retenus se concentrent dans certains coins en paquets de pixels (*cf.* Fig. 35 à gauche). L'étape suivante y remédiera.

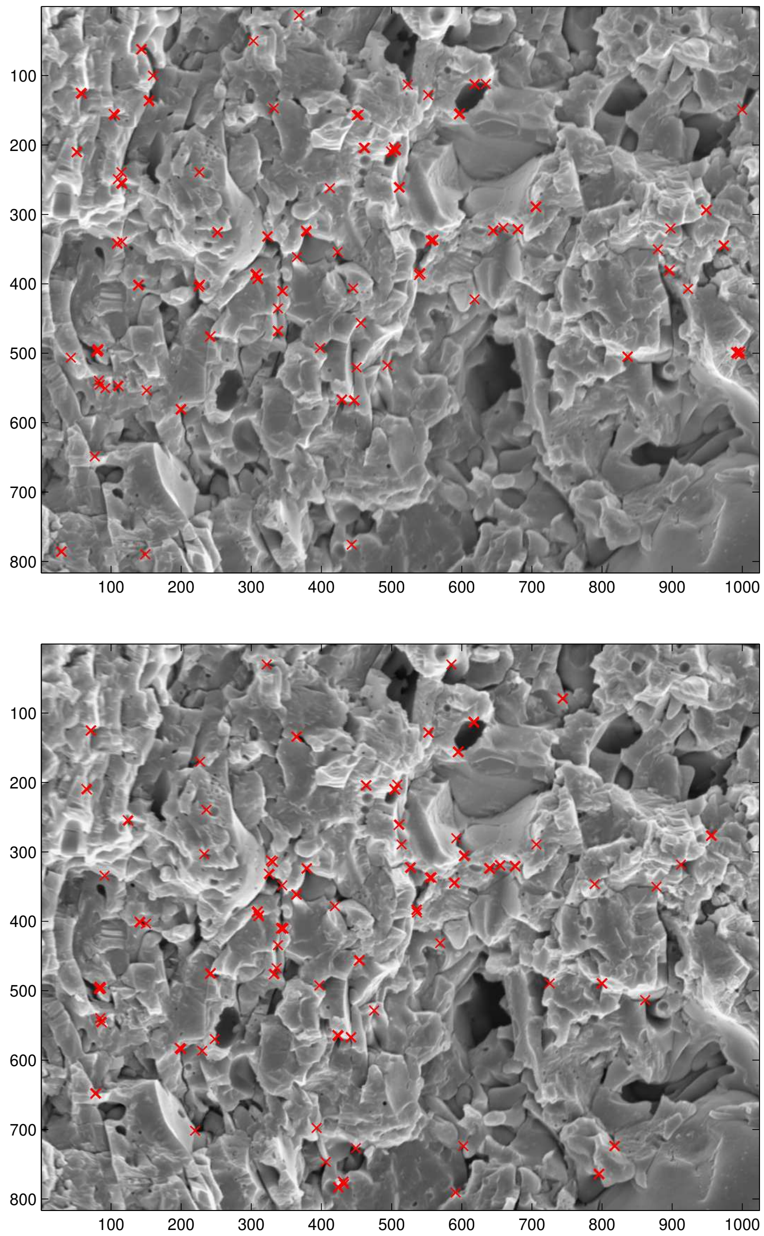

FIG. 33 – *Les points d'intérêt les plus saillants détectés (Image haut $-5°$, Image bas $0°$)*

Nous réalisons ensuite un appariement de l'ensemble de ces points d'intérêt puis un lever d'ambiguïté parmi tous les couples obtenus (*cf.* Fig. 34).

La dispersion des couples est bonne, ils recouvrent l'ensemble de la surface. Les amas de pixels choisis ont été éliminés au profit des plus saillants de ces couples de coins. Pour ce faire, nous avons imposé que chaque couple soit éloigné de quelques pixels des autres.

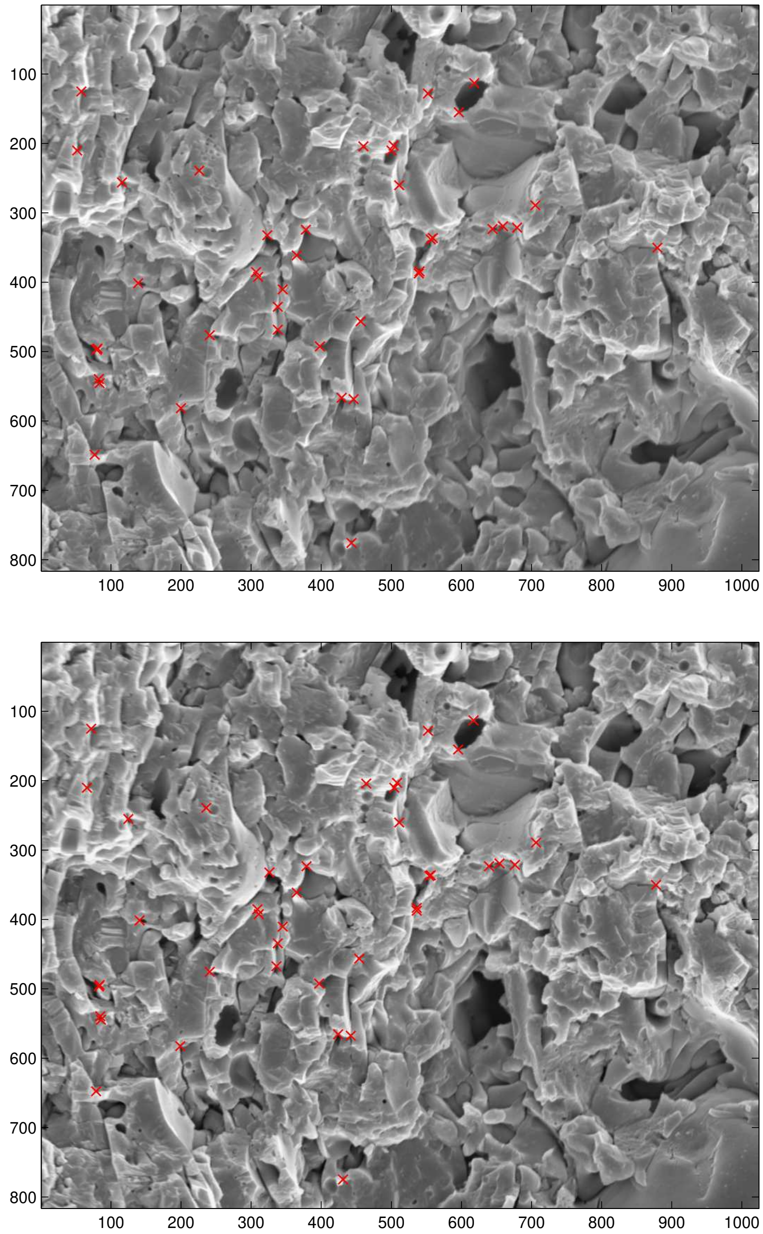

FIG. 34 – *Les 53 couples obtenus après corrélation et lever d'ambiguïtés des paires (Image haut* $-5°$*, Image bas* $0°$*)*

La précision obtenue lors de l'appariement des points d'intérêt est fonction de la méthode de relaxation que nous employons, (*cf.* §5.3.4). Elle est de l'ordre d'un pixel avec la technique *"winner-take-all"* ici employée.

