



**HAL**  
open science

# Fatigue des aciers élaborés par fabrication additive L-PBF : approche thermomécanique et comparaison de stratégies de fabrication

Corentin Douellou

► **To cite this version:**

Corentin Douellou. Fatigue des aciers élaborés par fabrication additive L-PBF : approche thermomécanique et comparaison de stratégies de fabrication. Génie mécanique [physics.class-ph]. Université Clermont Auvergne [2017-2020], 2020. Français. NNT : 2020CLFAC019 . tel-03023001

**HAL Id: tel-03023001**

**<https://theses.hal.science/tel-03023001v1>**

Submitted on 25 Nov 2020

**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.

THESE  
Pour l'obtention du grade de docteur de l'université Clermont Auvergne

---

# Fatigue des aciers élaborés par fabrication additive L-PBF : approche thermomécanique et comparaison de stratégies de fabrication

---

Corentin DOUELLOU

Présentée et soutenue publiquement le 10 Juillet 2020

**Composition du Jury :**

M. Jean-Yves Hascoët, Professeur des Universités, Ecole Centrale de Nantes, IRCCyN, Président  
Mme Shabnam Arbab-Chirani, Professeure des Universités, ENIB, IRDL, Rapporteur  
M. Eric Maire, Directeur de recherche CNRS, INSA de Lyon, MatéIS, Rapporteur  
M. Fabien Lefebvre, Docteur, Cetim, pôle FCM, examinateur  
M. Frédéric Sar, Docteur, AddUp, examinateur  
M. Xavier Balandraud, Professeur des Universités, Sigma-Clermont, IP, directeur de thèse, examinateur  
M. Emmanuel Duc, Professeur des Universités, Sigma-Clermont, IP, co-directeur de thèse, examinateur

**Invité :**

M. Benoit Verquin, Cetim, pôle PPI



## Remerciements

Cette thèse a été préparée à Sigma-Clermont, avec le laboratoire « Institut Pascal » de l'Université Clermont-Auvergne. Ce projet a été financé par la région Auvergne-Rhône-Alpes (projet « Ressourcement Fabrication Additive »). Les travaux ont également été conduits en collaboration avec des partenaires industriels, notamment AddUp et le Cetim.

Je souhaite remercier en premier lieu les membres de mon jury pour avoir accepté d'examiner mon travail, ainsi que pour tous leurs conseils et remarques avisés. Je tiens à remercier particulièrement Prof. Jean-Yves Hascoët pour m'avoir fait l'honneur de présider le jury. Je veux également remercier Prof. Shabnam Arbab-Chirani et Prof. Eric Maire, rapporteurs du présent manuscrit de thèse. Bien évidemment je tiens à remercier chaleureusement MM. Frédéric Sar et Fabien Lefebvre pour avoir non seulement examiné mon travail, mais aussi supervisé le projet avec beaucoup de justesse et de bienveillance durant ces trois années de travail.

Je tiens à remercier Prof. Xavier Balandraud, directeur de thèse, pour son support précieux. Je veux le remercier pour son engagement remarquable et sans concession dans le suivi de ma thèse. Sa confiance et son caractère passionné m'ont permis de développer mes compétences et ma méthode de travail. Je tiens à remercier également Prof. Emmanuel Duc, co-directeur de thèse, pour son soutien, ses conseils toujours avisés et précis... et pour son sens de l'humour aussi ! Grâce à vous, messieurs, les trois années de thèse auront été une expérience riche professionnellement mais aussi humainement.

Je veux remercier sincèrement tous les collaborateurs d'AddUp et du Cetim. Si j'ai déjà mentionné MM. Frédéric Sar et Fabien Lefebvre, je tiens tout autant à remercier MM. Benoit Verquin, Sébastien Lebel, Etienne Blanchet, Gilles Walrand, Didier Eyermann pour leur accompagnement. Merci à tous les autres avec qui j'ai pu travailler et échanger : Fabrice, Jimmy, Vincent, Philippe, Jean-Baptiste, Nadine, *etc.*

J'adresse mes remerciements à Mme. Sophie Commereuc, directrice de Sigma-Clermont et Evelyne Gil, directrice de l'Institut Pascal pour m'avoir accueilli dans leurs établissements durant ces années de thèse.

Je tiens à remercier également tous les membres des services administratifs. Merci tout particulièrement à Jacqueline, Malika, Christelle et Amandine pour leur grande efficacité et leur enthousiasme.

Je remercie chaleureusement tous mes collègues et amis de Sigma-Clermont. Merci bien évidemment à la « coffee team » : Zine, Quentin, Siddharth, Rym et Dimitri. Merci également à Pierre, Adrien, Dana, Dong, Jean-Baptiste, *etc.* Je ne cite que quelques-uns des plus anciens car la liste est très longue, mais les moments passés avec chacun, des pauses café jusqu'aux parties de bowling, resteront

d'excellents souvenirs. Un remerciement spécial à Benoit et Cécile pour leurs conseils sur les plans professionnel et scientifique.

Merci également à mes amis de plus longue date, du lycée et de *prépa*, pour votre présence même après toutes ces années !

Enfin ; j'adresse mille mercis aux membres de ma famille. Merci à mes parents, mes grands-parents, mes frères et sœurs, mes neveux et nièces et mes deux filleuls, ... Jamais je n'aurais pu « survivre » jusqu'ici sans votre présence et votre soutien inconditionnel ! Merci. Une pensée toute particulière va à mes grands-pères, Baptiste et Pierre, ainsi qu'à tous qui ne sont plus présents pour partager ces moments en famille, bien que leurs bons souvenirs restent gravés à jamais dans nos cœurs et nos esprits.

---

« Puisqu'on ne peut être universel en sachant tout ce qui se peut savoir sur tout, il faut savoir peu de tout. [...] Il est bien plus beau de savoir quelque chose de tout que de savoir tout d'une chose. »

Blaise Pascal ; Les pensées (1670)



---

# Table des matières

---

<b>Table des matières</b> .....	<b>7</b>
<b>Liste des figures</b> .....	<b>11</b>
<b>Liste des tableaux</b> .....	<b>15</b>
<b>Glossaire</b> .....	<b>17</b>
<b>Introduction générale</b> .....	<b>19</b>
<b>Chapitre I – Rappels et état de l’art</b> .....	<b>25</b>
I.1 Contexte scientifique et industriel de la FA.....	25
I.1.1 Bref historique et enjeux.....	26
I.1.2 Etat des lieux de la publication scientifique sur la fabrication de aciers en L-PBF.....	29
I.2 Fusion laser de poudre métallique .....	30
I.2.1 Principes et notions à définir .....	30
I.2.2 Quelques ordres de grandeur .....	31
I.3 Comportement mécanique des pièces métalliques issues de L-PBF .....	32
I.3.1 Performances en sollicitation statique .....	32
I.3.2 Performances en fatigue .....	36
I.3.3 Origines des comportements mécaniques atypiques en FA.....	39
I.4 Utilisation de la thermographie IR pour l’étude des performances en fatigue.....	45
I.4.1 Méthodes traditionnelles de caractérisation en fatigue.....	46
I.4.2 Estimation de la limite de fatigue par étude de l’auto-échauffement.....	48
I.5 Principe général de la reconstruction de sources de chaleur.....	50
I.5.1 Principe général.....	51
I.5.2 Simplification de l’équation de la chaleur pour une éprouvette élancée.....	53
I.5.3 Simplification du problème : approche « 0D ».....	55
I.6 Résumé et conclusion de l’état de l’art .....	56
<b>Chapitre II – Etude conventionnelle de la fatigue d’un acier maraging fabriqué en L-PBF</b> .....	<b>59</b>
II.1 Dispositif expérimental.....	59
II.1.1 Matériau et éprouvettes .....	59
II.1.2 Machine et conditions d’essai en fatigue.....	61



II.2 Résultats et analyses.....	62
II.2.1 Fractographies et analyses de type « Murakami ».....	62
II.2.2 Analyse de la dispersion .....	65
II.3 Conclusion du chapitre .....	67
<hr/>	
<b>Chapitre III – Essais de fatigue instrumentés par caméra infrarouge .....</b>	<b>71</b>
III.1 Dispositif expérimental .....	71
III.1.1 Matériau et éprouvettes .....	71
III.1.2 Machine et conditions d’essai .....	72
III.2 Etudes et réflexions préliminaires.....	75
III.2.1 Réponse thermique et calorimétrique d’une éprouvette sous chargement mécanique cyclique.....	75
III.2.2 Influence de l’état de chargement initial .....	77
III.2.3 Réponse thermique globale de la machine d’essais .....	79
III.2.4 Réflexion concernant l’intérêt de la méthode « 0D » pour la thèse .....	83
III.3 Résultats des essais de fatigue instrumentés par caméra IR.....	84
III.3.1 Résultats expérimentaux.....	84
III.3.2 Analyse de type « Luong ».....	86
III.4 Conclusion du chapitre .....	88
<hr/>	
<b>Chapitre IV – Etude de fiabilité de la méthodologie d’identification de la limite de fatigue .....</b>	<b>91</b>
IV.1 Définition de critères d’évaluation de la limite de fatigue .....	91
IV.1.1 Proposition de modèle.....	91
IV.1.2 Proposition de critère pour l’évaluation de la limite de fatigue .....	92
IV.1.3 Application des critères aux données expérimentales .....	93
IV.2 Analyse statistique à partir de simulation.....	94
IV.2.1 Génération de jeux de donnée.....	95
IV.2.2 Influence du nombre de spécimen.....	97
IV.3 Conclusion du chapitre.....	99
<hr/>	
<b>Chapitre V – Application à la comparaison de différents aciers et différentes stratégies de fabrication.....</b>	<b>103</b>
V.1 Contexte .....	103
V.2 Matériaux testés.....	105
V.2.1 Acier maraging.....	105
V.2.2 Acier à outils L40-BLDRMetal .....	107

---

V.2.3 Acier à outils W360ISOBLOC.....	107
V.2.4 Compositions chimiques.....	108
V.2.5 Propriétés physiques.....	108
V.3 Essais mécaniques réalisés.....	109
V.3.1 Essais mécaniques en sollicitation quasi-statique.....	109
V.3.2 Essais de fatigue instrumentés par caméra IR.....	112
V.3.3 Analyse de la santé matière.....	116
V.3.4 Lien entre limite de fatigue et résistance mécanique.....	119
V.4 Analyses et conclusion du chapitre.....	121
<hr/>	
<b>Conclusion générale.....</b>	<b>125</b>
<b>Bibliographie.....</b>	<b>133</b>
<b>Annexes.....</b>	<b>143</b>

---

---

# Liste des figures

---

FIGURE 0-1 : EXEMPLE D'UN INSERT DE MOULE D'INJECTION AVEC CANAUX DE THERMOREGULATION ; (A) CONCEPTION CLASSIQUE AVEC DE CANAUX DE REFROIDISSEMENT EN VERT ; (B) CONCEPTION AVEC « CONFORMAL COOLING » (ATTENTION IL S'AGIT ICI D'UNE PIECE ILLUSTRATIVE PERMETTANT SIMPLEMENT DE SE REPRESENTER LE CONCEPT). .....	22
FIGURE I-1 : CYCLE DE LA « HYPE » POUR LA FABRICATION ADDITIVE PUBLIE DANS LE RAPPORT 2019 DU GROUPE GARTNER [9].....	27
FIGURE I-2 : LIENS ENTRE PARAMETRES PROCEDE, SIGNATURES PROCEDE ET QUALITE PRODUIT (FIGURES EXTRAITES DE [10]) ; (A) LISTE NON EXHAUSTIVE DES PRINCIPAUX ELEMENTS ENTRANT EN COMPTE DANS LA QUALITE PRODUIT ; (B) LIENS DE CORRELATION PARAMETRES/SIGNATURES/QUALITE A ETABLIR AFIN D'ASSURER LA BONNE MAITRISE DU PROCEDE. ....	28
FIGURE I-3 : EVOLUTION DU NOMBRE DE PUBLICATIONS PAR ANNEE SUR : (A) LA FABRICATION DES METAUX ISSUS DE L-PBF – TOPIC: ("SELECTIVE LASER MELTING" OR "LASER BEAM MELTING" OR "L-PBF" OR "LBM" OR "SLM") AND (METAL* OR STEEL); (B) LES PERFORMANCES EN FATIGUE DE CES ACIERS.– TOPIC: ("SELECTIVE LASER MELTING" OR "LASER BEAM MELTING" OR "L-PBF" OR "LBM" OR "SLM") AND (METAL* OR STEEL) AND (FATIGUE)). LES DONNEES ONT ETE COMPILEES A PARTIR DES DONNEES DE LA PLATEFORME <i>WEB OF SCIENCE</i> . .....	29
FIGURE I-4 : EVOLUTION DU NOMBRE DE PUBLICATIONS PAR ANNEE SUR LA CARACTERISATION DU COMPORTEMENT EN FATIGUE DE MATERIAUX PAR THERMOGRAPHIE INFRAROUGE – TITLE: ((FATIGUE) AND (INFRARED OR THERMOG*)). LES DONNEES ONT ETE COMPILEES A PARTIR DES DONNEES DE LA PLATEFORME <i>WEB OF SCIENCE</i> . .....	30
FIGURE I-5 : SCHEMA DE PRINCIPE DE LA TECHNOLOGIE L-PBF. ....	31
FIGURE I-6 : DISPERSION DES DUREES DE VIE EN FATIGUE DU Ti6Al4V A 200K CYCLES (FABRICATION L-PBF, RAPPORT DE CHARGE R=-0,2). FIGURE EXTRAITE DES TRAVAUX DE EDWARDS ET RAMULU [22].....	37
FIGURE I-7 : COURBES S-N EXTRAITES DE [33]. COMPARAISON ENTRE LE COMPORTEMENT EN FATIGUE DE PIECES ISSUES DE L-PBF ET DE PIECES FORGEES POUR TROIS MATERIAUX (Ti6Al4V, 17-4 PH SS ET INCONEL 718). ....	38
FIGURE I-8 : MICROSTRUCTURE DE L'ACIER 316L DANS DIFFERENTES CONDITIONS ; (A), (B) ET (C) EXTRAITS DE [21] (L-PBF « AS-BUILT », L-PBF + TTH, ET CIC RESPECTIVEMENT) ; (D), (E) ET (F) EXTRAITS DE [20] (COULE, CIC, L-PBF « AS-BUILT » ET L-PBF+CIC RESPECTIVEMENT).....	39
FIGURE I-9 : RECONSTRUCTION 3D DE MICROSTRUCTURES : (A) DE L'INCONEL 718 ISSU DE LA FABRICATION L-PBF A PARTIR DE MICROGRAPHIES 2D (ATTAQUE A L'ACIDE), FIGURE EXTRAITE DE [36] ; DU MARAGING 18Ni300, FIGURE EXTRAITE DE [34] .....	40
FIGURE I-10 : [55] VARIATION DE LA POROSITE EN FONCTION DE LA DENSITE D'ENERGIE FOURNIE A LA POUDRE ET DE LA VITESSE DE LASAGE.....	44
FIGURE I-11 : FIGURE EXTRAITE DE [51]. RELATION ENTRE LA LIMITE DE FATIGUE ET LA DURETE VICKERS. LES LIMITES DE FATIGUE ATTEINTES PAR LES PIECES OBTENUES PAR L-PBF (DMLS SUR LE GRAPHIQUE) SONT TRES EN DEÇA DES ESPERANCES DONNEES PAR LA DURETE DE VICKERS HV. LES POST-TRAITEMENTS CIC (HIP EN ANGLAIS) ET LES REPRISES DE L'ETAT DE SURFACE PERMETTENT NEANMOINS D'AMELIORER TRES NETTEMENT CES PERFORMANCES. ....	45
FIGURE I-12 : ALLURE GENERALE D'UNE COURBE S-N POUR UN ACIER A RAPPORT DE CHARGE DONNE, ET PRINCIPAUX DOMAINES D'ENDURANCE. ....	47
FIGURE I-13 : DETERMINATION GRAPHIQUE DE LA LIMITE DE FATIGUE PAR L'ETUDE DE L'AUTO-ECHAUFFEMENT ; (A) APPROCHE TYPE « LA ROSA » A UNE TANGENTE [5] ; (B) APPROCHE TYPE « LUONG » A DEUX TANGENTES [3].....	48
FIGURE I-14 : EVOLUTION DE L'APPARITION D'UNE MICRO-PLASTICITE ET LIEN AVEC L'AUTO-ECHAUFFEMENT DU MATERIAU EN FATIGUE [66]. .....	49

FIGURE I-15 : DESCRIPTION DE DEUX REGIMES D'AUTO-ECHAUFFEMENT PAR MUNIER <i>ET AL.</i> : (A) COURBE D'AUTO-ECHAUFFEMENT D'UN ACIER EN ECHELLE LOG-LOG ET VISUALISATION DE DEUX REGIMES [67] ; (B) DESCRIPTION QUADRATIQUE DU PREMIER REGIME [66].	49
FIGURE I-16 : DISTRIBUTION SPATIALE DE TEMPERATURE DANS LA CAS D'UNE EPROUVETTE ELANCEE.	53
FIGURE II-1 : FABRICATION DES EPROUVETTES POUR LES ESSAIS CONVENTIONNELS DE FATIGUE : (A) VUE SCHEMATIQUE DES DEUX ZONES D'IMPRESSON SUR LE PLATEAU DE FABRICATION ; (B) PHOTOGRAPHIE DES LAMELLES A L'ETAT « AS-BUILT », ENCORE SUR LE PLATEAU DE FABRICATION ; (C) PHOTOGRAPHIES DES EPROUVETTES A DIFFERENTES ETAPES DE LA FABRICATION.	60
FIGURE II-2 : DISPOSITIF EXPERIMENTAL POUR LES ESSAIS CONVENTIONNELS DE FATIGUE ; (A) PHOTOGRAPHIE DU BANC EXPERIMENTAL (MACHINE VIBROPHORE DE ZWICKROELL DE CAPACITE 20 kN) ; (B) SCHEMA DE LA GEOMETRIE D'EPROUVETTE UTILISEE.	61
FIGURE II-3 : TRACE DE LA COURBE S-N SOUS LA FORME DES « BULLES » DE SURFACE PROPORTIONNELLE A LA SURFACE EFFECTIVE <i>areaeff</i> CALCULEE A L'AIDE DE FRACTOGRAPHIE MEB ; (A) TOUTES LES EPROUVETTES ; (B) SANS LES DONNEES ABERRANTES A, B, C ET D.	63
FIGURE II-4 : ESTIMATION DE L'AIRE EFFECTIVE POUR DES POROSITES A CONTOURS IRREGULIERS, OU PROCHES D'UNE SURFACE SELON L'APPROCHE DE MURAKAMI (EXTRAIT DE [51]) : (A) DEFAUT INTERNE A CONTOUR IRREGULIER ; (B) DEFAUT SURFACIQUE A CONTOUR IRREGULIER ; (C) DEFAUT SUBSURFACIQUE (INTERNE EN INTERACTION AVEC LA SURFACE) A CONTOUR IRREGULIER ; (D) 2 DEFAUTS SURFACIQUES ADJACENTS A CONTOUR IRREGULIER ; (E) DEFAUT INCLINE EN CONTACT AVEC UNE SURFACE.	64
FIGURE II-5 : FRACTOGRAPHIES TYPIQUES ET <i>areaeff</i> ASSOCIEE : (A) PETIT DEFAUT SURFACIQUE ; (B) DEFAUT SUBSURFACIQUE ; (C) MANQUE DE FUSION PROPAGE SUR PLUSIEURS COUCHES DE FABRICATION (CORRESPOND A LA DONNEE ABERRANTE « C » DE LA FIGURE II-3 (A)) ; (D) DEFAUT INTERNE (CORRESPOND A LA DONNEE ABERRANTE « D » DE LA FIGURE II-3 (A)).	65
FIGURE II-6 : TRACE S-N (AMPLITUDE DE CONTRAINTE $\sigma_A$ EN FONCTION DE LA DUREE DE VIE N EN NOMBRE DE CYCLES) , EN DISTINGUANT LES ZONES R ET L DU PLATEAU DE FABRICATION. LES QUATRE RESULTATS ABERRANTS ONT ETE ENLEVES DU GRAPHE.	67
FIGURE III-1 : PHOTOGRAPHIES DES EPROUVETTES A DIFFERENTES ETAPES DE LA FABRICATION.	72
FIGURE III-2 : DISPOSITIF EXPERIMENTAL POUR LES ESSAI DE FATIGUE PAR AUTO-ECHAUFFEMENT ; (A) PHOTOGRAPHIE DU BANC EXPERIMENTAL ; (B) SCHEMA DE LA GEOMETRIE D'EPROUVETTE UTILISEE.	73
FIGURE III-3 : SCHEMA DU CHARGEMENT MECANIQUE POUR LES ESSAIS DE FATIGUE INSTRUMENTES PAR CAMERA IR.	74
FIGURE III-4 : PROCEDURE DU TRAITEMENT DES DONNEES THERMIQUES : (A) ILLUSTRATION DE L'APPROCHE 0D ; (B) EVOLUTION THEORIQUE DE LA MOYENNE SPATIALE DE TEMPERATURE DANS LA ZONE UTILE D'UNE EPROUVETTE CHARGEE CYCLIQUEMENT ; (C) IDEM EXPERIMENTALEMENT ; (D) EVOLUTION DE LA SOURCE DE CHALEUR RECONSTRUITE A PARTIR DE L'EVOLUTION DES TEMPERATURES THEORIQUES ; (E) IDEM A PARTIR DES DONNEES THERMIQUES EXPERIMENTALES.	76
FIGURE III-5 : INDEPENDANCE DE LA DISSIPATION MECANIQUE RECONSTRUITE VIS-A-VIS DE L'ETAT DE CHARGEMENT INITIAL : (A), (B) REPRESENTATION SCHEMATIQUE DES DEUX CHARGEMENTS ; (C) EVOLUTIONS DE TEMPERATURE CORRESPONDANTES ; (D) EVOLUTION DE LA DISSIPATION MECANIQUE RECONSTRUITE DANS LES DEUX CAS.	78
FIGURE III-6 : (A) PHOTO DE LA MACHINE D'ESSAIS PREPAREE POUR LES MESURES ; (B) IMAGE IR COUVRANT UNE ZONE COMPRENANT LA TRAVERSE DU HAUT ET LES DEUX MORS HYDRAULIQUES (C) PHOTO GLOBALE INTEGRANT LA MISE EN PLACE DE THERMOCOUPLES.	80
FIGURE III-7 : COURBES D'EVOLUTION DES TEMPERATURES LORS D'UN ESSAI A AMPLITUDE DE CONTRAINTE CROISSANTE (VOIR FIGURE III-3)	81
FIGURE III-8 : ESSAI AVEC MESURE DE LA TEMPERATURE DES MORS DES MACHOIRES DE LA MACHINE D'ESSAI : (A) PHOTO MONTRANT L'UTILISATION DE THERMOCOUPLES ; (B) EVOLUTION DES TEMPERATURES LORS D'UN ESSAI A AMPLITUDE DE CONTRAINTE CROISSANTE.	82
FIGURE III-9 : THERMOREGULATION DU « GROUPE FROID » DE LA MACHINE D'ESSAIS, PLACE A L'EXTERIEUR DU BATIMENT.	82

FIGURE III-10 : ILLUSTRATION DE QUATRES CAS POSSIBLES LORS DE LA MESURE DE DISSIPATION MECANIQUE GLOBALE (0D).....	84
FIGURE III-11 : RESULTAT TYPIQUEMENT OBTENU AVEC LES ESSAIS DE FATIGUE INSTRUMENTES PAR CAMERA IR ; RESULTAT DE L'EPROUVETTE #9 : (A) CHANGEMENT DE TEMPERATURE MOYEN EN FONCTION DU TEMPS ; (B) DISSIPATION MECANIQUE EN FONCTION DU TEMPS.....	85
FIGURE III-12 : DISSIPATION MECANIQUE EN FONCTION DE L'AMPLITUDE DE CONTRAINTE : (A) TRACE LIN-LIN ; (B) TRACE LOG-LOG.....	86
FIGURE IV-1 : ILLUSTRATION DU MODELE AJUSTE AUX DONNEES DE L'EPROUVETTE #4 : LES FONCTIONS $f_1$ ET $f_2$ DECRIVENT LE COMPORTEMENT DE LA DISSIPATION MECANIQUE EN FONCTION DE L'AMPLITUDE DE CONTRAINTE $\sigma_A$ .....	92
FIGURE IV-2 : VALEURS DES PARAMETRES $a$ , $b$ ET $h$ ET BRUIT DE MESURE IDENTIFIES POUR CHACUNE DES 14 EPROUVETTES (CERCLES NOIRS). LES FONCTION DE DENSITE DE PROBABILITE SONT EGALEMENT TRACEES EN BLEU.....	96
FIGURE IV-3 : EXEMPLE DE GENERATION NUMERIQUE D'UN JEU DE DONNEES : DISSIPATION MECANIQUE EN FONCTION DE L'AMPLITUDE DE CONTRAINTE $\sigma_A$ . (A) GENERATION D'UN JEU DE DONNEES (EN BLEU) EN ECHELLE LIN-LIN ; (B) 14 SIMULATIONS SANS DISPERSION INTRA-SPECIMEN EN ECHELLE LOG-LOG ; (C) 14 SIMULATIONS AVEC DISPERSION INTRA-SPECIMEN EN ECHELLE LOG-LOG.....	97
FIGURE V-1 : EXEMPLE D'UN INSERT DE MOULE D'INJECTION AVEC CANAUX DE THERMOREGULATION ; (A) CONCEPTION CLASSIQUE AVEC DE CANAUX DE REFROIDISSEMENT, EN VERT ; (B) CONCEPTION AVEC « CONFORMAL COOLING » (PIECE ILLUSTRATIVE).....	105
FIGURE V-2 : DISSIPATION MECANIQUE (ASSOCIEE AU DOMMAGE EN FATIGUE) EN FONCTION DE L'AMPLITUDE DE CONTRAINTE $\sigma_a$ , ET LIMITES DE FATIGUE ASSOCIEES AUX 8 STRATEGIES DE FABRICATION DU MARAGING M1 A M8. NOTONS QUE LES BARRES D'INCERTITUDES DEPENDENT DU NOMBRE D'EPROUVETTES TESTEES DANS CHAQUE CAS, CE QUI EXPLIQUE LEUR AMPLITUDE PLUS OU MOINS GRANDE.....	113
FIGURE V-3 : DISSIPATION MECANIQUE (ASSOCIEE AU DOMMAGE EN FATIGUE) EN FONCTION DE L'AMPLITUDE DE CONTRAINTE $\sigma_a$ , ET LIMITES DE FATIGUE ASSOCIEES : (A) L40 ; (B) W360.....	115
FIGURE V-4 : EXEMPLES DE MICROGRAPHIES POUR ANALYSE DE POROSITE ; (A) MARAGING STRATEGIE M1 ; (B) MARAGING STRATEGIE M2 ; (C) MARAGING STRATEGIE M3 ; (D) W360 STRATEGIE W1 ; (E) W360 STRATEGIE W2 ; (F) L40.....	117
FIGURE V-5 : MICROGRAPHIES APRES ATTAQUE AU REACTIF NITAL POUR ANALYSE DE LA MICROSTRUCTURE (A) ACIER MARAGING STRATEGIE M1 A GAUCHE DU PLATEAU (GROUPE L) ; (B) ACIER MARAGING STRATEGIE M1 A DROITE DU PLATEAU (GROUPE R) ; (C) L40 ; (D) W360 STRATEGIE W1, GROSSISSEMENT $\times 100$ ; (E) W360 STRATEGIE W2, GROSSISSEMENT $\times 100$ .....	118
FIGURE V-6 : LIMITE DE FATIGUE EN FLEXION ROTATIVE EN COMPARAISON DE LA RESISTANCE MECANIQUE. LES VALEURS POUR LES STRATEGIES M1, W1, W2 ET L ONT ETE DEDUITES DE NOS MESURES PAR THERMOGRAPHIE IR. LES POINTS NOIRS SONT ISSUS DE LA BANQUE DE DONNEES DES ACIERS ELABORES DE MANIERE CONVENTIONNELLE [121].....	119
FIGURE V-7 : RESOLUTION GRAPHIQUE DE LA « CONVERSION » DE LA LIMITE DE FATIGUE EN TRACTION-COMPRESSION A RAPPORT DE CHARGE $R=0,1$ EN UNE LIMITE DE FATIGUE EN FLEXION ROTATIVE EQUIVALENTE AVEC LE DIAGRAMME DE GOODMAN (CAS DE LA STRATEGIE M1).....	120
FIGURE A-1 : ANALYSE DE POROSITE SUR LE BAS D'UN CUBE DE MATIERE FABRIQUE AVEC LA STRATEGIE M1 (MARAGING). GROSSISSEMENT DES CLICHES $\times 100$ .....	144
FIGURE A-2 : ANALYSE DE POROSITE SUR LE HAUT D'UN CUBE DE MATIERE FABRIQUE AVEC LA STRATEGIE M1 (MARAGING). GROSSISSEMENT DES CLICHES $\times 100$ .....	145
FIGURE A-3 : ANALYSE DE POROSITE SUR LE BAS D'UN CUBE DE MATIERE FABRIQUE AVEC LA STRATEGIE M5 (MARAGING). GROSSISSEMENT DES CLICHES $\times 100$ .....	146
FIGURE A-4 : ANALYSE DE POROSITE SUR LE HAUT D'UN CUBE DE MATIERE FABRIQUE AVEC LA STRATEGIE M5 (MARAGING). GROSSISSEMENT DES CLICHES $\times 100$ .....	147

