



HAL
open science

Caractérisation in situ par imagerie proche infrarouge en fabrication additive fusion sur lit de poudre par faisceau d'électrons

Guillaume Croset

► To cite this version:

Guillaume Croset. Caractérisation in situ par imagerie proche infrarouge en fabrication additive fusion sur lit de poudre par faisceau d'électrons. Science des matériaux [cond-mat.mtrl-sci]. Université Grenoble Alpes [2020-..], 2021. Français. NNT: 2021GRALI018 . tel-03275786

HAL Id: tel-03275786

<https://theses.hal.science/tel-03275786>

Submitted on 1 Jul 2021

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

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

THÈSE

Pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ GRENOBLE ALPES

Spécialité : 2MGE : Matériaux, Mécanique, Génie civil, Electrochimie

Arrêté ministériel : 25 mai 2016

Présentée par

Guillaume CROSET

Thèse dirigée par **Rémy DENDIEVEL**, Professeur des universités
et codirigée par **Guilhem MARTIN**, Maître de conférences

préparée au sein du **Laboratoire Science et Ingénierie des Matériaux
et Procédés**

dans l'**École Doctorale I-MEP2 - Ingénierie - Matériaux, Mécanique,
Environnement, Energétique, Procédés, Production**

Caractérisation *in situ* par imagerie proche infrarouge en fabrication additive « fusion sur lit de poudre par faisceau d'électrons »

Thèse soutenue publiquement le **11 février 2021**,
devant le jury composé de :

M. Jean-Yves BUFFIERE

Professeur des universités, INSA Lyon, Rapporteur

M. Patrice PEYRE

Directeur de recherche, CNRS, Rapporteur

M. Jean-Marc CHAIX

Directeur de recherche, CNRS, Président

M. Christophe COLIN

Maître de recherche, MINES ParisTech, Examineur

M. Ludovic ROPARS

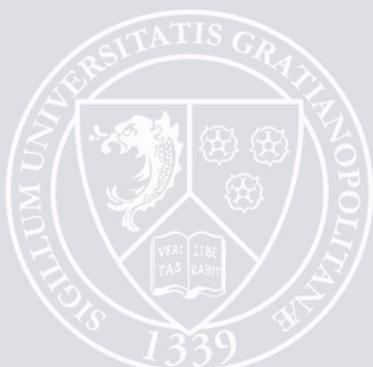
Ingénieur docteur, ArianeGroup, Examineur

M. Rémy DENDIEVEL

Professeur des universités, Grenoble INP, Directeur de thèse

M. Guilhem MARTIN

Maître de conférences, Université Grenoble Alpes, Co-encadrant de thèse



Ce travail de thèse a été financé dans le cadre du projet PALOMA (Procédés Additifs Lit de poudre : Optimisations et Modélisations Avancées).

Remerciements

On pourrait croire qu'une thèse est un travail solitaire dans lequel on se retrouve face à face avec soi-même. Et pourtant, la thèse est un travail d'équipe qui implique de nombreuses personnes que je tiens ici à saluer et sans lesquelles les travaux présentés dans ce manuscrit n'auraient pas pu être menés à bien.

Je souhaite commencer par exprimer ma gratitude envers mes encadrants de thèse qui ont suivi mes travaux de près pendant ces trois années : Rémy Dendievel et Guilhem Martin. Un grand merci pour votre disponibilité, pour votre soutien et pour avoir été à mon écoute. J'ai beaucoup appris grâce à vous et je me rappellerai toujours de nos discussions lors des réunions (« officielles » ou au café) qui ont toujours été constructives et qui m'ont permis d'avancer dans mes travaux, le tout dans la bonne humeur ! Travailler avec vous a été un réel plaisir tout au long de ces trois années, que ce soit sur le plan scientifique ou sur le plan humain. Je ne pouvais pas rêver d'un meilleur encadrement !

Je remercie aussi Jean-Jacques Blandin, qui n'était pas dans l'encadrement officiel mais qui a participé à bon nombre de discussions et de réunions ayant permis l'avancée de ces travaux de thèse. Merci également à Pierre Lhuissier pour son aide sur la tomographie RX et sur l'analyse d'images.

Je suis également reconnaissant envers Charles Josserond, Cyril Rajon, Xavier Bataillon et Franck Pelloux pour leur aide sur de très nombreux aspects techniques (automatisation de l'acquisition *in situ*, usinage, formation sur les machines...). Merci également à Elisabeth Lussi qui connaît toutes les subtilités administratives de l'univers de la recherche.

Je souhaite aussi exprimer ma gratitude envers Julie Maisonneuve pour son aide très précieuse lors de la première année de thèse pour la mise en place des caméras sur la machine E-PBF ainsi que pour la conception du dispositif de supportage. Un grand merci également à Alain Di Donato pour ses conseils sur la conception du dispositif de supportage et sur la réalisation des plans CAO.

Je remercie les personnes qui ont accepté de faire partie de mon jury de thèse : mes rapporteurs Patrice Peyre et Jean-Yves Buffière ainsi que Jean-Marc Chaix et Christophe

Colin. Merci à Ludovic Ropars qui fait également partie du jury de thèse et qui assuré la gestion de ce gros projet PALOMA ; les discussions que nous avons eues ont toujours été intéressantes et m'ont permis de voir les choses sous un autre angle et du point de vue industriel.

Et puis il y a aussi les autres doctorants/post-docs de GPM2 qui ont grandement contribué à rendre ces trois années très agréables : Mathilde, Jessica, Zoé, Tristan, Pauline, Alizée, Corentin, Kaoutar, Eliott, Alexis B., Fabien, Alexis L., Sarah, Emeric, Bruno, Maxime, Melek, Loïcia, Maxence, Mathis (merci pour ton aide lors des manips EBM dans le *money time*), Arthur, Nicolas, Joe, Guillaume H. et tous les autres ! Merci pour tous les bons moments passés au labo (lors de la désormais célèbre pause thé par exemple !) mais aussi en dehors du labo.

Et enfin, merci à mes deux sœurs Jeannie et Marie pour leur soutien et aussi pour nos discussions plus ou moins sérieuses sur tout et n'importe quoi (ça permet parfois de se changer les idées !). Un grand merci à mes parents Marie-Louise et Michel pour m'avoir mis dans les meilleures conditions pour la rédaction dans ces circonstances particulières et pour tout le soutien que vous m'avez apporté durant cette thèse, mais aussi durant toutes les années qui ont précédé. Je vous dois beaucoup et vous avez toute ma gratitude.

Table des matières

Nomenclature	7
Glossaire	9
Introduction générale	13
Chapitre 1 : Etat de l'art et généralités	17
1.1 Généralités sur la fabrication E-PBF.....	17
1.1.1 Processus de fabrication : de la CAO au post-traitement.....	17
1.1.2 Etapes de la fabrication E-PBF	20
1.2 Défauts rencontrés en fabrication E-PBF	25
1.2.1 Distorsions géométriques	26
1.2.1.1 Distorsions liées à un excès d'énergie de fusion	27
1.2.1.2 Stratégie de fusion inadaptée.....	27
1.2.1.3 Distorsions dues à une évacuation de chaleur trop lente.....	27
1.2.1.4 Gonflement de la surface de construction	28
1.2.2 Porosité.....	28
1.2.2.1 Pores dus à la présence de gaz occlus dans la poudre	29
1.2.2.2 Manques de fusions.....	30
1.2.3 Autres défauts et anomalies	32
1.2.3.1 Etat de surface	32
1.2.3.2 Enfumage et feux d'artifice.....	33
1.2.3.3 Autres défauts (fissuration, impuretés...).....	34
1.3 Etat de l'art de la caractérisation <i>in situ</i> en fabrication E-PBF	36
1.3.1 Contrôle <i>in situ</i> en fabrication E-PBF et L-PBF	37
1.3.2 Imagerie thermique en fabrication E-PBF.....	39
1.3.2.1 Caméras MIR (<i>Mid-InfraRed</i>).....	39
1.3.2.2 Caméras NIR (<i>Near-InfraRed</i>).....	41
1.3.2.3 Bilan pour l'imagerie thermique.....	42
1.3.3 Imagerie électronique.....	43
1.4 Choix de l'imagerie proche infrarouge comme moyen de contrôle <i>in situ</i>	45

1.4.1	Rappels sur le transfert thermique par rayonnement	46
1.4.2	Choix de l'imagerie NIR.....	52
1.5	Conclusion	53

Chapitre 2 : Dispositifs de caractérisation *in situ* par imagerie NIR **55**

2.1	Contraintes relatives à la fabrication E-PBF.....	55
2.2	Caractéristiques des différentes caméras et dispositifs de supportage associés	60
2.2.1	Caméra installée par défaut par le constructeur de la machine Arcam A1.....	60
2.2.2	Caractéristiques des deux nouvelles caméras CMOS.....	62
2.2.3	Installation de la caméra 3 mégapixels.....	65
2.2.4	Installation de la caméra 12 mégapixels	67
2.2.5	Quelques généralités sur les images <i>in situ</i> proche infrarouge	68
2.2.6	Utilisation de filtres.....	71
2.3	Automatisation de l'acquisition des données	74
2.3.1	Modes d'acquisition	74
2.3.2	Encrassement du film de protection.....	77
2.3.3	Système d'acquisition automatique	78
2.4	Traitement des données dans le cas d'une analyse couche par couche.....	81
2.4.1	Correction de la déformation de l'image à l'aide d'une mire de calibration.....	81
2.4.2	Démarche employée pour la détection de défauts.....	83
2.4.3	Traitement des images NIR obtenues lors d'une acquisition couche par couche.....	85
2.4.4	Validation par une caractérisation post-fabrication	93
2.5	Traitement des données dans le cas d'une acquisition en continu.....	95
2.5.1	Principe de l'analyse des données issues de l'acquisition en continu	95
2.5.2	Méthodologie de traitement des données issues de l'acquisition en continu	96
2.5.3	Automatisation de la mesure de Δtr	100
2.6	Conclusion	101

Chapitre 3 : Caractérisation *in situ* lors d'une acquisition couche par couche **105**

3.1	Détection des défauts liés à un apport d'énergie non-optimisé.....	106
3.2	Caractérisation des défauts géométriques.....	109
3.2.1	Caractérisation des distorsions liées à un excès d'énergie lors de la fusion.....	110

3.2.1.1	Cas général.....	110
3.2.1.2	Détection de l'effet d'un excès d'énergie de fusion.....	112
3.2.1.3	Lien entre la quantité d'énergie de fusion et la dérive de la surface imprimée.....	115
3.2.2	Distorsion provoquée par une stratégie de fusion modifiée.....	117
3.2.3	Déformation liée à une surface en surplomb et à un manque de supports.....	119
3.2.3.1	Cas simple d'une pièce en surplomb.....	120
3.2.3.2	Illustration de l'intérêt des supports et de la fonction d'épaisseur.....	123
3.2.4	Cas d'un gonflement de la surface de construction.....	126
3.3	Caractérisation de la porosité.....	133
3.3.1	Manques de fusion <i>channel-like</i> induits par un déficit énergétique.....	134
3.3.2	Cas particulier des pores-cheminées.....	140
3.3.3	Manques de fusion locaux.....	144
3.3.4	Classification des manques de fusion en fonction du déficit énergétique.....	145
3.3.5	Vers une action corrective des manques de fusion.....	148
3.4	Quelques éléments de discussion sur l'analyse couche par couche.....	153
3.4.1	Incertitude liée au seuillage du traitement d'images.....	153
3.4.2	Défauts détectés puis corrigés.....	155
3.4.3	Défauts non observés.....	158
3.4.4	Effet dû au changement des propriétés radiatives.....	158
3.5	Conclusion.....	159
 Chapitre 4 : Caractérisation <i>in situ</i> lors d'une acquisition en continu		163
4.1	Stratégie de contrôle lors d'une acquisition en continu.....	163
4.1.1	Rappel du principe de calcul de Δtr	163
4.1.2	Caractéristiques ayant un impact sur le refroidissement post-fusion (Δtr).....	166
4.2	Choix des paramètres expérimentaux.....	167
4.2.1	Choix du temps d'exposition et de la fréquence d'acquisition.....	167
4.2.2	Choix du diamètre de la zone d'analyse.....	168
4.2.3	Choix de la valeur cible de niveau de gris.....	170
4.3	Etude de l'effet des paramètres de fabrication sur Δtr	174
4.3.1	Effet de l'énergie linéique de fusion.....	174
4.3.1.1	Corrélation entre l'apport d'énergie et Δtr	174

4.3.1.2	Détection des variations de l'énergie de fusion à l'aide de Δtr	175
4.3.2	Effet de l'environnement thermique.....	182
4.3.3	Influence de l'énergie de préchauffage sur la stabilité de la construction.....	185
4.3.4	Bilan sur les critères proposés.....	191
4.4	Limites de Δtr	193
4.5	Conclusion.....	193
	Conclusion et perspectives	197
	Annexe A : Fonctions ajustant les paramètres de fusion	205
	Annexe B : Reconception des dispositifs de supportage caméra	209
	Bibliographie	211

Nomenclature

*Les symboles avec un indice k (marqués par *) sont spécifiques à l'une des phases de la fabrication d'une couche (p pour préchauffage, f pour fusion...). Dans le manuscrit, k est remplacé par l'indice correspondant à cette phase.*

α	Absorbance (sans unité)
ΔNG	Ecart de niveau de gris entre deux zones.
Δtr	Temps de refroidissement entre la fusion et le retour à la valeur cible (s)
Δtr_{max}	Limite haute de Δtr (s)
Δtr_{min}	Limite basse de Δtr (s)
ε	Emissivité (sans unité)
ε_d	Emissivité du matériau dense (sans unité)
ε_p	Emissivité du lit de poudre (sans unité)
θ	Angle entre un rayonnement émis et la normale à la surface émettrice (°)
λ	Longueur d'onde (m)
ρ	Réflectance (sans unité)
σ	Ecart type du flou gaussien (nombre de pixels)
τ	Transmittance (sans unité)
τ^h	Transmittance globale de l'ensemble film Kapton + hublot (sans unité)
E_k^*	Energie totale de la phase k (J)
E_{lf}	Energie linéique de fusion (J/mm)
f_a	Fréquence d'acquisition (Hz)
i_k^*	Courant faisceau lors de la phase k (mA)
M	Emittance ($W.m^{-2}$)
M_λ	Emittance spectrale ($W.m^{-2}.m^{-1}$)
NG	Niveau de gris

P_k^*	Puissance du faisceau lors de la phase k (W)
P_{moy}	Puissance moyenne du faisceau calculée sur une couche (W)
T	Température (°C ou K)
T_c	Température de construction stable (°C)
t_{couche}	Durée d'une couche (s)
t_{exp}	Temps d'exposition de la caméra (s)
U	Tension d'accélération des électrons (V)
v_k^*	Vitesse de balayage du faisceau durant la phase k (mm/s)
V_{max}	Limite haute du taux de variation de Δtr (s/mm)
V_{min}	Limite basse du taux de variation de Δtr (s/mm)
X,Y,Z	Directions de l'espace, Z est la direction de construction.
z	Hauteur de la construction (mm)

Glossaire

ABF : *Arcam Build File*.

Acquisition couche par couche : Prise d'une image par couche une fois que toutes les pièces ont été fusionnées.

Acquisition en continu : Prise d'images avec une fréquence f_a durant l'intégralité de la phase de fusion des pièces.

Arcam A1 : Modèle de la machine E-PBF utilisée dans cette étude.

Bouclier thermique : *Heat shield*. Plaques métalliques disposées autour de la surface de construction et permettant de limiter les pertes par rayonnement.

CAO : Conception Assistée par Ordinateur.

CCD : *Charge-Coupled Device*. Type de capteur utilisé dans la caméra installée par défaut.

CMOS : *Complementary Metal Oxide Semi-conductor*. Type de capteur utilisé dans les caméras installées sur la machine E-PBF dans le cadre de cette étude.

Direction de construction : *Building direction*. Direction d'empilement des couches (axe Z).

Direction de remplissage : *Hatching direction*. Direction du « front de fusion » lors du remplissage des parties internes pour une stratégie *snake*. Elle est perpendiculaire aux cordons de fusion (voir illustration sur la Figure 1.4 du chapitre 1).

Dispositif de supportage caméra : Dispositif composé du système de défilement du film Kapton et du hublot d'observation (avec verre anti RX). La caméra est montée sur ce dispositif.

EBM : *Electron Beam Melting*. Nom donné aux machines E-PBF fabriquées par Arcam AB.

EBM Control 3.2 : Logiciel de contrôle de la fabrication sur la machine E-PBF Arcam A1 utilisée dans cette étude.

Enfumage : *Smoke*. Instabilité de la construction se caractérisant par la projection d'un nuage de poudre dans la toute chambre de fabrication sous l'effet de la répulsion

électrostatique entre particules de poudre chargées. L'enfumage survient en cas de lit de poudre insuffisamment consolidé.

E-PBF : *Electron beam - Powder Bed Fusion*. Fusion sur lit de poudre par faisceau d'électrons.

Feu d'artifice : *Firework*. Projection anormale mais non catastrophique de particules de poudre dans la chambre de fabrication lors du passage du faisceau lorsque le lit de poudre est trop peu consolidé.

Film Kapton : Film renouvelé en continu et permettant de protéger le hublot d'observation de la métallisation.

Focus offset : Paramètre contrôlant la focalisation du faisceau d'électrons.

Fonction d'épaisseur : *Thickness function*. Fonction réduisant l'apport d'énergie lors de la fusion de zones en surplomb.

Gonflement : Instabilité de la construction se caractérisant par un gonflement des pièces et du lit de poudre.

HIP : *Hot Isostatic Pressing*. Traitement post-fabrication permettant notamment de refermer certains pores.

Image in situ : Dans ce manuscrit, image prise avec la caméra NIR pendant la fabrication de pièces par E-PBF.

Line offset : Ecart vecteur. Ecart entre le centre de deux cordons de fusion adjacents.

Log file : Fichier contenant de nombreuses informations enregistrées pendant la fabrication (pression, température, courant du faisceau...) sur une construction en cours ou sur une construction terminée.

L-PBF : *Laser - Powder Bed Fusion*. Fusion sur lit de poudre par faisceau laser.

MIR : *Mid-InfraRed*. Infrarouge moyen.

NIR : *Near-Infrared*. Proche infrarouge.

Niveau de gris : Nombre entier associé à chaque pixel d'une l'image et codé sur 8 bits dans ce manuscrit (sauf exception). Niveau de gris minimal = 0 = noir. Niveau de gris maximal = 255 = blanc = pixel « saturé ».

PALOMA : Procédés Additifs Lit de poudre : Optimisations et Modélisations Avancées. Projet dans lequel s'inscrit cette thèse.

PBF : *Powder Bed Fusion*. Famille des procédés de fabrication additive par fusion sur lit de poudre.

Plaque de démarrage : *Start plate*/plateau de fabrication/substrat. Plaque chauffée au début de la fabrication E-PBF et sur laquelle les pièces sont construites.

Préchauffage : Phase consistant à consolider le lit de poudre par un balayage rapide du faisceau défocalisé.

Remplissage : *Hatching* ou hachurage. Phase durant laquelle le faisceau fusionne les zones à l'intérieur des contours.

Snake : Stratégie de remplissage consistant à effectuer des allers-retours successifs.

STL : *STereoLithography*. Format de fichier décrivant la surface d'un objet 3D.

Surface de construction : Plan XY dans lequel les différentes couches 2D sont fabriquées.

Turning point function : Fonction du logiciel EBM Control 3.2 augmentant la vitesse de balayage lors du remplissage lorsque le faisceau s'éloigne du bord de la pièce.

Valeur cible : Valeur de niveau de gris exprimée en pourcentage du niveau de gris maximal et utilisée lors de la mesure de Δtr . Lorsqu'elle est atteinte, le comptage de Δtr s'arrête.

XCT : *X-ray Computed Tomography*. Tomographie aux rayons X.

Introduction générale

Cette thèse s'inscrit dans le projet **FUI PALOMA** (Fonds Unique Interministériel - Procédés Additifs Lit de poudre : Optimisations et Modélisations Avancées). L'objectif général de ce projet réunissant industriels et laboratoires académiques est d'optimiser les différentes étapes des procédés de fabrication additive par fusion sur lit de poudres métalliques (*Powder Bed Fusion* - PBF). Ces travaux doivent permettre de faciliter le déploiement des procédés de fabrication additive vers les applications industrielles. Les étapes à optimiser vont de la conception des pièces à fabriquer jusqu'aux traitements post-fabrication en passant par la fabrication en elle-même et notamment **le contrôle *in situ***.

Le contrôle *in situ* (c'est-à-dire pendant la fabrication) est devenu une exigence forte afin de fiabiliser les procédés de fusion sur lit de poudre et ainsi de faciliter leur utilisation en milieu industriel. En effet, le développement de ces procédés est freiné par la présence de défauts dans les pièces fabriquées. Ces défauts altèrent la géométrie de la pièce ou son aspect et peuvent détériorer de façon critique les propriétés attendues, notamment mécaniques. Les défauts sont détectés le plus souvent après la fabrication lors de contrôles non destructifs. Certains défauts peuvent être corrigés par des traitements post-fabrication (usinage par exemple). D'autres défauts ne peuvent pas être corrigés et rendent la pièce inutilisable. Ils peuvent même provoquer l'arrêt de la production dans certains cas. Pour ces raisons, la détection de ces défauts doit être réalisée le plus tôt possible, c'est-à-dire au moment de leur apparition pendant la fabrication d'où l'intérêt du contrôle *in situ*.

Les deux variantes des procédés de fabrication additive PBF sont étudiées dans le cadre du projet PALOMA. En effet, l'apport d'énergie permettant la fusion de la poudre peut être obtenu via un faisceau d'électrons (*Electron beam - Powder Bed Fusion* ; E-PBF) ou via un faisceau laser (*Laser - Powder Bed Fusion* ; L-PBF).

L'objectif de cette thèse est de contribuer à l'amélioration du contrôle *in situ* pour le procédé de fusion sur lit de poudre par faisceau d'électrons (E-PBF).

Le moyen de contrôle *in situ* retenu dans le cadre de cette étude est **l'imagerie proche infrarouge** (*Near-InfraRed imaging* - NIR). Une caméra NIR a été mise en place sur une machine E-PBF Arcam A1 pour suivre le déroulement de la fabrication afin de relier les défauts et anomalies à leurs signatures dans le proche infrarouge sur les images obtenues. Des stratégies de contrôle *in situ* ont ainsi pu être mises en œuvre. Cette étude a été réalisée au sein du groupe Génie Physique et Mécanique des Matériaux (GPM2) du laboratoire de Science et Ingénierie des Matériaux et Procédés (SIMaP) et avec la collaboration d'ArianeGroup.

Le **chapitre 1** permet d'énoncer les principes généraux et notions bibliographiques essentielles pour appréhender le contenu de ce manuscrit de thèse. Le fonctionnement du procédé E-PBF, ainsi que ses spécificités par rapport à la variante laser (L-PBF), sont décrits. Les défauts susceptibles d'apparaître au cours de la fabrication sont ensuite présentés. Une étude bibliographique permet d'établir l'état de l'art des méthodes de caractérisation *in situ* qui ont été mises en œuvre dans la littérature pour le procédé E-PBF. Enfin, le choix de l'imagerie proche infrarouge dans le cadre de ce travail est motivé.

Avant ce travail de thèse, la machine E-PBF Arcam A1 du laboratoire SIMaP n'était équipée que d'une caméra basse résolution installée par défaut par le fabricant. Cette caméra étant très peu adaptée au contrôle *in situ*, une partie importante de ce travail a donc été consacrée à la conception de dispositifs expérimentaux décrits dans le **chapitre 2**. La réalisation d'un dispositif permettant l'acquisition d'images avec la caméra NIR dans un environnement de fabrication très contraint (vide, haute température, évaporation puis dépôt d'éléments métalliques sur les parois) est présentée. Une procédure permettant d'automatiser la prise d'images en fonction du déroulement de la fabrication est également détaillée. Les protocoles de traitement d'images développés spécifiquement dans le cadre de cette étude et appliqués sur les images NIR afin de révéler certaines caractéristiques des défauts sont également présentés.

Les chapitres suivants présentent les deux stratégies de caractérisation *in situ* permettant de détecter une partie des défauts et anomalies typiques du procédé E-PBF.

Le **chapitre 3** présente une stratégie de caractérisation visant à prendre une image par couche fabriquée (acquisition couche par couche). Ces images permettent de révéler

l'apparition de défauts grâce à l'information thermique qualitative fournie par la caméra proche infrarouge. Ces défauts sont regroupés en deux catégories : les distorsions géométriques et les porosités. La détection des défauts internes sera validée par le biais de la tomographie aux rayons X (technique de contrôle non destructif). L'effet de l'apport d'énergie sur l'apparition de ces défauts est également discuté.

Le **chapitre 4** aborde une seconde stratégie de caractérisation basée sur l'acquisition d'images en continu. Il devient alors possible d'étudier la variation de la valeur de niveau de gris des pixels des images. Cette variation est reliée à l'évolution de la température de la surface observée. Une méthodologie permettant de détecter, voire d'anticiper certains défauts ou problèmes liés à l'apport d'énergie est proposée.

Les principales conclusions de ces travaux sont synthétisées à la suite des quatre chapitres et des perspectives sont proposées, notamment en ce qui concerne le contrôle du procédé E-PBF par boucle fermée afin de prévenir l'apparition de défauts grâce au contrôle *in situ*.

Chapitre 1

Etat de l'art et généralités

L'objectif de ce premier chapitre est de présenter les notions relatives à la fabrication E-PBF, les défauts rencontrés, ainsi que l'état de l'art de la caractérisation *in situ* pour ce procédé. Le processus de fabrication d'une pièce sera présenté en détaillant les étapes spécifiques à la fabrication E-PBF. Les défauts pouvant être rencontrés seront décrits. Un état de l'art de la caractérisation *in situ* en fabrication E-PBF sera proposé en détaillant les deux principales techniques mises en œuvre : imagerie thermique et imagerie électronique. Une dernière partie présentera quelques caractéristiques de l'imagerie proche infrarouge (*Near-InfraRed* - NIR) qui est la méthode de caractérisation *in situ* employée pour le contrôle du procédé E-PBF dans cette étude. Le choix de l'imagerie NIR sera explicité.

Il existe de nombreux termes ou abréviations spécifiques à la fabrication E-PBF. Ces derniers sont repris dans la nomenclature et dans le glossaire au début de ce manuscrit.

1.1 Généralités sur la fabrication E-PBF

La fusion sur lit de poudre par faisceau d'électrons (E-PBF) est aussi communément appelée EBM (*Electron Beam Melting*). EBM est le nom donné aux machines fabriquées par Arcam AB qui a longtemps été le seul constructeur pour le procédé E-PBF. La machine utilisée dans le cadre de ce travail est un modèle Arcam A1. Cette partie présente les différentes étapes du processus de fabrication par E-PBF.

1.1.1 Processus de fabrication : de la CAO au post-traitement

De nombreux travaux proposent une description générale du processus de fabrication additive. Une courte synthèse en sera faite ici afin de rappeler quelques termes utilisés plus loin dans le manuscrit.

Le procédé E-PBF permet de construire des pièces métalliques à partir de poudres. Parmi les principaux matériaux utilisés, on peut citer des alliages de titane (principalement Ti-6Al-4V), des aciers ou des alliages à base de nickel, de cuivre ou de cobalt [1]. Le processus général de fabrication d'une pièce est décrit dans la **Figure 1.1**.

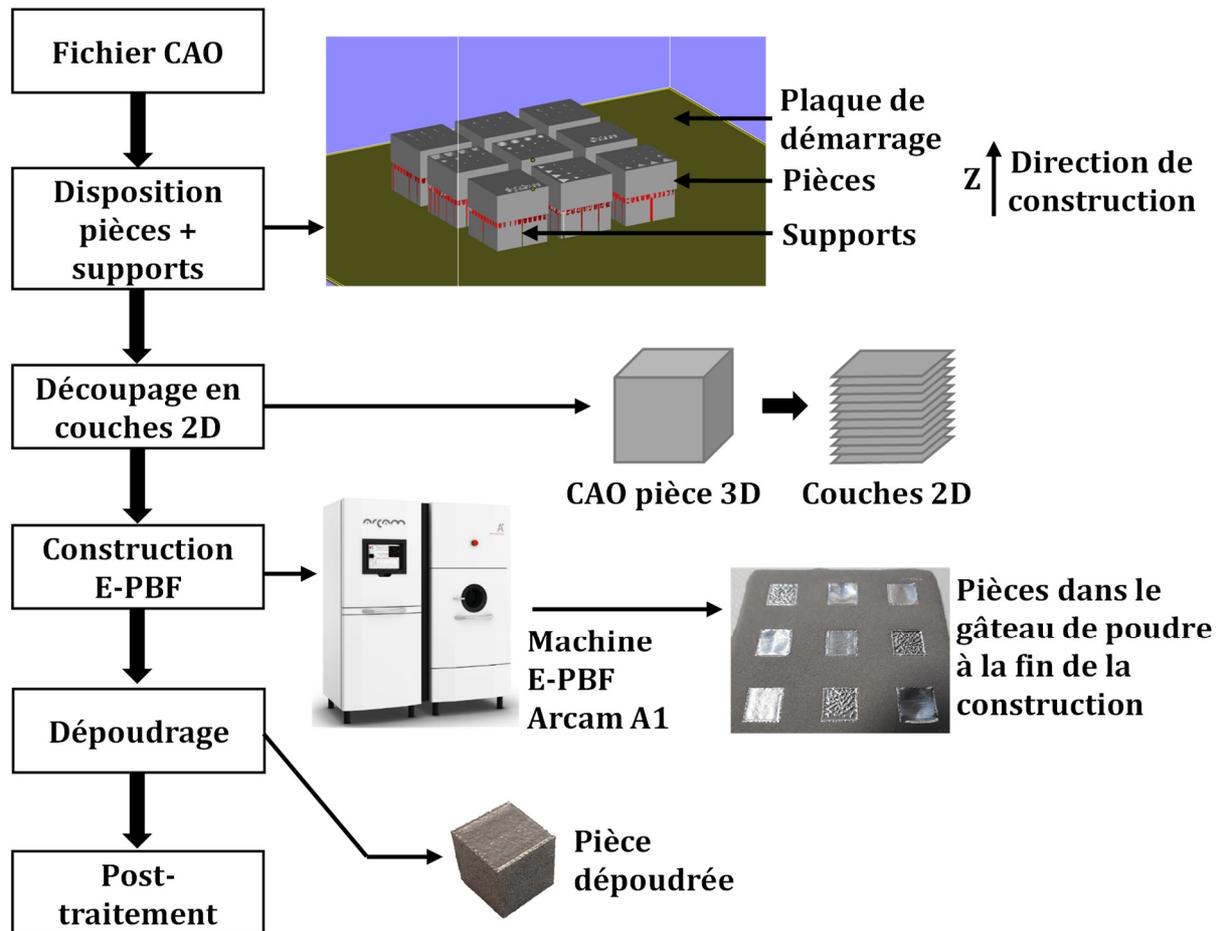


Figure 1.1 : Processus de fabrication par E-PBF.

La première étape, préalable à toute fabrication, est de générer un fichier CAO (Conception Assistée par Ordinateur) de la pièce à fabriquer à partir d'un logiciel de conception comme SolidWorks ou tout autre programme permettant de réaliser des fichiers équivalents. Les fichiers CAO 3D sont ensuite généralement exportés au format STL (*STereoLithography*).

La seconde étape vise à préparer la fabrication en disposant les pièces à construire sur une plaque de démarrage (également appelée substrat ou plateau de fabrication). Sur le

modèle Arcam A1, les dimensions de la surface de la plaque de démarrage sont comprises entre 150x150 mm² et 210x210mm². Cette étape peut être réalisée à l'aide d'un logiciel dédié comme Magics [2]. Pour chaque pièce, il est nécessaire d'ajouter des supports afin de soutenir les surfaces en surplomb (normale orientée vers le bas) pour éviter qu'elles ne soient soutenues que par le lit de poudre et prévenir des distorsions géométriques. Comme les pièces, ces supports sont fusionnés à l'aide du faisceau d'électrons et à partir de la poudre métallique. Ils remplissent les fonctions suivantes [1,3] :

- Ils permettent une dissipation plus efficace de la chaleur apportée lors du passage du faisceau d'électrons car la conductivité thermique du matériau dense est supérieure à celle du lit de poudre.
- Ils ont une fonction d'ancrage des pièces fabriquées afin de limiter les distorsions géométriques liées aux contraintes thermomécaniques subies lors des passages successifs du faisceau d'électrons.
- Ils permettent d'enlever plus facilement les pièces de la plaque de démarrage à la fin de la fabrication.

Une fois la disposition des pièces terminée, chaque pièce 3D est convertie en une série de couches 2D qui seront imprimées successivement. Cette étape est réalisée à l'aide du logiciel Arcam Build Assembler qui génère des fichiers ABF (*Arcam Build File*) compatibles avec la machine Arcam A1.

La **fabrication des pièces** (également appelée **construction**) est réalisée grâce à la machine E-PBF du laboratoire SIMaP contrôlée par le logiciel EBM Control 3.2*. Pour chaque couche à fabriquer, une épaisseur de poudre est déposée sur la **surface de construction**. Un faisceau d'électrons est utilisé comme source d'énergie afin de fondre la poudre sélectivement pour obtenir du matériau dense selon les instructions du fichier ABF. La partie 1.1.2 décrira en détail les étapes de la fabrication.

Après la fabrication, les pièces sorties de la machine sont prisonnières de la poudre non fusionnée mais consolidée en raison de la température élevée du lit de poudre durant la

* Il s'agit d'une ancienne version du logiciel EBM Control. Néanmoins, la version 3.2 est intéressante car plus ouverte que les versions plus récentes.

construction ; on parle de « gâteau de poudre ». Une étape de dépoudrage est réalisée à l'aide d'un PRS (*Powder Recovery System*) par projection sur le gâteau d'une poudre identique à celle utilisée pour la construction. La poudre récupérée peut être réutilisée lors d'une future construction après tamisage.

Après le dépoudrage, les supports sont retirés. Les pièces peuvent subir une étape de post-traitement en fonction de l'application visée. On peut citer le traitement par compression isostatique à chaud (*Hot Isostatic Pressing* - HIP) permettant de fortement réduire les pores non connectés à la surface (porosité fermée) et ainsi d'améliorer les propriétés mécaniques [4–6]. L'état de surface des pièces présente une rugosité élevée (R_a de 25 à 35 μm) par rapport aux pièces produites par L-PBF (R_a de l'ordre de quelques micromètres) [1,7]. Une attaque chimique peut être effectuée afin de réduire les aspérités en surface dues à l'empilement des couches et qui peuvent être source de fissures lors d'une sollicitation en fatigue [6,8]. Une reprise de la pièce par usinage peut également être envisagée.

1.1.2 Etapes de la fabrication E-PBF

La machine Arcam A1 (voir **Figure 1.2a**) est équipée d'un canon à électrons d'une puissance maximale de 3 kW. Les électrons sont arrachés d'un filament en tungstène chauffé à haute température par le passage d'un fort courant (typiquement 11 – 12 A). Les électrons arrachés au filament sont accélérés par une tension U fixée à 60 kV. La chambre de fabrication standard est équipée d'un râteau permettant l'étalement de la poudre ainsi que de deux réservoirs pouvant contenir chacun 30 kg de poudre (Ti-6Al-4V). L'épaisseur des couches fabriquées est de l'ordre de 50 à 150 μm . Dans ce manuscrit, le matériau utilisé sera l'alliage de titane Ti-6Al-4V et la hauteur des couches fabriquées sera de 50 μm . Par convention, le système de coordonnées de la **Figure 1.2a** sera conservé dans la suite de ce manuscrit. Le plan XY correspond à la **surface de construction** (plan dans lequel chaque couche 2D est fabriquée). L'axe X correspond à la direction de ratissage. L'axe Z correspond à la **direction de construction** : les couches 2D sont « empilées » dans la direction de construction. L'origine est fixée au centre de la surface supérieure de la plaque de démarrage.

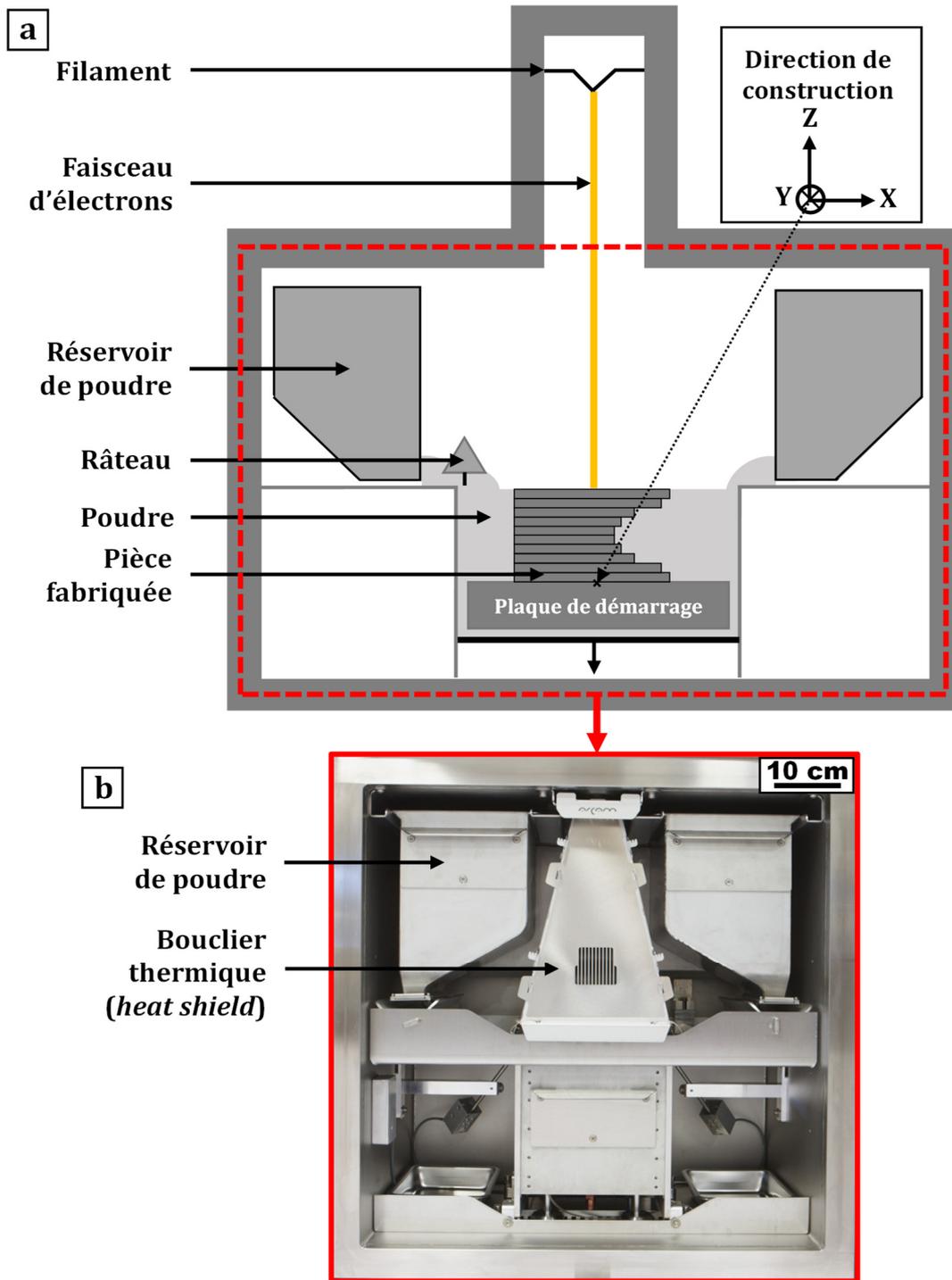


Figure 1.2 : (a) Chambre de construction de la machine E-PBF Arcam A1. (b) Photo de la chambre de construction avec le bouclier thermique.

Contrairement à la fabrication L-PBF, le lit de poudre n'est pas à température ambiante. Ce dernier est chauffé à la **température de construction T_c** . Elle est de 730°C pour le Ti-6Al-4V et permet la consolidation du lit de poudre. Cela permet aussi de réduire les

contraintes résiduelles dans les pièces fabriquées par rapport à la fabrication L-PBF [1]. La température de construction T_c doit être suffisamment haute pour que la consolidation (premiers stades du frittage) puisse avoir lieu. Elle ne doit pas non plus être excessive sinon la densification opère et rend le dépoudrage très difficile. La surface de construction est entourée de plaques métalliques constituant un bouclier thermique (*heat shield*, voir **Figure 1.2b**) permettant de limiter la perte de chaleur par rayonnement. Ce même bouclier permet également de filtrer partiellement les rayons X émis par l'interaction électrons/matière et de protéger en partie la chambre de fabrication du phénomène de métallisation : il s'agit de l'évaporation d'éléments d'alliage lors du passage du faisceau, qui se déposent ensuite sur les murs et hublots de la chambre de fabrication.

Avant de lancer la construction, le vide est fait dans la chambre de fabrication (5.10^{-4} mbar). Il permet d'éliminer l'oxygène afin de prévenir la formation d'oxydes ou la dissolution de l'oxygène dans la solution solide riche en Ti. Durant la construction, la pression sera légèrement plus élevée (2.10^{-3} mbar) en raison de l'injection d'un flux contrôlé d'hélium. Ce gaz permet d'éviter un phénomène d'enfumage décrit plus loin. Il est aussi utile pour accélérer le retour à la température ambiante à la fin de la construction lorsqu'il est injecté en plus grande quantité.

Au début de la fabrication, la plaque de démarrage, initialement non recouverte de poudre, est chauffée à la température de construction T_c par un balayage rapide du faisceau d'électrons défocalisé. Ainsi, la première couche de poudre étalée sur la plaque sera chauffée par conduction dans le but de faciliter sa consolidation. La température de la plaque de démarrage est mesurée à l'aide d'un thermocouple placé sous cette dernière. Lorsque la température atteint T_c , la construction peut démarrer. Le thermocouple est utile uniquement à ce moment de la construction. La fabrication de chaque couche suit la séquence décrite dans la **Figure 1.3**.

Au début de chaque couche, **la plaque de démarrage est abaissée** de la hauteur de la couche à construire : $50\ \mu\text{m}$ pour le Ti-6Al-4V dans ce manuscrit (voir **Figure 1.3a**). Le râteau **étale ensuite une couche de poudre** provenant des réservoirs (voir **Figure 1.3b**). La densité relative de la poudre n'étant pas égale à 1, l'épaisseur de la couche déposée sera nécessairement plus élevée que celle de la couche fabriquée (environ $100\ \mu\text{m}$ pour le Ti-6Al-4V). Afin d'homogénéiser au maximum le dépôt de poudre, le râteau effectue deux passages supplémentaires.

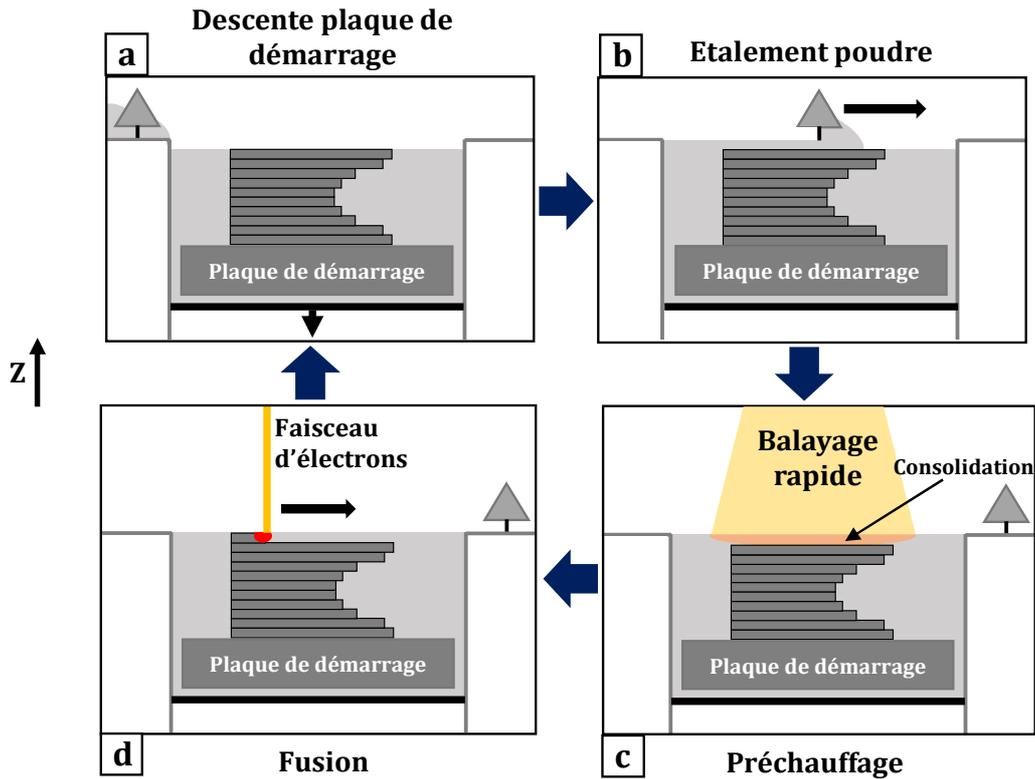


Figure 1.3 : Illustration des phases de fabrication de chaque couche : **(a)** descente de la plaque de démarrage, **(b)** étalement de poudre, **(c)** préchauffage et **(d)** fusion.

La couche de poudre nouvellement étalée est **préchauffée** par la couche se trouvant en dessous ainsi que par un balayage rapide du faisceau d'électrons défocalisé (voir **Figure 1.3c**). Le préchauffage par le faisceau permet de maintenir la température de la surface de construction à un niveau proche de T_c pour consolider le lit de poudre. Cette étape est absolument nécessaire afin d'éviter un phénomène appelé **enfumage** (*smoke*). En cas de consolidation insuffisante, les charges négatives fournies par le faisceau d'électrons se trouvant dans les particules de poudre ne parviennent pas à s'évacuer ; ces dernières se repoussent en raison de la force électrostatique. Cela donne naissance à un nuage de poudre dans la chambre lorsque la répulsion électrostatique l'emporte sur la gravité. Ce phénomène peut entraîner l'échec de la construction. Consolider le lit de poudre par préchauffage permet d'assurer la tenue mécanique de ce dernier pour s'opposer aux répulsions électrostatiques et surtout de favoriser une dissipation plus efficace des charges négatives et de la chaleur.

A la fin du préchauffage, la fusion des pièces peut débuter (voir **Figure 1.3d**). Le faisceau est focalisé et plus lent. Plusieurs **stratégies de fusion** peuvent être envisagées. La plus

commune, qui sera utilisée dans ce manuscrit, est la stratégie **contours + remplissage** illustrée dans la **Figure 1.4** pour une surface carrée.

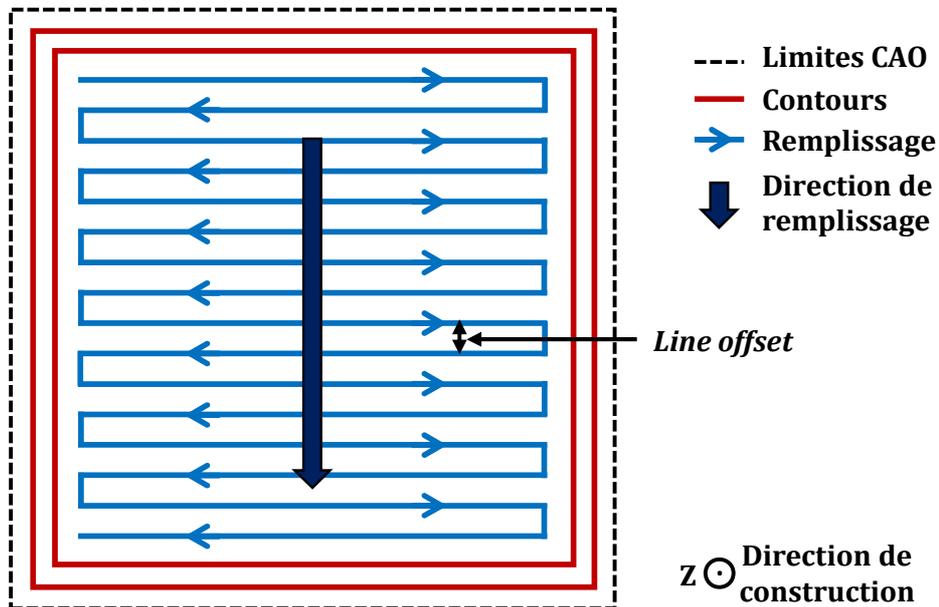


Figure 1.4 : Illustration de la stratégie de fusion contours/remplissage. Les contours sont fusionnés en premier avant de procéder au remplissage des parties internes avec une stratégie *snake* en allers-retours.

Pour chaque pièce, le faisceau d'électrons focalisé fusionne d'abord les **contours**. Ils sont généralement deux (contour extérieur puis contour intérieur). Le faisceau procède ensuite au **remplissage** des parties internes (*hatching* ou hachurage) en faisant un balayage par allers-retours successifs selon la stratégie *snake*. Sur la **Figure 1.4**, le remplissage débute en haut de la pièce et s'achève en bas, on parle alors de **direction de remplissage** (*hatching direction*). Afin, d'éviter l'apparition de distorsions en surface, la direction de remplissage subit une rotation de 90° entre chaque couche. L'écart entre les cordons de fusion parallèles est appelé *line offset* (ou écart vecteur).

Lors du remplissage, la puissance du faisceau d'électrons P_f est définie par le produit de la tension d'accélération U du canon et du courant du faisceau i_f . L'énergie linéique de fusion E_{lf} fournie par le faisceau d'électrons lors du remplissage est exprimée en J/mm et définie par :

$$E_{lf} = \frac{P_f}{v_f} = \frac{U \cdot i_f}{v_f} \quad (1)$$

v_f est la vitesse de balayage du faisceau. La formule (1) est valable uniquement pour la phase de remplissage. Les contours sont fusionnés avec d'autres paramètres. Etant donné que l'épaisseur de couche (50 μm) et l'écart entre cordons de fusion sont maintenus constants dans ce manuscrit, on considère que l'énergie linéique de fusion sera la grandeur pertinente ici.

Les paramètres du faisceau d'électrons lors du remplissage (i_f , v_f) ne sont pas nécessairement uniformes sur toute la surface à fusionner. Ils sont ajustés au moyen de fonctions déterminées empiriquement par le constructeur et intégrées au logiciel de contrôle de la machine Arcam A1 (EBM Control 3.2). Ces fonctions ont pour objectif de moduler l'apport d'énergie en adaptant les paramètres de fabrication par rapport à la géométrie de la pièce. Les vitesses de balayage v_f données dans la suite de ce manuscrit prennent en compte l'impact de ces fonctions. Les géométries fabriquées étant simples, on se permettra de donner une valeur de vitesse moyenne pour chaque couche 2D de chaque pièce.

Note : Ces fonctions ajustant les paramètres sont nécessaires pour expliquer certains résultats de ce manuscrit. Lorsque cela sera nécessaire, l'effet de ces fonctions sera brièvement explicité dans le texte. Ces fonctions sont néanmoins présentées en détail dans l'annexe A si le lecteur souhaite plus de précisions.

Lors de la fabrication des différentes couches, il est important de maintenir un apport énergétique global constant (préchauffage + fusion) afin que la température de la surface de construction reste aussi stable que possible. Pour équilibrer le bilan énergétique, l'ajout d'une étape complémentaire de post-chauffage peut être nécessaire en fonction de la quantité de pièces à fabriquer. Il est aussi possible d'ajouter un temps de pause afin de laisser l'énergie s'évacuer si l'apport global est excédentaire mais cette dernière fonction n'est pas présente dans le logiciel EBM Control 3.2 et doit être mise en place par l'utilisateur.

1.2 Défauts rencontrés en fabrication E-PBF

Les défauts rencontrés dans les pièces produites par E-PBF détériorent les propriétés des pièces fabriquées, en particulier les propriétés mécaniques [6,9]. La fiabilité du procédé

est réduite et son développement en milieu industriel freiné. Cette partie présente les principaux défauts et anomalies observés en fabrication E-PBF. Les défauts sont divisés en deux catégories principales : les distorsions géométriques et les pores. Une troisième catégorie englobera d'autres défauts et anomalies ne relevant pas des deux catégories précédentes.

Pour ces défauts, les mécanismes de formation proposés dans la littérature seront rapidement évoqués. Ces mécanismes seront décrits plus en détail dans le chapitre 3 afin de pouvoir être mis en relation avec les caractéristiques des défauts observés par imagerie *in situ*.

1.2.1 Distorsions géométriques

Il existe plusieurs types de distorsions géométriques en fabrication E-PBF. La **Figure 1.5** représente quelques exemples de ces défauts observés sur des pièces simples.

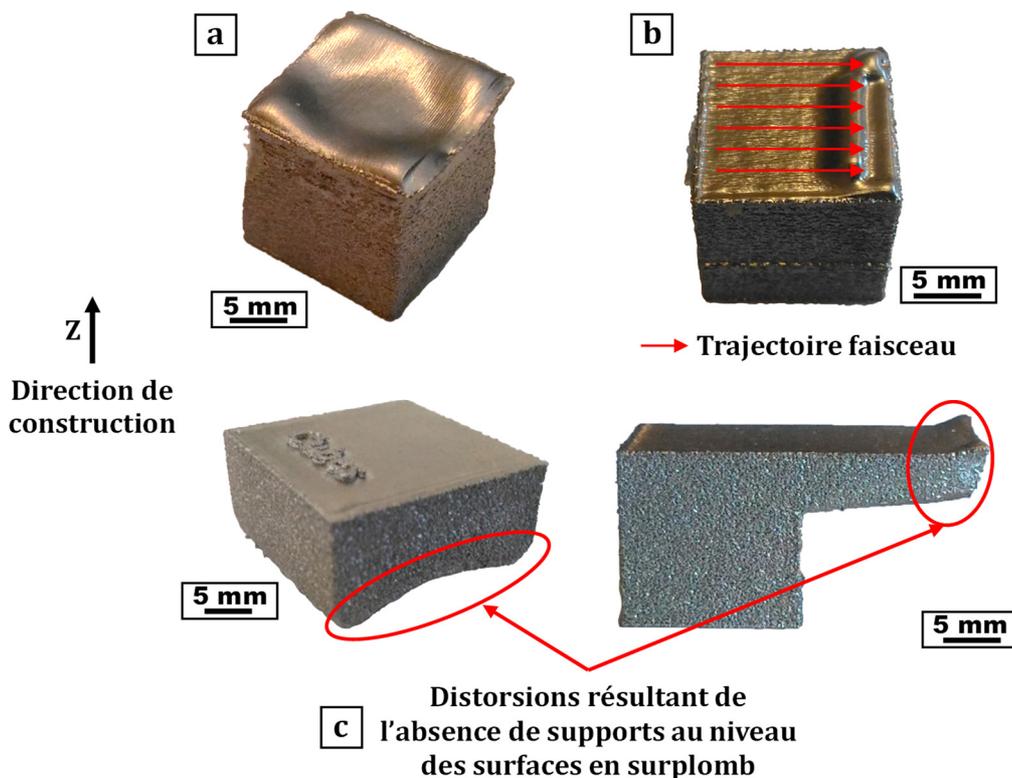


Figure 1.5 : Exemples de distorsions géométriques en fabrication E-PBF. **(a)** Distorsion due à un excès d'énergie de fusion. **(b)** Distorsion due à une stratégie de fusion inadaptée. **(c)** Distorsions dues à la présence d'une zone en surplomb combinée à un manque de supports.

1.2.1.1 Distorsions liées à un excès d'énergie de fusion

La distorsion géométrique la plus courante est obtenue lorsque l'énergie de fusion est trop importante [10]. Sur la **Figure 1.5a**, on remarque que la surface supérieure de la pièce est très irrégulière. L'excès d'énergie provoque l'augmentation de la taille et de la température du bain de fusion (zone de matériau liquide lors du passage du faisceau). Il en résulte l'évaporation de certains éléments comme l'aluminium ou le magnésium. Le matériau évaporé se dépose à l'arrière du bain de fusion et génère des surfaces irrégulières [1,10]. Le mécanisme se répète de couche en couche et aboutit à des distorsions importantes. L'augmentation de la taille du bain de fusion peut également provoquer un dépassement des frontières théoriques imposées par le fichier CAO.

1.2.1.2 Stratégie de fusion inadaptée

Des surfaces irrégulières peuvent aussi être obtenues en cas de stratégie de fusion inadaptée. La **Figure 1.5b** montre un échantillon pour lequel la stratégie de fusion *snake* a été désactivée : le balayage se fait toujours en allers simples de gauche à droite (pas de changement de la direction de remplissage). Une distorsion est observable sur la droite de l'image. Le mécanisme mis en jeu est identique à celui de la distorsion liée à un excès d'énergie [1,10]. Même si l'apport d'énergie est correct dans ce cas, le mécanisme de déplacement de matière se produit et fait progressivement apparaître une « vague de matière » lorsque le remplissage est effectué toujours dans la même direction. La stratégie *snake* ainsi que le changement de la direction de remplissage entre chaque couche permettent d'éviter cela.

1.2.1.3 Distorsions dues à une évacuation de chaleur trop lente

Un troisième type de distorsion peut apparaître lorsque la dissipation de chaleur est trop lente (**Figure 1.5c**). C'est le cas lors de la fabrication des surfaces en surplomb lorsque le nombre de supports ajoutés pour soutenir ces surfaces n'est pas suffisant. Plusieurs explications ont été proposées dans la littérature [1,3,11,12] et indiquent que la mauvaise évacuation de chaleur associée à un manque de supports génère des contraintes thermomécaniques responsables de la distorsion visible sur la **Figure 1.5c**.

1.2.1.4 Gonflement de la surface de construction

Au cours des expériences menées, un phénomène de gonflement de la surface de construction a été observé. Ce dernier semble survenir lorsque l'apport d'énergie global (préchauffage + fusion) est trop élevé. L'énergie apportée par le faisceau est supérieure à celle qui est dissipée ; il en résulte une augmentation de la température de la surface de construction et un gonflement des pièces et du lit de poudre (emballement thermique causé par le non-respect de la balance énergétique évoquée au paragraphe 1.1.2). Il ne doit pas être confondu avec la distorsion géométrique induite par un excès d'énergie de fusion. Il a aussi pu être observé lorsque des pièces trop nombreuses sont disposées de façon trop proche les unes des autres. Le gonflement entraîne des distorsions sévères dans les pièces comme le montre la **Figure 1.6**.



Figure 1.6 : Image de pièces ayant subi une distorsion suite au gonflement de la surface de construction.

1.2.2 Porosité

Les pores en fabrication E-PBF présentent différentes tailles et morphologies. On peut les séparer en deux catégories :

- Les pores dus à la présence de gaz occlus dans la poudre.
- Les manques de fusion.

Les différentes morphologies sont schématisées sur la **Figure 1.7**.

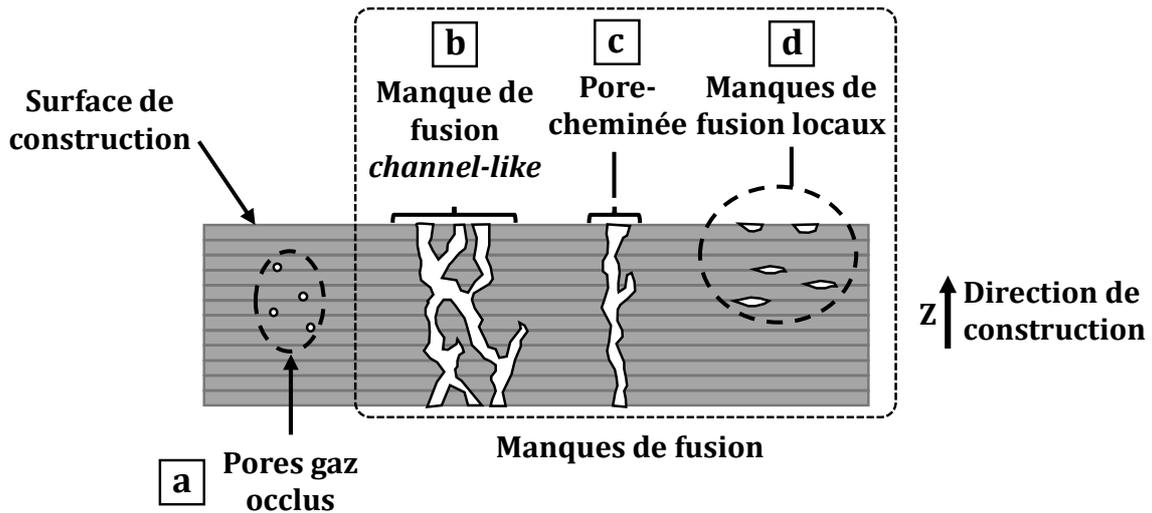


Figure 1.7 : Représentation des différentes morphologies de pores observables en fabrication E-PBF. **(a)** Pores dus à la présence de gaz occlus dans la poudre. Manques de fusion : **(b)** *channel-like*, **(c)** pore-cheminée et **(d)** manques de fusion locaux.

1.2.2.1 Pores dus à la présence de gaz occlus dans la poudre

Les poudres métalliques sont très souvent élaborées par atomisation au gaz. Ce procédé consiste à projeter du gaz sur un jet d'alliage fondu pour obtenir de la poudre. Le gaz se retrouve parfois piégé dans la poudre fabriquée. Ces poches de gaz se retrouvent dans les pièces fabriquées par E-PBF sous la forme de pores sphériques [9,13,14] (voir **Figure 1.7a**). Une partie de ces poches de gaz parvient tout de même à s'échapper du bain liquide lors de la fusion. La **Figure 1.8** représente une micrographie optique d'un superalliage base nickel dans lequel on observe la présence de ce type de pores [15].

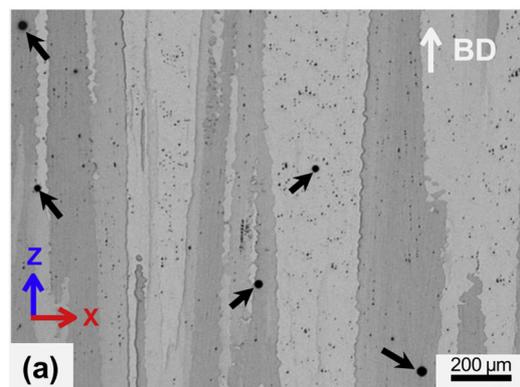


Figure 1.8 : Micrographie optique d'un superalliage base nickel présentant des pores sphériques distribués de façon aléatoire et liés à la présence de gaz occlus dans la poudre (indiqués par les flèches noires). Image extraite de **Chauvet et al.** [15]

La taille de ces pores est très variable et peut aller de quelques micromètres jusqu'à plusieurs centaines de micromètres. Dans ce dernier cas, Tammis-Williams *et al.* [9] ont rapporté qu'un phénomène de coalescence des pores de gaz occlus initialement dans les particules de poudre peut survenir en fonction de la stratégie de fusion. Le traitement par HIP a montré son efficacité afin de réduire très fortement la taille de ce type de pores et ainsi améliorer les propriétés mécaniques [4-6,16]. Il est difficile de les éliminer lors de la fabrication. En revanche, modifier le procédé d'élaboration des poudres, en utilisant par exemple la technique PREP (*Plasma Rotating Electrode Process*), permet de minimiser fortement leur quantité [16].

1.2.2.2 Manques de fusions

Les manques de fusion correspondent à une zone du lit de poudre non fusionnée. Contrairement aux pores de gaz occlus, leur forme est irrégulière et leur taille, très variable, peut aller de la dizaine de micromètres jusqu'à plusieurs millimètres [9]. Un déficit énergétique a un rôle direct sur l'apparition des manques de fusion et peut avoir une influence sur leur morphologie [4,9,17-19]. Les manques de fusion peuvent également être refermés (ou diminués) par HIP sauf s'ils sont connectés à la surface de la pièce [4].

A partir des cas rapportés dans la littérature, les manques de fusion peuvent être classés en trois sous-catégories : les *channel-like defects*, les pores-cheminées et les manques de fusion locaux.

Les *channel-like defects* sont des pores dont la taille peut atteindre plusieurs millimètres étant donné qu'ils se propagent de couche en couche (selon Z). Cette propagation est directement liée à un déficit énergétique. Ils se présentent sous la forme de canaux interconnectés (voir **Figure 1.7b**). La **Figure 1.9a** représente une micrographie optique d'un échantillon de Ti-6Al-4V produit avec une puissance de faisceau trop faible provoquant l'apparition de *channel-like defects* [18].

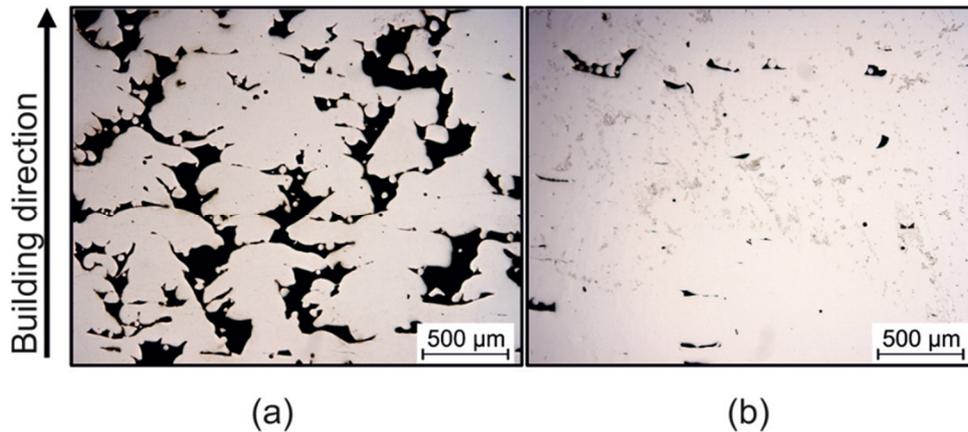


Figure 1.9 : Micrographies optiques d'un échantillon de Ti-6Al-4V produit par E-PBF montrant la présence de **(a)** *channel-like defects* obtenus avec une puissance de faisceau insuffisante de 90 W et de **(b)** manques de fusion locaux obtenus avec une puissance de faisceau insuffisante de 120 W. Images extraites de **Bauereiß et al. [18]**

Les **pores-cheminées** (*chimney pores* [19,20] ou *tunnel defect* [4]) se présentent sous la forme de cheminées allongées dans la direction de construction (selon Z). Ils sont similaires aux pores *channel-like* (voir **Figure 1.7c**) sauf qu'il n'existe pas d'interconnexion entre eux. Le mécanisme de propagation de ces pores est similaire à celui des *channel-like defects* [19].

Les **manques de fusion locaux** ne se propagent pas selon Z contrairement aux deux catégories précédentes (voir **Figure 1.7d**) [9]. On les retrouve de façon ponctuelle sur une ou plusieurs couches données. Ils peuvent être liés à un déficit énergétique comme illustré sur la **Figure 1.9b** [18]. Ce déficit énergétique est de moindre importance que ceux provoquant l'apparition de pores *channel-like* ou de pores-cheminées. Les manques de fusion locaux peuvent aussi être générés par un défaut d'empilement local dans le lit de poudre, par une épaisseur de couche excessive ou si l'écart entre les cordons de fusion parallèles (*line offset*) est trop important [17]. Dans ces différents cas, le bain de fusion n'est pas assez profond pour fondre l'intégralité de la poudre déposée comme illustré sur la **Figure 1.10a**. Dans d'autres cas, ces manques de fusion locaux peuvent évoluer en manque d'adhésion : la jonction entre la couche nouvellement fabriquée et la couche précédente n'est plus assurée [17] (voir **Figure 1.10b**).

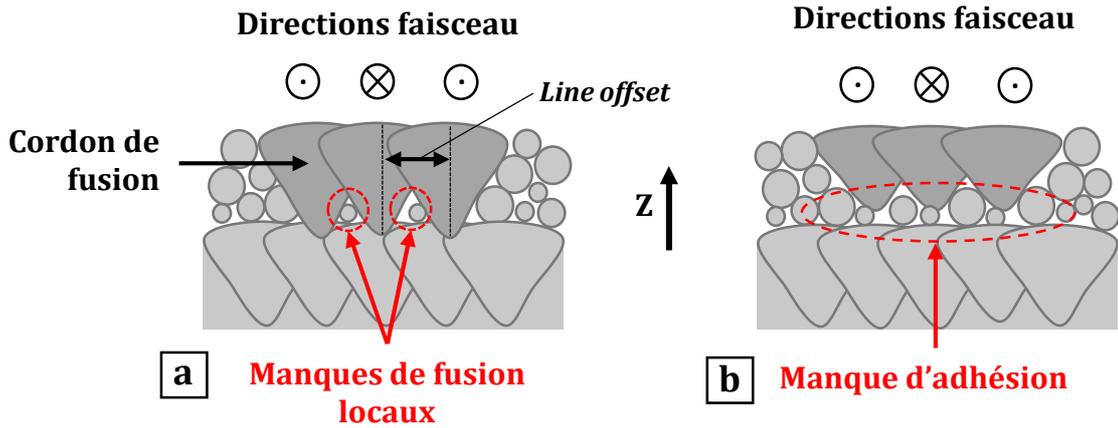


Figure 1.10 : Apparition **(a)** de manques de fusion locaux et **(b)** d'un manque d'adhésion avec la couche précédente.

1.2.3 Autres défauts et anomalies

1.2.3.1 Etat de surface

L'état de surface des pièces produites par E-PBF est plus rugueux que celui des pièces obtenues par L-PFB (E-PBF : $R_a \approx 25$ à $35 \mu\text{m}$; L-PBF : R_a de l'ordre de quelques micromètres) [7]. La **Figure 1.11a** représente une vue de l'état de surface d'un cylindre en Ti-6Al-4V fabriqué par E-PBF (vue obtenue par tomographie aux rayons X).

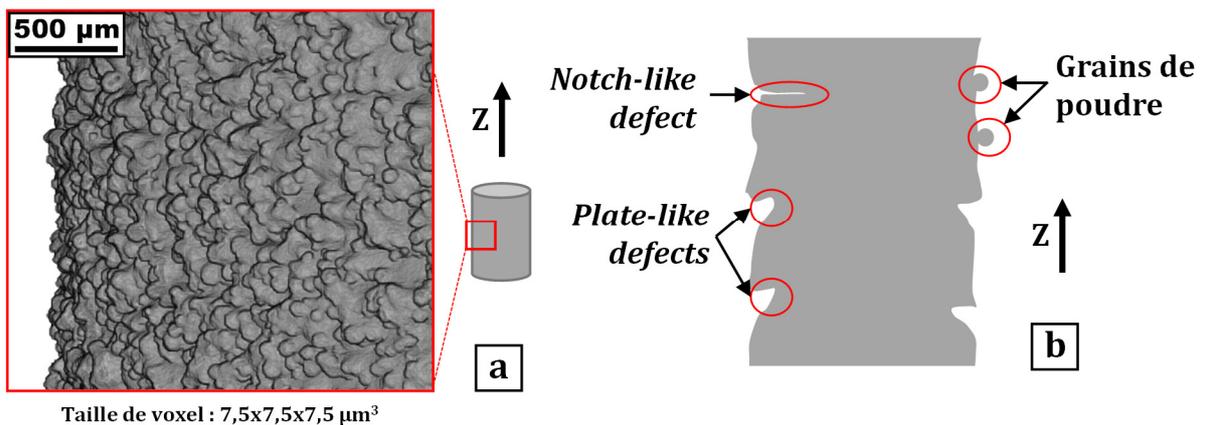


Figure 1.11 : **(a)** Représentation de l'état de surface d'un échantillon cylindrique en Ti-6Al-4V obtenue par tomographie aux rayons X. **(b)** Différents types de défauts de surface.

Plusieurs types de défauts apparaissent en surface des pièces comme le montre la **Figure 1.11b**. Des particules de poudre partiellement fondues lors de la fabrication peuvent se retrouver collées en surface. L'empilement des couches successives donne lieu à un défaut de surface appelé *plate-like defect*. En fonction de l'orientation de la surface fabriquée, les *plate-like defects* peuvent évoluer en *notch-like defects* (entailles perpendiculaires à la direction de construction). Ces derniers peuvent servir de site d'initiation pour la fissuration ce qui est critique lors d'une sollicitation en fatigue [21]. Une attaque chimique a montré son efficacité pour réduire ces entailles et pour augmenter la durée de vie en fatigue [6,8].

1.2.3.2 Enfumage et feux d'artifice

Le phénomène **d'enfumage** (*smoke*) survient lorsque les charges négatives présentes dans un lit de poudre insuffisamment consolidé ne peuvent être évacuées assez rapidement. La répulsion électrostatique entre particules de poudre chargées négativement entraîne la projection de ces dernières dans la chambre de fabrication comme le montre la **Figure 1.12a**.

La consolidation du lit de poudre par le préchauffage permet d'augmenter la conductivité électrique de ce dernier et facilite l'évacuation des charges négatives. La consolidation du lit de poudre lui permet aussi de mieux résister aux répulsions électrostatiques. Afin d'améliorer encore l'évacuation des charges, un flux contrôlé d'hélium est injecté pour maintenir la pression à $2 \cdot 10^{-3}$ mbar (**Figure 1.12b**). Les atomes d'hélium sont ionisés par le faisceau d'électrons lors du balayage. Les ions He^+ qui entrent en contact avec les particules de poudre chargées négativement se recombinaient en atomes d'hélium et permettent ainsi d'éliminer une partie des électrons présents dans le lit de poudre. Une construction réalisée sans ajout d'hélium est possible mais la sensibilité à l'enfumage est accrue. De plus, Cordero *et al.* [22] ont montré que l'oxydation en surface de la poudre de Ti-6Al-4V joue le rôle d'isolant entre particules et augmente le risque d'enfumage. Par ailleurs, une épaisseur de couche excessive est plus difficile à consolider et favorise donc l'apparition de l'enfumage.

Le terme **feux d'artifice** est généralement utilisé pour décrire la projection de particules de poudre mais de façon beaucoup plus faible que dans le cas d'un enfumage. Cet état indique que la construction se trouve à la limite du régime d'enfumage.

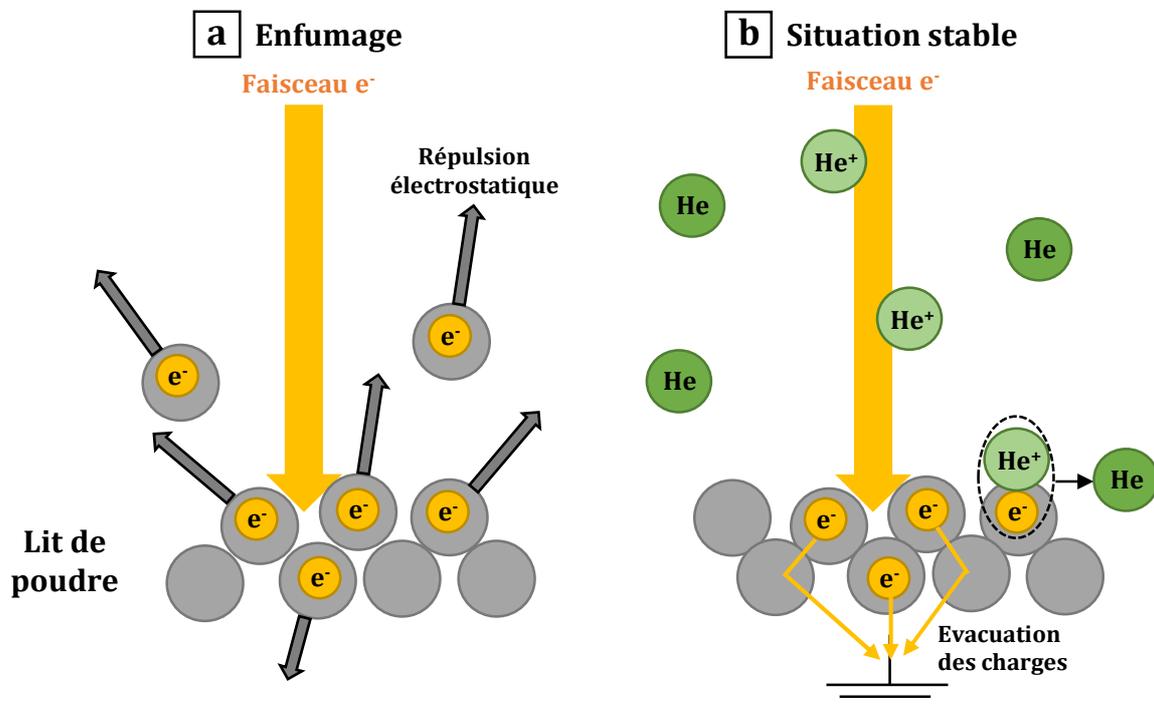


Figure 1.12 : (a) Phénomène d'enfumage induit par la répulsion électrostatique entre particules de poudre chargées négativement. (b) Situation stable : les charges contenues dans la poudre s'évacuent. L'ajout d'hélium, ionisé par le faisceau d'électrons, permet l'évacuation d'une partie des charges en surface.