Lorsque nous avons un ensemble de couples appariés avec précision, la matrice fondamentale

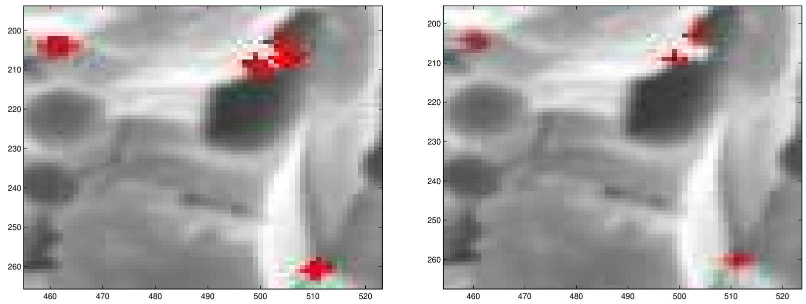

FIG. 35 – *Un amas de points d'intérêt de l'image 1 $-5°$ (à gauche) comparé au tri opéré lors du lever des ambiguïtés de la même image (à droite)*

est estimée par la minimisation d'un critère non linéaire (celui du gradient). Il apporte nettement plus de précision (concourrance exacte des droites épipolaires) que la décomposition en valeurs singulières car il prend en compte les deux contraintes que doit satisfaire $\mathbf{F}$ (*cf.* §5.3.5). Après 200 itérations, la convergence est obtenue pour une matrice $\mathbf{F}$ définie à un facteur d'échelle près, de la forme :

$$\mathbf{F} = \begin{pmatrix} -6.653010^{-08} & -1.312410^{-04} & 0.0139 \\ 1.277610^{-04} & 1.692210^{-06} & 1 \\ -0.0140 & -1.0010 & 0.8411 \end{pmatrix}$$

Les termes de la matrice 2×2 ($\mathbf{F}$ privée de sa dernière ligne et sa dernière colonne) sont très inférieurs au reste de la matrice mais ne doivent pas être négligés car ils importent beaucoup dans la transformation entre les deux images.

La précision de la distance de chaque point correspondant avec la droite épipolaire à laquelle il devrait appartenir est de l'ordre du pixel. Elle peut être subpixellaire si la convergence obtenue est très bonne.

Le tracé des droites épipolaires (*cf.* Fig. 36) permet de voir l'éloignement déjà très important des épipoles. Les images ne nécessitent pas une rectification trop importante.

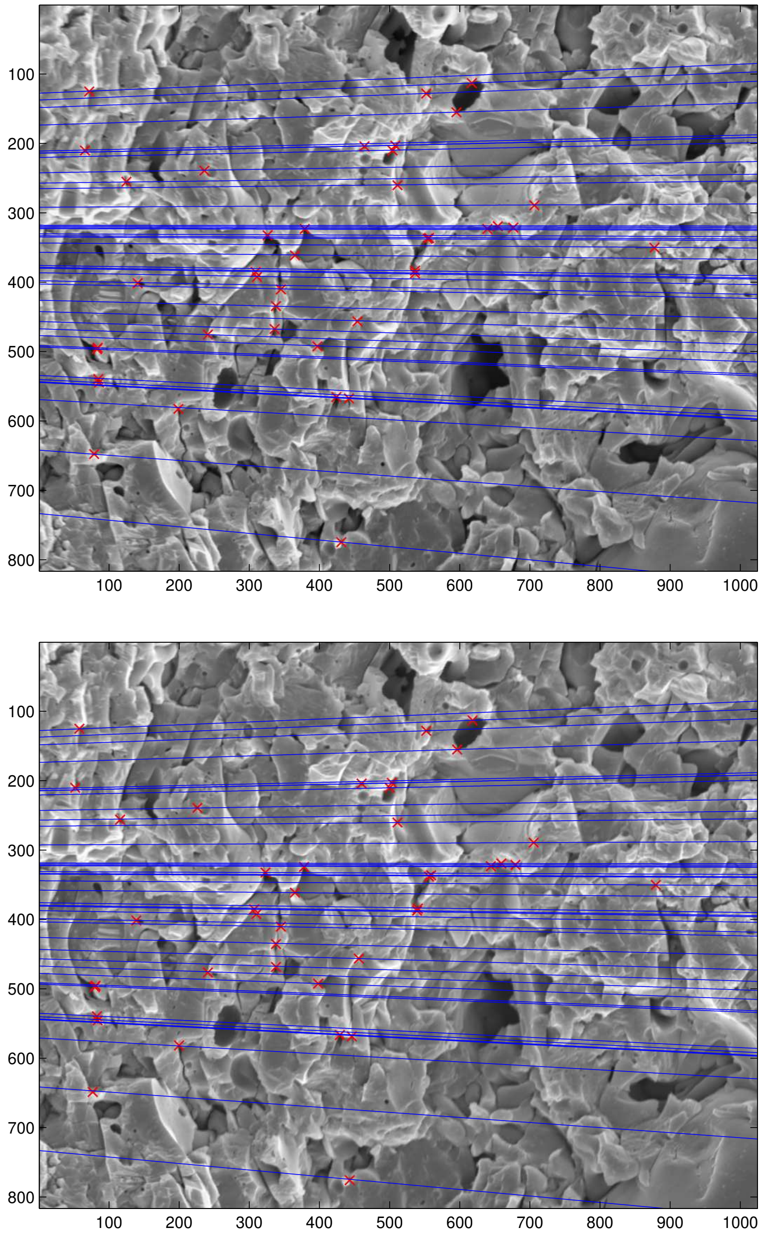

FIG. 36 – *Le faisceau de droites épipolaires de chaque image (Image haut* $-5°$*, Image bas* $0°$*)*

Dès lors, nous connaissons l'ensemble des données de la transformation. Nous pouvons rectifier les images, ce qui correspond à la correction de la matrice fondamentale (*cf.* §5.4). Tout d'abord, les épipoles sont rejetés à l'infini, rendant les droites épipolaires parallèles entre elles (*cf.* Fig. 37).