---

FIGURE A-5 : ANALYSE DE POROSITE SUR LE BAS D'UN CUBE DE MATIERE FABRIQUE AVEC LA STRATEGIE M6 (MARAGING). GROSSIMENT DES CLICHES $\times 100$ .....	148
FIGURE A-6 : ANALYSE DE POROSITE SUR LE HAUT D'UN CUBE DE MATIERE FABRIQUE AVEC LA STRATEGIE M6 (MARAGING). GROSSIMENT DES CLICHES $\times 100$ .....	149
FIGURE A-7 : ANALYSE DE POROSITE SUR LE BAS D'UN CUBE DE MATIERE FABRIQUE AVEC LA STRATEGIE M7 (MARAGING). GROSSIMENT DES CLICHES $\times 100$ .....	150
FIGURE A-8 : ANALYSE DE POROSITE SUR LE HAUT D'UN CUBE DE MATIERE FABRIQUE AVEC LA STRATEGIE M7 (MARAGING). GROSSIMENT DES CLICHES $\times 100$ .....	151
FIGURE A-9 : ANALYSE DE POROSITE SUR LE BAS D'UN CUBE DE MATIERE FABRIQUE AVEC LA STRATEGIE L (L40-BLDRMETAL). GROSSIMENT DES CLICHES $\times 100$ .....	152
FIGURE A-10 : ANALYSE DE POROSITE SUR LE HAUT D'UN CUBE DE MATIERE FABRIQUE AVEC LA STRATEGIE L (L40-BLDRMETAL). GROSSIMENT DES CLICHES $\times 100$ .....	153
FIGURE A-11 : CLICHES BINARISES DANS LE PLAN DE COUCHE ET LE PLAN INTERCOUCHE SUR EPROUVETTES DE FATIGUE DE LA STRATEGIE M2 (MARAGING). GROSSISSEMENT $\times 100$ .....	155
FIGURE A-12 : CLICHES BINARISES DANS LE PLAN DE COUCHE ET LE PLAN INTERCOUCHE SUR EPROUVETTES DE FATIGUE DE LA STRATEGIE M3 (MARAGING). GROSSISSEMENT $\times 100$ .....	156
FIGURE A-13 : CLICHES BINARISES DANS LE PLAN DE COUCHE ET LE PLAN INTERCOUCHE SUR EPROUVETTES DE FATIGUE DE LA STRATEGIE M4 (MARAGING). GROSSISSEMENT $\times 100$ .....	156
FIGURE A-14 : CLICHES D'UNE EPROUVETTE DE LA STRATEGIE W1 (W360ISOBLOC) : (A) IMAGE ASSEMBLEE DE LA TETE D'UNE EPROUVETTE DE TRACTION ; (B) QUELQUES CLICHES DE POROSITES RENCONTRES SUR L'EPROUVETTE.....	159
FIGURE A-15 : RAPPORT D'ANALYSE D'IMAGE – EPROUVETTE DE LA STRATEGIE W1 (W360ISOBLOC). .....	160
FIGURE A-16 : QUELQUES CLICHES DE POROSITES RENCONTREES SUR UNE EPROUVETTE DE LA STRATEGIE W2 (W360ISOBLOC). GROSSISSEMENTS $\times 25$ ET $\times 50$ .....	161
FIGURE A-17 :RAPPORT D'ANALYSE D'IMAGE – EPROUVETTE DE LA STRATEGIE W2 (W360ISOBLOC).....	162

---

## Liste des tableaux

---

TABLEAU I-1 : PROPRIETES MECANQUES EN TRACTION POUR DIFFERENTS METAUX ISSUS DE L-PBF, COMPARAISON AVEC LES PROCEDES CONVENTIONNELS.....	34
TABLEAU I-2 : TABLEAU EXTRAIT DE [25].....	34
TABLEAU I-3 : TABLEAUX EXTRAITS DE [26] .....	35
TABLEAU I-4 : PROPRIETES EN FATIGUE DE METAUX ISSUS DE L-PBF DANS LA LITTERATURE SCIENTIFIQUE.....	36
TABLEAU I-5 : LISTE DES ARTICLES UTILISANT L'APPROCHE DE RECONSTRUCTION DES SOURCES DE CHALEUR « 0D » PAR CLASSE DE MATERIAUX. ....	56
TABLEAU II-1 : PARAMETRES D'ESSAI DES TESTS DE FATIGUE CONVENTIONNELS. ....	62
TABLEAU II-2 : ANALYSE DE LA DISPERSION DES DONNEES S-N A PARTIR DU MODELE DE BASQUIN.....	66
TABLEAU II-3 : LIMITE DE FATIGUE $\sigma_D$ ESTIMEE AVEC LE MODELE DE BASTENAIRE POUR UNE PROBABILITE DE RUPTURE DE 50% A $10^7$ CYLES.....	66
TABLEAU III-1 : PARAMETRES D'ESSAI DES TESTS DE FATIGUE INSTRUMENTES PAR THERMOGRAPHIE IR. ....	74
TABLEAU III-2 : ESTIMATION GRAPHIQUE DES LIMITES DE FATIGUE DES 14 EPROUVETTES AVEC LA METHODE DE LUONG. LES VALEURS SONT EN MPA, LA MOYENNE SUR LES 14 RESULTATS ET L'ESTIMATION A PARTIR DU JEU DE DONNEES MOYEN SONT DONNEES EN GRAS.....	87
TABLEAU IV-1 : LIMITES DE FATIGUE $\sigma_{DB\_j}$ OBTENUES A PARTIR DES DONNEES CALORIFIQUES EN APPLIQUANT LES QUATRE CRITERES. LES VALEURS, EN MPA, SONT DONNEES POUR CHACUNE DES QUATORZE EPROUVETTES (LES DONNEES ABERRANTES SONT INDIQUEES EN ITALIQUE). LA MOYENNE SUR LES 14 RESULTATS ET L'ESTIMATION A PARTIR DU JEU DE DONNEES MOYEN SONT INDIQUEES EN GRAS. ....	94
TABLEAU IV-2 : INFLUENCE DU NOMBRE D' « ECHANTILLONS NUMERIQUES » SUR L'ESTIMATION DE LA LIMITE DE FATIGUE. LES VALEURS DE LIMITE DE FATIGUE SONT DEDUITES PAR L'APPLICATION DES QUATRE CRITERES EN CONSIDERANT LES VALEURS DE DISSIPATION MECANIQUE MOYENNES SUR 1, 5, 15 ET 30 ECHANTILLONS. POUR CHAQUE CRITERE, LA VALEUR MOYENNE $\sigma_{DB\_j}$ ET L'ECART TYPE $S_{DB\_j}$ DES VALEURS DE LIMITE DE FATIGUE OBTENUES SONT CALCULES A PARTIR DE 1000 GENERATIONS ALEATOIRES DE JEUX DE DONNEES. LES VALEURS EN GRAS CORRESPONDENT AUX RESULTATS OBTENUS EN UTILISANT LE BRUIT INTRA-ECHANTILLON IDENTIFIE EXPERIMENTALEMENT (VOIR FIGURE IV-2). ....	99
TABLEAU V-1 : INFORMATIONS SUR LES DIFFERENTES STRATEGIES DE FABRICATION DU MARAGING.....	106
TABLEAU V-2 : INFORMATIONS SUR LE DEUX ETATS D'EPROUVETTES EN W360 TESTEES.....	108
TABLEAU V-3 : COMPOSITION CHIMIQUE DES TROIS TYPES D'ACIER TESTES, EN POURCENTAGE MASSIQUE. ....	108
TABLEAU V-4 : PROPRIETES MATERIAU DES TROIS ACIERS CONSIDERES DANS L'ETUDE.....	109
TABLEAU V-5 : DONNEES EN TRACTION POUR L'ACIER MARAGING. LES DONNEES ADDUp CORRESPONDENT A LA STRATEGIE M1.....	110
TABLEAU V-6 : DONNEES EN TRACTION POUR L'ACIER L40 BLDRMETAL.....	111
TABLEAU V-7 : DONNEES EN TRACTION POUR L'ACIER W360 ETAT W1.....	111
TABLEAU V-8 : NOMBRE D'EPROUVETTES TESTEES ET LIMITES DE FATIGUE OBTENUES POUR LES DIFFERENTES STRATEGIES DE FABRICATION DU MARAGING.....	113
TABLEAU V-9 : LIMITES DE FATIGUE OBTENUES POUR LE L40 ET LE W360.....	115
TABLEAU V-10 : TAUX DE POROSITE (EN % SURFACIQUE) MESURES PAR IMAGERIE OPTIQUE. ....	117





---

## Glossaire

---

- **FA** : Fabrication Additive.
- **L-PBF** : Fusion laser sur lit de poudre (*Laser Powder Bed Fusion*).
- **Maraging** : Mot-valise pour *Martensitic Ageing*. Classe de super alliage d'acier de dureté et ténacité très élevées.
- **L40** : Acier L40-BLDRMetal de Nanosteel. Acier à outils de dureté et ténacité très élevées, conçu pour être adapté à la fabrication L-PBF.
- **W360** : Acier W360 ISOBLOC de Böhler. Alliage de dureté et ténacité très élevées, destiné à la fabrication L-PBF de pièces pour travail à chaud.
- **TTh** : Traitement Thermique.
- **CIC** : Compression Isostatique à Chaud (anglais : HIP pour *Hot Isostatic Pressing*)
- **MEB** : Microscope Electronique à Balayage.



---

# Introduction générale

---

La fabrication additive (FA) des métaux est un secteur qui a gagné rapidement en intérêt scientifique et industriel ces dernières années. La nouveauté de ce procédé a conduit à l'apparition de nouveaux challenges obligeant à revoir la façon de penser la production, et à améliorer constamment la compréhension du procédé vis-à-vis de la qualité finale des pièces produites. Cette qualité concerne la précision géométrique, la santé matière et les performances mécaniques. En particulier, les performances en fatigue des pièces issues de FA métallique sont usuellement inférieures aux standards des autres moyens de production. Les propriétés de fatigue sont un élément clé pour le dimensionnement des pièces mécaniques, notamment dans des applications industrielles exigeantes. Mieux maîtriser et optimiser les propriétés en fatigue de métaux issus de FA métallique est à mon sens un enjeu important pour le développement du procédé.

Ce mémoire de thèse présente des travaux expérimentaux sur les performances en fatigue d'aciers issus de FA de type Fusion laser sur lit de poudre – L-PBF, pour *Laser - Powder Bed Fusion*, aussi parfois appelé *Laser Beam Melting* (LBM) ou *Selective Laser Melting* (SLM). Différents aciers et différentes stratégies d'impression sont comparés durant la thèse, avec toutefois une focalisation initiale sur un acier maraging proche du 18Ni300 issu d'une stratégie d'impression donnée. En plus de tests conventionnels de fatigue (courbes S-N) et des mesures de taux de porosité, les performances en fatigue sont évaluées par des mesures d'auto-échauffement en filmant les éprouvettes sollicitées à l'aide d'une caméra infrarouge (IR). Le traitement des données thermiques consiste en une approche calorimétrique (dite « reconstruction de sources de chaleur ») permettant d'extraire la « dissipation mécanique », une quantité calorifique associée au dommage en fatigue, pour enfin identifier la limite de fatigue du matériau. Une telle méthode est pensée dans la perspective de pouvoir optimiser le procédé de fabrication vis-à-vis des performances en fatigue du métal élaboré.

## Contexte de la thèse

Les travaux de cette thèse se font en partenariat avec l'entreprise AddUp et le *Centre technique des industries mécaniques* (Cetim). AddUp propose des solutions industrielles complètes en L-PBF depuis 2016 (depuis le design des machines jusqu'à l'accompagnement client en production). Le Cetim quant à lui dispose d'une forte expertise dans la fatigue des matériaux depuis de nombreuses années.

La FA regroupe l'ensemble des technologies de fabrication par ajout de matière, par opposition aux méthodes soustractives, conventionnelles, qui procèdent par enlèvement de matière (fraisage, tournage...). L'intérêt croissant de la part des industriels pour la FA est dû aux nouvelles perspectives offertes en termes de liberté géométrique et d'économie de matière pour des pièces complexes à forte valeur ajoutée. Il existe de nombreuses technologies de FA, regroupées en sept catégories selon la norme [1]. Parmi elles, la technologie L-PBF est étudiée dans le cadre de la thèse.

---

Comme toutes les technologies de FA, son principe de fabrication suit une approche « couche par couche ». Cette technologie consiste plus particulièrement à étaler un « lit de poudre » sur un plateau, puis une source d'énergie (laser) vient balayer sélectivement les zones du lit de poudre que l'on veut transformer en métal dense. Ensuite un nouveau lit de poudre est étalé par-dessus. On réitère successivement l'opération jusqu'à la formation de la pièce complète. L'histoire thermique subie par les pièces ainsi fabriquées est généralement « violente » (refroidissement et gradients thermiques importants) et influence les propriétés mécaniques obtenues. De plus, la nature multi-physique et multi-échelle du procédé rend difficile la compréhension des corrélations entre les nombreux paramètres de fabrication et les propriétés mécaniques finalement obtenues.

Actuellement, le manque de recul sur le procédé L-PBF et la complexité physique de celui-ci conduit à de nombreuses incertitudes sur la qualité de fabrication des pièces en fonction des paramètres de fabrication envisagés (puissance du laser, épaisseur de couche, stratégie de lasage, distance inter-vecteur, *etc.*). Le réglage des machines se fait principalement par des méthodes de plans d'expérience. Ce réglage est par conséquent long et coûteux, et il demande une grande habitude du procédé de la part de l'opérateur. La démarche vise à trouver une stratégie de fabrication maximisant la productivité tout en conservant des propriétés mécaniques satisfaisantes et maîtrisées. Parmi les propriétés caractérisant la qualité d'une pièce issue de FA, un « point dur » a été mis en évidence dans la littérature : la maîtrise des performances en fatigue. Le problème est récurrent en FA et les publications scientifiques sur le sujet commencent à paraître. L'importance de cette question est d'autant plus grande pour des secteurs de pointes comme l'aéronautique, l'automobile ou la défense entre autres, qui s'intéressent tout particulièrement à la technologie L-PBF. La question des performances en fatigue est également importante pour les applications d'outillages car la durée de vie des pièces d'outillage influent directement sur leurs rentabilités. C'est particulièrement vrai pour les applications en moulage d'injection où les pièces subissent de fortes contraintes thermomécaniques cycliques.

Les essais conventionnels de fatigue sont très longs et coûteux : la construction d'une courbe S-N nécessite un à deux mois d'essais pour un coût total de plusieurs dizaines de milliers d'euros (en prenant en compte la fabrication des éprouvettes et la conduite des essais). Par ailleurs, on sait depuis le début du XX<sup>e</sup> siècle avec les travaux de Stromeyer [2] que la température d'un matériau soumis à un chargement mécanique varie selon des couplages thermomécaniques. Notamment, dans le cas particulier d'une sollicitation mécanique cyclique, on observe rapidement une signature thermique caractéristique de l'endommagement en fatigue. On appelle parfois cette signature « auto-échauffement du matériau ». Depuis les années 90, des travaux montrent qu'il est possible de mesurer cette signature thermique et de la corrélérer à la limite de fatigue du matériau [3–5]. L'Institut Pascal et Sigma-Clermont se spécialisent depuis plusieurs années dans la réalisation d'essais mécaniques avec une instrumentation par caméra infrarouge (IR) et un traitement spécifique des données thermiques obtenues. La spécificité réside dans l'utilisation d'une technique de reconstruction des sources de

---

chaleur : cette méthode permet de remonter à la chaleur (cause, en J) dégagée ou absorbée par le matériau due à son évolution mécanique à partir des mesures de température (conséquence, en °C). La démarche présente un intérêt car l'évolution de la température est forcément influencée par les échanges thermiques avec l'environnement de l'éprouvette testée. Dans le présent travail de thèse, la partie de la chaleur associée aux dommages en fatigue (appelée « dissipation mécanique » ou « dissipation intrinsèque » en thermodynamique) est extraite pour identifier la limite de fatigue du matériau.

### **Problématique de thèse**

La problématique à laquelle tente de répondre cette thèse est donc la suivante : peut-on intégrer des essais de fatigue rapides et fiables dans les démarches industrielles de développement de paramétrie en L-PBF ?

Pour cela il faut répondre aux questions suivantes :

- Quels sont les avantages et inconvénients des essais de fatigue conventionnels dans le contexte des travaux de thèse ?
- Quelles sont les différences fondamentales entre les essais de fatigue conventionnels et les essais de fatigue instrumentés par caméra IR ? Les essais de fatigue instrumentés par caméra IR avec reconstruction des sources de chaleur sont-ils fiables, et dans quelle mesure ?
- Enfin, est-il envisageable d'intégrer concrètement ces essais instrumentés par caméra IR dans un contexte industriel de FA, et avec quels avantages ?

### **Plan du manuscrit**

La réponse à cette problématique est structurée au travers de cinq chapitres. Le Chapitre I présente des rappels et un état de l'art sur les différents aspects de la thèse afin de définir plus précisément les enjeux, et tout particulièrement celui des propriétés en fatigue des aciers fabriqués en L-PBF. Le chapitre présente également les méthodologies d'analyse de l'auto-échauffement pour la détermination de limite de fatigue, ainsi que le principe de la reconstruction de sources de chaleur.

Le Chapitre II présente des résultats d'essais de fatigue conventionnels réalisés sur des éprouvettes d'un acier de maraging proche du 18Ni300 (super-alliage dont la fabrication L-PBF est maîtrisée par AddUp). L'enjeu de l'impact des porosités sur les résultats de fatigue conventionnelle (avec analyse de fractographies MEB), et la dispersion des résultats inhérente à la fabrication des éprouvettes sont discutés dans ce chapitre.

Le Chapitre III présente la méthodologie et les résultats d'essais de fatigue instrumentés par caméra IR sur un nombre significatif d'éprouvettes en acier maraging issues d'une même stratégie d'impression. En effet, bien que la méthode soit en théorie utilisable sur un nombre réduit

d'éprouvettes (avantage des méthodes d'auto-échauffement), l'objectif est de comparer les différentes limites de fatigue obtenues (répétabilité). Notons que des essais complémentaires aux essais de fatigue sont également présentés dans ce chapitre afin de prendre du recul sur la méthode en elle-même et de réfléchir aux différences essentielles qui existent entre les essais de fatigue conventionnels et ceux instrumentés par caméra IR.

Le Chapitre IV présente une étude de fiabilité de la méthodologie d'identification de la limite de fatigue à partir de données calorimétriques expérimentales (les dissipations mécaniques). Un modèle de simulation de jeux de données aléatoires (définies à partir de la dispersion des résultats expérimentaux) est mis en place. Les simulations aléatoires permettent une analyse statistique de la fiabilité de différents critères d'identification de la limite de fatigue du matériau en fonction du nombre d'éprouvettes étudiées et de l'incertitude expérimentale.

Enfin, le Chapitre V présente une synthèse d'essais comparatifs entre plusieurs stratégies de fabrication de l'acier maraging, ainsi que des essais comparatifs avec deux autres aciers : le L40 BLDR-Metal et le W360 ISOBLOC. Ces deux derniers aciers adaptés à la fabrication L-PBF sont des candidats pour la fabrication d'outillages à chaud. L'outillage à chaud en FA permettrait notamment la fabrication de moules pour la fonderie d'alliages d'aluminium intégrant du *conformal cooling* (canaux de refroidissement optimisés et uniquement fabricables en FA). La Figure 0-1 illustre un exemple de moule avec canaux de refroidissement classiques à gauche et en *conformal cooling* à droite. Le chapitre présente non seulement des résultats d'essais de fatigue instrumentés par thermographie IR réalisés à température ambiante, mais aussi des essais quasi-statiques à chaud et à l'ambiante, ainsi que des analyses de santé matières. L'objectif de ce chapitre est de répondre à l'enjeu principal de notre problématique : montrer que les essais de fatigue instrumentés par caméra IR peuvent s'intégrer dans un contexte industriel concret où les performances en fatigue des métaux élaborés sont primordiales.

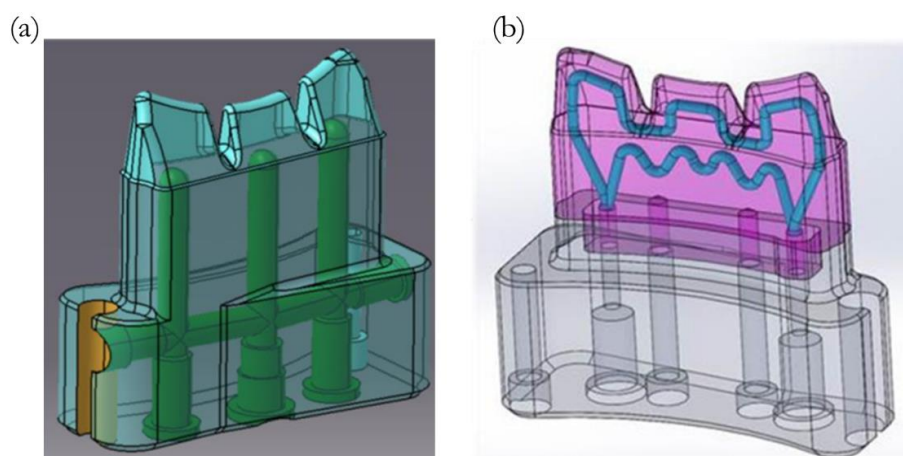


Figure 0-1 : Exemple d'un insert de moule d'injection avec canaux de thermorégulation ; (a) conception classique avec de canaux de refroidissement en vert ; (b) conception avec « conformal cooling » (attention il s'agit ici d'une pièce illustrative permettant simplement de se représenter le concept).





---

---

# Chapitre I – Rappels et état de l’art

---

L’objectif de cette thèse est de caractériser/comparer les propriétés en fatigue d’aciers issus de fabrication additive (FA) par l’analyse de l’auto-échauffement associé au dommage en fatigue du matériau. L’analyse sera complétée par des fractographies et des essais mécaniques en quasi-statique. Il s’agit donc d’une étude multidisciplinaire concernant à la fois le domaine de la FA métallique, la fatigue, la thermographie infrarouge (IR) et la thermo-mécanique des matériaux. L’objectif de cette section est de présenter les points importants dans la littérature sur ces domaines pour aborder ensuite la suite du travail de thèse. La section est organisée de la manière suivante :

- La section I.1 présente tout d’abord le contexte et les enjeux industriels de la FA au sens large.
- La section I.2 présente plus spécifiquement la technologie de fusion laser sur lit de poudre (L-PBF) pour la fabrication de pièces en acier.
- La section I.3 présente les propriétés mécaniques caractéristiques des aciers fabriqués par ce procédé sur la base de la littérature scientifique. Nous verrons notamment en quoi la fatigue est un point sensible.
- La section I.4 présente des rappels concernant l’utilisation de la thermographie IR pour l’étude de la fatigue des matériaux *via* l’auto-échauffement se produisant lors de l’application d’une sollicitation mécanique cyclique.
- Enfin, un rappel sera fait dans la section I.5 sur la thermomécanique des matériaux et sur la méthode dite de « reconstruction des sources de chaleur ». Comme indiqué dans l’introduction générale, rappelons que l’approche expérimentale développée dans la thèse s’intéresse non pas à la réponse thermique proprement dite du matériau (ses variations de température), mais à sa réponse calorifique (la « dissipation mécanique » associée à l’endommagement en fatigue) ; cette dernière étant l’origine de la réponse thermique.

## I.1 Contexte scientifique et industriel de la FA

Cette section a pour objectif d’introduire le travail bibliographique et d’apporter les informations nécessaires au lecteur sur l’état la recherche scientifique dans le domaine de la FA, et plus spécifiquement celle des métaux. Y sont présentés notamment les enjeux de la recherche dans ce domaine au regard du contexte industriel.

---

### I.1.1 Bref historique et enjeux

Le concept de fabrication additive est né dans les années 1970, notamment proposé par David E. H. Jones dans une colonne du *New Scientist* en 1974 [6]. Mais c'est en 1984 que J.C. André, O. de Witte et A. le Méhauté déposent le premier brevet sur une technique de FA [7], suivi la même année par C. Hull et son brevet sur la technique de stéréolithographie (SLA) [8]. Dans les décennies qui suivirent, l'intérêt industriel pour ce type de fabrication est allé croissant, et différentes technologies ont vu le jour, allant de pair avec une multiplication des types de matériaux et d'applications envisageables. Cela – plus la promesse d'une fabrication rapide, sur mesure, avec une grande liberté sur la conception géométrique – a rendu la FA extrêmement attractive, notamment pour des secteurs de pointe comme le médical, l'aéronautique, l'aérospatial ou encore le secteur de la défense. Trois grands types d'application se sont développés pour la FA :

- le prototypage rapide, reposant souvent sur les technologies de fabrication à base de résines photo-polymérisées ou de filaments polymères thermoplastiques. Le terme usuel d'« impression 3D » réfère généralement à ce type d'application, bien que parfois utilisé comme un synonyme de fabrication additive. La notion de prototypage rapide peut aussi s'adresser à la fabrication de pièces métalliques *via* divers procédés ;
- la fabrication directe, consistant à la fabrication rapide de pièces fonctionnelles en sortie de fabrication ou, le plus souvent, après post-traitements. Ce type d'application peut se baser une grande variété de technologies de FA pour la fabrication de pièces en polymère, ou polymère haute performance (procédés basés sur la photo-polymérisation de résine, le dépôt de filament ou la fusion de poudre) ou bien pour la fabrication de pièces céramiques ou métalliques ;
- l'outillage rapide, concernant la mise en œuvre des procédés de FA pour la fabrication d'outillage ou d'une partie d'outillage. Cette application concerne majoritairement la fabrication de moules d'injection ou bien d'outils en très petite série, sur mesure. L'outillage rapide concerne essentiellement la fabrication de pièces en aciers durs.

Les niveaux de maturité technologique et les enjeux sont donc évidemment différents selon le type d'application envisagée. Le cycle de la « *Hype* » du groupe Gartner en Figure I-1 présente les différents niveaux de maturité des technologies liées à la FA. Si le prototypage rapide est aujourd'hui mature et relativement développé dans de nombreux secteurs industriels (voir sur la Figure I-1 « *3D-Printing service Bureaus* » ou « *Enterprise 3D-printing* » par exemple), les deux autres types d'application ont un niveau d'exigence rendant difficile leur adoption. Cela est d'autant plus vrai que les secteurs de pointes intéressés par le procédé ont des normes d'exigences qualité très élevées. La technologie L-PBF (de l'anglais *Laser Powder Bed Fusion*) en particulier est encore en cours de maturation (voir « *Powder Bed Fusion* » sur la Figure I-1).

Parmi toutes ces technologies, le cadre de la thèse se limite au L-PBF pour la fabrication d'aciers. En effet notre partenaire AddUp maîtrise l'utilisation de ce procédé pour de nombreux

métaux et alliages métalliques (Ti6Al4V, acier maraging...). L'objectif est pour AddUp de l'appliquer à au moins un acier à outil pour l'outillage rapide. Sauf mention contraire, on peut considérer que la suite du manuscrit restera dans ce cadre.

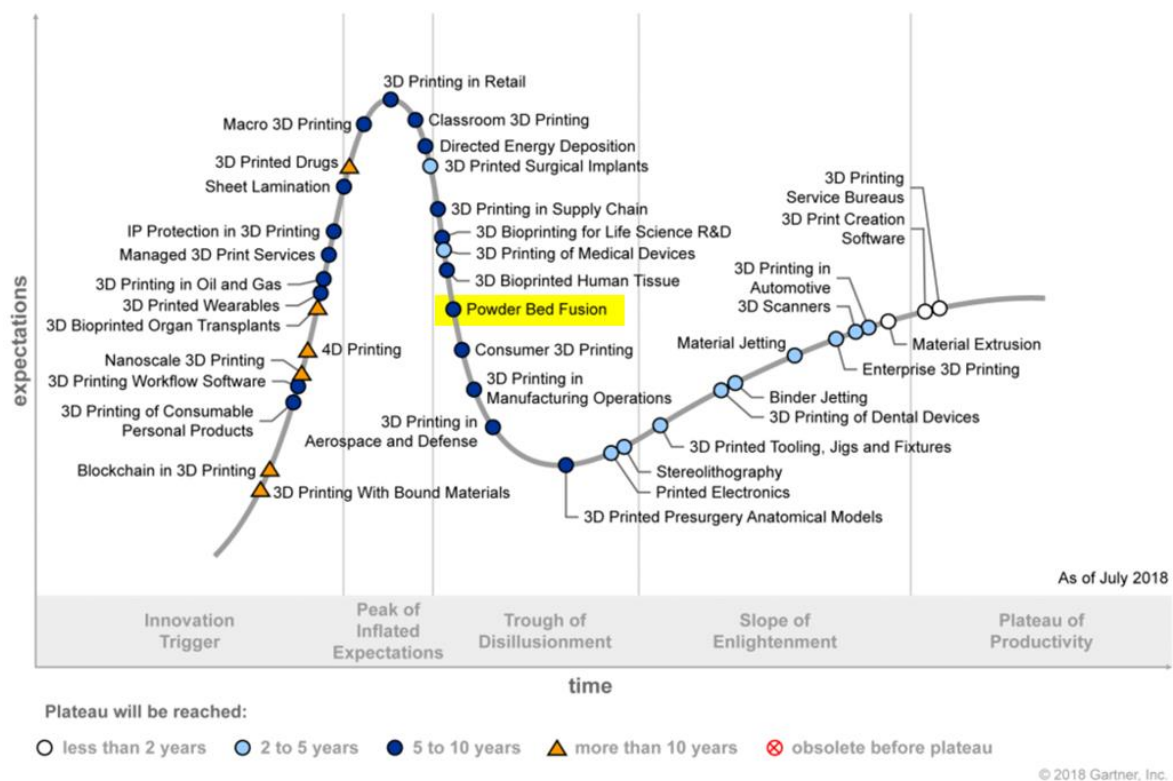


Figure I-1 : Cycle de la « Hype » pour la fabrication additive publié dans le rapport 2019 du groupe Gartner [9]<sup>1</sup>

La maîtrise de la fabrication de pièces dans un matériau donné signifie de maîtriser les liens entre les paramètres de fabrication et la qualité du produit. La notion de « qualité de produit » comprend en soi de nombreux aspects (santé matière, propriétés mécaniques, précision géométrique...), dont chaque élément dépend d'un grand nombre de paramètres (spécification de la poudre, paramétrage du laser, conception géométrique...). Le rapport du *National Institute of Standards and Technology* (NIST) concernant le contrôle *in-process* en fabrication additive (Mani *et al.* [10]) présente une description complète des interactions paramètres / signatures / qualité d'une pièce produite en L-PBF. La Figure I-2 – extraite de ce rapport – résume la forte complexité du procédé. A cela s'ajoute

<sup>1</sup> This graphic was published by Gartner, Inc. as part of a larger research document and should be evaluated in the context of the entire document. The Gartner document is available upon request from <https://www.gartner.com/en/documents/3947508/hype-cycle-for-3d-printing-2019>.

le caractère multi-physique et multi-échelle du procédé rendant d'autant plus difficile la prédiction de la qualité du produit, et donc son paramétrage.