1.2.3.3 Autres défauts (fissuration, impuretés...)

Les paramètres de fabrication et la stratégie de fusion peuvent directement affecter la microstructure des pièces fabriquées. Raplee *et al.* [23] ont montré comment la stratégie de fusion pouvait affecter le type de grain formé (colonnaire/équiaxe) dans le cas d'un superalliage base nickel. En fonction de l'application recherchée, une microstructure ou texture particulière peut être visée.

Dans d'autres cas, les caractéristiques microstructurales d'un alliage peuvent être à l'origine de défauts. Par exemple, des pores intragranulaires (*microshrinkage*) et des

fissures apparaissant spécifiquement aux joints de grains ont été constatés pour un superalliage base nickel comme illustré sur la **Figure 1.13** [15].

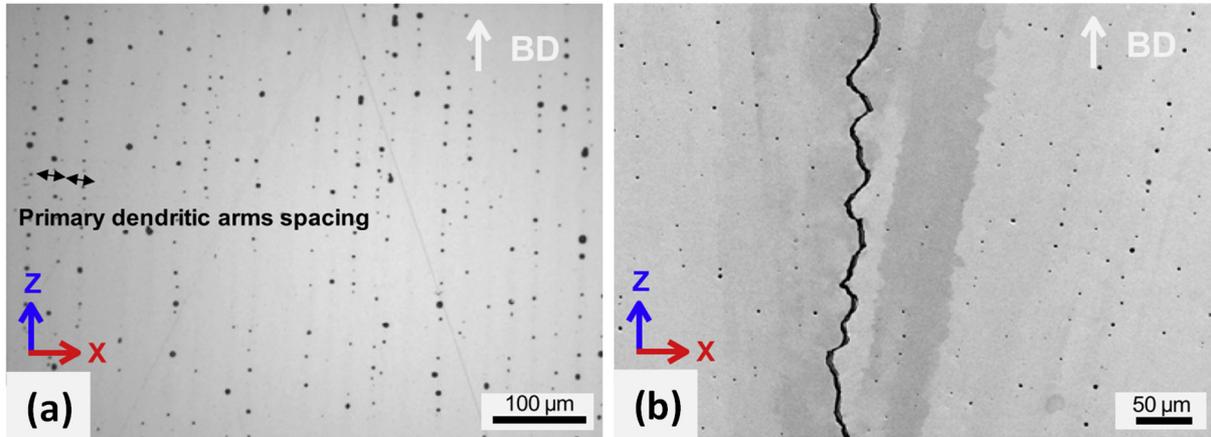


Figure 1.13 : Défauts observés dans un superalliage base nickel fabriqué par E-PBF. **(a)** Micrographie MEB-SE montrant des pores intragranulaires (*microshrinkage*) de forme arrondie correspondant à la coalescence intragranulaire des dendrites. **(b)** Micrographie MEB-BSE montrant une fissure parallèle à la direction de construction. Images extraites de **Chauvet et al.** [15]

Les fissures d'origine microstructurale (**Figure 1.13b**) sont à différencier d'autres fissures macroscopiques provoquées par des contraintes thermomécaniques ou dans d'autres cas lorsque la cohésion entre couches est insuffisante (délamination) [24]. D'autres défauts peuvent être provoqués par la présence d'impuretés dans le lit de poudre. Des morceaux du dépôt provoqué par la métallisation peuvent se détacher d'un bouclier thermique non nettoyé et tomber dans le lit de poudre.

Contrairement au procédé L-PBF, la construction ne se déroule pas à température ambiante grâce au préchauffage. Cela permet de limiter le niveau de contraintes résiduelles dues aux gradients thermiques dans les pièces fabriquées [1]. La consolidation du lit de poudre via le préchauffage permet aussi de limiter l'éjection de particules de poudre (*spatters*) lors du passage du faisceau. Cela permet d'éviter de créer des zones dépourvues de poudre de part et d'autre des cordons de fusion (pas de zones dénudées).

1.3 Etat de l'art de la caractérisation *in situ* en fabrication E-PBF

Afin d'augmenter la fiabilité du procédé E-PBF, le contrôle *in situ* est devenu une exigence forte comme en témoigne une activité de recherche importante et évoluant rapidement (voir articles de revue scientifique [25–27]). Ces contrôles doivent permettre de détecter les défauts formés dans les pièces ainsi que leur distribution spatiale.

Le contrôle *in situ* doit permettre de repérer les pièces qui auraient besoin d'une étape de post-traitement (HIP, reprise par usinage, attaque chimique...). Il peut également permettre de concentrer les contrôles non destructifs seulement sur certaines zones des pièces pour lesquelles l'apparition de défauts a été observée. Dans le cas où le contrôle *in situ* détecte l'apparition d'une quantité trop importante de défauts, la fabrication peut être interrompue afin de limiter la perte de temps et de matière première.

Le contrôle *in situ* peut aussi avertir l'utilisateur en cas d'apparition de problèmes et sur la nécessité d'adapter les paramètres (durant la fabrication en cours ou en prévision de la prochaine) ou de revoir le fichier CAO : conception des pièces, agencement, nombre de supports...

Le suivi *in situ* pourrait permettre de mettre en place un contrôle par boucle fermée. Les paramètres seraient alors ajustés en temps réel par un algorithme en fonction des observations *in situ* afin de corriger un défaut immédiatement après son apparition ou pour prévenir d'autres anomalies.

Certaines techniques de contrôle *in situ* utilisées pour les procédés de fusion sur lit de poudre métallique (L-PBF et E-PBF) présentent des similitudes. En revanche, la source d'énergie étant différente (laser ou faisceau d'électrons), certaines méthodes développées sur une technique ne sont pas applicables sur l'autre. Ainsi, un bref aparté sur la variante laser de la fusion sur lit de poudre (L-PBF), également étudiée dans le projet PALOMA, permettra de distinguer les similitudes et différences en termes de contrôle *in situ* entre E-PBF et L-PBF.

1.3.1 Contrôle *in situ* en fabrication E-PBF et L-PBF

Certaines techniques de contrôle *in situ* sont similaires entre les deux procédés de fusion sur lit de poudre alors que d'autres sont réservées à l'un ou l'autre en fonction de leurs caractéristiques techniques comme illustré sur la **Figure 1.14**.

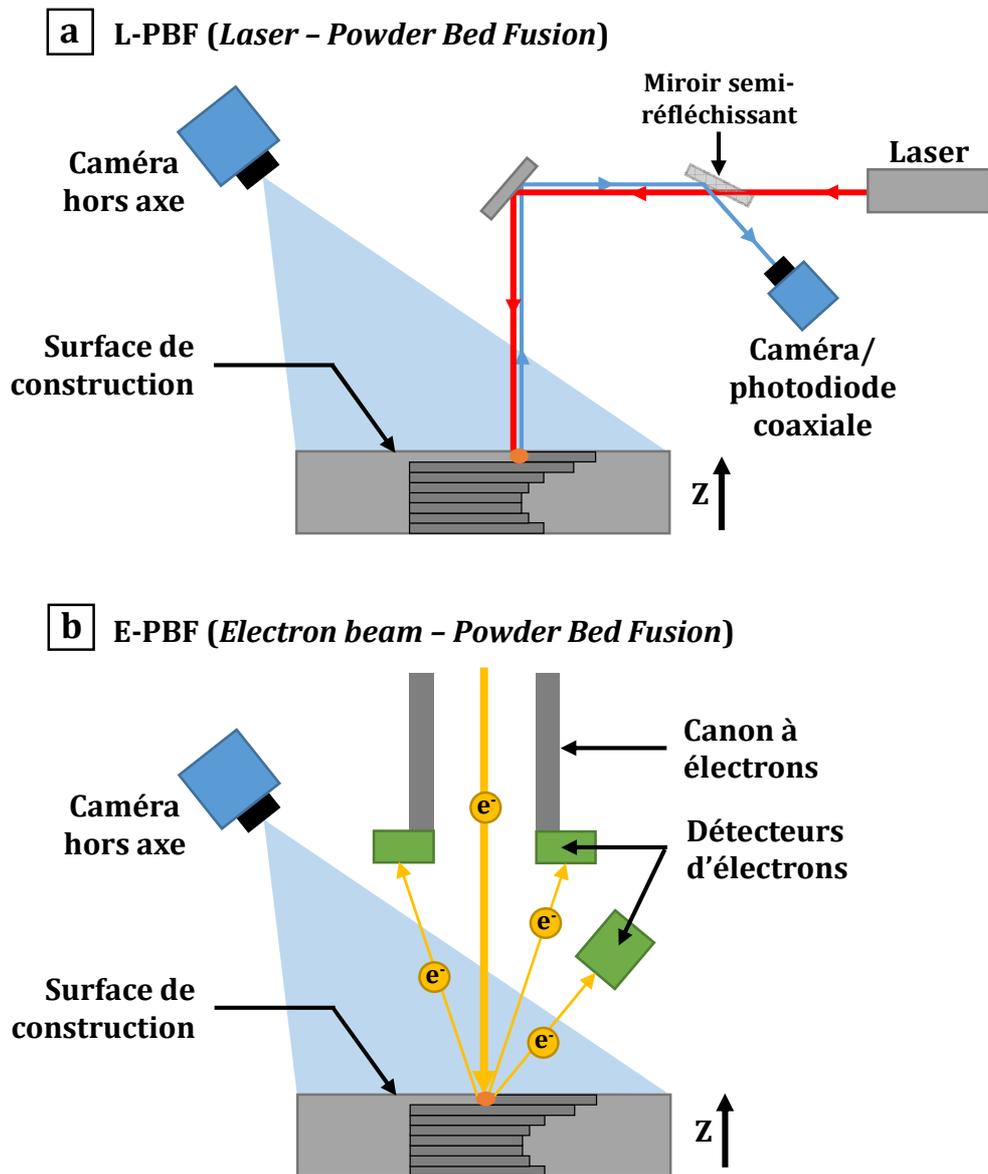


Figure 1.14 : Schéma simplifié des principaux types de contrôle *in situ* pour les procédés (a) L-PBF et (b) E-PBF.

Les principales méthodes de caractérisation *in situ* utilisées pour la **fabrication L-PBF** peuvent être divisées en deux catégories : coaxiales et hors axe [26] comme illustré sur la **Figure 1.14a**.

Les méthodes coaxiales utilisent le chemin optique du laser afin d'observer le bain de fusion de façon continue et d'en extraire des caractéristiques (forme, taille, température...) ou de détecter des défauts (éjectas, phénomène de *balling*, pores...), voir par exemple [28–31]. Les moyens de contrôle utilisés sont généralement des caméras optiques/thermiques ou des pyromètres. Une haute fréquence d'acquisition est requise (souvent supérieure à 1 kHz) afin de suivre les phénomènes se produisant au niveau du bain de fusion.

Le suivi hors axe de la fabrication L-PBF est lui aussi réalisé avec des pyromètres ou caméras optiques/thermiques permettant d'observer tout ou partie de la surface de construction. Ces outils sont utilisés pour l'acquisition d'images ponctuelles à certains moments du procédé ou pour le suivi en continu de la fabrication à l'aide de caméras disposant d'une fréquence d'acquisition plus élevée. Parmi les possibilités offertes par le suivi hors axe, on peut citer par exemple la détection d'éjections de matière ou d'anomalies thermiques conduisant à l'apparition de défauts [32,33].

D'autres méthodes de caractérisation sont envisageables. L'étude des anomalies apparaissant au cours de ce procédé peut aussi se faire à l'aide d'un banc L-PBF instrumenté permettant par exemple d'observer les instabilités du bain de fusion, des éjections de matière...[34,35] La fabrication L-PBF peut également être caractérisée *in situ* par un dispositif permettant de suivre la construction par radiographie X [36] ou tomographie aux rayons X [37] et de fournir des informations sur la formation des défauts, la géométrie et la rugosité.

Dans le cadre du projet PALOMA, le développement du contrôle *in situ* pour la fabrication L-PBF fait l'objet de la thèse de Bastien FOSSE (Centre des Matériaux - MINES ParisTech).

En **fabrication E-PBF**, (voir **Figure 1.14b**), les contrôles hors axe par imagerie thermique occupent une place très importante. En revanche, l'utilisation de caméras coaxiales est rendue impossible par la présence du canon à électrons. Cependant, ce dernier offre la possibilité d'intégrer des détecteurs d'électrons (secondaires ou rétrodiffusés) permettant d'obtenir une image de la surface de construction comme dans un microscope électronique à balayage.

1.3.2 Imagerie thermique en fabrication E-PBF

L'imagerie thermique est la première technique de contrôle mise en place pour le procédé E-PBF. Il existe différents types de caméras en fonction de la gamme de longueurs d'onde à laquelle elles sont sensibles. Ces caméras fonctionnent principalement dans le proche-infrarouge entre 0,7 et 1 μm (*Near-InfraRed* - NIR) ou dans l'infrarouge moyen au-dessus de 3 μm (*Mid-InfraRed* - MIR). Elles permettent d'obtenir une information thermique sur le déroulement de la fabrication étant donné qu'une partie du rayonnement collecté par la caméra est émis par la surface de construction. Ce rayonnement émis dépend de la température ainsi que de l'émissivité de la surface observée. Les informations thermiques fournies par les caméras peuvent être reliées aux caractéristiques et défauts de la construction. L'autre part de rayonnement parvenant à la caméra provient en grande partie de rayonnements réfléchis par la surface de construction vers la caméra. En raison de l'environnement très contraint de la chambre de fabrication (vide, haute température, métallisation, rayons X) les caméras sont placées à l'extérieur de la machine et observent le déroulement de la construction à travers un hublot.

1.3.2.1 Caméras MIR (*Mid-InfraRed*)

Les caméras MIR ont longtemps été privilégiées par rapport aux caméras NIR. Plusieurs auteurs ont rapporté l'observation de pores [19,38–40] ou de géométries volontairement introduites par CAO pour simuler la présence de pores [41,42] dans les pièces en cours de fabrication. Dans l'optique d'un contrôle du procédé par boucle fermée, Mireles *et al.* [41] ont tenté de reboucher des pores simulés par CAO à l'aide d'un second passage du faisceau d'électrons.

Plusieurs groupes de recherche ont calibré leur caméra MIR afin d'obtenir une cartographie de la température en surface [23,43–46]. Cette étape passe par une estimation de l'émissivité du matériau observé [43–45] ou par une calibration empirique (courbe température vs intensité mesurée) [23,46] comme le montre l'exemple de la **Figure 1.15**. Cependant, déterminer une température absolue en fabrication E-PBF reste une tâche extrêmement délicate car l'émissivité des matériaux étudiés est faible et varie en fonction de plusieurs facteurs. Rodriguez *et al.* [43] ainsi que Raplee *et al.* [23] ont

identifié des irrégularités en surface des pièces via un changement de la température apparente sur les images. Rodriguez *et al.* [43] ont relevé un lien entre la disposition des pièces sur la plaque de démarrage et des hétérogénéités de température entre ces dernières : la température des pièces disposées de façon regroupée est supérieure à celle de pièces similaires mais isolées les unes des autres.

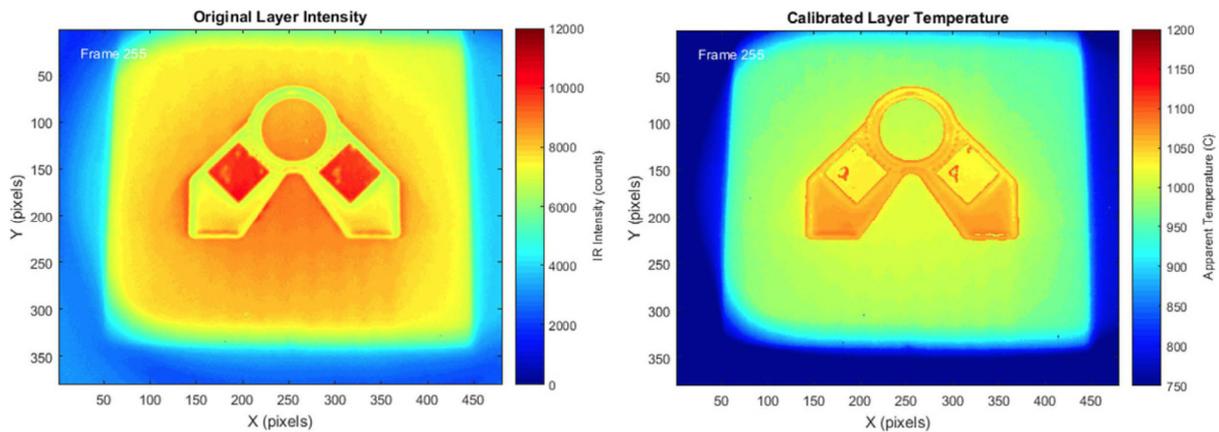


Figure 1.15 : Comparaison entre l'image *in situ* brute obtenue avec une caméra MIR (à gauche) et la même image après application de la calibration de température (à droite) lors de la fabrication d'une pièce en IN718. Images extraites de Raplee *et al.* [23]

Les caméras MIR permettent également de relier la température des pièces fabriquées avec des caractéristiques microstructurales. Mireles *et al.* [42,47] ont constaté un lien entre l'évolution de la température des pièces au cours de la construction et la taille des lamelles α pour l'alliage Ti-6Al-4V. Cordero *et al.* [48] ont fait le même constat en faisant varier les paramètres de fabrication au cours de la construction. Raplee *et al.* [23] sont parvenus à estimer la vitesse de l'interface liquide/solide et l'amplitude des gradients thermiques lors de la fusion afin de les corréliser à des changements microstructuraux (transition colonnaire/équiaxe) pour un superalliage base nickel (IN718).

L'utilisation d'un pyromètre a également été envisagée. Cordero *et al.* [48] ont mis en place un suivi de la température de la construction à l'aide d'un pyromètre bichromatique permettant une mesure de température ponctuelle plus fiable et réactive que celle donnée par le thermocouple disposé sous la plaque de démarrage.

1.3.2.2 Caméras NIR (*Near-InfraRed*)

Les caméras NIR, peu utilisées au départ, ont connu un important regain d'intérêt ces dernières années. Elles permettent généralement d'obtenir une meilleure discrétisation spatiale (taille du pixel sur l'image). Les machines E-PBF Arcam récentes sont d'ailleurs équipées de ce type de caméra (LayerQam). Un exemple d'image NIR obtenue par Yoder *et al.* [49] avec ce type de caméra est présenté dans la **Figure 1.16** (image en niveaux de gris).

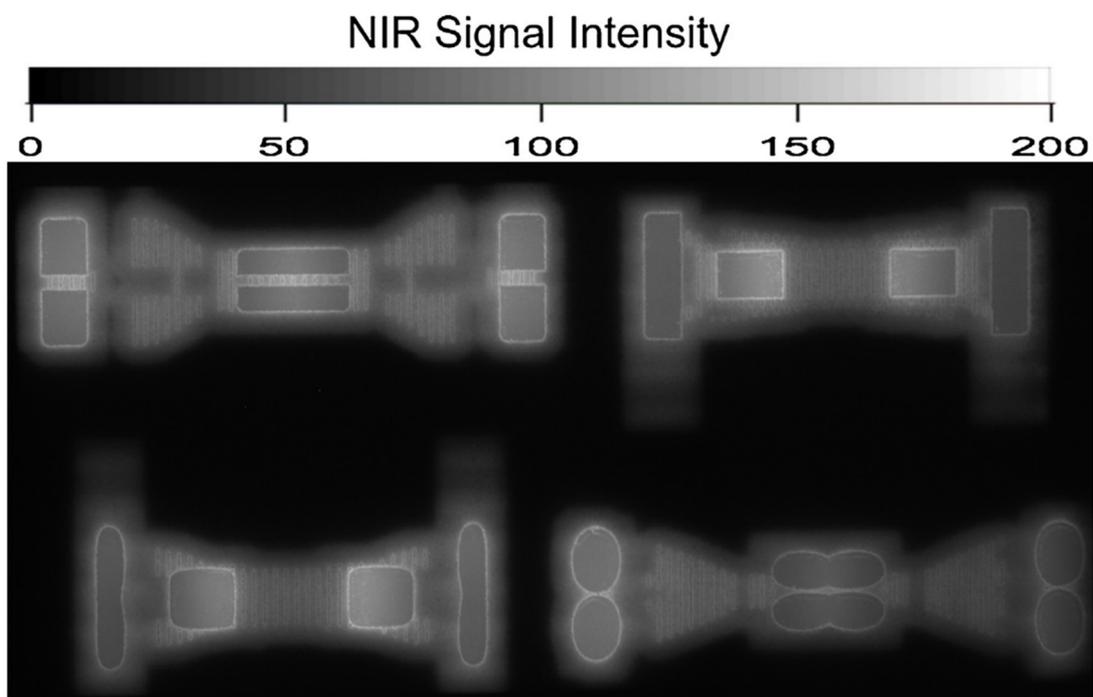


Figure 1.16 : Image de pièces en cours de fabrication obtenue à partir de la caméra NIR implantée sur une machine Arcam Q10plus. Image extraite de **Yoder *et al.* [49]**

Cheng *et al.* [50] ont calibré une caméra NIR pour déterminer le profil de température le long du bain de fusion dans l'objectif de valider des résultats obtenus par simulation numérique. Il s'agit du seul exemple de caractérisation à l'échelle du bain de fusion par imagerie thermique en fabrication E-PBF en raison de l'impossibilité d'utiliser des caméras coaxiales. Les travaux de Price *et al.* [51] ont permis de mettre en évidence la dissipation lente de chaleur au niveau des zones en surplomb. Grasso *et al.* [52] ont proposé récemment une méthode basée sur l'imagerie NIR pour détecter un mauvais

étalement de poudre ainsi que l'apparition de « points chauds » témoignant d'une accumulation locale de chaleur. Yoder *et al.* [49,53] ont détecté la présence de pores à l'aide d'une caméra NIR. La répartition de ces pores dans la pièce a été corrélée avec les sites de rupture lors d'essais mécaniques.

Boone *et al.* [54] ont réalisé un dispositif d'acquisition permettant d'observer l'intégralité de la surface de construction et de suivre une estimation de la température en continu pendant la fabrication. Ce dispositif a permis de détecter des défauts (pores et distorsions en surface) grâce à la localisation de « points chauds apparents » comme illustré sur la **Figure 1.17**.

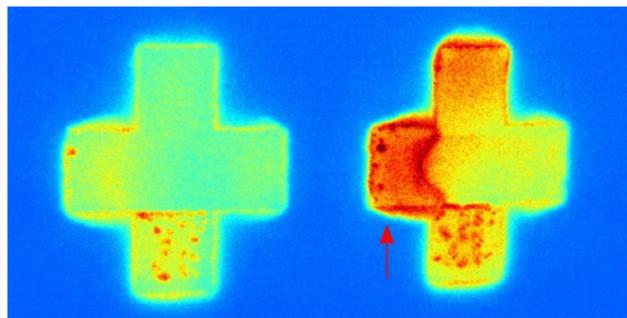


Figure 1.17 : Image NIR de pièces en croix (bleu : température basse, rouge : température élevée) montrant des manques de fusion (petits points chauds apparents sur la partie basse des pièces) et une distorsion due à une surface en surplomb (flèche rouge). Image extraite de **Boone *et al.* [54]**

1.3.2.3 Bilan pour l'imagerie thermique

Les exemples présentés précédemment montrent que la détection de défauts est possible avec des caméras thermiques. Il apparaît qu'une calibration en température demeure très délicate mais que cette dernière n'est pas nécessairement requise. En revanche, la validation de la détection de ces défauts par un contrôle post-procédé n'est pas systématique surtout en ce qui concerne les défauts internes (non directement observables par un contrôle visuel sur la pièce finale). Yoder *et al.* [49] ont notamment évoqué la possibilité que des pores observés pour une couche donnée pendant la construction puissent être corrigés lors de la fabrication des couches supérieures. En effet, la profondeur du bain de fusion en fabrication E-PBF correspond à l'épaisseur de

plusieurs couches ce qui pourrait en théorie affecter les pores présents dans les couches inférieures.

L'un des inconvénients de ces méthodes est la déformation géométrique des images obtenues étant donné que les caméras ne sont pas disposées de façon coaxiale. En ce qui concerne la mise en place de ces caméras thermiques, il est nécessaire d'observer la construction depuis l'extérieur de la chambre de fabrication à travers un hublot. Ce dernier doit être protégé de la métallisation afin de ne pas devenir opaque. Plusieurs options ont été envisagées :

- Un système d'obturateur mécanique permet de protéger le hublot hors prise d'image [43,55]. Cette méthode limite considérablement la possibilité d'un suivi en continu.
- Le hublot peut aussi être protégé de la métallisation par un film de protection en Kapton constamment renouvelé. Le suivi de la construction en continu est donc possible [39,52].
- D'autres montages plus complexes à mettre en œuvre ont également été envisagés : observation indirecte via l'utilisation d'un miroir [39] ou d'un « borescope » (assemblage miroir + lentilles) [54].

1.3.3 Imagerie électronique

L'imagerie électronique est une technique développée récemment pour le contrôle du procédé E-PBF. Un détecteur d'électrons est placé à l'intérieur de la chambre de fabrication. En tirant profit d'un balayage de la surface de construction par le faisceau, il est possible d'obtenir des images avec un contraste topographique ou chimique en collectant les électrons secondaires ou rétrodiffusés issus de la surface de construction à l'instar d'un microscope électronique à balayage. L'idée d'utiliser un détecteur d'électrons pour obtenir des images avait été proposée auparavant pour le contrôle d'un procédé similaire : le soudage par faisceau d'électrons [56].

Les images électroniques permettent de détecter des caractéristiques topographiques (irrégularités de surface et pores) ou chimiques et de suivre leur évolution au cours de la construction. Il existe plusieurs possibilités pour positionner le détecteur. Arnold *et al.*

[57] ont placé un détecteur d'électrons rétrodiffusés en bas du canon à électrons. Ce type de détecteur est normalement utilisé pour obtenir un contraste chimique mais les électrons rétrodiffusés contiennent aussi des informations topographiques même si ce n'est pas le signal idéal pour cela. Ainsi, il est possible d'obtenir des images permettant de visualiser des distorsions de la surface ou d'observer l'évolution de la quantité de pores [57,58]. Grâce à cette technique, les paramètres de fabrication peuvent être déterminés plus efficacement lors du développement d'un matériau en fabrication E-PBF comme le montre la **Figure 1.18** [59].

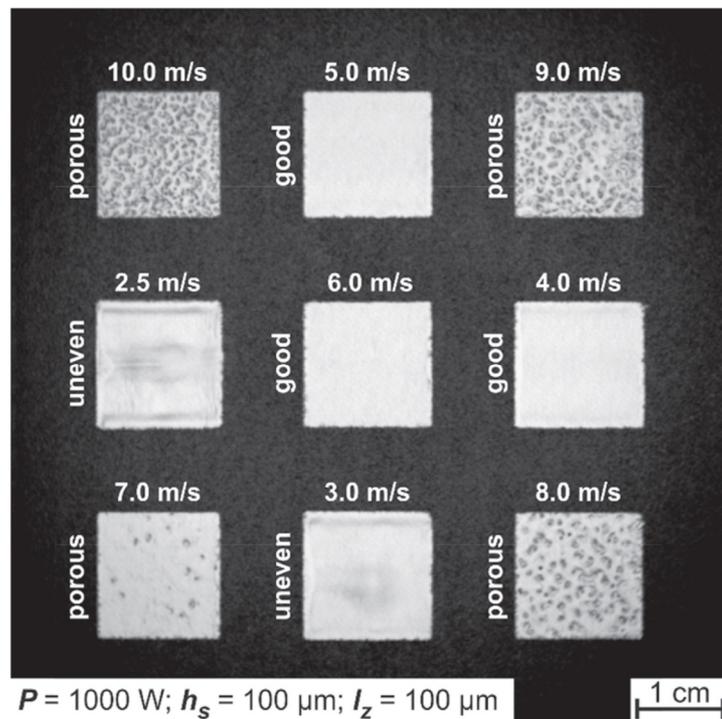


Figure 1.18 : Image électronique *in situ* obtenue à l'aide d'un détecteur d'électrons rétrodiffusés. L'apparition de défauts peut être observée en fonction des paramètres de fabrication lors de la recherche de la fenêtre de stabilité. Image extraite de **Pobel et al.** [59]

Dans d'autres travaux de la littérature, Wong *et al.* [60–62] ont modifié les boucliers thermiques entourant la surface de construction pour en faire des détecteurs d'électrons afin d'obtenir des images topographiques pour la détection de défauts et la caractérisation géométrique des pièces. Zhao et Lin [63] proposent une autre variante avec deux détecteurs placés de part et d'autre de la surface de construction et permettant également d'identifier les caractéristiques topographiques de la surface des pièces en cours de fabrication comme illustré sur la **Figure 1.19**.

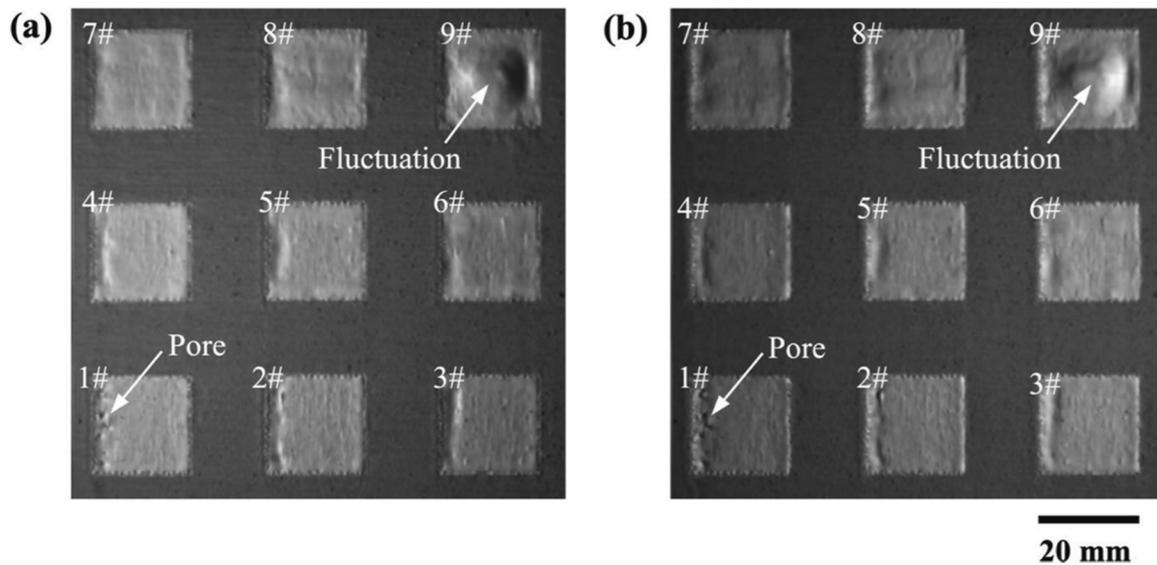


Figure 1.19 : Images électroniques de pièces fabriquées par E-PBF obtenues avec **(a)** le détecteur à gauche de l'image et **(b)** le détecteur à droite de l'image. Images extraites de **Zhao et Lin [63]**

Les images générées par un détecteur d'électrons ne sont pas déformées comme en imagerie thermique. De plus, la métallisation étant conductrice, elle ne représente pas un problème majeur pour les détecteurs qui peuvent être placés directement à l'intérieur de la chambre de fabrication. Contrairement à l'imagerie thermique, il n'est pas possible à ce jour d'extraire des informations thermiques des images électroniques. Il s'agit de l'inconvénient principal de cette méthode par rapport à l'imagerie thermique. Par ailleurs, l'installation de tels moyens de contrôle nécessite une modification importante de la machine E-PBF (canon à électrons notamment) afin de pouvoir piloter librement le faisceau pour réaliser le balayage nécessaire à la mesure et reconstituer l'image à partir du signal mesuré par les détecteurs.

1.4 Choix de l'imagerie proche infrarouge comme moyen de contrôle *in situ*

Dans cette étude, l'imagerie proche infrarouge a été sélectionnée comme moyen de contrôle. Cette partie vise à rappeler quelques notions sur les transferts thermiques par rayonnement afin de comprendre comment interpréter les informations reçues par la caméra NIR. Les raisons qui ont conduit au choix de l'imagerie NIR comme moyen de contrôle *in situ* seront ensuite détaillées.

1.4.1 Rappels sur le transfert thermique par rayonnement

Il existe trois modes de transferts thermiques : conduction, convection et rayonnement. Le transfert par rayonnement peut être défini comme le mode de transfert thermique par ondes électromagnétiques de **longueurs d'onde** λ . La **Figure 1.20** permet de rappeler deux phénomènes sur les échanges par rayonnement : l'interaction d'un flux incident avec la surface d'un corps[†] ainsi que l'émission d'un flux par la surface d'un corps.

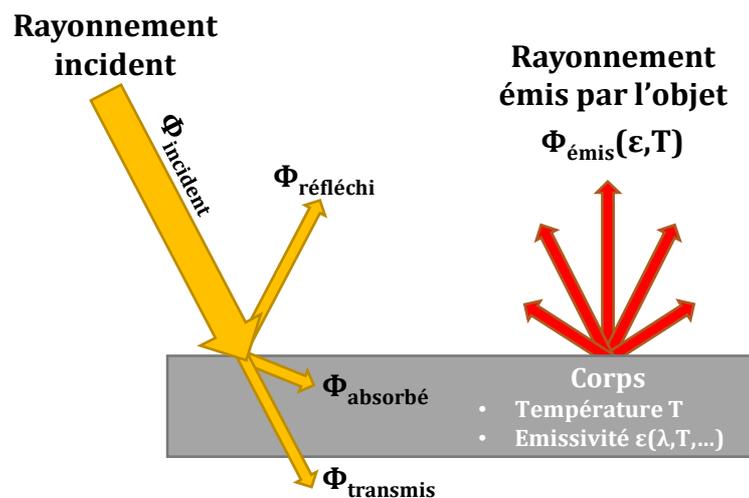


Figure 1.20 : Illustration de l'interaction d'un flux incident avec la surface d'un corps et de l'émission d'un flux par la surface d'un corps.

Interaction rayonnement incident/corps

Pour une longueur d'onde λ donnée, un flux incident Φ_{incident} parvenant par rayonnement sur la surface d'un corps peut être absorbé, transmis ou réfléchi en respectant :

$$\Phi_{\text{incident}} = \Phi_{\text{absorbé}} + \Phi_{\text{transmis}} + \Phi_{\text{réfléchi}} \quad (2)$$

[†] Ce flux incident (rayonnement) ne doit pas être confondu avec l'apport d'énergie par le faisceau d'électrons en fabrication E-PBF. Cet apport d'énergie ne se fait pas par rayonnement mais par transfert de l'énergie cinétique des électrons vers les particules de poudre avec lesquelles ils entrent en collision [1].

Toujours pour une longueur d'onde λ donnée, l'**absorbance** α_λ , la **transmittance** τ_λ et la **réflectance** ρ_λ sont définies par :

$$\alpha_\lambda = \frac{\Phi_{\text{absorbé}}}{\Phi_{\text{incident}}} \quad \tau_\lambda = \frac{\Phi_{\text{transmis}}}{\Phi_{\text{incident}}} \quad \rho_\lambda = \frac{\Phi_{\text{réfléchi}}}{\Phi_{\text{incident}}} \quad (3)$$

Ces coefficients sont compris entre 0 et 1 et vérifient :

$$\alpha_\lambda + \tau_\lambda + \rho_\lambda = 1 \quad (4)$$

Rayonnement émis par un objet

Tout corps de température non nulle ($T > 0$ K) **émet un rayonnement électromagnétique** qui est, entre autres, fonction de la température de l'objet. Avant de décrire le rayonnement émis par les corps réels, la notion de **corps noir** doit être rappelée. Le corps noir est un corps idéal qui absorbe l'intégralité du rayonnement électromagnétique qu'il reçoit, quelle que soit la longueur d'onde du rayonnement incident. Ainsi, pour toute longueur d'onde, on a pour le corps noir :

$$\alpha_\lambda^{\text{cn}} = 1 \quad \forall \lambda \quad (5)$$

A température constante, la totalité du rayonnement absorbé par le corps noir est réémise. Ainsi, la surface du corps noir **émet un rayonnement** dont les ondes électromagnétiques sont réparties sur l'ensemble du spectre des longueurs d'onde. La répartition de ce rayonnement en fonction de la longueur d'onde est définie par la **loi de Planck** :

$$M_\lambda^{\text{cn}}(\lambda, T) = \frac{C_1}{\lambda^5 \left(e^{\frac{C_2}{\lambda T}} - 1 \right)} \quad (6)$$

M_λ^{cn} est l'**émittance (ou exitance) spectrale** du corps noir exprimée en $W.m^{-2}.m^{-1}$. T est la température du corps noir exprimée en K. C_1 et C_2 sont des constantes valant respectivement $3,74.10^{-16} W.m^2$ et $1,44.10^{-2} m.K$. La **Figure 1.21** montre un exemple de l'évolution de l'émittance spectrale en fonction de la longueur d'onde pour un corps noir à la température de 1 000 K.

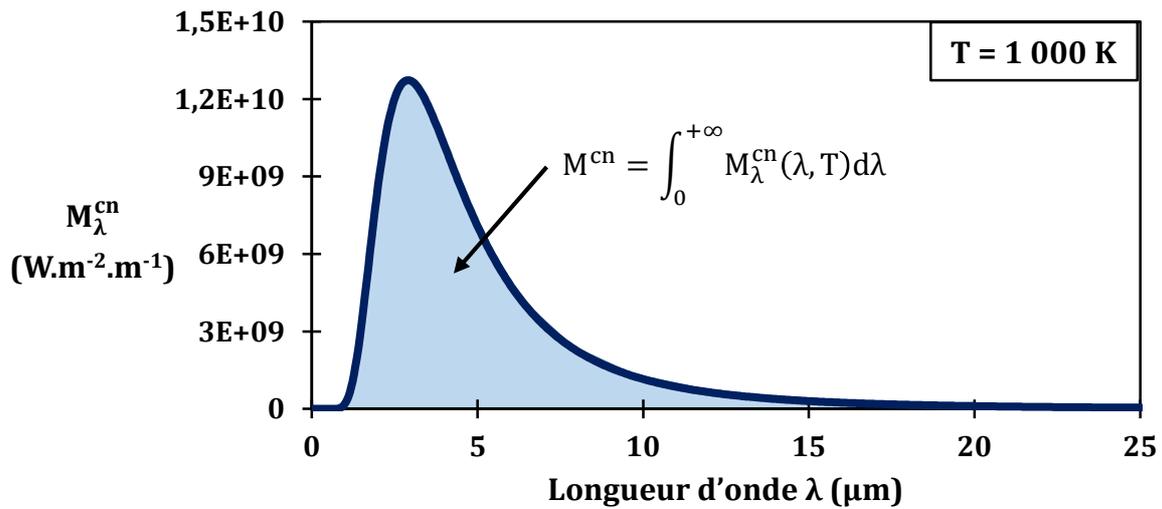


Figure 1.21 : Illustration de la loi de Planck : évolution de l'émittance spectrale du corps noir à 1 000 K en fonction de la longueur d'onde.

En intégrant l'émittance spectrale sur toutes les longueurs d'onde du spectre, on obtient l'**émittance** M^{cn} du corps noir, c'est à dire la puissance totale émise par unité de surface du corps noir ($\text{W}\cdot\text{m}^{-2}$). Pour l'exemple du corps noir à 1 000 K, il s'agit de l'aire sous la courbe de la **Figure 1.21**.

$$M^{cn} = \int_0^{+\infty} M_{\lambda}^{cn}(\lambda, T) d\lambda \quad (7)$$

L'émittance du corps noir peut être obtenue par la **loi de Stefan-Boltzmann** :

$$M^{cn} = \sigma T^4 \quad (8)$$

T est la température de surface (K). σ est la constante de Stefan-Boltzmann ($\sigma = 5,67 \cdot 10^{-8} \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-4}$). Contrairement aux corps noirs, les **corps réels** ne sont pas des émetteurs (ou radiateurs) parfaits. Afin de décrire la capacité d'un corps réel à émettre un rayonnement par rapport au corps noir, on définit l'émissivité ε comme le rapport entre l'émittance M d'un corps réel à une température T et l'émittance du corps noir à la même température :

$$\varepsilon = \frac{M(T)}{M^{cn}(T)} \quad (9)$$

Ainsi, **pour le corps réel, l'émissivité est comprise entre 0 et 1** alors que pour un corps noir, $\varepsilon = 1$. La loi de Stefan-Boltzmann pour le corps réel devient alors :

$$M = \varepsilon\sigma T^4 \quad (10)$$

Il existe différentes définitions de l'émissivité (émissivité monochromatique, émissivité directionnelle monochromatique...). En pratique, l'émissivité ε de la surface d'un corps réel varie en fonction de plusieurs facteurs :

- **Le matériau** composant la surface.
- **L'état de la surface** qui émet le rayonnement (polie, rugueuse, oxydée...).
- **La longueur d'onde λ** du rayonnement émis.
- **La température T** de la surface.
- **L'angle** entre le rayonnement émis et la normale à la surface émettrice.

La mesure de température par radiométrie (caméra thermique/pyromètre) est possible car le rayonnement émis par un objet dépend de sa température d'après la loi de Stefan-Boltzmann. **La mesure de température n'est pourtant pas triviale.** En effet, la loi de Stefan-Boltzmann donne la puissance émise par unité de surface en prenant en compte l'ensemble des longueurs d'onde. Or, une caméra thermique n'est sensible qu'à une partie des longueurs d'onde du spectre (par exemple 0,7 à 1,0 μm pour la caméra NIR utilisée dans cette étude). De plus, la caméra ne détecte pas seulement le rayonnement émis par la surface observée ; elle est sensible aux rayonnements réfléchis par cette même surface. L'émissivité varie en fonction de nombreux facteurs et est difficile à déterminer. Afin de donner une estimation de la température, une caméra thermique doit être calibrée en prenant en compte les facteurs listés ci-dessus. L'incertitude sur la température mesurée sera d'autant plus grande que la valeur d'émissivité sera faible.

Application à l'observation de la fabrication E-PBF par imagerie proche infrarouge

La **Figure 1.22** représente le bilan des différentes contributions parvenant par rayonnement à la caméra lors de l'observation de la surface de construction en fabrication E-PBF.

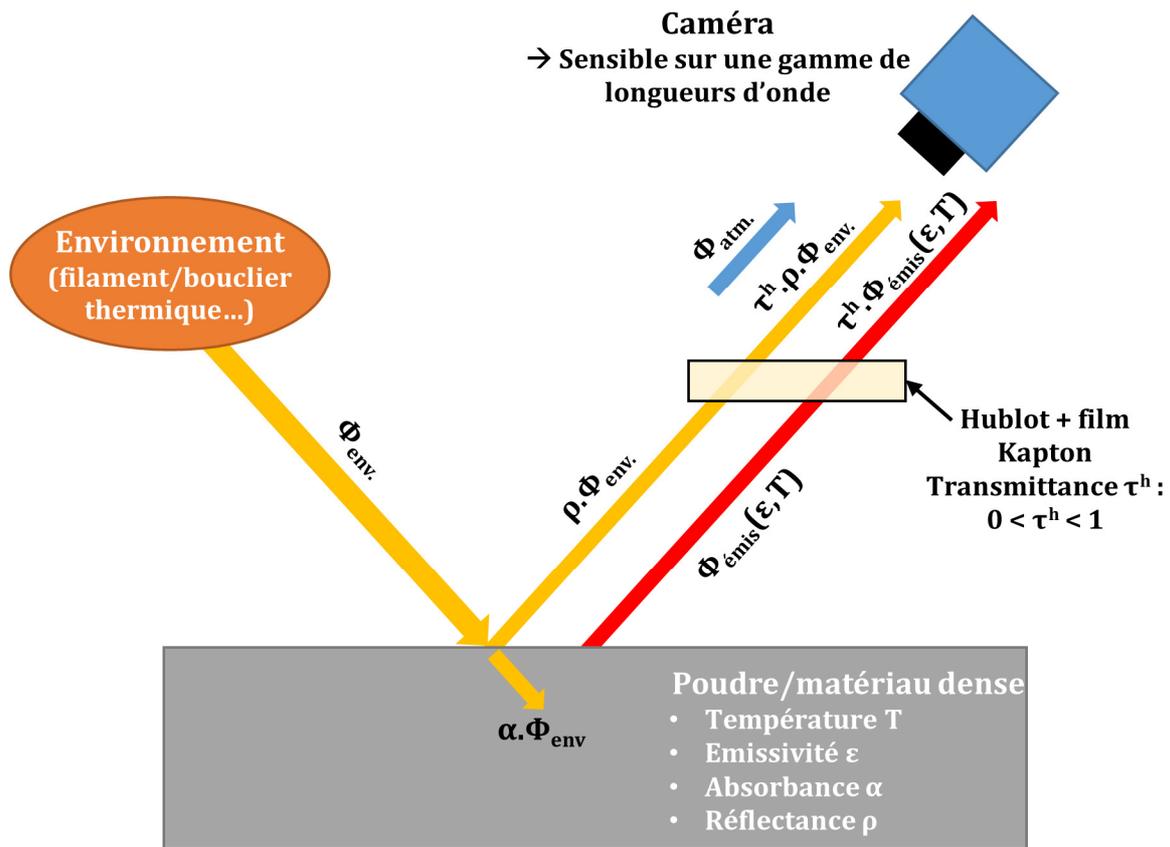


Figure 1.22 : Illustration schématique des différentes contributions parvenant à la caméra proche infrarouge. 1 : rayonnement émis par la surface de construction, 2 : rayonnement en provenance de l'environnement de la chambre et réfléchi par la surface, 3 : rayonnement émis par l'atmosphère (extérieur de la chambre).

Comme illustré sur la **Figure 1.22**, l'information reçue par la caméra provient de :

- **Rayonnement émis** par la surface de construction (dépendant de la température et de l'émissivité de la surface).
- **Rayonnements réfléchis** par la surface de construction. Ces différents rayonnements réfléchis proviennent de l'environnement de la chambre de fabrication. Les éléments qui en sont à l'origine sont principalement le filament de tungstène incandescent (car chauffé à très haute température) ainsi que le bouclier thermique dont la température pendant la construction a été évaluée à environ 340 °C par Rodriguez *et al.* [44] pour une construction en Ti-6Al-4V.

Les rayonnements émis et réfléchis doivent passer à travers plusieurs obstacles (hublots d'observation, film Kapton, atmosphère) auxquels on peut associer une transmittance τ^h .

- En toute rigueur, il faut ajouter une troisième contribution provenant du **rayonnement émis par l'atmosphère à l'extérieur de la machine** (la caméra étant située à l'extérieur de la machine).

On notera qu'il n'y a pas d'éclairage de la chambre lors de la fabrication. Ainsi, le flux total Φ_{tot} parvenant à la caméra s'exprime par l'équation générale de la radiométrie (adaptée au cas de la fabrication E-PBF) :

$$\Phi_{\text{tot}} = \tau^h \cdot \Phi_{\text{émis}}(T, \varepsilon) + \tau^h \cdot \rho \cdot \Phi_{\text{env.}} + \Phi_{\text{atm}} \quad (11)$$

ε et ρ sont respectivement l'émissivité et la réflectance de la surface observée. Dans le cas des expériences de cette étude, on peut raisonnablement négliger le flux émis par l'atmosphère. Il a été observé que ce dernier fait partie du bruit de fond. Le flux total, s'exprime donc par :

$$\Phi_{\text{tot}} = \tau^h (\Phi_{\text{émis}}(T, \varepsilon) + \rho \cdot \Phi_{\text{env.}}) \quad (12)$$

Le rayonnement total parvenant à la caméra est composé d'ondes électromagnétiques de différentes longueurs d'onde. En fonction de son capteur, la caméra n'est pas sensible à l'ensemble du spectre mais seulement à une partie de ces longueurs d'onde. La sensibilité de la caméra en fonction de la longueur d'onde incidente est donnée par la **réponse spectrale**.

En règle générale pour un matériau opaque, l'émissivité et la réflectance sont liées. Par exemple, l'aluminium poli est un excellent réflecteur et un très mauvais émetteur : $\varepsilon = 0,05$ pour $T = 100^\circ\text{C}$ et $\lambda = 5 \mu\text{m}$ [64]. Ainsi, d'après l'équation (12), plus l'émissivité de la surface observée sera faible, plus la contribution provenant de rayonnements réfléchis par cette surface sera importante par rapport à la contribution émise. Ainsi, la signature thermique des défauts sera affectée par les propriétés radiatives du matériau observé.

1.4.2 Choix de l'imagerie NIR

La caméra utilisée dans cette étude est sensible à la gamme de longueurs d'onde de 0,7 à 1,0 μm dans le proche infrarouge. Le choix du proche infrarouge par rapport à d'autres gammes de longueurs d'onde a été privilégié pour plusieurs raisons.

L'émissivité d'un métal non oxydé est souvent plus élevée lorsqu'on se rapproche de la gamme du proche infrarouge et du visible par rapport à l'infrarouge plus lointain [65]. Cela signifie que pour les caméras NIR, l'information thermique provenant du rayonnement émis par la pièce sera privilégiée au détriment de l'information réfléchie.

La plupart des caméras NIR permettent également d'obtenir une meilleure discrétisation spatiale (taille du pixel sur l'image) que d'autres caméras en raison de capteurs avec un nombre plus important de pixels. Les caméras NIR sont très souvent moins encombrantes que les caméras travaillant dans l'infrarouge plus lointain. Etant donné que l'espace disponible pour la mise en place de la caméra est restreint, la contrainte d'encombrement est à prendre en compte. Les caméras NIR sont d'ailleurs installées sur les machines E-PBF Arcam les plus récentes (LayerQam sur les modèles Q10/Q10plus, Q20/Q20plus et Spectra H).

L'utilisation de l'imagerie électronique n'a pas été envisagée pour cette étude car une modification lourde de la machine Arcam A1 et en particulier de son canon à électrons aurait été nécessaire.

En raison de la complexité pour obtenir une mesure de température fiable en fabrication E-PBF, l'objectif de cette étude n'est pas de réaliser une calibration de la caméra NIR pour mesurer la température absolue de la couche en construction. La raison principale de ce choix est la difficulté rencontrée pour déterminer l'émissivité avec fiabilité. Dinwiddie *et al.* ont mesuré expérimentalement les valeurs d'émissivité ε pour le Ti-6Al-4V en fabrication E-PBF : $\varepsilon = 0,41$ pour le Ti-6Al-4V à 700°C (surface imprimée) et $\varepsilon = 0,31$ pour le Ti-6Al-4V à 1 000°C (mesuré avec une caméra MIR) [45]. Ces valeurs sont peu élevées et varient avec la température. **En revanche, l'information thermique qualitative fournie par la caméra sera utilisée comme base pour la détection de défauts en fabrication additive E-PBF.**

Cette étude doit tout d'abord permettre de valider les cas de détection proposés dans différents travaux de la littérature. Ces caractérisations seront effectuées à l'aide d'une

seule et même technique d'imagerie ce qui est important dans l'optique d'une utilisation du contrôle *in situ* en milieu industriel. Ce travail vise également à valider les détections *in situ* par des caractérisations non destructives par tomographie aux rayons X, en particulier pour les défauts internes. Des traitements d'images seront proposés afin de mettre en valeur certaines caractéristiques des défauts (morphologie des pores, sévérité d'une distorsion géométrique...) et de proposer des critères quantitatifs permettant d'alerter sur l'apparition d'un problème lors de la construction.

1.5 Conclusion

La fabrication E-PBF permet la réalisation de pièces métalliques par fusion sur un lit de poudre grâce au faisceau d'électrons. Le lit de poudre est préchauffé par un balayage rapide du faisceau défocalisé. La poudre est ensuite fondue par le faisceau d'électron focalisé. Ce processus est répété pour chaque couche à construire.

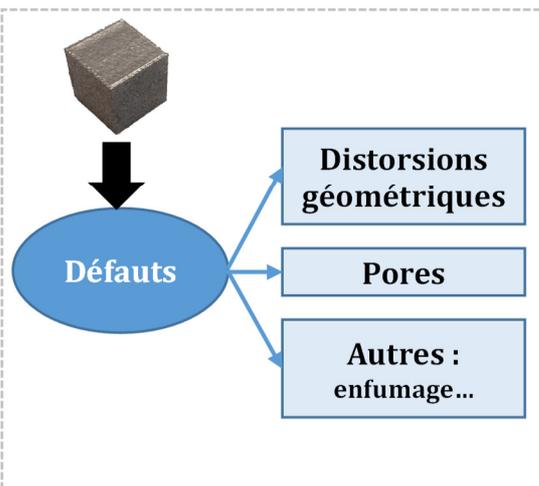
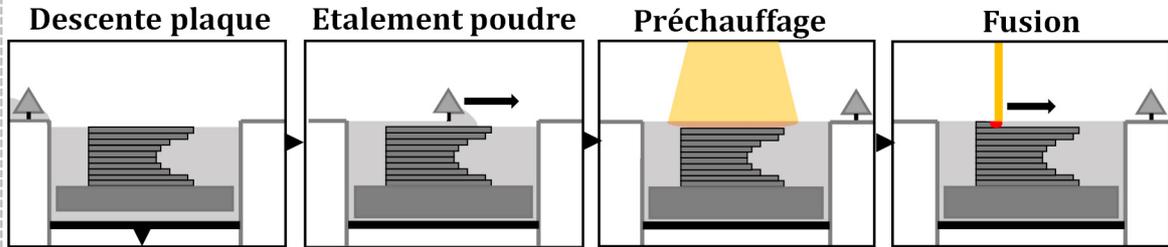
Le procédé E-PBF peut générer des défauts dans les pièces fabriquées. Il s'agit de distorsions géométriques (écart par rapport à la géométrie CAO théorique), de pores ou d'autres anomalies survenant lors du procédé (enfumage...). Ces défauts peuvent provenir d'un apport d'énergie inadapté, de contraintes thermomécaniques liées à une mauvaise dissipation de chaleur ou encore de la géométrie de la pièce.

Afin de caractériser l'apparition de ces défauts pendant la fabrication, deux approches ont été envisagées dans la littérature. La première est basée sur l'utilisation de l'information thermique provenant de la surface de construction (caméra thermique ou pyromètre) [19,23,38-55]. La seconde approche vise à utiliser des détecteurs d'électrons pour générer des images électroniques de la topographie de la surface de construction [57-63].

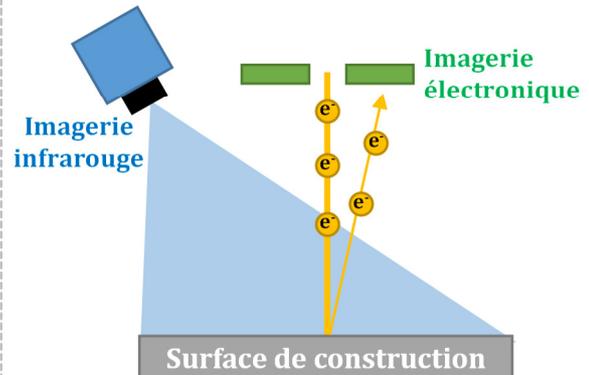
Dans cette étude, une caméra proche infrarouge est utilisée comme moyen de contrôle *in situ* afin de bénéficier à la fois de l'information thermique qualitative (rayonnement émis par la surface) et d'une meilleure discrétisation spatiale par rapport aux caméra travaillant dans l'infrarouge plus lointain. Par ailleurs, l'émissivité des métaux non oxydés est plus élevée dans le proche infrarouge et permet de favoriser le rayonnement émis au détriment du rayonnement réfléchi par rapport à d'autres caméras travaillant dans l'infrarouge plus lointain.

Résumé graphique

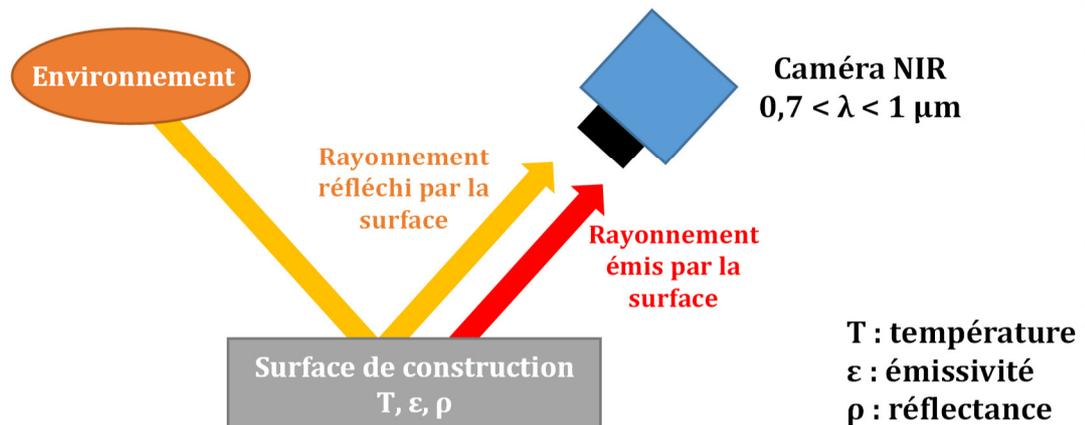
Fusion sur lit de poudre par faisceau d'électrons (E-PBF)



Méthodes de contrôle *in situ* en fabrication E-PBF dans la littérature



Méthode choisie : imagerie proche-infrarouge (NIR)



Chapitre 2

Dispositifs de caractérisation *in situ* par imagerie NIR

L'objectif de ce chapitre est de décrire les développements techniques nécessaires à la mise en place de la caractérisation *in situ* par imagerie proche infrarouge en fabrication additive E-PBF. Après avoir énoncé les contraintes relatives à l'environnement de fabrication, les montages expérimentaux mis en place seront présentés pour les deux caméras NIR retenues. Le processus d'automatisation de la prise d'images sera ensuite détaillé. Deux modes d'acquisition sont possibles : « couche par couche » et « en continu ». L'acquisition couche par couche consiste à prendre une image pour chaque couche à la fin de la phase de fusion des pièces alors que l'acquisition en continu permet de prendre une série d'images durant l'intégralité de la phase de fusion. Les procédures de traitement d'images utilisées pour exploiter les données *in situ* ainsi que les moyens de caractérisation post-fabrication permettant de valider la détection de défauts seront présentés pour l'acquisition couche par couche puis pour l'acquisition en continu.

2.1 Contraintes relatives à la fabrication E-PBF

Avant toute installation de matériel de caractérisation *in situ* sur la machine E-PBF Arcam A1, les contraintes relatives à la fabrication additive E-PBF doivent être explicitées.

- L'environnement dans la chambre de fabrication est contraignant en raison des hautes températures atteintes. Lors de la fabrication, il y a également des risques de projections de particules de poudre lors d'un enfumage (*smoke* dans le jargon des utilisateurs du procédé E-PBF). L'enfumage survient lorsque les forces de répulsion électrostatique entre les particules de poudre chargées deviennent plus importantes que les forces de gravité et conduisent à la formation d'un nuage de poudre. Ce dernier se répand dans l'intégralité de la chambre de fabrication et entraîne la plupart du temps un arrêt brutal de la fabrication.

- La chambre de fabrication est sous vide. La pression durant l'étape de pompage doit atteindre 5.10^{-4} mbar (vide secondaire) afin d'éliminer le maximum de gaz. La pression durant la phase de fabrication est légèrement plus élevée (2.10^{-3} mbar) en raison de l'injection d'hélium. Ces basses pressions peuvent entraîner l'évaporation de certains éléments au niveau du bain liquide [10]. C'est le cas par exemple de l'aluminium et du magnésium (pression de vapeur saturante élevée). Ces éléments se déposent sur toutes les parois et hublots de la chambre de construction. Ce phénomène de métallisation réduit progressivement la transmittance des hublots. La métallisation et le risque d'enfumage peuvent endommager une caméra, il ne sera pas possible d'en placer une directement dans la chambre de construction.
- L'interaction entre les électrons du faisceau et le matériau utilisé lors de la fabrication génère des rayons X nocifs (au maximum 60 keV dans le cas d'une machine Arcam A1). Ces derniers doivent rester confinés dans la chambre de fabrication afin de protéger les utilisateurs et le matériel.
- Enfin, en raison de la présence du canon à électrons, il est impossible d'installer une caméra NIR de façon coaxiale comme cela peut être le cas en fabrication L-PBF. Il existe donc un angle entre l'axe optique de la caméra et la normale à la surface de construction (axe Z) comme le montre la **Figure 2.1**. Dans la configuration de la machine E-PBF Arcam A1, cet angle est de 20° . Cela implique une déformation géométrique sur les images brutes obtenues qui nécessiteront une correction.

Afin de prendre en compte ces contraintes, la caméra est placée à l'extérieur de la chambre de construction. Elle observe donc la surface de construction à travers un hublot comme le montre la **Figure 2.1**. Par ailleurs, l'espace disponible à l'extérieur de la machine Arcam A1 est restreint par la présence d'autres éléments (canon à électrons, charnière de la porte de la chambre) ce qui limite l'utilisation de caméras volumineuses.

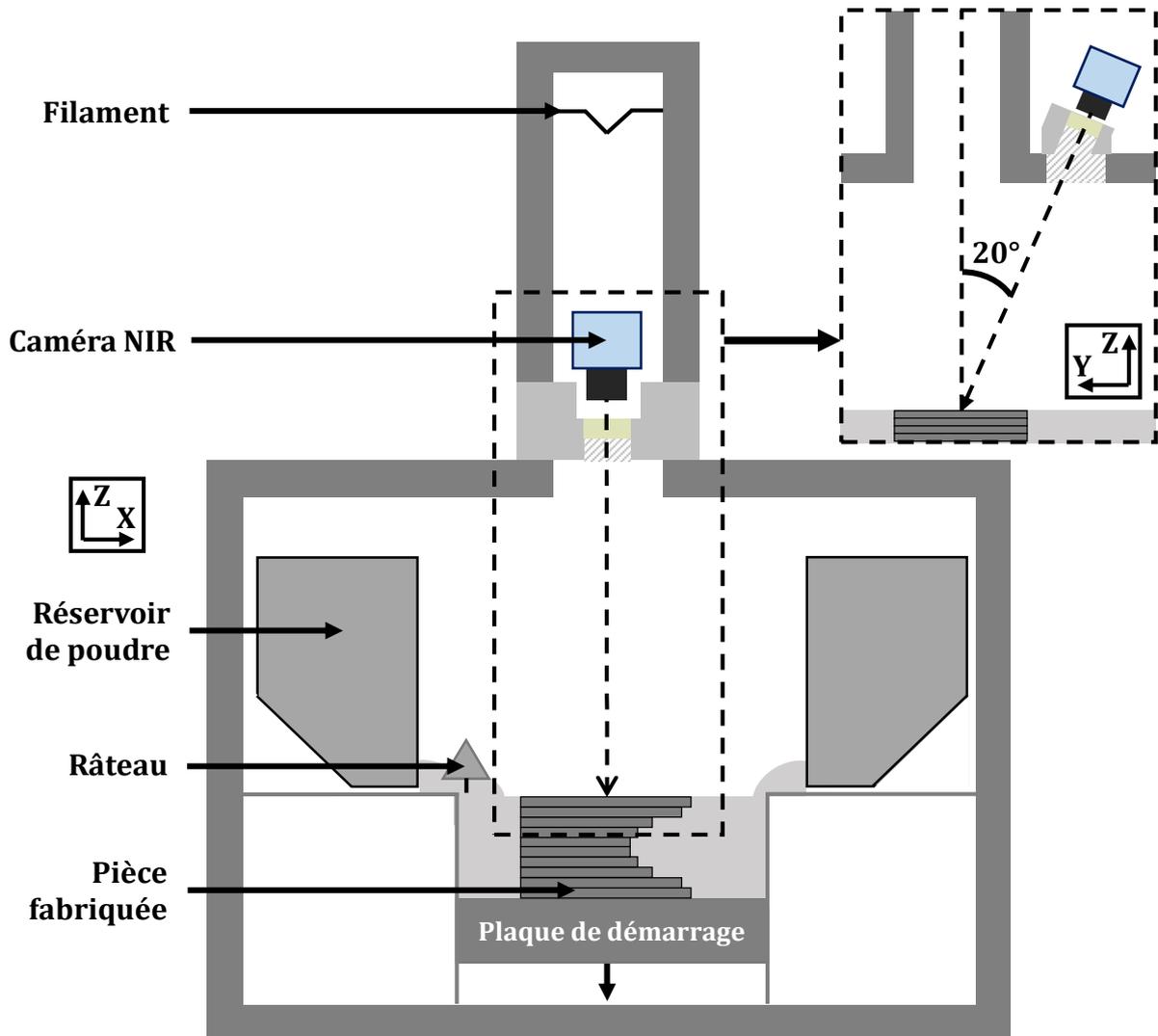


Figure 2.1 : Machine E-PBF Arcam A1 avec une caméra proche infrarouge observant la surface de construction depuis l'extérieur et à travers un hublot.

Afin de tenir compte des multiples contraintes, l'utilisation d'un hublot seul ne suffit pas. Un **dispositif de supportage de la caméra** plus complexe doit être mis en place. Son principe général est schématisé sur la **Figure 2.2**. Ce dernier comprend deux éléments importants détaillés ci-après : un hublot incluant un verre au plomb (protection contre les rayons X) et un système de film de protection renouvelé en continu (protection contre la métallisation).

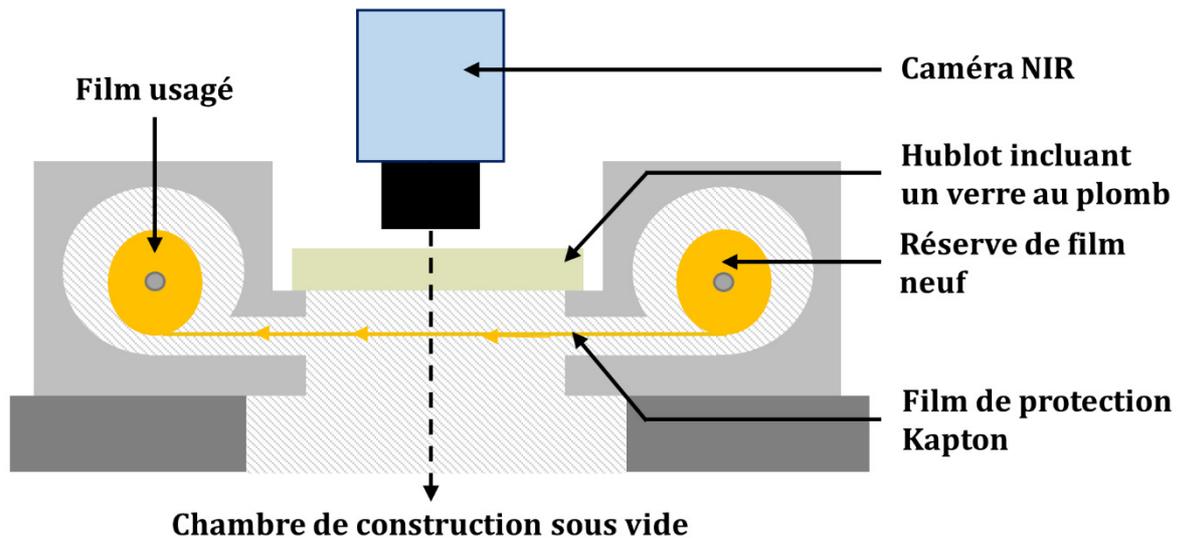


Figure 2.2 : Principe général du dispositif de supportage de la caméra.

En raison de l'émission de rayons X, le hublot utilisé sur le dispositif de supportage doit inclure au moins un matériau permettant d'arrêter ces rayons tout en étant transparent aux longueurs d'onde du proche infrarouge. Le matériau utilisé pour la filtration des rayons X est le verre LX-57B. Il s'agit d'un verre contenant du plomb et du baryum. Le niveau de protection de ce verre est indiqué par son épaisseur de plomb équivalente. 7 mm de ce verre équivalent à 1,5 mm de plomb pur.

La nécessité d'utiliser un verre au plomb permet de conforter le choix d'une caméra NIR par rapport aux caméras travaillant dans des gammes de longueurs d'onde plus élevées. En effet, la transmittance de ce type de verre dans la gamme de l'infrarouge est très fortement réduite pour des longueurs d'onde plus élevées. Dinwiddie *et al.* [39] ont mesuré une transmittance de 0,0108 pour l'utilisation d'un verre au plomb d'une épaisseur de 10 mm avec une caméra travaillant dans la gamme 3 – 5 μm alors que Boone *et al.* [54] rapportent une transmittance supérieure à 0,90 pour le verre au plomb utilisé dans la gamme de longueurs d'onde du proche infrarouge. En réduisant le coefficient de transmission du verre au plomb, la quantité de photons parvenant au détecteur de la caméra est réduite. Afin de compenser cette perte, il aurait été nécessaire d'augmenter le temps d'exposition de la caméra au détriment de la fréquence d'acquisition. Utiliser une caméra proche infrarouge permet donc d'éviter d'avoir recours à ce compromis.

Sécurité rayons X :

Après toute modification du dispositif de supportage de la caméra ou de la caméra et de son objectif, **il convient de faire tester impérativement l'étanchéité aux rayons X de la machine E-PBF et d'évaluer la dose émise en cas de fuite (même une micro fuite) à l'aide de l'appareil de mesure adapté par une Personne Compétente en Radioprotection (PCR). Cette dernière pourra déterminer s'il existe un risque pour l'utilisateur. Lors du test d'étanchéité, il est nécessaire de se mettre dans les conditions pour lesquelles l'émission de rayons X sera maximale pendant la construction**, c'est-à-dire réaliser la mesure lorsque le canon à électrons utilise sa puissance maximale (3 kW pour le modèle Arcam A1) et avec caméra et objectif en place. Ce test doit être réalisé pour toute nouvelle configuration et après chaque modification (nouvelle caméra, nouvel objectif, nouveau matériau utilisé pour la construction, dispositif de supportage caméra modifié, modification de l'intérieur de la chambre de construction...). Toute fuite détectée doit être colmatée avec l'ajout d'une feuille de plomb avant une nouvelle vérification de l'étanchéité.

Il est également nécessaire de protéger le hublot du phénomène de métallisation. En effet, si ce n'est pas le cas, la métallisation réduira progressivement la transmittance du hublot. Sans cette précaution, le hublot sera totalement opaque au bout de quelques heures de fabrication. En outre, la diminution progressive de la transmittance du hublot rend impossible toute analyse de l'évolution des niveaux de gris des images, même de façon qualitative. Cela rendrait également impossible le suivi de constructions dont la durée est de plusieurs heures. Le hublot doit donc être protégé par un film Kapton situé entre le hublot et la chambre de construction. Initialement enroulé autour d'une bobine, ce film défile de façon continue devant le hublot afin d'éviter l'accumulation de la métallisation. La bobine de film neuf ainsi que celle contenant le film usagé sont placées de part et d'autre du hublot (voir **Figure 2.2**). Le film de protection Kapton, d'une épaisseur de 25 μm , est constitué d'un polymère résistant aux hautes températures (jusqu'à 400°C) et avec une transmittance supérieure à 0,8 pour la gamme de longueur d'onde 0,7 – 1,0 μm [66]. Le renouvellement du film en continu permet de maintenir une transmittance stable tout au long de la construction pour l'ensemble hublot + film Kapton. Ce coefficient de transmission global τ^h a été évalué à 0,76 par Boone *et al.* [54].

La correction de la déformation géométrique induite par l'angle de 20° entre l'axe optique de la caméra et la normale à la surface de construction fait appel à des outils d'analyse d'images et sera détaillée dans la partie 2.4.1.

2.2 Caractéristiques des différentes caméras et dispositifs de supportage associés

L'objectif de cette partie est de détailler quelques caractéristiques importantes des différentes caméras ainsi que les modifications partielles/complètes apportées aux dispositifs de supportage associés.

2.2.1 Caméra installée par défaut par le constructeur de la machine Arcam A1

La machine Arcam A1 est équipée par défaut d'une caméra KPC-S500 (marque KT&C) dotée d'un capteur CCD (*Charge-Coupled Device*) de 0,25 mégapixels (MP) opérant principalement sur la gamme de longueurs d'onde du visible. Dans le dispositif de supportage associé à cette caméra et installé par défaut par le constructeur (voir **Figure 2.3**), la caméra observe la surface de construction à travers une ouverture de 15 mm de diamètre. Elle est maintenue sur le dispositif à l'aide d'une **pièce de fixation** dont le but est également de maintenir un système d'éclairage de la chambre de fabrication. Cet éclairage est utilisé lors de la phase de préparation de la construction. Il est désactivé pendant la fabrication. Le défilement du film Kapton est assuré par un moteur placé à l'extérieur du dispositif. Le défilement peut être actionné manuellement par l'utilisateur ou réglé à une vitesse fixe limitée à 100 mm/h par le logiciel de contrôle de la machine Arcam A1.