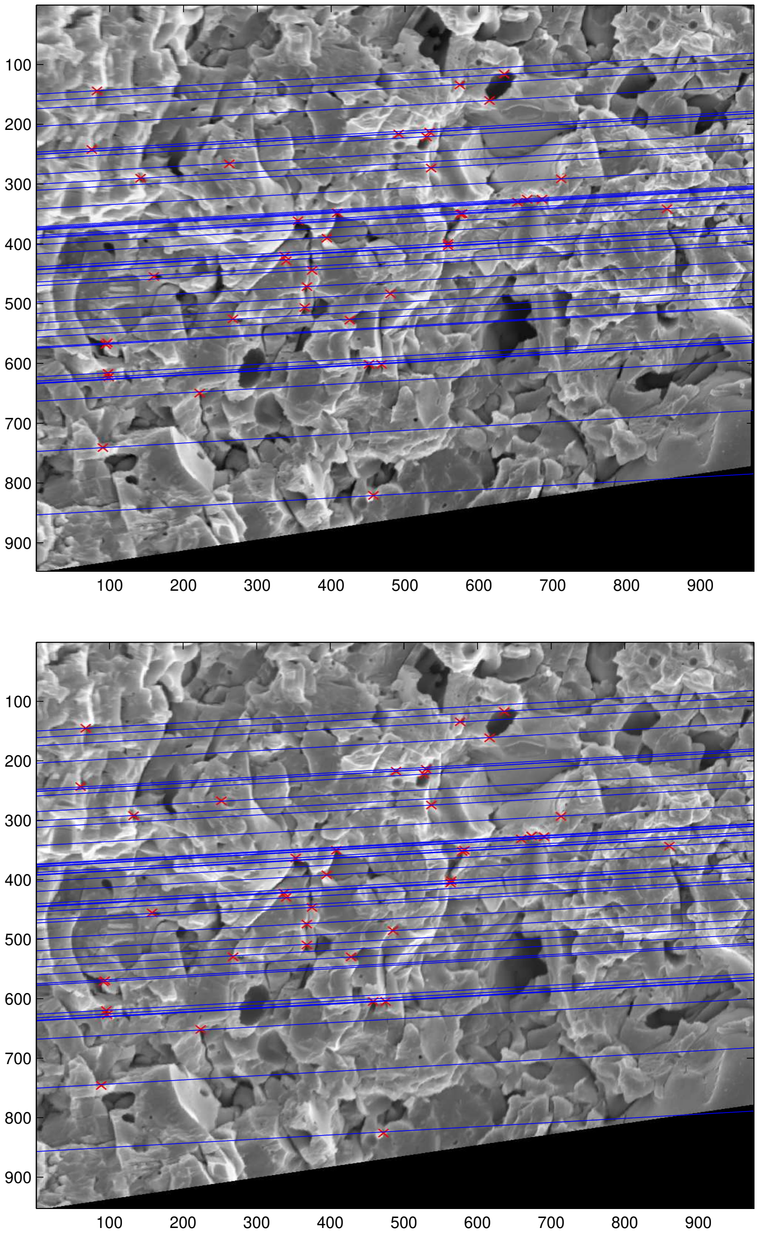

FIG. 37 – *Rectification, étape 1 : rejeter les épipoles à l'infini (Image haut* $-5°$*, Image bas* $0°$*)*

Ensuite, il faut aligner horizontalement les droites épipolaires pour qu'une ligne de l'image 1 corresponde à une ligne de l'image 2 (*cf.* Fig. 38).

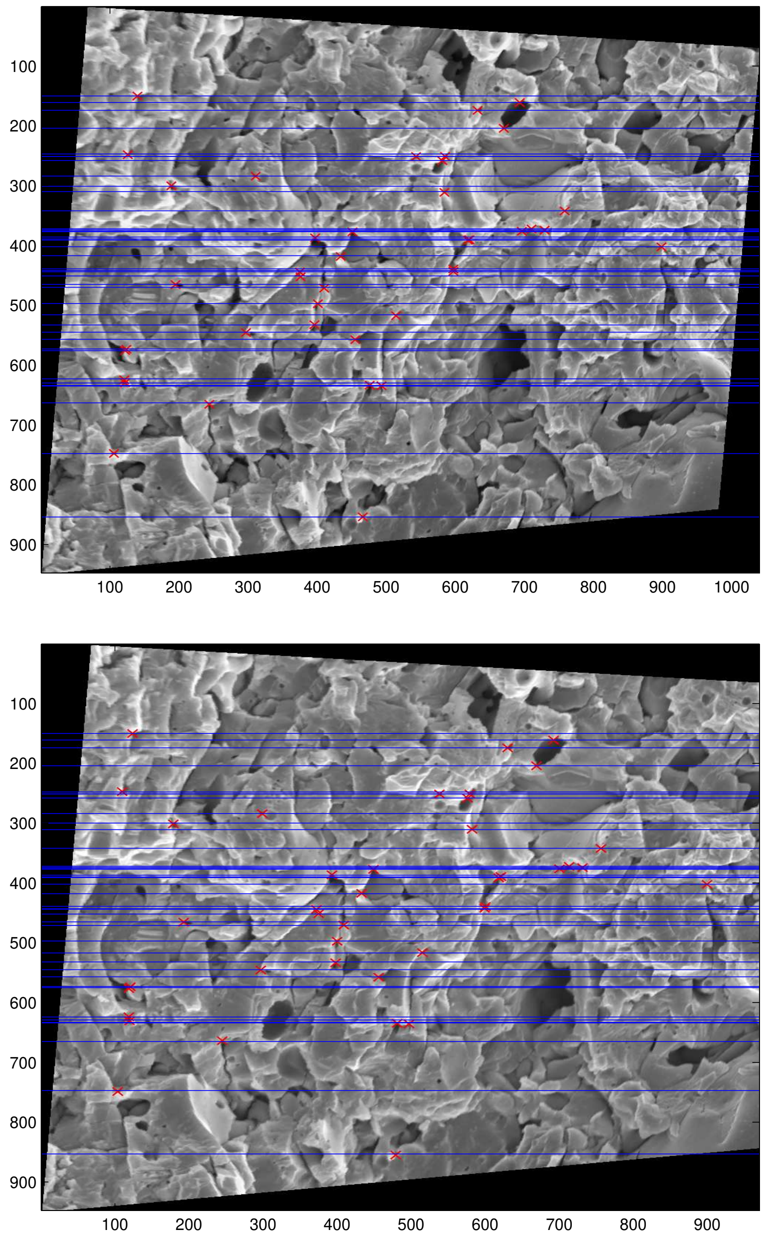

FIG. 38 – *Rectification, étape 2: les droites épipolaires sont horizontales (Image haut* $-5°$*, Image bas* $0°$*)*

Après appariement dense, nous obtenons la carte de disparité complète (*cf.* Fig. 39 les zones blanches figurent une disparité forte, les zones sombres une disparité faible).

La disparité est un multiple de l'altitude. Voici donc la carte des altitudes (Fig. 40) dense calculée à partir de la carte de disparité dense et l'équation (28).