Concernant la maîtrise des distorsions dites « thermiques » en FA (distorsions géométriques apparaissant pendant l'élaboration de la pièce, liées à l'histoire thermique et au coefficient de dilatation du matériau), notons que des travaux préliminaires ont été réalisés en début de thèse [11]. Le présent manuscrit se focalise quant à lui sur la problématique des performances en fatigue des aciers issus de fabrication additive, et notamment sur la question d'intégrer une méthodologie de caractérisation rapide de ces performances dans le processus de réglage des machines de FA L-PBF.

La question du comportement mécanique des pièces issues de FA, et plus particulièrement celle des propriétés en fatigue de ces pièces, est introduite plus en détail en section I.3.

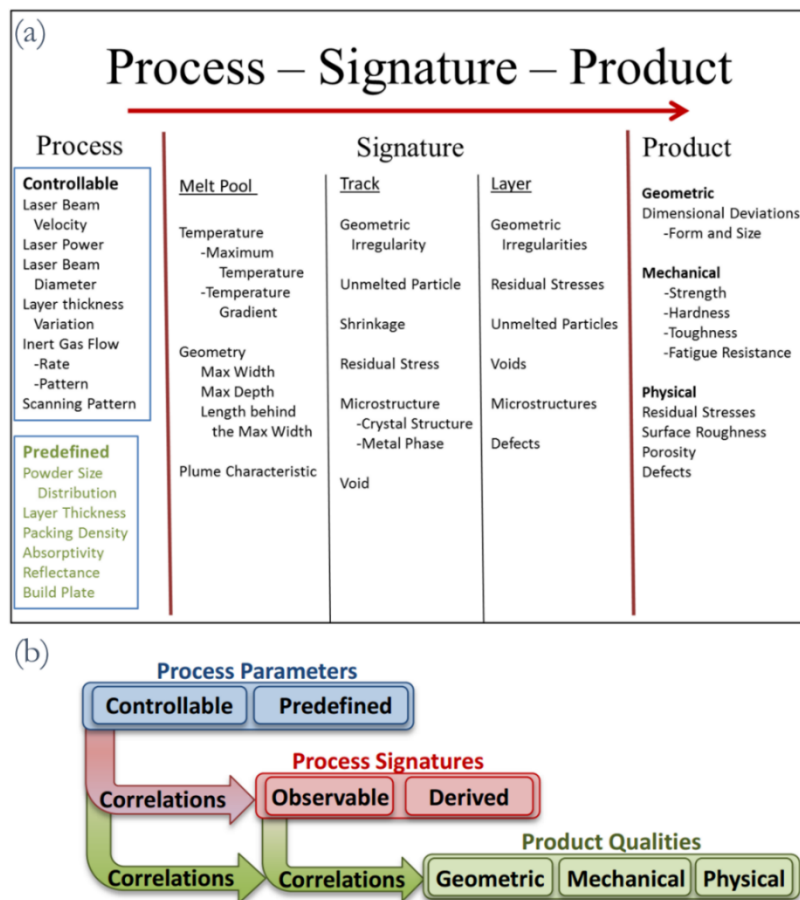


Figure I-2 : Liens entre paramètres procédé, signatures procédé et qualité produit (figures extraites de [10]) ; (a) liste non exhaustive des principaux éléments entrant en compte dans la qualité produit ; (b) liens de corrélation paramètres/signatures/qualité à établir afin d'assurer la bonne maîtrise du procédé.

## I.1.2 Etat des lieux de la publication scientifique sur la fabrication de aciers en L-PBF

La plateforme *Web of Science* a été utilisé pour observer l'évolution d'année en année des publications dans les domaines d'étude de la thèse : fabrication L-PBF des aciers ; propriétés en fatigue de ces aciers ; et caractérisation par thermographie des propriétés en fatigue.

Le volume de publications sur la fabrication additive L-PBF des métaux est en très forte hausse ces dernières années (environ de 650 articles en 2018, voir Figure I-3 (a)). Cette explosion de publications est due au fort engouement scientifique et industriel pour ce nouveau type de technologie et à la volonté de renforcer la compréhension physique de celles-ci. La Figure I-3 (b) montre les publications dans le même domaine que précédemment, restreint au thème de la fatigue. Le volume de publication sur ce thème est également en très forte hausse, mais l'intérêt est plus récent, depuis 2016.

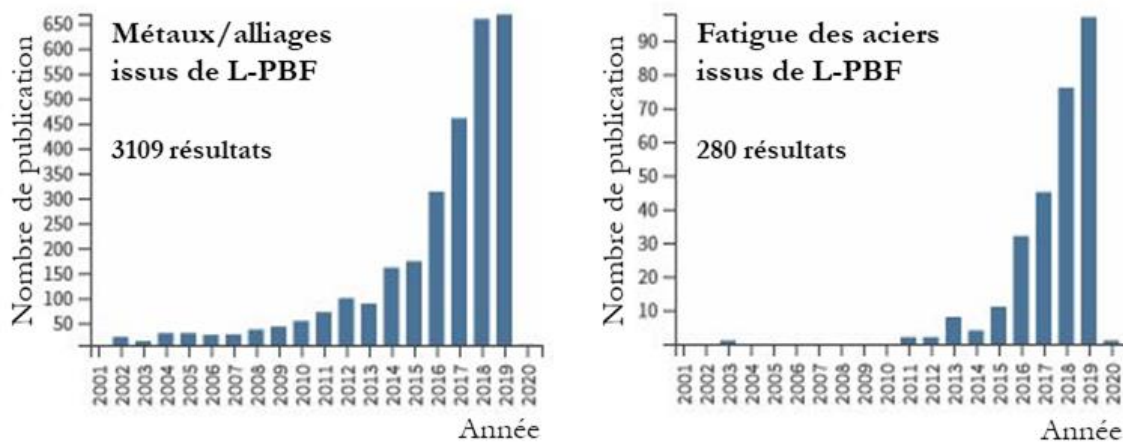


Figure I-3 : Evolution du nombre de publications par année sur : (a) la fabrication des métaux issus de L-PBF – TOPIC: (('Selective Laser Melting' OR "Laser beam melting" OR "L-PBF" OR "LBM" OR "SLM") AND (metal\* or steel)); (b) les performances en fatigue de ces aciers.– TOPIC: (('Selective Laser Melting' OR "Laser beam melting" OR "L-PBF" OR "LBM" OR "SLM") AND (metal\* or steel) AND (fatigue)).

Les données ont été compilées à partir des données de la plateforme *Web of Science*.

La question de la caractérisation du comportement en fatigue de matériaux, et plus particulièrement celle de la caractérisation rapide par thermographie, sera introduite en section I.4. On peut voir sur la Figure I-4 que cette dernière thématique est relativement récente et que le volume total de publications sur le domaine est relativement restreint (actuellement autour de 20 articles par an). En revanche, l'application de la thermographie pour l'étude des performances en fatigue sur des pièces issues de FA n'a fait l'objet que d'une seule publication en dehors des présents travaux de thèse : Cao *et al.* [12].

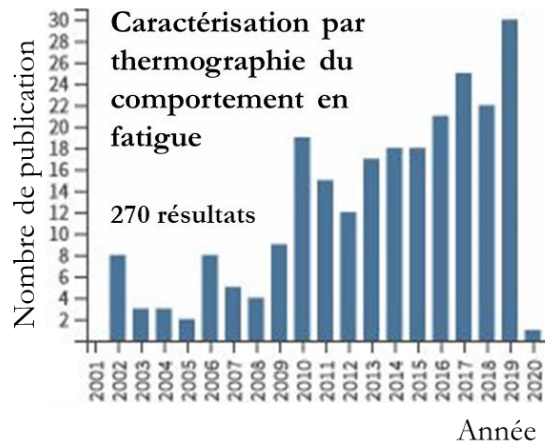


Figure I-4 : Evolution du nombre de publications par année sur la caractérisation du comportement en fatigue de matériaux par thermographie infrarouge – TITLE: ((fatigue) AND (infrared OR thermog\*)).

Les données ont été compilées à partir des données de la plateforme *Web of Science*.

Cette section nous a permis de constater le fort engouement pour la FA L-PBF, au niveau de l'industrie comme de la recherche. Le volume de publication important est dû à la complexité de ce procédé n'ayant pas encore atteint une maturité technologique complète. Enfin on a noté un intérêt récent et important de la recherche concernant la fatigue mécanique des pièces fabriquées en L-PBF.

## I.2 Fusion laser de poudre métallique

La fusion laser sur lit de poudre, L-PBF, est un des procédés de fabrication additive permettant la fabrication de pièces métalliques (notamment des aciers, alliages de titane ou alliages d'aluminium), la rendant attractive pour des secteurs de pointe. Cette section est destinée à donner les clés de compréhension sur les principes et notions à connaître de cette technologie.

### I.2.1 Principes et notions à définir

Rappelons-le s'il le faut ; la technologie L-PBF, faisant partie des technologies de FA, suit un principe de fabrication en couche par couche. Plus précisément dans ce cas, une première couche de poudre métallique est déposée sur l'ensemble du plateau de fabrication par un système de racleur ou de rouleau. Elle est ensuite densifiée (fondue et re-solidifiée) par une source d'énergie laser, sélectivement, afin de construire la première couche de la pièce. Le plateau descend et une nouvelle couche de poudre est alors déposée au-dessus. L'opération est répétée itérativement jusqu'à la construction complète de la pièce. La Figure I-5 illustre le procédé qui vient d'être décrit.

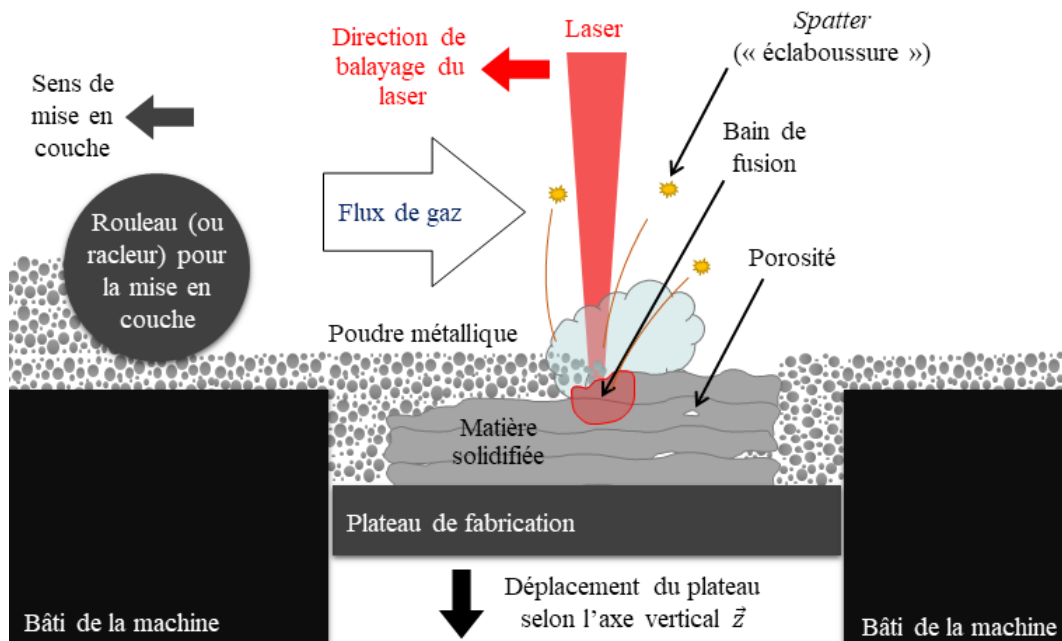


Figure I-5 : Schéma de principe de la technologie L-PBF.

Le laser est focalisé au niveau du lit de poudre et fournit une source d'énergie concentrée très localement (on appellera cette zone de haute densité d'énergie le « *spot* » laser). Le *spot* laser balaye la zone à densifier selon une trajectoire prédéfinie, appelé par la suite le « lasage » du lit de poudre. La densification de la poudre se fait alors sous forme d'une succession de cordons côte à côte (voir ordres de grandeur en L-PBF en section I.2.2). Le « cordon » résultant d'une ligne de passage du laser sur la poudre est appelé « vecteur ».

La fusion de la poudre se fait donc de façon très violente. Tout comme en soudure, les gradients thermiques et refroidissements élevés induisent des contraintes résiduelles importantes (voir section I.3.3.2). Notons finalement que, afin d'éviter les phénomènes d'oxydation, la fabrication L-PBF se fait sous atmosphère neutre (azote, argon...). Le flux de ce gaz neutre, opposé à l'ordre de lasage des pièces, est également prévu pour dégager les fumées et projections inhérentes au procédé (voir Figure I-5 et voir [13–16]).

### I.2.2 Quelques ordres de grandeur

La fabrication additive L-PBF est fondamentalement un procédé multi-échelle. En effet on recherche dans ce procédé à la fois une grande précision géométrique et une productivité intéressante d'un point de vue industriel. Concernant la poudre, une granulométrie fine et sphérique, obtenue par atomisation, permet d'obtenir une bonne étalabilité et une bonne densité du lit de poudre sur une très faible épaisseur. Un *spot* laser fin permet d'obtenir la grande densité d'énergie nécessaire à la fusion, et permet également d'obtenir une bonne résolution géométrique. Enfin la vitesse de lasage, généralement élevée, est corrélée à la puissance du laser et à la taille du *spot* notamment, afin d'apporter



---

la bonne quantité d'énergie nécessaire à la fusion du lit de poudre et maintenir une productivité satisfaisante.

Les possibilités et les réglages des paramètres du procédé dépendent à la fois du constructeur de la machine, des caractéristiques de la poudre et de l'application visée. Voici néanmoins quelques ordres de grandeurs [17] :

- épaisseur du lit de poudre : 20 à 100  $\mu\text{m}$  ;
- granulométrie de la poudre : granulométrie resserrée, comprise dans la plage de 1 à 100  $\mu\text{m}$  ;
- taille du *spot* laser, largeur du bain de fusion et du vecteur : quelques dizaines de  $\mu\text{m}$  ;
- volume maximale de fabrication : de quelques  $\text{dm}^3$  à quelques centaines de  $\text{dm}^3$  ;
- distance totale de lasage pour la fabrication d'une pièce :  $10^2$  à  $10^3$  m ;
- vitesse de lasage : 0,1 à 3  $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$  ;
- puissance de la source laser : 100 à 1000 W.

Précisons enfin qu'il s'agit de grandeurs en constante évolution. Elles ne sont donc données ici qu'à titre indicatif et sont susceptibles d'évoluer significativement dans les années à venir.

### I.3 Comportement mécanique des pièces métalliques issues de L-PBF

Cette section concernant le comportement mécanique des pièces fabriquées par fusion sur lit de poudre métallique a pour objectif de soulever les difficultés rencontrées en FA métallique du point de vue de la qualité métallurgique et mécanique des pièces au travers de la littérature scientifique.

#### I.3.1 Performances en sollicitation statique

Les Tableau I-1, Tableau I-2 et Tableau I-3 ci-après compilent les résultats de publications concernant les propriétés mécaniques statiques (traction) des pièces métalliques fabriquées en L-PBF. Ces tableaux contiennent des données comparatives pour différentes conditions de fabrication. Ces tableaux précisent (lorsque l'information est disponible) : la nature du métal étudié ; le procédé de fabrication des éprouvettes (L-PBF ou conventionnel pour comparaison) ; l'orientation d'impression des éprouvettes ; et la condition des éprouvettes (brutes de fabrication ou post-traitées).

Quelques remarques sur ces tableaux peuvent être faites :

- les valeurs de limite élastique (**Re**), résistance mécanique (**Rm**) et dureté sont satisfaisantes, voire bien supérieures aux standards des fabrications conventionnelles, quel que soit le matériau ;

- les allongements à la rupture (A%) sont presque systématiquement inférieurs aux standards (excepté dans le cas des analyses de Riemer *et al.* concernant l'acier inoxydable 316L) ;
- les propriétés mécaniques sont légèrement anisotropes, les éprouvettes fabriquées verticalement conduisant à des propriétés en traction légèrement moins bonnes que les éprouvettes fabriquées horizontalement.

Il convient néanmoins de noter que la comparaison entre les performances mécaniques des pièces de L-PBF et celles des pièces de fabrication conventionnelle est questionnable. En effet les pièces métalliques, et particulièrement les aciers, sont utilisés après avoir été traitées thermiquement. Or les traitements thermiques (TTh) historiques ont été optimisés pour la fabrication conventionnelle. L'histoire thermique des pièces en FA est atypique et l'optimisation des TTh pour la FA est un sujet de recherche important. La comparaison est de ce fait une question difficile.

Référence	Matériau	Informations état des éprouvettes	Module d'Young (GPa)	Limite élastique (MPa)	Résistance à la traction (MPa)	Allongement à la rupture (en %)	Dureté
Becker et Dimitrov [18]	Maraging 18Ni300	L-PBF + TTh (trempe + revenu de maturation)	-	1700-1800	1800-2300	2-5	600 HV
		Forgé + TTh (trempe + revenu de maturation)	-	1790-2070	1830-2100	5-10	520 HV
Kempen <i>et al.</i> [19]	Maraging 18Ni300	L-PBF brut	163 ±4,5	1214 ±99	1290 ±114	13,3 ±1,9	39,9 ±0,1 HRC
		L-PBF + TTh (revenu 5h, 480°C)	189 ±2,9	1998 ±32	2217 ±73	1,6 ±0,26	58 ±0,1 HRC
		Forgé []	180	760-895	1000-1170	6-15	35 HRC
		Forgé + TTh (trempe + revenu de maturation) []	190	1910-2020	1951-2041	11	54 HRC
Röttger <i>et al.</i> [20]	316L SS	L-PBF vertical	-	410	510	15	-
		L-PBF horizontal	-	430	520	18	-
		Forgé + CIC	-	220	530-680	>40	-
		L-PBF brut	-	462	565	53,7	-
Riemer <i>et al.</i> [21]	316L SS	Conventionnel selon norme EN10088-2 []	-	220	530-680	>40	-
Edwards et Ramulu [22]	Ti6Al4V	L-PBF brut	-	910	1035	3,3	-
Rafi <i>et al.</i> [23]	Ti6Al4V	L-PBF + détensionné (4h à 650°C) - horizontal	-	1195 ±19,89	1269 ±9,57	5 ±0,52	-
		L-PBF + détensionné (4h à 650°C) - vertical	-	1143 ±38,34	1219 ±20,15	4,89 ±0,65	-

Cain <i>et al.</i> [24]	Ti6Al4V	L-PBF brut - horizontal	-	1093 ±64	1279 ±13	6 ±0,7	-
		L-PBF brut - vertical	-	1125 ±22	1216 ±8	6 ±0,4	-
		L-PBF + détensionné (4h à 650°C) - horizontal	-	1145 ±17	1187 ±10	7 ±2,7	-
		L-PBF + détensionné (4h à 650°C) - vertical	-	1132 ±13	1156 ±13	8 ±0,8	-
		L-PBF + TTh de recuit (2h à 890°C) - horizontal	-	973 ±8	996 ±10	3 ±0,4	-
		L-PBF + TTh de recuit (2h à 890°C) - vertical	-	964 ±7	998 ±14	6 ±2	-
Data sheet	Ti6Al4V	Forgé + Trempe + recuit	113,8	880	950	14	36 HRC

Tableau I-1 : Propriétés mécaniques en traction pour différents métaux issus de L-PBF, comparaison avec les procédés conventionnels.

**Table 2**  
Tensile properties of several stainless steel grades, depending on the microstructure generated by different AM processes and in different material conditions.

Alloy	Process	Reported by	Condition	Microstructure	YS [MPa]	UTS [MPa]	EL [%]
316L stainless steel	Wrought	ASTM A276 [129]	AN	A	170	485	40
		Carlton <i>et al.</i> [56]	AF	A	590 ± 17	705 ± 15	44 ± 7
	LBM	Riemer <i>et al.</i> [62]	AN (1095°/1 h/Vacuum + ArC)	A	375 ± 11	635 ± 17	51 ± 3
			AF	A	462 <sup>a</sup>	565 <sup>a</sup>	53.7 <sup>a</sup>
			AF	/	444 ± 27 <sup>a</sup>	567 ± 19 <sup>a</sup>	8 ± 2.9 <sup>a</sup>
	LMD	Yadollahi <i>et al.</i> [66]	AF	91% A, 9% δ-F	528 ± 4 <sup>b</sup>	659 ± 3 <sup>b</sup>	16.6 ± 0.4 <sup>b</sup>
			HT (1150 °C/2 h/AC)	100% A	410 ± 5 <sup>a</sup>	640 ± 20 <sup>a</sup>	36 ± 4 <sup>a</sup>
304L stainless steel	Wrought	ASTM A276 [129]	AN	A	340 ± 15 <sup>a</sup>	610 ± 5 <sup>a</sup>	42.5 ± 0.5 <sup>a</sup>
		Abd-Elghany <i>et al.</i> [69]	AF	A	170	485	40
	LBM	Guan <i>et al.</i> [70]	AF	A	182 <sup>b</sup>	393 <sup>b</sup>	25.9 <sup>b</sup>
			AF	/	568 ± 2 <sup>b</sup>	715.5 ± 1.5 <sup>b</sup>	41.7 ± 1.1 <sup>b</sup>
17-4PH precipitation hardening stainless steel	Wrought	ASTM A564 [131]	ST + PA	100% M	1170	1310	10
		Facchini <i>et al.</i> [75]	SR (600 °C/2 h)	28% M, 72% A	600 <sup>b</sup>	1300 <sup>b</sup>	28 <sup>b</sup>
	LBM	LeBrun <i>et al.</i> [74]	AF	64% M, 36% A	661 ± 24 <sup>b</sup>	1255 ± 3 <sup>b</sup>	16.2 ± 2.5 <sup>b</sup>
			PA (482 °C/1 h/AC)	59.5% M, 40.5% A	945 ± 12 <sup>b</sup>	1417 ± 6 <sup>b</sup>	15.5 ± 1.3 <sup>b</sup>
			OA (621/4 h/AC)	94.4% M, 5.6% A	1005 ± 15 <sup>b</sup>	1319 ± 2 <sup>b</sup>	11.1 ± 0.4 <sup>b</sup>
			ST + AC	100% M	939 ± 9 <sup>b</sup>	1188 ± 6 <sup>b</sup>	9 ± 1.5 <sup>b</sup>
			ST + PA	96.7% M, 3.3% A	1352 ± 18 <sup>b</sup>	1444 ± 2 <sup>b</sup>	4.6 ± 0.4 <sup>b</sup>
			AF	100% M	1190 <sup>a</sup>	1370 <sup>a</sup>	8.3 <sup>a</sup>
			AF	94.2% M, 5.8% A	1214 ± 99	1290 ± 114	13.3 ± 1.9
			AG (480 °C/5 h)	90.6% M, 9.4% A	1998 ± 32	2217 ± 73	1.6 ± 0.26
18Ni-300 maraging steel	LBM	Murr <i>et al.</i> [50]	AF	100% M	—	1138.5 ± 53.5 <sup>b</sup>	6.5 ± 1.5 <sup>b</sup>
		Kempen <i>et al.</i> [71]	AF	94.2% M, 5.8% A	1214 ± 99	1290 ± 114	13.3 ± 1.9
H13 high speed steel	LMD	Casalino <i>et al.</i> [73]	AF	/	—	1138.5 ± 53.5 <sup>b</sup>	6.5 ± 1.5 <sup>b</sup>
		Mazumder <i>et al.</i> [84]	AF	M with some retained A	1505 <sup>a</sup>	1820 <sup>a</sup>	6 <sup>a</sup>

AF: as fabricated, AN: annealed, HT: heat treated, AC: air cooled, ArC: cooled in argon atmosphere, SR: stress relieved, ST: solution treated, AG: age hardened, PA: peak aged, OA: over aged, M: Martensite, A: Austenite, F: Ferrite.

<sup>a</sup> In build direction.

<sup>b</sup> Orthogonal to build direction.

Tableau I-2 : Tableau extrait de [25]

**Table 12**

Mechanical properties of austenitic stainless steels parts fabricated by AM compared to those of their traditionally processed counterparts.

SS alloy	$P$ (W)	$v$ (mm/s)	$H$ (J/mm)	$\rho$ (%)	Orientation	$E$ (GPa)	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_{uts}$ (MPa)	Elongation (%)	HV	Refs.
<i>Powder bed fusion</i>											
304	200	25	8	100	Long.	–	520	710	38	–	[478]
					Transv.	–	450	580	58	–	
304L	95	70	1.36	–	Long.	–	182	393	25.9	217	[660]
		90	1.06	–	–	–	156	389	22.1	209	
316L	200	Up to 1000	>0.2	99.9	Long.	–	602 ± 47	664 ± 7	30 ± 0	235	[479]
					Transv.	–	557 ± 14	591 ± 12	42 ± 2	–	
316L	100	400	0.25	97.2 ± 1.2	Long.	165	438 ± 28	528 ± 23	10 ± 2	–	[480]
					Transv.	–	435 ± 2	504 ± 12	16 ± 3	–	
		591	0.17	98.5 ± 1.4	Long.	166	379 ± 17	489 ± 28	23 ± 6	–	
					Transv.	–	287 ± 6	317 ± 11	7 ± 4	–	
		600	0.17	98 ± 1.0	Long.	164	399 ± 29	486 ± 40	9 ± 3	–	
					Transv.	–	316 ± 6	367 ± 6	7 ± 1	–	
316L	175	700	0.25	97.5 ± 1	Long.	–	534 ± 5.7	653 ± 3.4	16.2 ± 0.8	–	[475,476]
				93.8 ± 2.6	Transv.	–	444 ± 26.5	567 ± 18.6	8 ± 2.9	–	
316L	380	635–3000	0.13–0.60	>99	–	–	–	–	–	220–213	[469]
316L	100	300	0.33	98.6	–	151.5 ± 13.1	–	501.1 ± 8.3	–	–	[678]
316L	103	425	0.24	–	Transv.	–	640	760	30	–	[481]
<i>Traditionally processed</i>											
304L	Annealed	–	–	–	–	–	168	556	61	136	[679]
304L	Annealed	–	–	–	–	–	265 ± 9	722 ± 14	62.3 ± 2.6	–	[357]
316L	Cast	–	–	–	–	–	200	365 ± 22	596 ± 16	69 ± 9	[480]
316L	Annealed	–	–	–	–	–	241	586	50	215–225	[473]

 $P$  = Laser power,  $v$  = Scanning speed,  $H$  = Linear heat input,  $\rho$  = Density,  $E$  = Elastic modulus,  $\sigma_y$  = Yield strength,  $\sigma_{uts}$  = Ultimate tensile strength, HV = Vickers hardness.**Table 13**

Summary of mechanical properties of as-built precipitation hardening stainless steels fabricated by additive manufacturing and traditional methods in literature.

SS alloy	$P$ (W)	$v$ (mm/s)	$H$ (J/mm)	$\rho$ (%)	Orientation	$E$ (GPa)	$\sigma_y$ (MPa)	$\sigma_{uts}$ (MPa)	Elongation (%)	HV	Ref.
<i>Directed energy deposition – powder feedstock</i>											
17-4 PH	350	8.3	36.1	–	–	40 ± 10	400 ± 100	900 ± 200	5 ± 3	441	[488]
<i>Powder bed fusion</i>											
17-4 PH	190	787	0.24	98.7	Long.	–	661 ± 24	1255 ± 3	16.2 ± 2.5	333 ± 2	[485]
17-4 PH	195	800	0.24	–	Transv.	–	570 ± 13	944 ± 35	50 ± 1	–	[483]
17-4 PH	95	350	0.27	–	Long.	–	610 ± 10	1050 ± 20	11 ± 0	–	[487]
					Transv.	–	610 ± 10	910 ± 10	3.5 ± 1.5	–	
<i>Traditionally processed</i>											
17-4 PH	Wrought, solution annealed and aged	–	–	–	–	199	992	1018	13.4	430	[680]

 $P$  = Laser power,  $v$  = Scanning speed,  $H$  = Linear heat input,  $\rho$  = Density,  $E$  = Elastic modulus,  $\sigma_y$  = Yield strength,  $\sigma_{uts}$  = Ultimate tensile strength, HV = Vickers hardness.