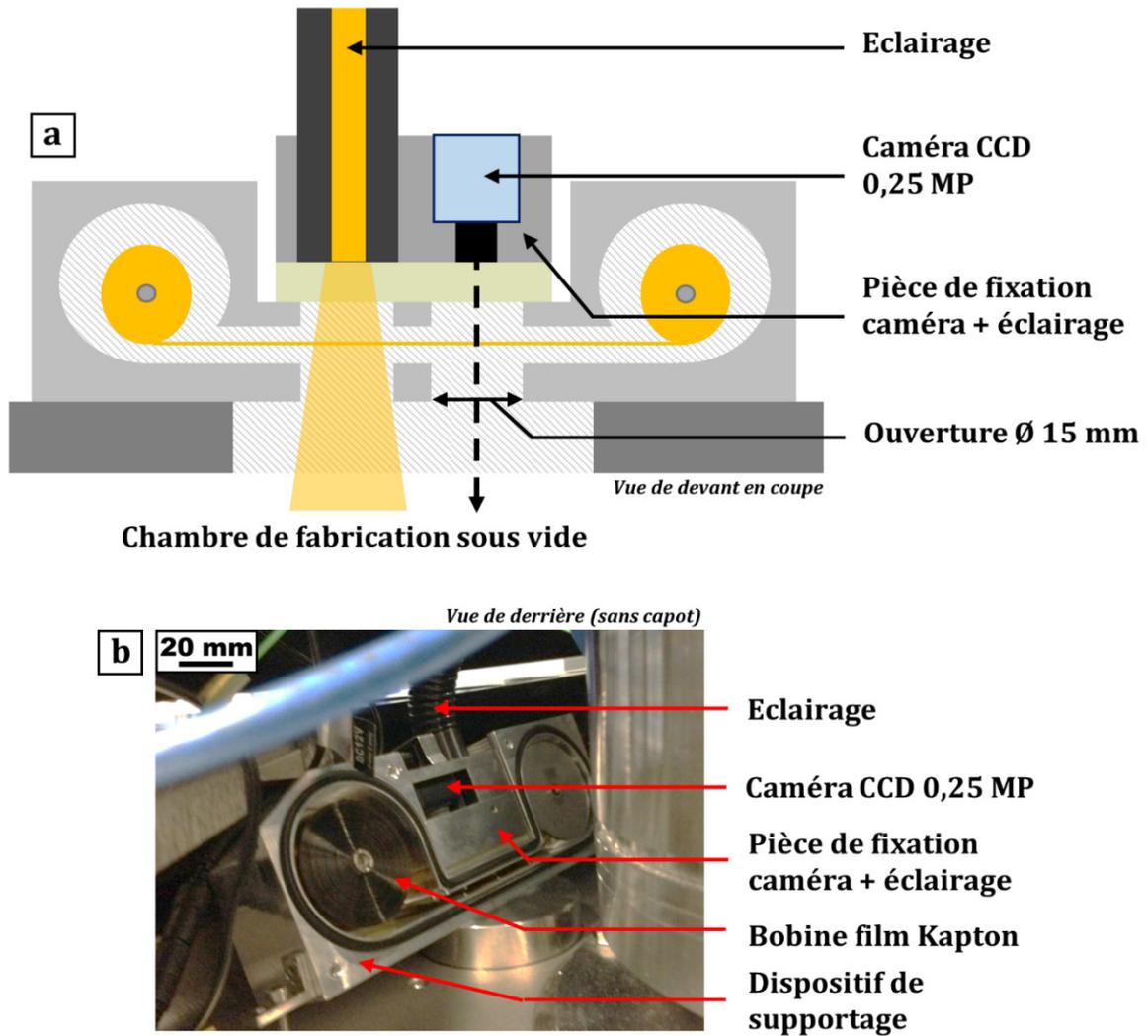


Figure 2.3 : **(a)** Schéma du dispositif de supportage de la caméra en configuration Arcam par défaut. **(b)** Photo du dispositif de supportage Arcam par défaut sans capot.

La caméra CCD 0,25 MP permet d'obtenir une discrétisation spatiale moyenne (longueur représentée par un pixel de l'image) de 670 μm ce qui est très insuffisant pour réaliser les caractérisations présentées dans ce manuscrit et pouvoir espérer capturer des défauts de fabrication. Cela est tout particulièrement critique pour l'observation de certains pores dont la taille caractéristique est de l'ordre de la centaine de micromètres.

Dans le cadre de ce travail de thèse, la caméra installée par défaut a donc été remplacée par deux modèles équipés de capteurs CMOS (*Complementary Metal Oxide Semiconductor*) plus puissants et permettant d'obtenir de meilleures discrétisations spatiales. Les caractéristiques et avantages de ces caméras sont détaillés dans les paragraphes suivants.

2.2.2 Caractéristiques des deux nouvelles caméras CMOS

La première caméra est un modèle Baumer VCXU-31M équipé d'un capteur CMOS 3 MP. La seconde est un modèle VCXU-123M équipé d'un capteur CMOS 12 MP. Ces caméras sont sensibles aux longueurs d'onde du domaine visible (400 à 780 nm) ainsi qu'à une partie des longueurs d'onde du domaine du proche infrarouge (780 à 1 000 nm).

Avant de détailler leurs caractéristiques respectives, quelques notions relatives aux caméras CMOS doivent être rappelées. Un capteur CMOS est constitué d'une matrice de pixels. Lors de l'acquisition d'une image, chaque pixel reçoit un certain nombre de photons pendant une durée appelée **temps d'exposition** et notée t_{exp} . Les photons parvenant à un pixel donné génèrent des électrons par effet photoélectrique. Le taux de conversion photon/électron dépend de la longueur d'onde des photons incidents. C'est pour cette raison que le capteur CMOS n'est sensible qu'à certaines longueurs d'onde. Cette information est appelée **rendement quantique**. La **Figure 2.4** représente l'évolution du rendement quantique en fonction de la longueur d'onde pour la caméra 12 MP (données extraites de la fiche technique du constructeur). Les caractéristiques de la caméra 3 MP sont très proches de celles de la caméra 12 MP. On notera que le rendement quantique est exprimé ici de façon relative. La valeur de 1 est affectée à la longueur d'onde pour laquelle le taux de conversion photon/électron est maximal (600 nm dans ce cas).

La **Figure 2.4** montre que ces caméras CMOS sont sensibles aux longueurs d'ondes comprises entre 400 et 1 000 nm (la partie UV < 400 nm, absente de la courbe, est négligée). Cette gamme de longueurs d'onde se décompose en une partie visible (400 – 780 nm) et en une partie proche infrarouge (> 780 nm). Le trait pointillé rouge représente la délimitation retenue pour l'utilisation des filtres associés à la caméra. La démarche qui a conduit à l'ajout de filtres pour ne travailler que sur la partie supérieure à 700 nm (gamme NIR) sera explicitée dans la partie 2.2.6.

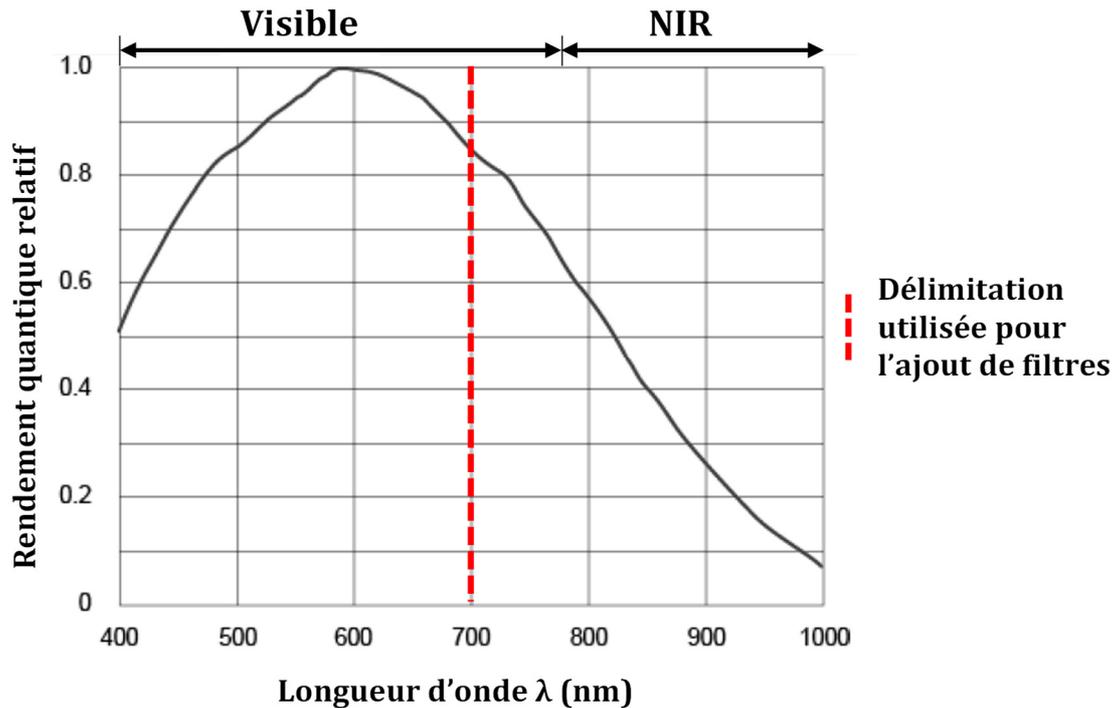


Figure 2.4 : Evolution du rendement quantique de la caméra 12 MP en fonction de la longueur d'onde des photons incidents. Le trait rouge en pointillé représente la limite des domaines des filtres ajoutés aux caméras. **Extrait de la fiche technique Baumer VCXU-123M**

La quantité d'électrons générés par les photons parvenant au capteur est ensuite quantifiée et traduite en signal numérique pour chaque pixel. Dans ce manuscrit, sauf indication contraire, le signal numérique sera monochromatique, c'est-à-dire affiché en **niveaux de gris**. La valeur de niveau de gris de chaque pixel sera définie par un nombre entier positif codé sur 8 bits et donc compris entre 0 (affiché noir sur l'image) et 255 (affiché blanc sur l'image). Plus le nombre de photons détectés est important, plus le niveau de gris sera élevé et plus le pixel sera clair sur l'image. Le niveau de gris maximal correspond à la **capacité de saturation** du pixel ; il s'agit du nombre maximal d'électrons pouvant être comptés. Si pendant la durée du temps d'exposition, le pixel reçoit plus de photons qu'il ne peut en convertir en électrons alors la valeur de niveau de gris de 255 sera renvoyée. Ces valeurs doivent donc être analysées avec précaution.

La **caméra 3 MP** est un modèle Baumer VCXU-31M équipé d'un capteur CMOS. Deux objectifs différents sont disponibles pour cette caméra :

- Le premier objectif, de **distance focale $f = 16 \text{ mm}$** , permet d'observer une surface de $210 \times 165 \text{ mm}^2$ (soit 79 % de la surface de construction maximale de $210 \times 210 \text{ mm}^2$). La discrétisation spatiale moyenne (longueur représentée par un pixel de l'image) obtenue est de $110 \text{ }\mu\text{m} \pm 10 \%$. Cette tolérance provient de la distorsion de l'image provoquée par l'angle de 20° entre l'axe optique de la caméra et la normale à la surface de construction. Pour la même raison, la discrétisation spatiale sera légèrement différente selon les directions X et Y.
- Le second objectif, de **distance focale $f = 25 \text{ mm}$** , permet d'observer une surface de $140 \times 105 \text{ mm}^2$ (soit 33 % de la surface de construction maximale). La discrétisation spatiale moyenne obtenue est de $71 \text{ }\mu\text{m} \pm 10 \%$.

Cette caméra permet de travailler avec une fréquence d'acquisition maximale de 120 Hz à 3 MP. Indépendamment de l'objectif utilisé, il est possible de réduire la zone d'observation, c'est-à-dire de n'utiliser qu'une partie des pixels du capteur. En procédant de la sorte, on peut augmenter la fréquence d'acquisition maximale au-delà de 120 Hz.

La **caméra 12 MP** est un modèle Baumer VCXU-123M équipé d'un capteur CMOS. A nouveau, deux objectifs différents sont disponibles pour cette caméra :

- Le premier objectif, de **distance focale $f = 25 \text{ mm}$** , permet d'observer l'intégralité de la surface de construction. La discrétisation spatiale moyenne obtenue est de $75 \text{ }\mu\text{m} \pm 10 \%$.
- Le second objectif, de **distance focale $f = 50 \text{ mm}$** , permet d'observer une surface de $150 \times 110 \text{ mm}^2$ (soit 37 % de la surface de construction maximale). La discrétisation spatiale moyenne obtenue est de $38 \text{ }\mu\text{m} \pm 10 \%$.

Cette caméra permet de travailler avec une fréquence d'acquisition maximale de 31 Hz à 12 MP. Il est également possible de réduire la zone d'observation pour augmenter la fréquence d'acquisition maximale.

Note : Les caractérisations qui seront présentées dans les chapitres 3 et 4 montrent *a posteriori* que l'utilisation de l'une ou l'autre de ces caméras ne semble pas avoir

d'influence sur la caractérisation des défauts. La taille caractéristique du plus petit défaut détecté avec ces caméras est de l'ordre de la centaine de micromètres et est donc supérieure à la discrétisation spatiale (indépendamment de la caméra choisie).

Les différentes configurations caméras/objectifs possibles sont résumées dans le **Tableau 2.1**.

Modèle caméra	KT&C KPC-S500 (CCD)	Baumer VCXU-31M (CMOS)		Baumer VCXU-123M (CMOS)	
Nombre de pixels	0,25 MP	3 MP		12 MP	
Objectif	Non spécifié	f = 16 mm	f = 25 mm	f = 25 mm	f = 50 mm
Discrétisation spatiale (μm)	$670 \pm 10 \%$	$110 \pm 10 \%$	$71 \pm 10 \%$	$75 \pm 10 \%$	$38 \pm 10 \%$
Surface observable (mm^2)	210x210 surface complète	210x165	140x105	210x210 surface complète	150x110
Fréquence d'acquisition max. (image complète)	Non spécifiée	120 Hz	120 Hz	31 Hz	31 Hz

Tableau 2.1 : Caractéristiques des différentes caméras en fonction de l'objectif utilisé (MP = mégapixels). Les caractéristiques de la caméra CCD installée par défaut sont données à titre de comparaison.

2.2.3 Installation de la caméra 3 mégapixels

La **Figure 2.5** illustre les modifications apportées au dispositif de supportage pour la caméra 3 MP.

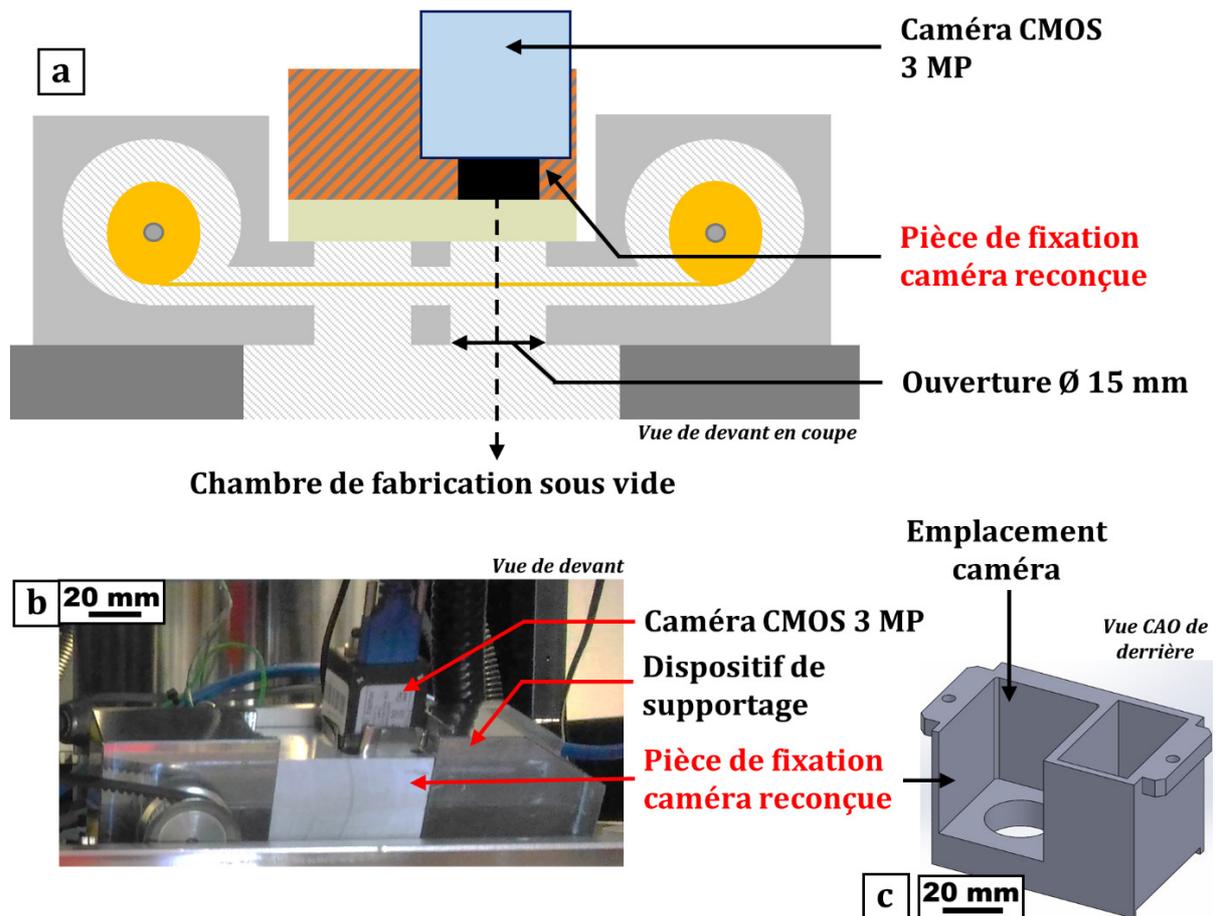


Figure 2.5 : (a) Schéma du dispositif de supportage en configuration caméra 3 MP. (b) Photo du dispositif de supportage 3 MP. (c) Vue CAO de la pièce de fixation caméra reconçue.

La caméra CMOS 3 MP est plus volumineuse que la caméra CCD 0,25 MP installée par défaut. En conséquence, la pièce de fixation caméra (hachurée en orange en (a) et visible en (b) et (c) de la **Figure 2.5**) a dû être reconçue pour correspondre aux nouvelles dimensions de la caméra tout en conservant le reste du dispositif (voir annexe B). Cette pièce doit être fabriquée en acier inoxydable austénitique (304L ou 316L) en raison de son caractère amagnétique. En effet, le dispositif de supportage de la caméra se situe près des bobines électromagnétiques utilisées pour contrôler la trajectoire du faisceau dans la colonne du canon à électrons. Un matériau ne répondant pas à cette exigence pourrait produire un champ magnétique qui perturberait la trajectoire du faisceau d'électrons. Pour des raisons d'encombrement, le dispositif d'éclairage a dû être supprimé. L'ouverture de diamètre 15 mm est suffisante pour cette caméra.

2.2.4 Installation de la caméra 12 mégapixels

La **Figure 2.6** illustre les modifications apportées au dispositif de supportage pour la caméra 12 MP.

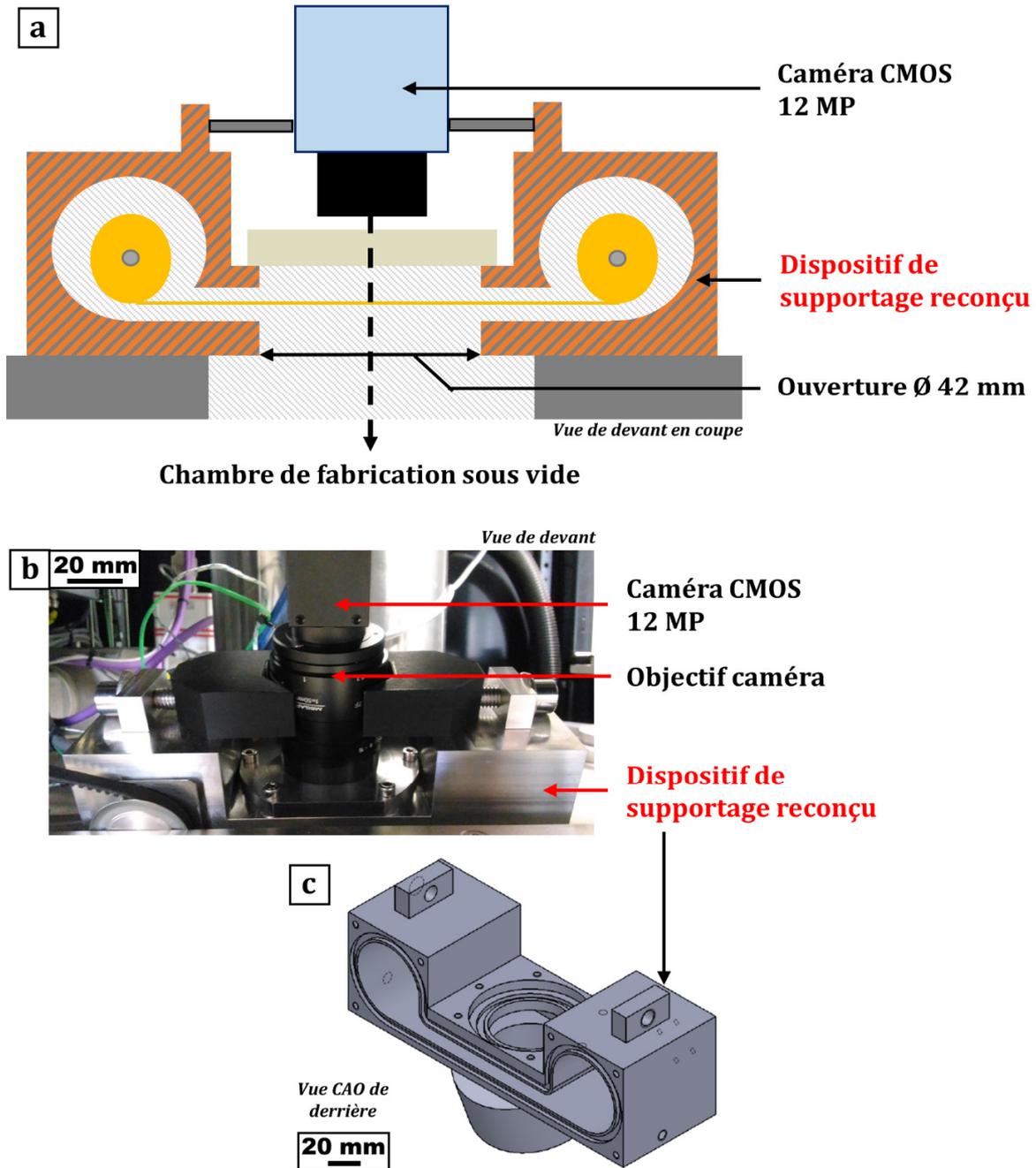


Figure 2.6 : (a) Schéma du dispositif de supportage en configuration caméra 12 MP. (b) Photo du dispositif de supportage 12 MP. (c) Vue CAO de la pièce principale du dispositif de supportage de la caméra.

La caméra 12 MP est encore plus encombrante que les autres en raison d'objectifs volumineux. L'ouverture de 15 mm de diamètre qui était suffisante pour la caméra 3 MP devient alors trop étroite. Une reconception complète du dispositif de supportage (pièce hachurée en orange sur la **Figure 2.6a**) a été nécessaire pour que le diamètre de l'ouverture puisse atteindre sa valeur maximale de 42 mm. Ce diamètre est fixé par le trou percé dans le bâti de la chambre de construction.

Comme précédemment, le matériau choisi pour la réalisation de ce dispositif doit être amagnétique. La pièce à reconcevoir est beaucoup plus complexe que dans le cas de la caméra 3 MP (voir **Figure 2.6b et c** et plan CAO dans l'annexe B). Ce nouveau dispositif de supportage a été conçu pour être adapté à des caméras (optique ou infrarouge) encore plus encombrantes si besoin. Le film Kapton utilisé doit être plus large que dans le cas de la caméra 3 MP afin de bien protéger l'intégralité du hublot. Dans cette configuration, il est nécessaire d'ajouter une épaisseur de verre de sécurité (côté vide) en plus du verre au plomb (côté extérieur) comme c'est le cas pour le hublot central de la machine Arcam A1. Cela permet de réduire les risques d'endommagement du hublot pendant la fabrication.

2.2.5 Quelques généralités sur les images *in situ* proche infrarouge

Cette sous-partie a pour but d'explicitier quelques caractéristiques typiques des images obtenues avec les caméras CMOS présentées précédemment. En effet, certaines étapes des traitements d'images associés sont basées sur la compréhension de ces caractéristiques. La **Figure 2.7a** représente une image *in situ* prise avec la caméra 3 MP après la fusion de pièces en Ti-6Al-4V, pièces dans lesquelles on a volontairement inclus des cylindres et des parallélépipèdes creux. La vue CAO de ces deux pièces est présentée sur la **Figure 2.7b**.

Par convention, toutes les images présentées dans ce manuscrit adopteront le même système de coordonnées (voir **Figure 2.7a**). L'image est prise dans le plan XY. L'axe normal à l'image est l'axe Z (direction de construction).

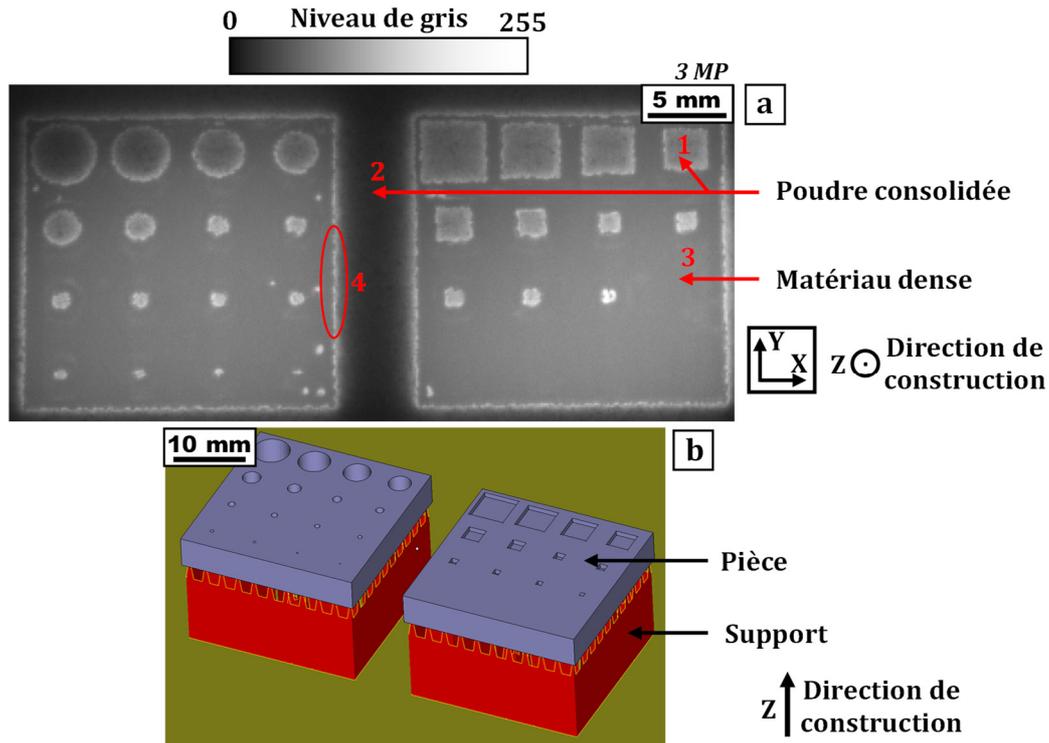


Figure 2.7 : (a) Exemple d'image prise avec la caméra 3 MP lors de la construction de deux pièces. (b) Vue CAO obtenue avec le logiciel Magics des deux pièces construites.

Plusieurs observations peuvent être effectuées à partir de cette image sur laquelle on observe soit des zones avec de la poudre consolidée (zones 1 et 2 par exemple) soit des zones correspondant à du matériau dense (zones ayant été fondues sous l'effet du passage du faisceau d'électrons puis solidifiées, zone 3 par exemple).

Comme cela a déjà été évoqué dans le chapitre 1, une partie de l'information reçue par la caméra provient du rayonnement émis par la surface de construction. On pourra observer des différences de niveau de gris entre deux zones de même nature comme par exemple deux zones « poudre » ou deux zones « matériau dense » ce qui traduit des différences de température. C'est le cas des points 1 et 2 de la **Figure 2.7a** qui correspondent tous deux à de la poudre. La poudre se trouvant dans la zone 1 a une température plus élevée en surface que la poudre de la zone 2.

On observe également des différences importantes de niveau de gris aux frontières poudre/matériau dense (par exemple zone n°4 sur la **Figure 2.7a**). Ce « saut » de niveau de gris peut être attribué à la différence d'émissivité entre la poudre ϵ_p et le matériau

dense ϵ_d . Dans la littérature, Dinwiddie *et al.* [45] ont estimé la valeur de l'émissivité du Ti-6Al-4V à 800°C à l'aide d'une caméra travaillant dans l'infrarouge moyen pour les états poudre ($\epsilon_p \approx 0,77$) et matériau dense ($\epsilon_d \approx 0,33$). Ils constatent de façon générale qu'à une température donnée, l'émissivité de la poudre est supérieure à celle du matériau dense. Ce constat a également été fait par d'autres auteurs [44,54] et est dû à la rugosité apparente du lit de poudre, en raison de l'alternance de particules de poudre et de trous [67]. Cela signifie que pour une température identique, la poudre présentera un niveau de gris plus élevé que le matériau dense. La zone 4 de la **Figure 2.7a** montre que le niveau de gris du lit de poudre chute rapidement en raison de la baisse de température lorsqu'on s'éloigne du bord de la pièce.

D'autres paramètres peuvent avoir une influence sur le niveau de gris des images. Une variation de l'angle θ entre l'axe optique de la caméra et la normale à la surface observée peut avoir une influence sur l'émissivité [68] et donc sur le niveau de gris. Ce peut être le cas si un relief prononcé se forme sur la surface de construction. De plus, comme cela a été évoqué dans le chapitre 1, une partie de l'information parvenant à la caméra provient de rayonnements réfléchis par la surface de construction. L'influence des différents paramètres sur le niveau de gris, toutes autres choses égales par ailleurs, est résumée dans le **Tableau 2.2**.

Paramètre	Effet sur le niveau de gris (NG)	
Température T	T ↗	NG ↗
Rugosité de la surface (poudre ou matériau dense)	Rugosité ↗	NG ↗
Angle θ entre l'axe optique de la caméra et la normale à la surface observée	θ ↗	NG ↗ ou ↘ (suivant l'angle)
Reflets d'autres éléments de la chambre	Reflets ↗	NG ↗

Tableau 2.2 : Influence de différents paramètres sur le niveau de gris des images obtenues pendant la construction.

2.2.6 Utilisation de filtres

Comme expliqué précédemment, les capteurs des caméras sont sensibles aux photons de longueurs d'onde comprises entre 400 et 1 000 nm. Des essais préliminaires ont été réalisés en ajoutant des filtres à la caméra selon les 3 configurations ci-dessous afin de déterminer s'il existe une gamme de longueurs d'onde plus pertinente pour la caractérisation *in situ* dans le cas du matériau étudié (Ti-6Al-4V). Par souci de simplification, la gamme de longueurs d'onde λ de 700 à 1 000 nm sera nommée proche infrarouge (NIR).

- Essai sans filtre (λ : 400 à 1 000 nm).
- Essai avec un filtre permettant de travailler dans le visible (λ : 400 à 700 nm).
- Essai avec un filtre permettant de travailler dans le proche infrarouge (λ : 700 à 1000 nm).

Une construction a été réalisée et suivie à l'aide de la caméra 3 MP pour chacune des configurations ci-dessus. Les pièces sont identiques et sont fabriquées avec les paramètres de fabrication standards d'Arcam. La **Figure 2.8** présente des images typiques obtenues durant ces constructions pour deux couches consécutives qui correspondent à deux directions de remplissage différentes (respectivement selon X et selon Y). On rappelle que la direction de remplissage subit une rotation de 90° entre chaque couche.

On peut observer sur les images de la **Figure 2.8** une quantité plus ou moins importante de zones de « reflets » très clairs (niveau de gris élevé) et ne correspondant pas à des défauts. Quelques exemples de ces zones sont repérés par des flèches et ellipses rouges.

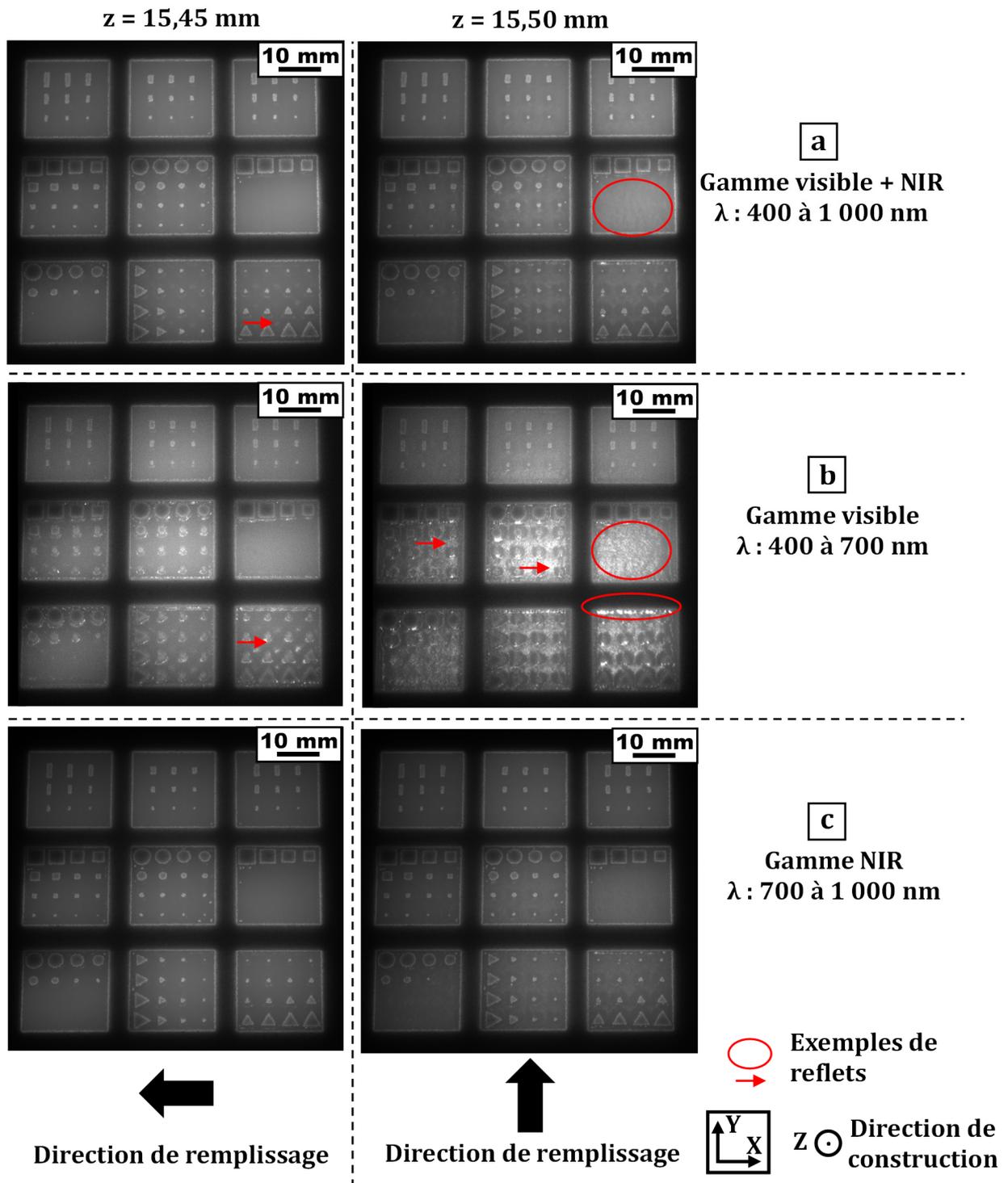


Figure 2.8 : Images *in situ* d'une construction identique obtenues avec la camera 3 MP **(a)** sans filtre, **(b)** avec un filtre permettant de travailler dans le visible et **(c)** avec un filtre permettant de travailler dans le proche infrarouge. Pour chaque configuration deux images correspondant à deux directions de remplissage différentes sont données.

Deux conclusions peuvent être tirées des images quant à ces zones de reflets.

Tout d'abord, en fonction du filtre utilisé, l'image présente une quantité plus ou moins importante de reflets. Il apparaît que les images prises sur la gamme du visible présentent une quantité de reflets plus importante que pour les autres configurations. Il semble peu probable que ces différences proviennent de variations de température ou d'état de surface d'une construction à l'autre étant donné qu'il s'agit des mêmes pièces construites avec des paramètres identiques. Ces reflets sont donc liés à un rayonnement émis par l'environnement de la machine et réfléchi par la surface de construction. Le principal responsable de ces reflets est le filament de tungstène. Sous l'effet du passage du courant, le filament émet de la lumière sur une partie de la surface de construction. Cette dernière réfléchit ce rayonnement vers la caméra. Sur les images, les trois pièces du haut semblent relativement épargnées par ces reflets car elles sont moins exposées à la lumière émise par le filament.

Ces reflets posent des problèmes lors du traitement des images, il est donc intéressant de chercher à les minimiser. La différence entre les images obtenues pour la gamme du visible et les autres images est flagrante. Par contre, la différence entre les images « visible + NIR » et les images NIR est plus subtile. Des reflets sont observés de façon légèrement plus importante pour la configuration « visible + NIR » lorsque la direction de remplissage est parallèle à l'axe Y. Cela est suffisant pour dégrader la qualité des traitements d'images. **Un filtre permettant de travailler dans le proche infrarouge a donc été utilisé pour chaque acquisition présentée dans ce manuscrit dans l'objectif de réduire ces reflets** (d'où la dénomination caméra NIR).

Il apparaît également que ces reflets semblent être en partie dépendants de la direction de remplissage, quel que soit le filtre ajouté. Lorsque celle-ci est parallèle à l'axe Y, les reflets sont amplifiés. Ce phénomène est lié au relief généré en surface des pièces par les cordons de fusion parallèles. Ces derniers sont perpendiculaires à la direction de remplissage et espacés de 100 μm environ. Comme le montre la **Figure 2.9**, les cordons de fusion parallèles orientés de façon favorable vont réfléchir une partie du flux lumineux provenant du filament en direction de la caméra. L'influence des reliefs de la surface sur le flux lumineux réfléchi vers le capteur de la caméra a aussi été mise en évidence par Raplee *et al.* [23].

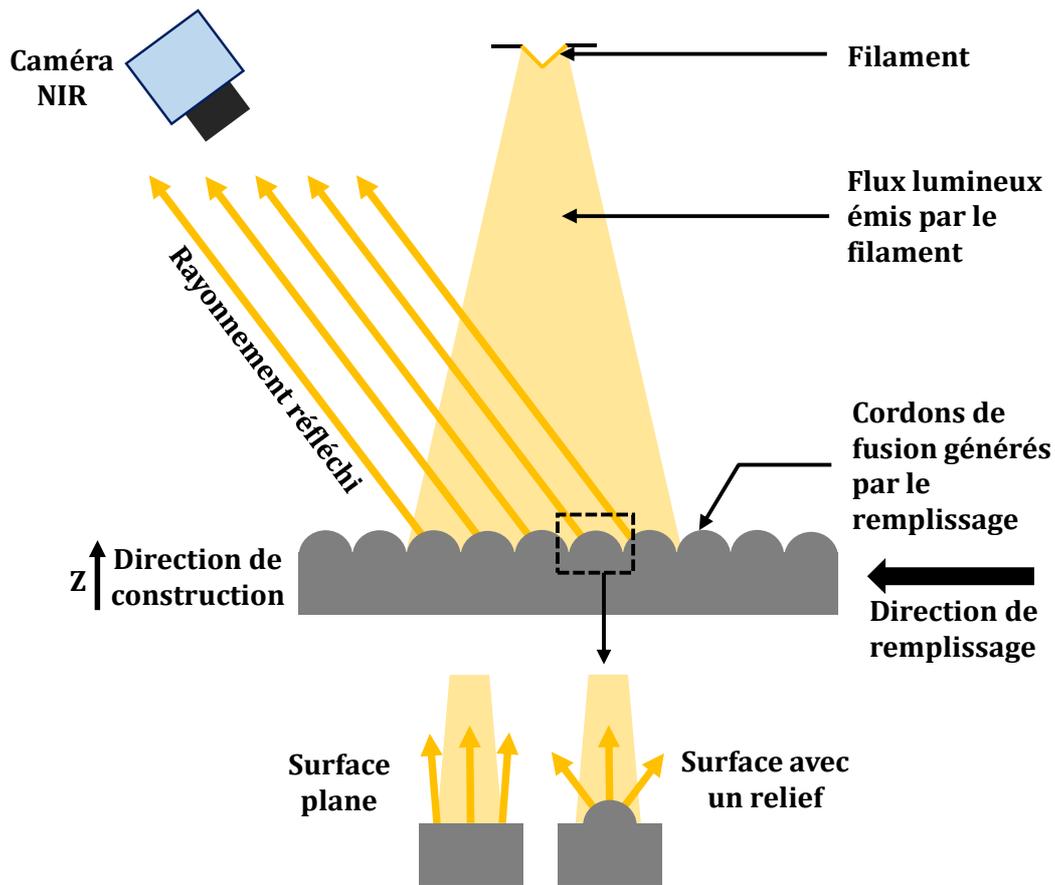


Figure 2.9 : Schéma représentant le phénomène du flux lumineux émis par le filament et réfléchi par le relief en surface des pièces. Ce relief est généré par les cordons de fusion parallèles.

2.3 Automatisation de l'acquisition des données

En raison de la durée des constructions (de quelques heures à plusieurs dizaines d'heures), de la nécessité de déclencher la prise d'image en fonction d'évènements particuliers lors de la construction ainsi que de la grande quantité de données à gérer, il a été nécessaire de mettre en place une automatisation du procédé d'acquisition.

2.3.1 Modes d'acquisition

Deux modes d'acquisition des données ont été retenus : **acquisition couche par couche** et **acquisition en continu**. Ces deux modes d'acquisition sont schématisés sur la **Figure 2.10**.

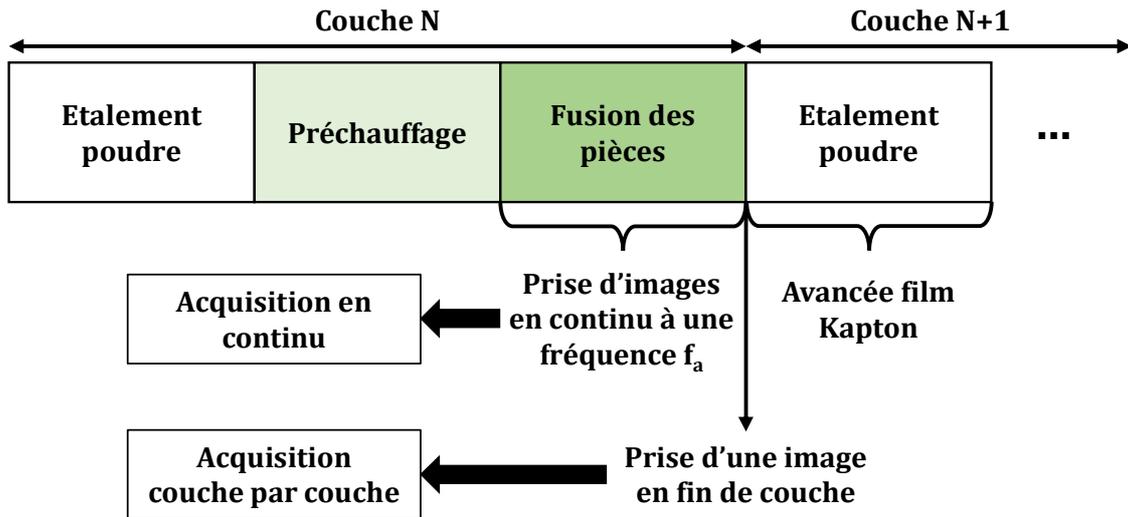


Figure 2.10 : Comparatif des deux modes d'acquisition.

La **Figure 2.10** représente le déroulement d'une séquence typique pour la fabrication d'une couche N : la poudre est étalée par le râteau ; la surface de construction est ensuite préchauffée par un balayage rapide du faisceau d'électrons afin de consolider le lit de poudre et enfin, les pièces sont fusionnées. La séquence redémarre ensuite pour la couche N+1. Le mode d'acquisition couche par couche nécessite de prendre une image à la fin de l'étape de fusion des pièces alors que le mode d'acquisition en continu requiert une prise d'images en continu avec une fréquence d'acquisition f_a durant l'intégralité de l'étape de fusion des pièces.

Le **mode d'acquisition couche par couche** consiste à prendre une image pour chaque couche toujours au même instant lors de la séquence de fabrication. Afin de pouvoir visualiser l'état des pièces construites, la prise d'image est effectuée juste après la fin de la fusion des pièces pour la couche N et avant que le râteau ne vienne déposer de la poudre sur la surface de construction pour la couche N+1. Le temps d'exposition t_{exp} de la caméra peut être maintenu constant mais il est aussi possible d'utiliser la fonction « auto-exposition » qui ajuste automatiquement le temps d'exposition afin que le niveau de gris moyen de l'image atteigne une valeur donnée.

Le jeu de données obtenu sera une « pile d'images » avec autant d'images que de couches fabriquées lors de la construction. Ces données seront traitées avec les algorithmes d'analyse d'images permettant d'identifier l'apparition de défauts typiques du procédé.

La caractérisation des défauts détectables avec le mode d'acquisition couche par couche sera décrite dans le chapitre 3. Ce mode d'acquisition a l'avantage de générer des jeux de données moins volumineux que ceux de l'acquisition en continu. Une construction haute de 100 mm générera un jeu de données dont la taille sera de l'ordre de la dizaine de gigaoctets. En revanche, ce mode d'acquisition est plus difficilement exploitable dans le but d'anticiper l'apparition de certaines anomalies ou d'analyser de façon quantitative l'évolution de la valeur de niveau de gris des pixels.

Le **mode d'acquisition en continu** consiste à prendre une série d'images (une vidéo) pour chaque couche fabriquée avec une fréquence d'acquisition fixe f_a . La prise d'images est réalisée pendant l'intégralité de l'étape de fusion des pièces de la couche N. Elle prend fin lorsque le râteau étale la poudre pour la couche N+1. Le temps d'exposition t_{exp} de la caméra est obligatoirement maintenu constant (contrairement à l'analyse couche par couche) afin de pouvoir analyser l'évolution de la valeur de niveau de gris des pixels.

Le jeu de données obtenu sera un ensemble de N séries d'images, N étant le nombre de couches fabriquées. Ces données sont traitées à l'aide d'algorithmes d'analyse d'images différents de ceux utilisés pour l'acquisition couche par couche. Elles permettent d'anticiper certaines anomalies conduisant à une instabilité du procédé ainsi que l'apparition de certains défauts dans les pièces lorsqu'ils sont liés à un mauvais apport d'énergie ou à une évacuation de chaleur trop lente. La caractérisation à l'aide du mode d'acquisition en continu sera détaillée dans le chapitre 4. Ce mode d'acquisition permet de fournir des informations complémentaires à celles du mode d'acquisition couche par couche mais présente l'inconvénient de générer des jeux de données très volumineux. Une construction haute de 100 mm suivie en acquisition continue avec une fréquence d'acquisition de 10 Hz peut générer plusieurs téraoctets de données. Afin de réduire la taille du jeu de données et donc la lourdeur du traitement d'images, il convient donc de limiter la zone d'observation au strict nécessaire, de ne pas utiliser une fréquence d'acquisition trop élevée et de limiter l'acquisition à l'étape de fusion. Il peut être intéressant d'utiliser ce mode seulement pour certaines zones critiques plus propices à la génération des défauts.

Le choix de la caméra lors du suivi *in situ* des constructions peut être guidé en fonction du mode d'acquisition retenu et des caractéristiques du **Tableau 2.1** page 65.

2.3.2 Encrassement du film de protection

Le film de protection en Kapton, dont le but est de prévenir les dépôts métalliques sur le hublot d'observation, peut subir un encrassement si sa vitesse de défilement est trop lente. La **Figure 2.11** illustre ce phénomène : un parallélépipède de dimensions 15x15x10 mm³ a été construit avec les paramètres standards d'Arcam pour le Ti-6Al-4V. La vitesse de déroulement du film Kapton est fixée par défaut à 20 mm/h. Le déroulement de la construction a été suivi à l'aide de la caméra 3 MP équipée du filtre proche infrarouge en acquisition couche par couche pour un temps d'exposition fixe t_{exp} de 10 ms (voir **Figure 2.11a**). Pour chaque couche, on mesure en post-traitement le niveau de gris moyen obtenu dans une zone d'analyse de diamètre 20 pixels (soit 1,4 mm) représentée sur la figure par le cercle rouge. L'évolution du niveau de gris moyen au sein de cette zone en fonction de la hauteur de construction est représentée par la **Figure 2.11b**. Les points représentés sur cette courbe sont ceux des couches pour lesquelles la direction de remplissage est parallèle à l'axe X. En effet, comme évoqué dans la partie 2.2.6, la direction de remplissage parallèle à Y génère des reflets dus aux cordons de fusion parallèles ; ces reflets ont une influence sur le niveau de gris mesuré. On représentera donc l'évolution de la moyenne des niveaux de gris pour une seule direction de remplissage (soit une couche sur deux).

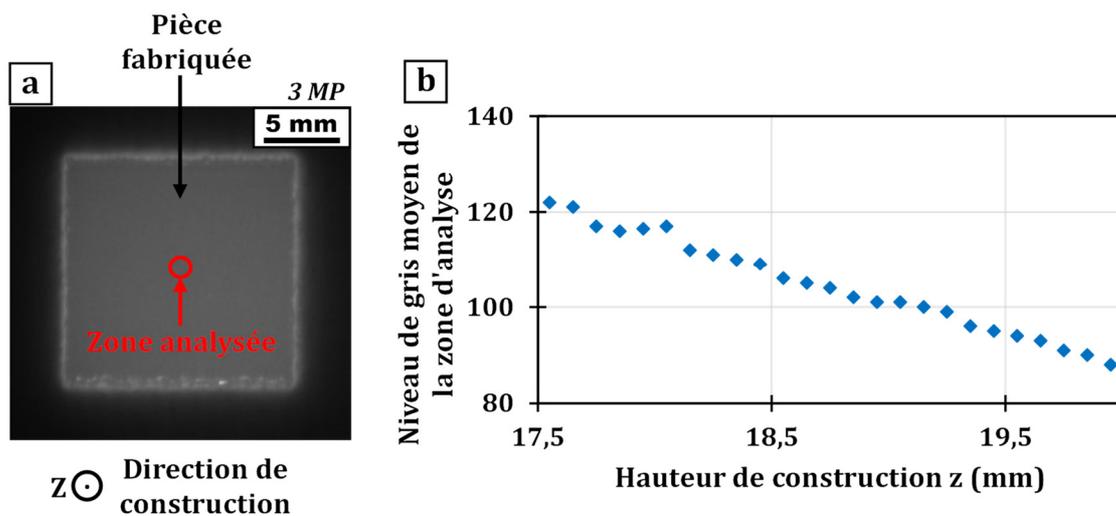


Figure 2.11 : (a) Image NIR *in situ* du parallélépipède fabriqué. La zone d'analyse de l'évolution du niveau de gris (diamètre 20 pixels) est représentée par le cercle rouge. (b) Evolution du niveau de gris moyen au sein de la zone analysée en fonction de la hauteur de construction.

La **Figure 2.11b** indique une diminution lente et régulière du niveau de gris moyen de la zone d'analyse tout au long de la construction. On rappelle ici que le niveau de gris est en partie lié à la température en surface. Lorsque celle-ci diminue, le niveau de gris diminue. Il pourrait être tentant d'interpréter la diminution du niveau de gris observée ici comme un refroidissement progressif de la surface de la pièce. Il est cependant impossible de conclure quant à un tel phénomène. En effet, le film de protection en Kapton a subi un encrassement progressif en raison du phénomène de métallisation. Dans ce cas précis, la vitesse de défilement du film de protection en Kapton est trop lente pour éliminer l'impact de la métallisation sur les niveaux de gris mesurés. L'effet observé sur la courbe est donc une conséquence directe de l'encrassement progressif du film de protection. Cet encrassement réduit progressivement la transmittance globale τ^h du dispositif de supportage de la caméra. Il est impossible de conclure quant à une éventuelle baisse de température. Les réglages imposés par le constructeur de la machine Arcam A1 ne permettent pas un défilement suffisamment rapide pour éviter cet encrassement (même à la vitesse maximale de 100 mm/h).

Pour éviter tout encrassement, le film doit dans l'idéal être renouvelé complètement pour chaque couche. Dans la pratique, un renouvellement complet du film toutes les deux couches est suffisant afin de ne pas en consommer une quantité trop importante. Pour contourner cette difficulté, l'avancée du film de protection doit être contrôlée depuis un ordinateur externe pour obtenir une vitesse de défilement suffisante comme cela est décrit dans la partie suivante.

2.3.3 Système d'acquisition automatique

Afin de réaliser l'acquisition des images dans de bonnes conditions, un second ordinateur (PC acquisition), différent de l'ordinateur de contrôle de la machine E-PBF Arcam A1 doit être utilisé. En effet, l'ordinateur de la machine E-PBF est trop peu puissant pour gérer à lui seul le grand volume de données. Le « PC acquisition » doit être suffisamment puissant pour effectuer la sauvegarde des images et le contrôle de la caméra, surtout dans le cas d'une acquisition en continu.

Comme montré précédemment, l'acquisition doit être déclenchée et arrêtée à des instants précis au cours de la séquence de fabrication quel que soit le mode d'acquisition utilisé.

Des signaux de synchronisation sont donc nécessaires pour déclencher et arrêter la prise d'images. Il en est de même pour le passage du film de protection. Pour cela, les fichiers *log files* générés par la machine E-PBF ont été utilisés. Il s'agit de fichiers pouvant être lus avec un éditeur de texte dans lequel le système de contrôle de la machine E-PBF Arcam A1 enregistre en temps réel de très nombreuses données parmi lesquelles on retrouve les valeurs mesurées par les capteurs installés dans la machine (jauges de pression, thermocouples), des informations sur l'étape de fabrication en cours ainsi que les différentes actions commandées par le logiciel de contrôle (envoi d'un courant, passage du râteau...). Certaines de ces données peuvent être utilisées pour contrôler les différents éléments du dispositif d'acquisition.

D'après la **Figure 2.10**, deux signaux de synchronisation sont nécessaires :

- Le premier correspond au déclenchement de l'étape de fusion des pièces et sera utilisé pour lancer l'acquisition en continu.
- Le second correspond à une commande envoyée au râteau pour aller chercher la poudre vers les réservoirs quelques instants après la fin de l'étape de fusion des pièces. Ce second signal sera utilisé pour arrêter l'acquisition continue, pour prendre une image dans le cas d'une acquisition couche par couche ainsi que pour déclencher le passage du film de protection pendant l'étalement de la poudre de la couche suivante.

Le système d'acquisition *in situ* des données est décrit par la **Figure 2.12**.

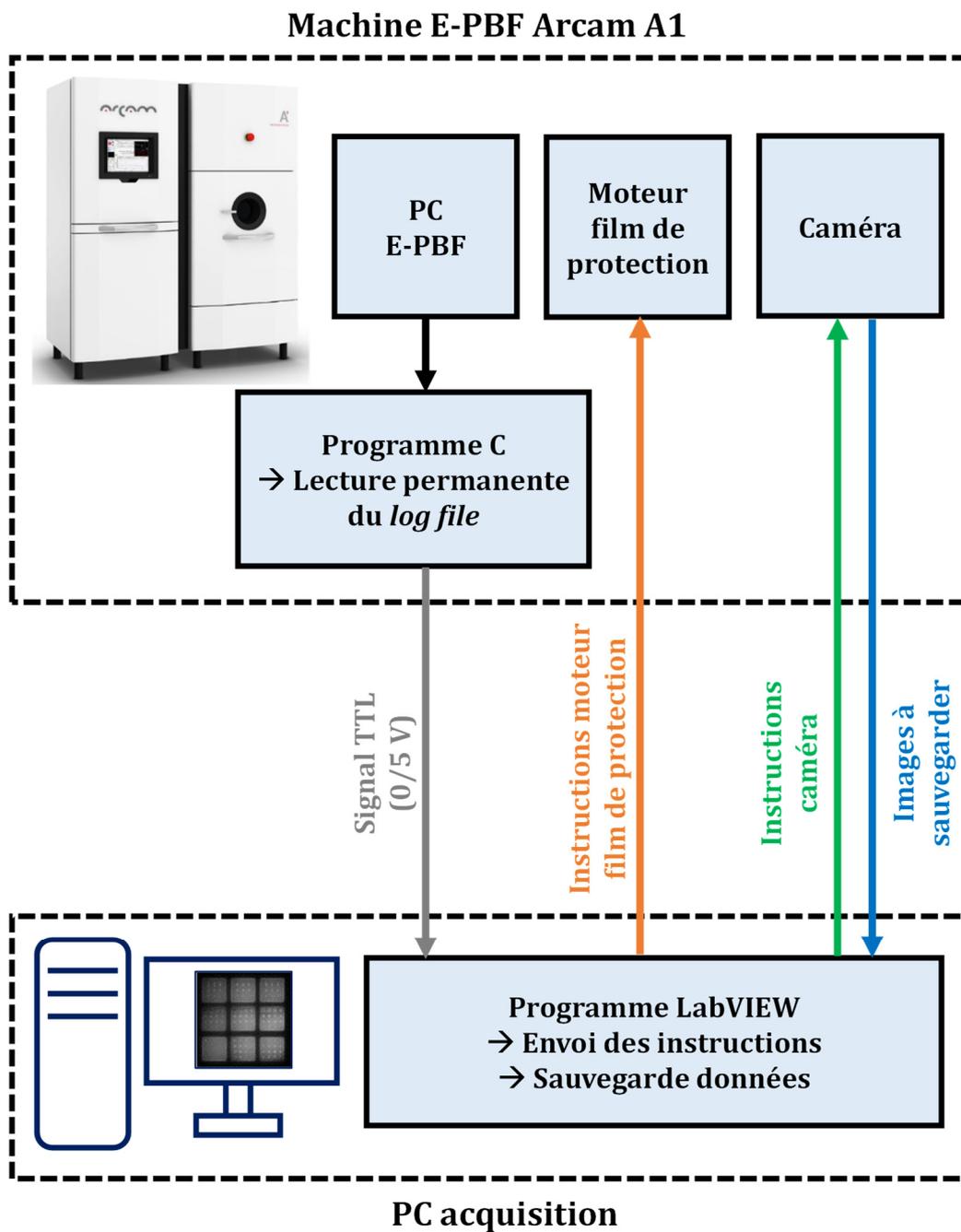


Figure 2.12 : Structure du dispositif d'acquisition. Les flèches représentent les informations échangées entre les différents composants du dispositif.

Pendant la construction, un programme codé en C est lancé sur le PC de contrôle de la machine E-PBF Arcam A1. Son rôle est de lire en continu le contenu du *log file* correspondant à la construction en cours en recherchant l'un des deux signaux de synchronisation cités plus haut. Lorsque c'est le cas, le programme C transmet cette

information au PC acquisition par l'intermédiaire d'un signal TTL (*Transistor-Transistor Logic*, tension 0/5 V). Ce signal est lu par un programme LabVIEW installé sur le PC acquisition. En fonction de l'information reçue, le programme LabVIEW va envoyer des instructions à la caméra pour déclencher/arrêter l'acquisition des images. Ces images sont transférées au PC d'acquisition pour y être sauvegardées. Le programme LabVIEW envoie aussi en parallèle une instruction pour actionner le moteur qui contrôle le mouvement du film Kapton.

2.4 Traitement des données dans le cas d'une analyse couche par couche

Cette partie détaille la procédure de traitement des données dans le cadre d'une analyse couche par couche. Dans cette étude, ces étapes sont réalisées après la fabrication mais il serait possible de les effectuer en temps réel pendant la construction.

2.4.1 Correction de la déformation de l'image à l'aide d'une mire de calibration

Comme évoqué dans la partie 2.1, l'angle de 20° entre l'axe optique de la caméra et la normale à la surface de construction va induire des déformations sur les images observées. Avant de réaliser certaines caractérisations (pour les défauts géométriques notamment), il est nécessaire de corriger cette déformation.

La correction est effectuée à l'aide d'une mire de calibration. Il s'agit d'une grille de 35x35 points sur laquelle 16 points de contrôle ont été répartis aléatoirement comme le montre la **Figure 2.13**. Cette mire de calibration est disposée sur la plaque de démarrage avant le début de la construction. L'acquisition d'une image de la mire de calibration est réalisée (image A sur la **Figure 2.13**) et est ensuite comparée avec la mire originale (image B sur la **Figure 2.13**) afin de calculer la transformation permettant de passer de l'image A vers l'image B.

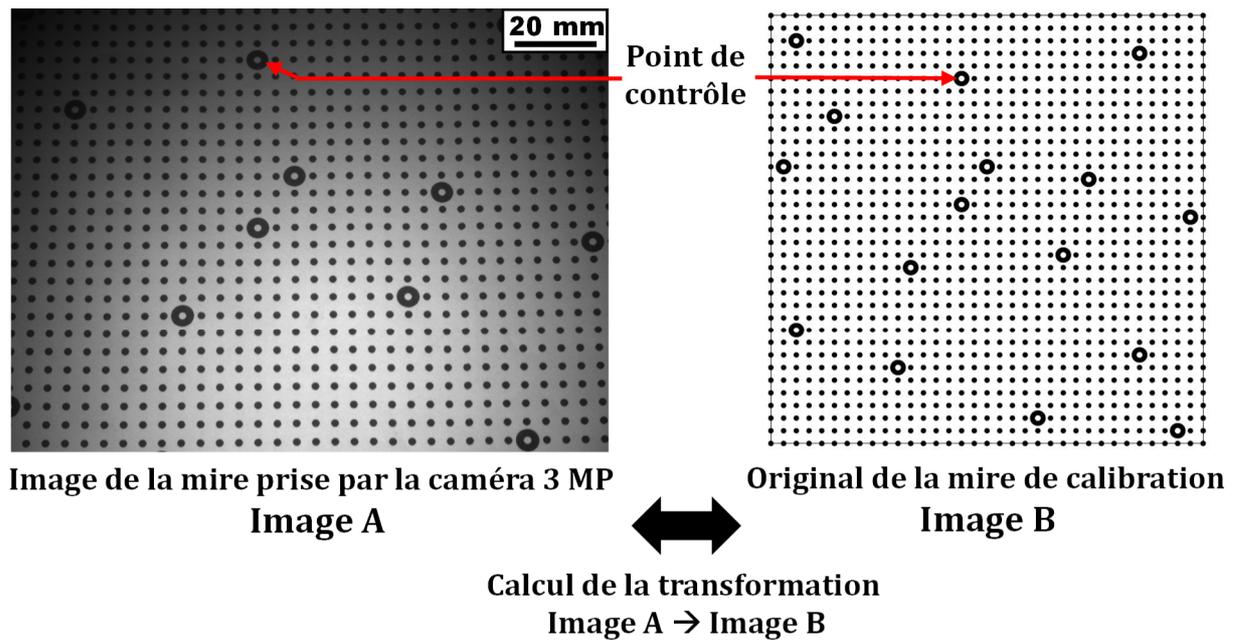


Figure 2.13 : Principe de la correction de la déformation géométrique générée par l'inclinaison de la caméra.

Cette étape est réalisée à l'aide du plugin bUnwarpJ du logiciel ImageJ. Ce plugin calcule la déformation élastique à appliquer à l'image A pour la faire correspondre à l'image B. Cette déformation est représentée par des fonctions B-splines [69,70]. Une fois cette étape réalisée, la transformation calculée peut être appliquée à toutes les images obtenues pendant la construction. Il serait également possible d'avoir recours à une correction de perspective plus simple du type transformation affine mais avec des résultats parfois moins performants dans les parties périphériques des images.

Un exemple d'image corrigée est présenté sur la **Figure 2.14**. Quelques mesures ont été ajoutées afin de mettre en avant l'intérêt d'une telle correction pour la caractérisation de défauts géométriques.

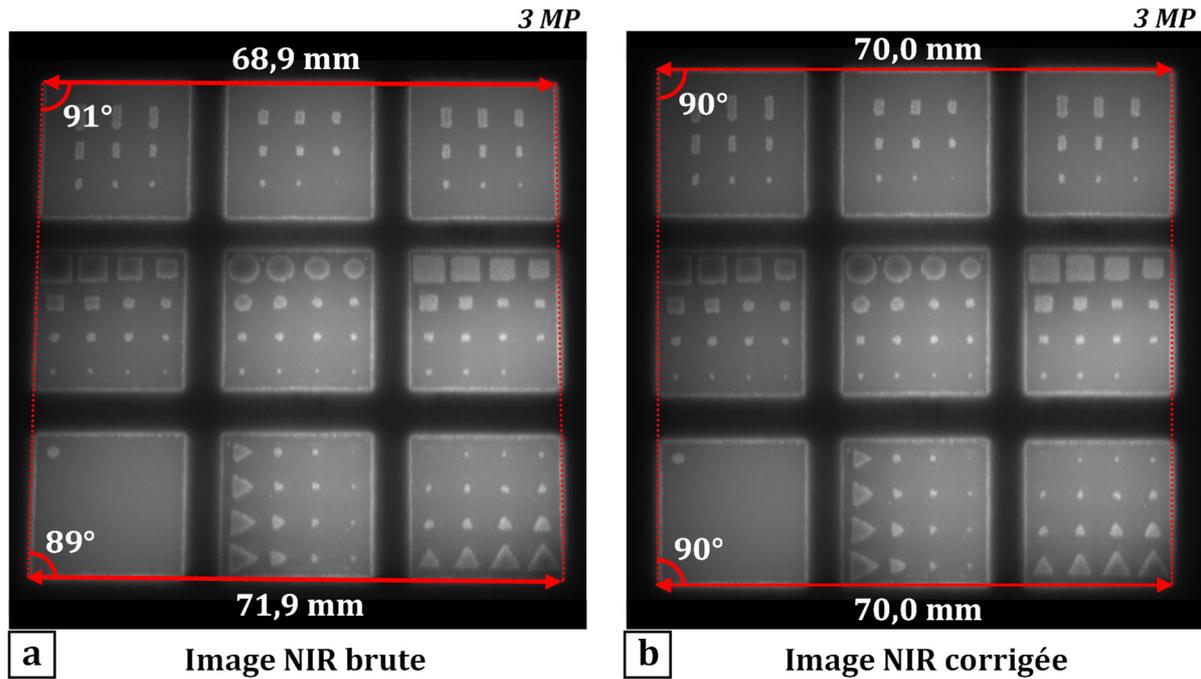


Figure 2.14 : Image NIR *in situ* (a) avant correction et (b) après correction (la largeur théorique est de 70 mm sur la CAO).

2.4.2 Démarche employée pour la détection de défauts

L'analyse couche par couche permet de détecter certains défauts typiques du procédé E-PBF. La caractérisation des défauts repose sur le traitement des données NIR *in situ* mais aussi sur la validation de ces données par une caractérisation post-fabrication des pièces fabriquées.

Les données NIR *in situ* obtenues lors du suivi de la construction E-PBF subissent une étape de traitement d'images permettant de mettre en lumière les informations recherchées. Le traitement d'images variera en fonction du défaut à caractériser.

Les résultats obtenus à partir des données NIR *in situ* sont validés à l'aide d'une inspection des pièces finales. On distinguera deux types de caractérisations post-fabrication :

- Certains défauts sont visibles immédiatement sur les pièces fabriquées. Il s'agit typiquement des distorsions géométriques (écart par rapport à la géométrie CAO théorique). Dans ce cas, un simple contrôle visuel associé éventuellement à des mesures de dimensions peut être suffisant.

- Pour d'autres défauts, il sera nécessaire d'avoir recours à un outil plus avancé. Ce sera le cas pour les défauts non visibles depuis l'extérieur comme la majorité des pores. La méthode retenue sera la tomographie aux rayons X. Cette méthode non destructive permet d'obtenir une représentation en 3D de la pièce fabriquée afin de faire apparaître des défauts internes impossibles à caractériser simplement par une inspection visuelle (voir **Figure 2.15**).

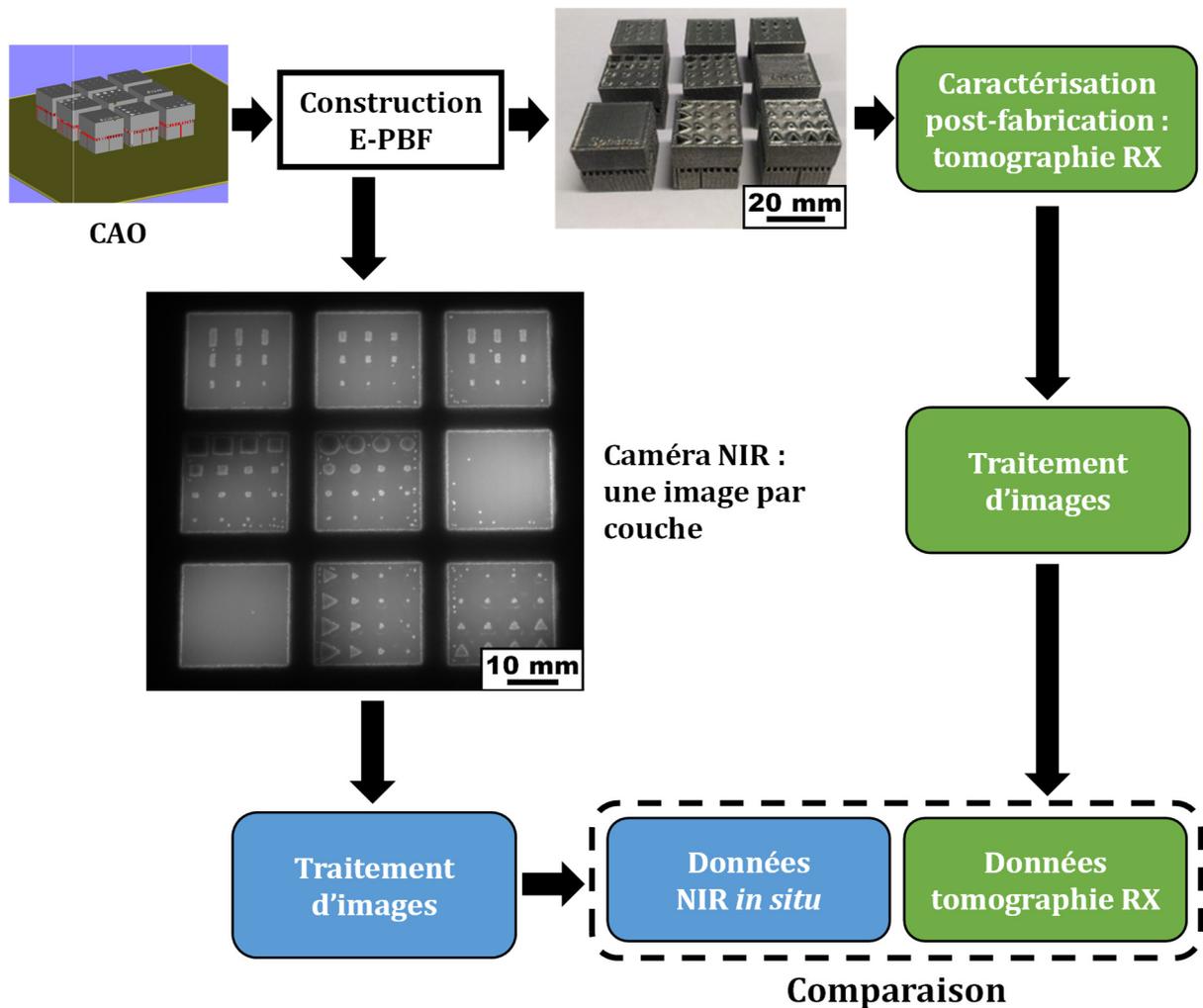


Figure 2.15 : Démarche employée pour la caractérisation des défauts internes en analyse couche par couche. Après traitement des données NIR *in situ*, une validation de ces données sera effectuée à l'aide d'une caractérisation post-fabrication (tomographie aux rayons X).

La procédure de validation présente plusieurs intérêts. Elle permet d'abord de s'assurer qu'un défaut suspecté via les données *in situ* est bel et bien présent dans la pièce finale et qu'il ne s'agit pas d'un « faux positif ». La validation permet aussi de voir s'il y a une possible évolution d'un défaut détecté par imagerie NIR. En effet, les images *in situ* décrivent l'état d'un défaut au moment où l'image est prise mais ne donnent pas d'informations sur l'évolution ultérieure d'un tel défaut lorsque les couches suivantes seront fabriquées. Il est tout à fait possible d'envisager un défaut apparu et détecté à une couche N et qui serait soit corrigé, soit aggravé lors de la fabrication des couches suivantes.

Les parties 2.4.3 et 2.4.4 ci-après reviennent respectivement sur les étapes de traitement des images et de validation par une caractérisation post-fabrication.

2.4.3 Traitement des images NIR obtenues lors d'une acquisition couche par couche

Bien que certains défauts soient visibles immédiatement sur les images brutes lors de l'acquisition couche par couche, il est utile d'appliquer un traitement aux images NIR pour faire émerger des informations sur ces défauts. Etant donné le grand nombre d'images à traiter, l'utilisation de procédures de traitement d'images semi-automatiques devient intéressante. Un traitement d'image sera particulièrement utile dans les cas suivants :

- **Détection des frontières d'une pièce.** Cela permet de déterminer la surface fusionnée qui peut être comparée avec la géométrie CAO théorique pour la recherche d'anomalies (voir **Figure 2.16a**).
- **Détection des pores.** Cela permet d'obtenir une représentation en 3D décrivant la morphologie et la distribution spatiale des pores (**Figure 2.16b**).

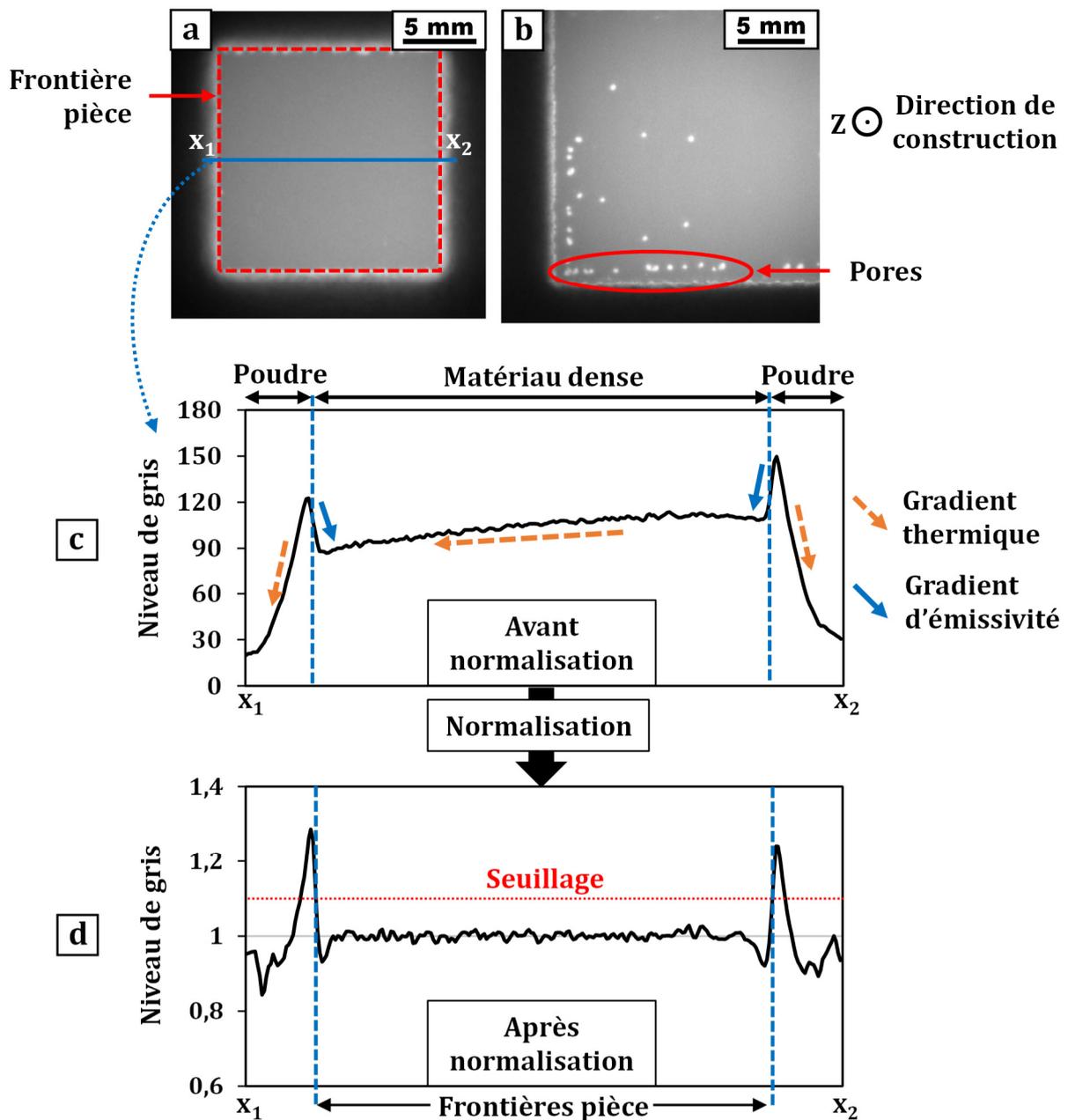


Figure 2.16 : Cas pour lesquels le traitement d'images sera nécessaire pour extraire des informations sur les défauts : **(a)** détection de la frontière d'une pièce et **(b)** présence de pores. **(c)** Profil de niveau de gris tracé entre x_1 et x_2 (points sur l'image a) sur lequel on peut observer des « gradients thermiques » et des « gradients d'émissivité ». **(d)** Profil de niveau de gris entre x_1 et x_2 après normalisation afin de ne conserver que les gradients d'émissivité permettant de retrouver la frontière de la pièce.