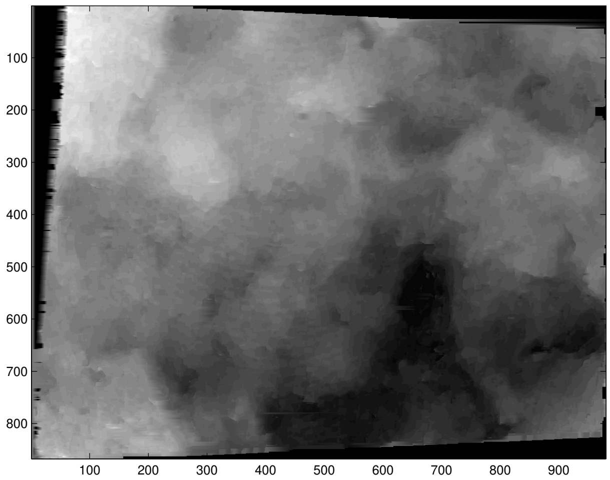

FIG. 39 – *Carte de disparité dense*

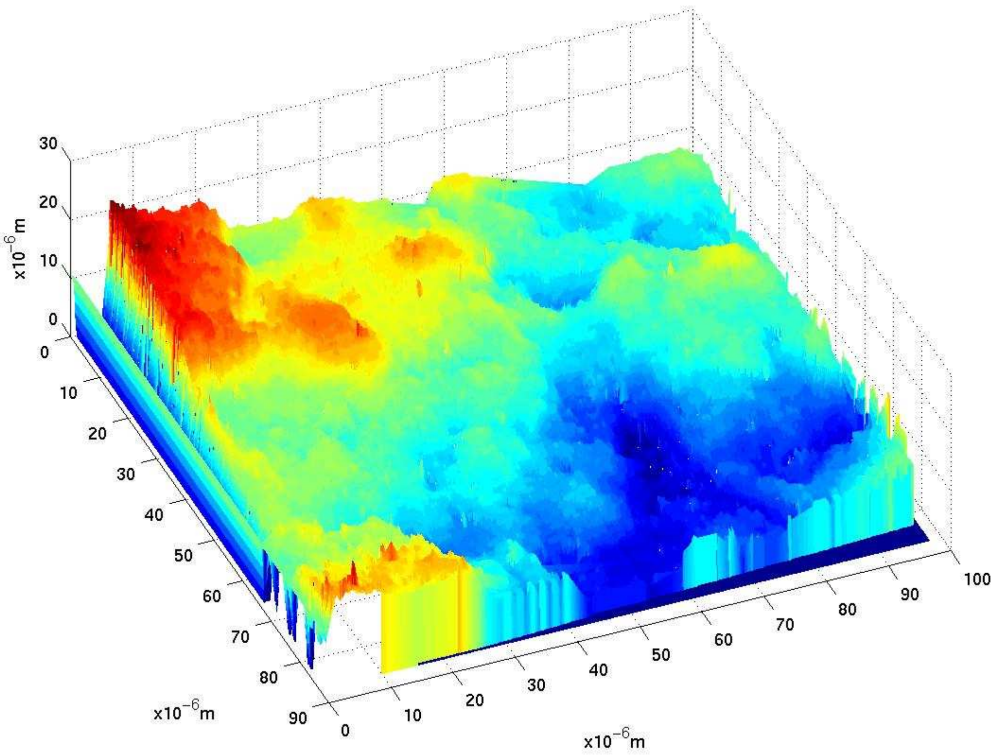

FIG. 40 – *Carte d'altitudes*

6.2.2 Reconstitution de grandes plages

Lorsque nous avons reconstruit plusieurs plages, il faut les assembler entre elles. D'une plage à l'autre, il existe des aires de recouvrement. Ce sont ces parties qu'il faut fusionner pour reconstituer une très grande plage en trois dimensions. Cette étape est en cours d'implantation à l'heure actuelle. Elle s'appuie sur un calcul de ressemblance des profils horizontaux de chaque carte d'élévation. Elle pose d'importants problèmes de gestion mémoire. En effet, les données traitées sont de très grande taille.

6.2.3 Reconstitution du volume

Une fois que l'on possède des plages en regard suffisamment grandes pour être représentatives de la porosité, nous devons assembler les deux surfaces pour reconstituer les pores. C'est à dire qu'il faut emboîter une surface dans l'autre de manière à reformer le matériau cassé à l'origine selon cette coupe (*cf.* Fig 41) . Ainsi, nous aurons accès à la microstructure d'une tranche d'une dizaine de μm du matériau céramique. Cette étape n'a pas encore été implantée. Elle fera l'objet de la suite de notre l'étude après la rédaction de ce document.

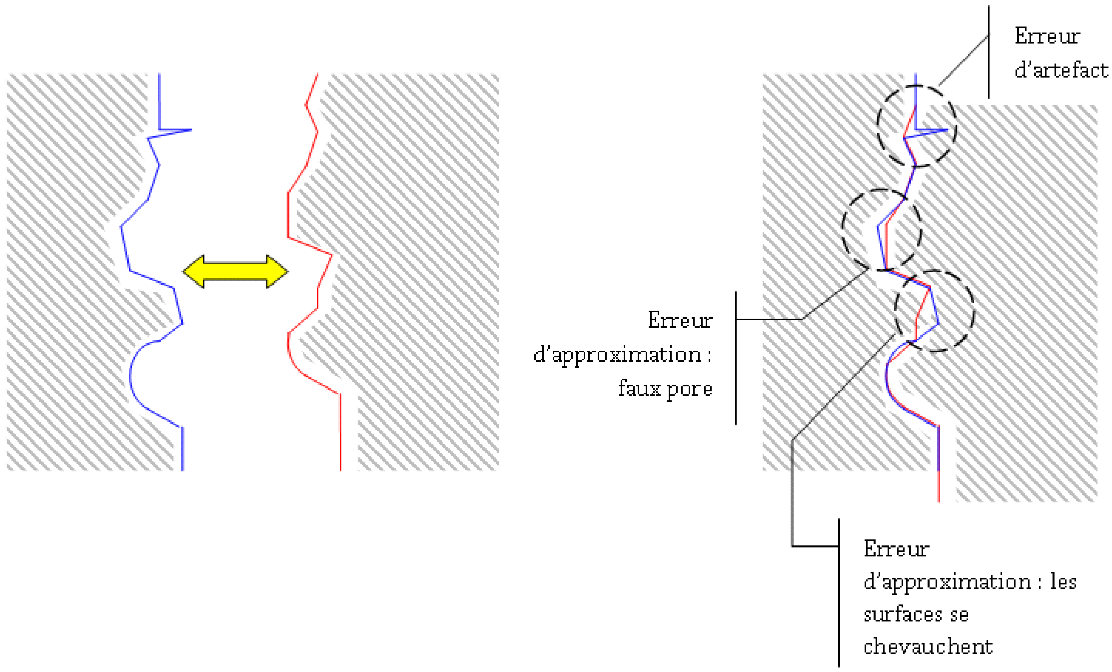

FIG. 41 – *Illustration des difficultés de la reconstitution du volume*

La difficulté pressentie réside dans l'alignement précis des coupes en regard et leur assemblage de la façon la plus juste possible en tenant compte des erreurs de précision sur la surface. Il faudra donc maximiser la surface en contact entre les deux plages pour obtenir la meilleure correspondance.