Tableau I-3 : Tableaux extraits de [26]

### I.3.2 Performances en fatigue

La question du comportement en fatigue des aciers issus de FA a été étudiée de façon moins exhaustive que celle des propriétés mécaniques statiques. Pourtant, il s'agit d'un point crucial pour les secteurs de l'aéronautique, de l'aérospatial ou du biomédical notamment. On peut expliquer le peu de données sur cette question à cause de la « lourdeur » des essais en termes de coûts et de temps (voir section I.4.1 sur la fatigue des matériaux et les essais associés). De plus, nous allons voir qu'il s'agit d'un point sensible en FA. Ces secteurs s'intéressent également beaucoup à la fabrication L-PBF d'alliages de titane. Beaucoup d'études sur la fatigue en L-PBF portent donc sur ce type de matériau plutôt que sur les aciers, et ont donc été incluses dans la présente étude bibliographique. Les conclusions exprimées ici sur des alliages métalliques autres que des aciers sont *a priori* également valables pour les aciers.

Le Tableau I-4, également réalisé lors du travail bibliographique, regroupe des valeurs de limite de fatigue relevées dans la littérature scientifique pour des pièces issues de L-PBF sur la base de 5 références (voir la section I.4.1 pour la définition de la limite de fatigue).

Référence	Matériau	Informations état des éprouvettes	Orientation de fabrication	Type d'essai	Rugosité (Ra)	Limite de fatigue à $10^7$ cycles en max. de contrainte (MPa)
Croccolo <i>et al.</i> [27]	Maraging 18Ni300	L-PBF + grenailage + TTh de maturation (490°C, 6h)	Horizontal	Flexion rotative (R=-1)	-	605
			45°			595
			Vertical			589
Spierings <i>et al.</i> [28]	316L SS	L-PBF brut	Vertical	Uniaxial (R=0,1, 50Hz)	10	200
		L-PBF + réusiné			0,4	256
		L-PBF + poli			0,1	269
Uhlmann <i>et al.</i> [29]	316 SS	L-PBF brut	-	R=-1	13,29	90
		L-PBF + tribofinition			1,74	130
		L-PBF + réusiné			1,08	170
Riemer <i>et al.</i> [21]	316L SS	L-PBF brut	-	Uniaxial (R=-1) selon ASTM E466-07	-	98-118
		L-PBF + réusiné				235-299
		L-PBF + TTh (650°C) + réusiné				234-354
		L-PBF + CIC + réusiné				310-324
		Conventionnel				240-381
Edwards et Ramulu [22]	Ti6Al4V	-	Horizontal	Uniaxial (R=-0,2 / 20Hz) ASTM E466-07	32	-

Tableau I-4 : Propriétés en fatigue de métaux issus de L-PBF dans la littérature scientifique.

On remarque une forte influence de l'état de surface des éprouvettes testées : des post-traitements de modification d'état de surface influencent très significativement les limites de fatigue obtenues. Par exemple dans l'étude de Riemer *et al.* [21], une rectification de l'état de surface permet d'augmenter de près de 150% la limite de fatigue moyenne obtenue (de 108 MPa à l'état brut à 267 MPa après rectification).

Les traitements thermiques de parachèvement ont logiquement un impact positif sur les performances en fatigue, bien que leur optimisation pour la FA soit encore un sujet de recherche comme évoqué précédemment. Dans l'étude de Riemer *et al.*, le TTh après rectification permet de gagner 10% supplémentaires sur la limite de fatigue (294 MPa). Enfin, dans cette même étude, le traitement compression isostatique à chaud (CIC) permet un gain de 18% (317 MPa) ; on peut aussi remarquer que le CIC diminue la variabilité sur les résultats obtenus ( $\pm 7$  MPa contre  $\pm 60$  MPa avec un TTh simple). L'influence de la porosité résiduelle sur les amorçages de fissures peut expliquer ce constat (voir section I.3.3.4). Notons que les essais de fatigue présentent par construction une dispersion assez élevée quel que soit le matériau et quel que soit le procédé étudié, et nécessite donc un traitement statistique. Dans le cas de la FA L-PBF, la dispersion se trouve amplifiée par la présence de défauts inhérents au procédé. Edwards et Ramulu [22] montrent par exemple des durées de vie en fatigue de leurs éprouvettes FA non seulement 75% inférieures aux standards, mais surtout très dispersées, particulièrement dans les niveaux bas de chargement (voir Figure I-6). Cette dispersion rend parfois l'évaluation des propriétés de fatigue plutôt difficile, comme souligné par Herzog *et al.* [25].

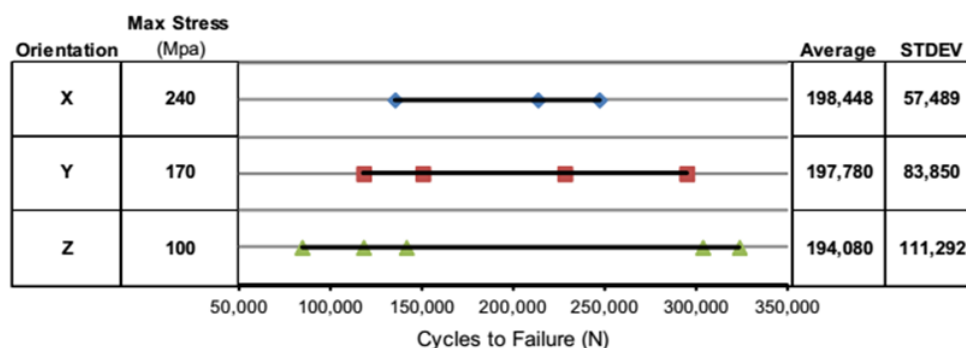


Figure I-6 : Dispersion des durées de vie en fatigue du Ti6Al4V à 200k cycles (fabrication L-PBF, rapport de charge R=-0,2). Figure extraite des travaux de Edwards et Ramulu [22]

En plus des limites de fatigue présentées dans le Tableau I-4, l'analyse d'autres sources [30–35] permet de conclure que les pièces métalliques issues de L-PBF présentent des durées de vie en fatigue plus courtes que les standards de pièces forgées. Notons par exemple les courbes S-N en Figure I-7 comparant des données d'essais de fatigue entre éprouvettes issues de L-PBF et éprouvettes forgées : les données des éprouvettes L-PBF montrent des résultats entre 50% et 75% inférieurs aux éprouvettes forgées. Concernant l'acier maraging 18Ni300 qui nous intéresse plus particulièrement

dans le cadre de ces travaux de thèse, Meneghetti *et al.*[34] trouve une durée de vie en fatigue à 2 millions de cycles environ trois fois inférieure à celle de pièces forgées (éprouvettes L-PBF rectifiées, testées à rapport de charge  $R=-1$ ).

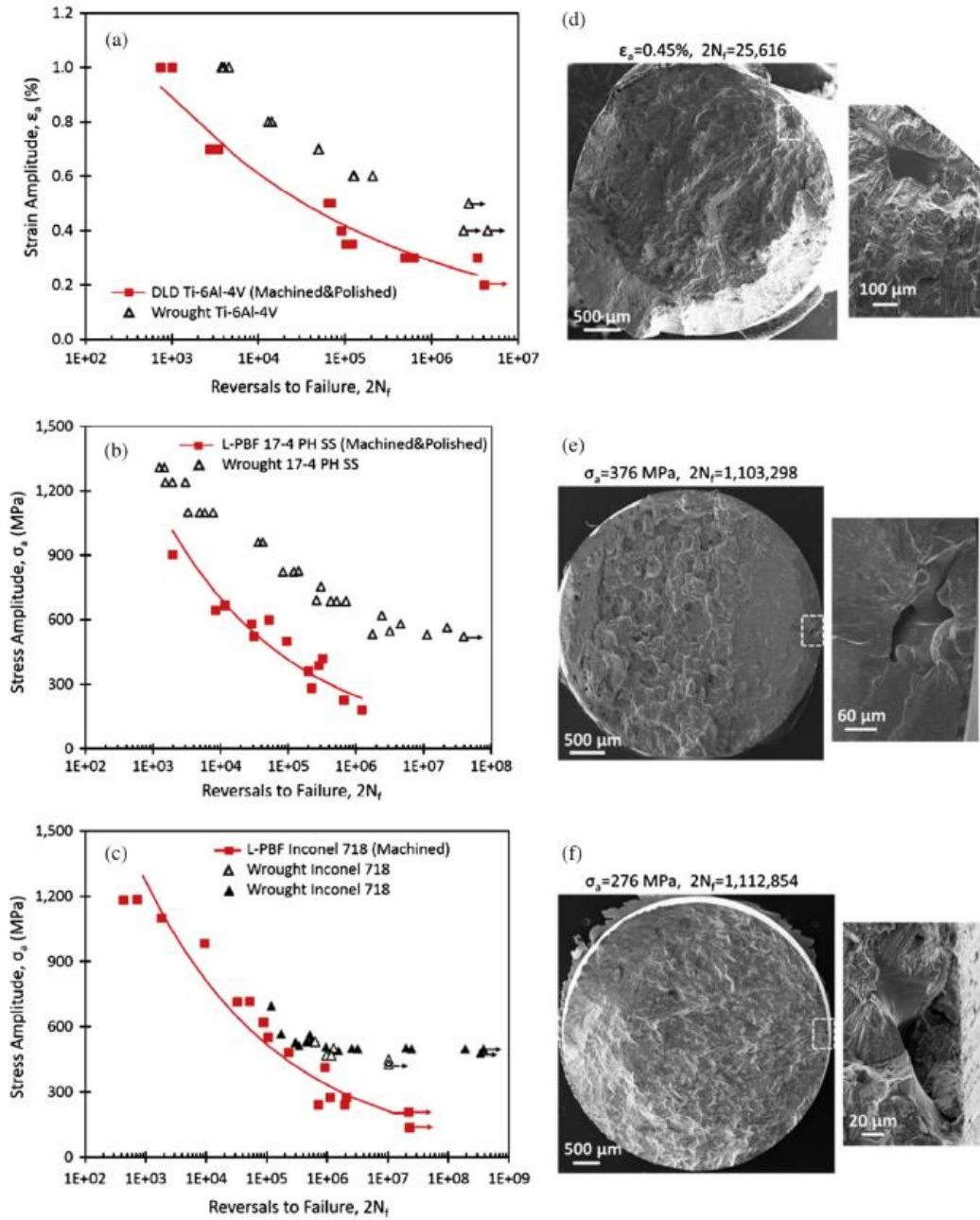


Fig. 1. Comparison of fully-reversed uniaxial fatigue data of (a) DLD Ti-6Al-4V [18], (b) L-PBF 17-4 PH SS [11], and (c) L-PBF Inconel 718 [19] to wrought materials [20-23], at room temperature. Fatigue fracture surfaces and crack initiation sites of (d) DLD Ti-6Al-4V [18], (e) L-PBF 17-4 PH SS [11], and (f) L-PBF Inconel 718 [19] specimens.

Figure I-7 : Courbes S-N extraites de [33]. Comparaison entre le comportement en fatigue de pièces issues de L-PBF et de pièces forgées pour trois matériaux (Ti6Al4V, 17-4 PH SS et Inconel 718).

Les comparaisons des propriétés en fatigue en FA L-PBF avec celles des pièces forgées sont certes difficiles et questionnables, mais permettent néanmoins de souligner un point crucial pour le procédé L-PBF : le comportement mécanique des pièces L-PBF est atypique et nécessite un effort de recherche important pour comprendre les liens entre paramètres de fabrication et performances mécaniques.

### I.3.3 Origines des comportements mécaniques atypiques en FA

La section précédente présentait les conclusions générales tirées de la littérature scientifique concernant les propriétés mécaniques des métaux issus de FA. Cette section présente les particularités du point de vue de la santé matière qui sont à l'origine de ces propriétés. Il s'agit tout particulièrement d'identifier les éléments ayant un impact fort sur les performances en fatigue. Cette section est le fruit d'une étude bibliographique sur différents éléments spécifiques à la fabrication L-PBF : microstructure, contraintes résiduelles et distorsions, état de surface et porosités résiduelles.

#### I.3.3.1 Microstructure

Röttger *et al.* et Riemer *et al.* ont observé la microstructure et les propriétés mécaniques statiques de l'acier 316L fabriqué en L-PBF : ils ont mis en avant la microstructure typiquement fine et allongée des métaux fabriqués par L-PBF [20,21] (voir Figure I-8).

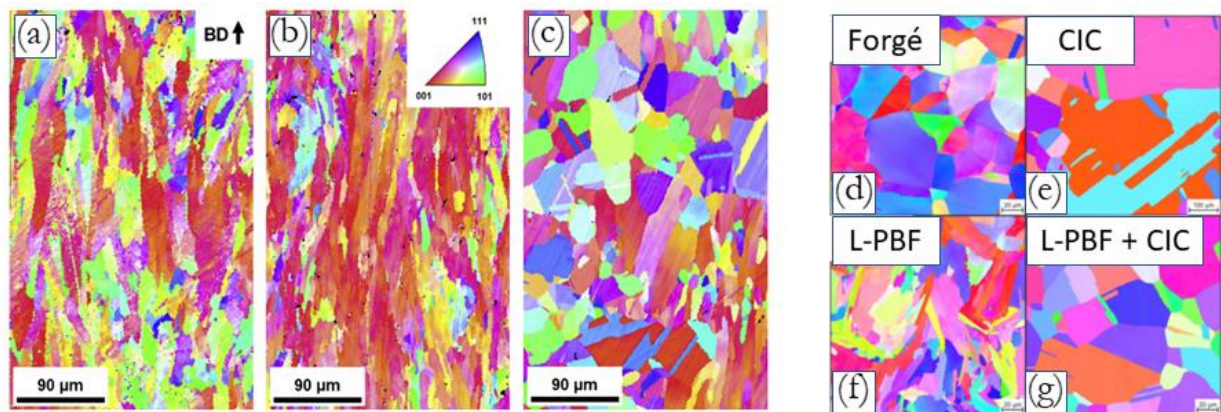


Figure I-8 : Microstructure de l'acier 316L dans différentes conditions ;

- (a), (b) et (c) extraits de [21] (L-PBF « as-built », L-PBF + TTh, et CIC respectivement) ;
- (d), (e) et (f) extraits de [20] (Coulé, CIC, L-PBF « as-built » et L-PBF+CIC respectivement).

Ce type de microstructure, dû aux fortes et rapides variations thermiques lors de l'impression des pièces, est une explication à la résistance en traction / dureté importante de ces pièces. En effet, la loi de Hall-Petch exprimant la relation entre la taille des grains d'un matériau polycristallin et la limite élastique montre qu'une microstructure fine tend à augmenter les propriétés statiques : voir



l'équation (I-1) avec  $\sigma_c$  la contrainte critique (limite élastique) en MPa,  $d$  la taille des grains en mm, et  $\sigma_0$  et  $k$  des constantes dépendantes du matériau. Des post-traitements thermiques ou un CIC de parachèvement permettent de restructurer ces grains et sont très couramment appliqués en pratique afin d'obtenir une microstructure plus proche des métaux issus de procédés conventionnels (voir Figure I-8 (c) et (g)).

$$\sigma_c = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (\text{I-1})$$

Konečná *et al.* ont observé la microstructure de l'inconel 718 issu de fabrication L-PBF [36]. La Figure I-9 (a) montre une reconstruction en trois dimensions de la microstructure de ce matériau. Leur conclusion principale est que la microstructure obtenue par la fusion et solidification couche par couche est complexe et anisotrope. Encore une fois les grains sont fins et allongés dans le sens d'impression (direction orthogonale aux couches). L'anisotropie de la microstructure est un premier élément d'explication de l'anisotropie des propriétés mécaniques des pièces issues de FA en fonction de l'orientation d'impression.

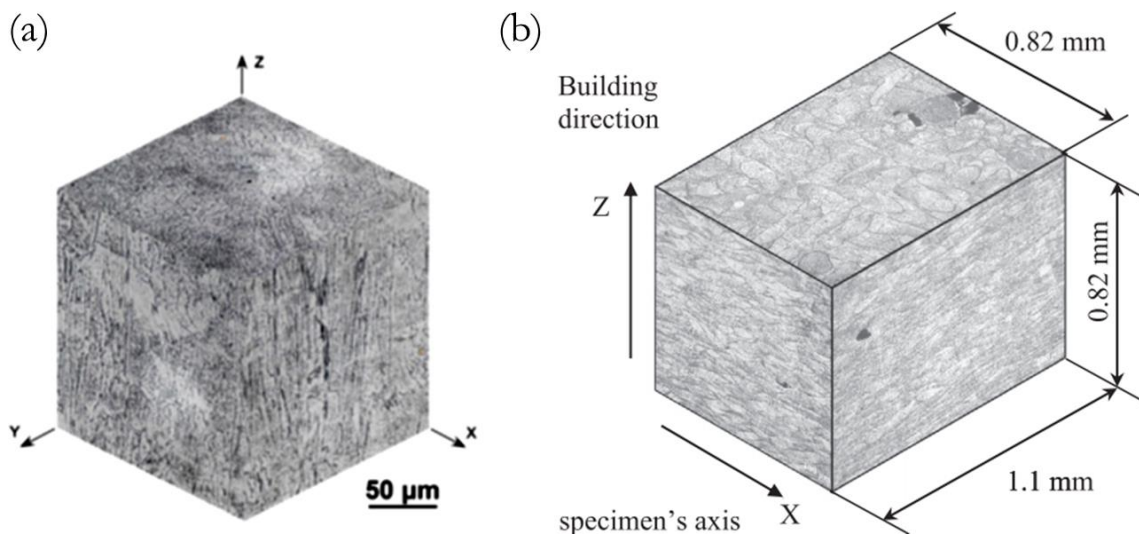


Figure I-9 : Reconstruction 3D de microstructures : (a) de l'inconel 718 issu de la fabrication L-PBF à partir de micrographies 2D (attaque à l'acide), figure extraite de [36] ; du Maraging 18Ni300, figure extraite de [34]

Yadollahi *et al.* ont étudié en détail l'influence de l'orientation d'impression sur la qualité des impressions L-PBF [37]. Assez intuitivement, l'impression couche par couche provoque un « fibrage » des pièces imprimées, et donc une légère anisotropie dans le comportement. Ils ont également étudié les phases métallurgiques dans les pièces fabriquées par L-PBF. Leur conclusion est qu'entre l'impression horizontale et verticale d'une même pièce – tous paramètres également réglés par ailleurs

– l’histoire thermique influence les proportions des phases martensitique et austénitique, et donc les propriétés mécaniques des pièces.

Concernant l’acier maraging 18Ni300, les travaux de Meneghetti *et al.* [34] et Song *et al.* [38] ont révélé la microstructure du matériau. On peut voir la morphologie des vecteurs sur la Figure I-9 (b) (forme semi-elliptique de profondeur  $\sim 20\mu\text{m}$ ). Ces auteurs observent également la présence de grains fins et colonnaires (allongés dans la direction de fabrication  $\approx$ ). Enfin on peut noter que Song *et al.* ont étudié différents traitements thermiques de revenu et vieillissement adaptés au maraging 18Ni300, avec des résultats intéressants sur la microstructure et les propriétés mécaniques de cet alliage.

Pour conclure, on peut dire que l’histoire thermique atypique des métaux fabriqués en L-PBF conduit à la formation d’une microstructure très fine et anisotrope, expliquant leur dureté généralement très élevée.

### ***1.3.3.2 Contraintes résiduelles et distorsions***

L’apparition de contraintes résiduelles en fabrication L-PBF peut être problématique du point de vue des performances mécaniques. Elles sont dues à l’histoire thermique complexe et violente des pièces issues de ce procédé, provoquant des dilatations et rétractions thermiques de la matière à différentes échelles [39,40]. Un travail a été réalisé en début de thèse sur cette problématique : voir [11]. Les contraintes thermiques sont problématiques pendant la fabrication même de la pièce en induisant des distorsions géométriques. Ces distorsions géométriques peuvent :

- conduire à une pièce non fonctionnelle ;
- causer un décollement de la pièce du plateau de fabrication (rupture de la pièce en partie basse, stoppant alors sa production) ;
- provoquer des frottements du rouleau / racleur lors de la mise en couche conduisant soit un arrêt de la fabrication soit à des défauts de mise en couche (et par conséquent des manques de matière localisés, voir section I.3.3.4 concernant les porosités résiduelles).

Notons que de fortes contraintes résiduelles sont généralement concentrées au niveau de l’interface entre la pièce et son plateau de fabrication, ou dans les zones de fortes hétérogénéités géométriques. Une fois la pièce fabriquée, son détachement du plateau va ainsi libérer des contraintes résiduelles et révéler des distorsions géométriques plus importantes que pendant la fabrication. Enfin, la présence de contraintes résiduelles dans une pièce fonctionnelle peut influencer sensiblement ses propriétés mécaniques [22,41,42].

Pour réduire les contraintes résiduelles il est impératif de maîtriser au mieux l’histoire thermique des pièces en fabrication par l’intermédiaire du réglage des paramètres de fabrication. On peut trouver de nombreux travaux de simulations du procédé dans la littérature [43–49] dont le but est de renforcer la compréhension et d’améliorer la prédiction de l’apparition de ces contraintes. Des

solutions de mesures in-process permettent également de renforcer la compréhension du procédé et ouvrent la voie au contrôle des paramètres procédé en temps réel [13,26]. Enfin l'utilisation d'un plateau chauffant est parfois nécessaire afin de limiter les gradients thermiques (dans le cas des aciers à haute teneur en carbone notamment) [50].

Afin de pallier les problèmes liés aux contraintes résiduelles après fabrication L-PBF, un traitement de détensionnement est quasi-systématiquement appliqué en milieu industriel avant le détachement de la pièce du plateau. Ce type de traitement, assez courant dans le milieu de la soudure notamment, permet de relaxer les contraintes résiduelles présentes dans la pièce sans modifier la microstructure.

### ***1.3.3.3 Etat de surface***

L'état de surface est généralement assez grossier en FA comparé aux états de surface obtenus en fabrication conventionnelle. En effet, la fabrication couche par couche produit une surface extérieure ayant d'importantes aspérités. Notons cependant qu'un calcul particulier des trajectoires de lasage en contour de couche permet d'améliorer la rugosité : l'ordre de grandeur du  $R_a$  en fabrication additive se situe généralement autour de 10  $\mu\text{m}$  à l'état brut dans les meilleurs des cas [28]. Néanmoins la porosité en FA reste bien supérieure aux rugosités attendues pour des surfaces fonctionnelles (généralement  $R_a < 3,2 \mu\text{m}$ ). Des opérations de parachèvement (tribofinition, rectification de surface...) peuvent être donc nécessaires pour des surfaces fonctionnelles. On peut aussi noter une forte influence de l'orientation des surfaces fabriquées par rapport à la direction verticale de fabrication. Le principe de fabrication en couche par couche produit un effet « marche d'escalier » d'autant plus important que la surface est inclinée par rapport à la verticale. Des éléments de matière se retrouvent alors en porte-à-faux pendant la phase de fusion / densification, induisant des contraintes résiduelles plus fortes et un état de surface détérioré. La taille et la morphologie de ces défauts en surface en font des zones propices aux concentrations de contrainte et donc à l'amorçage de fissures [51,52]. Les propriétés mécaniques se retrouvent donc affectées dans l'état brut, tout particulièrement en ce qui concerne les propriétés en fatigue (voir la section 1.3.2 précédente).

En conclusion, un post-traitement de finition de l'état de surface des pièces fabriquées en L-PBF est indispensable pour des surfaces fonctionnelles ou si l'on cherche à améliorer leurs propriétés en fatigue. Notons cependant que la problématique devient plus complexe pour une pièce contenant des surfaces non accessibles (c'est le cas des canaux internes pour la fabrication de moule par exemple).

### ***1.3.3.4 Porosités résiduelles***

En plus d'une différence notable entre fabrication conventionnelle et FA, Röttger *et al.* [20] notent dans leur étude une grande variabilité dans les résultats (il faut d'ailleurs noter que, dans le cas

des travaux de Röttger *et al.* le Tableau I-1 montre uniquement les meilleurs résultats obtenus pour chaque direction d'impression en L-PBF et ne rend donc pas compte de la dispersion). Cette variabilité se retrouve également dans les résultats d'autres travaux (voir [19,23,24]), notamment sur les éprouvettes testées à l'état brut de FA. Cette dispersion s'explique par la présence de défauts inhérents au procédé et dont l'apparition est encore parfois mal comprise ou mal maîtrisée. Si l'état de surface est l'élément influençant le plus les propriétés en fatigue des métaux issus de L-PBF, la dispersion des résultats serait quant à elle due aux porosités résiduelles dans le matériau ; plus précisément au taux, à la morphologique et à la distribution de ces porosités. Tout comme les aspérités dues au mauvais état de surface, une porosité est un site propice aux concentrations de contraintes locales et l'amorce de fissures.

Le taux de porosité est donc considéré comme un facteur de premier ordre à minimiser lors de la recherche d'un bon paramétrage de machine de FA. Un lien entre porosité et densité d'énergie du *spot* laser peut être fait [53]. En cas de densité d'énergie très élevée, la dynamique du bain de fusion peut être perturbée et conduire à l'enfermement de bulle de gaz à l'intérieur du métal ou bien conduire à une fusion en mode « *keyhole* », un mode de fusion instable favorable à l'apparition de porosité. A densité d'énergie trop faible, des manques de fusion importants peuvent apparaître, conduisant à des porosités de formes irrégulières. En revanche, bien qu'étant un bon indicateur, la densité d'énergie n'explique qu'en partie avec le taux de porosité. D'autres effets sont à prendre en compte ; en cas de vitesse de balayage trop rapide par exemple, et à cause de la viscosité du métal fondu et sa tension de surface inhérente, un effet bien connu de « *balling* » peut apparaître et conduire à un vecteur de forme discontinue et / ou irrégulière [54,55]. La Figure I-10, extraite des travaux de Körner *et al.* [55], synthétise une étude à la fois expérimentale et numérique sur la morphologie du vecteur en fonction de la vitesse de lasage et la densité de puissance fournie par le laser lors de la fusion de poudre d'alliage Ti6Al4V. Cependant ces résultats concernent l'échelle « mésoscopique » du bain de fusion, la difficulté résidant ensuite dans la prédiction de l'apparition de porosités potentiellement plus isolées dans l'ensemble de la pièce fabriquée. Des méthodologies efficaces d'optimisation empirique sont utilisées et permettent maintenant d'obtenir des pièces denses (taux de porosité <0,5%) [56,57]. Mais des phénomènes localisés et difficilement prévisibles peuvent provoquer des manques de fusion (frottement du rouleau lors de la mise en couche, perturbations du rayon laser par des fumées, « *spattering* » [26]...). Notons aussi que l'application d'un post-traitement de CIC peut permettre de refermer certaines porosités et ainsi améliorer les propriétés en fatigue [35,51,58,59].

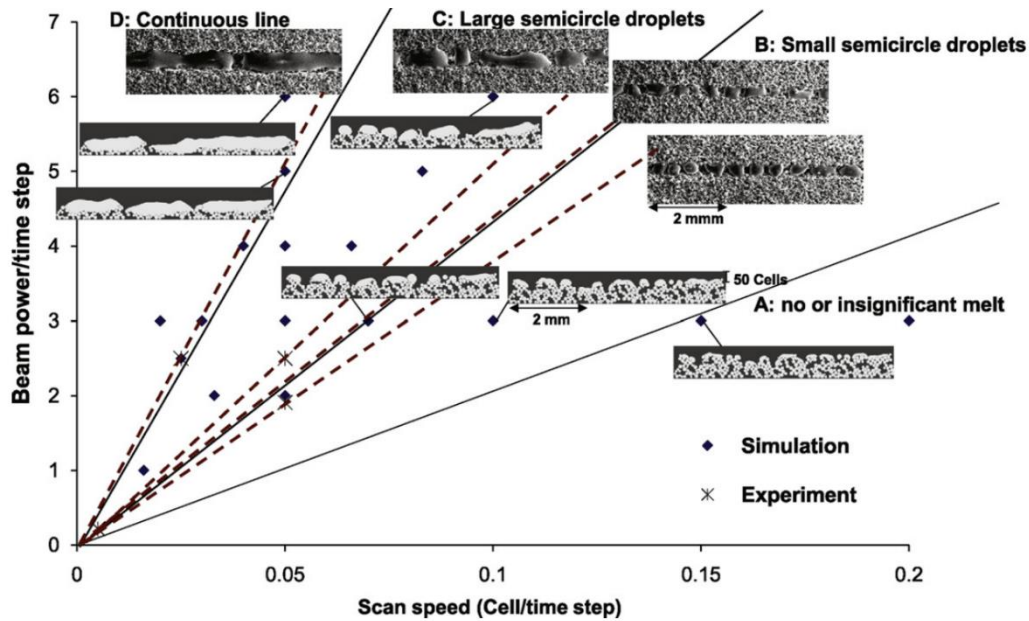


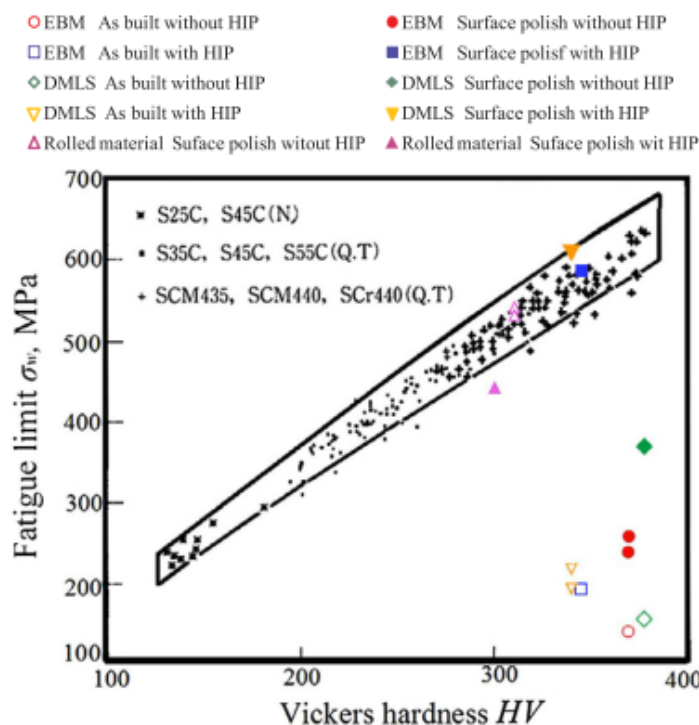
Fig. 13. Processing map for simulation results ( $1000 \times 150$  cells ( $5.0 \times 0.75$  mm), moving beam, beam diameter: 72 cells ( $350 \mu\text{m}$ )) and the equivalent experiment results.