Les deux cas présentés sur la **Figure 2.16 (a et b)** ont un point commun : les éléments à rechercher (frontières et pores) se traduisent par un gradient de niveau de gris dû à un saut d'émissivité (« gradient d'émissivité »).

- En raison de la différence d'émissivité entre le matériau dense et la poudre, on observe un **gradient de niveau de gris aux frontières des pièces** (gradient d'émissivité) comme cela peut être constaté sur le profil de niveau de gris de la **Figure 2.16c** (tracé entre les points x_1 et x_2 de l'image a). On observe également la présence de gradients de niveau de gris au sein de la pièce ou du lit de poudre. Ces gradients sont induits par des différences de température (gradients thermiques). Lors du traitement d'images, même si les gradients thermiques peuvent contenir des informations sur la construction, on cherchera à les éliminer par une **normalisation de l'image** pour ne conserver que les gradients d'émissivité. Le profil de niveau de gris normalisé entre x_1 et x_2 est présenté sur la **Figure 2.16d**. Etant donné qu'il ne reste que le pic dû aux gradients d'émissivité sur ce profil, une segmentation (seuillage) peut être appliquée afin de déterminer la frontière de la pièce.
- En ce qui concerne les pores, le principe est similaire car **l'émissivité au niveau de ces pores est plus élevée que pour le matériau environnant**. En effet, plusieurs travaux ont rapporté que les pores se comportent comme des cavités corps noir [19,54].

Ces constats servent de base pour la procédure de traitement d'images. Une proposition de traitement permettant d'identifier les frontières des pièces fabriquées ainsi que la structure 3D des pores est présentée dans la **Figure 2.17**. Les données récupérées en sortie de ces opérations sont en général des images binaires, c'est-à-dire avec seulement deux niveaux de gris : 0 (noir) et 255 (blanc).

La procédure de traitement d'images comporte une série d'étapes communes quel que soit le but recherché. Certaines étapes indiquées par * sur la **Figure 2.17** sont facultatives et peuvent être ignorées. Même si la majorité des étapes du traitement d'images sont réalisées sur chaque image 2D indépendamment des autres images, quelques étapes nécessitent de traiter les images les unes en relation avec les autres. Pour illustrer

chacune de ces étapes, un exemple de traitement d'images est proposé dans le cas de la détection des frontières (**Figure 2.18**) et pour la visualisation en 3D des pores (**Figure 2.19**).

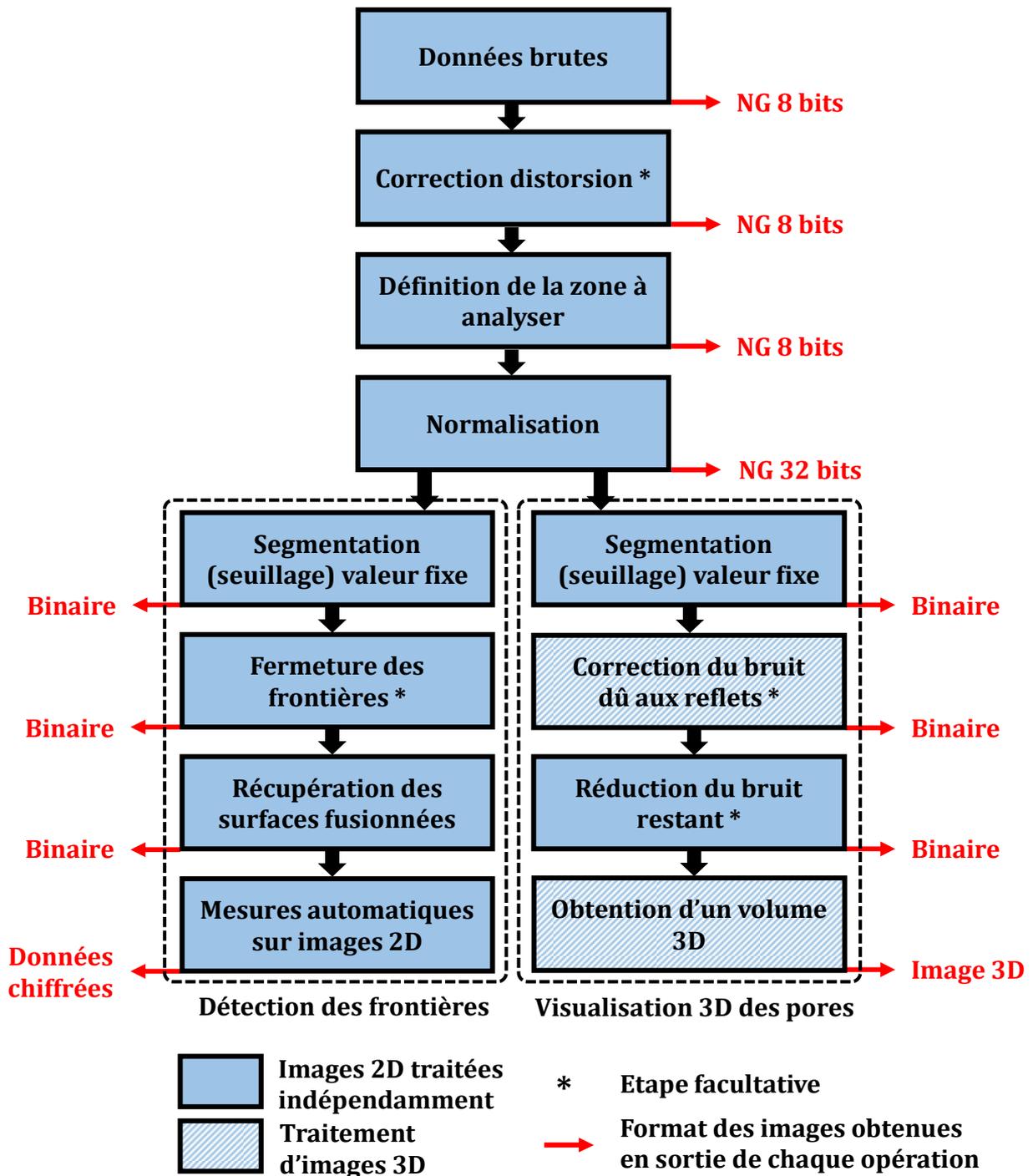


Figure 2.17 : Procédure de traitement d'images utilisée afin de détecter les frontières des pièces et d'obtenir une représentation en 3D des pores. NG = Niveau de Gris

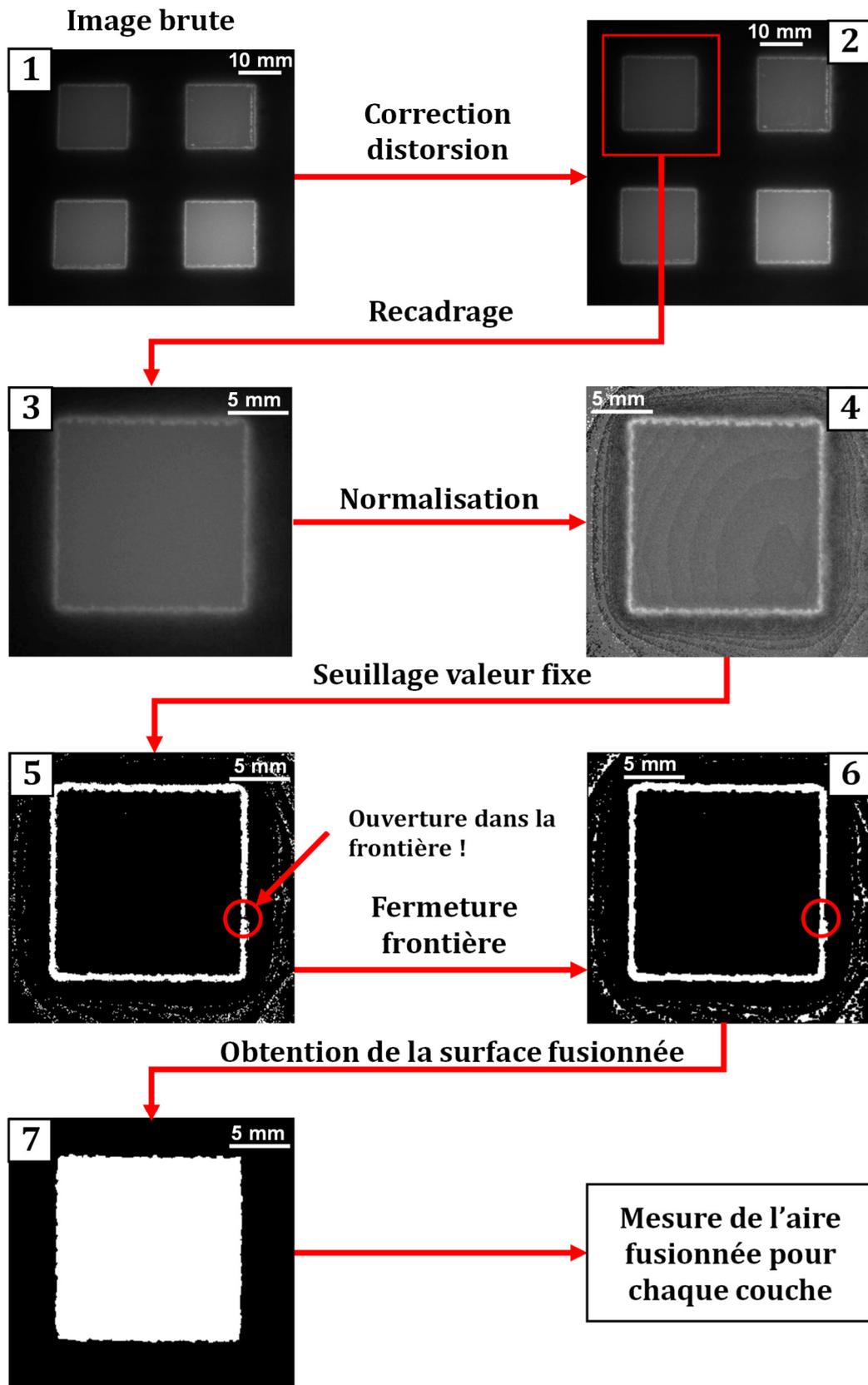


Figure 2.18 : Exemple de traitement d'images lors de la recherche des frontières des pièces.

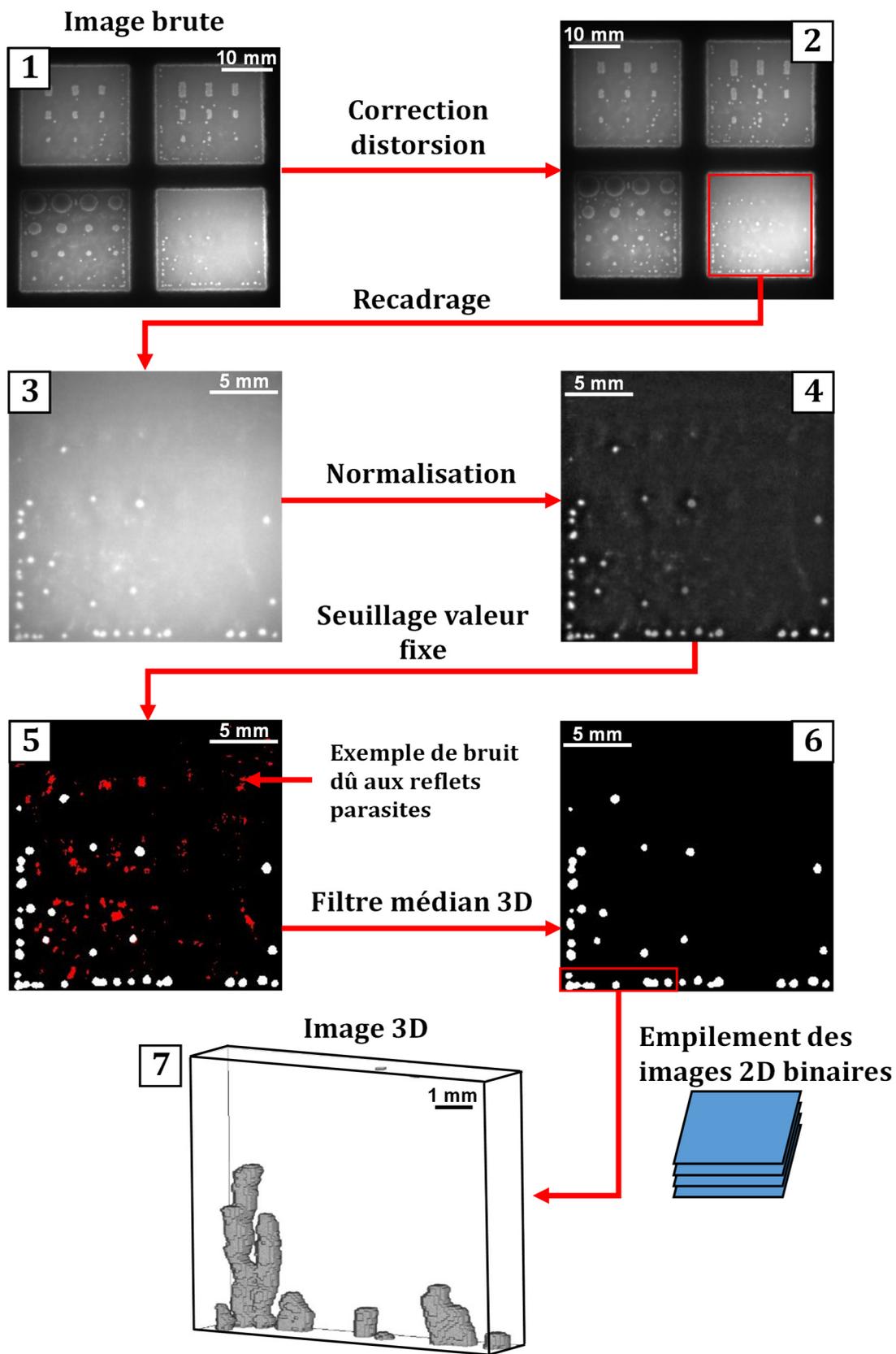


Figure 2.19 : Exemple de traitement d'images pour obtenir une représentation en 3D de pores.

Premières étapes de traitement d'images communes à la recherche des frontières et à la visualisation des pores en 3D :

Le traitement d'images est réalisé avec ImageJ. La première étape consiste à corriger la distorsion géométrique selon la procédure mentionnée dans la partie 2.4.1 (voir images n°2 des **Figures 2.18 et 2.19**). Ensuite, il est souvent utile ne pas travailler sur la totalité de l'image. On pourra alors effectuer un ou plusieurs recadrages pour diviser chaque image en plusieurs parties ou ne travailler que sur une seule pièce à la fois (voir images n°3).

L'étape suivante est la normalisation décrite précédemment et permettant de ne conserver que les gradients d'émissivité. Pour cela, chaque image subit une division par un flou gaussien. Il s'agit de recalculer la valeur de chaque pixel de coordonnées (x,y) en divisant sa valeur initiale par la moyenne pondérée de ses voisins. Le poids attribué à chacun des pixels lors du calcul de la moyenne des voisins est déterminé par une fonction gaussienne centrée sur le pixel (x,y). Cette fonction gaussienne est définie par son écart type σ dont la valeur doit être indiquée par l'utilisateur. La valeur de σ doit être suffisamment faible pour éliminer les gradients thermiques sur l'image normalisée et en même temps suffisamment élevée pour conserver les gradients d'émissivité. La valeur de chaque pixel de l'image normalisée est un nombre réel codé sur 32 bits (voir images n°4 des **Figures 2.18 et 2.19**). Les valeurs des pixels sont centrées autour de 1.

La suite du traitement d'images est différente en fonction du but recherché.

Détection des frontières :

L'étape suivante consiste à appliquer un seuillage à chaque image pour la rendre binaire, c'est-à-dire passer à une image qui ne comportera plus que deux niveaux de gris différents : 0 et 255. Le seuil utilisé est fixé manuellement et maintenu constant pour toutes les images. Dans l'exemple de la **Figure 2.18**, chaque pixel de l'image n°4 dont la valeur est supérieure au seuil prendra la valeur 255 alors que les autres prendront la valeur 0.

Sur les images obtenues (voir **Figure 2.18**, image n°5), il est possible que la frontière ne soit pas complètement fermée dans certains cas, ce qui provoquerait des erreurs dans la

suite du traitement. Il est donc nécessaire de clore ces frontières. Cela peut être réalisé à l'aide d'une opération dilatation/érosion. La correction manuelle ne doit être utilisée qu'en dernier recours. Il peut être utile de modifier la valeur du seuil de l'étape précédente en cas de problème important. L'image n°6 (**Figure 2.18**) représente un cas pour lequel la frontière a été refermée avec succès.

L'étape suivante consiste à retrouver la zone de matériau dense. Cette zone correspond à la partie noire à l'intérieur de la frontière de l'image 6. On peut par exemple remplir l'extérieur de la frontière avec des pixels blancs puis inverser l'image (les pixels à 0 passent à 255 et inversement). Le bruit résiduel sur la périphérie de l'image est de ce fait éliminé. Le résultat obtenu correspond à l'image n°7 (**Figure 2.18**).

A l'aide des images 2D, la valeur de l'aire fusionnée peut être calculée. Naturellement, les valeurs obtenues comportent une incertitude due à plusieurs facteurs (discrétisation spatiale de la caméra, erreur induite par le traitement d'images).

Visualisation en 3D des pores :

Suite à la normalisation, les images obtenues subissent une étape de seuillage avec un seuil fixé manuellement et maintenu constant pour toutes les images.

Sur l'image obtenue (n°5 de la **Figure 2.19**), il reste très souvent une quantité non négligeable de bruit lié aux reflets parasites. Ces reflets étant fonction de la direction de remplissage, on ne retrouve ce bruit qu'une couche sur deux. Afin de l'éliminer de façon efficace, un filtre médian 3D est appliqué. Chaque pixel prendra la valeur médiane obtenue en prenant en compte ses plus proches voisins dans les trois directions de l'espace. Ce filtre a l'avantage de supprimer la majorité des reflets parasites sans affecter grandement la structure 3D des pores. En revanche, ce filtre a l'inconvénient de faire disparaître les pores apparaissant ponctuellement sur une couche. Cet inconvénient est à relativiser étant donné que l'objectif de ce traitement d'image est d'observer la structure 3D de pores qui se propagent couche après couche. L'image n°6 (**Figure 2.19**) présente le résultat obtenu après correction des reflets parasites.

En cas de bruit résiduel, il peut être utile d'ajouter une étape supplémentaire (érosion/dilatation...). L'étape finale consiste à empiler l'ensemble des images 2D afin de

construire une image 3D qui permettra d'observer la morphologie et la distribution spatiale des pores (**Figure 2.19**, image n°7).

2.4.4 Validation par une caractérisation post-fabrication

Afin de valider les résultats obtenus via les données *in situ*, il est nécessaire d'avoir recours à une méthode de caractérisation post-fabrication. Dans certains cas, un simple contrôle visuel assorti de prises de mesures peut convenir. Dans le cas de défauts non visibles depuis l'extérieur, le recours à une technique de caractérisation plus avancée doit être envisagé.

Dans le cadre de ce travail, la technique retenue est la tomographie aux rayons X. Cette méthode permet de reconstruire un volume 3D de l'objet analysé afin d'observer les défauts et géométries internes. Cette méthode a l'avantage d'être un contrôle non destructif permettant d'obtenir une description 3D d'un volume entier.

Les procédures permettant d'obtenir le volume 3D des pièces fabriquées ainsi qu'une représentation 3D des pores grâce à la tomographie aux rayons X sont présentées sur la **Figure 2.20**. Lors de l'analyse par tomographie aux rayons X, l'échantillon est fixé sur un axe rotatif. Il est exposé à une source de rayons X qui permet d'obtenir des projections (radiographies) de l'échantillon grâce à un détecteur placé derrière ce dernier. Les rayons X sont davantage absorbés par le matériau constituant l'échantillon que par l'air ; la quantité de rayons X parvenant au détecteur dépend donc de la longueur de matière traversée ce qui induit un contraste sur la radiographie obtenue. Afin d'obtenir une représentation en 3D de la pièce, un nombre suffisant de projections doit être réalisé tout au long de la rotation de l'échantillon sur 360°.

L'appareil utilisé est un tomographe EasyTom XL (RX Solutions). Dans cette étude, la tension d'accélération utilisée pour la production des rayons X est de 150 kV. 1056 projections réparties sur 360° ont été prises pour chaque échantillon. La taille de voxel des volumes 3D obtenus est de 15x15x15 μm^3 sauf indication contraire. Les volumes 3D sont reconstruits avec le logiciel X-Act en utilisant un algorithme de rétroprojection filtrée standard.

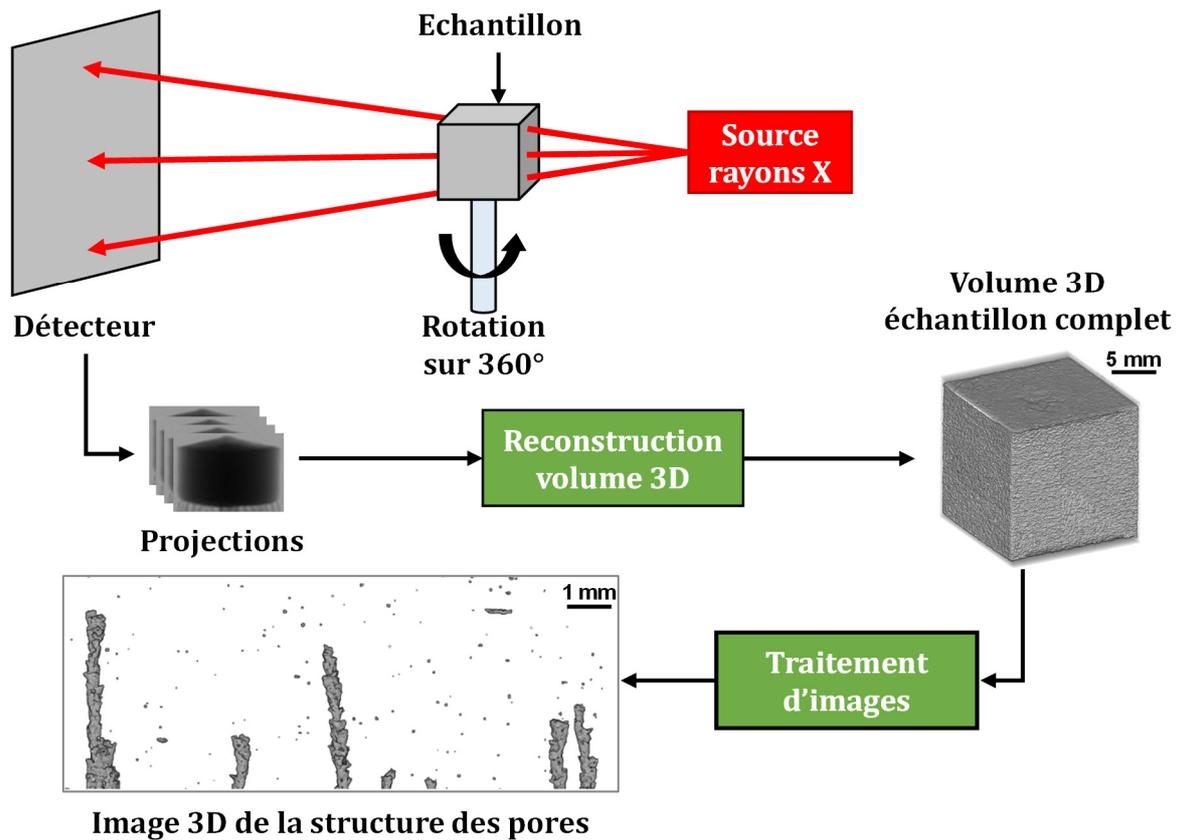


Figure 2.20 : Principe de la tomographie aux rayons X permettant d'obtenir les volumes 3D des pièces fabriquées ainsi qu'une représentation 3D des pores.

Afin d'obtenir une représentation 3D des pores qui sera comparée à celle qui a été déduite des images NIR *in situ*, un traitement d'images supplémentaire sera nécessaire (voir **Figure 2.20**). Le volume 3D obtenu par tomographie est un empilement d'images 2D. Chacune de ces images 2D peut être traitée de façon indépendante. Il est préférable d'appliquer une correction d'arrière-plan avant de réaliser la segmentation de chaque image 2D. Il peut être ensuite nécessaire d'utiliser une fonction permettant la réduction du bruit introduit par l'étape de segmentation. Comme pour les données NIR *in situ*, les données issues de ce traitement d'images seront au format binaire.

Les images 2D sont alors empilées pour obtenir une représentation en 3D des pores qui sera comparée à la représentation 3D issue des images NIR *in situ*.

2.5 Traitement des données dans le cas d'une acquisition en continu

L'objectif de cette partie est de proposer une démarche permettant d'interpréter les données issues d'une acquisition en continu. Après une brève explication du principe d'analyse des données, une méthodologie de traitement automatisé est proposée.

2.5.1 Principe de l'analyse des données issues de l'acquisition en continu

Contrairement à l'analyse couche par couche où une seule image par couche fabriquée est disponible, l'analyse en continu permet de visualiser l'intégralité de l'étape de fusion des pièces. Elle permet d'observer qualitativement l'évolution de la température en surface via l'évolution des niveaux de gris des pixels étant donné que ceux-ci sont reliés à la température en surface. Cela permet, dans un premier temps, d'obtenir des informations qualitatives en observant par exemple la mauvaise évacuation de chaleur au niveau des zones en surplomb.

Etant donné que la montée en température est très rapide, il est plus aisé de se concentrer sur la chute de température après la fusion et d'en extraire des données quantitatives permettant de caractériser le comportement lors du refroidissement. Il ne s'agit pas d'établir un lien direct entre le niveau de gris et la température en surface mais de proposer un indicateur permettant de relier l'évolution de ce niveau de gris au cours du temps à certaines anomalies pouvant survenir au cours de la construction afin de pouvoir les anticiper dans certains cas. Cette méthodologie peut être utilisée en post-traitement afin d'identifier les zones dans lesquelles les défauts pourraient s'être formés ou de connaître la cause ayant provoqué l'échec d'une construction. Dans un second temps, il serait possible d'utiliser cette méthode comme base pour un contrôle du procédé en boucle fermée en ajustant les paramètres de fabrication en fonction des données extraites des images.

2.5.2 Méthodologie de traitement des données issues de l'acquisition en continu

La première étape de la méthode proposée est de définir des zones d'analyse dont on suivra l'évolution au cours de la construction. Ces zones peuvent être positionnées aléatoirement ou à certains endroits stratégiques car propices à la formation de défauts. Dans le cadre de ce travail, ces zones seront des cercles de diamètre 0,75 mm. Il est tout à fait possible de choisir un autre diamètre mais on veillera à ce que ce dernier ne soit pas trop faible afin de minimiser le bruit dans la suite des opérations. La **Figure 2.21** montre un exemple de pièce sur laquelle des zones d'analyse ont été définies. En raison du grand volume de données générées, la correction de la déformation à l'aide de la mire de calibration n'est pas recommandée et n'est pas forcément utile lors de l'analyse de l'évolution des niveaux de gris. En effet, l'objectif n'est pas d'extraire des informations géométriques ou dimensionnelles.

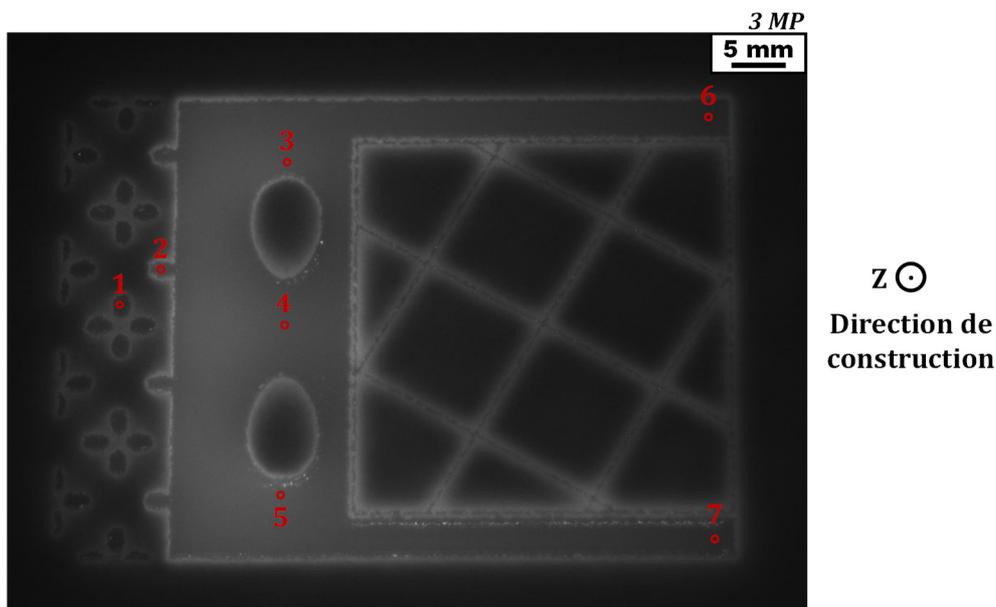


Figure 2.21 : Exemple d'image NIR représentant une pièce en cours de fabrication sur laquelle ont été définies 7 zones d'analyse (caméra 3 MP).

Pour chaque zone d'analyse d'une couche donnée, on détermine **la courbe représentant l'évolution du niveau de gris moyen au sein de la zone analysée en fonction du**

temps. La **Figure 2.22** représente un exemple de courbe d'évolution du niveau de gris moyen au sein de la zone d'analyse n°4 de l'image précédente. Cette courbe a été obtenue à l'aide de la caméra 3 MP et pour un temps d'exposition fixe de 1,5 ms et une fréquence d'acquisition de 20 Hz.

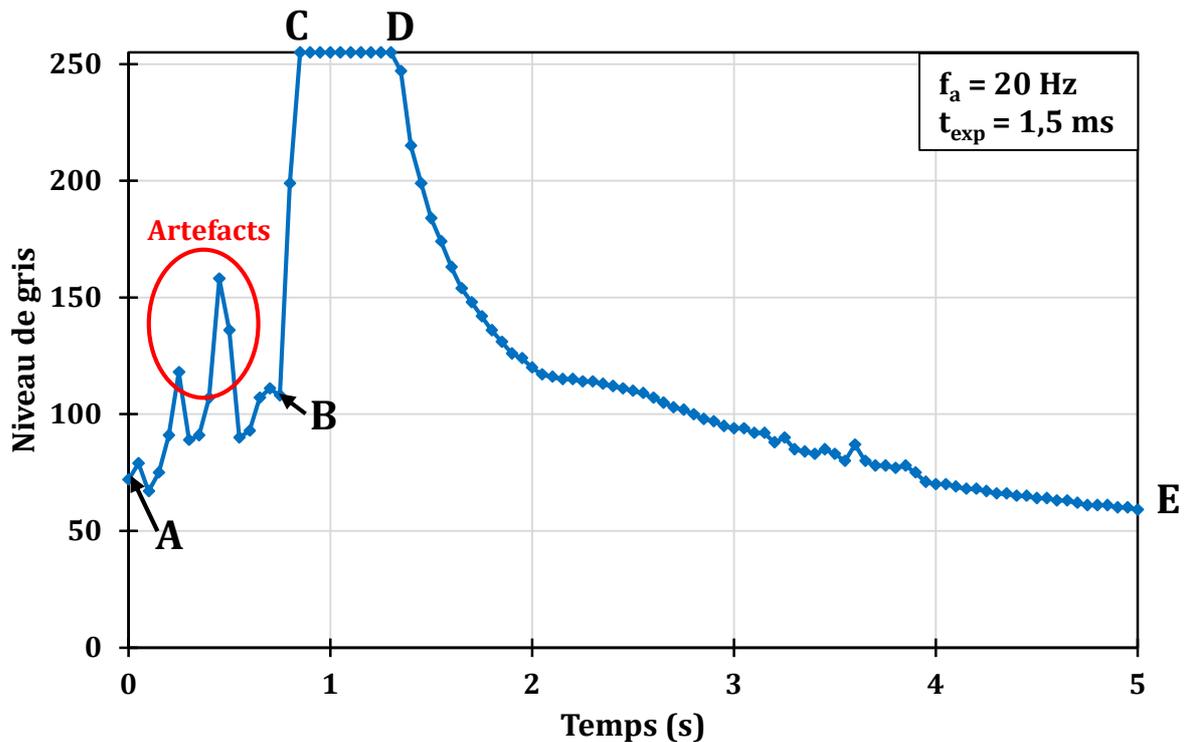


Figure 2.22 : Exemple de courbe de l'évolution du niveau de gris moyen au sein d'une zone d'analyse en fonction du temps.

La **Figure 2.22** représente une courbe typique d'évolution du niveau de gris moyen qui peut être décomposée en plusieurs segments (voir lettres A à E). A noter que $t = 0$ s coïncide avec le début de l'étape de fusion de la pièce sur laquelle la zone d'analyse a été positionnée.

De A jusqu'à B, le faisceau d'électrons a commencé la fusion de la pièce mais n'a pas encore atteint la zone d'analyse ; le matériau à cet endroit est donc encore sous forme de poudre. De B jusqu'à C, le faisceau balaie la zone d'analyse. La température en surface s'élève brutalement et entraîne donc l'élévation rapide du niveau de gris. On suppose que la fusion a lieu peu après le point C. Entre C et D, un plateau correspondant à un niveau de

gris de 255 peut être observé. En effet, durant cette période, la température en surface étant très élevée, les pixels de la zone d'analyse ont atteint leur capacité de saturation. Ce phénomène est inévitable quel que soit le réglage utilisé, l'ajout du filtre NIR ne permet pas de l'éviter. Entre D et E, lorsque la température en surface a suffisamment baissé lors du refroidissement suivant la fusion, le niveau de gris subit à son tour une diminution. L'acquisition s'arrête au point E lorsque le râteau dépose une nouvelle couche de poudre. On notera également la présence d'artefacts entre A et B. Ces derniers peuvent survenir durant n'importe quelle étape lors de la fusion. Ils semblent être provoqués par des reflets parasites survenant lorsque l'intensité lumineuse émise par le bain de fusion est réfléchi vers la caméra par un élément de la chambre de fabrication.

Grâce à cette courbe, il est possible de déterminer un indicateur qui servira de base pour un suivi de la construction et la détection de certaines anomalies. Cet indicateur, noté Δtr , est défini comme le temps écoulé entre la fusion de la zone d'analyse et le moment où le niveau de gris est redescendu en dessous d'une **valeur cible** suite au refroidissement post-fusion. Cette valeur cible sera exprimée en pourcentage du niveau de gris maximal. **Δtr est donc un temps de refroidissement.**

La **Figure 2.23** montre le principe de calcul de Δtr dans le cas où la valeur cible choisie correspond à 60 % du niveau de gris maximal soit 153. En pratique, Δtr est mesuré en comptant le nombre d'images entre le point C qui est considéré comme étant le plus proche de la fusion des pièces et le point F qui correspond au moment où la valeur cible de 60 % du niveau de gris maximal est atteinte lors du refroidissement post-fusion. Connaissant la fréquence d'acquisition, il est aisé de convertir le nombre d'images comptées en durée. Dans le cas de l'exemple de la **Figure 2.23**, Δtr vaut 0,8 s.

Cette procédure est répétée pour chaque couche construite. De cette façon, il est possible de tracer l'évolution de Δtr en fonction de la progression de la construction. L'évolution de l'indicateur pourra être utilisée comme lanceur d'alerte pour la détection d'anomalies.

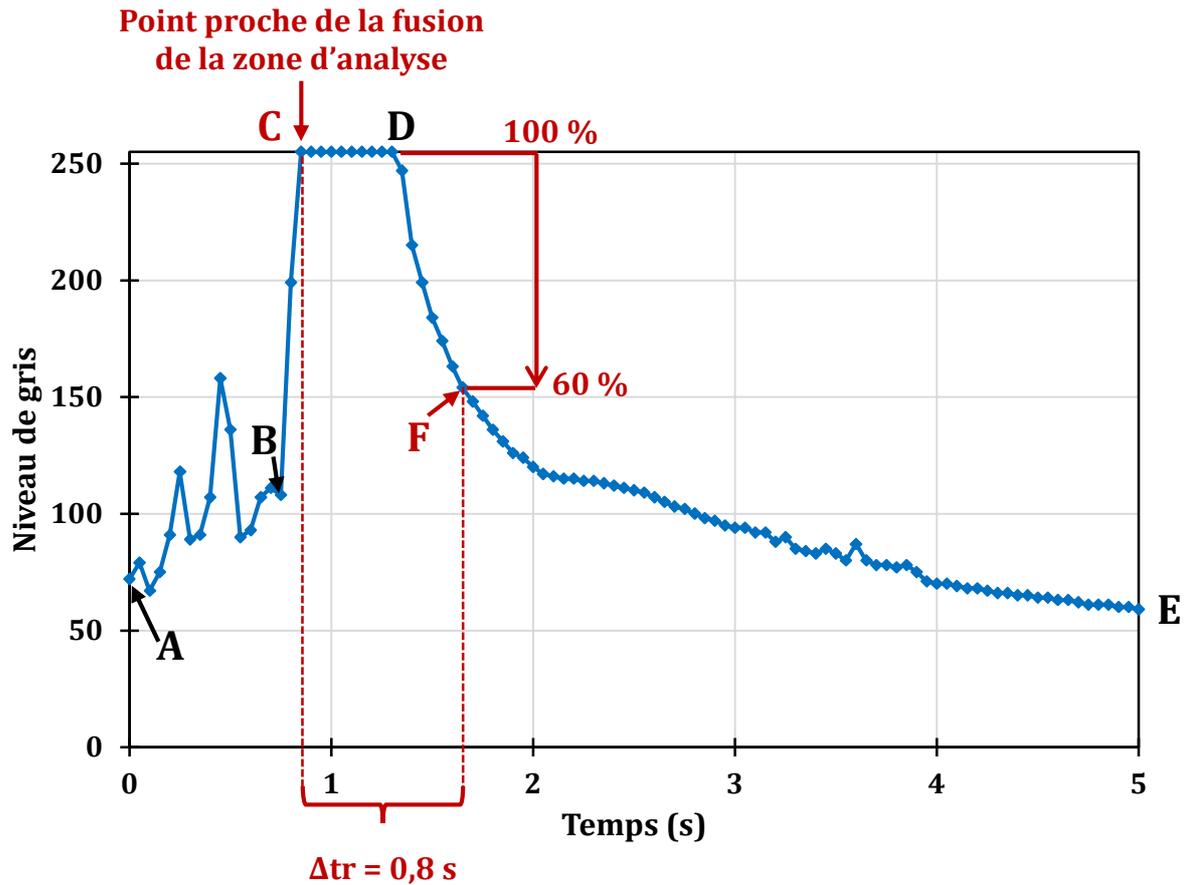


Figure 2.23 : Détermination de Δtr à l'aide de la courbe d'évolution du niveau de gris.

L'allure de la courbe d'évolution du niveau de gris et les valeurs de Δtr sont influencées par différents paramètres :

- L'énergie délivrée par le faisceau d'électrons lors de son passage et la stratégie de fusion employée.
- La température de la surface de construction avant le passage du faisceau.
- Les propriétés thermiques et radiatives du matériau fabriqué.
- L'environnement de la zone d'analyse (géométrie de la pièce analysée, proximité avec ses éventuelles voisines) permettant une dissipation plus ou moins rapide de la chaleur fournie par le faisceau d'électrons.
- Les réglages de la caméra.

Le chapitre 4 reviendra sur l'influence de ces différents paramètres sur Δtr et comment ce dernier peut être utilisé pour la détection d'anomalies. Ses limites seront également discutées.

2.5.3 Automatisation de la mesure de Δtr

Comme dans le cas d'une analyse couche par couche et en raison du grand volume de données, un traitement semi-automatisé est nécessaire. Dans le cadre de ce travail, l'exploitation des données a été réalisée en post-traitement à l'aide du logiciel ImageJ. Pour cela, un algorithme de traitement d'images permettant d'obtenir l'évolution de Δtr de façon automatisée a été développé. Son principe est représenté sur la **Figure 2.24**.

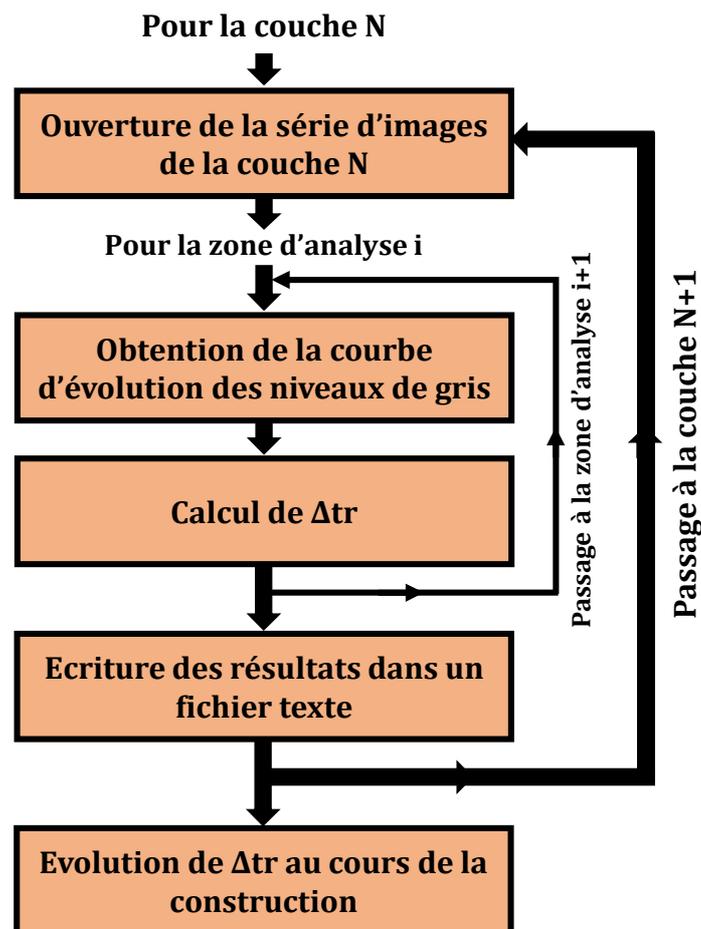


Figure 2.24 : Principe de l'algorithme de traitement des données obtenues par acquisition en continu dans le but d'extraire les valeurs de Δtr .

Pour chaque couche N fabriquée, l'algorithme ouvre la série d'images associée. Pour chaque zone d'analyse de la couche N, il retrouve la courbe d'évolution du niveau de gris et détermine les Δtr souhaités et écrit les résultats dans un fichier texte. La procédure est répétée pour toutes les couches suivantes. Dans les cas où le refroidissement est trop lent pour pouvoir déterminer Δtr (c'est-à-dire si le niveau de gris reste toujours supérieur à la valeur cible), l'algorithme indiquera cette information dans le fichier de résultats. Si aucune fusion n'a été détectée, la valeur de Δtr sera de 0. A la fin du traitement, il est possible de retrouver l'évolution de Δtr tout au long de la construction. La version actuelle de l'algorithme ne permet pas de traiter les données en temps réel. En revanche, le temps de calcul étant relativement faible (de l'ordre de la dizaine de secondes par couche), il serait tout à fait possible de mettre en place cette procédure de traitement en temps réel pendant la construction afin d'utiliser Δtr en tant que lanceur d'alerte en cas d'anomalies.

2.6 Conclusion

La caméra installée par défaut par le fabricant de la machine E-PBF Arcam A1 ne peut pas être utilisée pour des caractérisations *in situ* en raison d'une discrétisation spatiale trop faible ($\approx 670 \mu m$). Cette caméra a été remplacée par des modèles CMOS plus puissants. Deux caméras sont disponibles (3 MP et 12 MP) et permettent d'obtenir de meilleures discrétisations spatiales comprises entre 38 et 110 μm en fonction de l'objectif associé. Ces caméras étant plus volumineuses, une reconception partielle ou totale du dispositif de supportage associé a été réalisée dans le cadre de ce travail. Ce dispositif de supportage prend en compte les contraintes liées à l'environnement de fabrication E-PBF (rayons X et métallisation notamment).

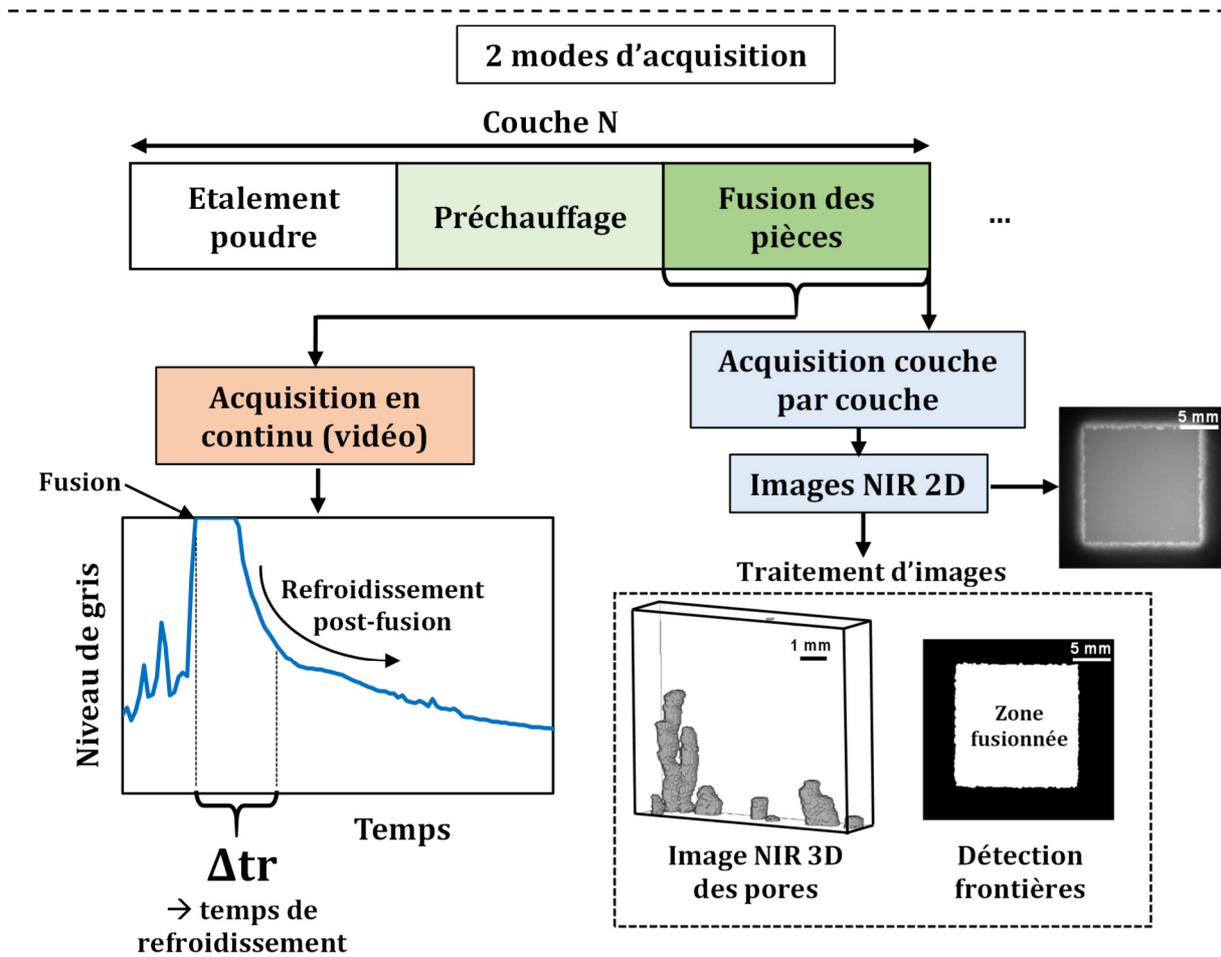
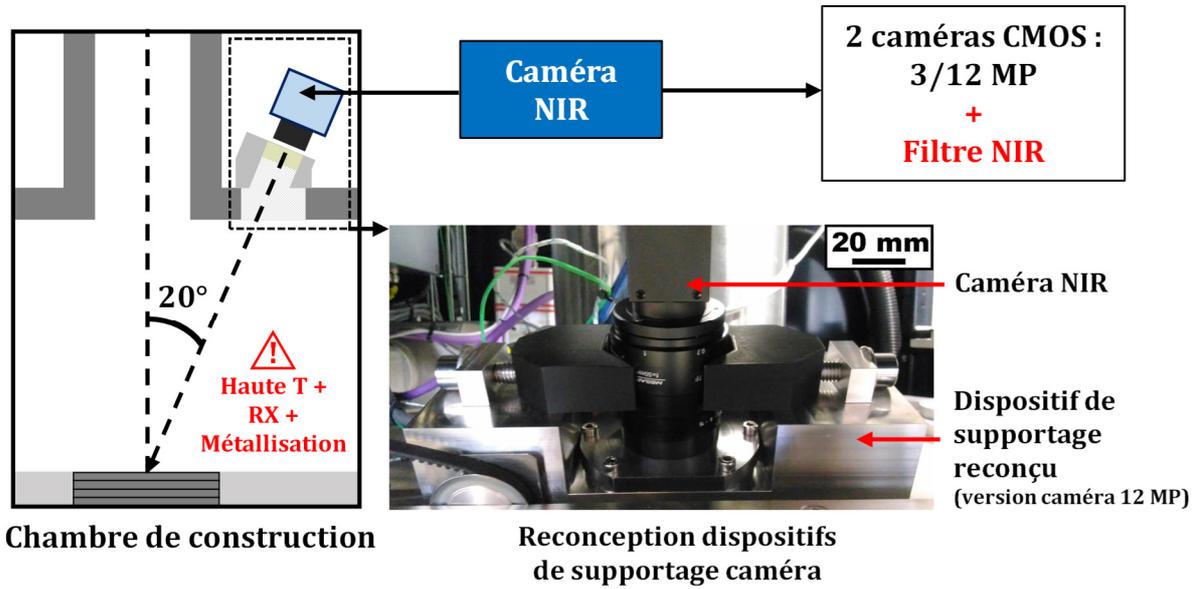
Un système permettant d'automatiser le processus d'acquisition des images a été proposé. La prise d'images est synchronisée avec les informations contenues dans le *log file* du logiciel de contrôle de la machine E-PBF. Deux modes d'acquisition ont été retenus : acquisition couche par couche et acquisition en continu.

L'acquisition couche par couche consiste à prendre une image par couche, à la fin de la fusion des pièces. Des méthodes de traitement d'images permettant de détecter la présence de pores ou de déterminer la surface fusionnée ont été proposées. Ces méthodes sont basées sur la détection des gradients d'émissivité. La détection *in situ* des défauts

sera validée à l'aide d'un contrôle non destructif post-fabrication comme la tomographie aux rayons X (chapitre 3).

L'acquisition en continu consiste à prendre une série d'images durant l'intégralité de l'étape de fusion. Ces données permettent d'obtenir des informations sur le refroidissement des pièces après la fusion. Un indicateur permettant d'évaluer le comportement lors du refroidissement a été proposé (Δtr). Il sera utilisé dans le chapitre 4 comme outil de suivi de la construction.

Résumé graphique



Chapitre 3

Caractérisation *in situ* lors d'une acquisition couche par couche

Ce chapitre présente les possibilités offertes par le dispositif de caractérisation *in situ* par imagerie NIR proposé dans le chapitre 2 dans le contexte **d'une acquisition « couche par couche »**. Il est rappelé que l'acquisition couche par couche consiste à prendre une seule image par couche, toujours au même instant, en l'occurrence après la phase de fusion des pièces (sauf exception explicitement indiquée).

L'objectif de ce chapitre est double :

- Il s'agit tout d'abord de **présenter une synthèse des défauts qui peuvent être caractérisés par imagerie NIR** (avec un seul et même outil) et par conséquent de valider les cas de détection de défauts présentés dans différents travaux de la littérature [49,51,52,54].
- Le second objectif est de **fournir de nouvelles informations sur les caractéristiques des défauts observés** (morphologie, distribution spatiale, sévérité d'une distorsion) et sur la **stratégie qui peut être employée pour les détecter et pour les corriger si cela est possible**.

L'intérêt de la caractérisation *in situ* pour la détection de défauts liés à un apport d'énergie inapproprié (déficit ou excès d'énergie) lors de la fusion des pièces sera tout d'abord démontré (partie 3.1). Les caractérisations *in situ* seront ensuite abordées et regroupées en deux parties distinctes : caractérisation des défauts géométriques (partie 3.2) puis caractérisation des défauts du type porosité (partie 3.3). Une dernière partie abordera quelques points de discussion relatifs à l'effet des propriétés physiques du matériau utilisé lors de la fabrication ainsi qu'aux défauts non révélés par l'imagerie *in situ* couche par couche (partie 3.4).

Tous les échantillons présentés dans ce chapitre ont été fabriqués à partir d'une poudre de Ti-6Al-4V ELI (Grade 23) fournie par Arcam avec une taille de particules comprise entre 45 et 100 μm . Lors de l'étape de remplissage durant la fusion des pièces (*hatching*),

l'écart entre cordons de fusion (aussi appelé « écart vecteur » ou *line offset* dans le jargon E-PBF) est maintenu constant à 0,1 mm. Pour cette raison, l'énergie linéique de fusion (en J/mm) sera choisie comme grandeur pertinente. Les valeurs de vitesse de balayage données sont des vitesses moyennes prenant en compte l'effet des fonctions correctives (voir annexe A). Comme indiqué dans le chapitre 2, il est préférable d'utiliser le mode temps d'exposition automatique pour les caméras. Cependant, dans certains cas où une comparaison qualitative des niveaux de gris est proposée, le temps d'exposition sera maintenu fixe.

3.1 Détection des défauts liés à un apport d'énergie non-optimisé

Cette partie vise à montrer comment la caractérisation *in situ* par imagerie proche infrarouge permet de détecter les défauts typiques lorsque l'apport d'énergie de fusion est inadapté. La caméra NIR permet de déterminer de façon efficace la classique carte (P_f , v_f) (puissance du faisceau lors de la fusion vs vitesse de balayage) sur laquelle on indique la fenêtre de stabilité (absence de défauts) et les zones conduisant à la formation de défauts (distorsions géométriques ou porosité) [59].

Afin de démontrer que l'imagerie proche infrarouge permet de trouver la carte (P_f , v_f), l'expérimentation suivante a été réalisée. Des parallélépipèdes de section 15x15 mm² (dans le plan XY) ont été construits par E-PBF dans la machine Arcam A1. La puissance du faisceau d'électrons P_f lors de la fusion des pièces est fixée à 270 W (tension d'accélération de 60 kV et courant de faisceau de 4,5 mA). Seule la vitesse de balayage du faisceau lors de la fusion v_f est modifiée afin de faire varier l'énergie linéique de fusion E_{lf} . On rappelle que cette dernière est définie par :

$$E_{lf} = \frac{P_f}{v_f} \quad (13)$$

En pratique, la vitesse de balayage n'est pas directement modifiable dans le logiciel de contrôle de la machine (EBM Control 3.2), on peut la faire varier en modifiant un paramètre appelé *speed function* (voir annexe A). Les autres paramètres gardent leur valeur par défaut.

En fonction de la vitesse choisie, l'énergie linéique est modifiée et on obtient différents régimes de fusion conduisant ou non à l'apparition de défauts. Ces régimes de fusion sont présentés dans le **Tableau 3.1**. L'éventuel défaut associé à chacun des régimes de fusion est également indiqué. Les limites entre ces régimes de fusion ont été déterminées grâce à l'utilisation de la caméra NIR. L'énergie linéique initiale de 0,30 J/mm (valeur par défaut du constructeur pour 270 W) a été augmentée/diminuée jusqu'à constater l'apparition de défauts.

Régime de fusion	Excès d'énergie	Bon	Déficit énergétique
Puissance faisceau P_f (W)	270	270	270
Vitesse de balayage v_f (mm/s)	$v_f < 250$	$250 < v_f < 1\ 875$	$v_f > 1\ 875$
Energie linéique de fusion E_{lf} (J/mm)	$E_{lf} > 1,08$	$0,14 < E_{lf} < 1,08$	$E_{lf} < 0,14$
Défaut associé	Distorsions géométriques	X	Porosité

Tableau 3.1 : Paramètres de fabrication conduisant aux trois différents régimes de fusion pour une puissance de faisceau de 270 W. L'éventuel défaut associé est également indiqué.

La **Figure 3.1a** présente un exemple schématique de carte puissance/vitesse pour le Ti-6Al-4V. On y retrouve les trois régimes de fusion évoqués dans le **Tableau 3.1**. Chacun de ces régimes est associé à un exemple de pièce fabriquée. Pour chacune de ces pièces, une image NIR *in situ* ainsi qu'une photo prise après la fabrication sont représentées. Les images NIR (prises pendant la construction de la pièce) ne correspondent pas nécessairement à la surface supérieure finale montrée sur la photo. Les vitesses de balayage et énergies linéiques de ces échantillons sont mentionnées à titre indicatif sous les images.

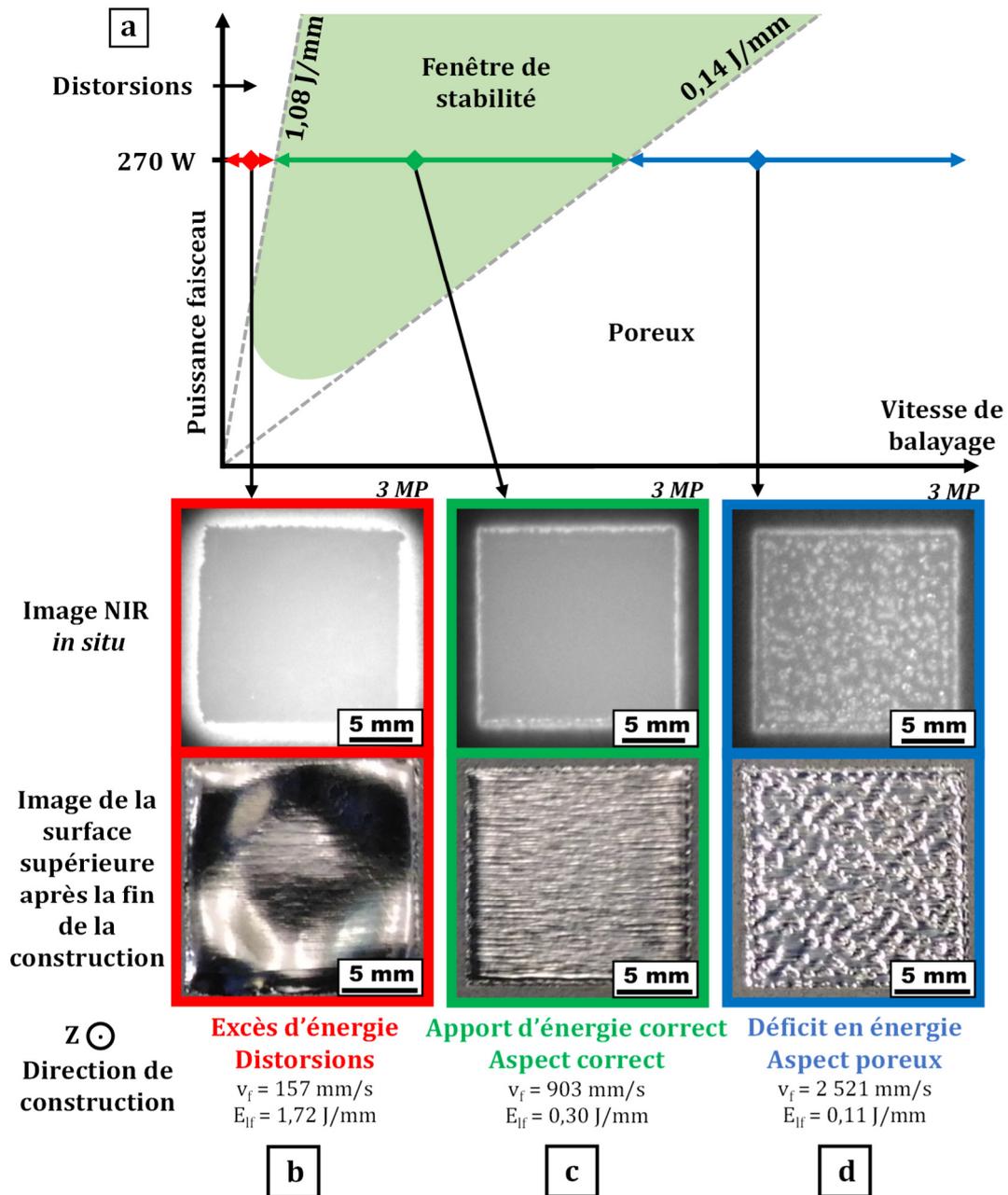


Figure 3.1 : Représentation schématique de la carte puissance vitesse sur laquelle on peut voir les trois régimes de fusion. Pour chaque régime, une image NIR prise pendant la fabrication ainsi qu'une photo de l'aspect final de la pièce sont présentées pour des échantillons produits avec **(b)** un excès d'énergie, **(c)** un apport d'énergie correct et **(d)** un déficit en énergie (caméra 3 MP).

Les effets de l'apport d'énergie sur les échantillons produits sont les suivants :

- Lorsque l'apport d'énergie est excessif, des distorsions géométriques importantes sont constatées sur la surface supérieure de la pièce sur la photo post-fabrication, voir exemple sur la **Figure 3.1b**. Sur l'image NIR *in situ* correspondante, on

observe une distorsion de la frontière de la pièce qui ne correspond plus à la limite théorique imposée par la CAO. Cependant, la distorsion de la surface supérieure n'est pas clairement visible. Ce type de distorsion et le mécanisme associé seront décrits en détail dans la partie consacrée aux défauts géométriques (partie 3.2.1).

- Lorsque l'apport d'énergie est correct, on obtient un échantillon avec une surface relativement plane (voir **Figure 3.1c**) et avec une densité relative supérieure à 99,8 %. Cette densité relative, mesurée par tomographie aux rayons X, n'est jamais égale à 100 % en raison des pores dus à la présence de gaz occlus dans les particules de poudres élaborées par atomisation au gaz [9,14]. Des reliefs attribués aux différents cordons de fusion parallèles peuvent tout de même être observés sur la photo prise à la fin de la construction. Ces reliefs sont liés à la stratégie *snake* lors du remplissage et témoignent des trajectoires parallèles du faisceau. Le niveau de gris de l'image NIR *in situ* est uniforme.
- Lorsque l'apport d'énergie est insuffisant, il en résulte des échantillons poreux, voir **Figure 3.1d**. Sur les images NIR, ces pores apparaissent sous forme de taches avec un niveau de gris plus élevé (plus clair) que pour le reste de la pièce. Ces défauts seront décrits en détail dans la partie 3.3.

En fonction des caractéristiques des images NIR, il est donc possible d'identifier en temps réel le régime de fusion des pièces en cours de fabrication et donc d'adapter les paramètres en conséquence. L'observation de l'apparition des défauts liés à un apport d'énergie inadapté montre que l'imagerie NIR *in situ* est un outil permettant de rendre la recherche de la fenêtre de stabilité plus efficace, notamment dans le cas d'un nouveau matériau par exemple.

3.2 Caractérisation des défauts géométriques

L'objectif de cette partie est de présenter les caractérisations des défauts géométriques par imagerie NIR *in situ*. Elle abordera :

- Les distorsions géométriques liées directement à un excès d'énergie de fusion.
- Un exemple de distorsion liée à une stratégie de fusion modifiée.
- Les distorsions liées à une mauvaise dissipation de chaleur sans nécessairement que l'apport d'énergie soit excessif (zone en surplomb et manque de supports).

- La caractérisation du phénomène de gonflement généralisé lorsque la température de la surface de construction est trop élevée.

3.2.1 Caractérisation des distorsions liées à un excès d'énergie lors de la fusion

3.2.1.1 Cas général

La **Figure 3.2** rappelle la comparaison entre une pièce fabriquée avec un apport d'énergie correct **(a)** et une pièce fabriquée avec un apport d'énergie excessif **(b)** à l'aide d'une image NIR *in situ* typique et de photos prises une fois la construction terminée.

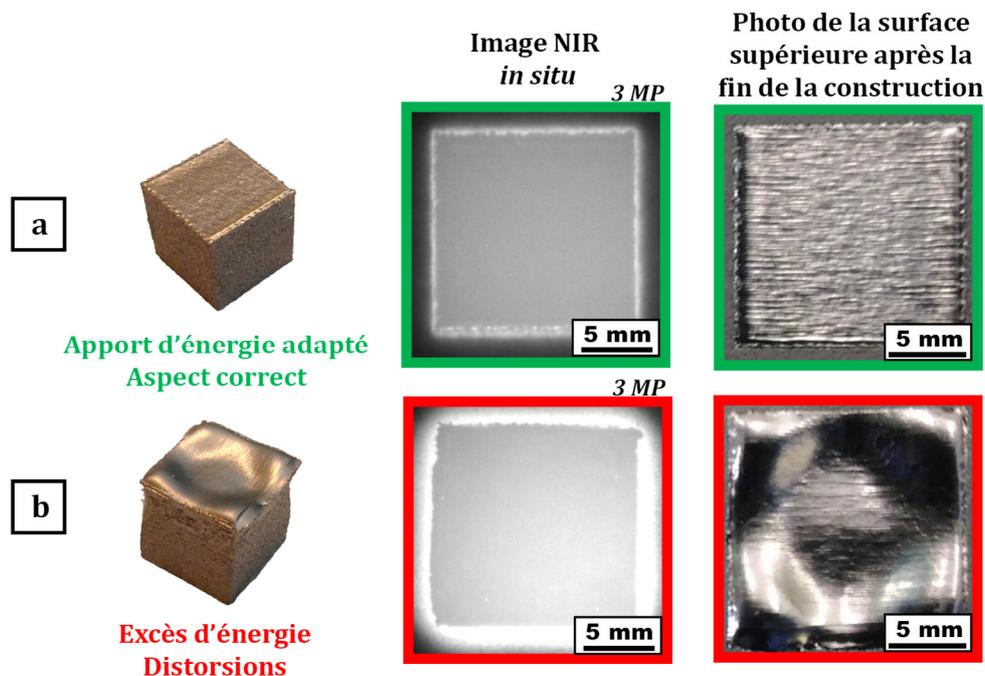


Figure 3.2 : Images NIR *in situ* et photos post-fabrication pour deux pièces fabriquées avec **(a)** un apport d'énergie correct et **(b)** un excès d'énergie lors de la fusion (caméra 3 MP).

Sur l'image post-fabrication de la **Figure 3.2b**, la surface supérieure de la pièce fabriquée avec une énergie de fusion excessive présente une distorsion. Cette dernière est particulièrement importante lorsqu'on se rapproche des bords de la pièce alors que la partie centrale semble relativement épargnée. C'est la conséquence d'un mécanisme qui a été décrit et mis en évidence notamment par Körner [1] à l'aide de simulations

numériques avec la méthode de Boltzmann sur réseau. Il s'agit d'un phénomène de déplacement de matière lié à la faible pression dans la chambre de fabrication (2.10^{-3} mbar) ainsi qu'à la haute température du bain de fusion. Cette dernière est d'autant plus élevée que l'apport d'énergie est excessif. Lorsque ces conditions sont réunies, l'évaporation de certains éléments d'alliage survient au niveau du bain de fusion et entraîne un déplacement de matière. Cette matière s'accumule à l'arrière du bain de fusion et engendre des surfaces irrégulières. Durant la fabrication des couches suivantes, la poudre sera étalée sur cette surface irrégulière et subira le même phénomène, aggravant le défaut et provoquant à terme les déformations de surface visibles sur la photo de la **Figure 3.2b**. Sur les images NIR *in situ* prises lorsque l'apport d'énergie est excessif, le niveau de gris moyen est souvent beaucoup plus élevé que lorsque l'apport d'énergie est correct. Cette observation peut être simplement expliquée en raison de la température de la surface de construction qui est plus importante. En revanche, sur l'image NIR, il n'est pas possible d'observer explicitement les variations de surfaces constatées sur la pièce à la fin de la construction. Pour expliquer cette différence, on peut supposer que les variations en surface au moment de l'observation *in situ* ne sont pas suffisamment prononcées pour induire un changement d'émissivité suffisant pour que cela soit perceptible avec la caméra NIR [68,71]. Dans certains cas, on peut cependant déceler des indices sur les images qui permettent de suspecter un problème comme le montre la **Figure 3.3**. On peut faire l'hypothèse que ces indices proviennent de rayonnements émis par le filament de tungstène incandescent et réfléchis vers la caméra lorsque la surface distordue est orientée favorablement (à l'instar des reflets générés par les cordons de fusion parallèles).

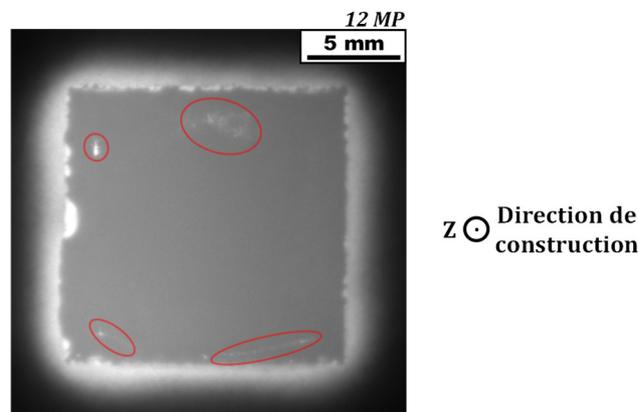


Figure 3.3 : Image NIR *in situ* d'une pièce subissant des distorsions en surface. Quelques indices (entourés en rouge) permettent de suspecter cette distorsion (caméra 12 MP).

3.2.1.2 Détection de l'effet d'un excès d'énergie de fusion

Afin d'évaluer la capacité de la caméra à détecter les distorsions provoquées par un excès d'énergie, un cube de dimensions 15x15x15 mm³ a été construit en Ti-6Al-4V avec les paramètres présentés dans le **Tableau 3.2**. 5 mm de supports sont construits préalablement à la fusion de l'échantillon.

Hauteur de construction z (mm)	Puissance faisceau (W)	Vitesse faisceau (mm/s)	Energie linéique de fusion (J/mm)	Régime de fusion
15 < z < 17,7	270	318	0,85	Bon
17,7 < z < 20	270	157	1,72	Excès d'énergie

Tableau 3.2 : Paramètres de fabrication de l'échantillon permettant de mettre en valeur la détection de la distorsion géométrique survenant lorsqu'on applique un excès d'énergie à partir de z = 17,7 mm.

Remarque : Pour s'affranchir de la présence des supports sous les pièces, les effets dus à des variations délibérées d'énergie ne sont jamais étudiés dans les premiers millimètres d'une pièce en raison de la fonction d'épaisseur (*thickness function*) du logiciel EBM Control 3.2. L'objectif de cette fonction correctrice est de réduire l'énergie de fusion au niveau des zones en surplomb afin de prévenir précisément un excès local d'énergie et donc des distorsions indues. Elle est active sur une épaisseur de quelques millimètres (4 mm par défaut pour le Ti-6Al-4V). L'étude de l'effet de l'énergie ne commence pas directement au début de la construction du cube afin que la fonction d'épaisseur n'interfère pas avec les modifications imposées dans le cadre de cette expérimentation.

Le cube est d'abord construit avec des paramètres qui assurent un apport d'énergie convenable. A partir de la hauteur de construction z = 17,7 mm, la vitesse de balayage du faisceau est réduite afin de provoquer un apport d'énergie excessif. La **Figure 3.4** représente 4 images NIR *in situ* prises pour 4 couches consécutives pour **(a)** la zone pour laquelle l'apport d'énergie est correct et pour **(b)** la zone pour laquelle l'apport d'énergie est excessif. Chacune des 4 images correspond à une direction de remplissage différente

indiquée par la flèche noire. La frontière réelle de la pièce est déterminée selon la procédure d'analyse d'images de la partie 2.4.3.

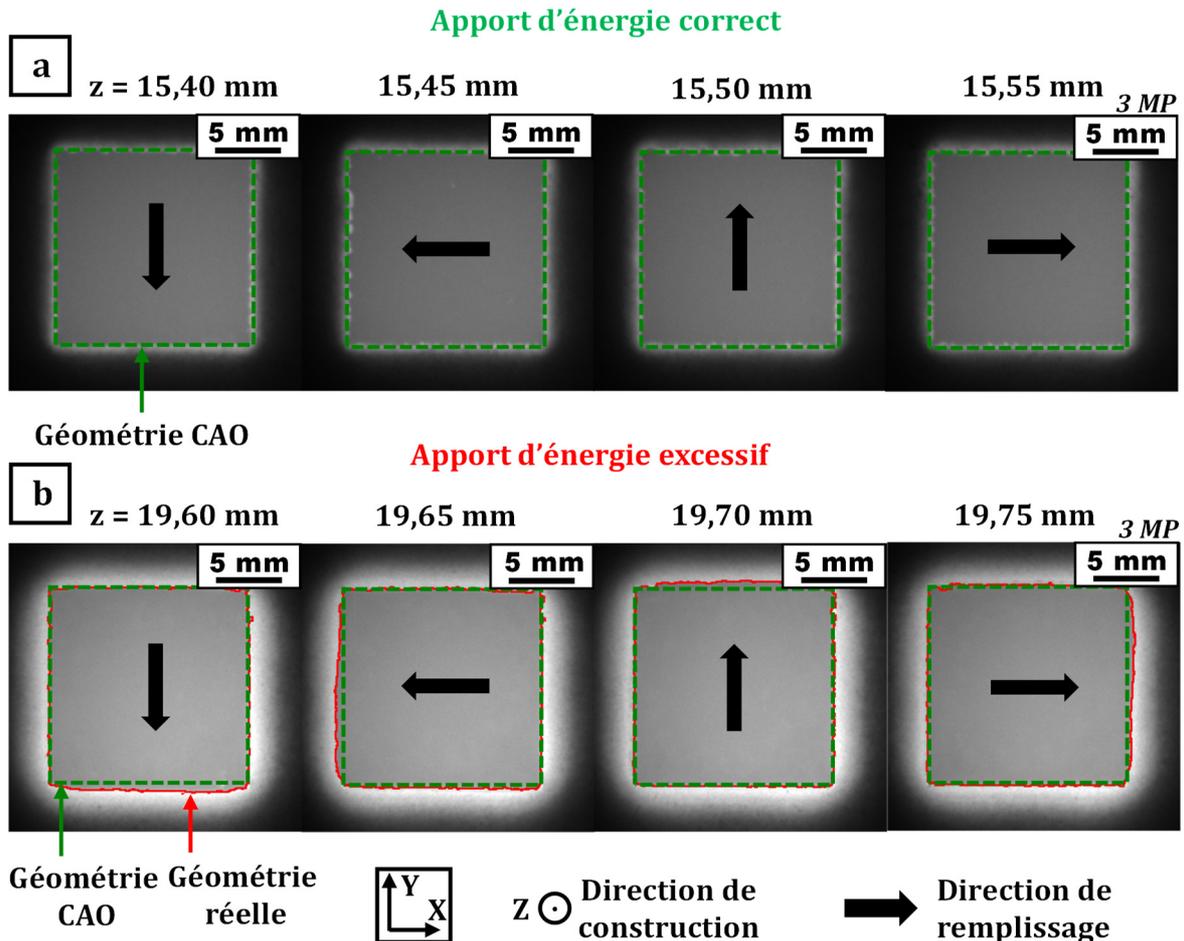


Figure 3.4 : (a) Images NIR *in situ* prises dans la partie de l'échantillon fabriquée avec un apport d'énergie correct pour 4 couches consécutives et (b) images NIR *in situ* prises pour la partie de l'échantillon fabriquée avec un apport d'énergie excessif pour 4 couches consécutives (caméra 3 MP). Chacune des 4 images correspond à une direction de remplissage différente représentée par la flèche noire. Frontière théorique : trait vert ; frontière réelle : trait rouge.