6.2.4 Détermination des paramètres recherchés

Au stade d'avancement du projet, il ne nous est pas encore possible de déterminer des propriétés volumiques sur la porosité des matériaux projetés plasma. Mais nous pouvons déjà, grâce à la reconstruction de surface, calculer des paramètres de rugosité du matériau.

Nous nous plaçons dans un espace discret en trois dimensions. Soit $\mathsf{M} = (x, y, z)^{\mathsf{T}} \in Surface3D$, nous travaillons sur une aire $\mathcal{A}$.

La *rugosité moyenne* se définie par :

$$R_a = \frac{1}{\mathcal{A}} \sum_{\mathsf{M_i}\ |\ (x_i, y_i) \in \mathcal{A}} |z_i| \tag{29}$$

À partir des surfaces précédemment reconstruites, nous obtenons une rugosité moyenne de $4,2\ \mu m$.

La *rugosité maximale* s'écrit :

$$R_t = \max_{\mathsf{M_i}\ |\ (x_i, y_i) \in \mathcal{A}} |z_i| \Delta x \Delta y \tag{30}$$

La rugosité maximale de cet échantillon est de $11,4\ \mu m$, valeur qui nous semble cohérente avec la rugosité moyenne et la carte d'altitudes.

Ces deux résultats préliminaires montrent qu'il est possible d'effectuer des calculs statistiques de données de microstructure avec une précision compatible avec les applications visées. Ils constituent des données d'entrées importantes notamment pour le calcul des coefficients de reflexion et de transmission d'une surface rugueuse. Au CEA, ils pourraient être utilisés avec le code de calcul RAYFAL.

Par ailleurs, ces résultats sont encourageants pour la détermination à venir des propriétés volumiques des pores.

Conclusion et perspectives

Cette étude nous a permis de reconstituer en trois dimensions la surface de matériaux céramiques dans le but final de déterminer des propriétés volumiques. Ce travail a abouti à une reconstruction tridimensionnelle de la surface des céramiques frittées puis projetées plasma par une méthode de stéréovision novatrice. Ainsi la porosité des matériaux frittés a pu être étudiée et a conduit à la validation de la méthode. Puis la rugosité de matériaux projetés plasma a été étudiée grâce aux cartographie de surface obtenues.

Le processus de reconstruction 3D a compté plusieurs étapes. Tout d'abord, nous avons réalisé une étude approfondie de la prise d'images par un Microscope Électronique à Balayage qui a abouti à un cahier des charges précis pour l'acquisition des images. En effet, des contraintes spécifiques à notre application sont apparues lors de la prise d'images (plages se recouvrant, réglage eucentrique et coupes en regard).

En tenant compte des limites imposées par l'acquisition des données d'entrées (faible nombre de prises de vue, imprécisions et aberrations du MEB), nous avons conduit notre recherche vers des algorithmes lourds mais globaux et précis. Ainsi, le calibrage du MEB n'a pu être réalisé et nous avons donc implanté la reconstruction d'images non-calibrées par l'estimation de la géométrie de la transformation qui s'opère de la 3D à la 2D. Nous avons donc déterminé la matrice fondamentale, représentant l'ensemble de la projection à travers la caméra (matrice intrinsèque) et de la projection sur l'image (matrice extrinsèque). Pour réaliser cette estimation, nous avons identifié des points d'intérêt dans nos images que nous avons appariés. Ils ont permis d'estimer précisément la matrice fondamentale et ses sept degrés de liberté.

Ensuite, l'image a été corrigée par un procédé de rectification permettant une simplification de l'étape suivante. En effet, chaque ligne d'une image correspond exactement à la même ligne dans la seconde image. Ceci nous a permis, à travers un mécanisme multirésolution, de réaliser l'appariement dense de l'ensemble des pixels pour obtenir finalement une carte d'altitudes précise donnant accès à la topologie de la surface étudiée.

Parmi les améliorations qui peuvent être apportées à la méthode, une partie est envisagée à la suite de la rédaction de ce rapport. En effet, pour garantir la non confidentialité des données, une phase de relecture interne est réalisée pendant la durée du stage. Dans le temps restant, l'effort portera sur le raccordement des images pour obtenir une reconstruction d'une aire de grande taille et ainsi pouvoir étudier la représentativité statistique de notre reconstitution. En outre, le portage d'une partie de l'application vers FORTRAN sera effectué pour paralléliser le code. Un gain de performances important et une plus grande capacité de traitement seront apportés par cette amélioration. On s'attachera enfin à reconstituer le volume de deux coupes en regard pour en déduire les propriétés recherchées sur les pores (répartition des diamètres, taux de porosité et forme). Un rapport interne [2] plus complet sera rédigé en toute fin de stage. Il contiendra les nouvelles avancées réalisées, un manuel utilisateur du logiciel, ainsi que son code source commenté.

D'autres améliorations algorithmiques pourraient être envisagées. Des méthodes plus complexes et plus coûteuses en temps existent dans l'ensemble des travaux du domaine de la reconstruction 3D. La question de leur efficacité par rapport à leur temps d'implantation et leur coût calculatoire se pose. Peu d'études proposent des batteries de tests pour leurs algorithmes. D'autre part, le nombre de paramètres variables est extrêmement important. Une étude de l'influence individuelle de chacun apporterait des moyens de les choisir de façon adéquate dans le futur. Par ailleurs, il serait intéressant de calculer une précision globale de la méthode, chiffre que nous ne pouvons qu'estimer à ce stade de l'avancement du projet.

Enfin, des améliorations pourraient être apportées en travaillant avec plus de deux images par plage en moyennant les résultats obtenus sous différents angles.

Ce travail, outre son application immédiate à l'étude de la porosité des céramiques projetées plasma, ouvre des possibilités intéressantes en matière d'étude de la rugosité des matériaux. Il offre un outil générique de reconstruction 3D utilisable aussi bien pour la reconstruction d'objets microscopiques que macroscopiques.

Références

[1] L. ROBIN, *'Approche de la modélisation des transferts thermiques dans les matériaux céramiques et du calcul des propriétés associées'* CEA-CESTA DO420 - 100 14300 ZMK CRE 05 000 742 A (2005).

[2] F. DUCAT, *'Rapport interne - Traitement d'images pour la modélisation de la microstructure des matériaux céramiques'* CEA-CESTA DO308 - 100 14300 ZMK CRE 06 000 512 (À paraître).

[3] P. BOCH, J.-P. BONNET, A. BOUQUILLON, T. CHARTIER, J.-M. GAILLARD & P. GOURSAT, *'Matériaux et processus céramiques'* Hermes Science (2001).

[4] W. D. KINGERY, H. K. BOWEN & D. R. UHLMANN, *'Introduction to Ceramics, Second Edition',* A Wiley-Intersience publication, JOHN WILEY & SONS (1976).