Figure I-10 : [55] Variation de la porosité en fonction de la densité d'énergie fournie à la poudre et de la vitesse de lasage.

Enfin, on peut noter des travaux intéressants cherchant à quantifier l'influence des porosités sur les performances en fatigue des matériaux issus de FA. Biswal *et al.* étudie l'influence d'une porosité isolée sur la limite de fatigue [32]. Pour cela ils utilisent des simulations éléments finis pour prédire le coefficient de concentration de contrainte dans l'alliage Ti6Al4V et la limite de fatigue du matériau selon la taille et la morphologie de la porosité. Une approche développée par Murakami dans [60] consiste à évaluer la criticité d'un défaut de petite taille sur les performances en fatigue (porosité, inclusion non métallique) en fonction d'une grandeur notée  $\sqrt{\text{area}}$ . Cette grandeur ne représente pas l'aire réelle du défaut, mais son aire effective, traduisant sa criticité. La construction géométrique, dépend évidemment de la taille du défaut, mais aussi de sa morphologie et de sa distance par rapport à la surface du matériau. Masuo *et al.* [51] et Yamashita *et al.* [61] ont appliqué l'approche de Murakami en fabrication additive afin de mieux comprendre l'influence des porosités sur les propriétés en fatigue. Meneghetti *et al.* [34] appliquent également cette approche sur l'acier maraging 18Ni300 fabriqué en L-PBF, et observent que les amorçages de fissure trouvent leur origine autour de manques de fusion ou de *clusters* de défauts surfaciques ou subsurfaciques. Notons qu'une approche et des conclusions similaires sont présentées dans le Chapitre II de ce manuscrit.

La Figure I-11 également extraite des travaux de Masuo *et al.* résume l'ensemble de cette section : les pièces métalliques issues de fabrication additive atteignent des niveaux de dureté élevées, mais les performances en fatigue sont en deçà des espérances liées à ces niveaux de dureté à cause de l'état de surface et des porosités résiduelles en particulier. Les traitements de polissage et CIC

permettent d'améliorer très sensiblement ces propriétés, car les états de surface et porosités inhérentes au procédé sont à l'origine d'apparitions précoces de microfissures et donc de mauvaises performances en fatigue.



**Fig. 21.** Relationship between fatigue strength  $\sigma_w$  and Vickers hardness  $HV$ . The original data were obtained for steels [13,14]. There is a big gap between the fatigue strength of specimens manufactured by AM and the ideal fatigue limit expected from  $HV$ . The specimens of T-6Al-4V with surface polish and HIP have attained the ideal fatigue limit empirically known for steels.

Figure I-11 : Figure extraite de [51]. Relation entre la limite de fatigue et la dureté Vickers. Les limites de fatigue atteintes par les pièces obtenues par L-PBF (DMLS sur le graphique) sont très en deçà des espérances données par la dureté de Vickers HV. Les post-traitements CIC (HIP en anglais) et les reprises de l'état de surface permettent néanmoins d'améliorer très nettement ces performances.

#### I.4 Utilisation de la thermographie IR pour l'étude des performances en fatigue

L'étude de la fatigue des matériaux est habituellement longue et coûteuse, quel que soit le type de matériau (nombreuses éprouvettes à tester jusqu'à rupture, essais longs en eux-mêmes). Pour le cas de la FA, on comprend bien qu'il est très délicat d'intégrer des critères de performances en fatigue dans les démarches d'optimisation des paramètres de fabrication. Or, les sections précédentes ont montré que la fatigue était un point sensible pour la FA. Cette section a pour objectif de rappeler l'utilisation des méthodes d'auto-échauffement permettant d'obtenir des informations rapides sur la fatigue des matériaux, avec peu d'éprouvettes.

La section I.4.1 fait d'abord un rappel rapide sur les méthodes conventionnelles de tests de fatigue (sans mesures thermiques). La section I.4.2 rappelle ensuite le principe des méthodes d'auto-échauffement.

#### **I.4.1 Méthodes traditionnelles de caractérisation en fatigue**

La fatigue des matériaux, même restreinte aux cas des aciers, est un domaine d'étude extrêmement vaste. L'objectif ici n'est donc pas de présenter un état de l'art complet sur le sujet, mais simplement de reprendre les bases indispensables à la compréhension de la suite du document.

La notion de fatigue d'un matériau s'applique dans le cas d'une sollicitation mécanique répétée de celui-ci. Rappelons que, même en dessous de la limite élastique de son matériau constituant, une pièce est susceptible de rompre au bout d'un nombre fini de cycles. Il est alors intéressant de pouvoir relier la durée de vie probable de la pièce en fonction du chargement qu'elle subit. Certains essais font intervenir des chargements complexes (multiaxiaux, chargement d'amplitude variable...). Ces chargements sont en fait rarement mis en œuvre sur banc d'essais (uniquement pour des pièces de très grandes séries et/ou des pièces de sécurité) étant donné la complexité et les coûts engendrés par de tels essais. Les essais de fatigue les plus courants consistent alors à caractériser le matériau en lui-même plutôt qu'une pièce. Ces essais se font de plus dans des conditions de chargement plus élémentaires : éprouvettes normalisées (souvent semblables aux éprouvettes de traction quasi-statique), chargement uniaxial et sinusoïdal d'amplitude constante. L'objectif est alors de construire une courbe S-N (aussi appelée courbe de Wöhler) donnant la relation entre amplitude de chargement et la durée de vie en nombre de cycles pour une fréquence de chargement et un rapport de charge  $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$  donnés, voir illustration en Figure I-12. Notons qu'en pratique il s'agit est d'une courbe probabilisée, construite à partir de données expérimentales plus ou moins dispersées : la distribution en contrainte suit une loi normale pour une durée de vie donnée ; et la distribution des durées de vie suit une loi log-normale pour une contrainte donnée. La construction d'une courbe S-N reste très longue et coûteuse ; il faut en effet répéter un nombre suffisamment conséquent d'essais pour plusieurs paliers de chargement (au moins 25 éprouvettes au total sont en principe requises pour avoir des résultats fiables et exploitables). De plus, chaque essai peut être très long : jusqu'à  $10^7$  cycles mécaniques pour les niveaux de chargement les plus bas. Globalement, l'ordre de grandeur est d'environ deux mois et plusieurs dizaines de milliers d'euros pour la fabrication des éprouvettes en FA et la réalisation des essais.

Il existe trois domaines de fatigue distincts :

- le domaine oligocyclique pour des durées de vie  $< 10^4$  cycles ;
- le domaine d'endurance limitée entre  $10^4$  et  $10^7$  cycles ;
- le domaine d'endurance dite « illimitée » ou « de sécurité » pour des durées de vie  $> 10^7$  cycles.

Plusieurs propositions d'expressions analytiques de la courbe de Whöler ont été faites (Whöler, Basquin, Palmgreen, Coffin, Weibull, Bastenaire...). Nous ne donnons que les expressions des modèles de Basquin et de Bastenaire qui nous seront utiles dans le Chapitre II : voir équations (I-2) et (I-3) respectivement.

$$\log(N) = \log(C) - m \times \log(\sigma_a) \quad (\text{I-2})$$

$$N = A. \frac{e^{\left(\frac{\sigma_a - \sigma_D}{B}\right)C}}{\sigma_a - \sigma_D} \quad (\text{I-3})$$

avec  $N$  la durée de vie en nombre de cycles,  $\sigma_a$  l'amplitude de la contrainte cyclique,  $\sigma_D$  la limite de fatigue estimée, et  $A$ ,  $B$ , et  $C$  des constantes ajustées par rapport aux données expérimentales. La définition conventionnelle de la limite de fatigue  $\sigma_D$  est la valeur de l'amplitude de contrainte pour laquelle l'espérance de durée de vie est supérieure ou égale à  $10^7$  cycles. Dans le cas des aciers, il s'agit d'une limite asymptotique visible sur la courbe S-N en Figure I-12 en dessous de laquelle la durée de vie du matériau est théoriquement illimitée (du moins elle tend rapidement vers l'infini, la courbe S-N étant asymptotique pour les aciers), d'où le nom de « domaine d'endurance illimitée ».

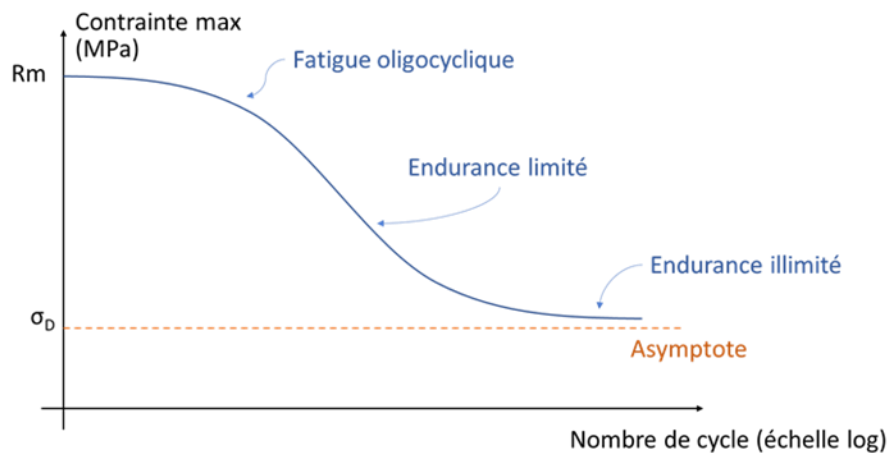


Figure I-12 : Allure générale d'une courbe S-N pour un acier à rapport de charge donné, et principaux domaines d'endurance.

On s'intéresse souvent à la limite de fatigue  $\sigma_D$  plutôt qu'à la courbe S-N entière. La probabilité de défaillance d'une pièce sollicitée en dessous de cette limite de fatigue étant en effet extrêmement faible, un critère de sûreté peut être de ne pas avoir de contraintes supérieures à cette valeur dans une pièce. Notons que la méthode des *stairs* [62] – environ trois fois plus rapide et



moins coûteuse à mettre en place que la construction d'une courbe S-N – permet de cibler la valeur de cette limite de fatigue uniquement.

#### I.4.2 Estimation de la limite de fatigue par étude de l'auto-échauffement

La signature thermique de la réponse d'un matériau à l'endommagement en fatigue peut être détectée par thermocouples, pyrométrie ou thermographie IR. Au début du siècle précédent, Stromeyer avait déjà observé que la charge mécanique cyclique d'un matériau s'accompagne d'un auto-échauffement [2]. Cependant l'étude de ce phénomène et de son lien avec la limite de fatigue du matériau n'a pas été plus développée avant les années 80. Luong [3,4] et La Rosa et Risitano [5] ont publié dans les années 90 les bases de l'évaluation de la limite de fatigue par thermographie : l'idée est d'identifier le niveau de contrainte au-dessus duquel un auto-échauffement significatif est détecté. Leur méthode de détermination de la limite de fatigue est graphique – parfois désignée comme déterministe, voir [63] – et consiste à tracer :

- une tangente : la limite de fatigue est alors estimée à partir de l'intersection entre cette tangente avec l'axe des abscisses, voir Figure I-13 (a). C'est l'approche « La Rosa » ;
- deux tangentes : la limite de fatigue est alors estimée à partir l'intersection entre les deux tangentes, voir Figure I-13 (b). C'est l'approche « Luong ».

La qualité (fiabilité, précision) de ces critères graphiques, ainsi que d'autres alternatives, seront discutées dans le Chapitre IV.

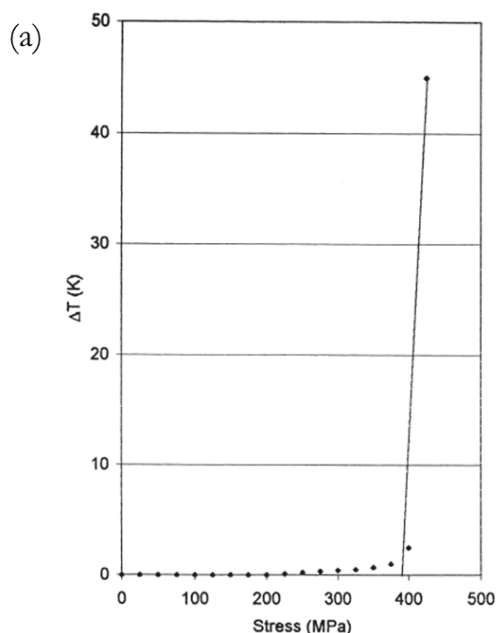


Fig. 8. Thermal increments for a C30 steel specimen with fatigue limit close to the yield point.

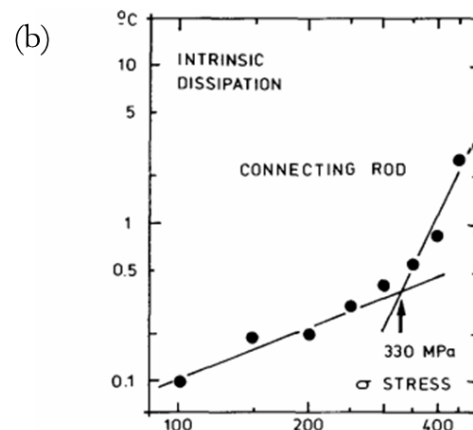


Fig. 7. Graphical determination of the fatigue limit of a connecting rod.

Figure I-13 : Détermination graphique de la limite de fatigue par l'étude de l'auto-échauffement ; (a) approche type « La Rosa » à une tangente [5] ; (b) approche type « Luong » à deux tangentes [3].

Plus récemment, notons que Doudard *et al.* [64,65] et Munier *et al.* [66,67] ont mené des travaux approfondis sur la compréhension des mécanismes de dégradation (micro-plasticité) en lien avec l'auto-échauffement en fatigue. La Figure I-14 montre schématiquement l'apparition progressive de la micro-plasticité dans la matrice élasto-plastique constituante du matériau étudié.

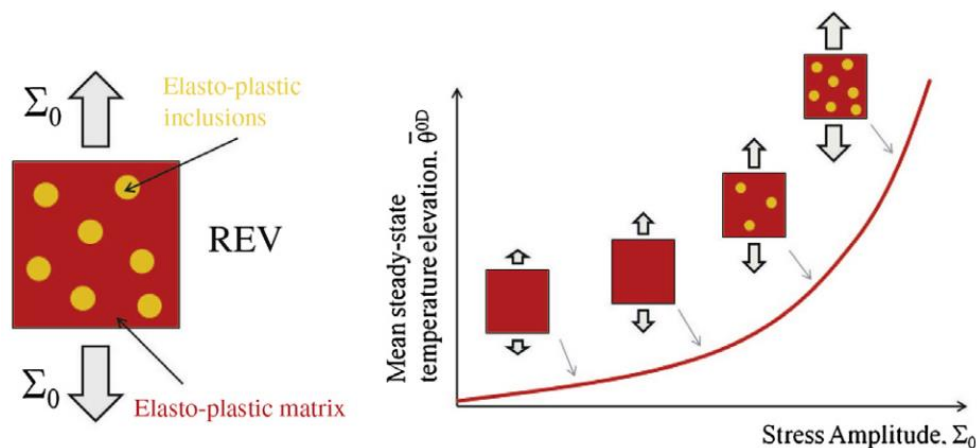


Figure I-14 : Evolution de l'apparition d'une micro-plasticité et lien avec l'auto-échauffement du matériau en fatigue [66].

Munier *et al.* ont travaillé sur les différences entre les deux régimes thermiques dans la réponse d'auto-échauffement, à savoir en dessous et au-dessus de la limite de fatigue du matériau, comme illustré par la Figure I-15 (a). Ils ont également montré que le premier régime d'auto échauffement était bien décrit par une fonction quadratique (voir Figure I-15 (b)).

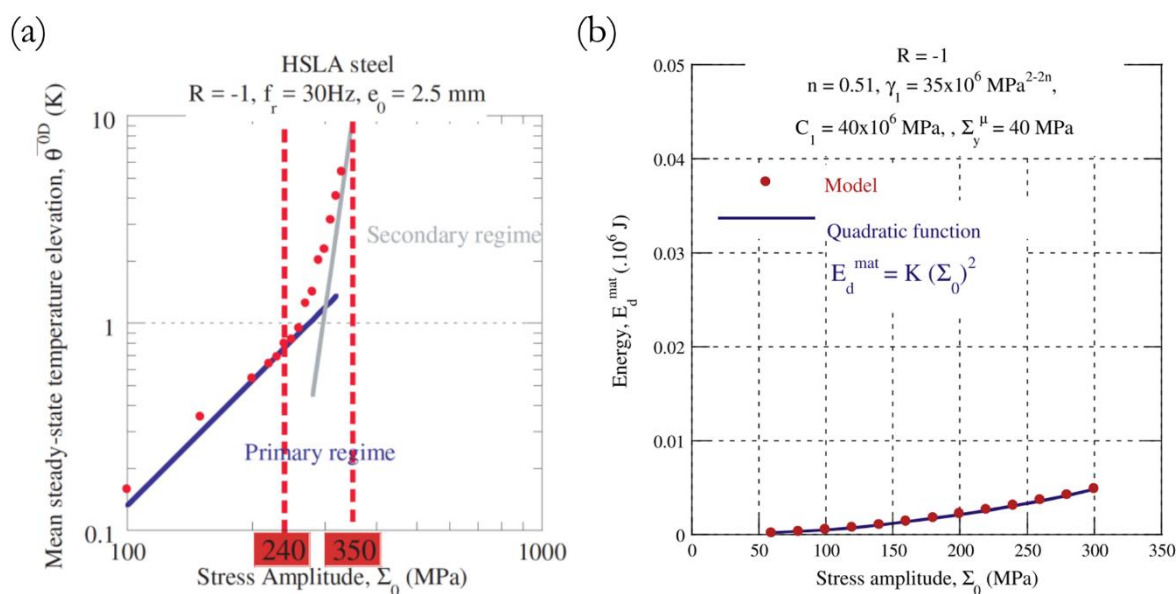


Figure I-15 : Description de deux régimes d'auto-échauffement par Munier *et al.* : (a) courbe d'auto-échauffement d'un acier en échelle log-log et visualisation de deux régimes [67] ; (b) description quadratique du premier régime [66].

Teng *et al.* [68] ont proposé une procédure pour déterminer la courbe de Wöhler à partir de mesures en thermographie IR. Pour ce faire, ils ont utilisé le calcul de l'énergie dissipée en fatigue à partir d'une version simplifiée de l'équation de la chaleur (approche de type « 0D », voir méthodes de reconstruction des sources de chaleur ci-après). Akai *et al.* [69] ont utilisé la thermographie à haute résolution spatiale pour l'observation de bandes de glissement dans un acier inoxydable austénitique (SS) 316L sous chargement de fatigue. Enfin, Cao *et al.* [12] ont utilisé l'approche de l'auto-échauffement pour comparer l'acier inoxydable 316L en fabrication L-PBF et en fabrication conventionnelle (laminé), et ont conclu que le premier a une limite de fatigue plus élevée que le second, ce qui est *a priori* en contradiction avec les conclusions des sections précédentes.

Notons dernièrement que les méthodes d'auto-échauffement sont également utilisées pour l'étude de la fatigue des alliages à mémoire de forme (AMF), en particulier pour les applications biomédicales [70,71]. La problématique est dans ce cas plus complexe car les AMF présentent en plus un couplage thermomécanique de type « changement de phase » avec dégagement de chaleur latente. Il est intéressant de noter également une application récente sur des AMF nickel-titane élaborés par fabrication additive [72].

Les travaux de Huang *et al.* [63] présentent trois approches originales de traitement des données d'auto-échauffement. Contrairement aux méthodes graphiques de Luong et de La Rosa, les approches proposées par Huang *et al.* ne reposent pas sur un traitement « visuel », et s'affranchissent donc d'éventuelles incertitudes liées à la personne traitant les données. Notons que les travaux présentés dans le Chapitre IV de ce manuscrit s'inspirent en partie des méthodes de Huang *et al.*

Pour conclure cette section, notons que l'application d'une méthode d'estimation de la limite de fatigue par étude de l'auto-échauffement est particulièrement prometteuse dans le cadre de la problématique de thèse. En effet ce type de méthode permet de s'affranchir des contraintes de temps et de coûts habituellement liés aux essais de fatigue, et serait donc plus commode à intégrer dans des démarches de recherche de paramètres de fabrication en FA.

## **I.5 Principe général de la reconstruction de sources de chaleur**

Cette dernière section présente l'approche dite de « reconstruction des sources de chaleur ». L'utilisation de cette méthode permet d'accéder à une grandeur calorifique intrinsèque à la réponse mécanique du matériau, contrairement à la température qui dépend des échanges thermiques avec l'environnement de l'échantillon testé. La section I.5.1 présente le principe général de l'approche. Ensuite la section I.5.2 présente une simplification « 1D » du problème pour une éprouvette longitudinale. Enfin, la section I.5.3 une simplification macroscopique, dite « 0D ».

### I.5.1 Principe général

Dans le cas des présents travaux de thèse, une approche dite de « reconstruction des sources de chaleur » est utilisée. Ce type d'approche proposée par Chrysochoos *et al.* [73–75] permet d'accéder à la signature calorifique des évolutions mécaniques dans les matériaux solides, et peut plus spécifiquement s'appliquer à l'étude de la signature calorifique associée aux dommages en fatigue.

L'équation de la chaleur est classiquement utilisée pour modéliser l'évolution de température dans un solide en connaissant les conditions aux limites thermiques (convection, flux...), les propriétés de conduction de la chaleur du matériau (diffusivité thermique) et les sources de chaleur « internes » (couplages thermomécaniques) et externes (rayonnement). Le principe de la reconstruction de sources de chaleur est d'utiliser cette équation « à l'envers » afin de reconstruire les sources de chaleur à partir d'une mesure d'évolution de température. Dans l'équation (I-4), les sources de chaleur totale  $S$  ( $\text{W}/\text{m}^3$ ) sont théoriquement calculables en fonction du champ 3D de température  $T$  (en K) et des paramètres thermophysiques  $\rho$  ( $\text{kg}/\text{m}^3$ ),  $C$  ( $\text{J}/\text{kg}/\text{K}^{-1}$ ) et  $\lambda$  ( $\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ ), qui sont respectivement la densité, la capacité thermique massique et la conductivité thermique du matériau.

$$S = \rho C \frac{dT}{dt} - \lambda \Delta T \quad (\text{I-4})$$

Notons que l'on garde généralement la désignation « source de chaleur » pour  $S$ , que la grandeur soit positive (production de chaleur) ou négative (absorption de chaleur). Les sources de chaleur totales peuvent se décomposer en trois parties :

- $r_{ext}$  ( $\text{W}/\text{m}^3$ ) correspond aux sources volumiques de chaleur d'origine extérieure (rayonnement).
- $d_1$  ( $\text{W}/\text{m}^3$ ) est la dissipation mécanique – aussi appelée dissipation intrinsèque –, qui est la densité volumique de chaleur due aux phénomènes mécaniques irréversibles se produisant dans le matériau (plasticité, viscosité, fissuration, et plus spécifiquement pour nous l'endommagement en fatigue). Cette quantité calorifique est toujours positive ;
- $s_{the}$  ( $\text{W}/\text{m}^3$ ) est la source de chaleur due au couplage thermoélastique. En effet, des couplages thermo-élastiques existent pour tous les matériaux. Il est à noter que la chaleur produite par le couplage thermo-élastique s'annule sur un cycle thermodynamique. Dans le cas d'un matériau isotrope à élasticité « non-entropique » (c'est-à-dire à élasticité non-caoutchoutique), la source de chaleur thermoélastique peut s'exprimer en fonction du coefficient de dilatation thermique  $\alpha$  du matériau, de la température  $T$  (exprimée en Kelvin) et de la contrainte hydrostatique  $\sigma_h$  [76] ;

$$\left\{ \begin{array}{l} S = d_1 + s_{the} + r_{ext} \\ \text{avec } s_{the} = -3\alpha T \frac{d\sigma_h}{dt} \end{array} \right. \quad (I-5)$$

L'application de la reconstruction de sources de chaleur à la thermomécanique des matériaux est justifiée par le fait que les variations de température dans un échantillon sous chargement mécanique ne sont pas seulement dues à sa réponse mécanique. En effet, la diffusion de la chaleur à l'intérieur de l'échantillon et les échanges thermiques avec l'environnement (air ambiant, mâchoires de la machine d'essai) influencent fortement les champs de température. En particulier, la géométrie de l'éprouvette en elle-même influe fortement les champs de température, en fonction notamment du ratio entre la surface d'échange avec l'environnement et le volume de l'éprouvette. La grandeur calorifique  $d_1 + s_{the}$  – contrairement à la température – est quant à elle intrinsèque à l'évolution mécanique du matériau. La somme  $d_1 + s_{the}$  caractérise les couplages thermo-mécaniques.

On peut noter que la grandeur  $S$  calculable par l'équation (I-4) n'est pas uniquement représentative des couplages thermo-mécaniques : les sources  $r_{ext}$  doivent être retranchée (voir équation (I-5)). On peut alors considérer l'équation (I-6) : il s'agit de l'équation de la chaleur appliquée à un champ de température « artefact »  $T_{ref}$ . Cet artefact correspond à un champ de température obtenu lorsque la pièce étudiée n'est soumise qu'aux sources  $r_{ext}$  (c'est-à-dire sans chargement mécanique). En pratique,  $T_{ref}$  est le champ de température stabilisé juste avant de commencer le chargement mécanique.

$$\rho C \frac{dT_{ref}}{dt} - \lambda \Delta T_{ref} = r_{ext} \quad (I-6)$$

On écrit alors l'équation (I-7) en soustrayant (I-6) à (I-5) et en posant  $\theta = T - T_{ref}$ . La grandeur  $\theta$  (en °C ou K) est alors le *changement de température* lié aux couplages thermo-mécaniques. La construction expérimentale de cette grandeur sera explicitée au Chapitre IV.

$$\rho C \frac{d\theta}{dt} - \lambda \Delta \theta = d_1 + s_{the} \quad (I-7)$$

### I.5.2 Simplification de l'équation de la chaleur pour une éprouvette élancée

Notons que la reconstruction de source de chaleur par l'équation tridimensionnelle (I-6) n'est en fait pas applicable car les caméras IR ne donnent pas d'information dans le volume d'une pièce. Dans notre cas, nous étudions des éprouvettes plates et fines, sollicitées en traction uniaxiale. Il est possible de réduire l'équation de la chaleur à une formulation simplifiée, unidimensionnelle (1D), en faisant l'hypothèse d'une éprouvette élancée, c'est-à-dire de faible section par rapport à sa longueur. Autrement dit :  $e \ll L$  et  $w \ll L$  avec  $e$ ,  $w$  et  $L$ , l'épaisseur, la largeur et la longueur de la zone utile de l'éprouvette respectivement. Dans ce cas, les fuites de chaleur sur les bords latéraux de la zone utile sont faibles et l'écart de température  $\theta$  varie peu dans l'épaisseur et la largeur (voir Figure I-16). Cela revient à dire qu'on peut écrire :  $\theta(x, y, z, t) \approx \theta(y, t)$ .

On se propose alors de moyenner l'équation (I-7) dans chaque tranche de la zone utile de l'éprouvette, d'aire  $S_{ut}$  et délimitée par  $-e/2 < z < e/2$  et  $-w/2 < x < w/2$ . On écrit donc l'équation (I-8).

$$\begin{aligned} \frac{\rho C}{ew} \iint_{S_{ut}} \frac{\partial \theta}{\partial t} dx dz - \frac{\lambda}{ew} \iint_{S_{ut}} \frac{\partial^2 \theta}{\partial y^2} dx dz - \frac{\lambda}{ew} \iint_{S_{ut}} \left( \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial z^2} \right) dx dz \\ = \frac{1}{ew} \iint_{S_{ut}} (d_1 + s_{the}) dx dz \end{aligned} \quad (I-8)$$

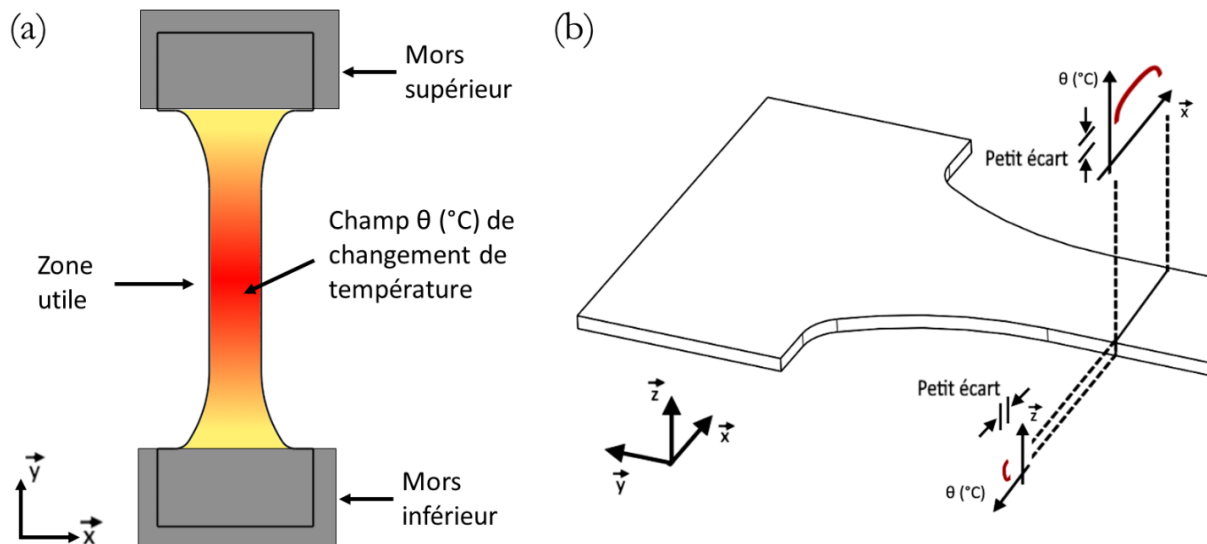


Figure I-16 : Distribution spatiale de température dans la cas d'une éprouvette élancée.