Sur la **Figure 3.4a**, on constate que la frontière de la pièce fabriquée correspond bien avec celle qui est prévue par la géométrie CAO. En revanche, sur la **Figure 3.4b** correspondant à la zone fabriquée avec un excès d'énergie, on constate un écart non négligeable entre la frontière de la pièce fabriquée et la frontière CAO. Le fait d'imposer un apport d'énergie excessif accroît la taille du bain de fusion de façon importante ce qui provoque un

dépassement de la frontière théorique. Cet écart est concentré sur le côté du pavé situé en aval de la direction de remplissage (côté pointé par la flèche noire). C'est par exemple le cas pour le côté droit de l'image prise pour $z = 19,75$ mm.

Cet écart à la géométrie CAO est également visible pour toutes les couches fabriquées avec un excès d'énergie, à la différence que cette « région de débordement » subit une rotation de 90° entre chaque couche. Etant donné que la direction de remplissage subit elle aussi une rotation de 90° entre chaque couche, cette dernière est responsable du côté où se trouve la zone de débordement. En comparant la frontière théorique à la frontière réelle, on estime que le dépassement moyen observé sur les images de la **Figure 3.4b** est de l'ordre de 0,8 mm.

L'écart par rapport à la géométrie CAO est quantifiable grâce à la caméra NIR en appliquant le traitement d'images permettant de déterminer l'aire imprimée pour chaque couche. On peut alors tracer l'évolution de la surface imprimée relative (dans le plan XY) en fonction de la hauteur de construction comme représenté sur la **Figure 3.5**.

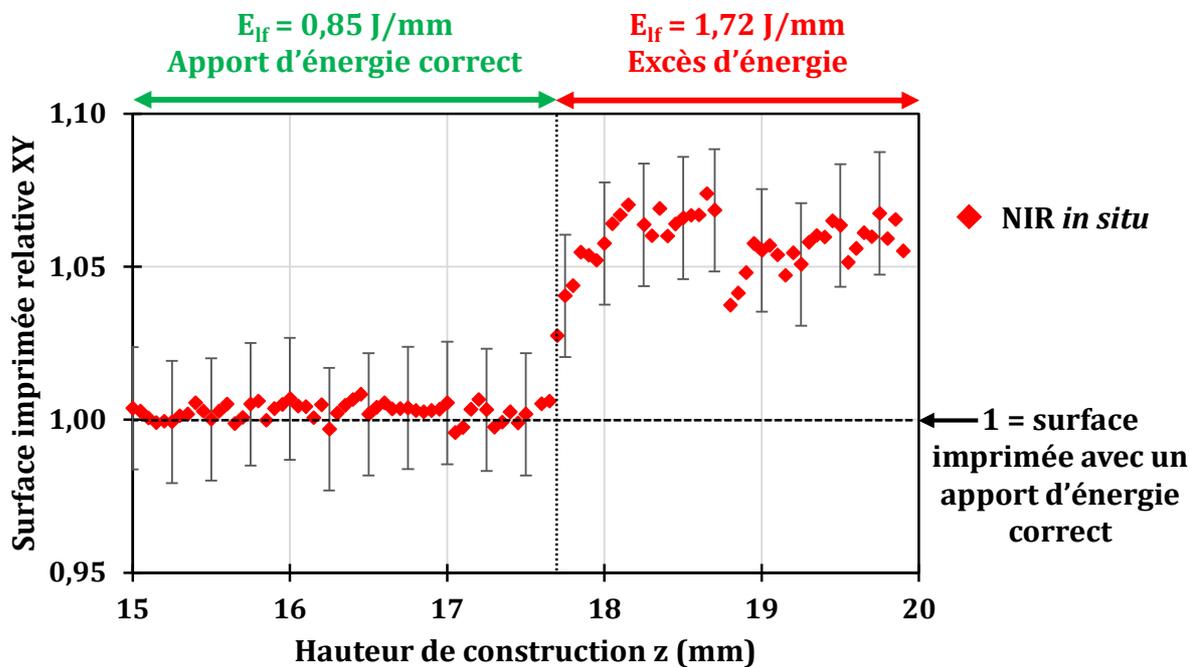


Figure 3.5 : Evolution de la surface relative imprimée dans le plan XY en fonction de la hauteur de construction. 1 correspond à la surface moyenne imprimée lorsque l'apport d'énergie est correct.

La surface imprimée relative est définie comme le rapport entre l'aire déterminée par le traitement d'image et l'aire moyenne obtenue pour un apport d'énergie correct. La valeur de 1 correspond donc à la surface mesurée lorsque l'apport d'énergie est correct. Il est rappelé que l'objectif ici n'est pas d'établir une mesure précise de la surface imprimée mais d'observer l'évolution de cette dernière afin de détecter l'apparition d'une anomalie. C'est pour cette raison que c'est l'aire relative qui a été délibérément représentée. Sur la courbe, des barres d'erreur ont été indiquées. Elles correspondent à l'erreur faite sur la surface mesurée (surestimation ou sous-estimation) si la frontière déterminée par analyse d'image se déplace d'un pixel vers l'extérieur ou vers l'intérieur de la pièce. Il s'agit de l'erreur due à la discrétisation spatiale de la caméra.

Sur la **Figure 3.5**, on observe que le changement d'apport énergétique peut être constaté via l'augmentation de la surface relative imprimée. Lorsque l'apport d'énergie est correct ($z < 17,7$ mm), la surface imprimée relative reste stable autour de 1. En revanche, lorsque l'énergie linéique est augmentée, la surface relative augmente elle-aussi de façon quasi-immédiate avant de se stabiliser entre 1,03 et 1,07 après quelques couches.

L'imagerie NIR constitue donc un moyen efficace pour détecter une dérive de la surface fusionnée en cas d'apport d'énergie excessif.

3.2.1.3 Lien entre la quantité d'énergie de fusion et la dérive de la surface imprimée

On a mentionné précédemment que la surface fusionnée excessive était liée à la taille très importante du bain de fusion. Cette dernière étant fonction de l'apport d'énergie, on peut faire l'hypothèse que plus l'excès d'énergie est important, plus la dérive de l'aire imprimée le sera également. Afin de vérifier cette hypothèse, l'expérimentation suivante a été réalisée. Un cube de dimensions $15 \times 15 \times 15$ mm³ est construit en Ti-6Al-4V. La puissance du faisceau est maintenue constante à 270 W. La vitesse de balayage est modifiée comme indiqué dans le **Tableau 3.3** afin d'imposer deux augmentations successives de l'énergie linéique.

Hauteur de construction z (mm)	Puissance faisceau (W)	Vitesse faisceau (mm/s)	Energie linéique de fusion (J/mm)	Régime de fusion
$z < 10,25$	270	374	0,72	Bon
$10,25 < z < 12,75$	270	213	1,27	Excès d'énergie
$12,75 < z < 15$	270	173	1,56	Excès d'énergie

Tableau 3.3 : Paramètres de fusion permettant d'évaluer l'effet de l'excès d'énergie sur la dérive de la surface imprimée.

A l'aide du traitement d'images permettant d'obtenir les frontières de la pièce et la surface imprimée, on trace à nouveau l'évolution de la surface relative en fonction de la hauteur de construction (voir **Figure 3.6**). Sur cette courbe, on remarque que l'incertitude due à la discrétisation spatiale de la caméra est plus faible que celle représentée sur la **Figure 3.5**. Cela est simplement dû à la meilleure discrétisation spatiale de la caméra 12 MP utilisée dans ce cas.

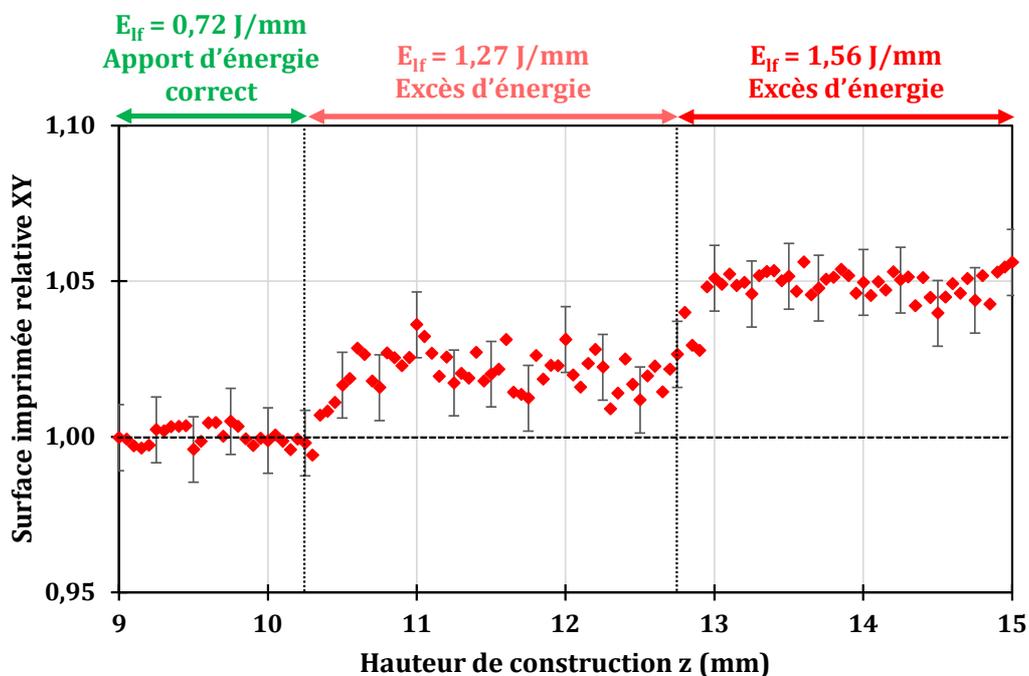


Figure 3.6 : Evolution de la surface imprimée relative en fonction de la hauteur de construction. La valeur de surface relative de 1 correspond à la surface moyenne lorsque l'apport d'énergie est correct.

La **Figure 3.6** indique que la dérive de la surface relative imprimée est fonction de l'excès d'énergie. Plus ce dernier est important, plus la dérive de la surface imprimée le sera. Cette observation est cohérente avec l'hypothèse selon laquelle l'augmentation de l'excès d'énergie provoque une augmentation de la taille du bain de fusion et donc de la zone de dépassement.

Bilan pour l'excès d'énergie :

L'observation d'une dérive de la surface fusionnée constitue donc un signal d'alerte sur un problème lié à un excès d'énergie. Cette information peut être utilisée afin d'identifier la cause d'un défaut sur une pièce construite ou d'informer l'opérateur de la survenue d'un problème pendant la construction. On peut pour cela définir un critère de dépassement permettant de signaler un problème et de corriger rapidement les paramètres de fabrication. En revanche, une surface fusionnée étant irréversible, il semble impossible de corriger ce type de défaut pendant la construction.

L'étude présentée dans cette partie 3.2.1 porte sur une incrémentation brutale de l'énergie. A l'avenir, il pourrait être intéressant de voir si une augmentation progressive de l'apport d'énergie donne les mêmes résultats.

3.2.2 Distorsion provoquée par une stratégie de fusion modifiée

Dans le paragraphe précédent, la distorsion observée en surface était liée à une énergie excessive. Ce type de distorsion peut aussi être observé lorsque la stratégie de fusion est mal choisie comme le montre l'exemple sur la photo de la **Figure 3.7a** avec l'apparition d'un relief important (droite de la surface supérieure). Dans cet exemple, la stratégie de fusion lors du remplissage a été modifiée. Au lieu d'utiliser la stratégie *snake* en allers-retours, une stratégie en allers simples a été utilisée. De plus, le changement de la direction de remplissage entre chaque couche a été désactivé. Cette stratégie modifiée est illustrée sur la **Figure 3.7b** et comparée à la stratégie *snake* standard sur la **Figure 3.7c**.

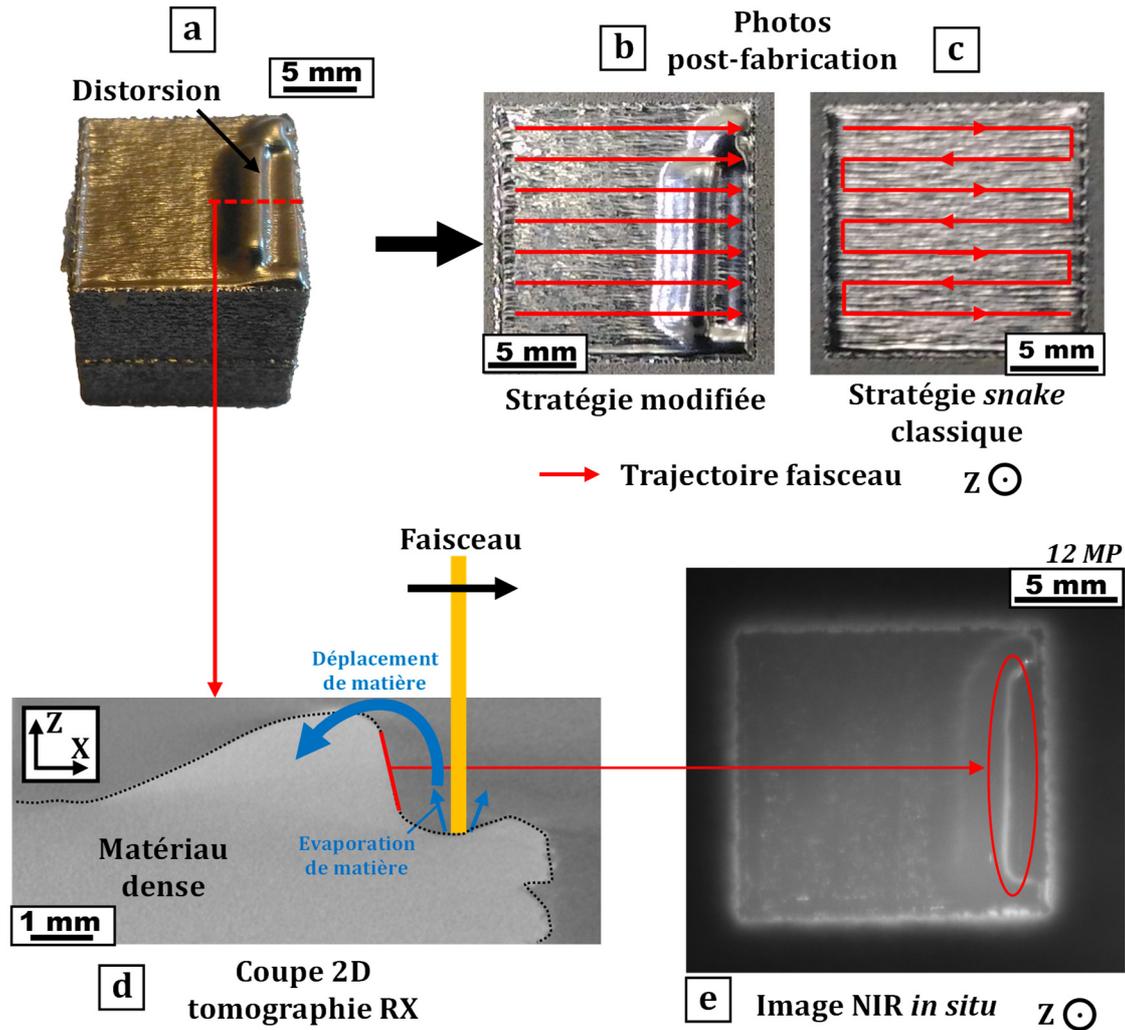


Figure 3.7 : (a) Photo post-fabrication d'une pièce présentant une distorsion (relief non souhaité) en raison d'une mauvaise stratégie de fusion. Comparaison entre (b) la stratégie de fusion modifiée conduisant à la distorsion et (c) la stratégie classique *snake*. (d) Coupe 2D obtenue par tomographie RX dans le plan XZ et illustrant le phénomène de déplacement de matière. (e) Signature du défaut sur les images NIR *in situ* (caméra 12 MP).

Sans le changement de la direction de remplissage et sans la stratégie *snake*, le phénomène de déplacement de matière décrit par Körner [1] se met en place. Ce dernier est moins fort que pour une énergie excessive mais il se produit toujours sur la même zone de la pièce (en fin de cordon de fusion). Le phénomène s'aggrave de couche en couche et conduit à l'apparition du relief sur la droite de l'échantillon.

Le mécanisme de déplacement de matière provoquant un dépôt de matériau à l'arrière du bain de fusion est illustré sur la **Figure 3.7d** qui représente une coupe 2D obtenue par

tomographie aux rayons X. La hauteur du relief non souhaité est de l'ordre de 1,5 mm. On peut imaginer que plus le nombre de couches fabriquées avec cette stratégie augmente, plus la hauteur de ce relief sera importante. Cet exemple illustre l'utilité de la stratégie *snake* et de la modification de la direction de remplissage pour éviter de tels défauts. Même si le phénomène conduisant à cette distorsion de surface est indésirable ici, il peut être utilisé afin de texturer la surface en termes de morphologie. Ce procédé développé au TWI (*The Welding Institute*) est connu sous le nom de *Surfi-Sculpt* [1,72].

Sur les images NIR *in situ* de cette pièce (voir **Figure 3.7e**), cette anomalie apparaît sous la forme d'une ligne avec un niveau de gris élevé qui semble correspondre avec la zone en forte pente sur la droite du relief. Il paraît difficile d'attribuer cette signature à un rayonnement réfléchi car la surface n'est pas orientée favorablement pour réfléchir la lumière vers la caméra. L'hypothèse suivante est proposée. L'angle θ entre l'axe de la caméra et la normale à cette surface est très élevé (de l'ordre de 80°). Or, l'émissivité de certains métaux non oxydés augmente lorsque l'angle d'observation θ est très élevé (avant de chuter brutalement lorsque l'angle atteint 90°) [65,68]. Ainsi, l'augmentation de l'émissivité de cette surface due à l'angle d'observation pourrait favoriser l'émission d'un rayonnement plus important expliquant la signature thermique observée.

3.2.3 Déformation liée à une surface en surplomb et à un manque de supports

Cet aspect sera d'abord traité à l'aide du cas simple d'un échantillon avec une surface en surplomb pour lequel un support a été volontairement retiré. Un second exemple permettra d'illustrer l'intérêt des supports conjointement à celui de la fonction d'épaisseur (*thickness function*) permettant de réduire l'apport d'énergie lors de la fusion des zones en surplomb. On rappelle que le rôle des **supports** est triple [1,3] :

- Permettre une dissipation plus efficace de la chaleur fournie par le faisceau d'électrons car la conductivité thermique du matériau dense est supérieure à celle du lit de poudre.
- Permettre d'enlever plus facilement les pièces de la plaque de démarrage à la fin de la construction.

- S'opposer aux distorsions géométriques liées aux contraintes thermomécaniques subies lors de la fabrication.

En complément des supports, le logiciel de contrôle de la machine Arcam A1 (EBM Control 3.2) utilise une **fonction d'épaisseur** (*thickness function*) dont le but est d'augmenter la vitesse de balayage du faisceau lors de la fusion de zones en surplomb. Cela permet de réduire l'énergie de fusion et donc de limiter la quantité de chaleur à dissiper afin de prévenir les distorsions géométriques. Plus on s'éloigne de la zone en surplomb, plus l'effet de cette fonction s'atténue. Son effet sur la vitesse de balayage en fonction de l'épaisseur surplombante est illustré dans l'annexe A.

3.2.3.1 Cas simple d'une pièce en surplomb

La déformation survenant lorsqu'une pièce présente une géométrie en surplomb (c'est-à-dire une surface orientée vers le bas) et pour laquelle on n'a pas ajouté suffisamment de supports lors de la conception est un défaut typique de la fabrication par E-PBF.

Afin de mettre en évidence la distorsion survenant au niveau des surplombs, la construction d'un pavé de dimensions 20x20x10 mm³ en Ti-6Al-4V a été réalisée avec les paramètres de fabrication standards recommandés par le fournisseur de la machine. Ce pavé n'est pas en contact avec la plaque de démarrage ; sa surface inférieure est donc en surplomb. Des supports d'une hauteur de 10 mm ont été ajoutés sous le pavé sauf près du bord droit de la pièce où ils ont été volontairement omis. La construction des supports a donc eu lieu de $z = 0$ à 10 mm et la construction du pavé de $z = 10$ à 20 mm (voir **Figure 3.8**).

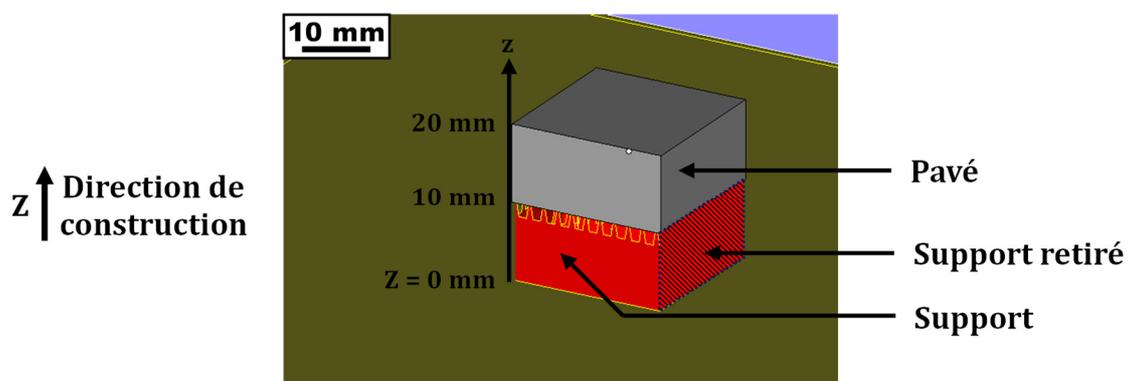


Figure 3.8 : Schéma du pavé pour lequel un support a été retiré. Vue obtenue avec Magics.

La **Figure 3.9a** montre une image NIR prise au moment de la construction des supports à une hauteur $z = 8 \text{ mm}$ (soit 2 mm avant le début de la construction du cube). Les supports sont présents sur les bords de la pièce et dans la partie centrale. L'absence du support au niveau du bord droit de la pièce peut être clairement constatée.

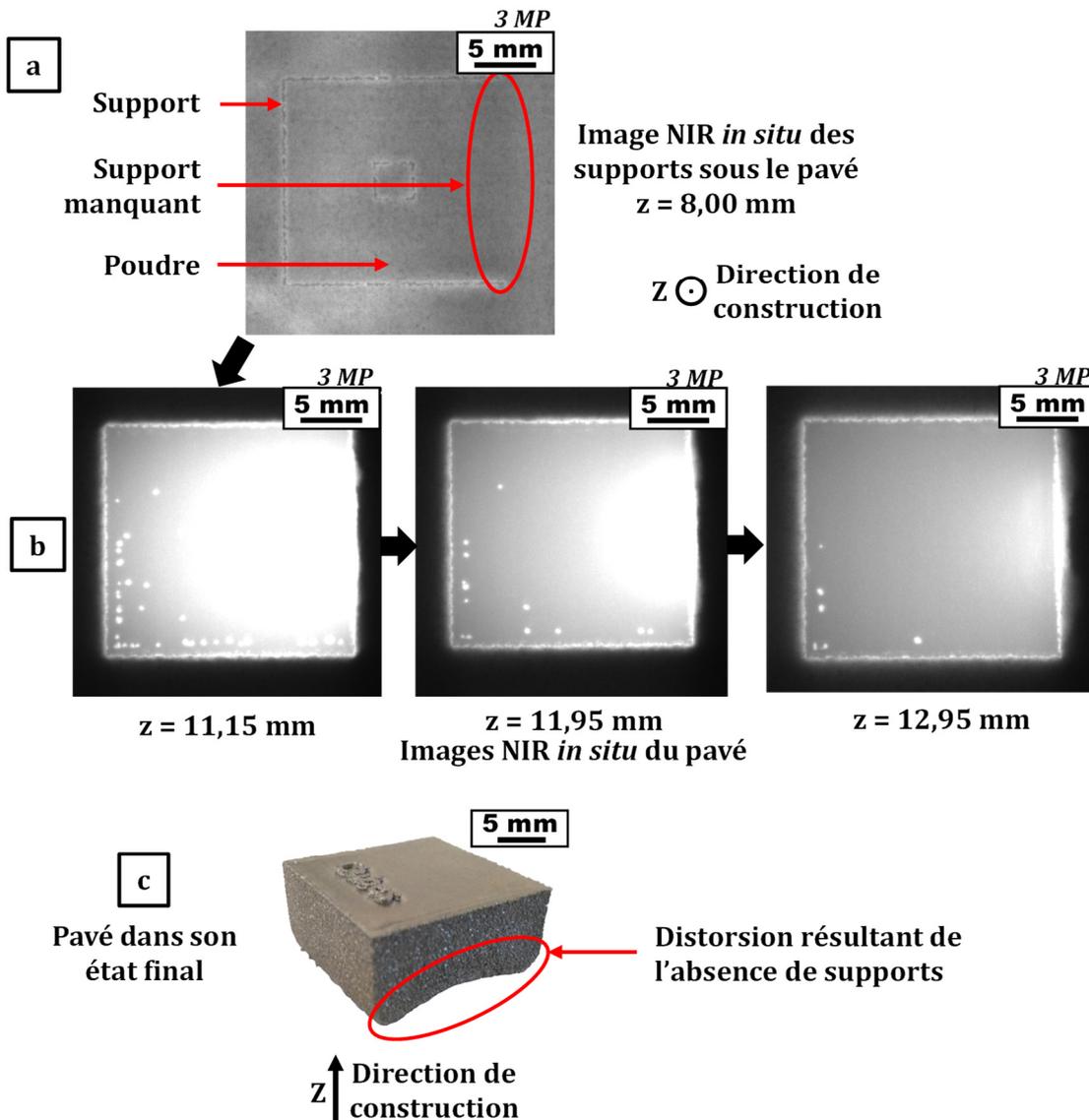


Figure 3.9 : (a) Image NIR prise pendant la construction des supports. (b) Images NIR prises lors de la construction du pavé pour différentes hauteurs de construction (caméra 3 MP). La direction de remplissage est identique pour les trois images. (c) Photo post-fabrication du pavé avec la déformation provoquée par l'absence de supports.

Sur la **Figure 3.9b**, sur l'image prise à une hauteur de construction de 11,15 mm (soit 1,15 mm au-dessus de la première couche du cube), le niveau de gris près du bord droit est

très nettement supérieur à celui du reste de la pièce. Etant donné que ce niveau de gris est lié à la température en surface, on peut affirmer que la température près du bord droit, situé au-dessus du support manquant, est plus élevée que pour le reste de la pièce. En effet, le support manquant ne permet pas une dissipation efficace de la chaleur à travers le lit de poudre. Ce phénomène peut être critique dans le cas de surfaces en surplomb car la conductivité thermique du lit de poudre n'est pas suffisante pour assurer une dissipation efficace de la chaleur. Smith *et al.* [73] ont déterminé expérimentalement que la conductivité thermique du lit de poudre de Ti-6Al-4V est de l'ordre de 1 à 2,5 W.m⁻¹.K⁻¹ pour une température de 730°C alors que la conductivité du Ti-6Al-4V dense fabriqué par E-PBF est de 15,3 W.m⁻¹.K⁻¹ à 750°C. Etant donné qu'il existe un facteur 10 entre la conductivité du lit de poudre et celle du matériau dense, l'utilisation de supports en Ti-6Al-4V dense est justifiée. Sans ajout de supports, la surface en surplomb sera soumise à des variations de température de forte amplitude ce qui génère des cycles de contraintes thermomécaniques et conduit à des distorsions importantes comme décrit dans la littérature [3,12].

La zone avec un niveau de gris anormalement élevé tend à se réduire avec l'ajout de nouvelles couches étant donné qu'on s'éloigne du surplomb comme le montrent les images de la **Figure 3.9b** prises à $z = 11,95$ et $12,95$ mm. La déformation finale observée sur la pièce construite est représentée sur la **Figure 3.9c**.

Intérêt de l'information thermique :

Les images *in situ* de la **Figure 3.9b** ne permettent pas de détecter la déformation au cours de la construction. Cela signifie que **le défaut ne se forme pas immédiatement au moment de l'impression** ou au moins pas de façon aussi critique que ce qui peut être constaté sur la pièce finale. Dans ce cas, **l'information thermique qualitative sur la température de la surface de construction est un élément clé pour la détection de cette anomalie**. En effet, sur les images, ce n'est pas le défaut lui-même qui sera visible mais l'anomalie thermique associée (température trop élevée due à la dissipation de chaleur trop lente). L'anomalie thermique est un indice sur la cause du défaut. Rechercher un tel indice sur les images *in situ* constitue un moyen pour identifier les zones d'une pièce qui nécessitent une attention particulière lors d'un contrôle post-procédé ou une modification du fichier CAO en intégrant plus de supports. Sans l'information thermique de la caméra NIR, de tels défauts n'auraient pas pu être détectés pendant la construction.

Cette caractéristique représente donc à ce jour un **avantage des méthodes de caractérisation par imagerie infrarouge** sur les méthodes d'imagerie électronique dans leur état de développement actuel car il n'est pas possible de tirer des informations thermiques des images électroniques.

3.2.3.2 Illustration de l'intérêt des supports et de la fonction d'épaisseur

Comme évoqué précédemment, la présence de supports en complément de la fonction d'épaisseur permet de limiter l'apparition de distorsions géométriques près des zones en surplomb. L'exemple présenté dans ce paragraphe vise à illustrer l'apport de ces deux éléments. Pour cela, la construction de géométries de type « plongeurs » en Ti-6Al-4V a été réalisée comme illustré sur la **Figure 3.10**. Les pièces présentent une surface en surplomb de $15 \times 15 \text{ mm}^2$ et de 5 mm de hauteur et sont fabriquées au cours de la même construction avec les paramètres par défaut du constructeur mais avec les particularités ci-dessous :

- **P1** : Paramètres par défaut (fonction d'épaisseur activée)
- **P2** : Paramètres par défaut (fonction d'épaisseur activée) + **ajout d'un support uniquement sur le bord à l'extrémité du plongeur.**
- **P3** : Paramètres par défaut **mais fonction d'épaisseur désactivée.**

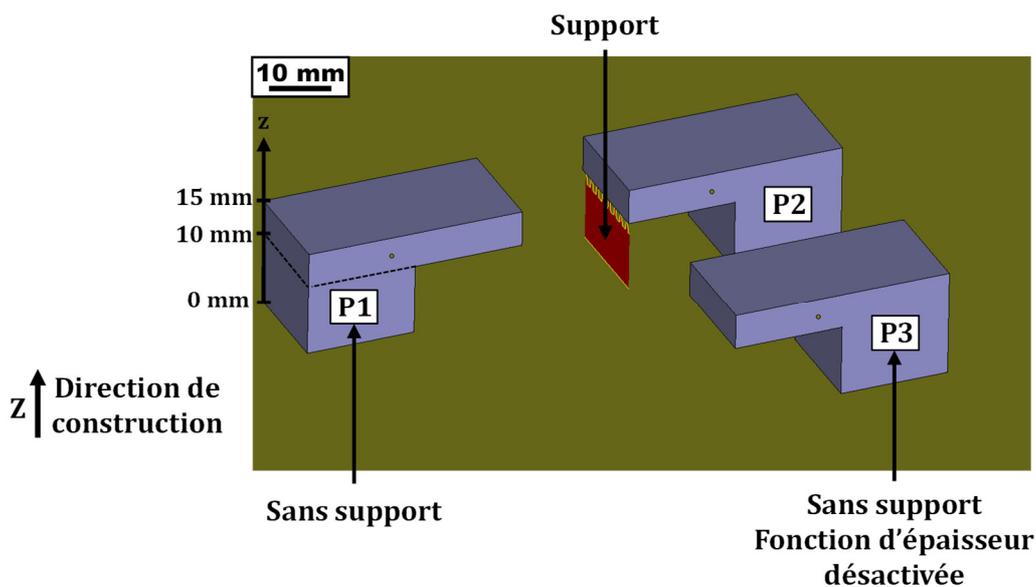


Figure 3.10 : Géométrie des 3 plongeurs permettant de mettre en évidence l'intérêt des supports et de la fonction d'épaisseur. Vue obtenue avec Magics.

Dans ce cas précis, l'acquisition d'une image a été réalisée 2,5 s **après la fin de la fusion de chaque pièce** (une image par pièce au lieu d'une seule image par couche). Exceptionnellement, le temps d'exposition t_{exp} de la caméra a été fixé à 1 ms. Ainsi, il est possible de comparer quantitativement les niveaux de gris d'une pièce à l'autre étant donné que le temps d'exposition est constant et que la durée entre la fin de la fusion de la pièce et la prise de l'image reste la même. La distance minimale entre pièces est de 15 mm. On fait donc l'hypothèse que l'effet thermique dû au voisinage des pièces est négligeable. La **Figure 3.11a** représente une image de chaque plongeur prise exactement 2,5 s après la fin de la fusion de la pièce pour une hauteur de construction de 11 mm, c'est à dire avec 1 mm de zone en surplomb construit.

Le niveau de gris moyen au sein de la zone en surplomb et au sein de la zone correspondant au pied du plongeur a été indiqué pour chaque image de la **Figure 3.11a**. Certaines valeurs sont notées en rouge et avec un astérisque ; cela signifie qu'il y a des pixels saturés (c'est à dire niveau de gris maximal de 255) dans la zone analysée. Ces valeurs sont donc sous-estimées par rapport à celles qui seraient obtenues si la caméra n'avait pas de contrainte de saturation.

Quelle que soit la pièce étudiée, la valeur moyenne de niveau de gris de la zone en surplomb est toujours supérieure à celle de la zone adjacente correspondant au pied du plongeur. En effet, la chaleur fournie par le faisceau se dissipe moins bien à travers le lit de poudre qu'à travers le matériau dense.

On s'intéresse maintenant à l'écart de niveau de gris ΔNG entre les deux zones d'un même plongeur (pied et surplomb). ΔNG traduit qualitativement la différence de température de surface entre ces deux zones et donc la différence au niveau de la dissipation de chaleur. Plus ΔNG est faible, plus la dissipation de chaleur au niveau du surplomb est efficace sachant qu'un écart nul impliquerait une dissipation d'énergie aussi bonne que pour le pied du plongeur. On constate que ΔNG est plus faible pour P2 ($\Delta NG = 117$) que pour P1 ($\Delta NG = 145$). Cela est dû à l'ajout du support qui permet d'améliorer la dissipation d'énergie pour P2 et donc de réduire la température de surface. De même, l'écart de niveau de gris entre les deux zones de la pièce P3 ($\Delta NG = 167$) pour laquelle on a désactivé la fonction d'épaisseur est encore plus important que pour P1 ($\Delta NG = 145$) ce qui illustre l'apport bénéfique de la fonction d'épaisseur.

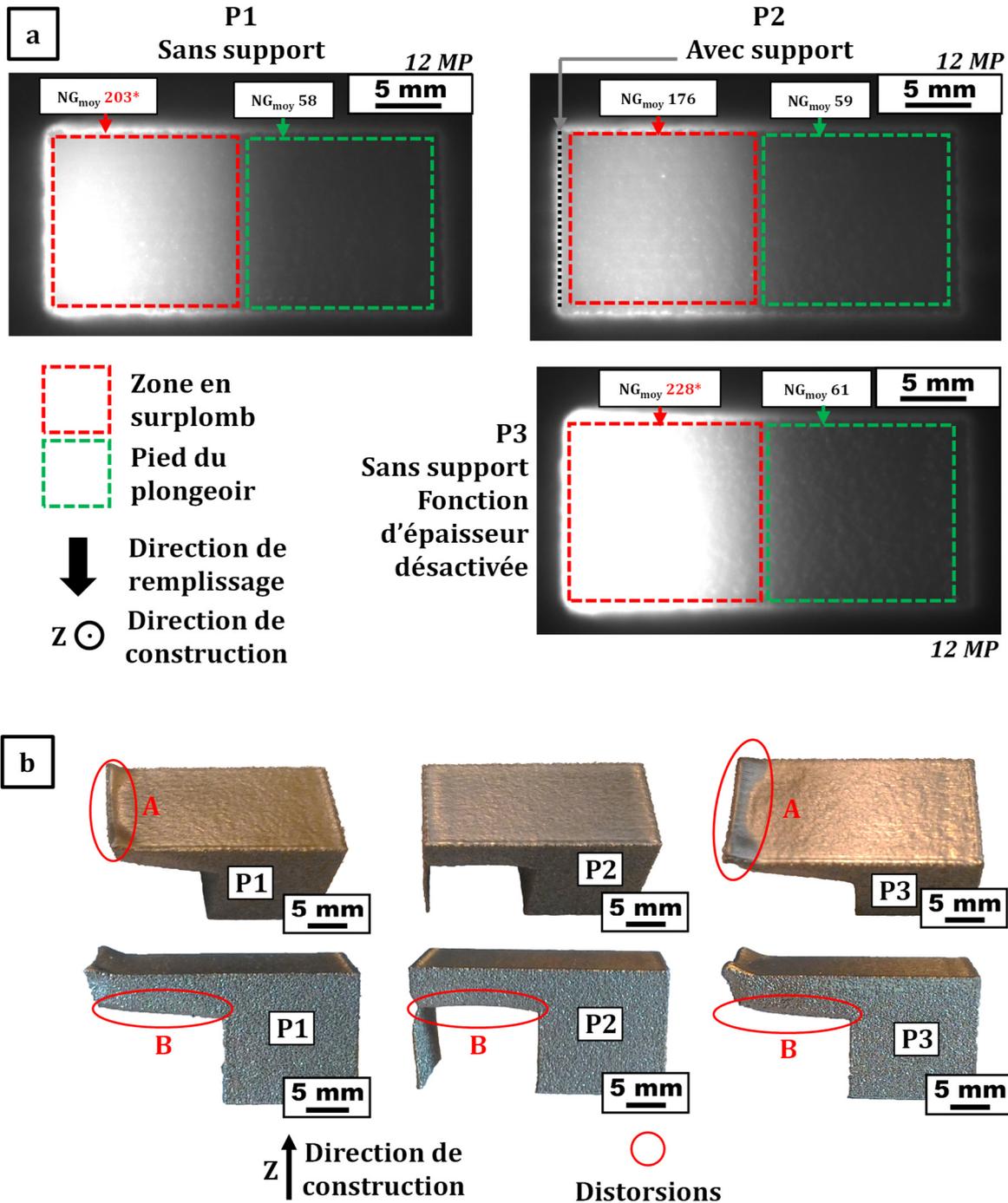


Figure 3.11: (a) Images NIR *in situ* des plongeurs P1, P2 et P3 prises à une hauteur de construction de 11 mm (caméra 12 MP). Les niveaux de gris moyens mesurés au sein de la zone en surplomb mais aussi de la zone correspondant au pied du plongeur sont indiqués. (b) Photos post-fabrication des plongeurs pour lesquels on retrouve deux types de défauts : distorsion à l'extrémité du plongeur (notée A) ; distorsion au niveau de la surface en surplomb notée B.

La **Figure 3.11b** représente une photo de l'état final des pièces après la fin de la construction. Sur cette image, toutes les pièces présentent des déformations plus ou moins sévères. On remarquera que les distorsions sont les plus importantes pour la pièce P3 construite dans les conditions les plus défavorables. La distorsion survenant tout au bout du plongeoir (marquée A sur l'image) et constatée pour P1 et P3 peut être reliée à l'absence du support. Dans les 3 cas, on peut discerner une autre déformation au niveau de la surface en surplomb (notée B) qui pourrait être atténuée en ajoutant davantage de supports au centre du surplomb et pas seulement sur les bords.

Dans le cas du Ti-6Al-4V, la fonction d'épaisseur permet de réduire l'apport d'énergie mais n'est pas suffisante pour éviter les distorsions. De façon générale, on peut chercher à corriger les problèmes de dissipation de chaleur en ajustant la fonction d'épaisseur (hauteur affectée par la fonction, importance de l'effet sur l'énergie) ou en ajoutant une quantité raisonnable de supports. En effet, une quantité importante de supports nécessite un travail fastidieux pour les retirer à la fin de la construction.

Les exemples présentés dans cette partie 3.2.3 illustrent l'apport de la caméra NIR pour détecter un problème lié à une mauvaise dissipation de chaleur en constatant un écart de température anormalement important au sein de la surface d'une pièce. Cela permettrait de définir un critère à respecter sur ΔNG pour éviter les distorsions. Il serait du type :

$$\Delta NG < \Delta NG_{\max} \quad (14)$$

Ce critère serait valable pour un matériau donné et pour un réglage caméra donné. La limite permettant de faire la différence entre un écart de température normal et un phénomène anormal de dissipation de chaleur reste encore à définir afin de déterminer une valeur de ΔNG_{\max} .

3.2.4 Cas d'un gonflement de la surface de construction

Lors d'une fabrication où la température en surface s'élève de façon trop importante au-dessus de la température d'équilibre de la construction T_c (approximativement 730°C pour le Ti-6Al-4V), on observe un phénomène de gonflement généralisé comme illustré sur la **Figure 3.12**.

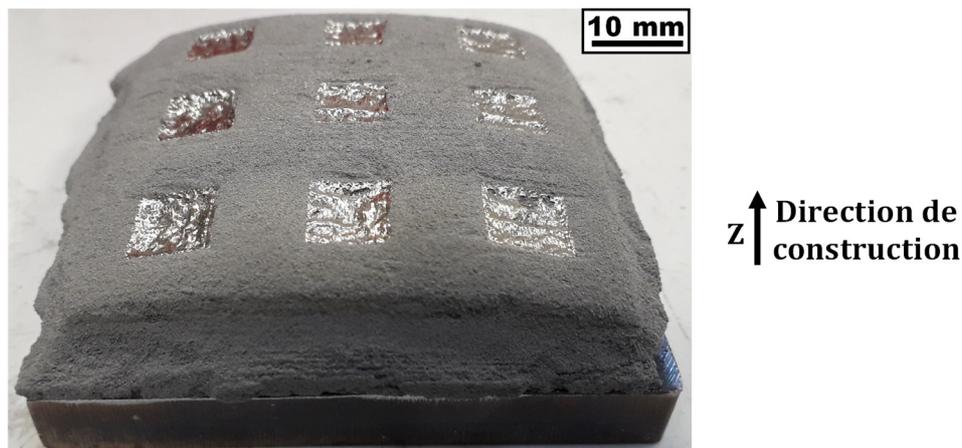


Figure 3.12 : Photo d'une construction ayant subi un gonflement généralisé en raison d'un bilan énergétique déséquilibré.

Ce gonflement peut apparaître de façon généralisée ou parfois localisée et affecte les pièces fabriquées qui présenteront des distorsions parfois sévères. Il peut aussi provoquer l'endommagement du râteau et l'arrêt brutal de la construction. Il ne doit pas être confondu avec les distorsions géométriques qui résultent d'une énergie de fusion localement excessive. De plus, l'apparition d'un relief au niveau du lit de poudre consolidé perturbe l'étalement de poudre et les couches déposées présentent de grandes disparités en termes d'épaisseur. Une accumulation de poudre trop importante à un endroit donné peut entraîner une consolidation insuffisante du lit de poudre et par voie de conséquence un enfumage lors du préchauffage.

Les constatations expérimentales faites à partir de différentes constructions permettent de dégager deux causes possibles à l'origine de ce phénomène. Premièrement, si l'apport d'énergie global (préchauffage + fusion) est trop important, c'est à dire si le faisceau apporte plus d'énergie à la surface que ce qu'elle est capable de dissiper, alors la température de cette dernière s'élèvera et conduira au gonflement (emballement thermique). Deuxièmement, dans certains cas, la répartition des pièces sur la plaque de démarrage peut aussi conduire à un gonflement. Si une grande quantité de pièces est répartie sur une petite surface, l'apport d'énergie est alors concentré sur cette surface et produit une élévation locale de la température qui conduit à terme à un gonflement local.

A ce jour, la littérature ne propose pas d'explication de ce phénomène. Etant donné que la déformation induite sur une pièce de 10 mm de haut peut atteindre plusieurs millimètres,

le phénomène ne peut pas être lié seulement à la dilatation du lit de poudre induite par une température plus élevée. L'hypothèse que ce gonflement est provoqué par un problème d'étalement de poudre lié à la haute température de la surface a été formulée. La poudre déplacée par le râteau sur la surface serait consolidée immédiatement et sur une épaisseur trop importante. Cette hypothèse sera à vérifier à l'avenir.

Ce phénomène a été observé lors de la construction dont le fichier CAO est représenté sur la **Figure 3.13**. Il s'agit de 9 parallélépipèdes de dimensions 20x20x10 mm³. 10 mm de supports ont été ajoutés sous les pièces. Ces pièces sont disposées de façon regroupée sur la surface de construction en ne laissant que 5 mm d'espace entre chacune d'entre elles. En temps normal, cela n'est pas un problème mais lors de cette construction, une anomalie survenue au niveau du contrôle de la bobine électromagnétique qui gère la focalisation du faisceau a provoqué une augmentation non contrôlée et non désirée de l'apport d'énergie. Ce dernier était ainsi concentré sur une faible surface.

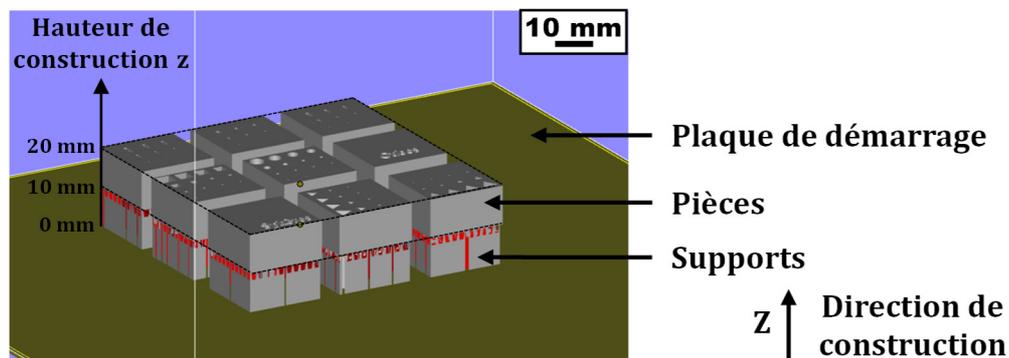


Figure 3.13 : Construction avec 9 pièces disposées de façon rapprochée sur la plaque de démarrage de dimensions 210x210 mm². L'apport d'énergie est concentré sur une faible surface (70x70 mm²). Vue obtenue avec le logiciel Magics.

Le phénomène de gonflement est apparu au cours de cette construction comme le montre la **Figure 3.14**. Elle permet de comparer une image prise au début de la construction des pièces ($z = 10,95$ mm soit 0,95 mm après la première couche des pièces, voir **Figure 3.14a**) et une image prise avant que le gonflement ne provoque l'arrêt de la construction ($z = 18,25$ mm, voir **Figure 3.14b**). La **Figure 3.14c** montre l'état final de ces pièces pour lesquelles des distorsions sont observées et semblent difficiles à reprendre par usinage.

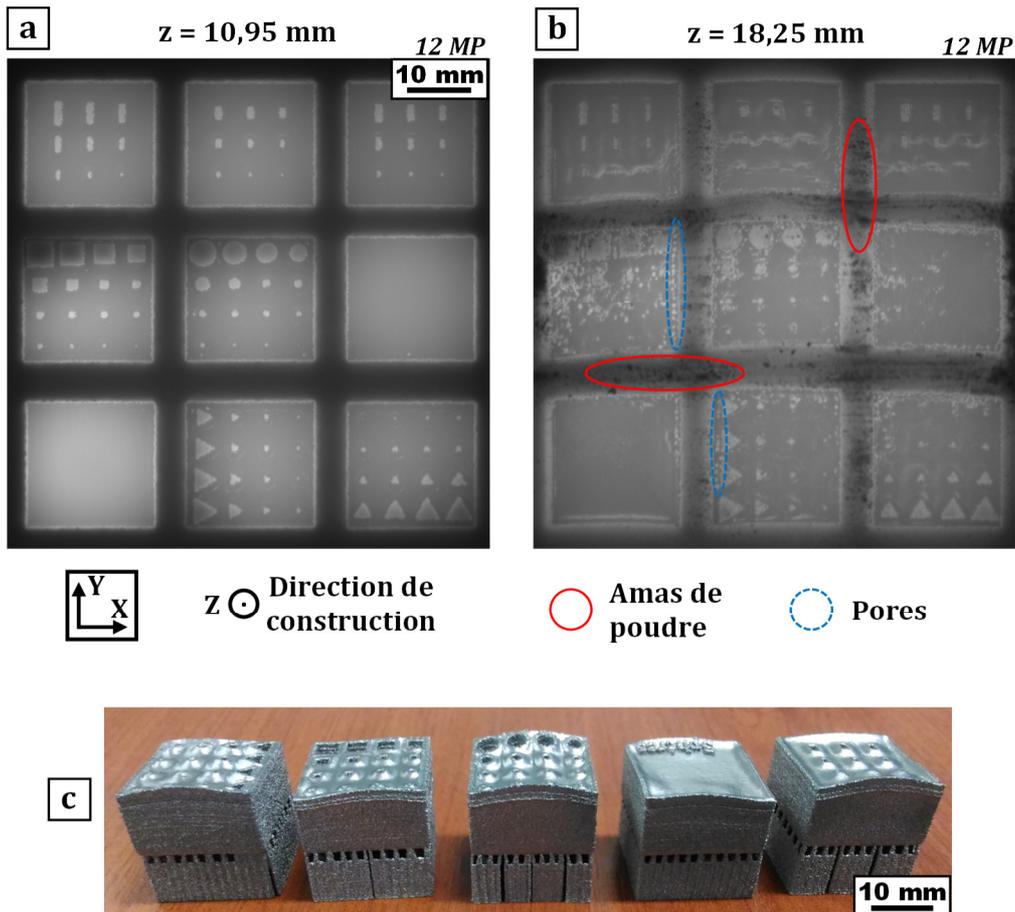


Figure 3.14 : Images NIR *in situ* de la construction de 9 pièces prises **(a)** au début de la construction et **(b)** après apparition du gonflement (caméra 12 MP). **(c)** Photo post-fabrication de quelques pièces issues de cette construction.

Sur la **Figure 3.14**, l'image **(a)** prise à $z = 10,95$ mm ne présente pas d'anomalies particulières. En revanche, le phénomène de gonflement est clairement visible pour l'image **(b)** prise à $z = 18,25$ mm. Cette dernière image permet d'observer l'apparition d'un relief sur la surface de construction et de pressentir que les pièces subissent une forte distorsion. D'autres anomalies peuvent être distinguées comme des amas de poudre témoignant de la perturbation de l'étalement de poudre (zones avec un niveau de gris faible entourées en rouge). Des manques de fusion (entourés en bleu) font également leur apparition. Plusieurs hypothèses ont été formulées pour expliquer la présence de ces pores :

- En raison de l'apparition du relief de la surface de construction, le faisceau d'électrons pourrait être moins bien focalisé et favoriserait l'apparition de pores.

- L'épaisseur des couches étant localement trop élevée, il pourrait également être difficile de fondre l'intégralité de la poudre déposée.

La **Figure 3.15a** montre l'apparition progressive de ce gonflement pour la pièce centrale de la construction. Les images donnent l'impression que le phénomène de gonflement s'aggrave avec l'empilement des couches, la pièce se « décale » dans la direction Y. Il s'agit là d'un effet d'optique. En effet, l'apparition d'un relief combiné à l'angle entre l'axe optique de la caméra et la normale à la surface de construction sont responsables de cette observation comme illustré schématiquement sur la **Figure 3.15b**.

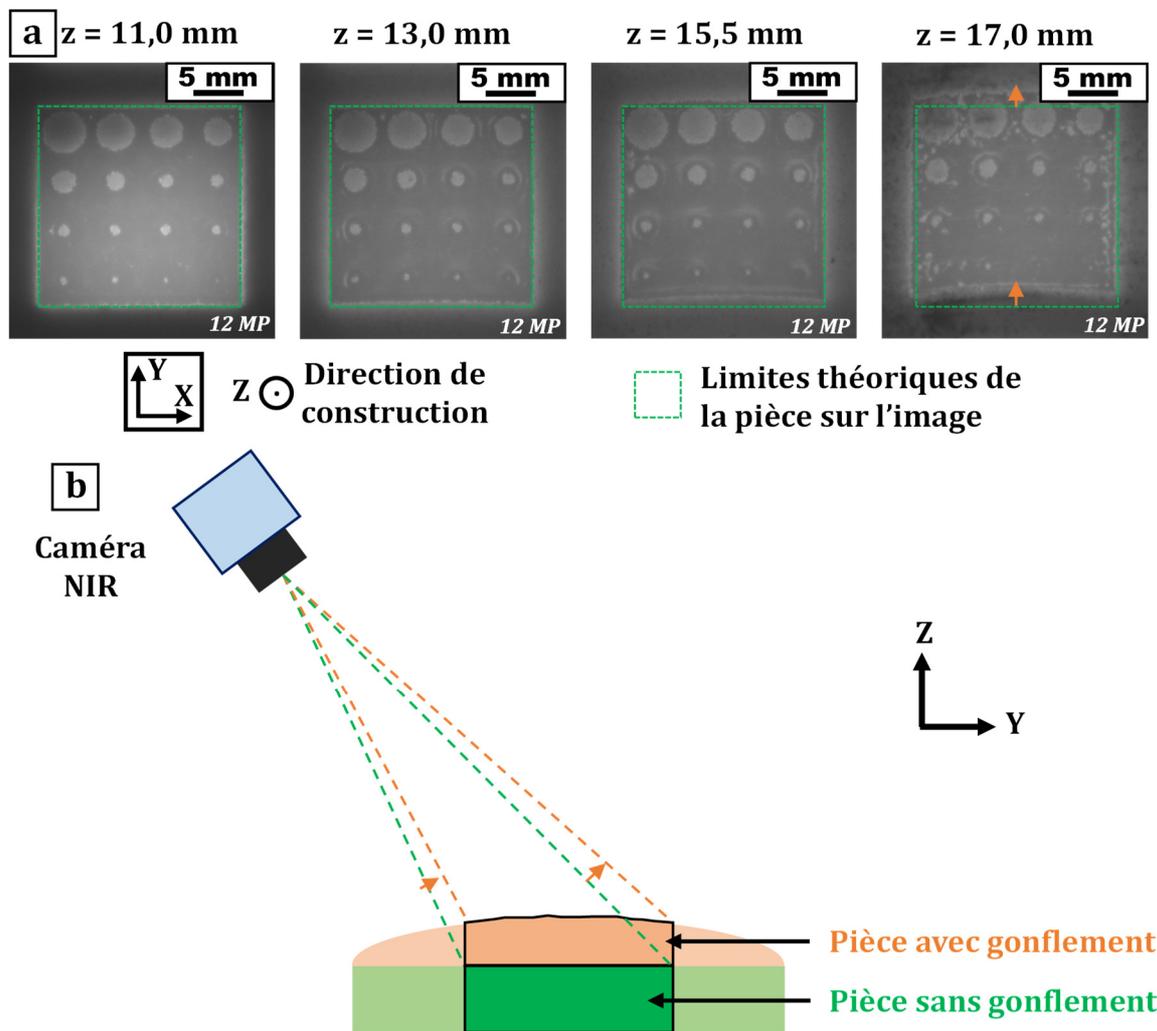


Figure 3.15 : (a) Images NIR prises à différentes hauteurs de construction et montrant l'apparition progressive du gonflement pour la pièce centrale qui semble se « décaler » dans la direction Y (caméra 12 MP). (b) Schéma explicitant l'impression de déplacement (symbolisée par les flèches orange) de la pièce dans la direction Y observée en (a).

Le déplacement apparent de la pièce sur l'image NIR constitue une opportunité pour détecter le gonflement par un traitement d'images illustré sur la **Figure 3.16**. Ce traitement permet de quantifier l'état d'avancement du gonflement.

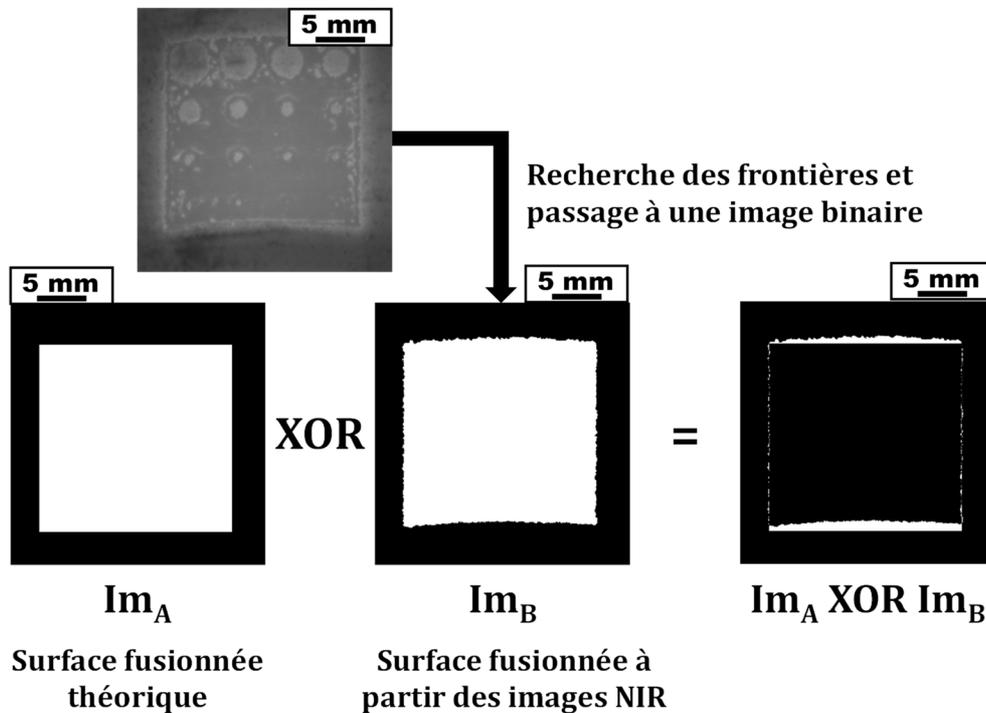


Figure 3.16 : Principe du traitement d'images permettant de quantifier l'état du gonflement en réalisant une opération « ou exclusif » (XOR) entre l'image binaire de la CAO théorique (Im_A) et l'image binaire de la pièce fabriquée (Im_B).

Pour chaque couche de la construction, on réalise un traitement d'images permettant de détecter les frontières extérieures de chaque pièce après avoir réalisé la correction de la déformation géométrique de l'image. On obtient donc une image binaire pour laquelle le blanc (= 1) correspond à la partie intérieure de la frontière et le noir (= 0) à la partie extérieure. Cette image binaire est notée Im_B . On ne prend pas en compte les géométries cylindriques internes observées sur les images même si ces dernières sont aussi affectées par le gonflement. Une autre image notée Im_A pour laquelle la délimitation entre noir et blanc est déterminée par les frontières théoriques de la pièce est nécessaire. On réalise une opération XOR (ou exclusif) entre ces deux images. On obtient donc une troisième image pour laquelle l'aire blanche correspondra à l'écart entre la géométrie théorique et la géométrie imprimée.

L'avantage de l'opération XOR par rapport aux opérations AND ou OR est que l'aire blanche obtenue est fonction à la fois de :

- La zone apparaissant fusionnée (en haut de l'image) qui n'aurait pas dû l'être.
- La zone apparaissant non fusionnée (en bas de l'image) qui aurait dû l'être.

On définit alors l'écart à la géométrie CAO par :

$$\text{Ecart à la géométrie CAO} = \frac{\text{Aire blanche de } \{Im_A \text{ XOR } Im_B\}}{\text{Aire théorique}} \times 100 \quad (15)$$

L'écart à la géométrie CAO, exprimé en %, permet de quantifier l'état du gonflement. L'évolution de ce dernier peut être suivie au cours de la construction (voir **Figure 3.17**) pour la pièce de la **Figure 3.15**.

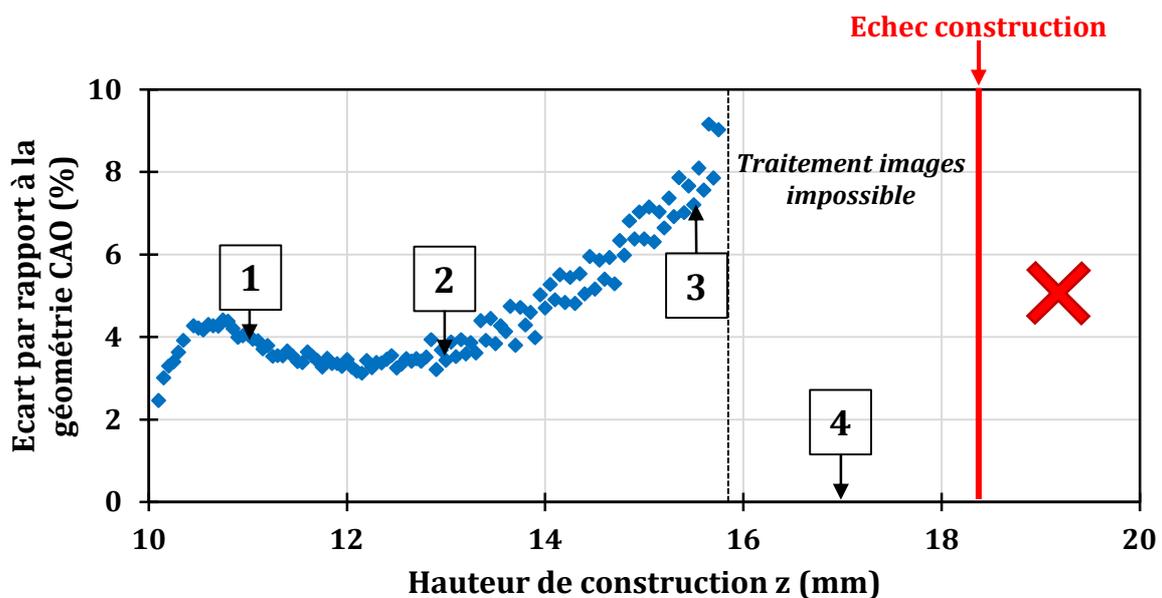


Figure 3.17 : Evolution de l'écart entre la surface imprimée et la géométrie CAO en fonction de la hauteur de construction. Le gonflement commence à devenir visible à partir de $z = 13$ mm et provoque l'échec de la construction à $z = 18,25$ mm. Les marqueurs 1 à 4 correspondent respectivement aux 4 images de la Figure 3.15a.

La courbe de l'évolution de l'écart à la géométrie CAO montre tout d'abord que ce dernier n'est jamais nul. En effet, il a été constaté que la surface imprimée par le faisceau d'électrons est inférieure à la surface CAO théorique pour le Ti-6Al-4V fabriqué avec des

paramètres standards et pour la machine Arcam A1 utilisée ici. Cette caractéristique peut être attribuée à l'incertitude sur la largeur des cordons de fusion qui génère un écart de l'ordre du dixième de millimètre entre la frontière théorique et la frontière réelle. On peut noter également quelques oscillations entre 10 et 11 mm ; en effet, les premières couches construites au-dessus de la poudre sont souvent irrégulières. L'écart à la géométrie CAO commence à augmenter fortement à partir de $z = 13$ mm ce qui coïncide avec l'apparition du gonflement visible sur les images NIR. L'augmentation se poursuit avec l'aggravation progressive du défaut. Peu avant $z = 16$ mm, la qualité des pièces est trop dégradée et ne permet plus de traiter convenablement les images (frontières non fermées). La construction échoue à $z = 18,25$ mm.

Réaliser le suivi de l'écart à la géométrie CAO peut donc permettre d'identifier une dérive du procédé liée à un gonflement de la surface de construction. On pourrait par exemple fixer un seuil d'alerte pour avertir l'utilisateur. Ce seuil doit prendre en compte l'incertitude sur la taille des cordons de fusion afin de ne pas déclencher de fausses alertes, on pourrait choisir un seuil de 5 % pour cet exemple. On notera que l'effet de l'incertitude liée à la largeur des cordons a un effet d'autant plus important sur l'écart à la géométrie CAO que le rapport périmètre/aire de la pièce est élevé. Il conviendrait donc d'adapter ce seuil en fonction de ce rapport.

Le seuil d'alerte déterminé ici pourrait également être appliqué pour détecter automatiquement la distorsion induite par un excès d'énergie de fusion.

3.3 Caractérisation de la porosité

Comme expliqué dans le chapitre 1, il existe plusieurs types de pores en fabrication E-PBF. On rappelle qu'ils sont divisés en deux grandes catégories :

- Les **pores dus à la présence de gaz occlus dans les poudres** élaborées par atomisation au gaz. Ils sont généralement de forme sphérique [9,14]. Il est impossible de les éliminer intégralement lors de la fabrication.
- Les **manques de fusion** qui présentent une forme irrégulière et sont souvent provoqués par un déficit énergétique. Les 3 sous-catégories de manques de fusion

décrites dans la littérature sont les suivantes : les *channel-like defects* [18], les **pores-cheminées** [4,19] et les **manques de fusion locaux** [9].

Ces pores sont nocifs pour les propriétés mécaniques des pièces fabriquées [6,9], d'autant plus pour un matériau comme le Ti-6Al-4V dont la ductilité et l'érouissage sont limités. L'objectif de cette partie est de déterminer quels types de pores peuvent être détectés *in situ* de façon fiable par imagerie proche infrarouge. L'effet de l'énergie de fusion sur ces différents pores est également abordé.

3.3.1 Manques de fusion *channel-like* induits par un déficit énergétique

Lorsque l'apport d'énergie de fusion est insuffisant, des manques de fusions apparaissent dans les pièces fabriquées. La **Figure 3.18** illustre la différence entre deux échantillons pour lesquels l'apport d'énergie est correct **(a)** ou insuffisant **(b)**.

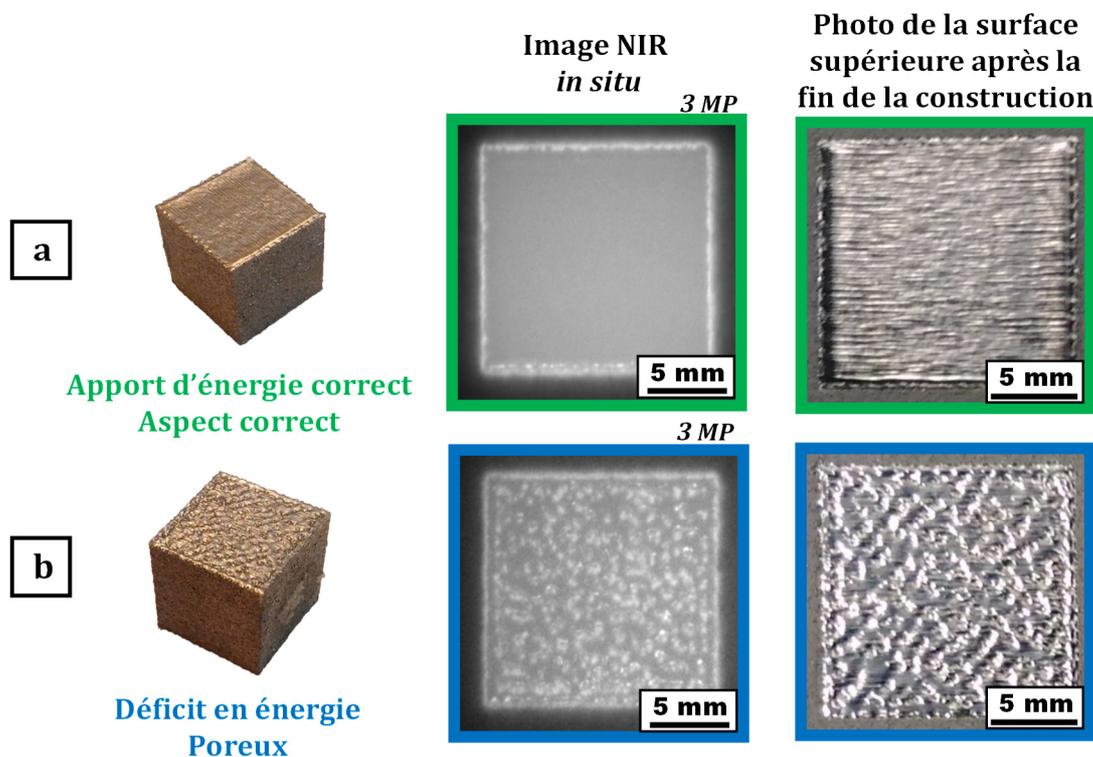


Figure 3.18 : Images NIR *in situ* et photos prises après la fin de la fabrication pour deux pièces fabriquées avec **(a)** une énergie de fusion correcte et **(b)** un déficit énergétique conduisant à la formation de manques de fusion (caméra 3 MP).

Les pores observés sur les images NIR apparaissent sous la formes de taches avec un niveau de gris plus élevé que pour le matériau environnant. D'après la littérature, chaque pore se comporte comme une cavité corps noir [19,54]. L'émissivité au niveau de telles cavités s'approche de 1 (émissivité d'un corps noir). En d'autres termes, l'émissivité au niveau de la cavité corps noir est plus importante que pour le matériau environnant. Cela se traduit par une émission de rayonnement plus importante au niveau du pore et *in fine* par un niveau de gris plus élevé. En revanche, cela ne signifie pas nécessairement que la température au niveau du pore est plus élevée que dans le reste de la pièce.

Afin de mettre en évidence le lien entre l'apparition des manques de fusion et l'apport d'énergie, un échantillon parallélépipédique de dimensions 15x15x10 mm³ a été élaboré. Au cours de la fabrication, l'énergie de fusion a été volontairement réduite afin d'obtenir l'apparition de manques de fusion. Les paramètres de fabrication sont détaillés dans le **Tableau 3.4**. L'échantillon est construit sur des supports, la construction de l'échantillon se déroule entre z = 10 et 20 mm. On notera que le changement de paramètres n'intervient pas dans la partie basse de l'échantillon afin que la fonction d'épaisseur n'interfère pas sur l'apport d'énergie.

Hauteur de construction z (mm)	Puissance faisceau (W)	Vitesse faisceau (mm/s)	Energie linéique de fusion (J/mm)	Régime de fusion
13 < z < 16,3	270	1381	0,196	Bon
16,3 < z < 20	270	2521	0,107	Déficit énergétique

Tableau 3.4 : Paramètres de fabrication permettant de mettre en valeur l'apparition de manques de fusion survenant lorsqu'un déficit énergétique est imposé à partir de z = 16,3 mm.

La partie basse de l'échantillon est dépourvue de défauts (voir image NIR de la **Figure 3.19a**). En revanche, l'augmentation de la vitesse de balayage a provoqué l'apparition de manques de fusion généralisés sur toute la surface de la pièce (voir image NIR de la **Figure 3.19b**).

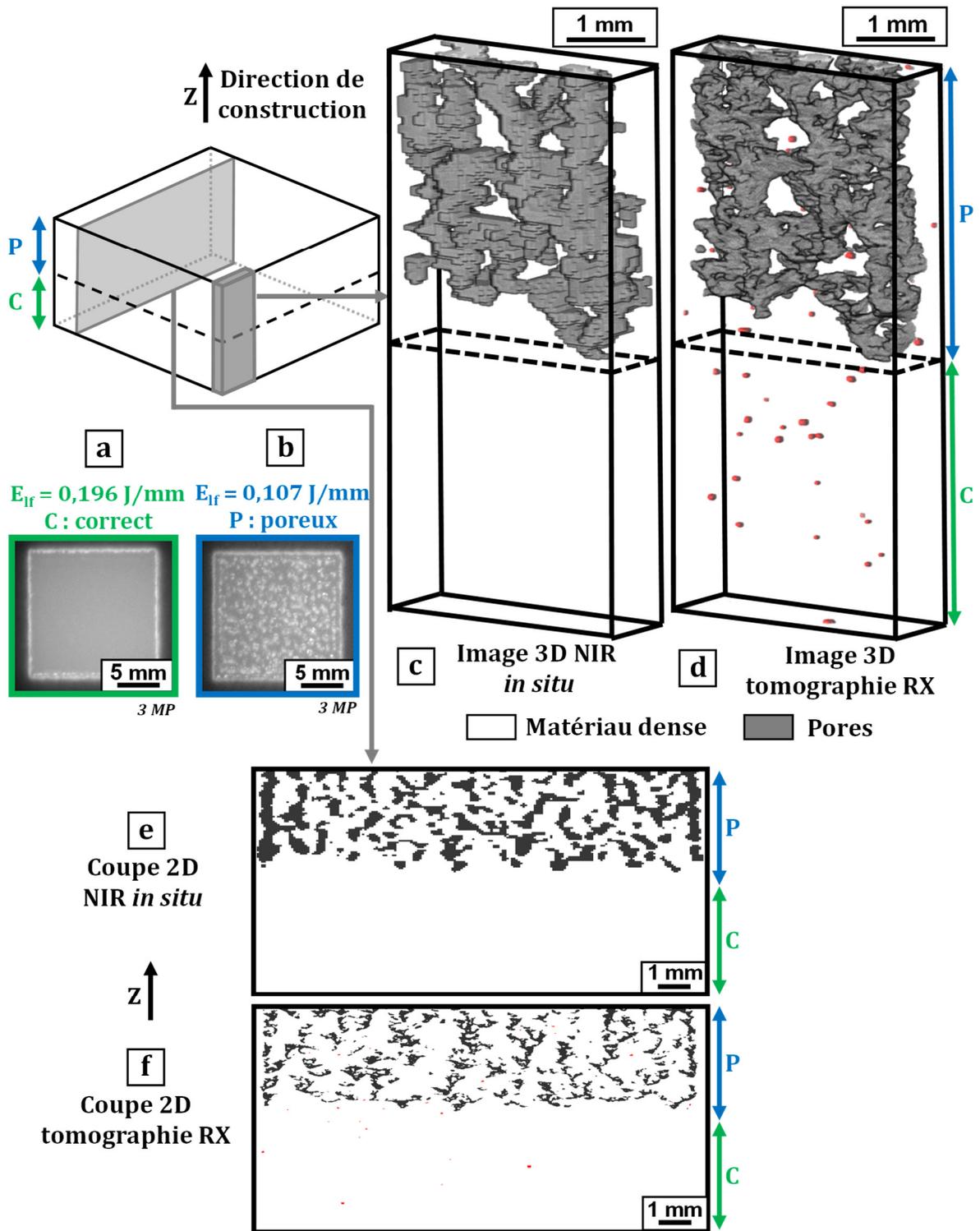


Figure 3.19 : Echantillon fabriqué avec les paramètres indiqués dans le Tableau 3.4. Images NIR *in situ* de (a) la partie basse et sans défauts de l'échantillon et (b) de la partie haute pour laquelle des manques de fusion sont apparus (caméra 3MP). Images 3D de la même zone d'intérêt de l'échantillon obtenues (c) à l'aide des images NIR *in situ* (taille de voxel : $71 \times 71 \times 50 \mu\text{m}^3$) et (d) par tomographie aux rayons X (taille de voxel : $15 \times 15 \times 15 \mu\text{m}^3$). Coupes 2D de la même zone de l'échantillon obtenues (e) à l'aide des images NIR *in situ* et (f) par tomographie RX.