[5] *'La technique de projection plasma'* CEA Le Ripault, présentation.

[6] S. BEAUVAIS, *'Etude de l'influence de la porosité sur les propriétés électriques de dépôts réalisés par projection plasma'* École des mines de paris, Thèse (2003).

[7] D. LEROUX & G. LE BESNERAIS, *'Modélisation et imagerie 3D de surfaces rugueuses et application à l'étude des matériaux'* ONERA, Rapport technique RTI 1/3798 DMMP/N/DTIM (1998).

[8] D. GARCIA, *'Mesure de formes de champs de déplacements tridimensionnels par stéréocorrélation d'images',* Thèse de l'Institut National Polytechnique de Toulouse, France (2001).

[9] N. CORNILLE, D. GARCIA, M. A. SUTTON, S. MCNEILL & J.J. ORTEU *'Numérisation 3D automatique d'objets observés au Microscope Électronique à Balayage (MEB)',* Colloque Méthodes et Techniques Optiques pour l'Industrie, Belfort (France) (2003).

[10] N. CORNILLE, D. GARCIA, M. A. SUTTON & S. MCNEILL, *'Automated, 3-D Reconstruction Using a Scanning Electron Microscope'* 2003 SEM Conference on Experimental and Applied Mechanics, Charlotte (USA) (2003).

[11] P. STURM, *'On Focal Length Calibration From Two Views'* Proceedings of the Conference of Computer Vision and Pattern Recognition, Vol. 2 Hawaii pp. 145-150 (2001).

[12] D. BOIVIN, J. L. POUCHOU, M. POULAIN, P. BEAUCHÊNE, M. H. RITTI, G. LE BESNERAY & F. VIGNON, *'Reconstruction 3D de la surface d'une sous-couche à partir de paires d'images stéréoscopiques en MEB'* Journée Scientifique Barrière Thermique, ONERA (2002).

[13] C. J. POELMAN & T. KANADE, *'A Paraperspective Factorization Method for Shape and Motion Recovery'* Tecnhical report CMU-CS-92-208, School of Computer Science, Carnegie Mellon University (1993).

[14] D. GARCIA, J. J. ORTEU & M. DEVY, *'Calibrage précis d'une caméra CCD ou d'un capteur de vision stéréoscopique',* Rapport du LAAS 01332 (2001).

[15] P. MARTHON, *'Vision par ordinateur'* Cours d'informatique ENSEEIHT (Ecole Nationale Supérieure d'Électronique, d'Électrotechnique, d'Informatique, d'Hydraulique et des Télécommunications de toulouse) Chap. 7 pp 59-71 (2003).

[16] Z. ZHANG, R. DERICHE, O. D. FAUGERAS & Q.-T. LUONG, *'A Robust Technique for Matching Two Uncalibrated Images Through the Recovery of the Unknown Epipolar Geometry',* Rapport de recherche 2273, INRIA Sophia Antipolis, France (1994).

[17] Z. ZHANG, *'A New Multistage Approach to Motion and Structure Estimation: From Essential Parameters to Euclidian Motion Via Fundamental Matrix'* École des mines de paris, Thèse (2003).

[18] Q.-T. LUONG & O. D. FAUGERAS, *'The fundamental Matrix: Theory, agorithms, and stability analysis',* INRIA Sophia Antipolis, France (2004).

[19] C. HARRIS & M. STEPHEN, *'A combined corner and edge detector'* Alvey Vision Conference, pp147-151 (1988).

[20] UFRIMA, *'Détection de points d'intérêts - Mise en correspondance'* UFRIMA.

[21] R. HARTLEY, *'In Defense of the Eight-Point Algorithm',* IEEE Trasnsactions on pattern analysis and machine intelligence, VOL. 19, NO.6 (1997).

[22] C. TOMASI & T. KANADE, *'Shape and Motion from Image Streams: a Factorization Method (1. Planar Motion)'* Technical report CMU-CS-90-166, School of Computer Science, Carnegie Mellon University (1990).

[23] R. MA & M. THONNAT, *'A robust and efficient stereo matching algorithm'* INRIA Rapport de recherche 1860 (1993).

[24] C. LOOP & Z. ZHANG, *'Computing Rectifying Homographies for Stereo Vision'* Technical report MSR-TR-99-21, Microsoft Research (1999).

[25] Z. ZHANG, *'Le probleme de la mise en correspondance; L'état de l'art'* INRIA Rapport de recherche 2146 (1993).

[26] P. FUA, *'A parallel stereo algorithm that produces dense depth maps and preserves image features'* INRIA Rapport de recherche 1369 (1991).

[27] R. I. HARTLEY & P. STURM, *'Triangulation'* Computer Vision and Image Understanding (CVIU'97), volume 68, pp. 146-157 (1997).

[28] N. CORNILLE, J. J. ORTEU, M. A. SUTTON & R. MCNEILL, *'Calibrage d'un microscope Électronique à Balayage (MEB) en vue de la mesure précise de formes et de déformations 3D'* Ecole des mines d'Albi, Mechanical Engineering Dept..

[29] F. VIGNON, G. LE BESNERAY, BOIVIN, J.-L. POUCHOU & L. QUAN, *'3D reconstruction from scanning electron microscopy'* Physics in Signal and Image Processing, INRIA (2001).

[30] B. ALBOUY, S. TREUILLET & Y. LUCAS, *'Reconstruction tridimensionnelle d'escarres par stéréovision couleur non calibrée'* Lab. Vision et robotique de BOURGES.

[31] R. T. DeHOFF & F.N. RHINES, *'Microscopie Quantitative',* MASSON ET Cie, ÉDITEURS (1972).

[32] MAT E 256 Laboratory, *'Quantitative Metallography',* MAT E 256 Laboratory.

[33] A. DUVAL & A. BOUQUILLON, *'La microscopie à balayage'* Laboratoire de recherche des musées de France.

[34] C. COLLIEX, *'La microscopie Électronique'* Que sais-je 1045 chap. 4 (1996).

[35] UQAM, *'Introduction à l'utilisation du Microscope Électronique à Balayage'* Cours de l'Université du Québec à Montréal, chap. 4, Dept. des Sciences de la terre et de l'Atmosphère, Laboratoire de microscopie électronique à balayage.

[36] A. CHAMBERT-LOIR, *'Autour de la méthode de Newton'* Préparation à l'agrégation - option calcul formel.

A Environnement de travail

A.1 Le Commissariat a l'Énergie Atomique (CEA)

Le CEA est un établissement public à caractère scientifique, technique et industriel. Il est chargé de poursuivre les recherches scientifiques et techniques en vue de l'utilisation de l'énergie atomique dans les domaines de la Science, de l'Industrie et de la Défense nationale.