Dans notre problème, il existe deux puits thermiques par contact métal-métal au niveau des mâchoires de la machine d'essais. Ce phénomène induit une dérivée seconde de  $\theta$  selon l'axe  $y$  qui

peut prendre des valeurs importantes tout le long de l'éprouvette. Les phénomènes de convection avec l'air ambiant induisent quant à eux les deux autres dérivées secondes selon  $x$  et  $z$ . Notons que les valeurs de ces dernières dérivées sont non-négligeables à proximité des surfaces extérieures. Lorsque l'on moyenne suivant  $x$  et  $z$ , les primitives de ces dérivées secondes conduisent à des dérivées premières. On peut alors utiliser l'expression (I-9) exprimant classiquement les pertes de chaleur par convection comme proportionnelles à l'écart entre la température de surface (supposée  $\sim$  constante dans la section utile) et la température de l'air environnant  $T_{ext}$ . Au second membre,  $h$  ( $\text{W.m}^{-2}\text{K}^{-1}$ ) est le coefficient d'échange par convection air-éprouvette. Enfin,  $T - T_{ext}$  peut être approximé à  $\theta$  étant donné que l'on se situe dans la zone utile, loin des mors.

$$\mp \lambda \frac{\partial \theta \left( x = \pm \frac{w}{2} \right)}{dx} = \mp \lambda \frac{\partial \theta \left( z = \pm \frac{e}{2} \right)}{dz} = h(T - T_{ext}) \approx h \cdot \theta \quad (\text{I-9})$$

Après quelques calculs de développement des intégrales, on peut écrire l'équation de la chaleur moyennée dans la section utile sous la forme (I-10).

$$\rho C \frac{\partial \theta}{\partial t} - \lambda \frac{\partial^2 \theta}{\partial y^2} + \frac{2h(e+w)}{ew} \theta = d_1 + s_{the} \quad (\text{I-10})$$

En pratique, on préférera écrire le problème inverse de reconstruction des sources de chaleur sous la forme (I-11), en introduisant la constante de temps  $\tau_{1D}$  (s).

$$d_1 + s_{the} = \rho C \left( \frac{d\theta}{dt} + \frac{\theta}{\tau_{1D}} \right) - \lambda \frac{\partial^2 \theta}{\partial y^2} \quad (\text{I-11})$$

$$\text{avec } \tau_{1D} = \frac{ew}{2\rho Ch(e+w)}$$

Quelques remarques peuvent être faites :

- la reconstruction de source de chaleur consiste à estimer  $d_1 + s_{the}$  par le calcul du membre de gauche de l'équation (I-10). Dans le cas d'étude de la thèse, c'est la dissipation mécanique  $d_1$  qui nous intéresse. C'est en effet la signature calorifique de l'endommagement par fatigue. Il faudra donc soustraire la partie associée au couplage thermoélastique  $s_{the}$  ;

- si on considère une éprouvette non-chargée mécaniquement (c.à.d.  $d_1 = 0$  et  $s_{the} = 0$ ), sans puits de chaleur par contact (c.à.d. éprouvette non-serrée dans les mors, par exemple suspendue avec une ficelle...), et préalablement chauffée uniformément, alors l'équation (I-11) devient une simple loi de refroidissement de Newton et la constante  $\tau_{1D}$  est la constante de temps de la fonction exponentielle de retour à l'équilibre thermique. Notons qu'ainsi, on peut trouver expérimentalement la valeur de  $\tau_{1D}$  ;
- on peut aussi construire une version 2D du problème, en suivant un raisonnement similaire, qui est tout à fait adaptée à la thermographie IR car cette technique fournit des champs surfaciques de température. Notons cependant que la version 1D a l'avantage de rendre les calculs de source de chaleur moins coûteux d'une part, et surtout permet d'améliorer la résolution de mesure en effectuant une moyenne des températures suivant l'axe  $x$  d'autre part. En effet, le calcul des sources de chaleur est très sensible au ratio signal/bruit du fait de la présence de dérivées secondes.

Notons que l'approche 1D de reconstruction de source de chaleur en mécanique des matériaux est assez peu utilisée dans la littérature, même si les applications couvrent un large panel de matériaux (aciers [75,77], alliages de cuivre [78–80], polymères [80,81], alliages à mémoire de formes [82,83]).

### I.5.3 Simplification du problème : approche « 0D »

Il est également possible d'étudier la moyenne spatiale  $\theta_{0D}$  des écarts de température dans toute la zone utile de notre éprouvette et de construire ainsi une approche dite « 0D ». Les bases de l'approche sont détaillées dans les travaux de Chrysochoos *et al.* [75]. Il s'agit d'une simplification du problème dans l'hypothèse où les sources de chaleur dues au couplage thermomécanique sont uniformes dans la zone utile de l'éprouvette (hypothèse vérifiée pour une éprouvette à section constante). On écrit alors :

$$d_1 + s_{the} = \rho C \left( \frac{d\theta_{0D}}{dt} + \frac{\theta_{0D}}{\tau_{0D}} \right) \quad (I-12)$$

Il convient de noter que cela n'implique pas que les champs de température sont homogènes dans l'éprouvette (ils sont d'ailleurs forcément hétérogènes du fait du contact avec les mâchoires de serrage). L'approche 0D pose en fait l'hypothèse simplificatrice suivante : les fuites de chaleur (par contact) dans les mors sont considérées proportionnelles à la moyenne  $\theta_{0D}$  des écarts de température avec l'environnement. Le coefficient de proportionnalité pourrait s'écrire  $\rho C / \tau_{mors}$ . On a vu que la



constante de temps  $\tau_{1D}$  traduit une proportionnalité entre la chaleur échangée par convection avec l'air ambiant et l'écart de température avec l'environnement (le coefficient de proportionnalité est  $\rho C / \tau_{1D}$ ). Dans le cas de la méthode 0D, les pertes par contact et par convection sont sommées dans le terme  $\rho C \theta_{0D} / \tau_{0D}$  avec  $1/\tau_{1D} + 1/\tau_{mors} = 1/\tau_{0D}$ .

En pratique, la constante  $\tau_{0D}$  est mesurée de manière similaire à la constante de temps  $\tau_{1D}$  pour l'approche 1D : elle correspond à la constante de temps de retour à l'équilibre thermique de l'éprouvette préalablement chauffée uniformément et non-chargée mécaniquement, mais cette fois-ci serrée dans les mors de la machine d'essais.

Notons que la méthode 0D a été étudiée sur une large variété de matériaux. Le Tableau I-5 fournit la liste exhaustive de tous les articles (référéncés dans Web of Science) utilisant l'approche 0D par classe de matériaux.

Classe de matériaux	Références
Caoutchouc	[84–91]
Polyamide 6.6	[92–98]
Aciers	[99]
Alliages d'aluminium	[100]
Alliages de cuivre	[80,101]
PMMA	[80]
Cuir	[102]

Tableau I-5 : Liste des articles utilisant l'approche de reconstruction des sources de chaleur « 0D » par classe de matériaux.

C'est cette approche 0D que nous avons appliquée sur des éprouvettes L-PBF dans ces travaux de thèse.

## I.6 Résumé et conclusion de l'état de l'art

Ce premier chapitre a présenté un état de l'art sur différents sujets en relation avec la problématique de la thèse : la fabrication additive (FA), la technologie fusion laser sur lit de poudre (L-PBF), les propriétés mécaniques des pièces issues de L-PBF métalliques (en particulier concernant le point sensible de la fatigue), les méthodes d'auto-échauffement pour l'analyse de la fatigue des matériaux, et la reconstruction de sources de chaleur.

Le premier constat concerne l'évolution de la quantité de publications sur le sujet de la FA : elle est en forte croissance ; plus particulièrement sur le domaine de la fatigue. L'intérêt scientifique et industriel pour le sujet est en plein effervescence compte tenu des enjeux pour des secteurs comme l'aéronautique, l'aérospatial ou le médical, *etc.*

Concernant les propriétés mécaniques des métaux issus de L-PBF, on a pu voir des conclusions très intéressantes et prometteuses à propos des résistances en sollicitation statique (Re,

R<sub>m</sub>,...) : les performances sont en effet généralement comparables, voire supérieures, aux standards de fabrication conventionnelle. En revanche, concernant les allongements à la rupture et les propriétés en fatigue, les conclusions sont bien plus mitigées. Des défauts inhérents au procédé (états de surface, porosités, contraintes résiduelles), ainsi que la microstructure métallique particulière en sortie de FA, peuvent expliquer ces performances mécaniques typiques en FA métallique. On a enfin noté que la porosité résiduelle, à l'occurrence parfois difficilement prévisible, conduit à une grande dispersion dans les résultats de fatigue, pouvant conduire à des résultats difficilement exploitables.

Enfin, les essais de fatigue conventionnels étant longs et coûteux, ce premier chapitre a également été l'occasion de présenter les méthodes basées sur la thermographie IR pour une caractérisation rapide et moins coûteuse en fatigue, notamment pour l'identification de la limite de fatigue du matériau. Nous avons aussi rappelé la technique de « reconstruction de source de chaleur » permettant de remonter à la signature calorifique (cause) de la signature thermique (conséquence) de l'évolution mécanique d'un matériau. Notre objectif est d'évaluer la « dissipation mécanique » (quantité calorifique associée à l'endommagement en fatigue) dans les démarches de comparaison de différents aciers et de différentes stratégies d'impression.

Les prochains chapitres présentent les différents résultats obtenus lors de la thèse, travaux basés sur les éléments clés détaillés jusqu'ici.



## Chapitre II – Etude conventionnelle de la fatigue d'un acier maraging fabriqué en L-PBF

---

Ce second chapitre présente les essais conventionnels de fatigue réalisés sur un acier maraging proche du 18Ni300 (mais dont la composition exacte est confidentielle) fabriquées en L-PBF. L'excellente soudabilité des aciers maraging et leurs propriétés mécaniques exceptionnelles en font des candidats idéals pour la fabrication L-PBF de pièces du secteur de la défense ou des pièces de motorisation. L'objectif du chapitre est d'estimer une limite de fatigue du matériau à partir de données S-N (contrainte S - durée de vie N exprimée en nombre de cycles). Cette valeur de limite de fatigue pourra être utilisée comme point de comparaison pour nos essais instrumentés par caméra infrarouge (IR) dans la suite du manuscrit. Anticipons en disant que l'étude présentée dans ce chapitre permet de mettre en évidence des spécificités en fatigue des éprouvettes vis à vis du procédé de fabrication.

La section II.1 présente le dispositif expérimental mis en place (matériau testé et machine d'essai utilisée, conditions de tests). La section II.2 présente les données S-N obtenues, ainsi que leur analyse à l'aide de fractographies en suivant l'approche de Murakami.

### II.1 Dispositif expérimental

Cette section présente le dispositif expérimental mis en place pour la réalisation des essais conventionnels de fatigue, à savoir : le matériau et les éprouvettes (section II.1.1) ; la machine et les conditions d'essai (section II.1.2).

#### II.1.1 Matériau et éprouvettes

Les aciers maraging (le nom est un mot-valise pour *martensite* et *aging*) sont une classe de superalliage d'acier ayant une très grande résistance mécanique tout en conservant une très bonne ténacité. Contrairement aux aciers durs classiques, les alliages maraging ne tirent pas leur dureté du taux de carbone – qui est relativement faible – mais principalement de la formation de précipités métalliques (Ni, Co, Mo...) pendant la phase de vieillissement thermique (*aging*). Par ailleurs, les aciers maraging ont une excellente soudabilité, même sans préchauffage, ce qui en fait de bons candidats pour la fabrication en L-PBF. En revanche, la publication d'études concernant de leurs propriétés en fatigue est récente et encore assez peu fournie [18,19,27,34,38,103,104]. Nous avons conduit dans le cadre de cette thèse des essais conventionnels de fatigue dans le but de construire une courbe S-N. L'objectif est d'abord d'obtenir des éléments de connaissance concernant le comportement en fatigue de ce matériau issu de L-PBF, de caractériser sa limite de fatigue, pour pouvoir ensuite comparer ce résultat avec les essais de fatigue instrumentés par thermographie infrarouge dans le Chapitre III.

28 éprouvettes utilisées pour ces essais, ont été fabriquées en L-PBF par l'entreprise AddUp à partir de poudre de maraging (composition proche du 18Ni300 mais confidentielle), en utilisant une machine FormUp® 350 [105]. La machine est équipée d'un laser à fibre Yb de 500W, d'une vitesse de balayage pouvant atteindre 10 m/s et d'une épaisseur de couche programmable comprise entre 20  $\mu\text{m}$  et 100  $\mu\text{m}$ . La fabrication se fait sous atmosphère neutre (Argon), avec un flux du gaz de gauche à droite, dans le sens contraire à la trajectoire du laser afin de dégager les fumées. Les éprouvettes ont été notées « L » (*left*) ou « R » (*right*) selon qu'elles aient été fabriquées du côté entrant ou sortant du flux de gaz (voir représentation schématique du plateau de fabrication en Figure II-1 (a)).

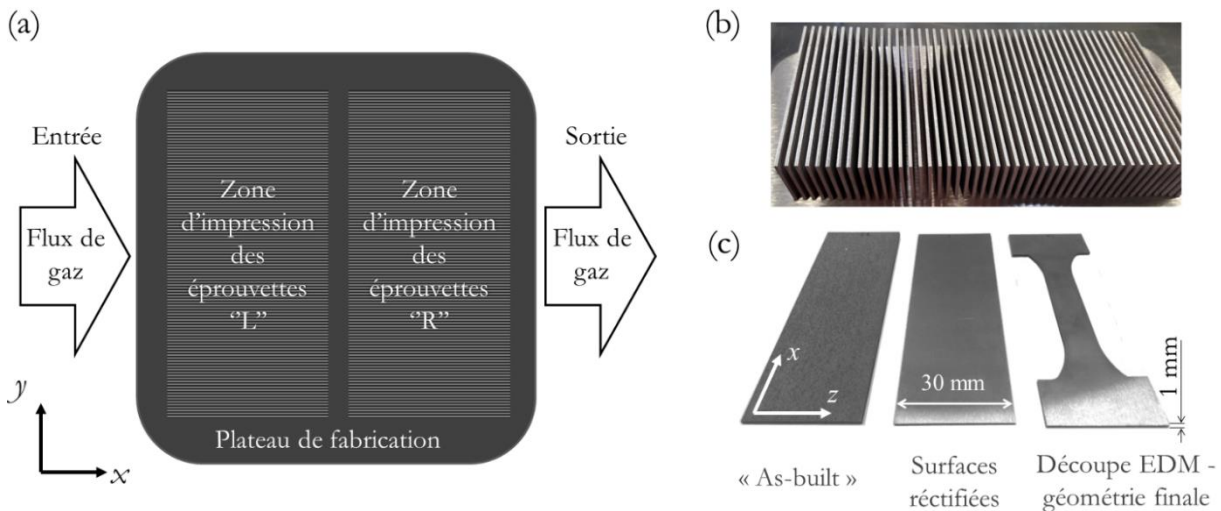


Figure II-1 : Fabrication des éprouvettes pour les essais conventionnels de fatigue : (a) vue schématique des deux zones d'impression sur le plateau de fabrication ; (b) photographie des lamelles à l'état « as-built », encore sur le plateau de fabrication ; (c) photographies des éprouvettes à différentes étapes de la fabrication.

Notons qu'un seul matériau et une seule stratégie de fabrication ont été testés dans cette partie des travaux (correspondant à la stratégie M1 dans le Chapitre V). La gamme de fabrication a été la suivante :

- Fabrication L-PBF sous la forme de lamelles verticales (1,4 mm d'épaisseur, sens de dépôt de la poudre de gauche à droite sur la Figure II-1 (a), propagation du laser de droite à gauche avec une alternance de  $45^\circ/135^\circ$  par rapport à la direction x entre deux couches consécutives) ;
- Détensionnement sur plateau de fabrication (3 heures à  $580^\circ\text{C}$ ) ;
- Découpe du plateau ;
- Rectification de l'état de surface conduisant à des lamelles de 1 mm d'épaisseur ;

- Découpe à la géométrie finale par électro-érosion (EDM pour *Electrical Discharge Machining*).

Notons que nous ne pouvons pas donner plus de détails concernant les paramètres et les stratégies de fabrication pour des raisons de confidentialité.

La photographie en Figure II-1 (b) montre les lamelles issues de L-PBF encore situées sur le plateau de fabrication. L'épaisseur des lamelles en sortie de fabrication est de 1,4 mm. Les photographies en Figure II-1 (c) montrent des éprouvettes aux différentes étapes de fabrication. On y voit notamment la géométrie finale de éprouvettes de fatigue (qu'on retrouve schématiquement en Figure II-2 (b)) ; les dimensions de la section utile sont de 1 mm d'épaisseur, 10 mm de largeur et 40 mm de longueur avec un congé de raccordement avec les têtes d'éprouvette, conformément à la norme ISO 1099 :2017 [106].

### II.1.2 Machine et conditions d'essai en fatigue

Les essais en fatigue ont été réalisés au Cetim de St-Etienne (France). Une machine d'essai Vibrophore ZwickRoell d'une capacité de 20 kN est utilisée pour les essais de fatigue classiques (voir Figure II-2 (a)) afin de construire la courbe S-N du matériau. Des mâchoires réglables sont utilisées pour monter les éprouvettes dans la machine. La fréquence de chargement obtenue par résonance mécanique est de  $66 \text{ Hz} \pm 1 \text{ Hz}$ . L'étalonnage est effectué sur une plage de 0 kN à 10 kN conformément à la norme ISO 7500-1:2018 (équipement de classe 1) [107].

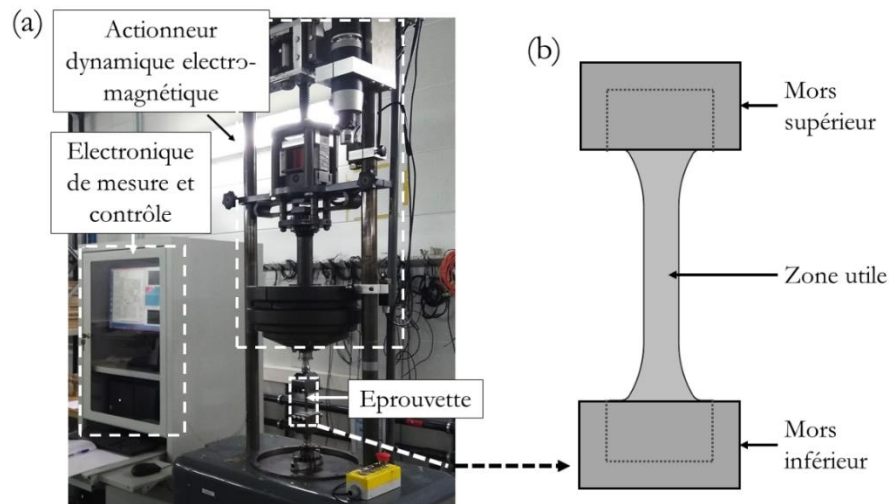


Figure II-2 : Dispositif expérimental pour les essais conventionnels de fatigue ; (a) photographie du banc expérimental (machine Vibrophore de ZwickRoell de capacité 20 kN) ; (b) schéma de la géométrie d'éprouvette utilisée.

Le Tableau II-1 indique les paramètres d'essais utilisés pour réaliser ces essais de fatigue conventionnels.

Type d'actionneur	Electro-magnétique
Fréquence de chargement $f_L$	66 Hz
Rapport de charge $R$	0,1
Type de chargement cyclique	Amplitude de contrainte $\sigma_a$ constante pour chaque test (chaque éprouvette) jusqu'à rupture (limite de $10^7$ cycles)
Nombre d'éprouvettes testées	28
Objectifs	Courbe S-N et fractographie (MEB)

Tableau II-1 : Paramètres d'essai des tests de fatigue conventionnels.

## II.2 Résultats et analyses

Cette section présente les résultats obtenus en essais de fatigue conventionnels pour l'acier maraging sous forme d'un tracé S-N. La dispersion particulièrement importante de ces résultats nous a conduit à faire une analyse plus poussée suivant la méthode de Murakami, à l'aide des fractographies (réalisées au microscope à balayage électronique à Sigma-Clermont) afin de comprendre l'origine de cette dispersion.

### II.2.1 Fractographies et analyses de type « Murakami »

La Figure II-3 (a) montre le tracé des données S-N des 28 éprouvettes soumises aux essais de fatigue conventionnels, en utilisant l'amplitude de la contrainte  $\sigma_a$  pour l'axe des y comme il est habituel pour ce type de représentation. Chaque donnée est représentée sous la forme d'une bulle dont la surface est proportionnelle à la valeur l'aire effective de la zone d'amorce de fissure de fatigue (porosités) –  $area_{eff}$  – mesurée sur des micrographies MEB (Microscope à Balayage Electronique) en suivant l'approche de type Murakami, déjà évoquée en section I.3.3.4 de l'état de l'art. La couleur des bulles donne une information sur la position de la zone d'amorçage de fissure par rapport à la surface : surfacique, subsurfacique ou interne.

L'approche de Y. Murakami consiste à prendre en compte l'influence des porosités sur les performances en fatigue des métaux. En effet, dans son ouvrage de 2002 [60], il présente les effets de petits défauts et inclusions non-métalliques sur les propriétés en fatigue des métaux. En particulier, il y développe une méthode d'estimation de l'aire effective d'un défaut, donnant une information sur sa criticité sur la limite de fatigue. Cette approche trouve un intérêt particulièrement important en fabrication L-PBF des aciers à dureté élevée [34,51,61]. On sait en effet que les défauts de porosité

sont une problématique récurrente en L-PBF. De plus, l'influence de ces défauts sur les propriétés en fatigue est d'autant plus importante pour les aciers à dureté élevée ( $HV > 400$ ), ce qui est le cas de l'acier maraging étudié.

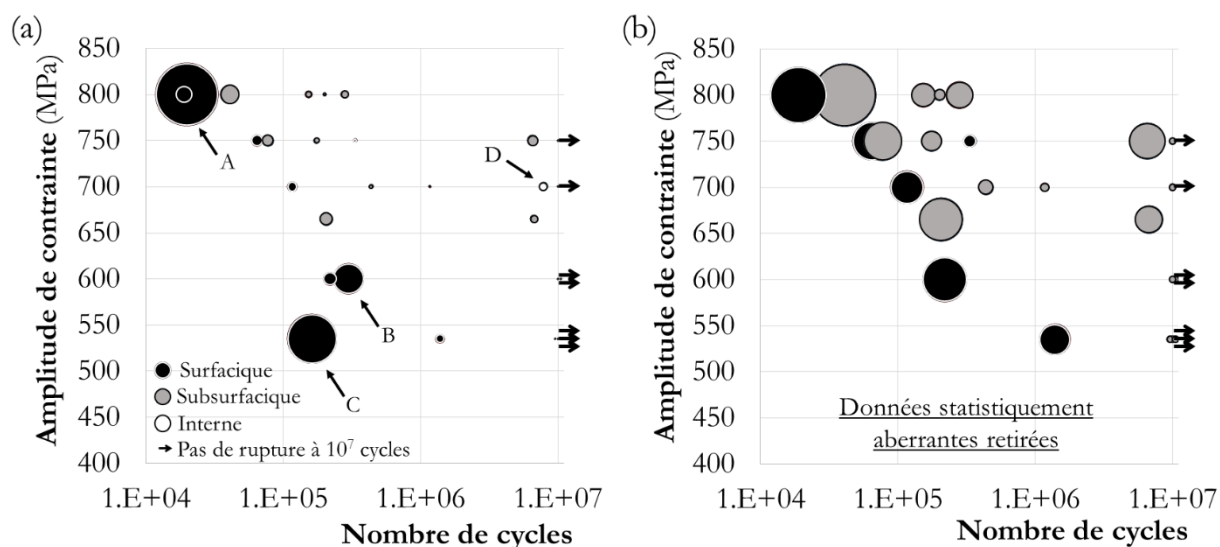


Figure II-3 : Tracé de la courbe S-N sous la forme des « bulles » de surface proportionnelle à la surface effective  $area_{eff}$  calculée à l'aide de fractographie MEB ; (a) toutes les éprouvettes ; (b) sans les données aberrantes A, B, C et D.

On sait que la criticité d'un défaut sur les propriétés en fatigue dépend de sa taille. La valeur de  $area_{eff}$  dépend non seulement de la taille (surface) du défaut, mais aussi de sa morphologie et de sa position par rapport à une surface extérieure matière. La Figure II-4, extraite de [51], présente cinq exemples type de mesure de l'aire effective selon le type de porosité rencontrée. On note que, pour les défauts à contours irréguliers, la méthodologie consiste à considérer une surface au contour « adouci » circonscrit au contour du défaut ; ce défaut aura donc une aire effective équivalente à un défaut au contour régulier de taille plus importante. En effet, la morphologie irrégulière du contour sera plus propice aux concentrations de contrainte, et donc à l'amorce de fissuration de fatigue. Un « cluster » de deux défauts (ou plus) proches, en interactions les uns avec autres, est considéré comme un unique défaut. Les zones de matière entre ces défauts sont également des zones propices à l'amorce de fissuration. Enfin, il en est de même pour un défaut en interaction avec une surface extérieure matière.



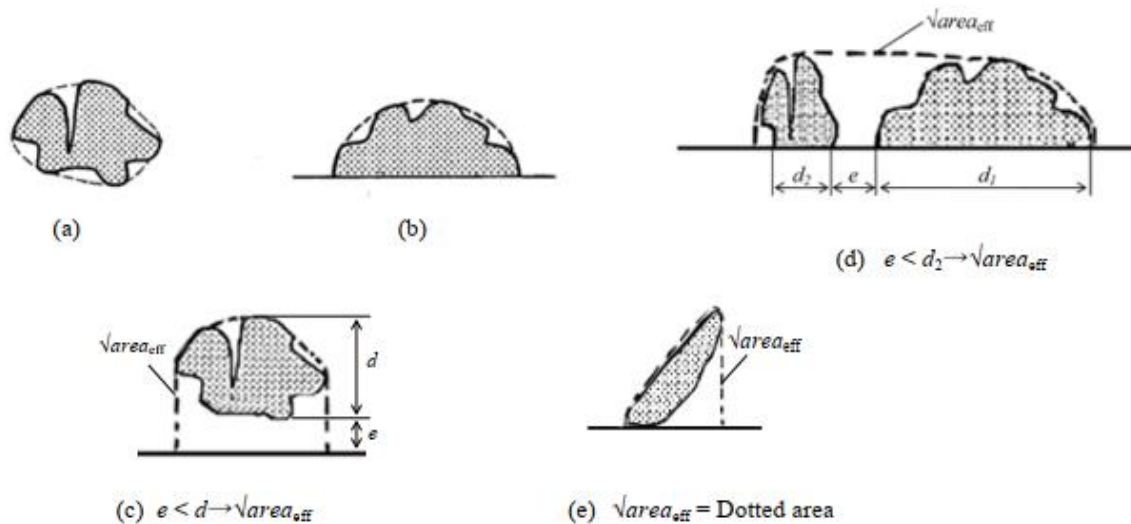


Figure II-4 : Estimation de l'aire effective pour des porosités à contours irréguliers, ou proches d'une surface selon l'approche de Murakami (extrait de [51]) : (a) défaut interne à contour irrégulier ; (b) défaut surfacique à contour irrégulier ; (c) défaut subsurfacique (interne en interaction avec la surface) à contour irrégulier ; (d) 2 défauts surfaciques adjacents à contour irrégulier ; (e) défaut incliné en contact avec une surface.

La Figure II-5 montre des fractographies (imagerie MEB) réalisées sur les éprouvettes rompues de maraging. Il s'agit de quatre cas représentatifs. En Figure II-5 (a) et (b), il s'agit de défauts surfacique (en contact avec la surface) et subsurfacique (en interaction avec la surface). Dans les deux cas, il s'agit de légers manques de fusion localisés. Ce sont les deux types de zones d'amorce de fissures les plus rencontrés dans les essais. La Figure II-5 (c) montre un défaut de fusion important propagé de couche en couche au cours de l'impression et la Figure II-5 (d) montre un défaut interne. Ces deux dernières images correspondent respectivement aux bulles C et D de la figure Figure II-3 (a).

Les points A, B et C de la Figure II-3 (a) doivent être considérés comme des données statistiquement aberrantes à cause de la taille très importante des défauts ayant conduit à la rupture des éprouvettes ( $area_{eff} \gg 10^4 \mu m^2$ ). Le point D peut également être considéré comme statistiquement aberrant du fait de la position interne du défaut ayant conduit à la rupture (seule éprouvette du lot dans ce cas). Après avoir supprimé ces quatre données et remis à l'échelle la taille des bulles, on obtient le graphique en Figure II-3 (b).