A l'aide des traitements d'images présentés dans la partie 2.4.3, il est possible d'obtenir une représentation 3D des pores contenus dans une zone d'intérêt (petit parallélépipède de dimensions $3,2 \times 1,4 \times 7 \text{ mm}^3$) de la pièce à partir des images NIR 2D comme le montre la **Figure 3.19c**. Cette image est comparée à une image 3D de la même zone d'intérêt obtenue par tomographie aux rayons X (voir **Figure 3.19d**).

Les pores observés sur la **Figure 3.19** se propagent dans la direction de construction (selon Z) et sont interconnectés et distribués de façon homogène dans la pièce (voir image NIR associée, **Figure 3.19b**). Il y a un bon accord qualitatif entre l'image NIR 3D (**Figure 3.19c**) et l'image obtenue par tomographie (**Figure 3.19d**) en ce qui concerne la forme et la distribution spatiale des pores. On remarque également que la description des pores observée sur l'image 3D NIR semble plus grossière que pour l'image obtenue par tomographie. Cela est principalement dû à la différence de taille de voxel entre l'image NIR (approximativement $71 \times 71 \times 50 \text{ }\mu\text{m}^3$) et la tomographie ($15 \times 15 \times 15 \text{ }\mu\text{m}^3$). Pour cette raison, une analyse quantitative du volume de pores n'aurait pas de sens ici.

La **Figure 3.19** montre qu'il est aussi possible de réaliser des coupes 2D de la même zone d'intérêt, dans un plan parallèle à la direction de construction, à partir des images 2D NIR (**Figure 3.19e**) et des données obtenues par tomographie aux rayons X (**Figure 3.19f**). On peut à nouveau constater un bon accord qualitatif entre la coupe 2D NIR et la coupe 2D obtenue par tomographie.

Les mécanismes conduisant à la formation et à la propagation de ce type de manques de fusion appelés *channel-like defects* dans la littérature ont été étudiés par Bauereiß *et al.* [18] à l'aide de simulations numériques. La **Figure 3.20** illustre les mécanismes mis en lumière par ces derniers.

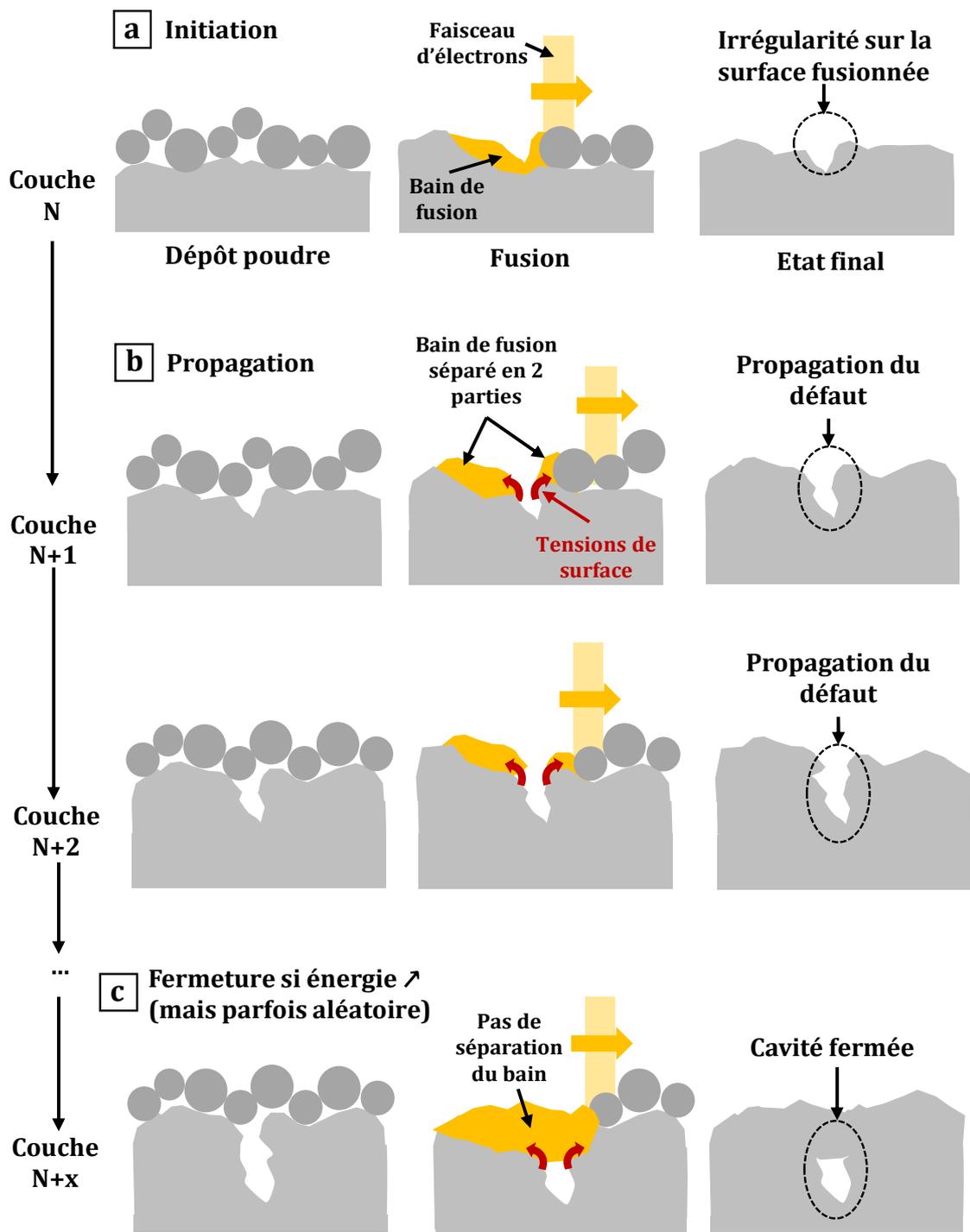


Figure 3.20 : Illustration du mécanisme responsable des *channel-like defects* basée sur les résultats de Bauereiß *et al.* [18]. **(a)** Initiation du défaut due à une irrégularité sur une surface fusionnée. **(b)** Propagation du défaut due aux tensions de surface qui empêchent le bain de fusion de remplir la cavité. Le défaut peut se propager sur plusieurs millimètres jusqu'à une éventuelle fermeture **(c)**.

Initiation :

D'après Bauereiß *et al.* [18], une irrégularité de la surface fusionnée sert de site d'initiation pour chaque pore. Ces irrégularités ont été attribuées au caractère stochastique du lit de poudre (empilement aléatoire, voir **Figure 3.20a**).

Propagation :

Lors de la fusion des couches suivantes et en cas de **déficit énergétique**, le bain de fusion est très peu profond et son comportement est gouverné par les principes suivants :

- Chaque particule de poudre se trouvant au-dessus de la cavité sera attirée de part et d'autre de cette cavité en raison de la **coalescence particule/bain liquide**. Cela provoque la séparation du bain en deux, de chaque côté de la cavité (voir **Figure 3.20b**).
- De plus, la force de gravité, qui conduirait le bain liquide à remplir la cavité, a une influence très faible par rapport aux **tensions de surface**. Cela a été vérifié en calculant le nombre de Bond qui décrit le ratio entre les forces volumiques, en l'occurrence la gravité, et les tensions de surface. Le nombre de Bond a été estimé à 10^{-4} [18] ce qui justifie **l'effet négligeable de la gravité**.

Ces simulations ont montré que le matériau fondu va donc solidifier autour de la cavité et permettre la propagation du défaut. Le processus se répète sur les couches suivantes et le pore peut croître sur une distance pouvant excéder plusieurs millimètres (voir Bauereiß [18] *et al.* pour plus de détails). Dans l'exemple de la **Figure 3.19**, le déficit énergétique concerne l'ensemble de la partie supérieure de la pièce et génère donc des manques de fusion *channel-like* généralisés.

Fermeture :

Le moyen le plus efficace d'arrêter la propagation de ce défaut est d'augmenter l'apport d'énergie pour accroître la profondeur du bain de fusion bien au-delà de l'épaisseur de poudre déposée afin de fermer les cavités (voir **Figure 3.20c**). Ainsi, le bain de fusion ne peut plus être séparé en deux. Cette dernière observation explique pourquoi on cherche en pratique à ce que la profondeur du bain de fusion corresponde à au moins deux ou trois

fois l'épaisseur de couche nominale ; cela permet de s'affranchir d'éventuelles irrégularités du lit de poudre. En revanche, les tensions de surface empêchent toujours le bain de fusion de remplir la cavité. Cette dernière sera fermée mais ne sera pas remplie par le bain liquide.

Le mécanisme de propagation explique donc pourquoi ce défaut n'est pas corrigé en fabriquant les couches supérieures. En effet, on aurait pu s'attendre à ce qu'un pore apparu à une couche N soit rebouché en fabriquant la couche N+1. Cela explique le bon accord qualitatif entre les images NIR 3D et la tomographie RX (**Figure 3.19**) pour les manques de fusion *channel-like*. Par conséquent, **si un tel défaut est détecté par imagerie NIR, il est probable que ce dernier soit toujours présent dans la pièce finale.**

Sur la **Figure 3.19d**, on peut aussi remarquer la présence de pores sphériques de faible taille et visibles uniquement sur l'image obtenue par tomographie (représentés en rouge). La forme sphérique caractéristique indique qu'ils sont liés à la présence de gaz occlus dans les poudres élaborées par atomisation gazeuse [9,14]. Ces pores ne sont pas visibles sur l'image NIR 3D car ils ne sont pas connectés à la surface au moment de la prise d'image. De manière générale, un pore ne pourra pas être détecté s'il n'est pas connecté à la surface de construction au moment de la prise d'image.

3.3.2 Cas particulier des pores-cheminées

Dans le paragraphe précédent, nous avons abordé le cas de manques de fusion *channel-like* apparus de façon généralisée, répartis de façon homogène sur la pièce et directement liés à un apport d'énergie trop faible. Ils étaient volontairement induits par l'augmentation de la vitesse de balayage. Cependant, d'autres pores se propageant de couche en couche apparus de façon inattendue et non généralisée ont pu être détectés grâce à l'imagerie NIR. Il s'agit de pores-cheminées [19]. La **Figure 3.21** permet d'illustrer la différence entre les manques de fusion *channel-like* abordés dans le paragraphe précédent **(a)** et les pores-cheminées **(b)**.

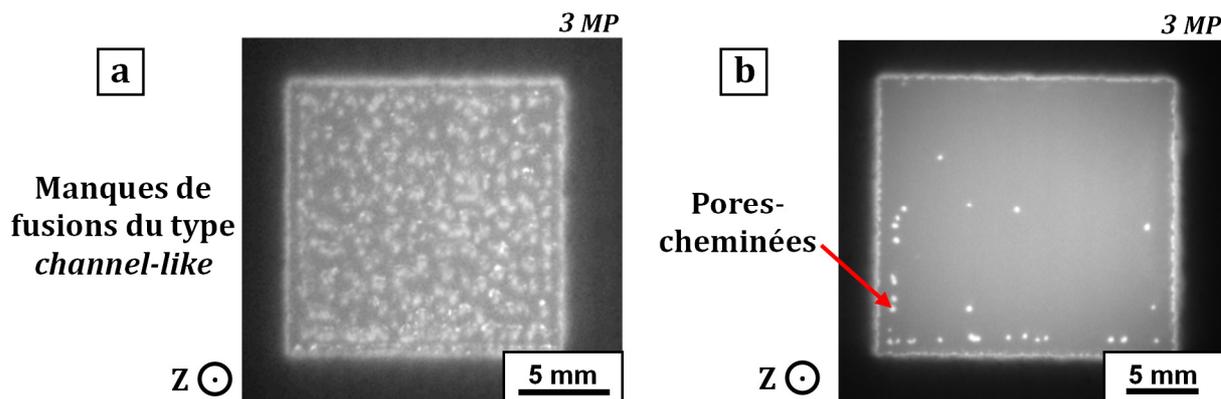


Figure 3.21 : Comparaison entre **(a)** une image NIR *in situ* de manques de fusion *channel-like* induits par un déficit énergétique et **(b)** une image montrant l'apparition de pores-cheminées inattendus qui se propagent également dans la direction de construction (caméra 3 MP).

Les pores-cheminées de la **Figure 3.21b** apparaissent alors que l'échantillon a pourtant été construit avec les paramètres de fabrication par défaut pour le Ti-6Al-4V. Ces pores apparaissent sur les images NIR sous la forme de taches avec un niveau de gris plus élevé que pour le reste de la pièce. L'effet cavité corps noir entre en jeu tout comme pour les manques de fusion *channel-like*. La plupart de ces pores ne sont pas répartis de façon aléatoire. Dans le cas présent, ils se trouvent principalement à l'interface entre la zone des contours et la zone de remplissage et concernent toutes les pièces issues de la construction.

La morphologie 3D de ce type de pore a été déterminée pour un échantillon similaire issu de la même construction et représenté sur l'image NIR de la **Figure 3.22a**. La comparaison entre deux images 3D de la même zone d'intérêt (dimensions 14,6x1,7x6,3 mm³) obtenues respectivement après traitement des images NIR 2D et par tomographie aux rayons X est présentée sur la **Figure 3.22 (b et c)**.

Les défauts observés sur la **Figure 3.22** sont des pores allongés dans la direction Z. Contrairement aux manques de fusion *channel-like*, aucune interconnexion ne peut être observée entre les différents pores. Ces caractéristiques valident le fait qu'il s'agit bien de pores-cheminées. On peut observer que l'un d'entre eux (**Figure 3.22 d et e**) se divise en deux branches distinctes. Un bon accord peut à nouveau être constaté entre les images 3D NIR et 3D tomographique en ce qui concerne la morphologie des pores et leur distribution

spatiale. La caméra est bien capable de détecter ce type de défaut quand il apparaît de façon inattendue.

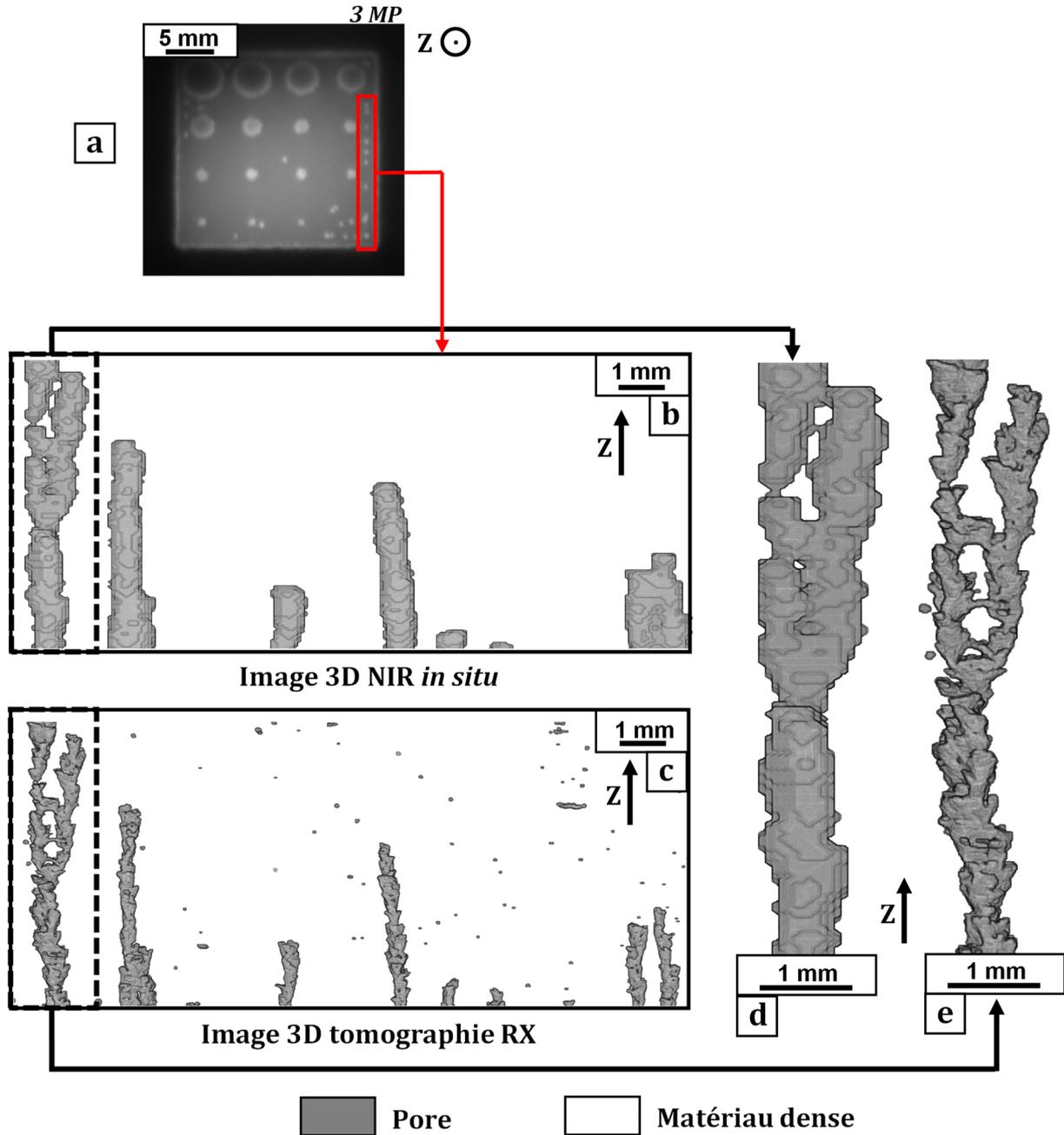


Figure 3.22 : (a) Image NIR *in situ* d'une pièce sur laquelle des pores-cheminées ont été identifiés (caméra 3 MP). Comparaison entre deux images 3D de la même zone d'intérêt obtenues (b) à partir des images NIR 2D (taille de voxel : $71 \times 71 \times 50 \mu\text{m}^3$) et (c) par tomographie aux rayons X (taille de voxel : $15 \times 15 \times 15 \mu\text{m}^3$). Comparaison de deux images 3D du même pore obtenues (d) à partir des images NIR 2D et (e) par tomographie aux rayons X.

De tels défauts ont aussi été rapportés par Tammam-Williams *et al.* [4] et Cordero *et al.* [19]. Les mécanismes d'initiation et de propagation semblent être similaires à ceux décrits pour les manques de fusion du type *channel-like* [18,19]. Le mécanisme de propagation est aussi lié à un déficit énergétique. En revanche, les pores-cheminées sont différents des manques de fusion *channel-like* en raison de leur caractère isolé et de l'absence d'interconnexion.

Dans le cas de la **Figure 3.22**, les pores-cheminées ne sont pas apparus en raison d'un manque d'énergie volontairement induit puisque les paramètres par défaut ont été utilisés. Une cause possible pourrait être la défocalisation du faisceau suite à une mauvaise calibration. En effet, l'énergie apportée par un faisceau défocalisé est répartie sur une plus grande surface. La densité d'énergie est alors réduite et permet la propagation des pores-cheminées. Le fait que toutes les pièces pour lesquelles ces défauts ont été constatés proviennent de la même construction renforce cette hypothèse.

En revanche, le problème de la calibration du faisceau n'est pas suffisant pour expliquer à lui seul pourquoi la majorité de ces pores se trouvent à l'interface entre la zone des contours et la zone de remplissage. Une situation similaire a été rapportée par Tammam-Williams *et al.* [4] avec des pores localisés exclusivement à l'interface contour/remplissage. Ce phénomène a été attribué à une fonction utilisée par le logiciel de contrôle de la machine Arcam A1 (*turning point function*, voir annexe A) qui augmente la vitesse du faisceau lors du remplissage lorsque ce dernier fait demi-tour près d'un bord. Cela provoque par conséquent une diminution locale de l'énergie linéique de fusion près des bords, mais si cette diminution est trop importante (fonction mal réglée), des manques de fusion seront générés. En effet, pour la pièce étudiée ici, l'énergie linéique moyenne est de 0,20 J/mm (vitesse de 5 200 mm/s pour un courant de 17,4 mA). Au voisinage d'une zone de demi-tour, la vitesse augmente localement et abaisse l'énergie linéique à 0,14 J/mm ; il s'agit de la limite basse de la fenêtre de stabilité. De manière générale, la *turning point function* fait de **l'interface contour/remplissage une zone préférentielle pour l'apparition de pores.**

La propagation des pores-cheminées de la **Figure 3.22** est donc liée à :

- Une (probable) mauvaise calibration du faisceau,
- Un déficit énergétique local provoqué par la *turning point function*.

En revanche, ces explications ne suffisent pas à expliquer pourquoi seule la partie droite de l'interface contour/remplissage est concernée. Dans le but de prolonger ce travail et en complément des éléments avancés ci-dessus, il serait intéressant d'étudier de façon fine les mécanismes permettant la propagation et la fermeture de ces pores-cheminées dans ce cas précis.

3.3.3 Manques de fusion locaux

Contrairement aux manques de fusion *channel-like* et aux pores-cheminées, les manques de fusion locaux ne se propagent pas et se limitent à une seule couche. Ils s'avèrent être plus difficiles à observer par imagerie NIR *in situ* car ils ne sont pas nécessairement connectés à la surface. Ils peuvent également être corrigés de façon vraisemblablement aléatoire lors de la fabrication des couches supérieures. Plusieurs cas de figures sont possibles et résumés dans le **Tableau 3.5**.

Manque de fusion local	Connecté à la surface	Non connecté à la surface
Non corrigé	1 : Visible sur image NIR et présent de la pièce finale	2 : Non visible sur images NIR mais présent dans la pièce finale
Corrigé	3 : Visible sur image NIR mais absent de la pièce finale	4 : Non visible sur images NIR et absent de la pièce finale

Tableau 3.5 : Différents cas pour l'observation des manques de fusion locaux.

D'après le **Tableau 3.5**, le cas n°3 conduit à surestimer la quantité de pores présents et pourrait entraîner des contrôles post-fabrication non nécessaires. Le cas n°2 est problématique car il s'agit d'un **faux négatif** (défaut présent mais non détecté). La **Figure 3.23** montre un exemple de manque de fusion local observé sur une image NIR. Sa signature est identique à celle des autres pores.

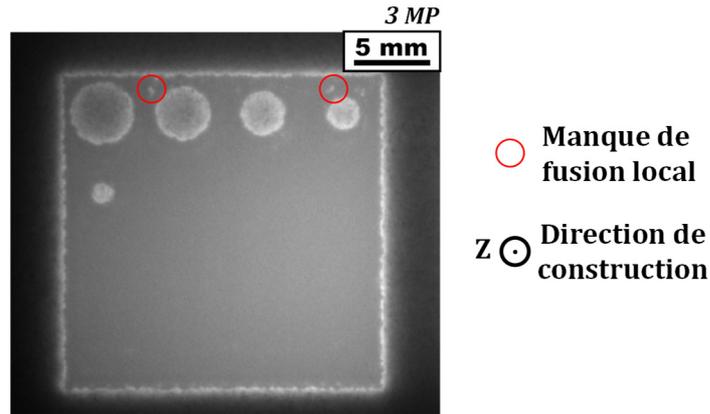


Figure 3.23 : Image NIR *in situ* d'un manque de fusion local.

3.3.4 Classification des manques de fusion en fonction du déficit énergétique

Après avoir abordé la caractérisation des différentes variantes de manques de fusion, ce paragraphe vise à démontrer l'effet de l'apport d'énergie sur le type de pore formé. Pour cela, la construction d'un échantillon de dimensions 15x15x15 mm³ a été réalisée. L'apport d'énergie a été réduit à plusieurs reprises en augmentant la vitesse de balayage du faisceau d'électrons selon les paramètres décrits dans le **Tableau 3.6**. L'échantillon est construit directement sur la plaque de départ mais les premiers millimètres ne sont pas étudiés afin de prévenir une éventuelle influence de la plaque sur les observations.

Hauteur de construction z (mm)	Puissance faisceau (W)	Vitesse faisceau (mm/s)	Energie linéique de fusion (J/mm)	Régime de fusion	Pores ?
0 < z < 5,2	270	903	0,299	Bon	X
5,2 < z < 7,7	270	1 557	0,173	Bon	X
7,7 < z < 12,7	270	2 280	0,118	Déficit énergétique	Pores-cheminées
12,7 < z < 15	270	2 521	0,107	Déficit énergétique	Channel-like defects

Tableau 3.6 : Paramètres de fabrication appliqués pour la construction d'un échantillon visant à démontrer l'effet de la sévérité du déficit énergétique sur l'apparition des pores.

On rappelle que la limite basse de la fenêtre de stabilité a été déterminée expérimentalement pour une puissance de 270 W et correspond à une énergie de 0,14 J/mm (partie 3.1).

Les caractéristiques suivantes ont été observées pour l'échantillon fabriqué :

- La zone comprise entre $z = 0$ et 7,7 mm ne présente pas de manques de fusion.
- Des pores-cheminées sont apparus dans la zone comprise entre $z = 7,7$ et 12,7 mm et correspondant à une énergie de fusion de 0,118 J/mm. Une image NIR typique de cette zone et prise à $z = 9,95$ mm est représentée sur la **Figure 3.24a**.
- Dans la partie supérieure de l'échantillon ($z > 12,7$ mm), la structure des pores a évolué en manques de fusion *channel-like*. Une image NIR correspondant à cette zone (prise à $z = 13,75$ mm) est représentée sur la **Figure 3.24b**.

Des images 3D montrant l'évolution de ces pores au sein de la même zone d'intérêt (dimensions 7,3x1,5x6 mm³) ont été obtenues à partir des images 2D NIR (**Figure 3.24c**) et par tomographie aux rayons X (**Figure 3.24d**). Afin de ne pas surcharger la figure, seuls les 6 mm supérieurs de l'échantillon ont été représentés.

Ces images 3D indiquent bien que la structure des pores a évolué en fonction du niveau du déficit énergétique. Lorsque ce dernier est modéré, les pores-cheminées sont les premiers à apparaître. Sur la **Figure 3.24a**, on remarque que ces derniers sont particulièrement visibles près des bords de l'échantillon ce qui confirme que l'interface contour/remplissage favorise leur apparition. Cela est dû à l'apport énergétique localement plus faible près des bords en raison de la *turning point function*.

Lorsque le déficit d'énergie devient plus fort, la taille du bain de fusion se réduit encore et augmente la probabilité de former de nouvelles cavités ; les pores-cheminées évoluent donc en manques de fusion *channel-like* comme on peut le voir dans la partie supérieure de la **Figure 3.24c**. Le passage par l'état pores-cheminées n'est pas systématique puisque la transition matériau sain/*channel-like* a été observée dans la partie 3.3.1. De nombreux pores dus à la présence de gaz occlus dans la poudre sont visibles sur l'image obtenue par tomographie (**Figure 3.24d**).

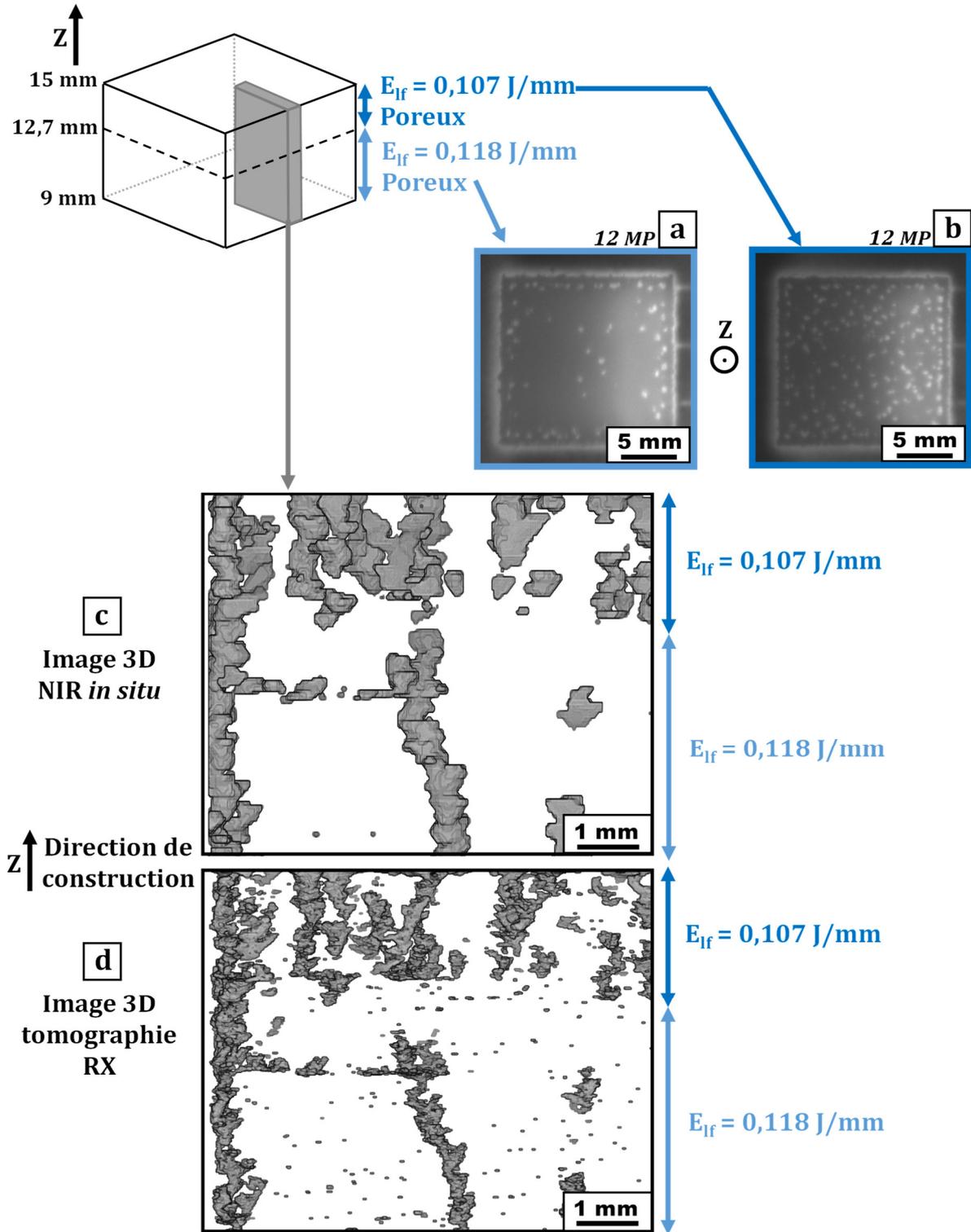


Figure 3.24 : Effet de la sévérité du déficit énergétique sur l'apparition des pores. Images NIR *in situ* prises dans une zone fabriquée (a) avec un déficit énergétique modéré et (b) avec un déficit énergétique plus important. Images 3D de la même zone d'intérêt montrant l'évolution des pores dans l'échantillon, obtenues (c) à partir des images NIR *in situ* (taille de voxel : $38 \times 38 \times 50 \mu\text{m}^3$) et (d) par tomographie aux rayons X (taille de voxel : $15 \times 15 \times 15 \mu\text{m}^3$).

Ces observations montrent que l'énergie de fusion a un effet direct sur le nombre de pores qui se forment ainsi que sur leur localisation. En diminuant l'énergie de fusion, on augmente la probabilité que les irrégularités apparues sur la surface fusionnée se transforment en pores capables de se propager de couche en couche sous la forme de pores-cheminées ou de manques de fusion *channel-like* en fonction de la sévérité du déficit énergétique. Ces observations sont en accord avec les résultats expérimentaux obtenus par Bauereiß *et al.* [18]. Ces derniers ont d'ailleurs constaté que les manques de fusion locaux peuvent également être liés à l'apport d'énergie. Ils correspondent à un état intermédiaire entre les pores-cheminées et l'absence de pores.

Les trois formes de manques de fusion apparaissant avec une énergie de fusion décroissante peuvent être classés **par ordre de gravité croissant** :

Manques de fusion locaux < Pores-cheminées < *Channel-like defect*

3.3.5 Vers une action corrective des manques de fusion

L'un des intérêts de la caractérisation *in situ* est la possibilité de corriger les défauts dès qu'ils sont détectés, notamment en augmentant l'apport d'énergie comme cela est suggéré dans la littérature [18,19]. Afin d'évaluer la faisabilité d'une telle démarche corrective, un échantillon de dimensions 15x15x15 mm³ a été fabriqué. Ses paramètres de fabrication sont donnés dans le **Tableau 3.7**. Le déroulement de la construction est le suivant :

- La partie basse ($z < 7,85$ mm) a été fabriquée avec un apport d'énergie correct.
- L'apparition de manques de fusion *channel-like* a été volontairement induite à partir de $z = 7,85$ mm (0,118 J/mm).
- A partir de $z = 10,35$ mm, l'apport d'énergie a été ramené dans la zone basse de la fenêtre de stabilité : 0,173 J/mm sachant que la limite basse de cette fenêtre est de 0,14 J/mm.
- Enfin, à partir de $z = 12,85$ mm, l'apport d'énergie a été augmenté à nouveau (0,299 J/mm) en restant dans la fenêtre de stabilité.

Hauteur de construction z (mm)	Puissance faisceau (W)	Vitesse faisceau (mm/s)	Energie linéique de fusion (J/mm)	Régime de fusion	Pores ?
7,85<z<10,35	270	2 280	0,118	Déficit énergétique	Channel-like defects
10,35<z<12,85	270	1 557	0,173	Bon	Pores-cheminées
12,85<z<15	270	903	0,299	Bon	X

Tableau 3.7 : Paramètres de fabrication appliqués à un échantillon afin d'évaluer la possibilité d'interrompre la propagation des manques de fusion.

La **Figure 3.25** montre l'évolution des pores présents dans l'échantillon en fonction de l'apport d'énergie à l'aide d'images NIR *in situ*.

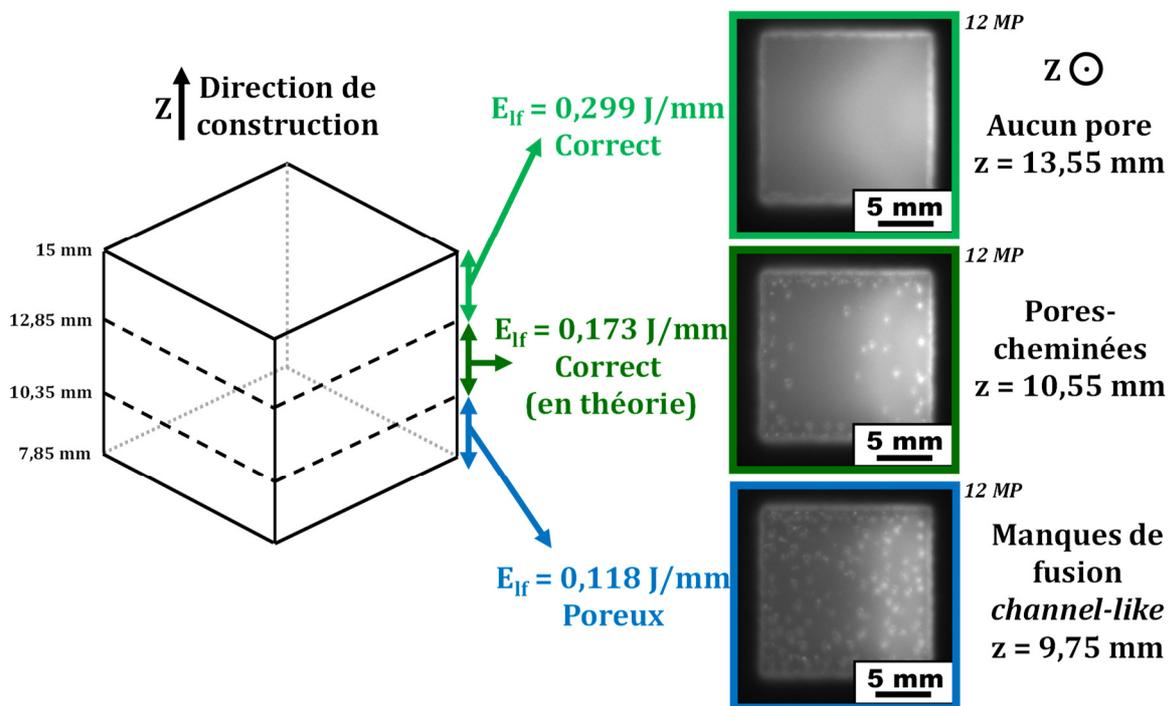


Figure 3.25 : Images NIR *in situ* prises dans chacune des trois zones de l'échantillon (caméra 12 MP). La première augmentation de l'énergie de fusion ne referme que partiellement les pores. Une augmentation supplémentaire de l'énergie est nécessaire afin d'arrêter complètement la propagation des pores.

D'après la **Figure 3.25**, il est bien possible d'arrêter la propagation des manques de fusion en augmentant l'apport d'énergie. En revanche, ramener l'apport énergétique au-dessus de la limite basse de la fenêtre de stabilité n'est pas suffisant comme le montre l'image NIR prise pour une énergie linéique de 0,173 J/mm et sur laquelle on constate la présence de pores-cheminées isolés. On remarquera également que ces défauts résiduels sont toujours majoritairement présents au niveau des bords de l'échantillon. Ainsi, il est nécessaire d'apporter de l'énergie supplémentaire afin d'arrêter complètement la propagation des pores. Cette information est à prendre en compte lors d'une action corrective pendant la fabrication.

Une comparaison qualitative de l'évolution du taux de porosité à partir de la surface occupée par ceux-ci sur les images 2D permet d'évaluer l'efficacité de l'augmentation de l'énergie de fusion. La **Figure 3.26a** représente l'évolution du taux de porosité en fonction de la hauteur de construction. Afin de réduire le bruit sur la courbe correspondant aux images NIR, la moyenne du taux de porosité apparent calculée sur 0,1 mm (2 couches) est représentée sur la figure. On rappelle que l'objectif n'est pas de donner une valeur exacte du taux de porosité mais d'en observer l'évolution. Le résultat d'un contrôle par tomographie aux rayons X a été ajouté sur cette même **Figure 3.26a**. La **Figure 3.26b** permet d'illustrer l'évolution des pores dans cet échantillon à l'aide d'une image 3D obtenue par tomographie aux rayons X.

La **Figure 3.26a** montre tout d'abord que les images NIR surestiment le taux de porosité par rapport aux informations données par la tomographie RX. Deux facteurs peuvent expliquer cette observation. Le premier est la différence de discrétisation spatiale entre imagerie NIR (taille de voxel : environ $38 \times 38 \times 50 \mu\text{m}^3$) et tomographie ($15 \times 15 \times 15 \mu\text{m}^3$). Le second facteur est l'incertitude liée au seuillage lors de la procédure de traitement d'images. Ces observations tendent à confirmer que l'analyse quantitative précise du taux de porosité est difficile avec la caméra NIR. En revanche, on observe un bon accord qualitatif en comparant l'évolution du taux de porosité obtenue par imagerie NIR avec celle obtenue par tomographie.

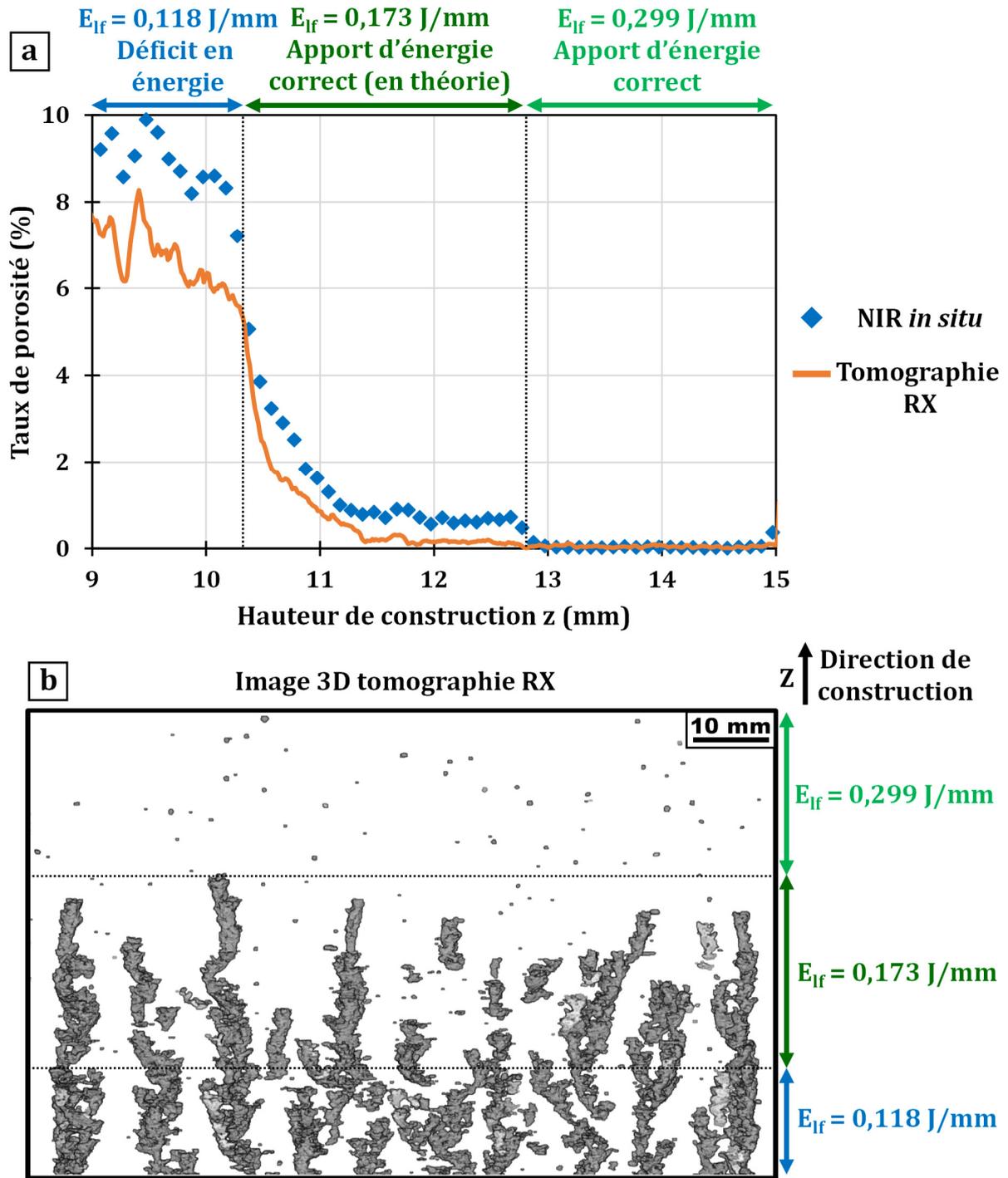


Figure 3.26 : (a) Evolution du taux de porosité en fonction de la hauteur de construction à partir de la fraction surfacique de pores sur les images 2D NIR et d'un contrôle par tomographie RX. (b) Image 3D montrant l'évolution des pores dans l'échantillon (obtenue par tomographie RX, taille de voxel : $15 \times 15 \times 15 \mu\text{m}^3$).

L'augmentation de l'énergie linéique de fusion au-dessus de la limite basse de la fenêtre de stabilité a permis de réduire fortement le taux de porosité. Elle est cependant insuffisante pour arrêter la propagation de la totalité des pores (cf. pores-cheminées restants entre $z = 10,35$ et $12,85$ mm sur la **Figure 3.25**). La limite basse de la fenêtre de stabilité déterminée dans la partie 3.1 a été obtenue en passant d'un état sans défauts vers un état poreux. Ici, on souhaite réaliser l'inverse : passer d'un état poreux vers un état sans défauts. L'effet de l'apport d'énergie sur l'apparition des pores n'est donc pas le même suivant le sens de variation de l'énergie. **Autrement dit, il faut fournir plus d'énergie pour interrompre la propagation d'un pore déjà formé que pour maintenir un état non poreux.**

La fermeture des pores à partir de $z = 10,35$ mm se fait de façon progressive sur plus de 1 mm de construction alors qu'il serait préférable de refermer l'intégralité des pores rapidement. La fermeture d'un pore dépend de l'apport d'énergie mais aussi de facteurs aléatoires (empilement du lit de poudre). L'augmentation insuffisante de l'énergie minimise la probabilité de fermeture des pores. Cela peut expliquer le caractère progressif de la diminution du taux de porosité. On peut faire l'hypothèse qu'une augmentation importante de l'énergie de fusion maximise la probabilité de refermer un pore.

Finalement c'est seulement après la seconde augmentation de l'énergie linéique pour $z = 12,85$ mm que l'intégralité des manques de fusion est éliminée. A l'avenir, il pourrait être intéressant de faire une augmentation importante de l'apport d'énergie tout en restant dans la fenêtre de stabilité afin d'accélérer la cinétique de fermeture des pores.

Ces premiers résultats sur l'arrêt de la propagation des pores tendent à indiquer que :

- Dans le cas d'une action corrective au cours de la fabrication, ramener l'énergie de fusion simplement au-dessus de la limite basse de la fenêtre de stabilité n'est pas suffisant.
- L'augmentation de l'énergie de fusion n'a pas forcément un effet immédiat sur l'ensemble des pores. La probabilité de refermer un pore dépend de l'énergie de fusion, de sa localisation sur la pièce mais aussi de facteurs aléatoires (caractère stochastique de l'étalement de poudre).

3.4 Quelques éléments de discussion sur l'analyse couche par couche

L'objectif de cette partie est d'aborder quelques points de discussion sur l'imagerie proche infrarouge en acquisition couche par couche en ce qui concerne le traitement d'images, les défauts non observés ou « corrigés » et l'effet des propriétés radiatives du matériau étudié.

3.4.1 Incertitude liée au seuillage du traitement d'images

Le seuillage appliqué lors du traitement d'images induit nécessairement une incertitude sur les résultats obtenus que ce soit pour déterminer la surface imprimée ou la fraction surfacique de pores. Une évaluation de l'erreur liée au seuillage est proposée dans ce paragraphe. L'objectif n'est pas de mener une étude exhaustive sur cette incertitude mais de connaître l'ordre de grandeur de l'erreur due au seuillage. Cette incertitude ne doit pas être confondue avec celle qui est liée à la discrétisation spatiale de la caméra (cf. **Figure 3.5** et **Figure 3.6**). On réalise le traitement d'images de deux échantillons selon les procédures décrites dans la partie 2.4.3 en faisant varier le seuil ($\pm 1\%$) et en observant l'effet sur la surface mesurée et sur la fraction surfacique de pores.

- **Cas 1** : Un échantillon cubique de surface $15 \times 15 \text{ mm}^2$ a été construit avec une énergie de fusion standard : $E_{lf} = 0,30 \text{ J/mm}$. On détermine **la surface imprimée** à l'aide de l'identification des frontières. Le seuil choisi initialement est de 1,010 (l'image étant normalisée, les valeurs de niveau de gris sont distribuées autour de 1). Les résultats sont donnés dans le **Tableau 3.8**. Les valeurs indiquées correspondent à la moyenne calculée sur 50 couches.
- **Cas 2** : Un échantillon cubique de surface $15 \times 15 \text{ mm}^2$ a été construit avec les paramètres de fabrication conduisant à l'apparition de manques de fusion *channel-like* : $E_{lf} = 0,11 \text{ J/mm}$. On détermine **la fraction surfacique occupée par les pores** par traitement d'images. Le seuil choisi initialement est de 1,050. Les résultats sont donnés dans le **Tableau 3.9**. Les valeurs indiquées correspondent à la moyenne calculée sur 50 couches.

Seuil appliqué	1,000 - 1,0 %	1,005 - 0,5 %	1,010 ref	1,015 + 0,5 %	1,020 + 1,0 %
Surface imprimée caméra 3 MP (mm ²)	210,7	211,9	212,1	212,3	212,6
Variation par rapport au seuil de 1,010 (ref)	- 0,6 %	- 0,1 %	X	+ 0,1 %	+ 0,3 %
Surface imprimée caméra 12 MP (mm ²)	205,9	207,6	207,8	208,3	209,0
Variation par rapport au seuil de 1,010 (ref)	- 0,9 %	- 0,1 %	X	+ 0,2 %	+ 0,6 %

Tableau 3.8 : Evaluation de l'erreur sur la mesure de la surface imprimée lors du choix du seuil.

Seuil	1,040 - 1,0 %	1,045 - 0,5 %	1,050 (ref)	1,055 + 0,5 %	1,060 + 1,0 %
Fraction surfacique de pores caméra 3 MP	0,160	0,149	0,148	0,146	0,137
Variation par rapport au seuil de 1,050 (ref)	+ 8,2 %	+ 0,7 %	X	- 1,1 %	- 7,5 %
Fraction surfacique de pores caméra 12 MP	0,126	0,119	0,112	0,105	0,098
Variation par rapport au seuil de 1,050 (ref)	+ 12,4 %	+ 6,0 %	X	- 6,4 %	- 12,4 %

Tableau 3.9 : Evaluation de l'erreur sur la mesure de la fraction surfacique de pores lors du choix du seuil.

Dans les deux cas, la variation du seuil déplace l'interface pièce/poudre (cas 1) et la limite pore/pièce (cas 2). On peut supposer que plus le rapport entre ces interfaces et la surface mesurée est grand, plus l'erreur commise sera importante. Dans le cas des pores (cas 2), le rapport entre le périmètre du pore et sa surface est beaucoup plus élevé que dans le cas

de la détection des frontières (cas 1), une même variation du seuil produira donc une incertitude beaucoup plus élevée sur la mesure de la fraction de pores.

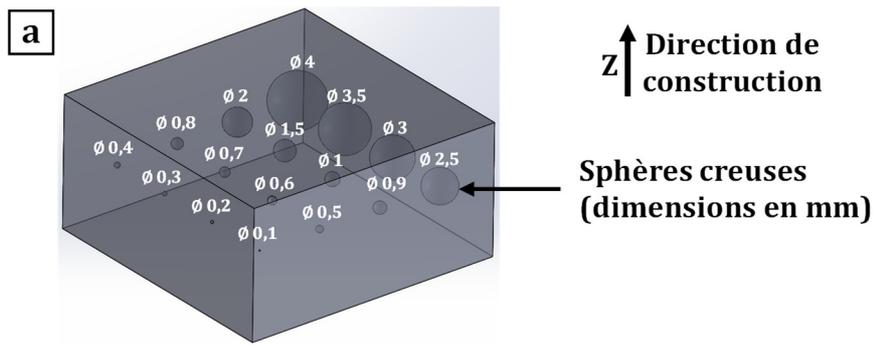
Pour cet exemple, on remarque qu'une erreur de 1 % sur le seuil donne une erreur inférieure à 1 % sur la surface mesurée (**Tableau 3.8**) alors qu'une erreur de 1 % sur le seuil donne une erreur atteignant parfois plus de 12 % sur la fraction surfacique de pores (**Tableau 3.9**). Ces premiers résultats justifient le fait de ne pas recourir à une analyse quantitative pour déterminer précisément la fraction surfacique de pores à l'aide des images NIR. Paradoxalement (et hélas inexplicablement), le fait de travailler avec la caméra 12 MP ne semble pas avoir d'effet bénéfique sur ces erreurs.

3.4.2 Défauts détectés puis corrigés

Comme évoqué dans la partie 3.3.3, le cas de manques de fusion locaux apparaissant sur les images NIR mais pas dans la pièce finale a pu être observé.

Ce cas de figure a été illustré de la façon suivante : un échantillon de dimensions 20x20x10 mm³ a été fabriqué avec les paramètres Arcam standards. Des cavités sphériques de différents diamètres sont placées à l'intérieur de cet échantillon comme le montre la **Figure 3.27a**.

La **Figure 3.27b** représente des images NIR prises lors de la fabrication de ces sphères. Ces dernières ont bien été construites conformément à la CAO. Sur les images N+1 à N+3, les zones entourées en rouge se situent juste au-dessus des cavités sphériques dont le faible diamètre (0,1 à 0,3 mm) est proche de la taille caractéristique d'un pore. On pourrait s'attendre à ce que la présence d'une cavité sous la surface interfère sur la dissipation de chaleur et puisse induire une signature thermique observable sur les couches suivantes. Aucun phénomène semblable ne peut être observé pour les couches construites juste au-dessus des cavités (voir zones entourées en rouge). Ainsi, la détection de pores présents sous la surface n'a jamais été observée et semble inaccessible à l'aide du dispositif utilisé dans ces travaux. Seuls les pores connectés à la surface au moment de l'observation sont détectables grâce à l'effet cavité corps noir.



b Images NIR *in situ* pendant la construction des sphères creuses

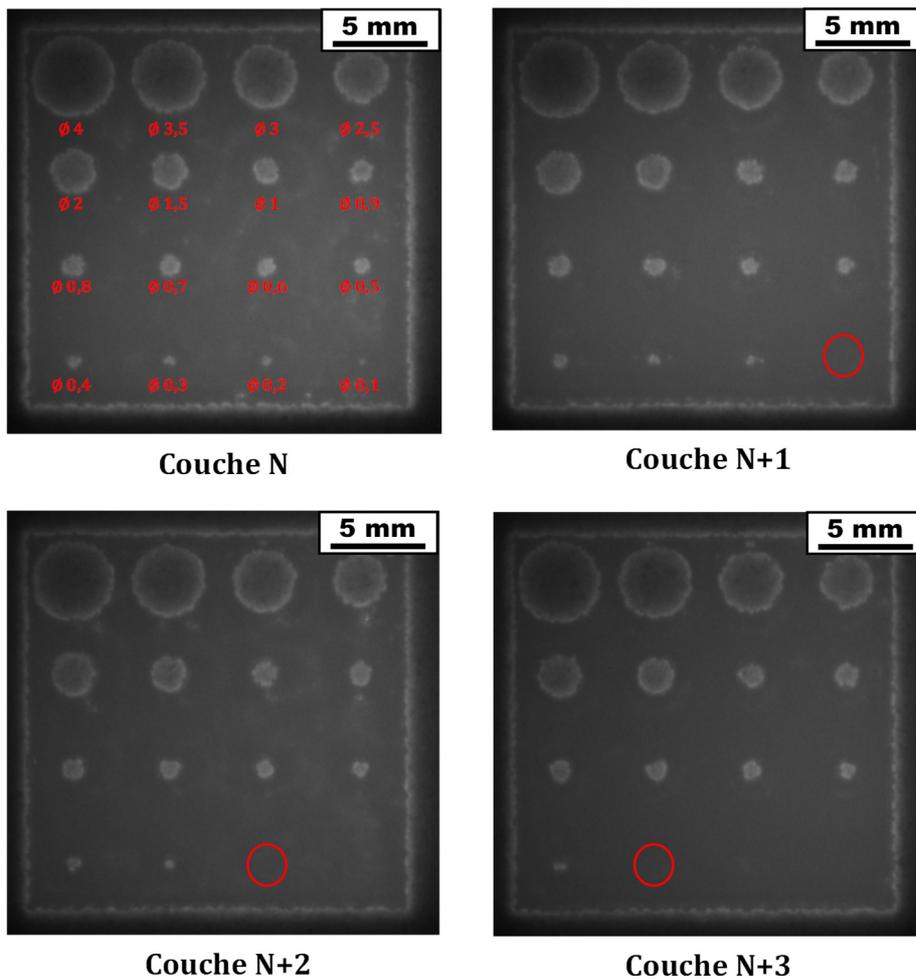


Figure 3.27 : (a) Représentation CAO d'un pavé dans lequel 16 cavités sphériques de diamètres compris entre 0,1 et 4 mm ont été volontairement introduites. (b) Images NIR *in situ* montrant qu'à la couche N les 16 sphères ont bien été fabriquées lors de la construction. Pour les plus petites sphères, les couches suivantes ne présentent pas de signature thermique de la cavité présente sous la surface (zones entourées).

Une fois la construction réalisée, une image 3D des sphères creuses a été générée à partir des images NIR *in situ* (**Figure 3.28a**). Cette image 3D est comparée à celle qui a été obtenue par tomographie aux rayons X (**Figure 3.28b**).

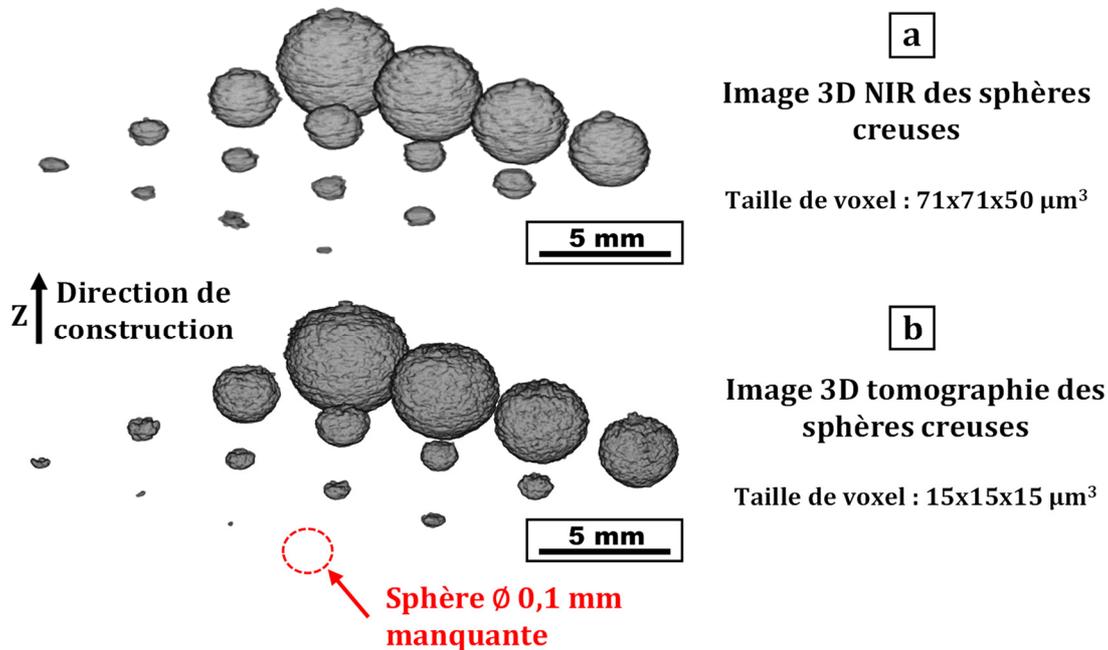


Figure 3.28 : Images 3D représentant les sphères creuses obtenues à partir **(a)** des images NIR *in situ* et **(b)** d'une caractérisation par tomographie aux rayons X.

Sur la **Figure 3.28**, on remarque que les 8 sphères de plus faibles diamètres ressemblent davantage à des disques sur les images NIR et tomographique. Cela peut s'expliquer par l'incertitude liée à la largeur du bain de fusion : il est ainsi difficile de produire correctement une géométrie de très faible diamètre sachant que la largeur du bain de fusion est de l'ordre de 300 μm . Le sommet des 8 sphères avec les plus grands diamètres semble aplati sur l'image obtenue par tomographie. Etant donné qu'il n'y a pas de supports, un affaissement du sommet des sphères pourrait avoir eu lieu.

La **Figure 3.28** montre que la plus petite sphère (diamètre 100 μm) n'apparaît pas sur la tomographie aux rayons X alors qu'elle est détectée sur l'image NIR 3D. En effet, cette cavité sphérique observée lors de la fabrication a été rebouchée lors de la fusion des couches suivantes. Cela s'explique par le fait que la profondeur du bain de fusion est plus importante que l'épaisseur nominale de la couche. Cette cavité apparue à une couche N a

donc été corrigée lors de la fusion de la couche N+1. Ainsi, contrairement aux *channel-like defects* et aux pores-cheminées qui se propagent de couches en couches, un défaut ponctuel observé en NIR (un manque de fusion local par exemple) peut être corrigé lors de la fabrication des couches suivantes et ne pas être présent dans la pièce finale.

3.4.3 Défauts non observés

L'imagerie NIR *in situ* est capable de détecter les défauts présents en surface au moment de la prise d'image (distorsions géométriques, anomalies thermiques et manques de fusion). D'autres défauts ne seront jamais observés en raison de leur présence/formation sous la surface de construction au moment de la prise d'image. C'est le cas pour les pores dus à la présence de gaz occlus dans les poudres, les manques de fusions locaux présents sous la surface et pour les fissures non débouchantes issues typiquement de phénomènes de liquation. Enfin, en raison de la discrétisation spatiale de la caméra, il n'est pas possible de détecter directement des anomalies microstructurales ou tout autre défaut dont la taille est inférieure à la centaine de micromètres.

3.4.4 Effet dû au changement des propriétés radiatives

Dans ce chapitre, le cas de l'alliage Ti-6Al-4V a été abordé en détail. On peut se poser la question de l'effet d'une modification des propriétés radiatives sur la détection des défauts. En effet, dans le cas de métaux ou d'alliages avec une émissivité ε beaucoup plus faible et une réflectance ρ plus élevée, la signature de certains défauts serait modifiée. C'est par exemple le cas pour les alliages d'aluminium ou de cuivre.

Dans le cas d'une faible émissivité, la quantité d'information provenant du rayonnement émis par la surface de construction est réduite au profit de l'information réfléchi par cette même surface. On peut alors s'attendre aux effets suivants :

Effet bénéfique :

- Augmentation de l'information provenant du rayonnement réfléchi par la surface de construction. Il pourrait être plus aisé de détecter les variations topographiques en surface à travers des différences de niveau de gris. Ces différences seraient

induites par des variations de la quantité de rayonnement réfléchi vers la caméra en fonction de l'orientation de la surface.

Effets négatifs :

- Diminution ou disparition des gradients thermiques utilisés pour détecter les anomalies de températures liées à une mauvaise évacuation de la chaleur. Il serait alors difficile voire impossible de détecter les défauts au niveau des surplombs.
- L'augmentation de la part d'information provenant de rayonnements réfléchis pourrait également aggraver les reflets dus aux cordons de fusion parallèles et complexifier l'analyse d'image.

L'effet sur les gradients d'émissivité observés à l'interface poudre/matériau dense ou pore/matériau dense est lui plus incertain. D'après le modèle proposé par Sih et Barlow [67], l'émissivité du lit de poudre serait fonction de celle du matériau dense et du « taux de porosité apparent du lit de poudre ». On peut donc s'attendre à ce que les gradients d'émissivité soient toujours présents.

Ces hypothèses pourraient être vérifiées en conduisant une étude similaire à celle qui a été menée sur le Ti-6Al-4V mais en choisissant un matériau avec une faible émissivité.

3.5 Conclusion

Ce chapitre a permis de mettre en évidence les utilisations possibles de l'imagerie NIR avec le mode d'acquisition couche par couche. L'imagerie NIR permet d'identifier la fenêtre de stabilité (carte P_{fvf}) pour un matériau donné via l'apparition ou non des défauts liés à un apport d'énergie de fusion inadapté.

Un apport d'énergie de fusion trop important peut-être identifié via la dérive de la surface fusionnée (obtenue après traitement des images). Grâce à l'information thermique qualitative, l'apparition de distorsions dues à un surplomb et à un manque de supports peut être suspectée, alors que cette dernière n'est pas directement visible sur les images. Il s'agit d'un avantage de l'imagerie infrarouge sur l'imagerie électronique. Le phénomène

de gonflement de la surface de construction en cas de température de surface trop élevée est également détectable.

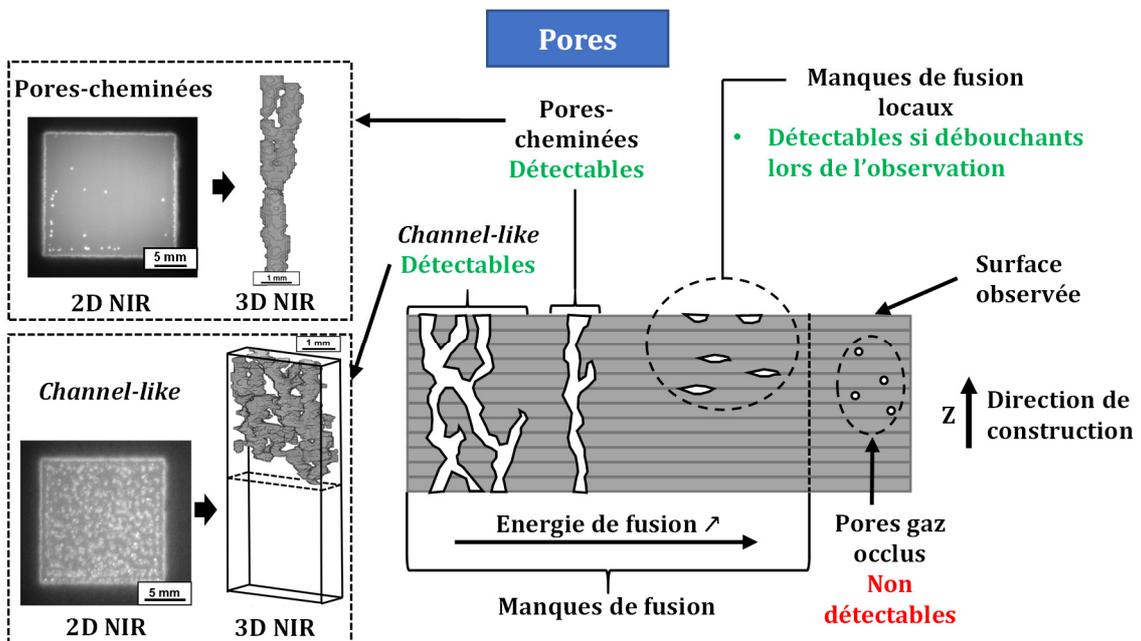
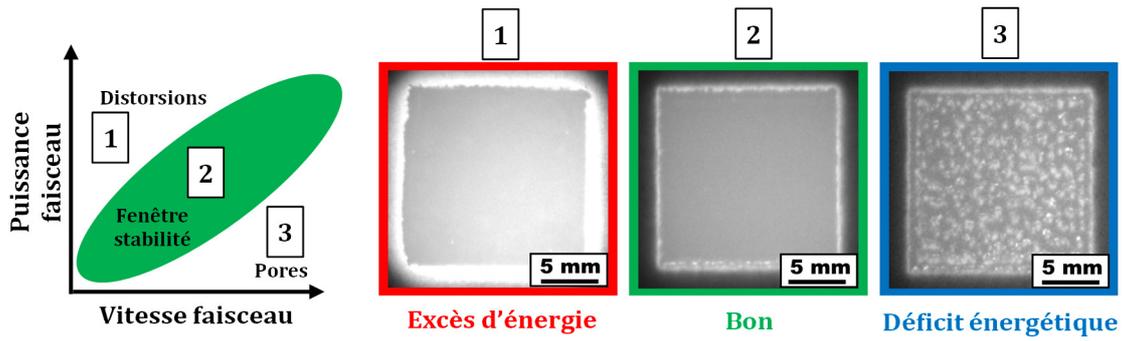
Les manques de fusion qui sont connectés à la surface de construction au moment de la prise d'images peuvent être détectés. Dans le cas de manques de fusion *channel-like* ou des pores-cheminées, la validation par tomographie aux rayons X confirme que ces derniers ne sont pas corrigés lors de l'ajout des couches suivantes. Pour interrompre la propagation de ces pores, une augmentation de l'énergie de fusion est nécessaire. Cette dernière doit être suffisamment importante afin d'interrompre la propagation rapidement. Les défauts non connectés à la surface au moment de l'observation ne seront pas détectés. C'est le cas par exemple des pores dus à la présence de gaz occlus dans les poudres. Le **Tableau 3.10** reprend les différents types de défauts détectés ou non par imagerie *in situ*.

Défaut	Détecté ou suspecté sur les images NIR	Non détecté sur les images NIR
Présent dans la pièce finale	<ul style="list-style-type: none"> - Distorsion provoquée par : excès d'énergie, mauvaise stratégie de fusion, manque de supports/surplomb. - Manques de fusion <i>channel-like</i>, pores-cheminées. - Manques de fusion locaux connectés à la surface lors de l'observation et non rebouchés. 	<ul style="list-style-type: none"> - Pores dus à la présence de gaz occlus dans les poudres. - Défauts non connectés à la surface lors de l'observation (certains manques de fusion locaux). - Défauts dont la taille est trop faible (< 100 μm). - Anomalies microstructurales.
Absent de la pièce finale	<ul style="list-style-type: none"> - Manques de fusion locaux connectés à la surface lors de l'observation et rebouchés. 	<ul style="list-style-type: none"> - Manques de fusion non connectés à la surface lors de l'observation et rebouchés.

Tableau 3.10 : Récapitulatif des défauts détectés ou non par imagerie NIR *in situ*.

Afin de prolonger cette étude, il serait nécessaire d'étudier l'effet des propriétés telles que l'émissivité sur la signature des différents défauts observés dans ce chapitre. Afin d'alerter l'utilisateur dès l'apparition d'un défaut, une procédure d'acquisition avec un traitement d'images automatisé et réalisé pendant la construction doit encore être définie.

Résumé graphique



Chapitre 4

Caractérisation *in situ* lors d'une acquisition en continu

L'objectif de ce chapitre est de proposer une stratégie de contrôle *in situ* par **acquisition en continu**. Il est rappelé que l'acquisition en continu consiste à prendre une série d'images avec une fréquence d'acquisition f_a durant l'ensemble de la phase de fusion des pièces. La stratégie de contrôle s'appuie sur la détermination d'un indicateur Δ_{tr} introduit dans la partie 2.5. Δ_{tr} est un temps de refroidissement post-fusion. Le but est de déterminer s'il existe une corrélation entre l'évolution de Δ_{tr} et les paramètres de fabrication ou l'environnement thermique de la pièce fabriquée (présence de surplombs, supports...).

Le principe de la stratégie de contrôle par acquisition en continu sera tout d'abord présenté. L'effet des paramètres d'acquisition sera ensuite discuté. La stratégie de contrôle sera illustrée sur des cas simples afin de démontrer sa capacité à détecter des changements de paramètres et l'apparition de certains défauts. Enfin, des critères permettant de vérifier la stabilité de la construction seront également proposés.

Note : L'ensemble des échantillons de ce chapitre sont construits avec une poudre de Ti-6Al-4V identique à celle utilisée dans les chapitres précédents.

4.1 Stratégie de contrôle lors d'une acquisition en continu

4.1.1 Rappel du principe de calcul de Δ_{tr}

La stratégie de contrôle présentée dans ce chapitre s'appuie sur l'évolution de la température locale en surface d'une pièce lors du refroidissement suivant la fusion. Même si la température de la surface n'est pas déterminée à l'aide de la caméra NIR, il existe un lien entre cette température et le niveau de gris des images NIR. On peut donc étudier **qualitativement** les variations de température à l'aide des variations de niveau de gris. On rappelle que plus la température est élevée, plus le niveau de gris le sera.

La stratégie repose sur un indicateur : Δtr . Cet indicateur est calculé pour des **zones d'analyse** définies sur la pièce à fabriquer. Pour une zone d'analyse donnée, Δtr correspond au temps écoulé entre la fusion et l'instant où le niveau de gris chute en dessous d'une **valeur cible** exprimée en pourcentage du niveau de gris maximal. Δtr correspond donc à un temps de refroidissement. Le principe du calcul de Δtr est rappelé sur la **Figure 4.1**.

La **Figure 4.1a** montre l'exemple d'une pièce pour laquelle une zone d'analyse a été définie (voir zone entourée en rouge). La **Figure 4.1b** représente l'évolution du niveau de gris moyen au sein de la zone d'analyse en fonction du temps. On rappelle que la fusion a lieu au voisinage du point C. Entre C et D, le détecteur de la caméra est saturé en raison de la température très élevée (niveau de gris maximal de 255). Entre D et E, la température en surface a suffisamment chuté afin de ne plus saturer le détecteur ; le niveau de gris diminue progressivement et témoigne du refroidissement de la zone d'analyse. Les images correspondant à ces points particuliers sont représentées sur la **Figure 4.1c**. La trajectoire du faisceau est illustrée schématiquement pour la première image.

Δtr est mesuré en déterminant le temps de refroidissement entre le point C (début de la saturation) et le point F. Ce point F correspond à la valeur cible de niveau de gris exprimée en pourcentage du niveau de gris maximal (255). Dans l'exemple de la **Figure 4.1b**, la valeur cible à atteindre pour arrêter le comptage de Δtr est de 60 % du niveau de gris maximal soit 153.

Note : Sur la **Figure 4.1c**, il n'est pas possible de distinguer le bain de fusion. Ce dernier est noyé dans la zone saturée (zone blanche, niveau de gris de 255) en raison de la haute température. Ces images illustrent la notion de front de fusion en E-PBF ; le front de fusion se déplace dans la direction de remplissage (de gauche à droite sur la **Figure 4.1c**).

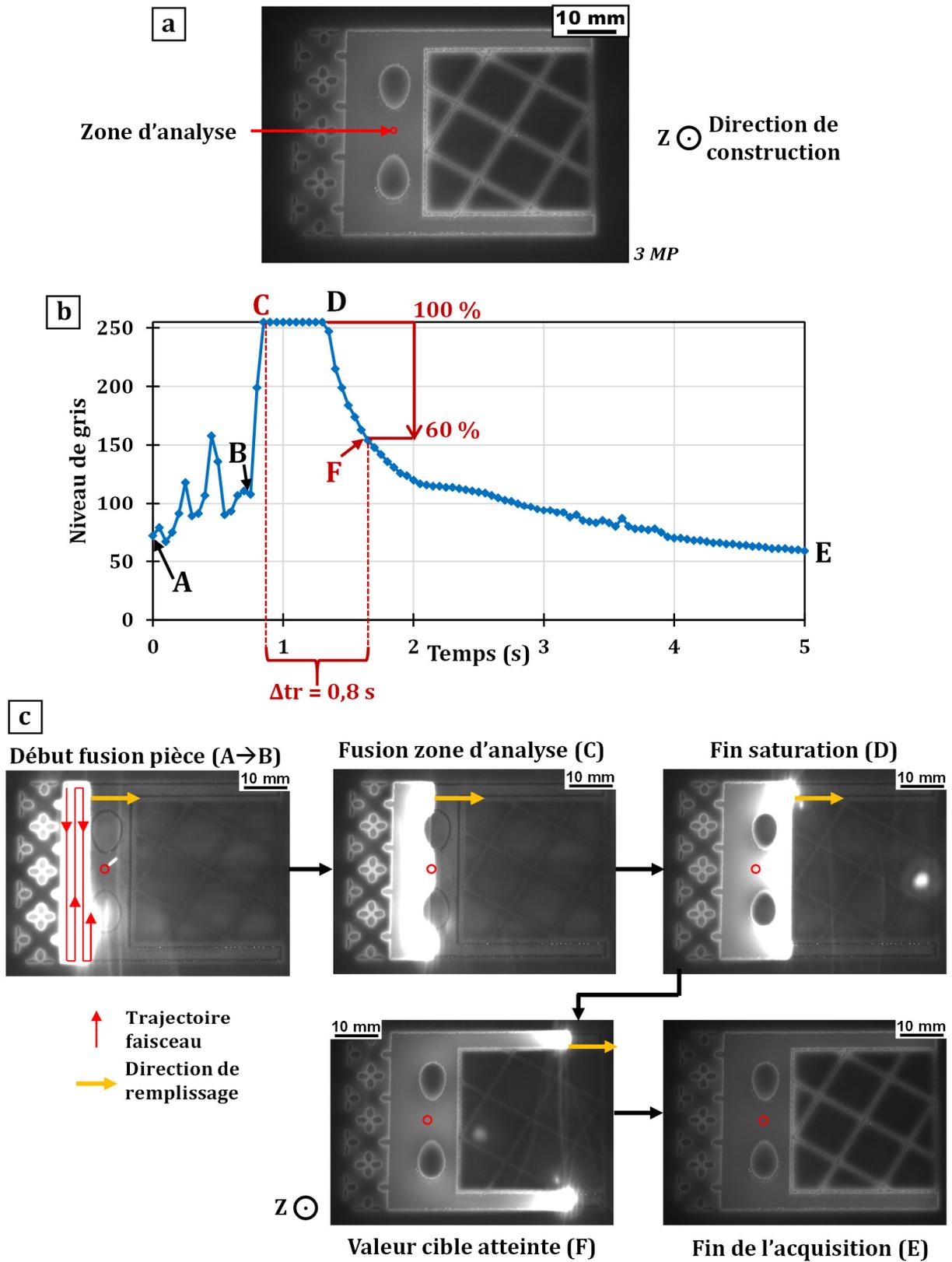


Figure 4.1 : (a) Image NIR *in situ* d'une pièce en cours de construction pour laquelle une zone d'analyse a été définie (caméra 3 MP). (b) Evolution du niveau de gris moyen au sein de la zone d'analyse en fonction du temps. (c) Images NIR du déroulement de la fusion pour les points clés.