Il est une force de proposition, d'expertise et de conseil pour les pouvoirs publics. Il prépare l'avenir et apporte son soutien à l'industrie nucléaire, secteur stratégique pour le pays. Il étudie des palettes de solutions scientifiques et techniques afin que les décideurs, pouvoirs publics et industriels soient en mesure de prendre, en toute connaissance de cause et à tous moments, les décisions les mieux adaptées pour le présent et pour l'avenir.

Au fil du temps, des entreprises à caractère industriel ont émergé des laboratoires du CEA. Une majorité d'entre elles se retrouve aujourd'hui dans le groupement AREVA, détenue à 79% par le CEA. Cette structure nouvelle (le nom d'AREVA a été officialisé le 3 septembre 2001) est d'ores et déjà le leader mondial du nucléaire et le deuxième groupe au monde dans la connectique. Regroupant plus de 45 000 personnes et réalisant un chiffre d'affaire de plus de 10 milliards d'Euros, AREVA dispose d'un savoir-faire reconnu dans ses différentes activités et des moyens de nouer les alliances nécessaires à son développement international.

A.1.1 Objectifs

Les objectifs du CEA, aujourd'hui, sont divers :

- Améliorer les performances de l'Industrie nucléaire d'aujourd'hui et inventer l'énergie nucléaire de demain
- Apporter des solutions concrètes à la gestion des déchets nucléaires
- Développer les nouvelles technologies pour les énergies alternatives
- Progresser dans les technologies de l'information, les biotechnologies, la microélectronique, les nanotechnologies, les matériaux pour l'industrie
- Approfondir les connaissances sur les effets biologiques des rayonnements
- Améliorer, grâce aux technologies issues du nucléaire, les techniques d'imagerie médicale, la mise au point de nouveaux traitements médicaux, les connaissances sur la génétique, les cellules, les virus et les maladies dégénératives
- Mener, en appui aux développements technologiques, et dans un cadre international, les recherches fondamentales sur la physique et la chimie

Le CEA garantit l'indépendance nationale en concevant, en fabriquant et en assurant la maintenance des armes nucléaires, outil de la politique de dissuasion. Il en assure la crédibilité et la sécurité par son programme de Simulation. Il aide à la surveillance des traités internationaux pour la non-prolifération nucléaire.

A.1.2 Organisation

Aujourd'hui, 16 000 chercheurs, ingénieurs, techniciens travaillent au CEA dans dix centre de recherche en Ile de France (Saclay, Fontenay-aux-Roses, Bruyères-le-Châtel), en région Centre (Le Ripault), en Aquitaine (Cesta), en Bourgogne (Valduc), en Rhône-Alpes (Grenoble, Pierrelatte), en Laguedoc-Roussillon (Marcoule) et en Provence-Alpes-Côtes d'Azur (Cadarache).

L'activité du CEA est organisée en quatre pôles :

- Le pôle Défense
  - Conception, réalisation et fourniture des têtes nucléaires
  - Programme Simulation (maintien et garantie de la dissuasion sans essai nucléaire)
  - Conception et maintenance pour la propulsion nucléaire (sous-marins, porte-avions)
  - Surveillance du respect des traités internationaux
- Le pôle Energie nucléaire
  - Soutien au parc nucléaire en exploitation (réacteurs et combustibles)
  - Conception des systèmes du futur
  - Simulation et outils expérimentaux (laboratoires chauds, réacteurs de recherche...)
  - Assainissement et démantèlement des installations obsolètes
- Le pôle Recherche Technologique
  - Technologies de l'information et de la communication : micro et nanotechnologies, instrumentation et systèmes complexes
  - Matériaux et procédés émergents, modélisation
  - Nouvelles technologies de l'énergie (hydrogène et piles à combustible, photovoltaïque et solaire, utilisation rationnelle de l'énergie)
- Le pôle Recherche fondamentale
  - Sciences de la matière (physique nucléaire et des particules, astrophysique, climat, états de la matière, fusion...)
  - Sciences du vivant (radiobiologie, toxicologie nucléaire, biologie structurale, ingénierie moléculaire, imagerie médicale, biotechnologies...)

A.1.3 Structure

Le CEA se structure autour de trois types de direction :

- Les Directions Opérationnelles que constituent les dix centres répartis sur le territoire français et qui réalisent les recherches dans le cadre des programmes lancés.
- Les Directions d'Objectif qui définissent les programmes de recherche et qui fournissent aux Directions Opérationnelles les moyens de les réaliser en signant des contrats internes avec elles.
- Les Directions Fonctionnelles qui assurent la coordination nationale du CEA du point de vue logistique et organisationnel.