Cependant, même en ayant supprimé les données aberrantes, on observe que la dispersion des données reste élevée, ce qui rend la détermination de la limite de fatigue discutable. L'objectif de la section suivante est donc d'analyser cette dispersion et de proposer une séparation des données en deux populations distinctes.

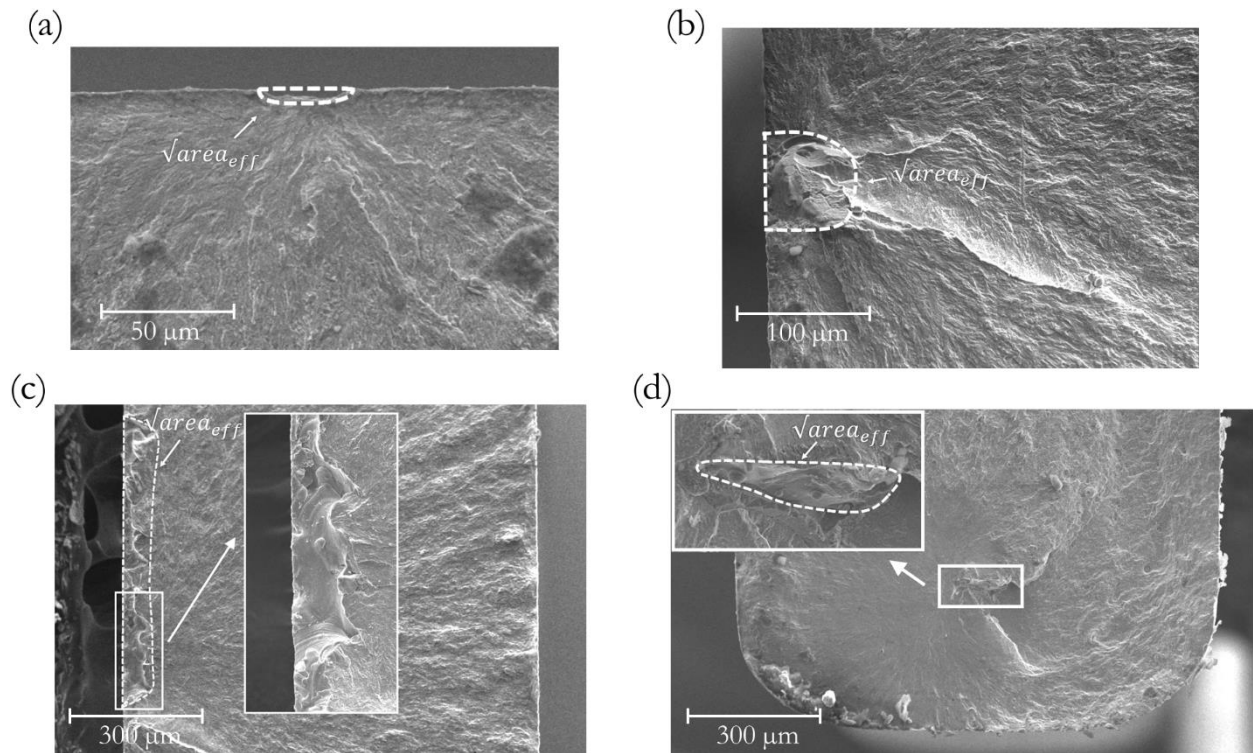


Figure II-5 : Fractographies typiques et  $area_{eff}$  associée : (a) petit défaut surfacique ; (b) défaut subsurfacique ; (c) manque de fusion propagé sur plusieurs couches de fabrication (correspond à la donnée aberrante « C » de la Figure II-3 (a)) ; (d) défaut interne (correspond à la donnée aberrante « D » de la Figure II-3 (a))

## II.2.2 Analyse de la dispersion

Une analyse visuelle des données de la Figure II-3 (b) laisse penser qu'il existe deux populations « distinctes » dans les éprouvettes testées. Pour une analyse plus approfondie, le modèle de Basquin (voir équation (II-1)) est d'abord utilisé :

$$\log(N) = \log(C) - m \times \log(\sigma_a) \quad (\text{II-1})$$

avec  $N$  le nombre de cycles,  $\sigma_a$  l'amplitude de contrainte,  $C$  et  $m$  les constantes du modèle à ajuster.

Ce modèle est couplé avec le test de Fisher-Snedecor [108] à des fins de validation et afin de vérifier la dispersion des données S-N. Si le test est rejeté, un autre modèle doit être utilisé (ou le contrôle de l'efficacité du processus de fabrication doit être remis en question). Le test consiste à comparer le rapport entre la variance expliquée par le modèle de Basquin et la variance résiduelle par rapport à un seuil  $\gamma$ . Dans le présent document, ce test est utilisé pour valider ou non l'existence de deux populations distinctes en fonction de leur emplacement sur la plaque de construction

(éprouvettes notées L et R en fonction de leur zone de fabrication sur le plateau, voir Figure II-1 (a)). Le Tableau II-2 indique le seuil  $\gamma$  permettant de valider le test de Fisher-Snedecor pour les différentes populations, une valeur maximale de 10% étant généralement considérée comme validant le modèle et la bonne maîtrise du processus de fabrication produisant l'ensemble des éprouvettes testées [109]. Il apparaît que le test est validé en considérant les types L uniquement ( $\gamma = 5\%$ ), ce qui n'est pas le cas en considérant les types L+R ( $\gamma = 17\%$ ) et les types R uniquement ( $\gamma = 14\%$ ). Le coefficient de variation CV des différences entre les données expérimentales et le modèle est également indiqué dans le tableau pour les trois séries d'éprouvettes. Il est confirmé que les éprouvettes L+R ne représentent pas un procédé de fabrication « unique » (CV = 32,8%). Les éprouvettes L et R peuvent être considérées comme représentant des procédés de fabrication distincts (CV = 10,4 % et 9,6 % respectivement).

	Seuil $\gamma$ permettant la validation du test de Fischer-Snedecor	Coefficient de variation CV entre les données expérimentales et le modèle
Eprouvettes L+R	17%	32,8%
Eprouvettes L	5%	10,4%
Eprouvettes R	14%	9,6%

Tableau II-2 : Analyse de la dispersion des données S-N à partir du modèle de Basquin.

Bien que le modèle de Basquin soit pertinent pour la description de la partie linéaire des courbes de Wöhler, le modèle de Bastenaire (voir équation (II-2)) s'adapte mieux aux données S-N en tenant compte de l'asymptote de la courbe de Wöhler [109,110].

$$N = A \times \frac{e^{(\sigma_a - \frac{E}{B})^C}}{\sigma_a - E} \quad (\text{II-2})$$

avec  $N$  le nombre de cycles,  $\sigma_a$  l'amplitude de contrainte,  $A$ ,  $B$ ,  $C$  et  $E$  les constantes du modèle à ajuster. Notons que  $E$  correspond à la limite de fatigue  $\sigma_D$ . Le modèle de Bastenaire a donc été utilisé pour estimer la limite de fatigue à  $10^7$  cycles pour les éprouvettes L et R : voir Tableau II-3.

	Limite de fatigue
Eprouvettes L	255 MPa
Eprouvettes R	316 MPa

Tableau II-3 : Limite de fatigue  $\sigma_D$  estimée avec le modèle de Bastenaire pour une probabilité de rupture de 50% à  $10^7$  cycles.

La Figure II-6 montre de nouveau le tracé des données S-N des 28 éprouvettes. Cette fois, les données ont été représentées en distinguant les éprouvettes L (en rouge) et R (en bleu). Les ajustements des modèles de Bastenaire et de Basquin aux données des deux populations sont également représentés. On peut conclure que les éprouvettes fabriquées sur la partie gauche du plateau de fabrication ont une moins bonne limite de fatigue que celle fabriquées sur la partie droite. On remarque également que les deux populations correspondent également avec la taille plus ou moins importante de la surface effective des défauts à l'origine de l'amorce de fissuration. Cela pourrait s'expliquer par un effet de la direction du dépôt de poudre ou de l'écoulement de gaz [13–16].

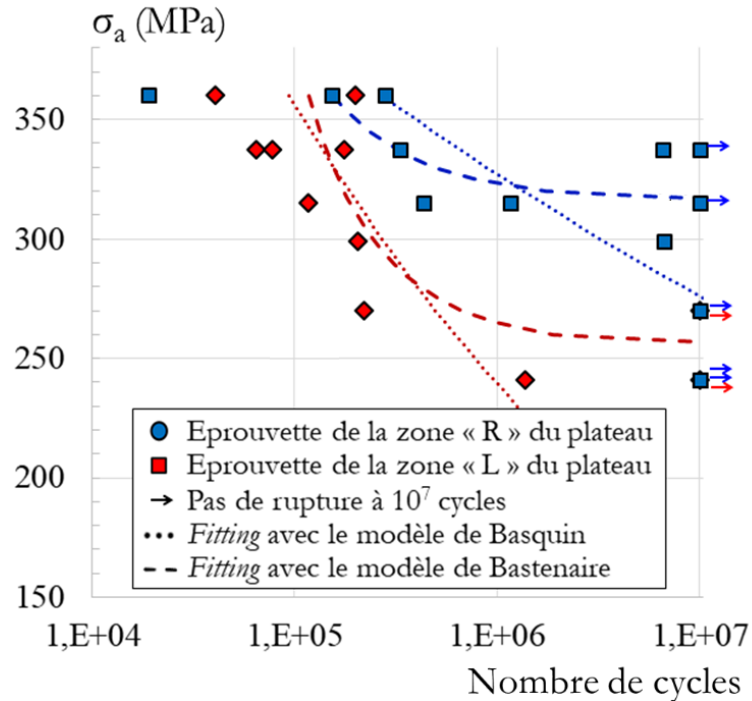


Figure II-6 : Tracé S-N (amplitude de contrainte  $\sigma_a$  en fonction de la durée de vie  $N$  en nombre de cycles), en distinguant les zones R et L du plateau de fabrication. Les quatre résultats aberrants ont été enlevés du graphique.

### II.3 Conclusion du chapitre

Dans ce chapitre, les résultats d'essais de fatigue conventionnels ont été présentés. 28 éprouvettes en acier maraging issues de la même stratégie et du même plateau de fabrication ont été testées pour la construction d'une courbe S-N. La dispersion importante des résultats a conduit à penser qu'il existe deux populations distinctes au sein du lot des 28 éprouvettes. Une analyse MEB des zones d'amorces de fissure a montré que les fissures se sont majoritairement initiées autour de porosités en surface, ou en interaction avec une surface (porosité plus proche d'une surface que son diamètre maximum). Une analyse des surfaces effectives de ces porosités, mesurées suivant l'approche de Murakami, montre une certaine variabilité dans la criticité des défauts d'une éprouvette à l'autre,

en concordance avec la tenue en nombre de cycles dans le plan S-N. Ce résultat tendant à confirmer l'existence de deux populations, une analyse de la dispersion des données basée sur le modèle de Basquin et le test de Fisher-Snedecor a permis de valider l'existence statistique de deux populations. Les deux populations semblent donc dépendre de la position gauche/droite de fabrication des éprouvettes sur le plateau de fabrication. L'hypothèse probable retenue est que le flux de gaz a une influence sensible sur la formation de porosité, et par conséquent sur la tenue en fatigue des éprouvettes selon sa position sur le plateau de fabrication.

Enfin, l'application du modèle de Bastenaire a permis d'identifier deux limites de fatigue selon la position droite ou gauche de fabrication. La limite de fatigue la plus défavorable est celle des éprouvettes « L », c'est-à-dire les éprouvettes fabriquées à gauche au plateau de fabrication (au niveau de l'entrée du flux de gaz):  $\sigma_D = 255$  MPa. Cette limite de fatigue est utilisée comme point de comparaison avec les essais de fatigue instrumentés par caméra IR présentés dans la suite du document. On peut conclure ce chapitre en soulignant la difficulté d'obtention d'une valeur pertinente de limite de fatigue avec les essais conventionnels de fatigue à cause de la dispersion des données inhérente au procédé L-PBF et aux porosités résiduelles.





## Chapitre III – Essais de fatigue instrumentés par caméra infrarouge

---

Ce chapitre présente la méthodologie des essais de fatigue par thermographie IR ainsi que les résultats d'essais obtenus pour l'acier maraging. L'objectif est multiple :

- augmenter la connaissance et la compréhension des performances en fatigue de cet acier fabriqué en L-PBF ;
- évaluer la répétabilité de la méthode d'identification de la limite de fatigue par mesure de la dissipation mécanique associée au dommage en fatigue (*via* une reconstruction de source de chaleur) en répétant les mesures sur un total de quatorze éprouvettes ;
- et enfin comparer les résultats avec ceux obtenus à partir des essais de fatigue conventionnels dans le Chapitre II.

La section III.1 présente le dispositif expérimental mis en place pour la réalisation de ces essais de fatigue instrumentés par caméra IR. La section III.2 présente des essais préliminaires destinés à améliorer la compréhension des mécanismes thermiques mis en jeu pendant ce type d'essai. Enfin, la section III.3 présente les résultats expérimentaux obtenus sur l'ensemble des éprouvettes.

### III.1 Dispositif expérimental

Cette section présente le dispositif expérimental mis en place pour la réalisation des essais de fatigue par thermographie : le matériau et le type d'éprouvette testés ; et les conditions d'essai appliquées.

#### III.1.1 Matériau et éprouvettes

Les éprouvettes utilisées pour les essais de fatigue instrumentés par thermographie sont très similaires à celles utilisées pour les essais conventionnels. Le matériau testé est identique : maraging (proche du 18Ni300) fabriqué par L-PBF avec la même machine et la même stratégie. La gamme de fabrication et les dimensions de la section utile sont également identiques à celles des éprouvettes utilisées pour les essais de fatigue conventionnels (1 mm d'épaisseur, 10 mm de largeur et 40 mm de longueur avec un congé de raccordement avec les têtes d'éprouvette, conformément à la norme ISO 1099 :2017).

Notons en revanche que les éprouvettes pour les tests instrumentés par la caméra IR :

- comportent aussi deux « parties de référence », comme proposé par Delpueyo *et al.* [111] (voir géométrie finale sur la Figure III-1 montrant une éprouvette photographiée aux différentes



étapes de fabrication). Le rôle de ces références est de suivre la variation temporelle de la fluctuation thermique dans l'environnement de l'éprouvette, et plus particulièrement dans les deux mors de la machine d'essai. Il faut noter que l'élévation de température de l'actionneur hydraulique en fonctionnement, due à l'échauffement du fluide hydraulique, doit être prise en compte dans le traitement des données thermiques ;

- ont toutes été fabriquées à gauche du plateau de fabrication (« zone L »). On s'assure ainsi de n'étudier qu'une seule population d'éprouvettes : celle dont la limite de fatigue mesurée en essais conventionnels est à la fois la plus fiable et la plus faible (plus sécuritaire).

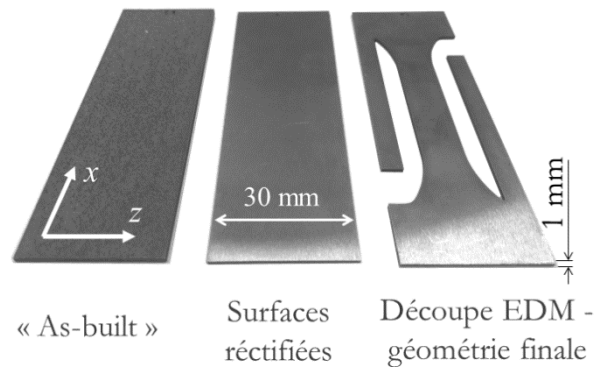


Figure III-1 : Photographies des éprouvettes à différentes étapes de la fabrication.

### III.1.2 Machine et conditions d'essai

Une machine MTS de  $\pm 15$  kN est utilisée pour les essais de fatigue instrumentée par caméra IR afin de mesurer la dissipation mécanique associée au dommage dû à la fatigue. La Figure III-2 (a) montre une photographie du banc d'essai. Les mesures de température sont effectuées à l'aide d'une caméra Cedis Jade III-MWIR présentant une gamme de longueurs d'onde de  $3,5\text{-}5\ \mu\text{m}$ , une taille de capteur de  $320 \times 240$  pixels et un *Noise Equivalent Temperature Difference* (NETD, ou « contraste thermique ») égal à  $0,02^\circ\text{C}$  à température ambiante. Pour ces mesures thermiques, les éprouvettes sont d'abord recouvertes d'une fine couche de peinture noire mate pour maximiser l'émissivité thermique. Pour limiter les réflexions dans l'infrarouge, l'environnement proche de l'échantillon est couvert par des cartons noirs et des rideaux occultants. Un tunnel en carton (non représenté sur la photo) est également placé entre la caméra IR et la zone observée. Enfin, la machine d'essai, la caméra IR et les ordinateurs sont mis en marche trois heures avant le début des expériences afin de garantir un état thermique stable de la salle d'essai. Une fois qu'un échantillon est serré dans les mâchoires de la machine d'essai, un temps d'attente de 15 min est respecté avant d'appliquer le chargement mécanique, afin de partir d'un état thermique stable de l'échantillon dans son environnement. Enfin, notons que personne ne circule dans la salle pendant les essais afin de minimiser les mouvements d'air.

Le Tableau III-1 donne les paramètres de test. La fréquence de chargement était égale 30 Hz pour ces tests instrumentés par caméra IR. Ce choix a été déterminée après des tests préliminaires (non présentés ici) montrant que l'auto-échauffement peut être correctement capté par caméra IR en utilisant des conditions spécifiques d'acquisition et d'enregistrement de données. En effet, afin de capturer uniquement l'effet thermique de la dissipation mécanique sur les cycles mécaniques, une moyenne en temps réel sur 30 cycles de chargement (1 seconde) est réalisée à partir d'une fréquence d'acquisition brute  $f_A$  de la caméra IR réglée à 100 Hz. Ainsi, la fréquence d'enregistrement thermique  $f_R$  est égale à 1 Hz. Cette approche nous permet de supprimer l'influence de l'effet thermoélastique et de ne capturer que l'influence de la dissipation mécanique associée au dommage en fatigue comme cela est décrit dans les références [111–114] (voir aussi section III.2.1). En effet, la chaleur produite par les couplages thermomécaniques s'annule sur un cycle thermodynamique. Par ailleurs, cette approche permet de faire des acquisitions sur plusieurs heures en continu.

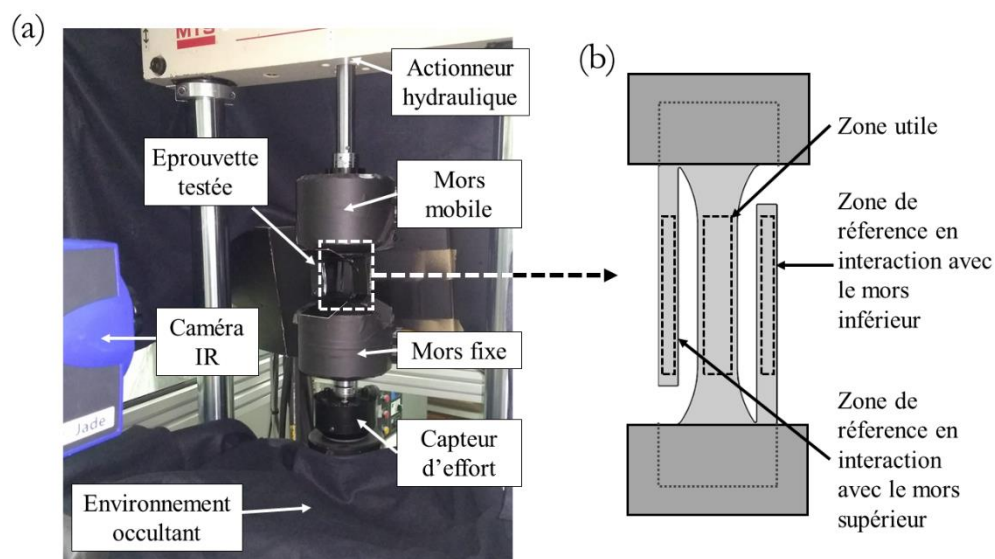


Figure III-2 : Dispositif expérimental pour les essais de fatigue par auto-échauffement ; (a) photographie du banc expérimental ; (b) schéma de la géométrie d'éprouvette utilisée.

Quatorze éprouvettes ont été utilisées pour les essais de fatigue instrumentés par la caméra IR. Pour ces essais, des séquences de chargement de cinq minutes (soit 9000 cycles mécaniques) sont appliquées avec une amplitude de contrainte croissante d'une séquence à l'autre, jusqu'à la rupture : voir Figure III-3. Un temps d'attente de cinq minutes est imposé entre deux séquences successives afin que l'échantillon puisse revenir à l'équilibre thermique avant de commencer une nouvelle séquence de chargement cyclique. Douze échantillons ont été testés avec un pas d'amplitude de contrainte entre deux séquences  $\Delta\sigma_a$  égale à 36 MPa (c'est-à-dire un pas  $\Delta\sigma_{\max}$  de contrainte maximale égale à 80 MPa), tandis que deux échantillons ont été testés avec  $\Delta\sigma_a = 18$  MPa (c'est-à-dire  $\Delta\sigma_{\max} = 40$  MPa) :

- un pas de contrainte de 36 MPa combine deux avantages : la durée totale des essais est plus courte, tout en atteignant des niveaux de contrainte plus élevés qu'avec le pas de contrainte de 18 MPa.
- par construction, un pas de contrainte de 18 MPa offre une meilleure résolution des données à contrainte faible qu'avec un pas de 36 MPa. Toutefois, la rupture de l'échantillon est attendue à des niveaux de charge inférieurs en raison d'une plus grande accumulation de dommages dus à la fatigue (environ deux fois plus pour la même contrainte maximale atteinte) ;

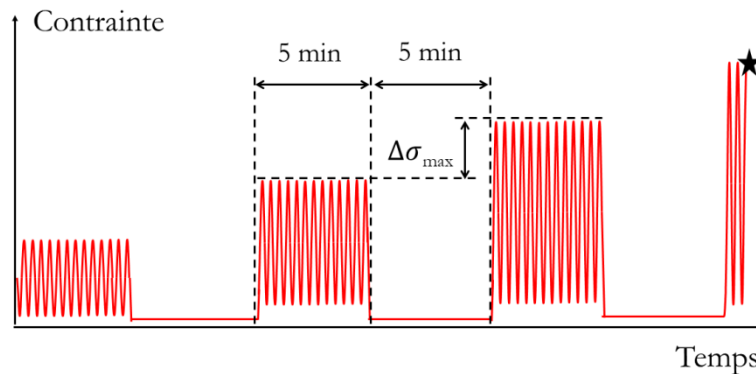


Figure III-3 : Schéma du chargement mécanique pour les essais de fatigue instrumentés par caméra IR.

	Essais « courts »	Essais « longs »
Type d'actionneur	Hydraulique	=
Fréquence de chargement $f_L$	30 Hz	=
Rapport de charge $R$	0,1	=
Type de chargement cyclique	Séquences de 5 min avec amplitude de contrainte croissante entre deux séquences. Chaque séquence est séparée d'un temps de 5 min de retour à l'équilibre thermique.	
Pas de l'amplitude de contrainte entre deux séquences $\Delta\sigma_a$	36 MPa	18 MPa
Nombre d'éprouvettes testées	12	2
Fréquence d'acquisition des données thermiques $f_A$	100 Hz	=
Fréquence d'enregistrement des données thermiques $f_R$	1 Hz (moyennage en temps réel sur 30 cycles)	
Objectifs	Etude de répétabilité sur la mesure de dissipation mécanique.	Complément de l'étude de répétabilité avec meilleure résolution à faible amplitude de chargement.

Tableau III-1 : Paramètres d'essai des tests de fatigue instrumentés par thermographie IR.

La durée d'un essai est d'environ 1 h à 3 h selon l'éprouvette. La durée totale de notre campagne d'essai pour les 14 éprouvettes a été d'environ 10 jours en incluant la préparation du banc d'essai et les essais préliminaires. Ce temps d'essai est relativement court compte tenu du nombre d'éprouvettes testées et quand on le compare aux essais de fatigue conventionnels. Rappelons que l'objectif ici est de réaliser un nombre conséquent d'essais afin d'observer la répétabilité de la méthode.

### III.2 Etudes et réflexions préliminaires

Cette section présente quatre études préliminaires liées à la méthode de fatigue par thermographie « 0D » que l'on utilise ici :

- une comparaison numérique/expérimentale de la réponse thermique d'une éprouvette soumise à un chargement cyclique en section III.2.1 ;
- l'étude de l'influence de l'état de chargement initial sur le calcul de la dissipation mécanique en section III.2.2 ;
- une étude globale de la réponse thermique de la machine d'essais en section III.2.3 ;
- une réflexion concernant de la mesure de la dissipation mécanique avec la méthode « 0D » en section III.2.4.

#### III.2.1 Réponse thermique et calorimétrique d'une éprouvette sous chargement mécanique cyclique

La Figure III-4 (a) rappelle schématiquement la procédure de la méthode « 0D » de reconstruction des sources de chaleur, présentée dans l'état de l'art de ce manuscrit (voir section I.4). Pour rappel, un matériau soumis à un chargement mécanique dégage ou absorbe de la chaleur. La méthode consiste à reconstruire la densité de puissance calorifique (en  $W/m^3$ ) à l'origine de la réponse thermique (en  $^{\circ}C$ ) du matériau et de l'équation de la chaleur.

Une simulation numérique « reproduisant » le traitement d'un essai de fatigue instrumenté par caméra IR est présentée ici pour illustrer la procédure d'extraction de la dissipation mécanique  $d_1$  à partir des données thermiques. Ceci est fait en deux étapes :

##### 1) Création de données thermiques synthétiques

Les propriétés thermophysiques suivantes sont considérées pour le matériau :  $\rho = 7800 \text{ kg}/m^3$ ,  $C = 480 \text{ J}/(\text{kg}\cdot\text{K})$  et  $\alpha = 12 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ . Un chargement uniaxial sinusoïdal à la fréquence  $f_L = 30 \text{ Hz}$  est considéré, en concordance avec la partie expérimentale, avec une amplitude de contrainte  $\sigma_a$  de 414 MPa. À partir de l'équation (I-5), on peut calculer que la source de chaleur thermoélastique  $s_{\text{the}}$  oscille entre  $\pm 2,80 \times 10^8 \text{ W}/m^3$ . Pour la présente illustration numérique, la dissipation mécanique  $d_1$  associée au dommage en fatigue est supposée être une constante au cours

du temps :  $2 \times 10^5 \text{ W/m}^3$ , ce qui est dans l'ordre de grandeur des mesures expérimentales (voir section III.3.1). Notons que c'est une très petite valeur par rapport à l'amplitude de la source de chaleur thermoélastique : l'ordre de grandeur de l'écart est en effet de 1000. La constante de temps  $\tau_{0D}$  est fixée à 48 s, qui est la valeur identifiée à partir du refroidissement naturel expérimental. Sur la base de ces données d'entrée, les changements de température « synthétiques »  $\theta_{0D}$  sont créés à partir de l'équation (I-12) en utilisant un schéma d'Euler implicite : cf. la courbe rouge de la Figure III-4 (b). Le signal thermique obtenu est ensuite moyenné dans le temps tous les 30 cycles mécaniques, de manière similaire au protocole expérimental (fréquence d'enregistrement  $f_R = 1 \text{ Hz}$ , voir section III.1.2) : cf. la courbe noire de la Figure III-4 (b). On voit que l'oscillation de la température à 30 Hz est bien « supprimée » par cette procédure. Cependant, par construction, l'effet thermoélastique reste visible au début et à la fin de la charge cyclique : cf. la diminution et l'augmentation « immédiate » de la température, respectivement, sur la courbe noire.

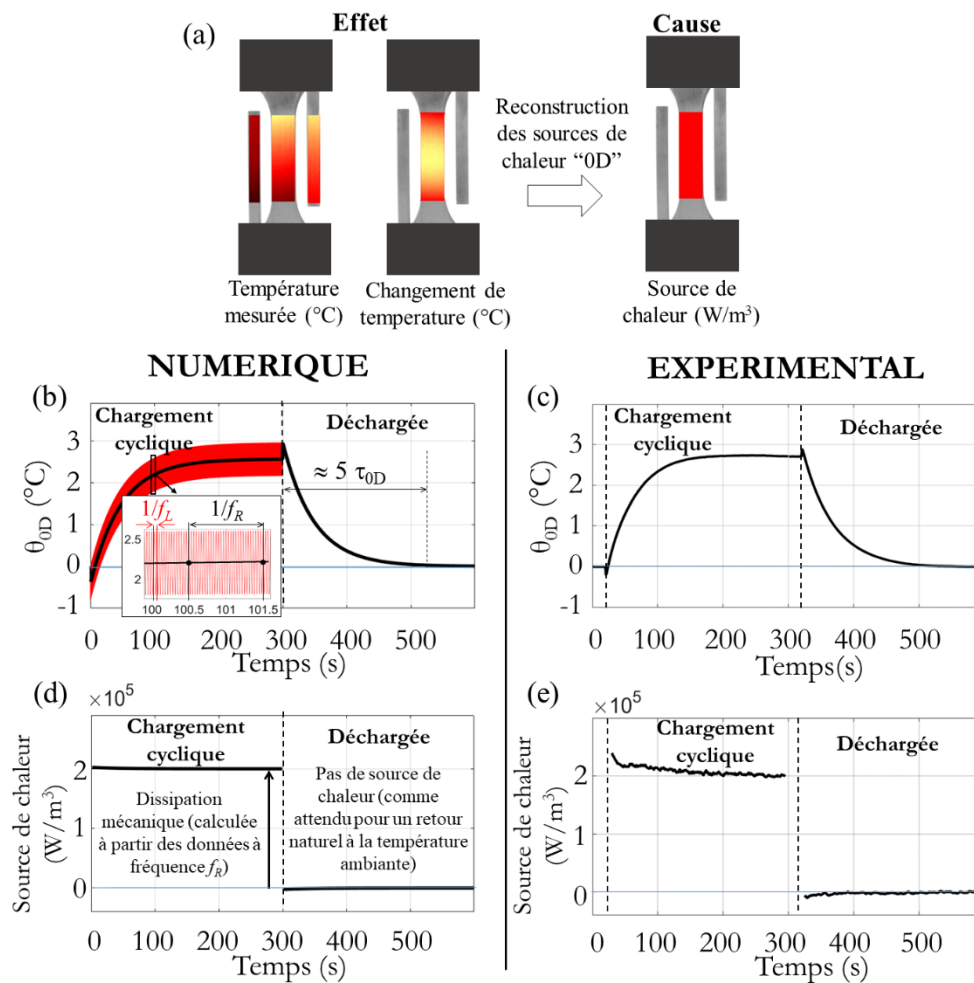


Figure III-4 : Procédure du traitement des données thermiques : (a) illustration de l'approche 0D ; (b) évolution théorique de la moyenne spatiale de température dans la zone utile d'une éprouvette chargée cycliquement ; (c) idem expérimentalement ; (d) évolution de la source de chaleur reconstruite à partir de l'évolution des températures théoriques ; (e) idem à partir des données thermiques expérimentales.