4.1.2 Caractéristiques ayant un impact sur le refroidissement post-fusion (Δt_r)

Plusieurs caractéristiques d'une fabrication peuvent avoir un effet sur le refroidissement d'une zone d'analyse donnée comme illustré sur la **Figure 4.2**. Δt_r sera également impacté étant donné qu'il dépend du comportement lors du refroidissement.

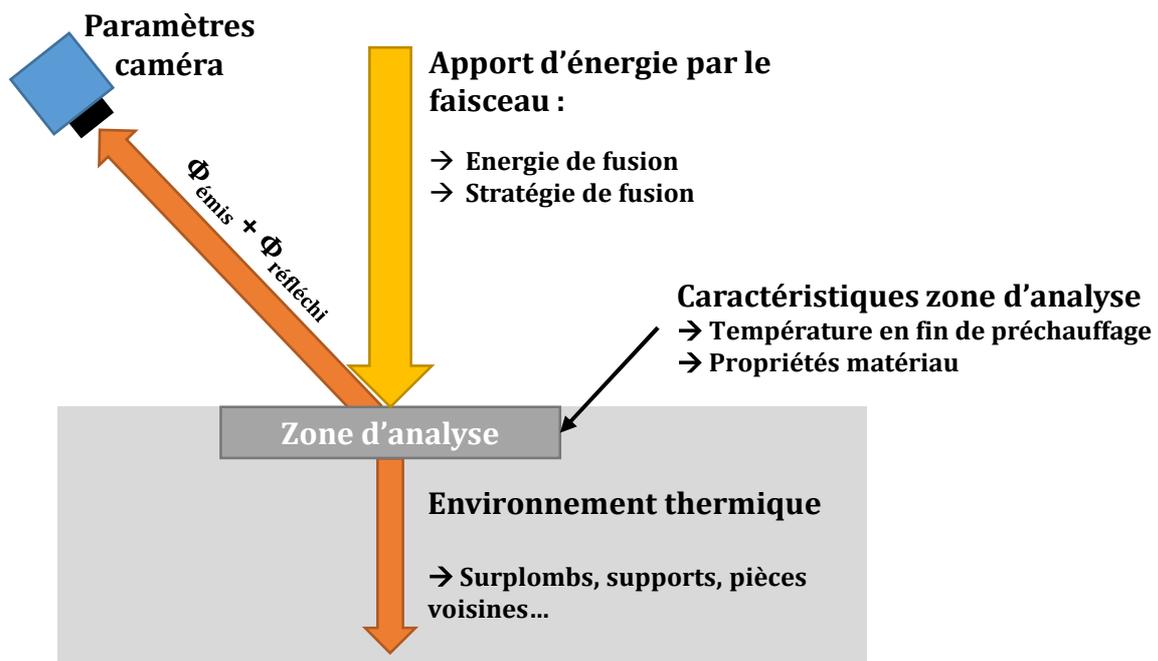


Figure 4.2 : Paramètres ayant une influence sur le refroidissement post-fusion et sur Δt_r .

Le comportement de la zone d'analyse lors du refroidissement, et donc Δt_r , dépendent de :

- **L'apport d'énergie par le faisceau d'électrons** : puissance faisceau, vitesse de balayage et stratégie de fusion (écart entre cordons de fusion, stratégie *snake*, focalisation...).
- **L'environnement thermique**, c'est-à-dire la capacité à dissiper la chaleur par conduction : présence de surplombs ou de supports, consolidation du lit de poudre, température et proximité des pièces environnantes, localisation de la pièce sur la plaque de démarrage (centrée ou près des bords)...

- **Caractéristiques de la zone d'analyse** : température de la poudre à la fin du préchauffage et propriétés thermiques du matériau.
- **Propriétés radiatives du matériau** caractérisant à la fois la dissipation de chaleur par rayonnement et la mesure de la caméra (émissivité, réflectance).

Indépendamment de ces paramètres, les réglages de la caméra ont une influence sur le niveau de gris mesuré et sur Δt_r : temps d'exposition, capteur de la caméra (3 MP ou 12 MP). Dans un premier temps, **l'objectif est d'évaluer l'impact de paramètres ayant une influence sur le refroidissement et sur Δt_r , indépendamment les uns des autres**. Ces essais, menés sur des cas simples, permettent de déterminer si le suivi de l'évolution de Δt_r tout au long d'une construction peut effectivement conduire à l'identification de défauts ou d'anomalies.

4.2 Choix des paramètres expérimentaux

Lors de la mesure de Δt_r , plusieurs paramètres expérimentaux doivent être choisis :

- Temps d'exposition t_{exp} ;
- Fréquence d'acquisition f_a ;
- Taille de la zone d'analyse ;
- Valeur cible de niveau de gris permettant d'arrêter le comptage de Δt_r .

Ces paramètres sont déterminés empiriquement et prennent en compte les contraintes qui seront évoquées dans cette partie.

4.2.1 Choix du temps d'exposition et de la fréquence d'acquisition

Afin de pouvoir comparer l'évolution des niveaux de gris et de Δt_r , **le temps d'exposition t_{exp}** de la caméra doit être maintenu constant durant tout le déroulement de la construction. Deux contraintes ont été identifiées afin de guider le choix du temps d'exposition :

- Même si la saturation des pixels lors de la fusion ne peut être évitée avec les caméras utilisées dans cette étude, elle doit être limitée au maximum. En effet, la chaleur générée par le passage du faisceau d'électrons durant la fusion se transmet

par conduction et entraîne une élévation de température sur les zones à proximité du passage du faisceau. Si le temps d'exposition est trop élevé, cette élévation de température peut se traduire par une saturation des pixels de la caméra pour certaines zones où le faisceau n'est pas encore passé. Pour ces zones, la mesure de Δ_{tr} serait alors faussée étant donné qu'elle est déclenchée par le début de la saturation. Afin d'éviter cela, le temps d'exposition ne doit pas être excessif.

- En revanche, le temps d'exposition doit être suffisamment élevé afin que la chute du niveau de gris ne soit pas trop brutale. Le risque associé à cela est de ne plus pouvoir distinguer les variations de Δ_{tr} induites par des changements de paramètres.

Un compromis doit donc être trouvé sur ce temps d'exposition.

Le choix de la **fréquence d'acquisition** f_a sera principalement limité par le volume de données générées. Ce dernier augmente proportionnellement à la fréquence d'acquisition. On rappelle aussi que la fréquence d'acquisition f_a détermine le temps écoulé entre deux images et fixe la précision de la mesure de Δ_{tr} : temps écoulé entre deux images = $1/f_a$.

4.2.2 Choix du diamètre de la zone d'analyse

Comme pour le temps d'exposition, un compromis doit guider le choix **du diamètre de la zone d'analyse**.

Le diamètre de la zone d'analyse doit être suffisamment élevé pour réduire l'impact du bruit sur la mesure. En effet, des variations de niveau de gris en surface des pièces n'étant pas associées à un gradient thermique peuvent être sources d'erreurs suivant le placement de la zone d'analyse. Ces variations sont provoquées par les reflets dus aux cordons de fusion adjacents en surface des pièces ou par d'autres artefacts pouvant perturber la mesure. Parmi les autres artefacts, on peut citer des particules de poudre partiellement fondues parfois éjectées par le passage du faisceau (cas du phénomène de feux d'artifice), ou d'autres reflets parasites survenant lorsque l'intensité lumineuse émise par le bain de fusion est réfléchi vers la caméra par un élément de la chambre de fabrication.

La **Figure 4.3a** montre un exemple d'image NIR d'une pièce pour laquelle les reflets liés aux cordons de fusion parallèles en surface des pièces sont importants malgré la présence du filtre permettant de travailler uniquement dans le NIR. Les cordons de fusions parallèles sont visibles sur la photo de la pièce finale (voir **Figure 4.3b**).

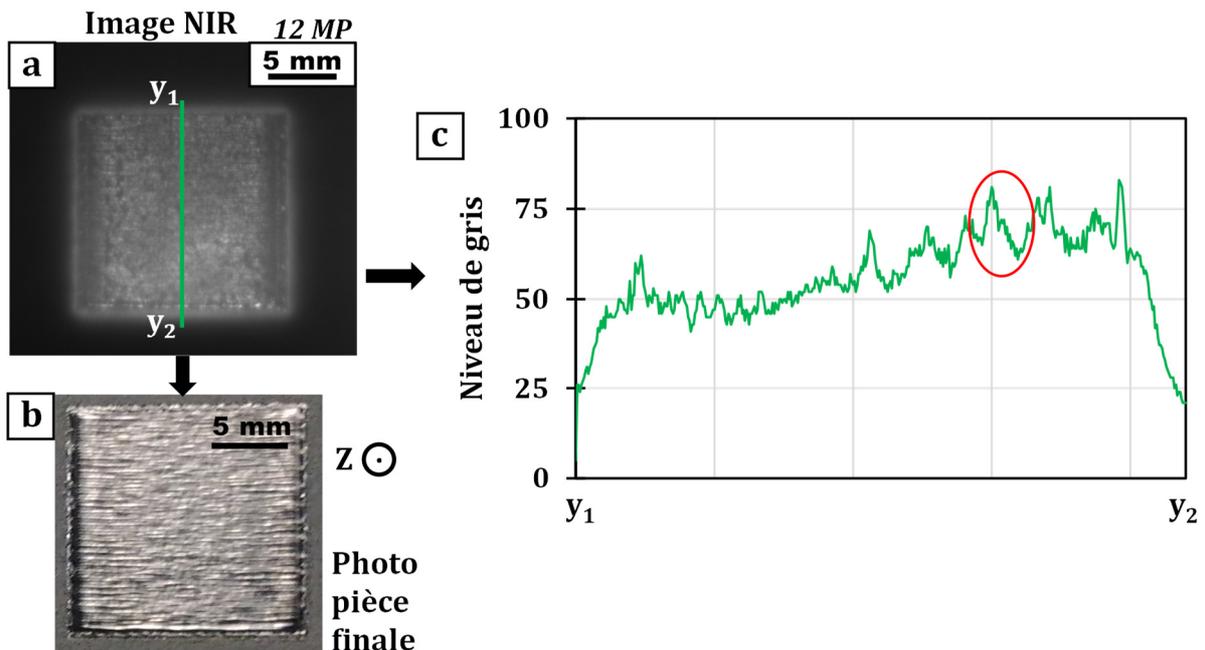


Figure 4.3 : (a) Image NIR *in situ* d'une pièce pour laquelle les reflets induits par les cordons de fusion sont visibles malgré le filtre. (b) Photo post-fabrication permettant de visualiser les cordons de fusion parallèles. (c) Profil de niveau de gris tracé entre y_1 et y_2 sur l'image brute.

Sur la **Figure 4.3c**, le profil de niveau de gris tracé le long de l'axe y_1y_2 de l'image (a) montre que des variations importantes du niveau de gris dues à ces reflets sont observables (voir zone entourée en rouge sur le profil). Elles peuvent induire des variations sur Δtr en fonction du positionnement de la zone d'analyse. Etant donné que le niveau de gris de la zone d'analyse est moyenné, en augmenter le diamètre permet de lisser ces variations et donc de limiter leur influence sur la mesure de Δtr .

A l'inverse, un rayon de zone d'analyse trop important peut d'une part proscrire l'analyse sur des géométries fines et parfois provoquer l'échec de la mesure automatique de Δtr . La mesure de Δtr est déclenchée lorsque les pixels de la zone d'analyse sont saturés (niveau

de gris de 255) lors du passage du faisceau. Cet évènement déclencheur peut être manqué lorsque la vitesse de balayage est trop élevée ou en cas de fréquence d'acquisition trop basse. Ce cas est illustré sur la **Figure 4.4** lorsqu'un diamètre excessivement élevé est utilisé : 50 pixels soit environ 2 mm.

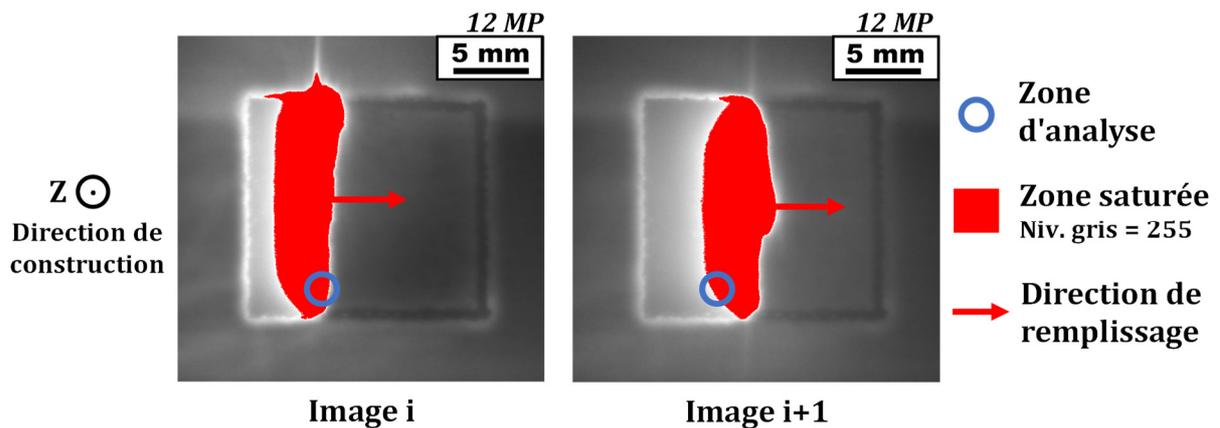


Figure 4.4 : Illustration du risque de non détection de la fusion lors du passage du faisceau en cas de diamètre de zone d'analyse trop élevé.

Sur l'image i de la **Figure 4.4**, on peut observer la zone saturée en raison du balayage du faisceau. Le comptage de Δ_{tr} pour la zone d'analyse ne sera pas déclenché sur l'image i car la saturation n'est pas atteinte pour la totalité des pixels de la zone. En raison de la vitesse de balayage trop élevée, le déclenchement n'aura pas lieu non plus sur l'image i+1. La fusion ne sera donc jamais détectée. Choisir un diamètre de zone d'analyse plus faible permet d'éviter ce problème en détectant la fusion à cet endroit dès l'image i.

Un diamètre de zone d'analyse d'approximativement 0,75 mm (soit 20 pixels pour une discrétisation spatiale de 38 μm) représente un bon compromis permettant de réduire l'influence des reflets sans risquer la non détection de la fusion.

4.2.3 Choix de la valeur cible de niveau de gris

Lorsque la **valeur cible de niveau de gris** est atteinte lors du refroidissement, le comptage de Δ_{tr} est arrêté (cf. point F de la **Figure 4.1b**). Ici, l'objectif est de déterminer

comment choisir cette valeur cible. Pour cela, la construction de 9 pièces de surface 15x15 mm² (dans le plan XY) a été réalisée. Différentes vitesses de balayage ont été attribuées à chacune de ces pièces afin de faire varier l'énergie linéique de fusion E_f comme le montre la **Figure 4.5**. La puissance du faisceau est constante (270 W).

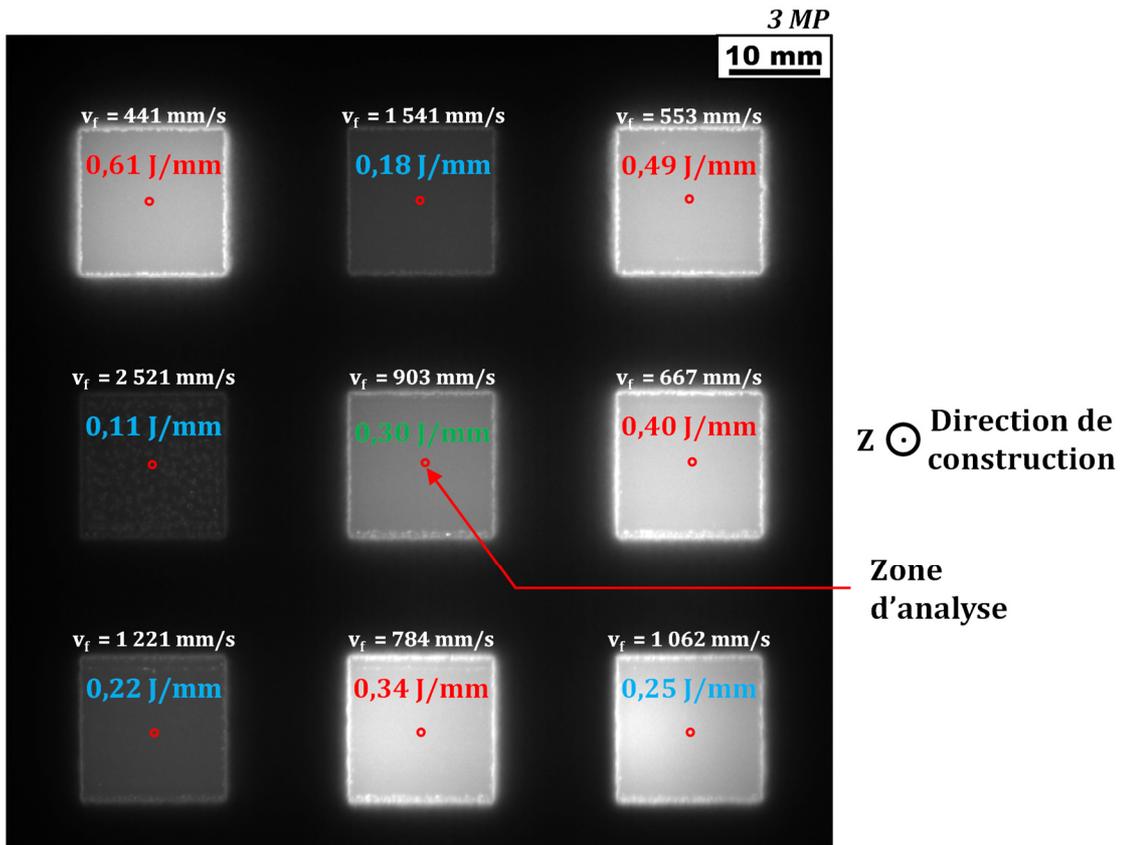


Figure 4.5 : Image NIR *in situ* de la construction de 9 parallélépipèdes (caméra 3 MP). Les énergies linéiques attribuées sont indiquées. En vert : valeur d'énergie standard de 0,30 J/mm (fournie par Arcam) ; en rouge : énergie supérieure à la valeur standard ; en bleu : énergie inférieure à la valeur standard. ($t_{exp} = 10$ ms ; $f_a = 8$ Hz)

Une zone d'analyse de diamètre 0,71 mm (soit 10 pixels pour une discrétisation spatiale de 71 μ m) a été placée au centre de la surface de chaque échantillon. La **Figure 4.6** représente l'évolution du niveau de gris moyen au sein des zones d'analyse en fonction du temps pour différents échantillons. Pour toutes ces courbes, $t = 0$ s correspond au début de la saturation (point C de la **Figure 4.1b**) afin de pouvoir les comparer entre elles.

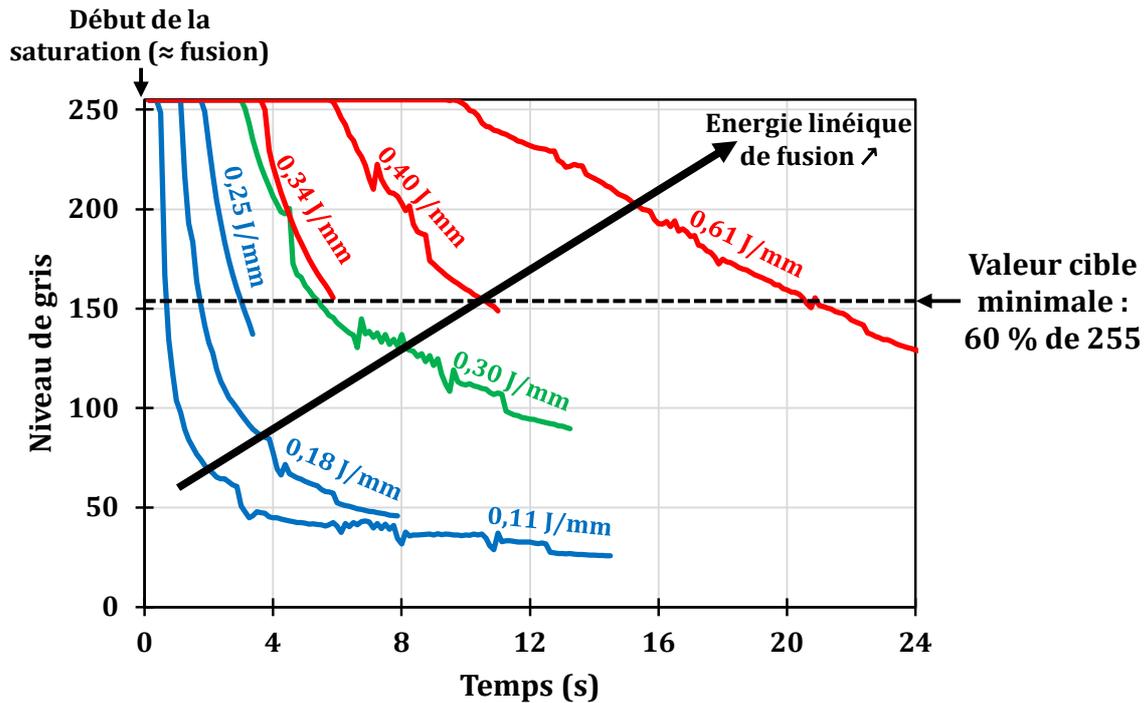


Figure 4.6 : Courbes d'évolution du niveau de gris en fonction du temps et pour différentes énergies de fusion. La courbe verte correspond à la valeur d'énergie standard.

La **Figure 4.6** montre que l'apport d'énergie a un effet sur le refroidissement observé via les courbes d'évolution du niveau de gris. Plus l'énergie de fusion est élevée, plus le temps nécessaire pour que le niveau de gris redescende à une valeur cible donnée sera long.

Les courbes sont « interrompues » lorsque le râteau étale la poudre de la couche suivante. Etant donné que les pièces sont fusionnées les unes après les autres, les courbes des pièces fusionnées en dernier seront donc les premières à s'interrompre. Dans cet exemple, la valeur cible de niveau de gris choisie pour la mesure de Δt_r devra obligatoirement être supérieure ou égale à 60 %. En effet, les valeurs cibles inférieures à 60 % ne sont pas atteintes pour toutes les énergies avant que le râteau n'étale la poudre de la couche suivante.

Le comptage de Δt_r a été réalisé pour plusieurs valeurs cibles (60, 70, 80 et 95 % du niveau de gris maximal). La **Figure 4.7** représente les valeurs de Δt_r en fonction de l'énergie linéique de fusion pour les différentes valeurs cibles.

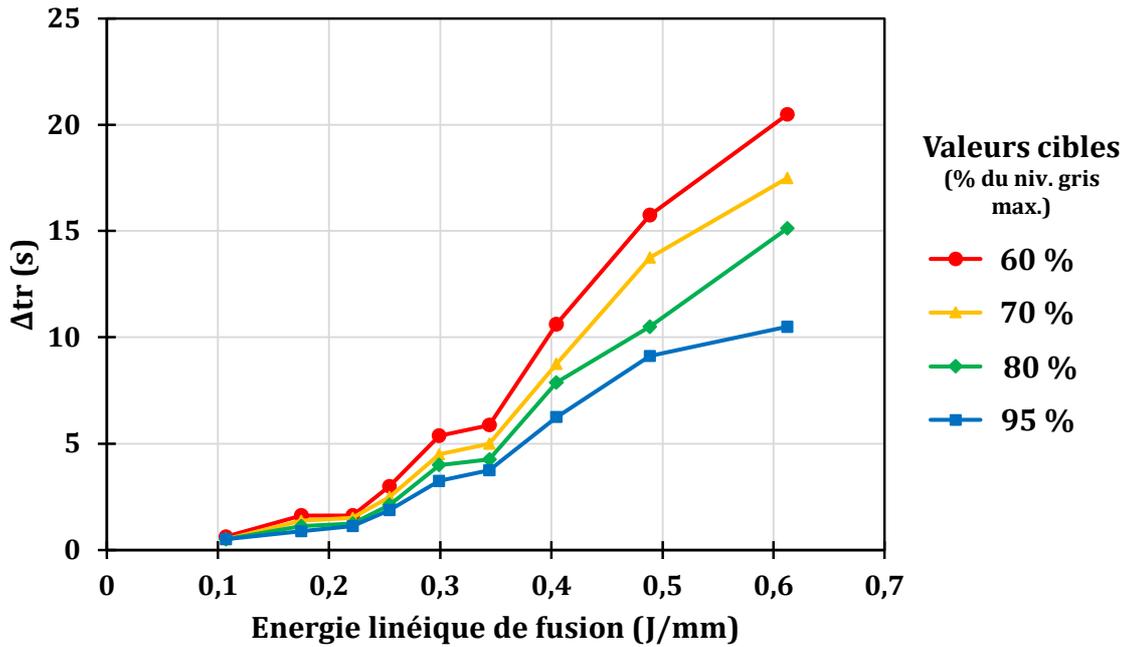


Figure 4.7 : Δtr en fonction de l'énergie linéique de fusion. Δtr a été calculé pour différentes valeurs cibles de niveau de gris.

La **Figure 4.7** montre tout d'abord qu'il existe bien une corrélation entre Δtr et l'énergie linéique de fusion. On remarque également que cette corrélation est présente quelle que soit la valeur cible choisie. La corrélation est d'autant plus marquée que la valeur cible est basse (voir courbe pour la valeur cible de 60 %).

On cherchera donc à choisir la valeur cible la plus basse possible tout en s'assurant que cette valeur cible soit atteinte pour toutes les zones d'analyse avant que le râteau n'étale la poudre de la couche suivante.

Note : Dans certains cas et pour une même caméra, il peut être nécessaire de comparer des valeurs de Δtr pour deux temps d'exposition différents. Si la relation entre le nombre de photons reçus par un pixel et le niveau de gris affiché est linéaire pour le capteur de la caméra utilisée (cas des caméras de cette étude), on fait l'hypothèse suivante : pour un pixel donné et pour un flux de photons incidents donné, le nombre de photons comptés est proportionnel au temps d'exposition (temps pendant lequel les photons sont comptés). Ainsi, si un niveau de gris de 100 est mesuré pour un pixel donné avec un temps

d'exposition de 200 μs , on fait l'hypothèse que le niveau de gris mesuré avec un temps d'exposition de 300 μs aurait été de 150. On notera que cette équivalence n'est plus valable en cas de pixel saturé, c'est-à-dire avec un niveau de gris de 255.

4.3 Etude de l'effet des paramètres de fabrication sur Δtr

Cette partie abordera trois exemples de suivi de constructions par acquisition continue *in situ*. L'objectif général est d'évaluer l'effet de différents paramètres toutes choses égales par ailleurs et de déterminer s'il est possible de relier l'évolution de Δtr à l'apparition de défauts. Les trois cas suivants seront étudiés :

- Effet de **l'énergie linéique de fusion**.
- Effet d'un **changement de l'environnement thermique** (capacité à dissiper, par conduction, la chaleur apportée par le faisceau).
- Effet d'une **modification du préchauffage**. On rappelle que le préchauffage conditionne la température du lit de poudre avant la fusion.

4.3.1 Effet de l'énergie linéique de fusion

4.3.1.1 Corrélation entre l'apport d'énergie et Δtr

La partie 4.2.3 a montré que l'apport d'énergie via le faisceau lors de la fusion a une influence directe sur le refroidissement et sur Δtr . En effet, l'élévation de température induite lors de la fusion conditionne en partie le refroidissement après le passage du faisceau d'électrons et affecte donc Δtr . La **Figure 4.8** rappelle la corrélation entre Δtr et l'énergie linéique de fusion.

Des manques de fusion ont été observés uniquement pour l'énergie linéique la plus faible (0,11 J/mm) correspondant à la valeur de Δtr la plus faible. Δtr peut donc être utilisé comme outil de suivi de l'apport d'énergie. Il serait donc possible de définir une limite basse de Δtr ne devant pas être franchie pour éviter l'apparition de manques de fusion.

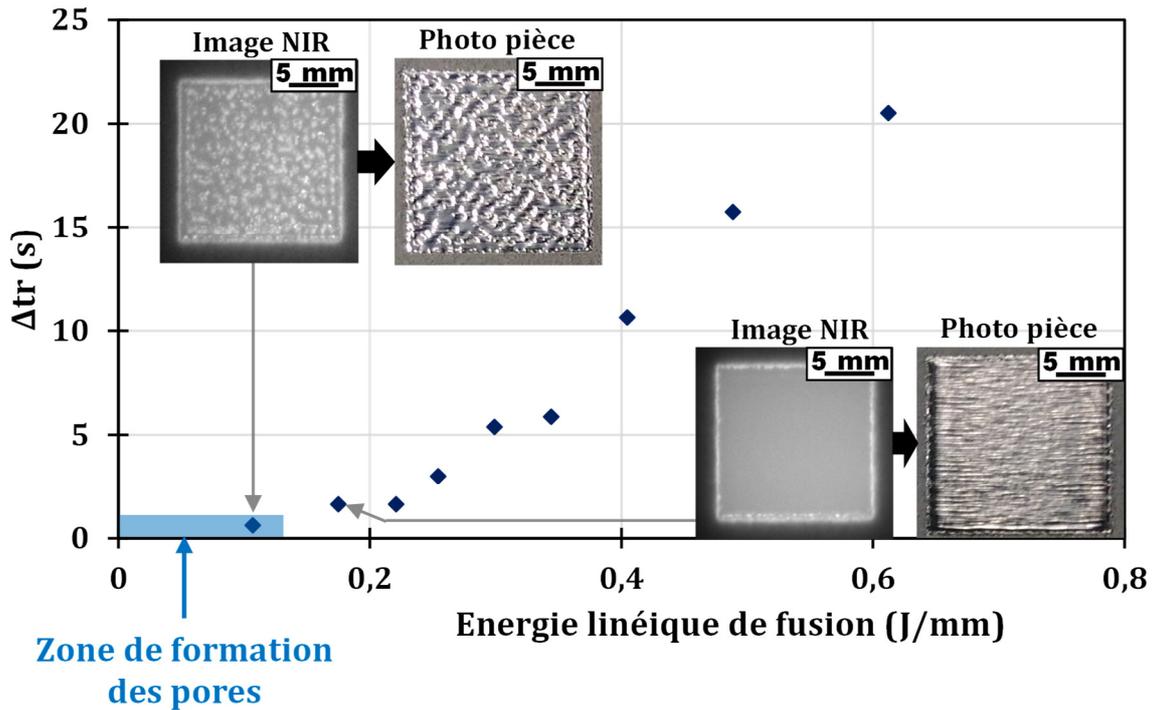


Figure 4.8 : Δtr en fonction de l'énergie linéique de fusion. (valeur cible : 60 % du NG max)

4.3.1.2 Détection des variations de l'énergie de fusion à l'aide de Δtr

Après avoir constaté l'impact de l'énergie de fusion sur Δtr pour différentes pièces, l'effet d'une variation de l'énergie de fusion en cours de fabrication pour une même pièce a été évalué. **On cherche ici à tester la capacité de Δtr à détecter des variations d'énergie.**

Afin d'évaluer l'impact d'une variation de l'énergie de fusion en cours de fabrication, la construction présentée sur la **Figure 4.9** a été réalisée. Il s'agit de cubes de dimensions $15 \times 15 \times 15 \text{ mm}^3$ construits directement sur la plaque de démarrage.

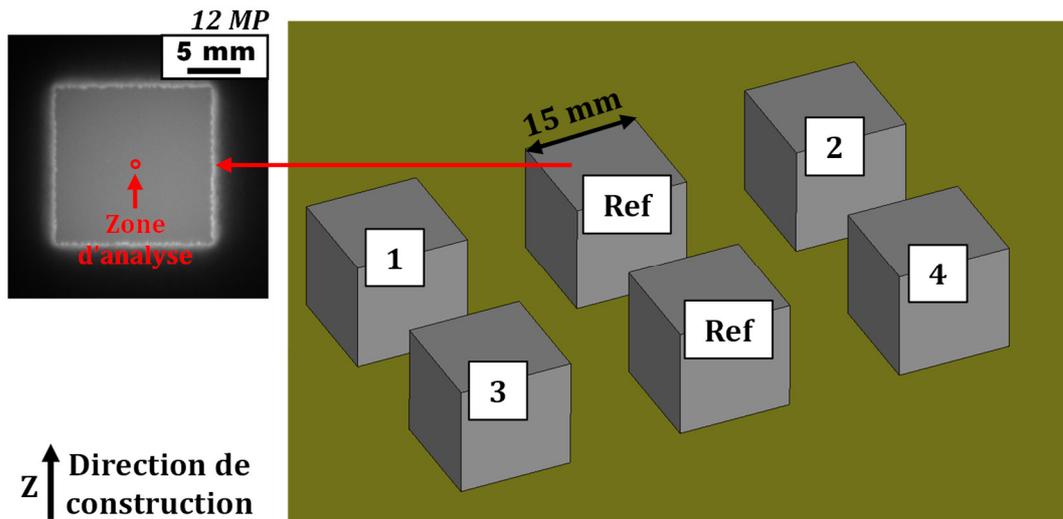


Figure 4.9 : Construction permettant d'évaluer l'impact d'une variation d'énergie de fusion au cours de la construction (vue obtenue avec Magics). Les énergies de fusion des cubes 1 à 4 seront délibérément modifiées alors que les deux cubes de référence garderont leurs paramètres de fusion standards. ($t_{\text{exp}} = 1 \text{ ms}$; $f_a = 10 \text{ Hz}$)

L'énergie linéique de fusion des échantillons fabriqués a été modifiée au cours de la construction comme décrit ci-dessous :

- Echantillon 1 : Réduction progressive de l'énergie de fusion (apparition de pores).
- Echantillon 2 : Augmentation progressive de l'énergie de fusion (apparition de distorsions géométriques).
- Echantillon 3 : Augmentation brutale de l'énergie de fusion puis retour par paliers vers l'énergie standard.
- Echantillon 4 : Réduction brutale de l'énergie de fusion puis retour par paliers vers l'énergie standard.
- Deux échantillons de référence pour lesquels aucune modification de paramètres ne sera appliquée : énergie linéique de fusion de $0,30 \text{ J/mm}$ (incluse dans la fenêtre de stabilité).

La puissance du faisceau d'électrons ayant été maintenue constante (270 W), des variations de la vitesse de balayage ont permis d'obtenir les différentes énergies linéiques présentées dans le **Tableau 4.1**. Une zone d'analyse a été placée au centre de chaque

échantillon (**Figure 4.9**). Les valeurs de Δtr ont été calculées pour chaque couche fabriquée et pour chaque échantillon.

Hauteur de construction z (mm)	Energie linéique de fusion (J/mm)				
	Ech. ref	Ech. 1	Ech. 2	Ech. 3	Ech. 4
0 < z < 5,3	0,30	0,30	0,30	0,30	0,30
5,3 < z < 7,8		0,17	0,55	1,56	0,11
7,8 < z < 10,3		0,12	0,72	0,81	0,12
10,3 < z < 12,8		0,12	1,27	0,34	0,17
12,8 < z < 15		0,11	1,56	0,30	0,30

Tableau 4.1 : Energies linéiques de fusion attribuées aux pièces de la Figure 4.9. Case verte ; pas de défauts ; case bleue : pores observés ; case rouge : distorsion géométrique observée.

La **Figure 4.10** représente l'évolution de Δtr en fonction de la hauteur construite pour les échantillons 1 et 2 pour lesquels les conditions de fusion ont été progressivement dégradées pour aller respectivement vers l'apparition de pores ou de distorsions géométriques. La courbe obtenue pour un cube de référence dont l'énergie de fusion a été maintenue constante est aussi présentée.

D'après la **Figure 4.10**, les valeurs obtenues pour les toutes premières couches sont toujours très élevées. Durant les premières couches, la plaque de démarrage est toujours visible sur les images NIR car rarement recouverte de poudre. Cela est dû au réglage toujours imparfait du zéro en Z. La plaque de démarrage a été préalablement chauffée à la température de construction T_c (730°C) et émet un rayonnement visible à l'œil nu (la plaque apparaît orangée). Ce phénomène fausse la mesure de Δtr lors des premières couches puis s'atténue progressivement pour disparaître complètement après la fabrication d'une dizaine de couches ($\approx 0,5$ mm).

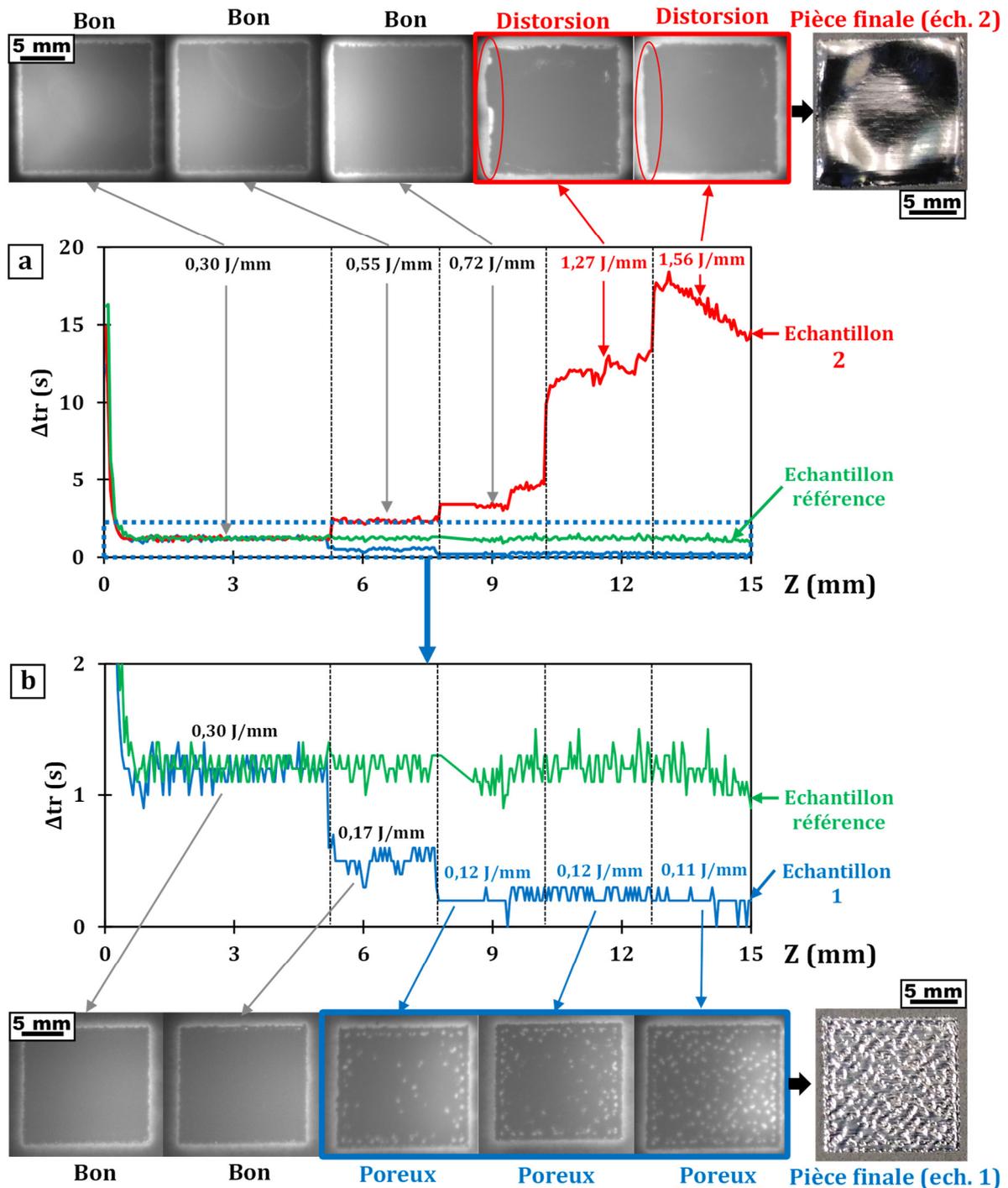


Figure 4.10 : (a) Evolution de Δtr en fonction de la hauteur de construction pour les échantillons 1, 2 et référence (valeur cible : 60 % du niveau de gris max). La partie basse de ce graphe a été agrandie en (b) pour mieux distinguer les variations pour l'échantillon 1. Des images NIR correspondant aux différentes valeurs d'énergie linéique et permettant de constater les défauts apparus sont présentées pour les échantillons 1 et 2 (contraste ajusté).

La **Figure 4.10** montre que les effets du changement d'énergie de fusion sont bien capturés par les variations de Δtr . L'effet est immédiat : les incréments de Δtr sont nets et s'effectuent sur une ou deux couches. Sauf exception, Δtr est ensuite relativement stable pour une même valeur d'énergie. Que ce soit dans le cas d'un excès ou d'un déficit d'énergie, lorsque l'énergie de fusion s'éloigne de la valeur de référence de 0,30 J/mm, les valeurs de Δtr s'éloignent de celles de l'échantillon de référence qui restent constantes. En adéquation avec la fenêtre de stabilité déterminée dans la partie 3.1, des pores ont été générés à partir d'une hauteur de 7,8 mm pour le cube 1 et des distorsions géométriques sont apparues à partir d'une hauteur de 10,3 mm pour le cube 2 (voir images NIR associées sur la **Figure 4.10**).

On notera que par rapport à l'énergie de fusion standard (0,30 J/mm), la variation d'énergie nécessaire à l'apparition des pores est inférieure à celle qui fera apparaître des distorsions géométriques. En effet, la valeur d'énergie de fusion standard n'est pas nécessairement centrée dans la fenêtre de stabilité dont les limites basse et haute sont respectivement 0,14 et 1,08 J/mm.

La **Figure 4.11** représente l'évolution de Δtr pour les échantillons 3 et 4. Pour ces échantillons, une variation brutale de l'énergie de fusion a été imposée afin de forcer l'apparition de défaut à $z = 5,3$ mm avant de revenir progressivement vers une énergie de fusion standard. Cette situation pourrait être assimilable au cas où des défauts liés à l'apport d'énergie sont observés dans une pièce ce qui aurait conduit l'utilisateur à modifier l'énergie pour revenir vers des conditions de fusion correctes.

La **Figure 4.11** montre que Δtr est influencé par des variations d'énergie lors du retour vers un état stable. Δtr peut donc être utilisé comme **lanceur d'alerte** en cas d'apport d'énergie inapproprié et peut aussi permettre de vérifier l'efficacité d'une modification des paramètres par l'utilisateur.

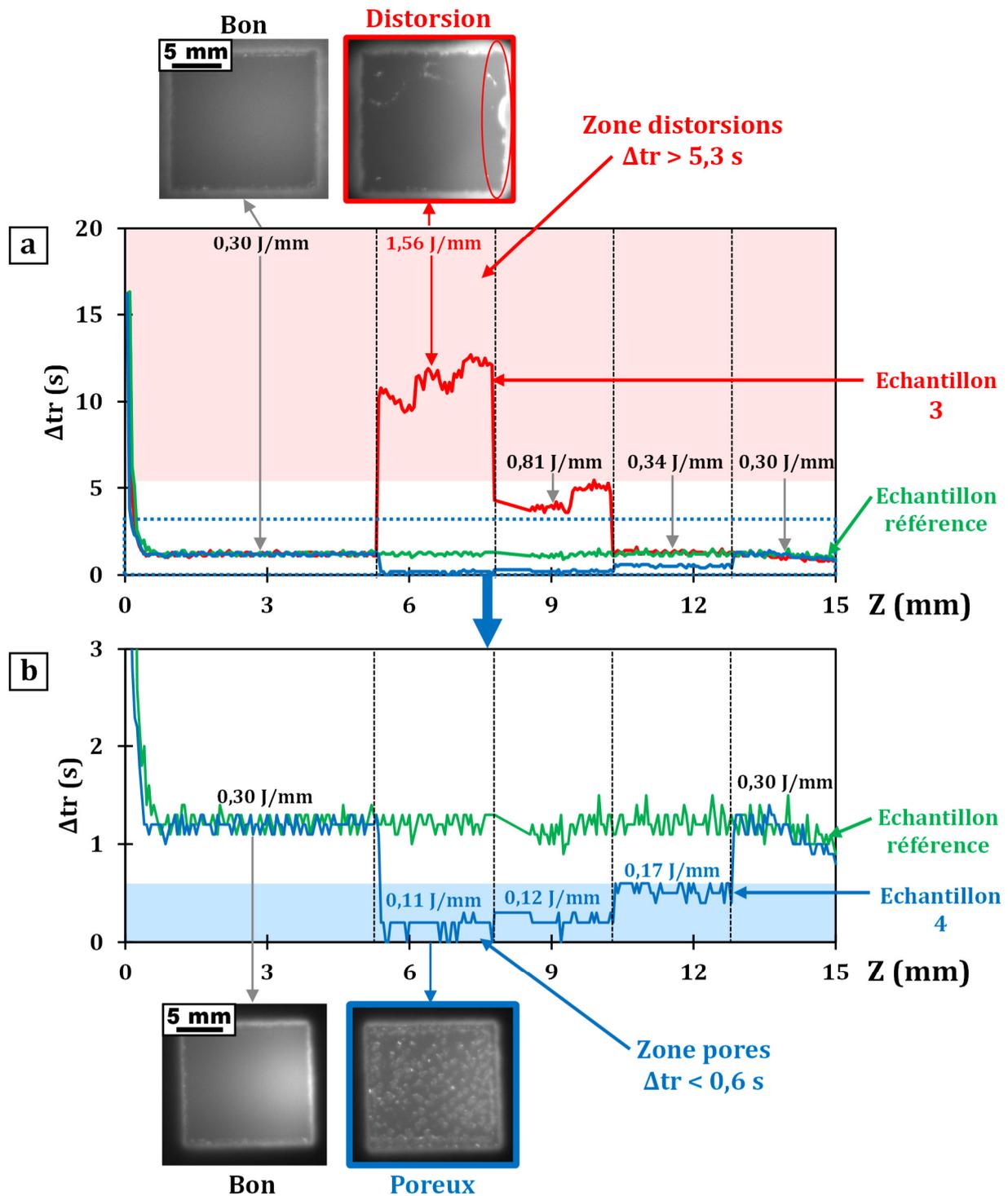


Figure 4.11 : (a) Evolution de Δtr en fonction de la hauteur de construction pour les échantillons 3, 4 et référence. La partie basse de ce graphe a été agrandie en (b) pour mieux distinguer les variations des faibles valeurs de Δtr . (valeur cible : 60 % du niveau de gris max)

D'après ces résultats, on peut définir un intervalle de stabilité dans lequel il faudrait maintenir Δt_r afin de limiter le risque de formation de défauts liés à l'apport d'énergie de fusion :

$$\Delta t_{r_{\min}} < \Delta t_r < \Delta t_{r_{\max}} \quad (16)$$

La valeur de $\Delta t_{r_{\min}}$ pourra être fixée en prenant la valeur minimale pour laquelle il n'y a pas de défauts : $\Delta t_{r_{\min}} = 0,6$ s pour cet exemple. En procédant de façon similaire pour la valeur maximale : $\Delta t_{r_{\max}} = 5,3$ s. On notera qu'il n'est pas possible de comparer ces valeurs avec celles qui auraient pu être obtenues sur la **Figure 4.8**. En effet, la caméra et les réglages utilisés sont différents. Les limites haute et basse déterminées sont valables pour un matériau, une caméra et des réglages donnés qui devront être définis préalablement au contrôle *in situ*.

Quelques points méritent d'être soulignés pour l'ensemble de ces courbes :

- On notera que les échantillons 2 et 3 ont connu un saut de Δt_r peu après $z = 9$ mm. La cause de cette variation ne peut être identifiée avec certitude. Ce saut pourrait être lié à un bref enfumage s'étant produit quelques minutes plus tôt.
- En comparant la zone pour laquelle l'énergie linéique était de 1,56 J/mm pour les cubes 2 et 3 (respectivement sur les **Figure 4.10 et 4.11**), il apparaît que pour une énergie de fusion identique, Δt_r est plus élevé pour l'échantillon 2 que pour l'échantillon 3. L'explication suivante est proposée. L'histoire thermique de la pièce, c'est-à-dire les conditions de fusion appliquées lors des couches précédentes, peut avoir un impact sur l'évolution de la température locale lors du refroidissement. Ainsi, pour l'échantillon 2, la montée en énergie de fusion est progressive alors que pour l'échantillon 3, la montée est brutale ce qui pourrait expliquer des différences de Δt_r pour une même énergie.
- Une diminution progressive de Δt_r est observée pour toutes les courbes dans la zone entre 13 et 15 mm ; la diminution est d'autant plus importante que Δt_r est élevé. A nouveau, une hypothèse est proposée. Les vitesses de balayage lentes utilisées dans cette construction augmentent le temps total de la couche et laissent plus de temps pour la dissipation de la chaleur par conduction. Ce phénomène pourrait entraîner une chute plus rapide de la température en surface. Il sera illustré plus en détail dans la partie 4.3.3.

Les **conclusions importantes sur l'effet de l'énergie de fusion sur Δ_{tr}** sont résumées ci-dessous :

- Si l'énergie de fusion augmente, Δ_{tr} augmente et inversement.
- A énergie constante, Δ_{tr} reste relativement stable.
- La réponse de Δ_{tr} à une variation d'énergie de fusion est très rapide. Δ_{tr} peut donc jouer le rôle de **lanceur d'alerte** en cas d'apport d'énergie trop élevé/faible en fixant des limites basse ($\Delta_{tr_{min}}$) et haute ($\Delta_{tr_{max}}$) à ne pas franchir pour éviter l'apparition de défauts.

Pour aller plus loin, il serait intéressant de vérifier si l'effet de l'énergie de fusion sur Δ_{tr} est similaire en faisant varier la puissance du faisceau et non la vitesse de balayage.

4.3.2 Effet de l'environnement thermique

Indépendamment de l'énergie de fusion, l'environnement thermique de la zone d'analyse a une influence sur le refroidissement après la fusion. La présence d'un surplomb ou de supports, la géométrie de la partie déjà construite de la pièce et la surface d'échange avec la poudre consolidée sont autant d'éléments qui peuvent avoir un effet sur la dissipation de chaleur par conduction. On rappelle que la conductivité thermique du lit de poudre est inférieure à celle du matériau dense et qu'une dissipation de chaleur insuffisante provoque des distorsions géométriques.

L'exemple présenté ici reprend le cas des « plongeurs » du chapitre 3. Ces plongeurs présentent un surplomb de 5 mm d'épaisseur (selon Z). Trois pièces ont été fabriquées avec les particularités ci-dessous :

- P1 : Paramètres standards (fonction d'épaisseur activée).
- P2 : Paramètres standards (fonction d'épaisseur activée) **et ajout d'un support uniquement sur le bord à l'extrémité du plongeur.**
- P3 : Paramètres standards **mais fonction d'épaisseur désactivée.**

On rappelle que la fonction d'épaisseur (*thickness function*, voir annexe A) réduit l'apport d'énergie lors de la construction des zones en surplomb.

La présence des surplombs a généré des distorsions variables selon la configuration. La distorsion la plus importante avait été constatée pour P3 en raison de l'absence de supports combinée à la désactivation de la fonction d'épaisseur. La distorsion présentée par P2 était la moins importante en raison de l'ajout d'un support. P1 présentait une distorsion intermédiaire. Un échantillon de référence similaire à ceux du paragraphe précédent ($E_{if} = 0,30 \text{ J/mm}$) a été ajouté à cette construction dont la CAO est présentée sur la **Figure 4.12a**.

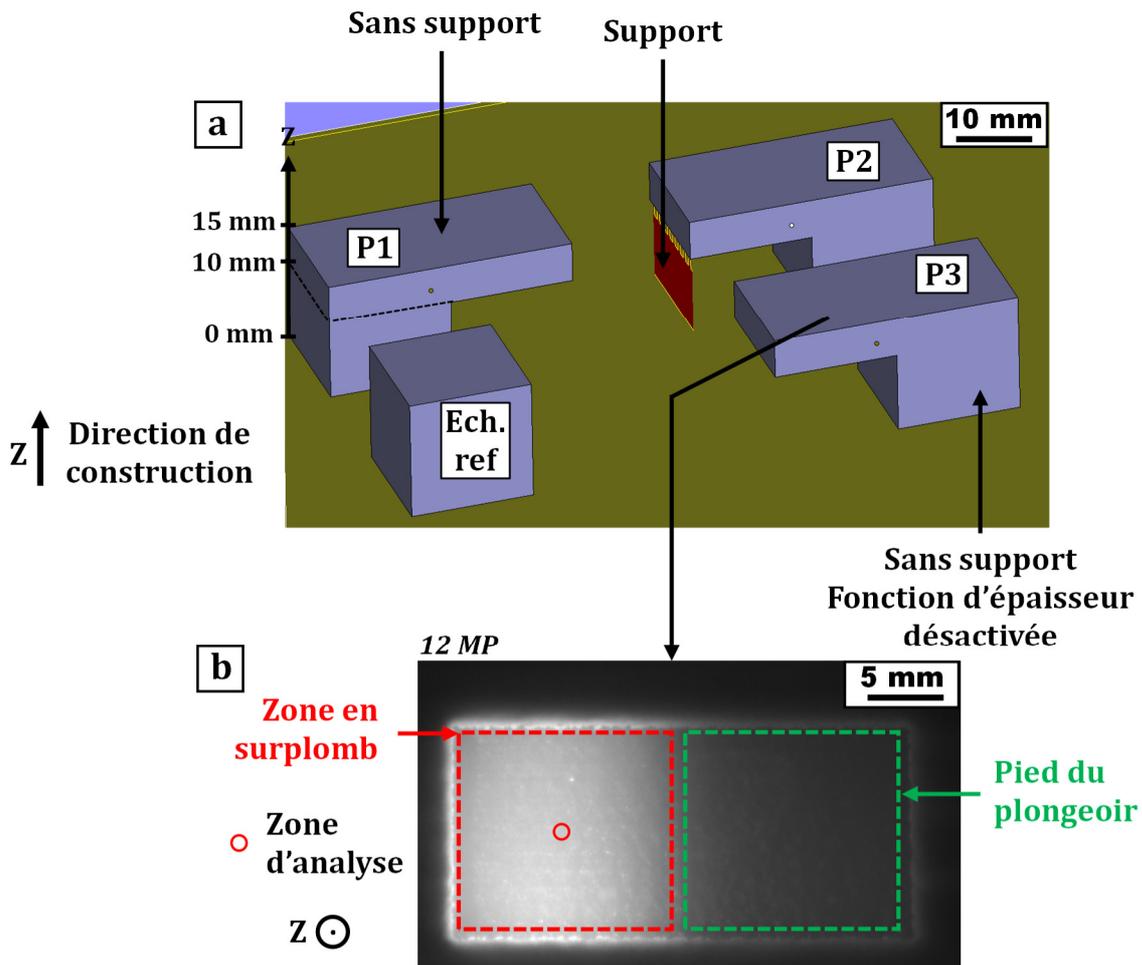


Figure 4.12 : (a) Vue CAO de la construction des trois plongeurs et du cube de référence (obtenue avec Magics). (b) Image NIR *in situ* de P3 prise après la fusion. La position de la zone d'analyse y est représentée. ($t_{exp} = 1 \text{ ms}$; $f_a = 10 \text{ Hz}$)

Pour chaque plongeur, une zone d'analyse a été positionnée au centre de la zone en surplomb (voir **Figure 4.12b**). Une zone d'analyse complémentaire a été placée au centre de l'échantillon de référence.

La **Figure 4.13a** représente l'évolution de Δtr au niveau de la zone en surplomb pour les trois plongeurs et pour l'échantillon de référence. Des images NIR, prises exactement 2,5 s après la fusion de chaque pièce, sont présentées pour $z = 11$ mm (**Figure 4.13b**) et $z = 14$ mm (**Figure 4.13c**). L'état final des pièces peut être constaté sur la **Figure 4.13d**.

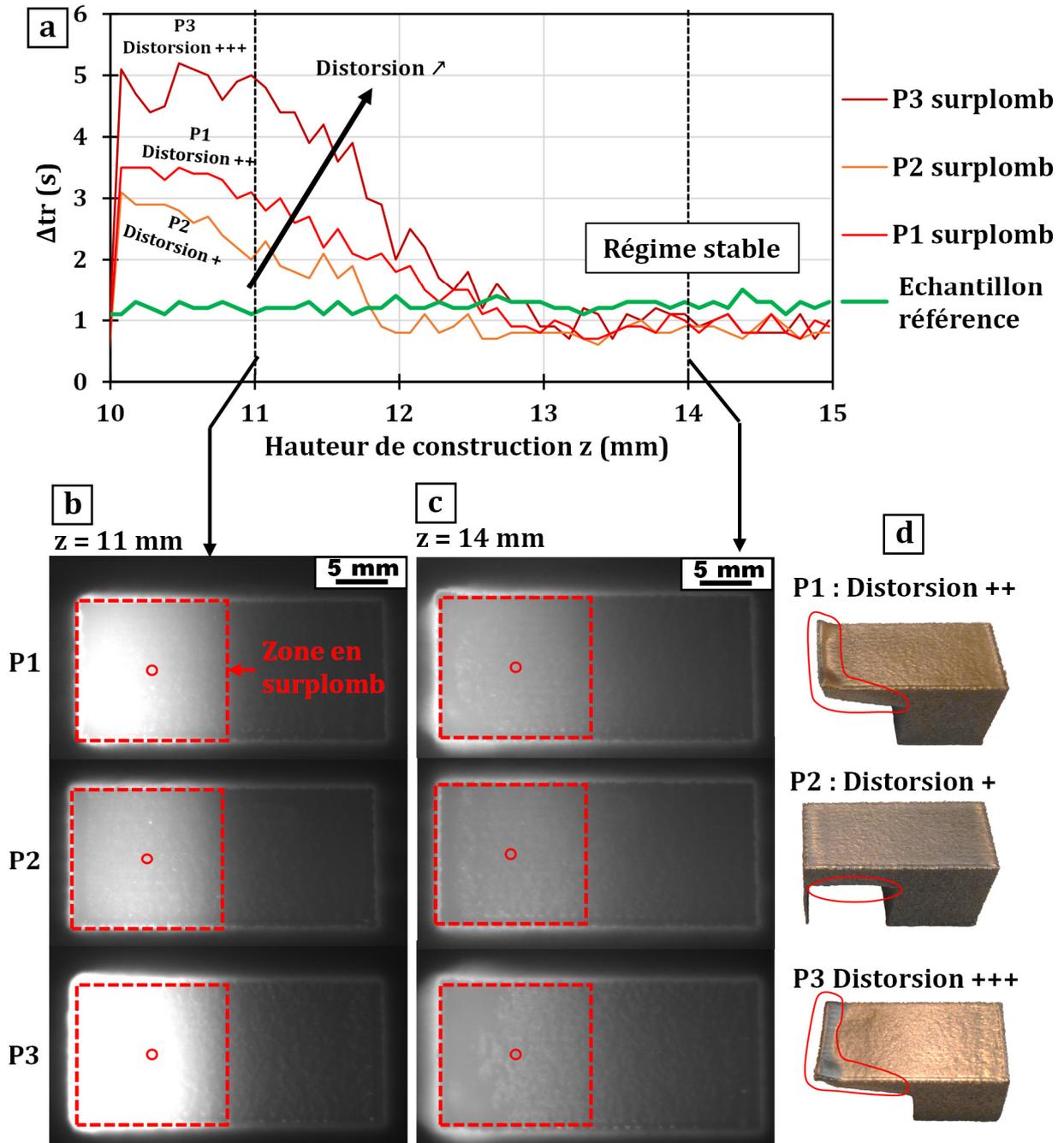


Figure 4.13 : (a) Evolution de Δtr pour les zones en surplomb des trois plongeurs et pour l'échantillon de référence (valeur cible : 95 % du NG max). (b) Images NIR des plongeurs prises à $z = 11$ mm. (c) Images NIR des plongeurs prises à $z = 14$ mm. (d) Photos des plongeurs fabriqués.

Sur la **Figure 4.13a**, plus les conditions d'évacuation de la chaleur sont défavorables, plus la valeur de Δt_r sera élevée et plus le défaut observé sera important. Il existe donc un lien entre la sévérité de la distorsion et l'évolution de Δt_r . Δt_r est donc capable de révéler une zone critique, telle que le surplomb, susceptible de conduire à la formation de défauts. Δt_r permet aussi d'estimer la hauteur à construire avant de retrouver un régime plus favorable observé lorsque les courbes de P1, P2 et P3 rejoignent celle de l'échantillon de référence. Ici, cette hauteur peut être estimée à 2,5 mm. L'évolution de la dissipation de chaleur lorsqu'on s'éloigne du surplomb est illustrée par les images NIR prises pour $z = 11$ mm (**Figure 4.13b**) et pour $z = 14$ mm (**Figure 4.13c**). La mauvaise dissipation de chaleur se traduisant par le niveau de gris élevé de la zone en surplomb par rapport au reste de la pièce est plus importante pour $z = 11$ mm. Cette observation est en accord avec les valeurs de Δt_r plus élevées pour $z = 11$ mm que pour $z = 14$ mm. Pour les échantillons présentés ici, la conclusion formulée dans le chapitre 3 était qu'il n'y avait pas assez de supports pour éviter complètement la distorsion. **Observer un tel comportement de Δt_r indique la nécessité d'ajouter plus de supports.** Comme pour la variation de l'énergie de fusion, un seuil à ne pas dépasser pour éviter l'apparition des distorsions pourrait être mis en place. On peut supposer que le seuil à ne pas dépasser pour l'exemple de la **Figure 4.13** serait inférieur à 3 s.

4.3.3 Influence de l'énergie de préchauffage sur la stabilité de la construction

Une construction E-PBF est **stable** en l'absence de certains évènements provoquant l'échec de la fabrication (instabilités du type enfumage ou gonflement de la surface). Deux caractéristiques importantes au sujet de la stabilité de la construction sont présentées ci-après.

- Afin de maintenir la stabilité du procédé de fabrication, **la température moyenne de la surface de construction doit rester autour de sa valeur cible : T_c .** Pour une couche donnée, si l'énergie apportée par le faisceau d'électrons est supérieure à celle qui peut être dissipée, la température de la surface s'élèvera et générera le phénomène de gonflement. Dans le cas inverse, la température de la surface diminuera, la consolidation du lit de poudre deviendra insuffisante et un enfumage pourra survenir.

- La température en surface de construction est pilotée par la **puissance moyenne** P_{moy} qui est calculée pour une couche donnée en déterminant l'apport d'énergie total (prise en compte de l'énergie apportée sur toute la surface) divisé par le temps de couche :

$$P_{moy} = \frac{1}{t_{couche}} \sum_k E_k \quad (17)$$

t_{couche} est le temps total pour la fabrication de la couche. E_k est l'énergie apportée par le faisceau pour chaque phase k de la fabrication de la couche (étalement de poudre, préchauffage, fusion et éventuellement post-chauffage/temps de pause). Pour les phases d'étalement de poudre et de temps de pause, $E_k = 0$. La puissance moyenne est fortement affectée par l'énergie du préchauffage.

Afin de vérifier si le suivi de Δtr permet d'évaluer la stabilité de la fabrication, la construction présentée sur la **Figure 4.14** a été réalisée en faisant varier l'énergie de préchauffage, et donc la puissance moyenne. Cette construction est réalisée en utilisant une plaque de démarrage de surface $70 \times 70 \text{ mm}^2$ (au lieu de $210 \times 210 \text{ mm}^2$ en temps normal). En utilisant une surface de construction réduite, la question de l'équilibre entre l'énergie apportée (concentrée sur une faible surface) et l'énergie dissipée est cruciale pour assurer la stabilité de la fabrication. Dans cette configuration, **une puissance moyenne P_{moy} de 0,22 kW permet d'assurer une construction stable** (température de surface proche de $T_c = 730 \text{ °C}$).

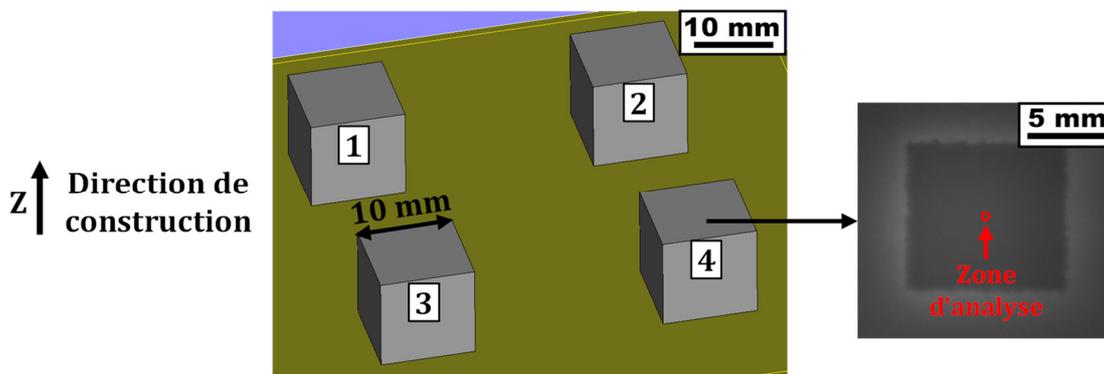


Figure 4.14 : Vue CAO de la construction de 4 échantillons cubiques identiques (vue obtenue avec Magics). Une zone d'analyse est placée au centre de la surface fusionnée de chaque pièce. ($t_{exp} = 0,2 \text{ ms}$; $f_a = 10 \text{ Hz}$).

Les 4 échantillons fabriqués sont identiques et de dimensions 10x10x10 mm³. Une zone d'analyse est disposée au centre de la surface fusionnée afin de suivre l'évolution de Δt_r pour chaque échantillon. L'énergie linéique de fusion des pièces est maintenue constante et dans la fenêtre de stabilité ($E_{lf} = 0,30$ J/mm) alors que **l'énergie de préchauffage** est modifiée comme décrit dans le **Tableau 4.2**.

Hauteur de construction z (mm)	Energie de préchauffage E_p (kJ)	Puissance moyenne P_{moy} (kW)
$0 < z < 3$	4,7	0,41
$3 < z < 5$	4,2	0,38
$z > 5$	3,9	0,33

Tableau 4.2 : Modification des paramètres de préchauffage au cours de la construction des pièces de la Figure 4.14. Le calcul de la puissance moyenne prend aussi en compte les phases d'étalement de poudre et de fusion.

Les modifications de l'énergie de préchauffage entraînent donc une variation de la puissance moyenne susceptible de mettre en péril la stabilité de la construction. Les valeurs de puissance moyenne du **Tableau 4.2** sont au-dessus de la valeur permettant d'assurer la stabilité de la construction (0,22 kW). La température moyenne de la surface, initialement égale à T_c (730°C) va donc s'élever. La **Figure 4.15** représente l'évolution de Δt_r en fonction de la hauteur construite.

D'après la **Figure 4.15**, le changement de la puissance moyenne entraîne des variations similaires pour l'ensemble des pièces fabriquées. Ces variations sont progressives et traduisent l'évolution progressive de la température de la surface au cours de la construction. De plus, la mesure de Δt_r est répétable ici, étant donné que les courbes des différents échantillons sont proches les unes des autres.

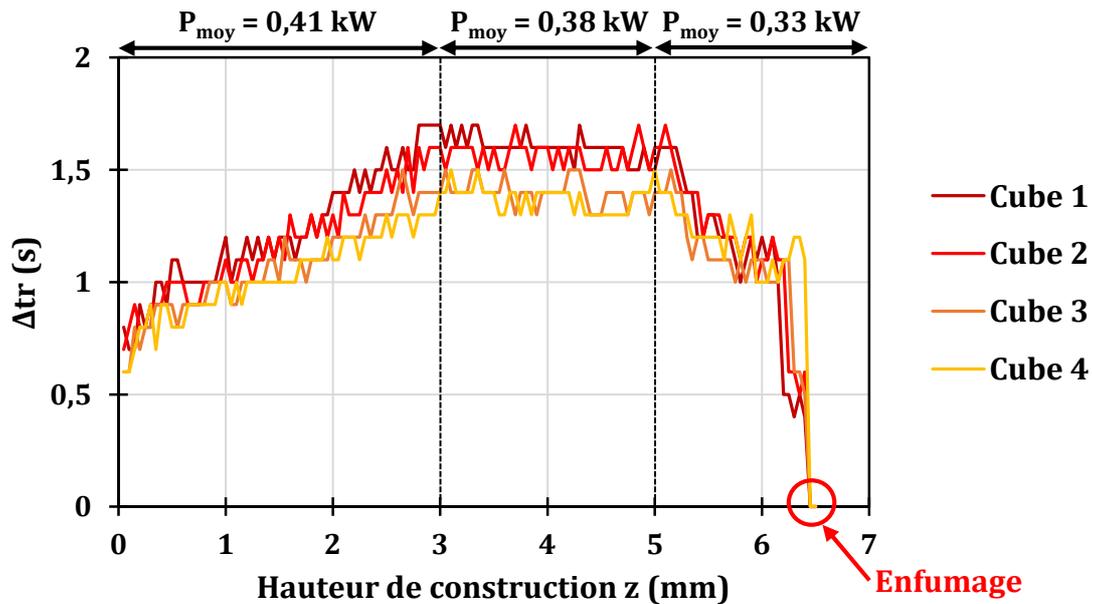


Figure 4.15 : Evolution de Δtr en fonction de la hauteur de construction pour les 4 échantillons fabriqués. (valeur cible : 40 % du niveau de gris max)

Sur la zone $0 < z < 3$ mm de la **Figure 4.15**, la puissance moyenne (0,41 kW) provoque une augmentation de Δtr pour les 4 échantillons. Dans cette situation, le bilan énergétique global est excédentaire ce qui provoque une augmentation de la température moyenne en surface.

Sur la zone $3 < z < 5$ mm, la puissance moyenne (0,38 kW) provoque une stabilisation de Δtr pour les 4 échantillons. Dans ce cas, le bilan énergétique global est équilibré ; la température moyenne en surface est stabilisée. Cependant, cela ne signifie pas que cette température correspond à T_c (température de construction stable). Le phénomène de gonflement provoqué par une température en surface trop élevée est apparu au cours de cette construction comme le montre la **Figure 4.16**. Le déplacement apparent dû à l'apparition du relief ainsi que des manques de fusion (zones claires sur les pièces) sont visibles sur la **Figure 4.16b**.

Le relief apparu suite au gonflement a perturbé l'étalement de poudre et a conduit *in fine* à un enfumage à $z = 6,4$ mm. La chute de Δtr entamée à partir de 5 mm n'a pas suffi à empêcher l'apparition de l'enfumage.

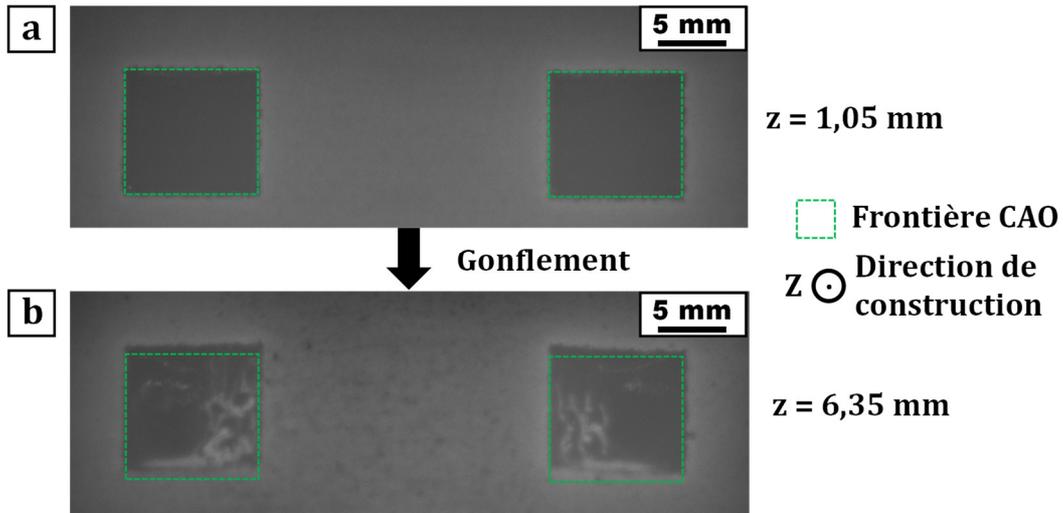


Figure 4.16 : Images NIR *in situ* des cubes 1 et 2 (a) avant et (b) après l'apparition du gonflement.

Ces conditions de préchauffage n'étant pas censées conduire à l'apparition d'un enfumage dû à un lit de poudre insuffisamment consolidé, on peut faire l'hypothèse que le gonflement apparu était irréversible et l'enfumage inévitable. L'évolution de Δtr pourrait être utilisée pour anticiper ce type d'anomalies. Un raisonnement similaire pourrait être mis en place pour l'anticipation d'un enfumage lié à un lit de poudre insuffisamment consolidé (température en surface trop faible).

Pour détecter une anomalie et alerter l'utilisateur, un critère de stabilité s'appuyant sur la variation en hauteur de Δtr est proposé :

$$V_{\min} < \frac{d\Delta tr}{dz} < V_{\max} \quad (18)$$

V_{\min} et V_{\max} sont les variations minimales et maximales tolérables. Ce critère permettrait de révéler une anomalie et d'en connaître le type (bilan énergétique global excédentaire ou déficitaire). En pratique le taux de variation de Δtr devrait être calculé en prenant en compte plusieurs points afin de lisser d'éventuelles variations dues au bruit. En reprenant l'exemple de la **Figure 4.15**, le taux de variation de Δtr sur la portion $0 < z < 3 \text{ mm}$ est de l'ordre 0,3 s/mm pour l'ensemble des échantillons. Ainsi, en proposant une valeur de V_{\max}

inférieure à cette valeur de 0,3 s/mm, on aurait pu détecter une anomalie grâce au critère sur le taux de variation.

L'ajout d'un temps de pause (temps d'attente entre la fin de la fusion et l'étalement de la poudre de la couche suivante) permettant la dissipation de l'énergie excédentaire permet d'équilibrer le bilan énergétique global pour stabiliser la température de construction autour de T_c (730°C). La **Figure 4.17** montre une comparaison de l'évolution de Δtr pour l'un des échantillons fabriqués précédemment sans temps de pause et pour un échantillon similaire issu d'une autre construction (toujours avec une plaque de démarrage de 70x70 mm²) **avec un temps de pause**. Ce dernier a été appliqué à partir de $z = 0,5$ mm afin de stabiliser la construction. Le **Tableau 4.3** présente les énergies de préchauffage et puissances moyennes de ces deux échantillons.