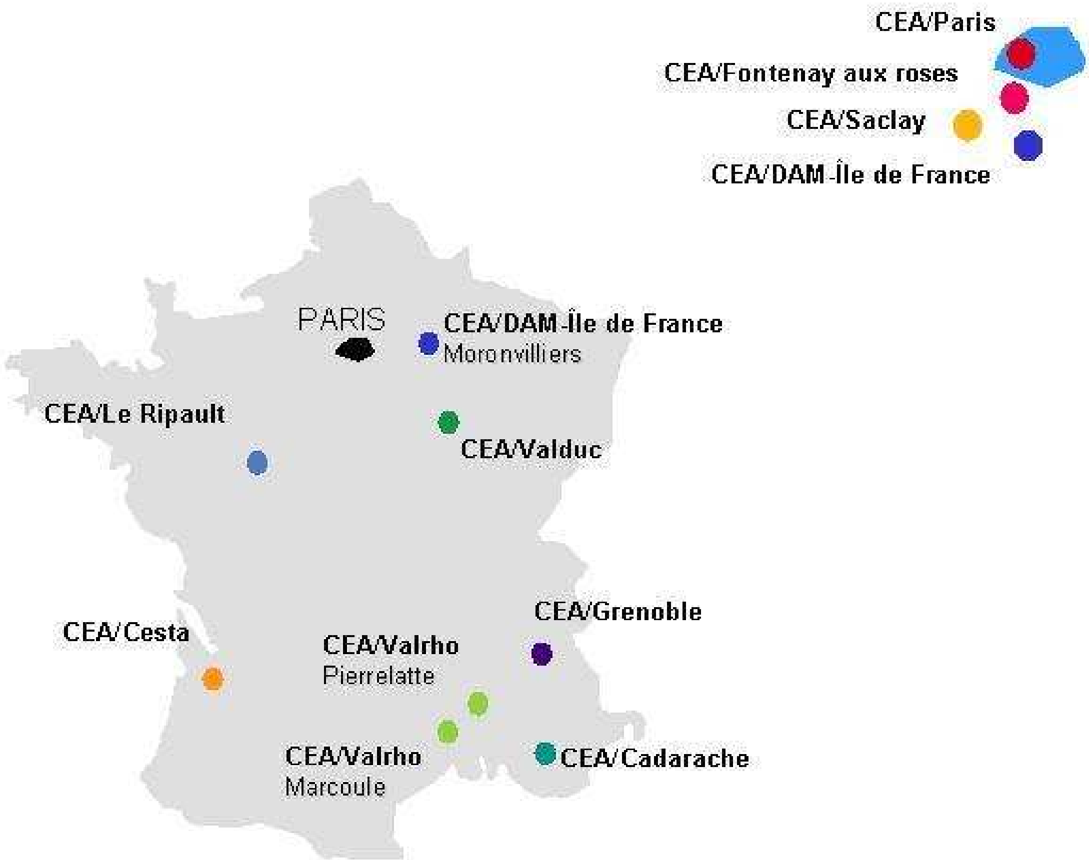

FIG. 42 – *Les dix centres du CEA*

A.2 La Direction des Applications Militaires

A.2.1 Missions

La DAM est chargée de la conception, du développement et de la fabrication des têtes nucléaires, dont elle assure également le maintien en condition opérationnelle et le démantèlement. Elle est aussi responsable de la conception des chaudières des bâtiments à propulsion nucléaire de la Marine nationale. Elle en organise l'expertise, le retour d'expérience, et fournit le coeur des réacteurs. Enfin, la DAM contribue activement à la surveillance du respect du Traité d'interdiction complète des essais nucléaires (Tice).

A.2.2 Organisation et structure

Ce Pôle Défense compte aujourd'hui quatre mille cinq cent personnes réparties sur quatre sites spécialisés : île de France pour la physique fondamentale, la conception des charges nucléaires, les grands ordinateurs, la machine de radiographie Airix et la surveillance des traités, le Cesta pour la militarisation des armes et les installations expérimentales dont les grands lasers du programme Simulation (Ligne d'Intégration Laser, Laser Mégajoule), Valduc pour les matériaux nucléaires (recherche et fabrication) et Le Ripault pour les matériaux non-nucléaires (recherche et dans certains cas fabrication dans le domaine des explosifs, corps de rentrée etc.).

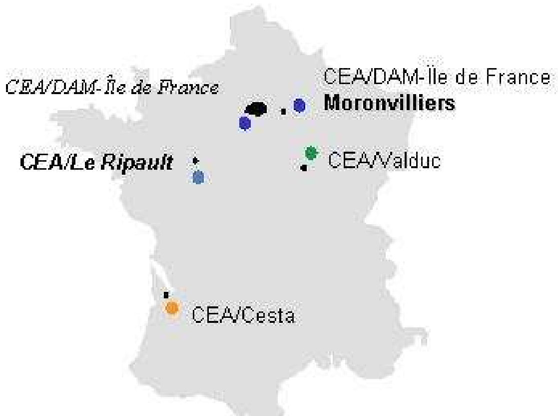

FIG. 43 – *Répartition géographique des centres DAM*

A.3 Le Centre d'Études Scientifiques et Techniques d'Aquitaine

Le Centre d'Etudes Scientifiques et Techniques d'Aquitaine est un établissement de la Direction des Applications Militaires du Commissariat à l'Energie Atomique.

Créé en 1965, le centre occupe aujourd'hui une superficie de 740 hectares. Il dispose d'un Terrain d'Expérimentation Extérieur (TEE), situé sur la commune de Lugos, qui couvre une superficie de 950 hectares.

FIG. 44 – *Localisation géographique du Centre*

A.3.1 Missions

La vocation historique du Cesta est l'architecture industrielle des armes nucléaires. Cette responsabilité concerne la conception, le développement et la qualification des têtes nucléaires, mais aussi leur mise à disposition auprès des Armées, leur maintien en condition opérationnelle et leur retrait du service.

Pour conduire sa mission d'ensemble dans le domaine des Armes, le Cesta s'appuie sur les concepts scientifiques et les réalisations technologiques établis par les autres centres de la DAM ou dans le secteur industriel. Il participe, en assistance à la Maîtrise d'Ouvrage Armes

Nucléaires, à l'établissement des spécifications de la tête nucléaire et de ses sous-ensembles dont il conduit, pour certains, l'industrialisation.

Par ailleurs, le Cesta devient aujourd'hui un pôle de grandes expérimentations de physique avec, en particulier, la Ligne d'Intégration Laser (LIL), prototype du futur laser Mégajoule (LMJ), élément clé du programme Simulation.

Enfin, le Cesta, compte tenu des compétences attachées à ses missions fondamentales, mais aussi à son appartenance au CEA, se doit :

- de valoriser son savoir-faire et ses moyens dans les secteurs de l'activité économique où d'intéressantes synergies scientifiques et techniques se produisent.
- d'être un partenaire avisé de la région Aquitaine et des régions limitrophes.

A.3.2 Organisation

Le Cesta est organisé en quatre départements :

- Département Intégration des Armes (DIA)
- Département Etudes et Validation (DEV)
- Département des Lasers de Puissance (DLP)
- Département Logistique et Gestion (DLG)

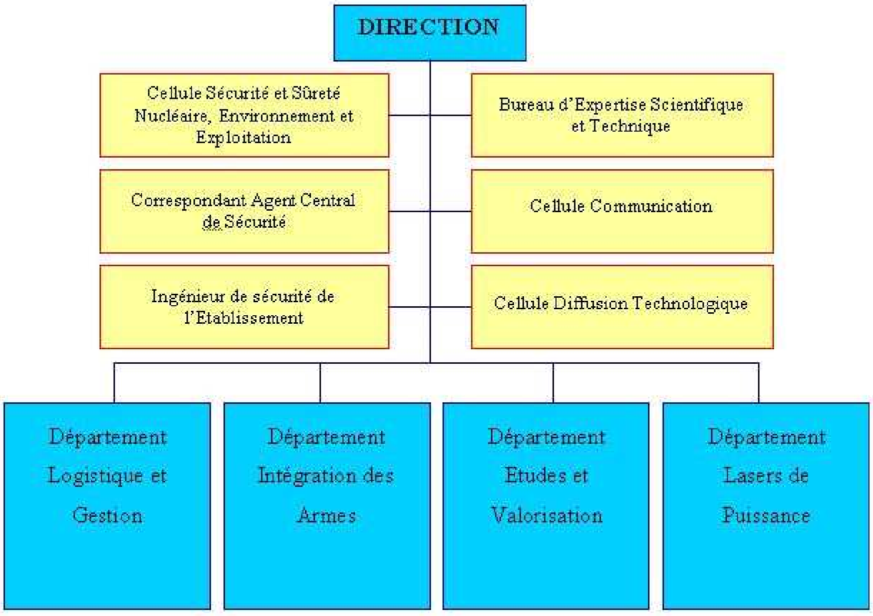

FIG. 45 – *Organigramme structurel du CESTA*

LISTE DE DIFFUSION

CEA/CESTA/DIR (intéresse C. Rullière)	1 ex.
CEA/CESTA/DEV	1 ex.
CEA/CESTA/DEV/SEMR	1 ex.
CEA/CESTA/DEV/SEMR/LTO	5 ex.
CEA/CESTA/BCA	1 ex.
Chrono	1 ex.