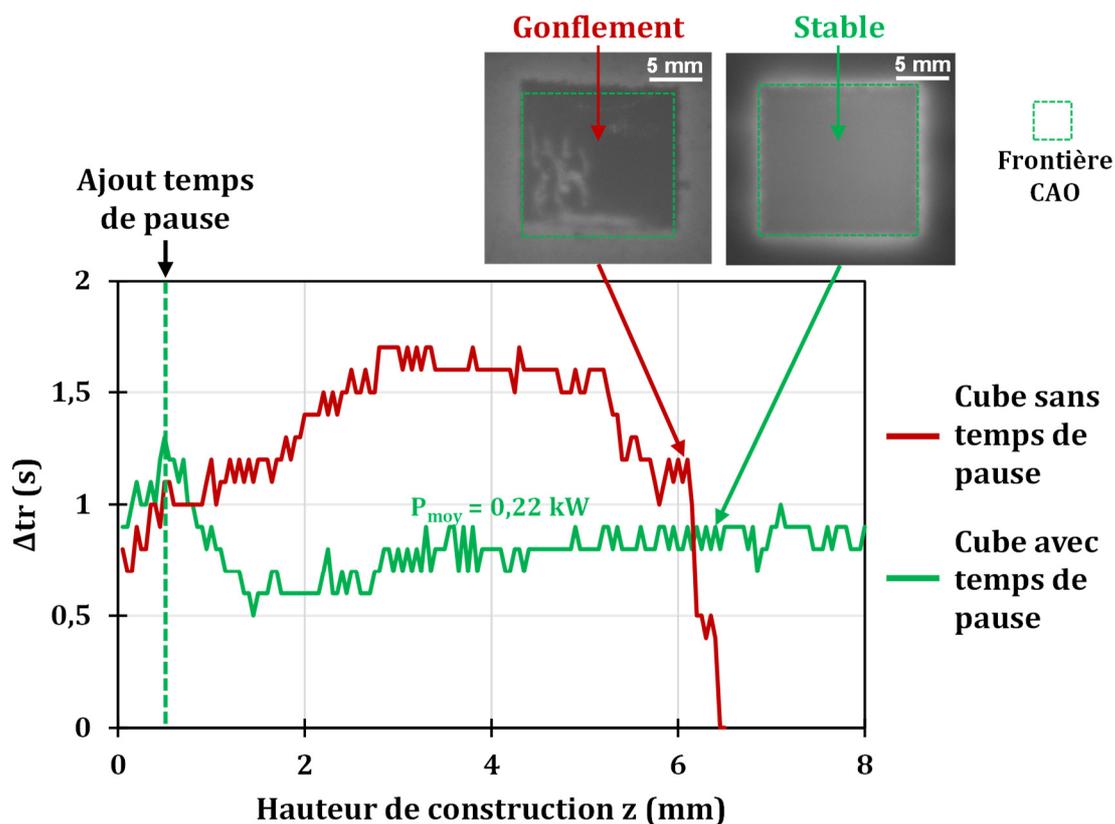


Figure 4.17 : Evolution de Δtr en fonction de la hauteur de construction pour un échantillon sans temps de pause et pour un autre échantillon construit avec un temps de pause imposé à la fin de chaque couche. Des images NIR des pièces fabriquées ont été ajoutées pour illustrer l'effet du temps de pause.

Hauteur de construction z (mm)	Cube sans temps de pause		Cube avec temps de pause	
	Energie de préchauffage E_p (kJ)	Puissance moyenne P_{moy} (kW)	Energie de préchauffage E_p (kJ)	Puissance moyenne P_{moy} (kW)
$0 < z < 0,5$	4,7	0,41	4,7	0,41
$0,5 < z < 3$				0,22 (avec temps de pause)
$3 < z < 5$	4,2	0,38		
$z > 5$	3,9	0,33		

Tableau 4.3 : Evolution de l'énergie de préchauffage et de la puissance moyenne pour un échantillon fabriqué sans temps de pause et pour un échantillon similaire pour lequel un temps de pause a été ajouté à partir de $z = 0,5$ mm.

D'après la **Figure 4.17**, avant que le temps de pause ne soit ajouté à partir de $z = 0,5$ mm, l'évolution de Δt_r est similaire pour les deux échantillons. L'ajout du temps de pause permet d'interrompre la dérive et de stabiliser l'évolution de Δt_r : la construction a pu être menée à son terme.

4.3.4 Bilan sur les critères proposés

Les résultats de cette partie 4.3 montrent que :

- Un saut de l'énergie de fusion induira un saut de Δt_r .
- Une diminution de la capacité à dissiper la chaleur se traduit par un Δt_r plus élevé.
- Δt_r est sensible aux variations de puissance moyenne. Cette évolution de Δt_r traduit une variation de la température moyenne de la surface. Si la puissance moyenne est responsable d'une variation de Δt_r , alors cette dernière devrait être observée pour l'ensemble des zones d'analyse.

Dans ces trois cas, l'apparition d'anomalies se traduit par une variation de Δt_r . Lors d'une construction, **les variations de Δt_r permettraient donc de lancer un signal d'alerte à**

l'utilisateur quant à l'apparition d'une anomalie. Deux critères ont été proposés afin de vérifier le bon déroulement de la construction. Si l'un d'entre eux n'est pas respecté, un signal d'alerte pourra être émis :

$$\Delta tr_{\min} < \Delta tr < \Delta tr_{\max} \quad (19)$$

$$V_{\min} < \frac{d\Delta tr}{dz} < V_{\max} \quad (20)$$

Δtr doit être maintenu dans une zone de stabilité pour laquelle les défauts ne se forment pas. A l'intérieur de cette zone de stabilité, il ne faut pas de variations trop brusques. Δtr peut aussi être utilisé comme outil de contrôle par boucle fermée en ajustant les paramètres de fabrication en cas de non-respect de ces critères et comme illustré sur la **Figure 4.18**.

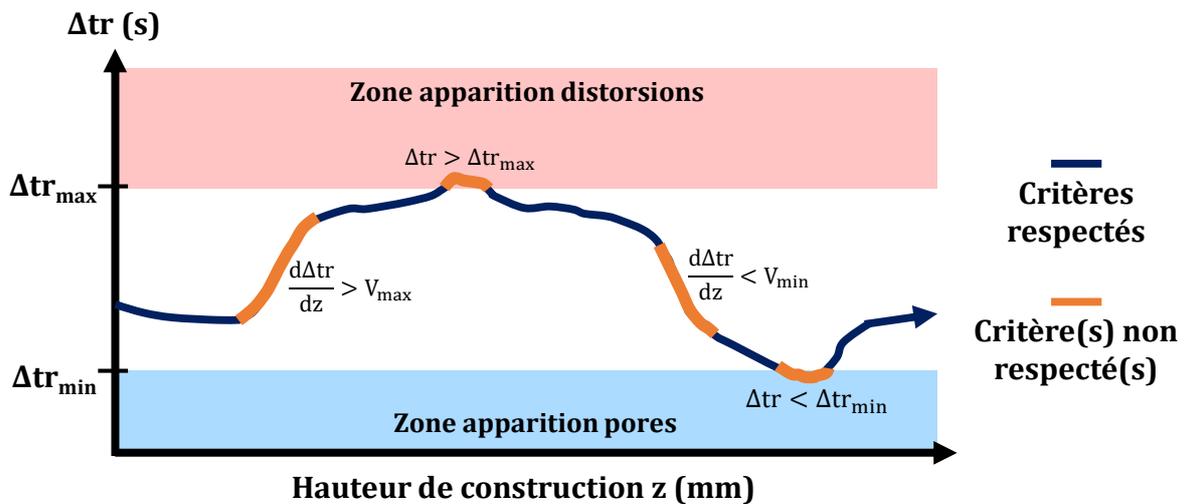


Figure 4.18 : Exemple de suivi de Δtr . Un signal d'alerte est envoyé à l'utilisateur lorsqu'un critère n'est pas respecté.

Les zones d'analyse ne sont pas nécessairement placées sur l'ensemble de la pièce. On peut les disposer seulement à certains endroits critiques (surplombs, zones avec des supports, zones à proximité de canaux internes...).

Dans l'optique d'un contrôle *in situ* utilisant la stratégie proposée dans ce chapitre, il est nécessaire de définir des conditions expérimentales fixes pour un matériau et une caméra donnés : temps d'exposition, fréquence d'acquisition, valeur cible et taille de la zone d'analyse.

4.4 Limites de Δt_r

Comme expliqué ci-dessus, des paramètres expérimentaux mal choisis peuvent fausser la mesure de Δt_r ou son interprétation. Des artefacts peuvent également fausser le comptage ou le déclencher au mauvais moment.

Les exemples proposés dans ce chapitre traitent de géométries simples soumises aux variations d'un seul paramètre à la fois. Des travaux supplémentaires seraient requis afin d'étudier l'effet combiné de différents paramètres et de vérifier si la démarche permet bien la détection de défauts en la testant sur des géométries plus complexes et plus proches de la réalité. De tels essais permettraient de savoir si une telle démarche peut être validée ou si l'utilisation d'un indicateur plus élaboré doit être envisagée.

Indépendamment des artefacts et du choix des paramètres de mesure, le cas où deux phénomènes entraînant une variation opposée de Δt_r se produisent simultanément mérite d'être étudié. Cela pourrait être le cas pour une zone en surplomb ($\Delta t_r \nearrow$) combinée à un apport d'énergie de fusion insuffisant ($\Delta t_r \searrow$) qui pourrait donner l'impression d'un Δt_r stable. L'objectif serait de savoir si ces deux phénomènes s'annulent (pas de défauts) ou si au contraire ils s'additionnent et provoquent l'apparition des défauts associés.

4.5 Conclusion

Les données obtenues par acquisition continue sont dépendantes de la température de la surface observée. Le refroidissement de cette surface est piloté par l'apport d'énergie, la température du lit de poudre, les propriétés matériaux et l'environnement thermique traduisant la capacité à évacuer la chaleur. L'acquisition d'images en continu permet d'évaluer qualitativement la variation de température en surface après la fusion des pièces via l'évolution du niveau de gris sur les images.

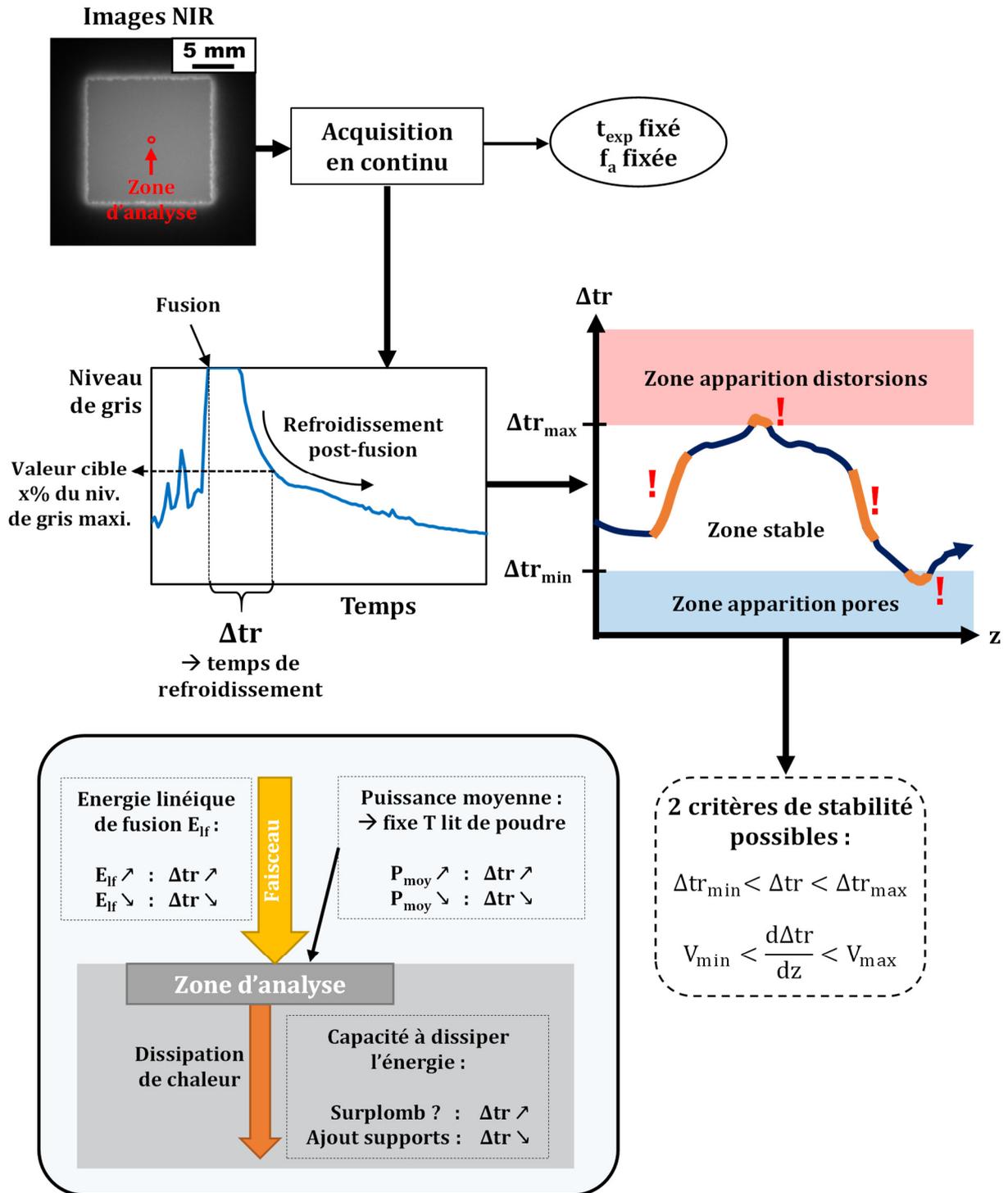
Une stratégie de détection d'anomalies s'appuyant sur le calcul d'un indicateur simple (Δt_r) a été proposée. Δt_r rend compte du temps écoulé entre la fusion d'une zone d'analyse et le retour du niveau de gris de cette zone à une valeur cible donnée lors du refroidissement. Le suivi de Δt_r tout au long de la construction a pu être relié à l'apparition de défauts sur des cas simples : variation de l'énergie de fusion, variation de la puissance moyenne (via l'énergie de préchauffage) et variation de la capacité à dissiper la chaleur.

Deux critères sur Δt_r ont été proposés afin d'alerter l'utilisateur en cas de comportement anormal lors de la construction. Le premier repose sur des seuils maximal et minimal de Δt_r alors que le deuxième permet de repérer des variations trop importantes traduisant une instabilité de la construction.

Afin de valider l'utilisation de Δt_r comme outil de caractérisation *in situ*, l'effet des variations combinées de plusieurs paramètres devra être étudié sur des géométries plus complexes afin de se rapprocher du cas de pièces réelles. Des conditions expérimentales fixes et pouvant convenir aux différents cas de détection d'anomalies présentés devront être définies dans l'optique d'un transfert de cette stratégie de contrôle en milieu industriel.

Dans ce chapitre, l'acquisition en continu a été réalisée pour l'étude du matériau dense mais à l'avenir, il serait intéressant d'étudier également l'évolution du niveau de gris pour les zones « poudre ». Ces données pourraient par exemple être utilisées afin d'évaluer qualitativement la température et donc la consolidation du lit de poudre à la fin du préchauffage.

Résumé graphique



Conclusion et perspectives

Ce travail de thèse s'inscrit dans le projet FUI PALOMA dont l'un des objectifs est de développer le contrôle *in situ* du procédé de fusion sur lit de poudre par faisceau d'électrons (E-PBF). L'état de l'art des contrôles en fabrication E-PBF a montré que deux grands types d'imagerie sont utilisés. L'imagerie thermique permet d'obtenir des informations qualitatives ou quantitatives sur la température de la surface de construction ainsi que sur les défauts présents alors que l'imagerie électronique tire profit du faisceau d'électrons et de détecteurs afin d'obtenir des images de la topographie de la surface.

Choix de de l'imagerie proche infrarouge comme moyen de contrôle *in situ*

L'imagerie proche infrarouge (NIR) a été sélectionnée comme moyen de contrôle en raison de sa capacité à fournir des images avec une discrétisation spatiale satisfaisante et plus élevée que pour d'autres caméras travaillant dans l'infrarouge plus lointain. Les caméras NIR permettent d'obtenir des informations thermiques qualitatives sur le déroulement d'une fabrication. Deux caméras CMOS de 3 et 12 mégapixels ont été utilisées avec un filtre permettant de travailler uniquement dans la gamme du proche infrarouge (longueurs d'onde comprises entre 0,7 et 1 μm). Des essais préliminaires ont montré qu'une telle gamme de longueurs d'onde permettait de limiter les reflets provenant de la lumière émise par le filament de tungstène incandescent et réfléchi par la surface de construction vers la caméra.

Mise en place des dispositifs expérimentaux

L'environnement en fabrication E-PBF est contraint. La construction se fait sous vide. Un phénomène de métallisation provoqué par la vaporisation de certains éléments génère un dépôt métallique sur les parois et hublots de la chambre de fabrication. En cas d'évacuation insuffisante des charges négatives apportées par le faisceau d'électrons et lorsque le lit de poudre est insuffisamment consolidé, un phénomène d'enfumage

survient. Pour toutes ces raisons, la caméra NIR a été placée à l'extérieur de la chambre de fabrication. Au début de ce travail de thèse, le dispositif de supportage de la caméra a dû être partiellement modifié ou intégralement reconçu en fonction de la caméra utilisée. Ce dispositif de supportage permet de bloquer les rayons X tout en laissant passer les longueurs d'onde du proche infrarouge. Un film de protection défilant en continu devant le hublot d'observation permet de protéger ce dernier de la métallisation.

Deux modes d'acquisition ont été définis. **L'acquisition couche par couche** consiste à prendre une image de la surface de construction à la fin de chaque couche, c'est-à-dire une fois que toutes les pièces ont été fusionnées. **L'acquisition en continu** consiste à prendre une série d'images avec une fréquence d'acquisition définie. L'acquisition se déroule de façon automatisée grâce à un PC extérieur qui gère la prise et l'enregistrement des images de façon synchronisée avec le déroulement de la construction.

Caractérisation *in situ* en acquisition couche par couche

L'acquisition couche par couche permet la caractérisation *in situ* de défauts typiques du procédé E-PBF. Ces défauts peuvent être détectés directement s'ils sont visibles en surface de construction au moment de l'observation et si leur taille caractéristique est au moins de l'ordre de la centaine de micromètres. Certains défauts ne sont pas directement détectables. Ils peuvent néanmoins être suspectés grâce à l'information thermique qualitative fournie par la caméra. C'est le cas pour les défauts générés par une dissipation de chaleur trop lente. La détection des défauts a été validée par un contrôle non destructif post-fabrication. Un simple contrôle visuel est souvent suffisant pour les distorsions géométriques alors qu'une analyse par tomographie aux rayons X a été nécessaire pour les défauts internes. Le **Tableau 1** récapitule les différents types des défauts détectables par acquisition couche par couche.

On distingue 4 cas possibles :

- Défauts détectés/suspectés sur les images NIR et présents dans la pièce finale.
- Défauts non détectés sur les images NIR mais présents dans la pièce finale. On peut parler de « faux négatifs ».

- Défauts détectés/suspectés sur les images NIR au moment de l'observation mais absents dans la pièce finale car « corrigés » lors de la fusion des couches suivantes qu'on pourrait qualifier de « faux positifs ».
- Défauts non détectés sur les images NIR et absents dans la pièce finale car « corrigés » lors de la fusion des couches supérieures.

	Détecté/suspecté sur images NIR	Non détecté sur images NIR
Présent dans la pièce finale	<div style="display: flex; justify-content: space-around;"> <div style="background-color: red; color: white; padding: 5px; text-align: center;">Distorsions excès d'énergie</div> <div style="background-color: red; color: white; padding: 5px; text-align: center;">Distorsions « surplomb »</div> </div> <div style="text-align: center; margin: 5px 0;"> <div style="background-color: red; color: white; padding: 5px; text-align: center;">Gonflement</div> </div> <div style="display: flex; justify-content: space-around;"> <div style="background-color: blue; color: white; padding: 5px; text-align: center;">Pores channel-like</div> <div style="background-color: blue; color: white; padding: 5px; text-align: center;">Pores-cheminées</div> </div>	<div style="display: flex; justify-content: space-between;"> <div style="border: 1px solid black; padding: 5px; text-align: center;">Défauts taille < 100 μm ≈</div> <div style="border: 1px solid black; padding: 5px; text-align: center;">Non connecté à la surface (à la prise d'image)</div> </div> <div style="text-align: center; margin: 10px 0;"> <div style="background-color: blue; color: white; padding: 5px; text-align: center;">Pore gaz occlus</div> </div>
	Connecté surf. Non corrigé	Non connecté Non corrigé
Absent de la pièce finale	Connecté surf. Corrigé	Non connecté Corrigé

Type de défauts:

Distorsion géométrique

Pores

Autres

Tableau 1 : Défauts E-PBF classés selon s'ils sont détectables ou non et selon s'ils sont présents ou non dans la pièce finale.

Caractérisation *in situ* en acquisition continue

Les images issues de l'acquisition continue fournissent des informations qualitatives sur les variations de la température de surface à travers l'évolution du niveau de gris mesurée par la caméra. Un indicateur simple permettant de rendre compte de cette évolution de niveau de gris a été proposé. Cet indicateur, noté Δtr , est mesuré pour des zones d'analyse préalablement définies. Il correspond au temps écoulé entre la fusion et l'instant où le

niveau de gris de la zone d'analyse est redescendu à une valeur cible donnée lors du refroidissement post-fusion. La valeur cible est exprimée en pourcentage du niveau de gris maximal. Le suivi de l'évolution de Δtr tout au long de la construction a pu être relié aux paramètres de la fabrication ou à la configuration géométrique de la construction.

- Une augmentation de l'énergie de fusion induira une augmentation de Δtr et inversement.
- Lorsque la dissipation d'énergie est ralentie (présence d'un surplomb), Δtr augmente.
- Lorsque la puissance moyenne est trop importante, la valeur de Δtr augmente progressivement. Contrairement aux deux premiers cas, la variation de Δtr concernera l'ensemble des zones d'analyse définies.

Afin de détecter, voire d'anticiper l'apparition de défauts, des critères sur Δtr ont été proposés. Le premier repose sur des limites basse et haute de Δtr . Le second prend en compte le taux de variation de Δtr . Lorsqu'ils ne sont pas respectés, ces deux critères jouent le rôle de lanceur d'alerte pour informer l'utilisateur de la survenue d'une anomalie. Cette démarche, testée sur des cas simples, devra être validée sur des pièces plus complexes.

Perspectives

Cinq axes de prolongement et d'amélioration du suivi *in situ* du procédé E-PBF par imagerie NIR ont été identifiés.

1. Améliorations du protocole expérimental

Quelques améliorations peuvent être apportées au protocole expérimental. Afin de transposer en milieu industriel les méthodes de caractérisation présentées dans ce manuscrit, des conditions d'acquisition standardisées doivent être définies. Il ne s'agit pas nécessairement de trouver des conditions expérimentales fixes et adaptées quel que soit le matériau, mais d'identifier des conditions permettant de détecter l'apparition d'anomalies de façon reproductible pour un matériau donné (ou au moins pour une construction avec un matériau donné). Le choix des conditions expérimentales pourra s'appuyer sur les observations faites dans cette étude.

Dans l'optique d'une détection immédiate des défauts afin d'en avertir l'opérateur, l'automatisation complète des traitements d'images pourra être envisagée afin de réaliser ces derniers pendant la fabrication. Ces traitements étaient jusqu'à présent réalisés après la construction.

Enfin, même si le filtre permettant de ne travailler que dans le proche infrarouge limite l'intensité des reflets liés aux cordons de fusion adjacents en surface, ces derniers peuvent toutefois interférer avec la qualité des résultats obtenus via les traitements d'images quel que soit le mode d'acquisition. La recherche de moyens permettant d'éliminer complètement ces reflets est à envisager.

2. Etude de pièces plus complexes se rapprochant des pièces réelles

Les stratégies de caractérisation proposées dans ce manuscrit ont été déterminées à partir de géométries simples. Il sera nécessaire de passer à des géométries plus complexes et proches de celles de pièces réelles afin de valider les caractérisations proposées. La **Figure 1** propose un premier exemple de défauts détectés sur une pièce plus complexe fabriquée en Ti-6Al-4V. Il s'agit de pores-cheminées localisés à l'interface contour/remplissage.

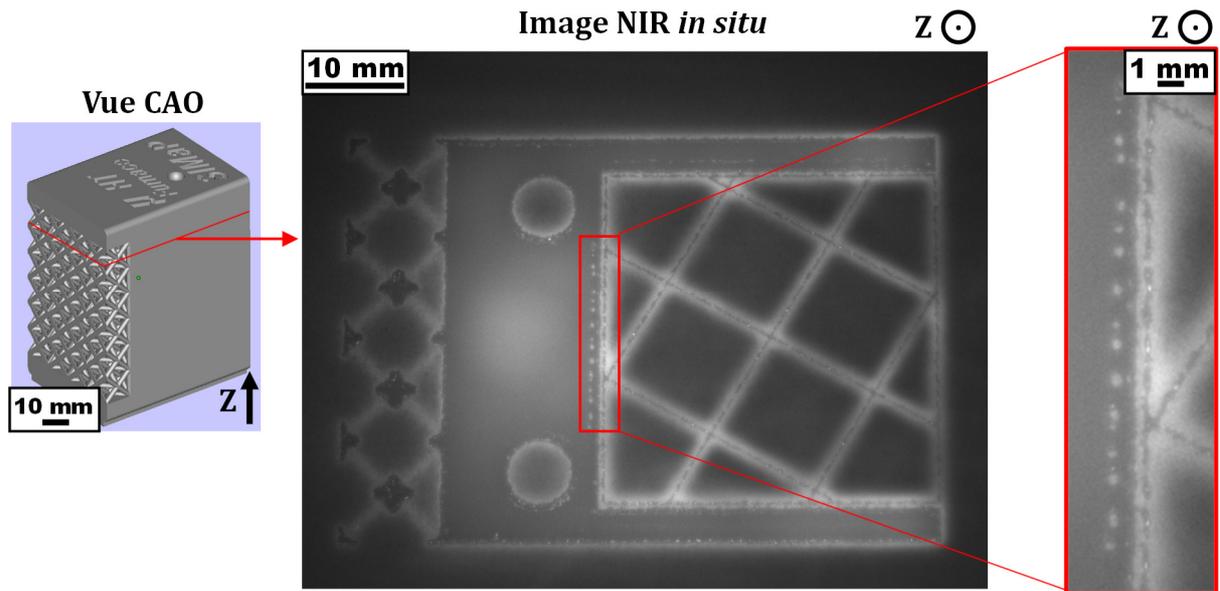


Figure 1 : Image NIR *in situ* d'une pièce complexe sur laquelle des pores-cheminées ont été révélés.

3. Etude de l'effet des propriétés radiatives du matériau

Les caractérisations menées dans cette étude ont été réalisées sur un alliage de Ti-6Al-4V. Etant donné que ces caractérisations reposent sur les informations provenant du flux émis par la surface de construction (ou du flux réfléchi par cette même surface), on peut s'attendre à un comportement différent d'un matériau à l'autre en fonction des propriétés radiatives telles que l'émissivité ou la réflectance. Mener une étude sur un matériau qui présente une réflectance très élevée, comme le cuivre ou l'aluminium, pourrait mettre en lumière des différences de comportement car la contribution réfléchi par la surface serait favorisée au détriment de la contribution émise par cette même surface. La signature thermique des défauts s'en trouverait modifiée et il serait nécessaire d'adapter les procédures de traitement des données en conséquence.

4. Vers une détection des défauts par apprentissage automatique (*machine learning*)

Le grand nombre d'images générées dans le cadre de cette étude pourrait constituer une base de données permettant de mettre en place une détection de défauts par

apprentissage automatique (approche *machine learning*). On pourrait aussi utiliser le très grand nombre de données issues des *log files*, difficilement exploitables telles quelles, en complément des images afin de croiser ces deux sources d'informations.

L'apprentissage automatique se déroule en deux étapes. La première phase d'apprentissage consiste à entraîner un logiciel en lui « apprenant » à reconnaître un défaut donné à partir de sa signature sur l'image *in situ*. La quantité de données doit être suffisamment importante pour que l'apprentissage soit fiable. Lors de la seconde phase, le logiciel réalisera seul la recherche des défauts sur les images obtenues grâce à son apprentissage. Cette méthode serait complémentaire aux algorithmes d'analyse d'images plus traditionnels proposés dans ce manuscrit.

5. Vers un contrôle du procédé par boucle fermée

Que ce soit en acquisition couche par couche ou continue, les données générées sur les défauts peuvent être utilisées pour un contrôle par boucle fermée. En fonction du type de défaut observé ou suspecté, un algorithme pourrait adapter en temps réel les paramètres de fabrication en ajustant l'énergie de fusion ou de préchauffage, la stratégie de fusion, etc. Les données issues de l'acquisition couche par couche ou de l'acquisition en continu peuvent être utilisées séparément ou conjointement. Le principe de ce contrôle par boucle fermée est illustré sur la **Figure 2** page suivante.

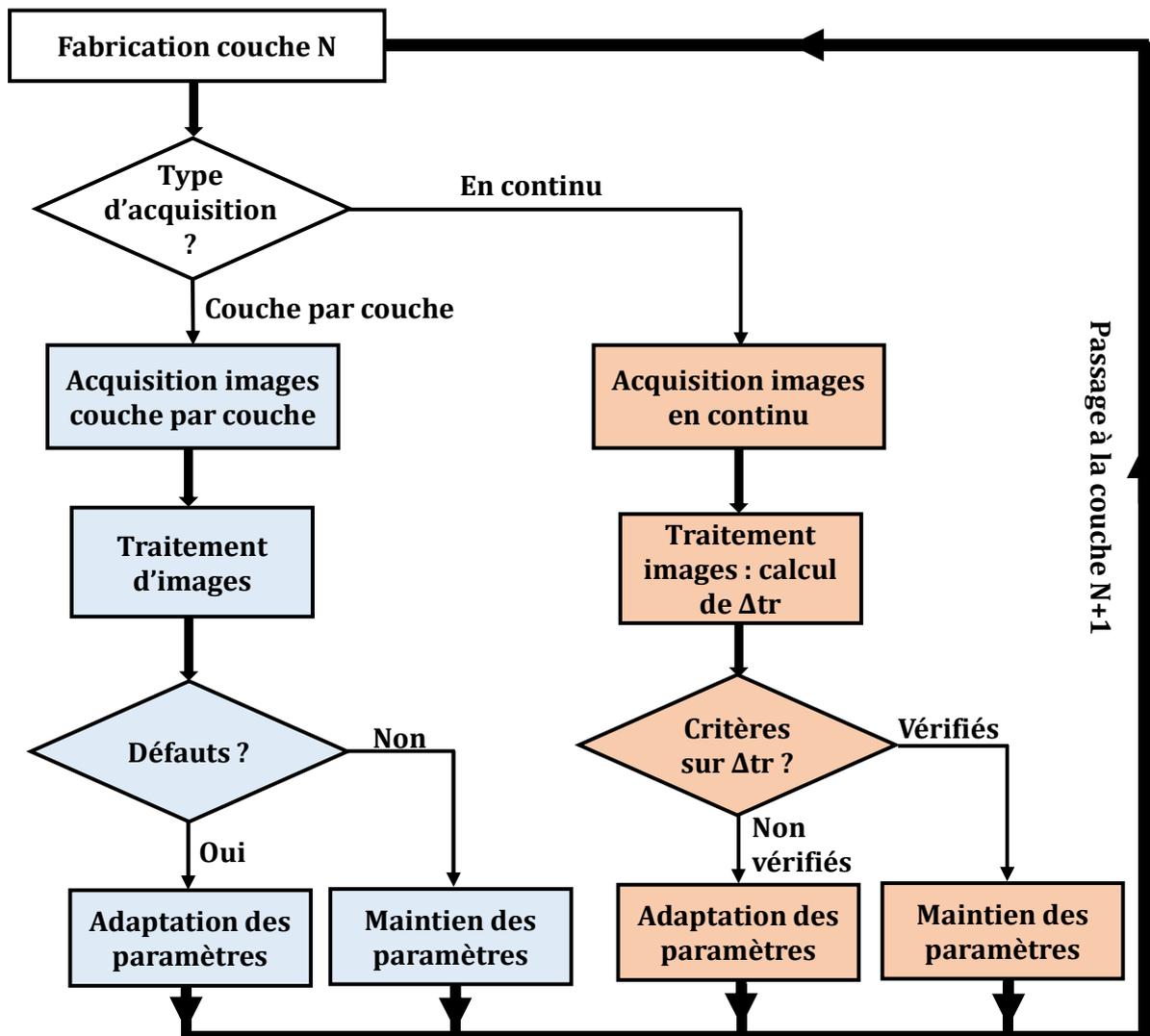


Figure 2 : Exemple d'algorithme permettant d'utiliser les données *in situ* pour un contrôle par boucle fermée du procédé E-PFB

Annexe A : Fonctions ajustant les paramètres de fusion

Durant le remplissage lors de la phase de fusion, les paramètres contrôlant le faisceau d'électrons ne sont pas constants mais dépendent de la géométrie et des dimensions des pièces fabriquées. En effet, le logiciel de contrôle de la machine E-PBF Arcam A1 (EBM Control 3.2) adapte le courant i_f et la vitesse de balayage v_f du faisceau d'électrons en fonction de la géométrie des pièces. Ces paramètres sont ajustés au moyen de **4 fonctions** déterminées par le fabricant de la machine et intégrées au logiciel de contrôle. L'ajustement des paramètres est fonction de la géométrie de la pièce fabriquée et permet de prévenir l'apparition de certains défauts. Les fonctions déterminent i_f et v_f selon la procédure présentée dans la **Figure A.1** ci-dessous. Ces fonctions sont actives pour les constructions présentées dans ce manuscrit mais il est aussi possible de les désactiver. **Les vitesses de balayage données dans ce manuscrit sont des vitesses moyennes tenant compte de l'effet de ces fonctions.**

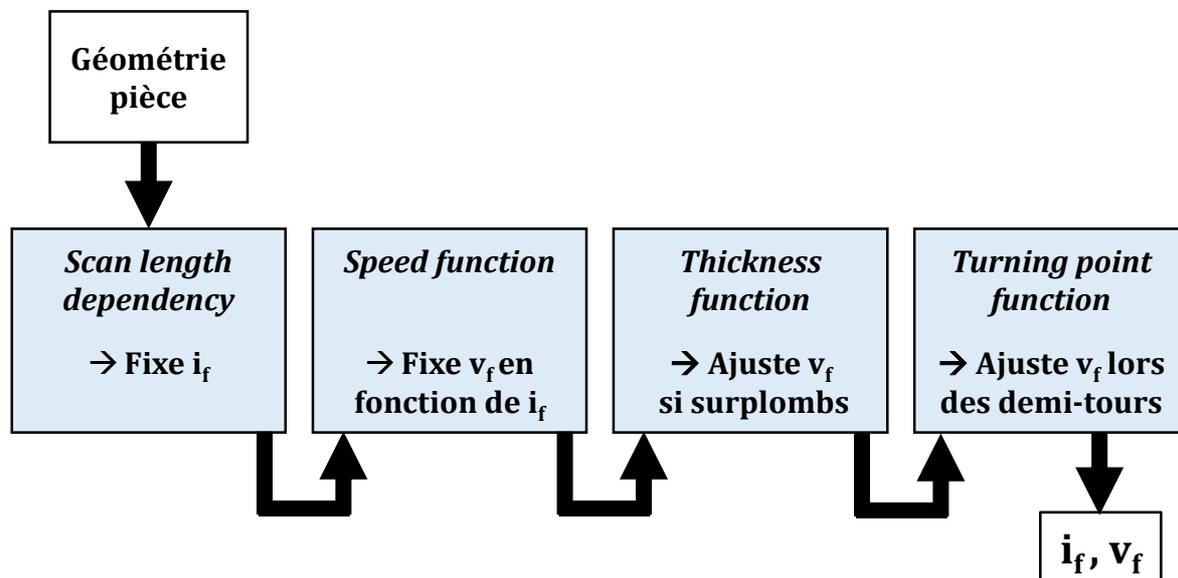


Figure A.1 : Fonctions utilisées par le logiciel EBM Control 3.2 de la machine Arcam A1 et permettant d'ajuster l'apport d'énergie en fonction de la géométrie à fabriquer.

Scan length dependency

La fonction *scan length dependency* fixe le courant i_f du faisceau d'électrons en fonction de la longueur des cordons à fusionner lors du remplissage. Plus cette longueur est grande, plus le courant sera élevé. Des valeurs de courant minimal et maximal $i_{f \min}$ et $i_{f \max}$ sont définies pour les longueurs très faibles et très élevées.

Par exemple, pour une surface rectangulaire de dimensions 15x30 mm² (voir **Figure A.2**) et en fonction de la direction de remplissage, la longueur à scanner sera soit de 15 mm ce qui donnera un courant de 4,5 mA, soit de 30 mm ce qui donnera un courant de 10,7 mA (données issues des *log files*).

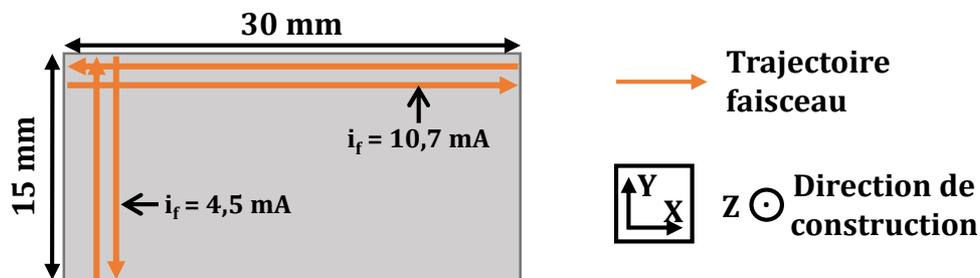


Figure A.2 : Illustration de l'effet de la *scan length dependency* sur le courant i_f .

Speed function

La *speed function* déterminera la vitesse de balayage du faisceau. D'après le fabricant, l'objectif de cette fonction est de contrôler la taille du bain de fusion en sachant que cette dernière dépend du courant du faisceau et de la vitesse de balayage. Avec cette *speed function*, la vitesse de balayage est définie en fonction :

- Du courant i_f .
- D'un paramètre sans unité et modifiable dans le logiciel de contrôle.

Lorsque le courant i_f augmente, la vitesse de balayage augmente elle aussi.

Thickness function (fonction d'épaisseur)

La *thickness function* a pour effet d'augmenter la vitesse de balayage calculée par la *speed function* afin de réduire l'apport d'énergie lors de la fabrication des zones en **surplomb**. En effet, les zones en **surplomb** reposent complètement (ou partiellement si ajout de supports) sur le lit de poudre consolidé. La conductivité thermique du lit de poudre étant inférieure à celle du matériau dense, la dissipation d'énergie est plus lente et provoque des contraintes thermomécaniques sources de distorsions géométriques. L'augmentation de vitesse due à la *thickness function* décroît progressivement comme illustré sur la **Figure A.3**. A partir d'une certaine épaisseur (4 mm ici), la *thickness function* n'a plus d'effet.

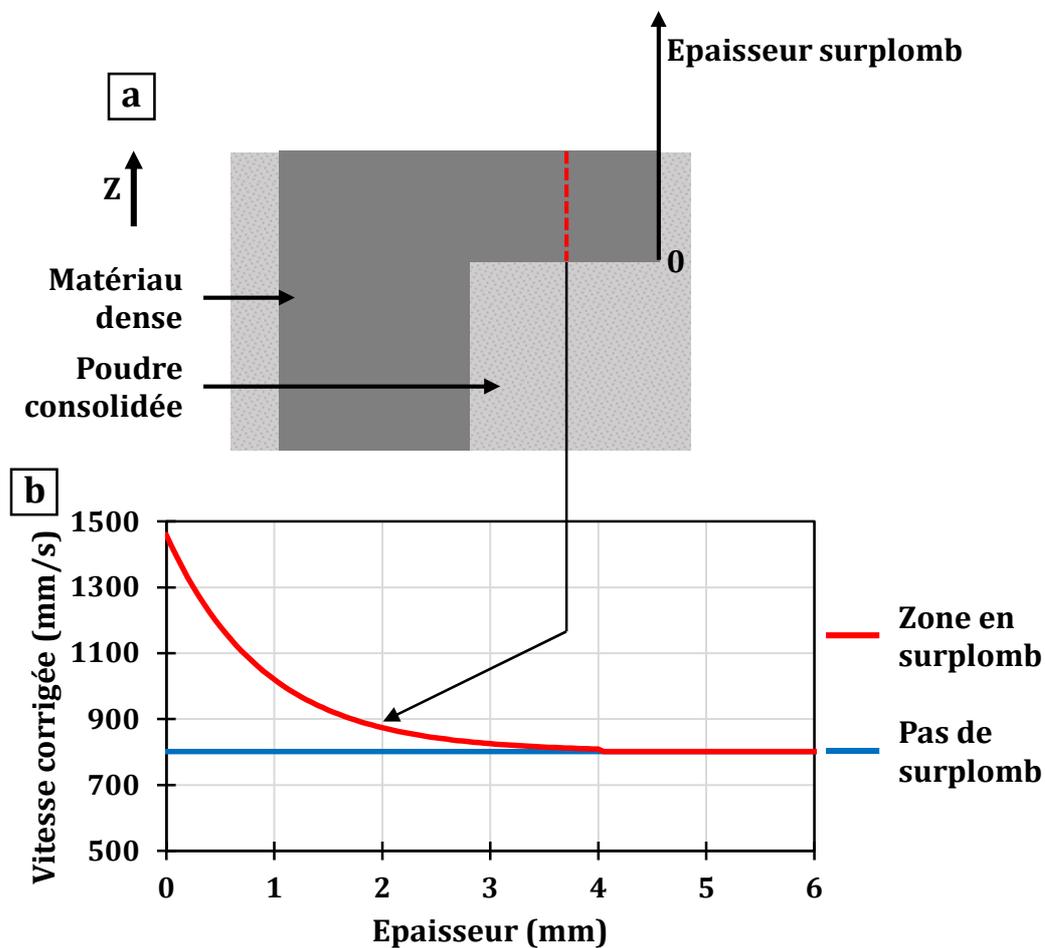


Figure A.3 : (a) Schéma d'une pièce avec une zone en surplomb. (b) Effet de la *thickness function* sur la vitesse en fonction de l'épaisseur pour la ligne pointillée en (a). La vitesse avant correction est de 800 mm/s.

Turning point function

Après application de la *speed function* puis de la *thickness function*, la *turning point function* augmente la vitesse de balayage lorsque le faisceau fait demi-tour en bout de cordon de fusion près des extrémités de la pièce. La vitesse de balayage est accrue afin d'éviter un apport d'énergie localement trop important au niveau de ces zones de demi-tour. Cette fonction est nécessaire afin d'éviter des distorsions géométriques près des bords, surtout lorsque la longueur à fusionner est courte. L'adaptation de vitesse a lieu uniquement lorsque le faisceau s'éloigne du bord (et non lorsqu'il s'approche du bord) comme illustré sur la **Figure A.4**.

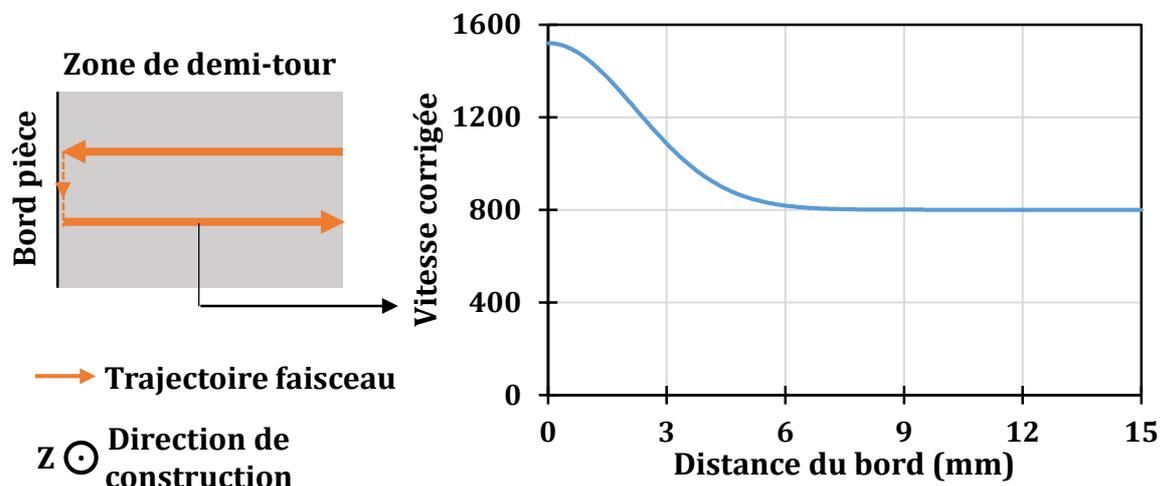


Figure A.4 : Illustration de la correction de vitesse de la *turning point function* au niveau des zones de demi-tour. La vitesse avant correction est de 800 mm/s.

Le but global de ces 4 fonctions est d'apporter une densité d'énergie adaptée à la géométrie environnante.

Annexe B : Reconception des dispositifs de supportage caméra

Caméra 3 MP : Seule la **pièce de fixation de la caméra** a été modifiée. Des vues CAO de cette pièce sont proposées ci-dessous.

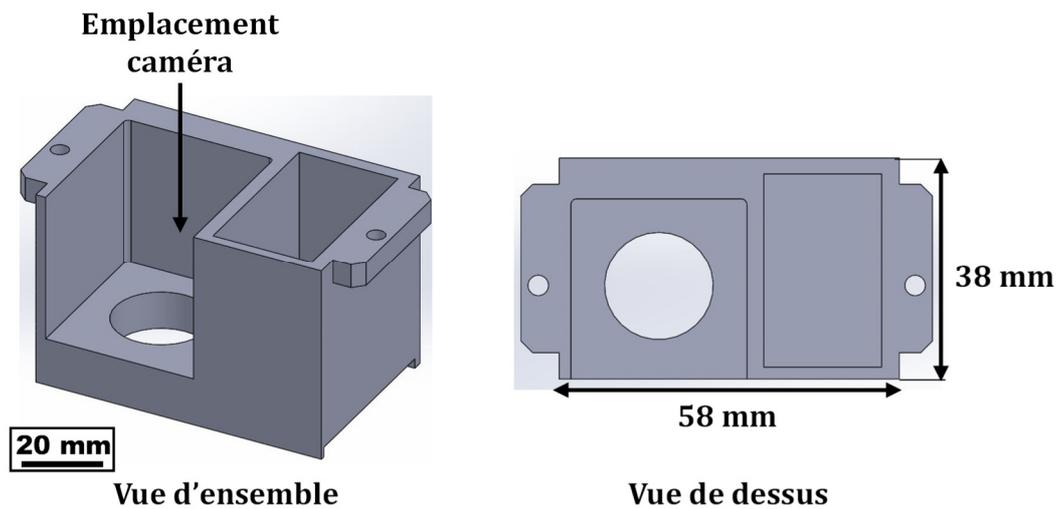


Figure B.1 : Vue CAO de la pièce de fixation de la caméra 3MP.

Caméra 12 MP : L'intégralité du **dispositif de supportage** a dû être reconçue. Une vue CAO et une photo de la pièce principale du dispositif sont présentées ci-dessous. Le plan CAO de cette pièce, plus complexe que celle qui a été modifiée pour la caméra 3MP, est disponible page suivante. Pour compléter le dispositif, il faut ajouter les autres éléments : film Kapton, hublot (dont un verre au plomb anti RX), joints d'étanchéité, capot...

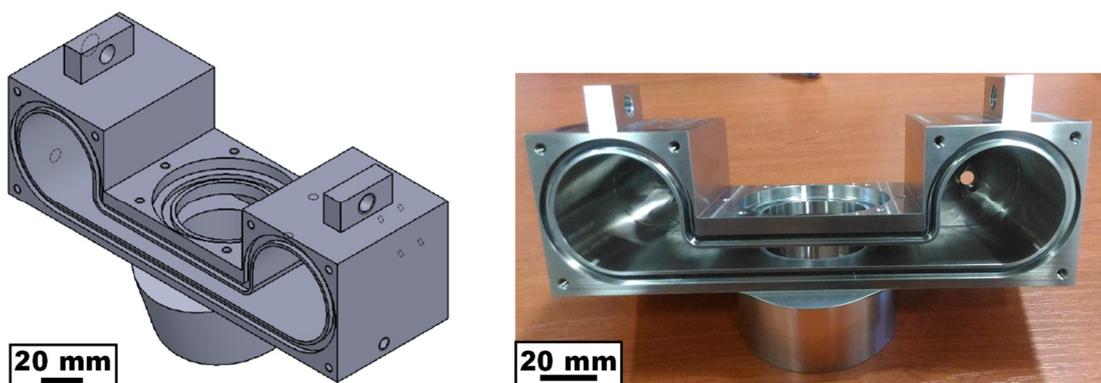


Figure B.2 : Vue CAO et photo de la pièce principale du dispositif de supportage de la caméra 12MP.

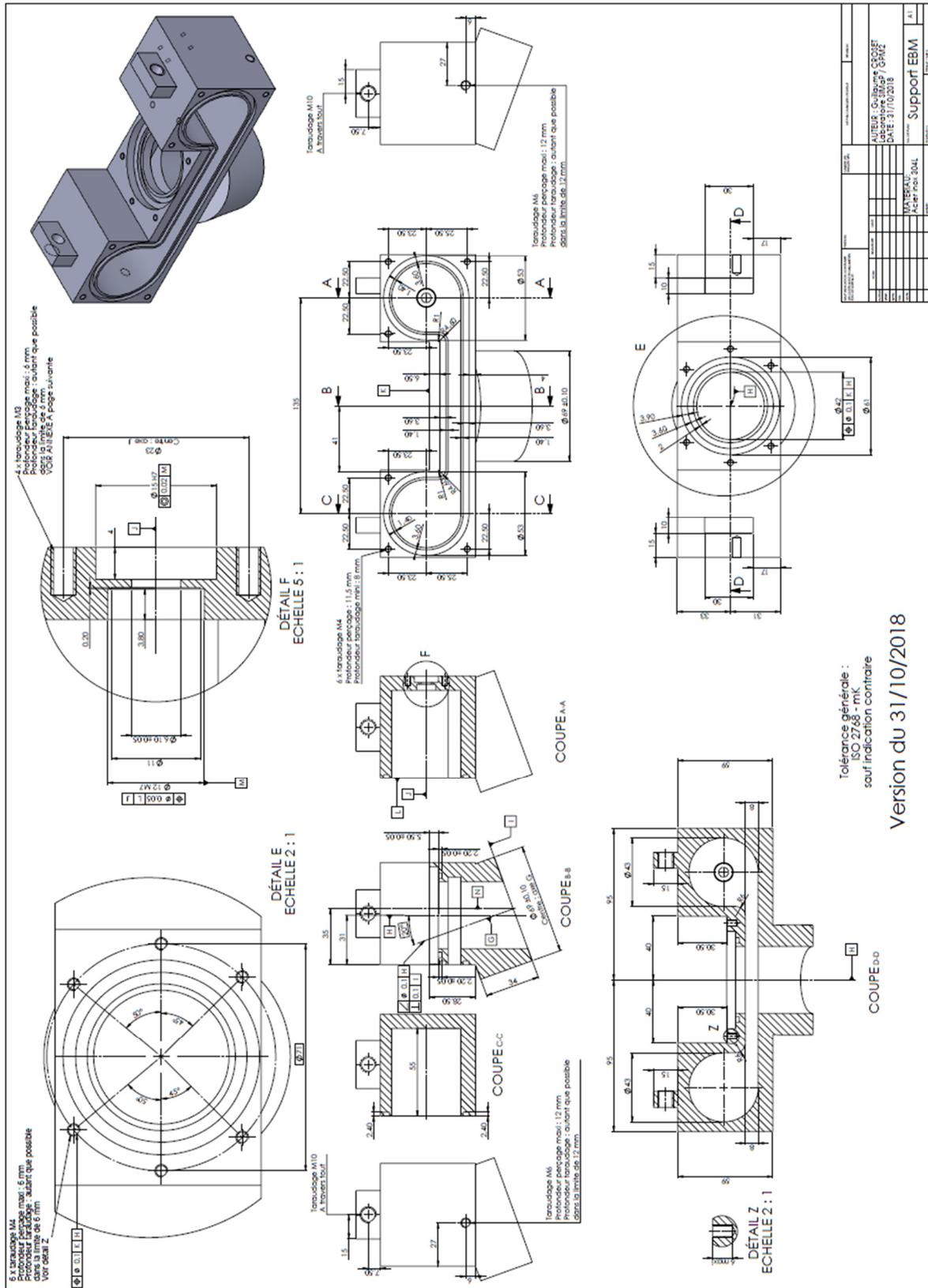


Figure B.3 : Plan CAO de la pièce principale du dispositif de supportage (caméra 12MP).

Bibliographie

- [1] C. Körner, Additive manufacturing of metallic components by selective electron beam melting — a review, *Int. Mater. Rev.* 61 (2016) 361–377.
<https://doi.org/10.1080/09506608.2016.1176289>.
- [2] Materialise Magics, (2020). <https://www.materialise.com/fr/software/magics> (accessed December 4, 2020).
- [3] B. Cheng, K. Chou, Geometric consideration of support structures in part overhang fabrications by electron beam additive manufacturing, *Comput. Des.* 69 (2015) 102–111.
<https://doi.org/10.1016/j.cad.2015.06.007>.
- [4] S. Tamas-Williams, P.J. Withers, I. Todd, P.B. Prangnell, The Effectiveness of Hot Isostatic Pressing for Closing Porosity in Titanium Parts Manufactured by Selective Electron Beam Melting, *Metall. Mater. Trans. A.* 47 (2016) 1939–1946.
<https://doi.org/10.1007/s11661-016-3429-3>.
- [5] S. Tamas-Williams, P.J. Withers, I. Todd, P.B. Prangnell, Porosity regrowth during heat treatment of hot isostatically pressed additively manufactured titanium components, *Scr. Mater.* 122 (2016) 72–76. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.05.002>.
- [6] T. Persenot, G. Martin, R. Dendievel, J.-Y. Buffière, E. Maire, Enhancing the tensile properties of EBM as-built thin parts: Effect of HIP and chemical etching, *Mater. Charact.* 143 (2018) 82–93. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.01.035>.
- [7] B. Vayre, F. Vignat, F. Villeneuve, Metallic additive manufacturing: state-of-the-art review and prospects, *Mech. Ind.* 13 (2012) 89–96. <https://doi.org/10.1051/meca/2012003>.
- [8] T. Persenot, A. Burr, R. Dendievel, J.-Y. Buffière, E. Maire, J. Lachambre, G. Martin, Fatigue performances of chemically etched thin struts built by selective electron beam melting: Experiments and predictions, *Materialia*. 9 (2020) 100589.
<https://doi.org/10.1016/j.mtla.2020.100589>.
- [9] S. Tamas-Williams, H. Zhao, F. Léonard, F. Derguti, I. Todd, P.B. Prangnell, XCT analysis of the influence of melt strategies on defect population in Ti-6Al-4V components manufactured by Selective Electron Beam Melting, *Mater. Charact.* 102 (2015) 47–61.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.02.008>.
- [10] V. Juechter, T. Scharowsky, R.F. Singer, C. Körner, Processing window and evaporation phenomena for Ti-6Al-4V produced by selective electron beam melting, *Acta Mater.* 76 (2014) 252–258. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.05.037>.
- [11] B. Cheng, K. Chou, Thermal Stresses Associated with Part Overhang Geometry in Electron Beam Additive Manufacturing: Process Parameter Effects, in: *25th Annu. Int. Solid Free. Fabr. Symp.*, 2014: pp. 1076–1087.
- [12] T.H. Vo, M. Museau, F. Vignat, F. Villeneuve, Y. Ledoux, A. Ballu, Typology of geometrical defects in Electron Beam Melting, in: *Procedia CIRP*, 2018: pp. 92–97.
<https://doi.org/10.1016/j.procir.2018.04.033>.

- [13] S.M. Gaytan, L.E. Murr, F. Medina, E. Martinez, M.I. Lopez, R.B. Wicker, Advanced metal powder based manufacturing of complex components by electron beam melting, *Mater. Technol.* 24 (2009) 180–190. <https://doi.org/10.1179/106678509X12475882446133>.
- [14] X. Gong, T. Anderson, K. Chou, Review on Powder-Based Electron Beam Additive Manufacturing Technology, in: *Proc. ASME/ISCIE 2012 Int. Symp. Flex. Autom.*, 2012: pp. 507–515. <https://doi.org/10.1115/ISFA2012-7256>.
- [15] E. Chauvet, P. Kontis, E.A. Jäggle, B. Gault, D. Raabe, C. Tassin, J.-J. Blandin, R. Dendievel, B. Vayre, S. Abed, G. Martin, Hot cracking mechanism affecting a non-weldable Ni-based superalloy produced by selective electron Beam Melting, *Acta Mater.* 142 (2018) 82–94. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.09.047>.
- [16] R. Cunningham, A. Nicolas, J. Madsen, E. Fodran, E. Anagnostou, M.D. Sangid, A.D. Rollett, Analyzing the effects of powder and post-processing on porosity and properties of electron beam melted Ti-6Al-4V, *Mater. Res. Lett.* 5 (2017) 516–525. <https://doi.org/10.1080/21663831.2017.1340911>.
- [17] H. Gong, K. Rafi, T. Starr, B. Stucker, The Effects of Processing Parameters on Defect Regularity in Ti-6Al-4V Parts Fabricated By Selective Laser Melting and Electron Beam Melting, in: *24th Annu. Int. Solid Free. Fabr. Symp.*, 2013: pp. 424–439.
- [18] A. Bauereiß, T. Scharowsky, C. Körner, Defect generation and propagation mechanism during additive manufacturing by selective beam melting, *J. Mater. Process. Technol.* 214 (2014) 2522–2528. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.05.002>.
- [19] Z.C. Cordero, R.B. Dinwiddie, D. Immel, R.R. Dehoff, Nucleation and growth of chimney pores during electron-beam additive manufacturing, *J. Mater. Sci.* 52 (2017) 3429–3435. <https://doi.org/10.1007/s10853-016-0631-z>.
- [20] A.J. Brooks, J. Ge, M.M. Kirka, R.R. Dehoff, H.Z. Bilheux, N. Kardjilov, I. Manke, L.G. Butler, Porosity detection in electron beam-melted Ti-6Al-4V using high-resolution neutron imaging and grating-based interferometry, *Prog. Addit. Manuf.* 2 (2017) 125–132. <https://doi.org/10.1007/s40964-017-0025-z>.
- [21] T. Persenot, A. Burr, G. Martin, J.-Y. Buffière, R. Dendievel, E. Maire, Effect of build orientation on the fatigue properties of as-built Electron Beam Melted Ti-6Al-4V alloy, *Int. J. Fatigue.* 118 (2019) 65–76. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.08.006>.
- [22] Z.C. Cordero, H.M. Meyer, P. Nandwana, R.R. Dehoff, Powder bed charging during electron-beam additive manufacturing, *Acta Mater.* 124 (2017) 437–445. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.11.012>.
- [23] J. Raplee, A. Plotkowski, M.M. Kirka, R. Dinwiddie, A. Okello, R.R. Dehoff, S.S. Babu, Thermographic Microstructure Monitoring in Electron Beam Additive Manufacturing, *Sci. Rep.* 7 (2017) 43554. <https://doi.org/10.1038/srep43554>.
- [24] W.J. Sames, F.A. List, S. Pannala, R.R. Dehoff, S.S. Babu, The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing, *Int. Mater. Rev.* 61 (2016) 315–360. <https://doi.org/10.1080/09506608.2015.1116649>.

- [25] S.K. Everton, M. Hirsch, P. Stravroulakis, R.K. Leach, A.T. Clare, Review of in-situ process monitoring and in-situ metrology for metal additive manufacturing, *Mater. Des.* 95 (2016) 431–445. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.01.099>.
- [26] M. Grasso, B.M. Colosimo, Process defects and in situ monitoring methods in metal powder bed fusion: a review, *Meas. Sci. Technol.* 28 (2017) 044005. <https://doi.org/10.1088/1361-6501/aa5c4f>.
- [27] M. Mani, B.M. Lane, M.A. Donmez, S.C. Feng, S.P. Moylan, A review on measurement science needs for real-time control of additive manufacturing metal powder bed fusion processes, *Int. J. Prod. Res.* 55 (2017) 1400–1418. <https://doi.org/10.1080/00207543.2016.1223378>.
- [28] M. Pavlov, M. Doubenskaia, I. Smurov, Pyrometric analysis of thermal processes in SLM technology, in: *Phys. Procedia*, 2010: pp. 523–531. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2010.08.080>.
- [29] S. Clijsters, T. Craeghs, S. Buls, K. Kempen, J.-P. Kruth, In situ quality control of the selective laser melting process using a high-speed, real-time melt pool monitoring system, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 75 (2014) 1089–1101. <https://doi.org/10.1007/s00170-014-6214-8>.
- [30] I. Yadroitsev, P. Krakhmalev, I. Yadroitsava, Selective laser melting of Ti6Al4V alloy for biomedical applications: Temperature monitoring and microstructural evolution, *J. Alloys Compd.* 583 (2014) 404–409. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.08.183>.
- [31] P. Vinson, C. Colin, J.-D. Bartout, In-situ observation of process instabilities during selective laser melting of metallic powder, in: *Int. Congr. Appl. Lasers Electro-Optics*, 2014: pp. 1072–1076. <https://doi.org/10.2351/1.5063026>.
- [32] H. Krauss, C. Eschey, M.F. Zaeh, Thermography for Monitoring the Selective Laser Melting Process, in: *23rd Annu. Int. Solid Free. Fabr. Symp.*, 2012: pp. 999–1014.
- [33] M. Grasso, V. Laguzza, Q. Semeraro, B.M. Colosimo, In-Process Monitoring of Selective Laser Melting: Spatial Detection of Defects Via Image Data Analysis, *J. Manuf. Sci. Eng.* 139 (2017) 051001. <https://doi.org/10.1115/1.4034715>.
- [34] V. Gunenthiram, P. Peyre, M. Schneider, M. Dal, F. Coste, R. Fabbro, Analysis of laser–melt pool–powder bed interaction during the selective laser melting of a stainless steel, *J. Laser Appl.* 29 (2017) 022303. <https://doi.org/10.2351/1.4983259>.
- [35] V. Gunenthiram, Compréhension de la formation de porosités en fabrication additive (LBM). Analyse expérimentale de l'interaction laser – lit de poudre – bain liquide, Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2018.
- [36] C.L.A. Leung, S. Marussi, R.C. Atwood, M. Towrie, P.J. Withers, P.D. Lee, In situ X-ray imaging of defect and molten pool dynamics in laser additive manufacturing, *Nat. Commun.* 9 (2018) 1355. <https://doi.org/10.1038/s41467-018-03734-7>.
- [37] P. Lhuissier, X. Bataillon, C. Maestre, J. Sijobert, E. Cabrol, P. Bertrand, E. Boller, A. Rack, J.-J. Blandin, L. Salvo, G. Martin, In situ 3D X-ray microtomography of laser-based powder-bed fusion (L-PBF)—A feasibility study, *Addit. Manuf.* 34 (2020) 101271. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101271>.

- [38] J. Schwerdtfeger, R.F. Singer, C. Körner, In situ flaw detection by IR-imaging during electron beam melting, *Rapid Prototyp. J.* 18 (2012) 259–263.
<https://doi.org/10.1108/13552541211231572>.
- [39] R.B. Dinwiddie, R.R. Dehoff, P.D. Lloyd, L.E. Lowe, J.B. Ulrich, Thermographic in-situ process monitoring of the electron-beam melting technology used in additive manufacturing, in: *Proc. SPIE 8705, Thermosense Therm. Infrared Appl. XXXV*, 2013: p. 87050K.
<https://doi.org/10.1117/12.2018412>.
- [40] S. Ridwan, J. Mireles, S.M. Gaytan, D. Espalin, R.B. Wicker, Automatic layerwise acquisition of thermal and geometric data of the electron beam melting process using infrared thermography, in: *25th Annu. Int. Solid Free. Fabr. Symp.*, 2014: pp. 343–352.
- [41] J. Mireles, S. Ridwan, P.A. Morton, A. Hinojos, R.B. Wicker, Analysis and correction of defects within parts fabricated using powder bed fusion technology, *Surf. Topogr. Metrol. Prop.* 3 (2015) 034002. <https://doi.org/10.1088/2051-672X/3/3/034002>.
- [42] J. Mireles, C. Terrazas, S.M. Gaytan, D.A. Roberson, R.B. Wicker, Closed-loop automatic feedback control in electron beam melting, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 78 (2015) 1193–1199. <https://doi.org/10.1007/s00170-014-6708-4>.
- [43] E. Rodriguez, F. Medina, D. Espalin, C. Terrazas, D. Muse, C. Henry, E. MacDonald, R.B. Wicker, Integration of a Thermal Imaging Feedback Control System in Electron Beam Melting, in: *23rd Annu. Int. Solid Free. Fabr. Symp.*, 2012: pp. 945–961.
- [44] E. Rodriguez, J. Mireles, C.A. Terrazas, D. Espalin, M.A. Perez, R.B. Wicker, Approximation of absolute surface temperature measurements of powder bed fusion additive manufacturing technology using in situ infrared thermography, *Addit. Manuf.* 5 (2015) 31–39.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2014.12.001>.
- [45] R.B. Dinwiddie, M.M. Kirka, P.D. Lloyd, R.R. Dehoff, L.E. Lowe, G.S. Marlow, Calibrating IR cameras for in-situ temperature measurement during the electron beam melt processing of Inconel 718 and Ti-Al6-V4, in: *Proc. SPIE 9861, Thermosense Therm. Infrared Appl. XXXVIII*, 2016: p. 986107. <https://doi.org/10.1117/12.2229070>.
- [46] J. Raplee, A. Plotkowski, M.M. Kirka, R. Dinwiddie, R.R. Dehoff, S.S. Babu, Understanding the thermal sciences in the electron beam melting process through in-situ process monitoring, in: *Proc. SPIE 10169, Nondestruct. Charact. Monit. Adv. Mater. Aerospace, Civ. Infrastruct.*, 2017: p. 1016900. <https://doi.org/10.1117/12.2263315>.
- [47] J. Mireles, C. Terrazas, F. Medina, R. Wicker, Automatic Feedback Control in Electron Beam Melting Using Infrared Thermography, in: *24th Annu. Int. Solid Free. Fabr. Symp.*, 2013: pp. 708–717.
- [48] P.M. Cordero, J. Mireles, S. Ridwan, R.B. Wicker, Evaluation of monitoring methods for electron beam melting powder bed fusion additive manufacturing technology, *Prog. Addit. Manuf.* 2 (2017) 1–10. <https://doi.org/10.1007/s40964-016-0015-6>.
- [49] S. Yoder, S. Morgan, C. Kinzy, E. Barnes, M. Kirka, V. Paquit, P. Nandwana, A. Plotkowski, R.R. Dehoff, S.S. Babu, Characterization of topology optimized Ti-6Al-4V components using electron beam powder bed fusion, *Addit. Manuf.* 19 (2018) 184–196.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.12.001>.

- [50] B. Cheng, S. Price, J. Lydon, K. Cooper, K. Chou, On Process Temperature in Powder-Bed Electron Beam Additive Manufacturing: Model Development and Validation, *J. Manuf. Sci. Eng.* 136 (2014) 061018. <https://doi.org/10.1115/1.4028484>.
- [51] S. Price, J. Lydon, K. Cooper, K. Chou, Experimental temperature analysis of powder-based electron beam additive manufacturing, in: 24th Annu. Int. Solid Free. Fabr. Symp., 2013: pp. 162–173.
- [52] M. Grasso, G. Valsecchi, B.M. Colosimo, Powder bed irregularity and hot-spot detection in electron beam melting by means of in-situ video imaging, *Manuf. Lett.* 24 (2020) 47–51. <https://doi.org/10.1016/j.mfglet.2020.03.011>.
- [53] S. Yoder, P. Nandwana, V. Paquit, M. Kirka, A. Scopel, R.R. Dehoff, S.S. Babu, Approach to qualification using E-PBF in-situ process monitoring in Ti-6Al-4V, *Addit. Manuf.* 28 (2019) 98–106. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.03.021>.
- [54] N. Boone, C. Zhu, C. Smith, I. Todd, J.R. Willmott, Thermal near infrared monitoring system for electron beam melting with emissivity tracking, *Addit. Manuf.* 22 (2018) 601–605. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2018.06.004>.
- [55] S. Price, K. Cooper, K. Chou, Evaluations of temperature measurements by near-infrared thermography in powder-based electron-beam additive manufacturing, in: 23rd Annu. Int. Solid Free. Fabr. Symp., 2012: pp. 761–773.
- [56] S.E. Oltean, M. Abrudean, Advanced Control of the Electron Beam Welding, *J. Control Eng. Appl. Informatics.* 10 (2008) 40–48.
- [57] C. Arnold, C. Pobel, F. Osmanlic, C. Körner, Layerwise monitoring of electron beam melting via backscatter electron detection, *Rapid Prototyp. J.* 24 (2018) 1401–1406. <https://doi.org/10.1108/RPJ-02-2018-0034>.
- [58] C. Arnold, J. Böhm, C. Körner, In Operando Monitoring by Analysis of Backscattered Electrons during Electron Beam Melting, *Adv. Eng. Mater.* 22 (2020) 1901102. <https://doi.org/10.1002/adem.201901102>.
- [59] C.R. Pobel, C. Arnold, F. Osmanlic, Z. Fu, C. Körner, Immediate development of processing windows for selective electron beam melting using layerwise monitoring via backscattered electron detection, *Mater. Lett.* 249 (2019) 70–72. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.03.048>.
- [60] H. Wong, D. Neary, E. Jones, P. Fox, C. Sutcliffe, Pilot feedback electronic imaging at elevated temperatures and its potential for in-process electron beam melting monitoring, *Addit. Manuf.* 27 (2019) 185–198. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.02.022>.
- [61] H. Wong, D. Neary, S. Shahzad, E. Jones, P. Fox, C. Sutcliffe, Pilot investigation of feedback electronic image generation in electron beam melting and its potential for in-process monitoring, *J. Mater. Process. Technol.* 266 (2019) 502–517. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.10.016>.
- [62] H. Wong, D. Neary, E. Jones, P. Fox, C. Sutcliffe, Benchmarking spatial resolution in electronic imaging for potential in-situ Electron Beam Melting monitoring, *Addit. Manuf.* 29 (2019) 100829. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.100829>.

- [63] D.C. Zhao, F. Lin, Dual-detector electronic monitoring of electron beam selective melting, *J. Mater. Process. Technol.* 289 (2021) 116935. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116935>.
- [64] D. Pajani, *Thermographie - Principes et mesure, Techniques de l'Ingénieur*, (2013) R2740 V2.
- [65] FLIR Systems, *R&D Cours industriel - Transferts radiatifs et thermographie*, 2014.
- [66] J. Cardoso, O. GomezDaza, L. Ixtlilco, M.T.S. Nair, P.K. Nair, Conductive copper sulfide thin films on polyimide foils, *Semicond. Sci. Technol.* 16 (2001) 123–127. <https://doi.org/10.1088/0268-1242/16/2/311>.
- [67] S.S. Sih, J.W. Barlow, The Prediction of the Emissivity and Thermal Conductivity of Powder Beds, *Part. Sci. Technol.* 22 (2004) 427–440. <https://doi.org/10.1080/02726350490501682>.
- [68] L. Kauder, *Spacecraft Thermal Control Coatings References*, NASA/TP–2005–212792. (2005).
- [69] C.O.S. Sorzano, P. Thévenaz, M. Unser, Elastic Registration of Biological Images Using Vector-Spline Regularization, *IEEE Trans. Biomed. Eng.* 52 (2005) 652–663. <https://doi.org/10.1109/TBME.2005.844030>.
- [70] I. Arganda-Carreras, C.O.S. Sorzano, R. Marabini, J.M. Carazo, C. Ortiz-de-Solorzano, J. Kybic, Consistent and Elastic Registration of Histological Sections Using Vector-Spline Regularization, in: *Comput. Vis. Approaches to Med. Image Anal. CVAMIA 2006. Lect. Notes Comput. Sci. Vol 4241*, 2006: pp. 85–95. https://doi.org/10.1007/11889762_8.
- [71] T.-Y. Cheng, D. Deng, C. Herman, Curvature Effect Quantification for In-Vivo IR Thermography, in: *Proc. ASME 2012 Int. Mech. Eng. Congr. Expo. Vol. 2 Biomed. Biotechnol.*, 2012: pp. 127–133. <https://doi.org/10.1115/IMECE2012-88105>.
- [72] What is Surfi-Sculpt?, (2020). <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/faqs/faq-what-is-surfi-sculpt> (accessed December 26, 2020).
- [73] C.J. Smith, S. Tammam-Williams, E. Hernandez-Nava, I. Todd, Tailoring the thermal conductivity of the powder bed in Electron Beam Melting (EBM) Additive Manufacturing, *Sci. Rep.* 7 (2017) 10514. <https://doi.org/10.1038/s41598-017-11243-8>.

Résumé

Le procédé de fabrication additive par fusion sur lit de poudre par faisceau d'électrons (E-PBF) permet la réalisation de pièces métalliques par fusion sélective de couches successives. Il peut cependant générer des défauts dans les pièces fabriquées. Afin d'améliorer la fiabilité de ce procédé, le besoin de contrôles *in situ* (pendant la fabrication) est devenu une exigence forte. L'objectif de ce travail est de mettre en place des stratégies de suivi *in situ* de la fabrication additive E-PBF. L'outil sélectionné est une caméra proche infrarouge (NIR) permettant d'obtenir des images des pièces en cours de fabrication. Un dispositif expérimental permettant de réaliser les acquisitions à l'aide d'une caméra proche infrarouge de façon automatisée a été mis en place en prenant en compte l'environnement contraignant (haute température, vide, dépôt de métal sur les parois). Deux stratégies de contrôle sont proposées. La première vise à prendre une image de chaque couche fabriquée, en l'occurrence à l'issue de l'étape de fusion. Des routines d'analyse d'images ont été développées et permettent d'identifier et de localiser les défauts (distorsions géométriques, porosités) à partir de leur signature thermique sur les images NIR. Une méthode de contrôle non destructif (tomographie aux rayons X) permet de valider la détection des défauts internes. La seconde stratégie de caractérisation consiste à réaliser l'acquisition d'images en continu afin d'analyser l'évolution temporelle des niveaux de gris, cette dernière apportant des informations reliées aux changements de température. Une méthodologie permettant de détecter, voire d'anticiper certains défauts liés à l'apport d'énergie délivrée par le faisceau d'électrons est proposée. Les deux stratégies de caractérisation doivent permettre de repérer les défauts au plus vite afin de mettre en place une action corrective dans la cadre d'un futur contrôle du procédé par une boucle fermée.

Abstract

Electron beam Powder Bed Fusion (E-PBF) is an additive manufacturing process that allows metallic parts to be built by selectively melting successive layers of powder. However, this process can generate defects in the fabricated parts. To improve the reliability of this process, there is a need to develop in-situ monitoring imaging techniques. The main objective of this work is to set up strategies to characterize in-situ the E-PBF process. The selected tool is a near-infrared (NIR) camera employed to obtain images of the parts being manufactured. The first part of the work has been dedicated to setting up an experimental device allowing to acquire near-infrared images in an automated way and by taking into account the constrained environment of E-PBF (high temperature, vacuum, metal deposit on the walls). Two strategies of in-situ monitoring of E-PBF are suggested. The first one aims at taking one image per layer, just after the melting stage. Image analysis routines were developed and allow to identify and determine the spatial distribution of the defects (geometrical distortions, porosity) from their thermal signatures on the NIR-images. The detection of internal defects is validated with a non-destructive characterization (X-rays computed tomography). The second strategy consists of carrying out continuous image acquisition to analyze the temporal evolution of the grey level which is directly related to temperature changes. A methodology allowing to detect, even to anticipate given defects related to the energy delivered by the electron beam has been proposed. Those two approaches should allow the defects to be identified as quickly as possible to apply a correction within the framework of future closed-loop process control.