## 2) Reconstruction des sources de chaleur

Les sources de chaleur sont ensuite re-calculées à partir du membre de droite de l'équation (I-12) en utilisant les données à la fréquence d'enregistrement  $f_R$  : voir la Figure III-4 (d). On peut observer que :

- le traitement des données nous permet d'obtenir directement la dissipation mécanique  $d_1$  pendant l'étape de chargement cyclique (le fort couplage thermoélastique est quasiment complètement annulé). Il est important de souligner que le moyennage temporel est effectué sur les données thermiques, avant l'opération de calcul des sources de chaleur, et non l'inverse. Le résultat est théoriquement le même, mais en pratique, l'utilisation de données thermiques à la fréquence de 100 Hz (courbe rouge sur la Figure III-4 (b)) pour le calcul des sources de chaleur obtenues ne résiste pas à un bruit expérimental de quelques mK sur les données d'entrée. Ceci est dû à la différence d'ordre de grandeur (de 1000 !) entre la source de chaleur thermoélastique et la dissipation mécanique ;
- une valeur nulle est correctement obtenue dans l'étape de refroidissement naturel, comme prévu.

A des fins de comparaison, ce traitement est appliqué de façon identique à des données expérimentales obtenues dans les mêmes conditions d'essai et d'acquisition. La courbe en Figure III-4 (c) est la mesure expérimentale du changement de température  $\theta_{0D}$  sur une éprouvette (celle numérotée #9 par la suite, voir Tableau III-2), pour la séquence de chargement correspondant à une amplitude de contrainte  $\sigma_a$  de 414 MPa comme pour la simulation. Comme précédemment, les sources de chaleur sont calculées à partir du membre de droite de l'équation (I-12) en utilisant l'évolution expérimentale de  $\theta_{0D}$  de la Figure III-4 (d) : voir évolution des sources de chaleur sur la Figure III-4 (e). On remarque des résultats calorimétriques très similaires entre simulation et expérience. On note que les sources de chaleur expérimentales sont évidemment sensiblement bruitées du fait du bruit d'acquisition expérimental (surtout sensible lors de l'opération de dérivation temporelle lors du calcul des sources de chaleur).

### III.2.2 Influence de l'état de chargement initial

Pour prouver que la procédure permet bien de remonter uniquement à la dissipation mécanique représentative de l'endommagement en fatigue, une comparaison expérimentale est réalisée pour vérifier l'indépendance du résultat vis-à-vis de l'état de chargement mécanique initial (contrainte maxi ou contrainte mini). Deux cas de chargement sont comparés :

- Essai « Min→Max » (représentation schématique en Figure III-5 (a)) : la contrainte est maintenue constante à 68 MPa, puis une séquence de chargement cyclique de 5 minutes à  $\sigma_a$

de 306 MPa (c'est-à-dire  $\sigma_{\min} = 68 \text{ MPa}$  et  $\sigma_{\max} = 680 \text{ MPa}$ ) est appliquée. Du fait du couplage thermoélastique, on s'attend à ce que la température commence par diminuer car le chargement cyclique commence par une augmentation de contrainte.

- Essai « Max→Min » (représentation schématique en Figure III-5 (b)) : la contrainte est maintenue constante à 680 MPa, puis une séquence de chargement cyclique de 5 minutes à  $\sigma_a$  de 306 MPa (toujours  $\sigma_{\min} = 68 \text{ MPa}$  et  $\sigma_{\max} = 680 \text{ MPa}$  comme pour l'autre essai) est appliquée. Du fait du couplage thermoélastique, on s'attend à ce que la température commence par augmenter car le chargement cyclique commence par une diminution de contrainte.

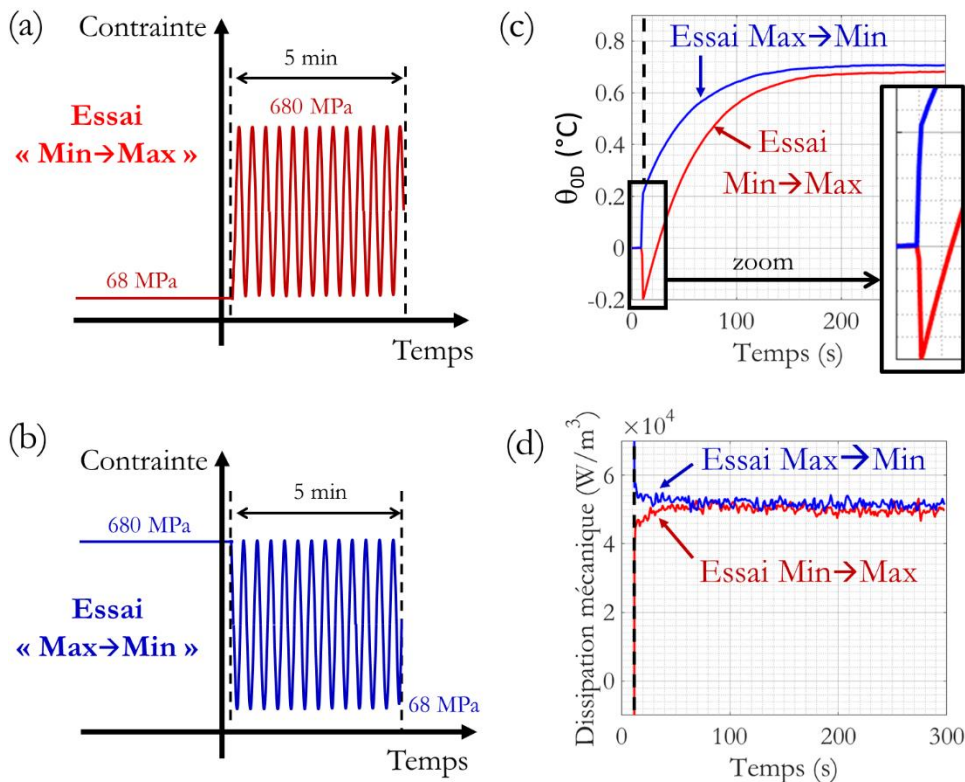


Figure III-5 : Indépendance de la dissipation mécanique reconstruite vis-à-vis de l'état de chargement initial :

(a), (b) représentation schématique des deux chargements ; (c) évolutions de température correspondantes ; (d) évolution de la dissipation mécanique reconstruite dans les deux cas.

La Figure III-5 (c) montrent les courbes de température expérimentales obtenues à la fréquence d'enregistrement  $f_R = 1 \text{ Hz}$  avec la procédure de moyennage temps réel en partant de la fréquence d'acquisition brute  $f_A$  de la caméra IR réglée à 100 Hz. On peut effectivement observer une diminution immédiate de température pour l'essai Min→Max et une augmentation immédiate de

température pour l'essai Max  $\rightarrow$  Min. Malgré les évolutions de température différentes entre les deux cas, l'évolution de la dissipation mécanique obtenue par reconstruction de source de chaleur est la même. En pratique, même si les fonctions  $\theta_{0D}(t)$  sont différentes, la somme  $d\theta_{0D}/dt + \theta_{0D}/\tau_{0D}$  est la même (les deux cas de chargement cyclique produisent la même dissipation mécanique...).

### III.2.3 Réponse thermique globale de la machine d'essais

Le traitement de reconstruction de source de chaleur proposé permet d'extraire la dissipation mécanique (cause) à partir des variations de températures mesurées (conséquence). On peut faire l'analogie avec le calcul de la déformation (cause) à partir des déplacements mesurés (conséquence). Il apparaît plus judicieux d'analyser les causes (déformations, sources de chaleur) plutôt que les conséquences (déplacements, températures) pour comprendre le comportement thermomécanique des matériaux. Toutefois, nous avons souhaité « prendre du recul » sur les évolutions thermiques se produisant lors d'un essai mécanique de fatigue : observations par thermographie IR de la machine de fatigue elle-même durant un essai, mesure par thermocouples en différentes zones (mâchoires, mors haut et bas, traverse...), suivi de la régulation thermique du refroidisseur (« groupe froid ») de la machine, etc... Différents tests ont été réalisés pour mieux comprendre le système thermique global. A notre connaissance, il n'y a pas de travaux dans la littérature présentant cette vue globale. Il convient de préciser dès maintenant que ce système "éprouvette-machine-environnement" est complexe et l'étude n'a pas permis de tout expliquer. Les observations ci-dessous s'inscrivent surtout dans une démarche de prise de recul.

La Figure III-6 (a) montre une photo de la machine d'essais. Rappelons qu'il s'agit d'un système hydraulique, à la fois pour l'application du chargement mécanique (vérin) et pour le serrage des mâchoires dans les mors. Un groupe hydraulique est placé à quelques mètres de la machine dans la même pièce ; et un « groupe froid » (placé à l'extérieur du bâtiment) permet la régulation thermique de la machine. Ce caractère hydraulique induit un échauffement de l'huile du vérin et des mors en fonctionnement. La Figure III-6 (b) illustre cet échauffement : la traverse du haut (au niveau du vérin) est beaucoup plus chaude que le reste. Notons que la présence de mors hydrauliques induit aussi *a priori* un échauffement de ceux-ci en fonctionnement. Différents points ont été sélectionnés pour un suivi thermique : le point A est sur la traverse, le point B est sur le mors du haut, le point C est sur l'échantillon, et le point D est sur le mors du bas. Notons que toutes les prises de mesure ont été faites sur des zones peintes en noir afin de maximiser l'émissivité thermique des surfaces. Des thermocouples ont aussi été mis en place pour compléter les mesures, notamment au niveau des mâchoires des deux mors. La Figure III-6 (c) montre une vue d'ensemble du dispositif expérimental.



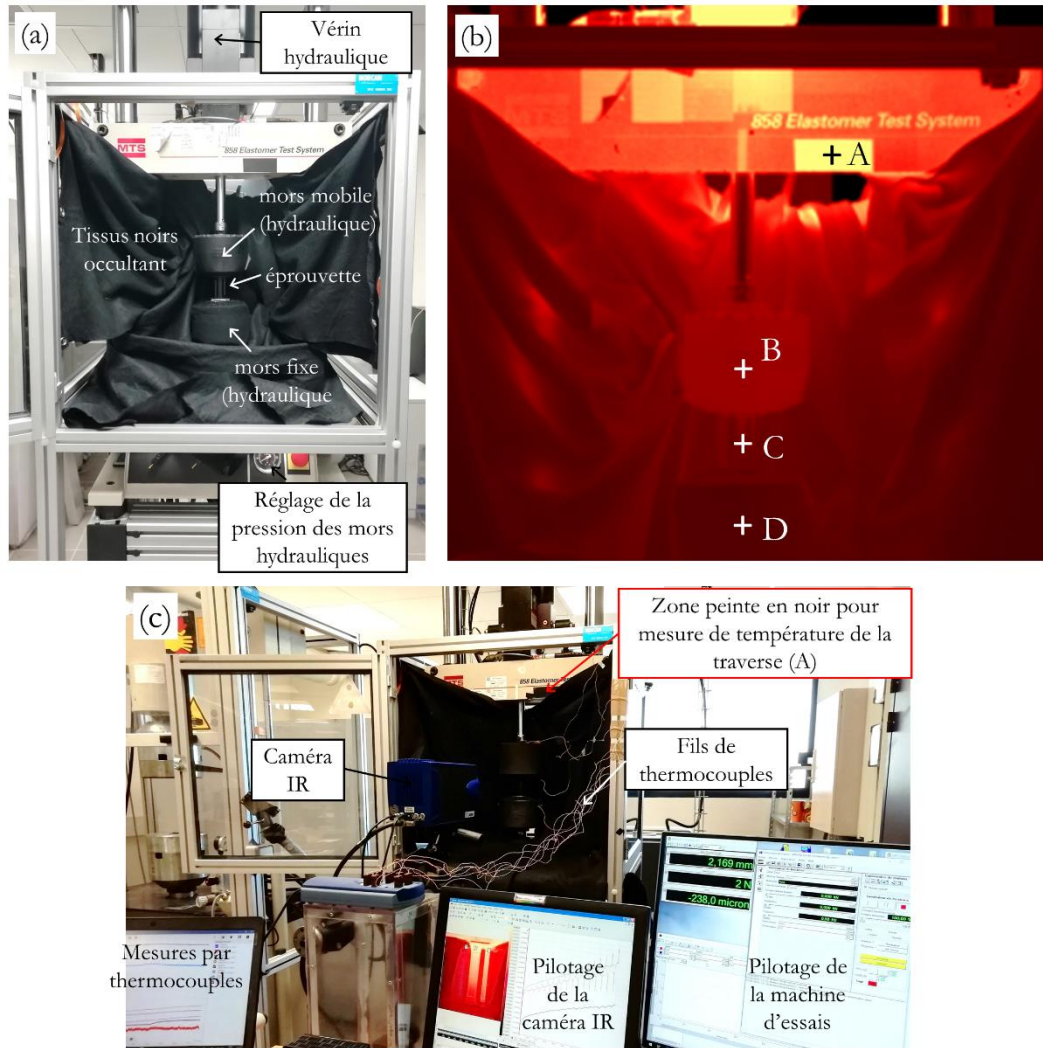


Figure III-6 : (a) Photo de la machine d'essais préparée pour les mesures ;  
 (b) image IR couvrant une zone comprenant la traverse du haut et les deux mors hydrauliques  
 (c) photo globale intégrant la mise en place de thermocouples.

Différents essais ont été réalisés et le constat est que les températures dépendent fortement de l'« histoire » préalable de la machine : heure d'allumage de la machine, temps d'allumage préalable de la machine avant de lancer un essai, temps d'attente entre deux essais successifs, nombre d'essais préalables réalisés, période de la journée... La Figure III-7 montre par exemple l'évolution des températures en A, B, C et D au cours d'un essai à amplitude croissante du chargement cyclique, tel que défini dans la Figure III-3. Plusieurs commentaires peuvent être faits sur cette figure :

- Le mors du haut est plus chaud que le mors du bas, comme vu précédemment. On observe que la tendance globale est décroissante, ce qui est associé à une température ambiante globalement décroissante durant la durée de l'essai.

- La température de la traverse du haut est beaucoup plus élevée, mais relativement constante au cours du temps, ce qui peut s'expliquer par la présence du « groupe froid » qui assure la régulation thermique de l'huile du vérin. Le zoom sur la figure permet toutefois de voir des petites oscillations en phase avec les séquences du chargement mécanique.
- Pour chaque séquence de cyclage mécanique, l'évolution de la température de l'éprouvette est en accord avec la simulation qui avait été présentée préalablement dans la III.2.1 (voir Figure III-4). On observe une amplitude d'auto-échauffement qui augmente avec l'amplitude du chargement mécanique. Une forte dérive est également observée, due à l'environnement de l'échantillon.

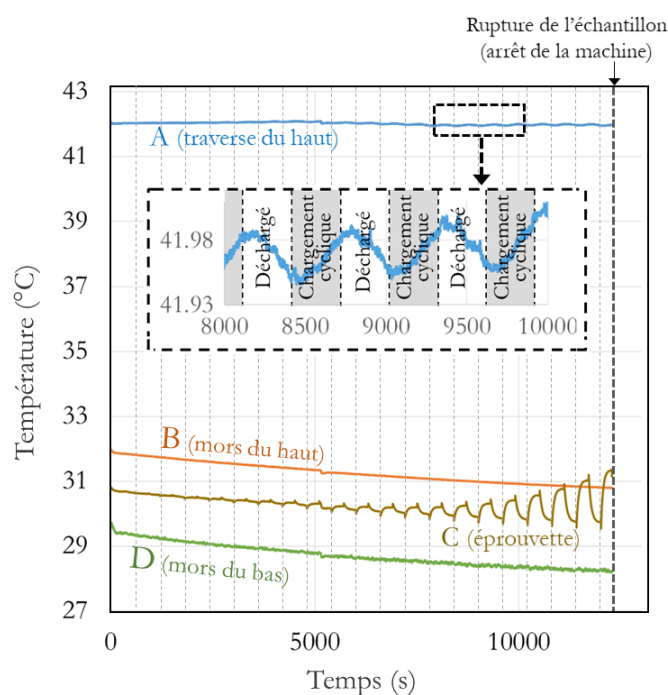


Figure III-7 : Evolution des températures lors d'un essai à amplitude de contrainte croissante (voir Figure III-3)

D'autres essais sont réalisés pour essayer de mieux comprendre la réponse thermique du système. Par exemple, la Figure III-8 montre l'évolution de la température au niveau des mâchoires de la machine. On voit que la tendance est cette fois-ci globalement croissante. La thermorégulation de la machine par le « groupe froid » est également suivie (voir Figure III-9), mettant en évidence une activation intermittente. Le bilan de cette étude est qu'il est très difficile de comprendre toute la complexité du système. Ceci est certainement dû à des ordres de grandeurs différents dans les temps de réponse thermique des différentes composantes de l'environnement de l'échantillon : journée pour l'air ambiant, minute pour la constante de temps  $\tau_{0D}$ , heure pour la « stabilisation » thermique de la machine...

Quoi qu'il en soit, rappelons que la reconstruction de source de chaleur permet d'extraire la cause thermomécanique calorifique (la dissipation mécanique) sans être pénalisé par les autres phénomènes thermiques associés à l'environnement. C'est la même idée que lorsque l'on mesure les déformations d'une éprouvette sans être pénalisé par les glissements, rattrapages de jeu, déformations de la machine...

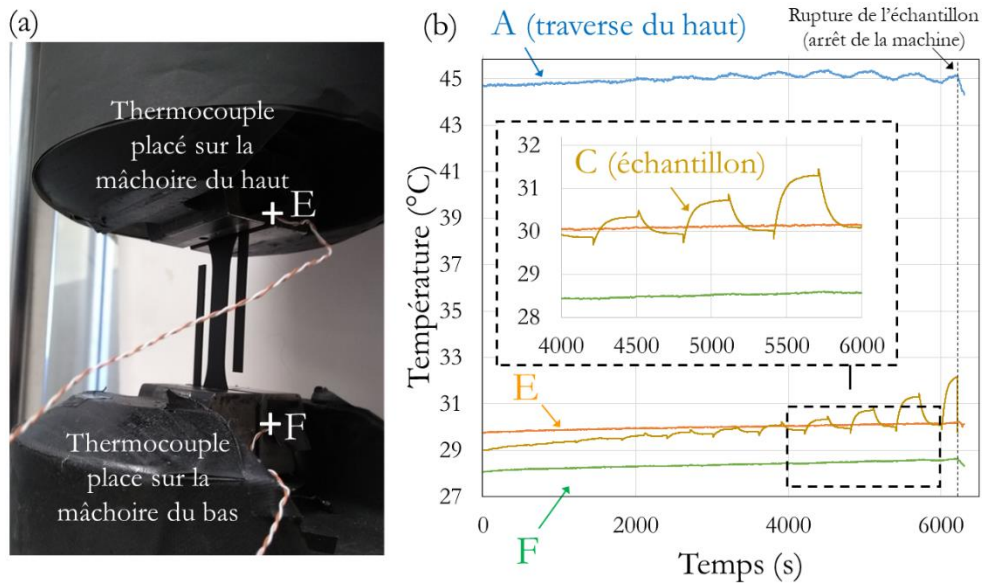


Figure III-8 : Essai avec mesure de la température des mors des mâchoires de la machine d'essai : (a) photo montrant l'utilisation de thermocouples ; (b) évolution des températures lors d'un essai à amplitude de contrainte croissante.

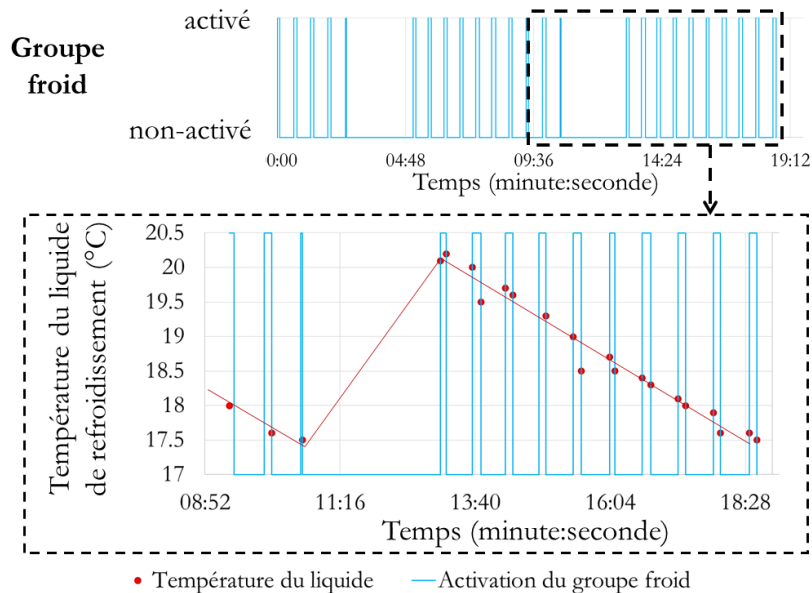


Figure III-9 : Thermorégulation du « groupe froid » de la machine d'essais, placé à l'extérieur du bâtiment.

### III.2.4 Réflexion concernant l'intérêt de la méthode « 0D » pour la thèse

Il faut bien noter que l'utilisation de la méthode 0D dans le calcul de la dissipation mécanique donne une information sur la réponse calorifique globale du matériau à la fatigue. Elle diffère en ce fait des méthodes de test conventionnelles dont les résultats dépendent surtout du défaut le plus critique présent dans une éprouvette. L'idée générale de la thèse repose en fait sur les considérations suivantes, qui sont évidemment des points de discussion :

- dans le cas 1 de la Figure III-10, le taux de porosité dans l'éprouvette est très faible et il n'y a pas de porosité critique localisée. La dissipation mécanique est alors homogène dans l'éprouvette. Cette dissipation mécanique, et donc les performances en fatigue, dépendent essentiellement du matériau constituant (et notamment de sa microstructure qui dépend des paramètres du procédé : histoire thermique...). La réponse calorifique globale permet d'évaluer les performances en fatigue du matériau élaboré. Notamment, l'estimation de la limite de fatigue du matériau sera *a priori* la même *via* la mesure de dissipation mécanique moyenne (« 0D ») ou par méthode conventionnelle (courbe S-N ou *staircase*) ;
- dans le cas 2, le taux de porosité dans l'éprouvette est plus élevé et les porosités sont uniformément réparties (dans la figure, elles sont volontairement placées périodiquement pour illustrer par exemple le cas d'un écart-vecteur trop grand). La dissipation mécanique moyenne mesurée est dans ce cas plus élevée à cause des concentrations de contraintes créées par les porosités. Les performances en fatigue sont liées à la fois au matériau constituant et aux porosités (qui dépendent tous les deux des paramètres du procédé). Elles sont *a priori* moins bonnes que dans le cas 1 à matériau constituant identique. Comme dans le cas 1, la réponse calorifique globale permet d'évaluer les performances en fatigue du matériau élaboré ; et l'estimation de la limite de fatigue du matériau sera *a priori* la même *via* la mesure de dissipation mécanique moyenne ou par méthode conventionnelle ;
- dans le cas 3, le taux de porosité dans l'éprouvette est très faible mais une porosité localisée critique influence fortement la limite de fatigue conventionnelle. On s'attend à ce que la limite de fatigue estimée *via* la mesure de dissipation mécanique moyenne soit plus élevée que la valeur estimée par méthode conventionnelle ;
- le cas 4 combine les situations des cas 2 et 3. Là aussi, on s'attend à ce que la limite de fatigue estimée *via* la mesure de dissipation mécanique moyenne soit plus élevée que la valeur estimée par méthode conventionnelle.

Cette situation peut être vue à la fois comme un avantage et un inconvénient. En effet, la forte influence de la porosité sur la limite de fatigue conventionnelle créant une forte dispersion dans les résultats (voir Chapitre II), l'utilisation de la méthode calorimétrique 0D permet de « lisser » la réponse du matériau. Ceci ouvre la possibilité d'utiliser la méthode pour optimiser les performances en fatigue vis-à-vis de la microstructure et de la porosité uniformément distribuée, quel que soit le cas considéré

(1, 2, 3 ou 4). En revanche, la limite de fatigue estimée par la méthode calorimétrique 0D ne donne pas en soi d'information claire sur la capacité des éprouvettes à tenir un certain nombre de cycles.

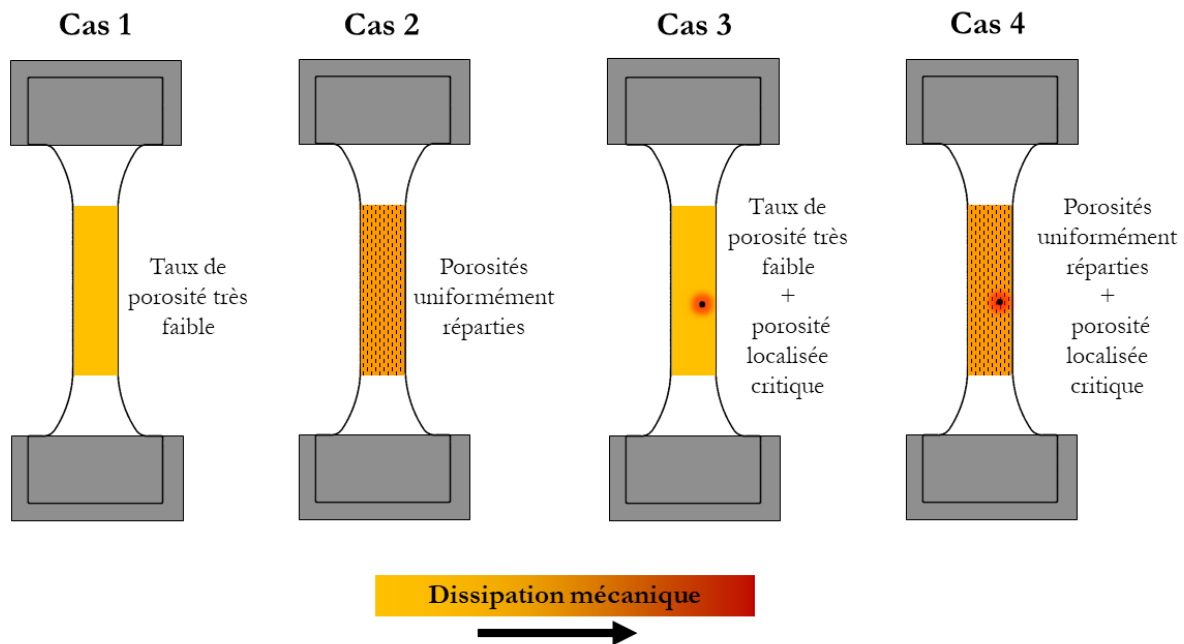


Figure III-10 : Illustration de quatre cas possibles lors de la mesure de dissipation mécanique globale (0D).

### III.3 Résultats des essais de fatigue instrumentés par caméra IR

Les résultats des essais de fatigue sont maintenant présentés en termes de réponse thermique et calorifique en section III.3.1. Une première analyse avec une méthode de tangentes (inspirée de l'approche Luong, voir Chapitre I) est ensuite présentée en section III.3.2.

#### III.3.1 Résultats expérimentaux

La Figure III-11 (a) montre une évolution typique de la température associée à la procédure de chargement de la Figure III-3. Rappelons que l'effet d'oscillation du couplage thermoélastique a été « supprimé » grâce au calcul de la moyenne en temps réel (voir III.2.1). On retrouve néanmoins le résidu de ce couplage thermoélastique : voir flèches A et B. Un retour à la température ambiante est observé pour chaque temps d'attente de cinq minutes imposé entre deux séquences de chargement successifs (voir flèches C). Des sources de chaleur proches de zéro sont logiquement détectées pendant ces temps d'attente : voir les flèches E de la Figure III-11 (b). Une augmentation de la température est observée au cours de chaque séquence de chargement, avec une stabilisation après quelques minutes (voir flèches D). Une dissipation mécanique constante est identifiée pendant ces séquences de chargement : voir les flèches F. Toutefois, on peut noter que la dissipation mécanique

diminue légèrement pour les niveaux de chargement les plus élevés : voir les flèches G. Cela pourrait s'expliquer par une diminution du taux de micro-plasticité au cours des cycles successifs. Une valeur moyenne est extraite pour les analyses de la suite du document. Enfin, notons que la défaillance est survenue peu après le début de la dernière séquence de chargement. Il est possible d'extraire une valeur de dissipation mécanique pour cette dernière séquence de chargement : voir l'étoile H de la Figure III-11 (b).

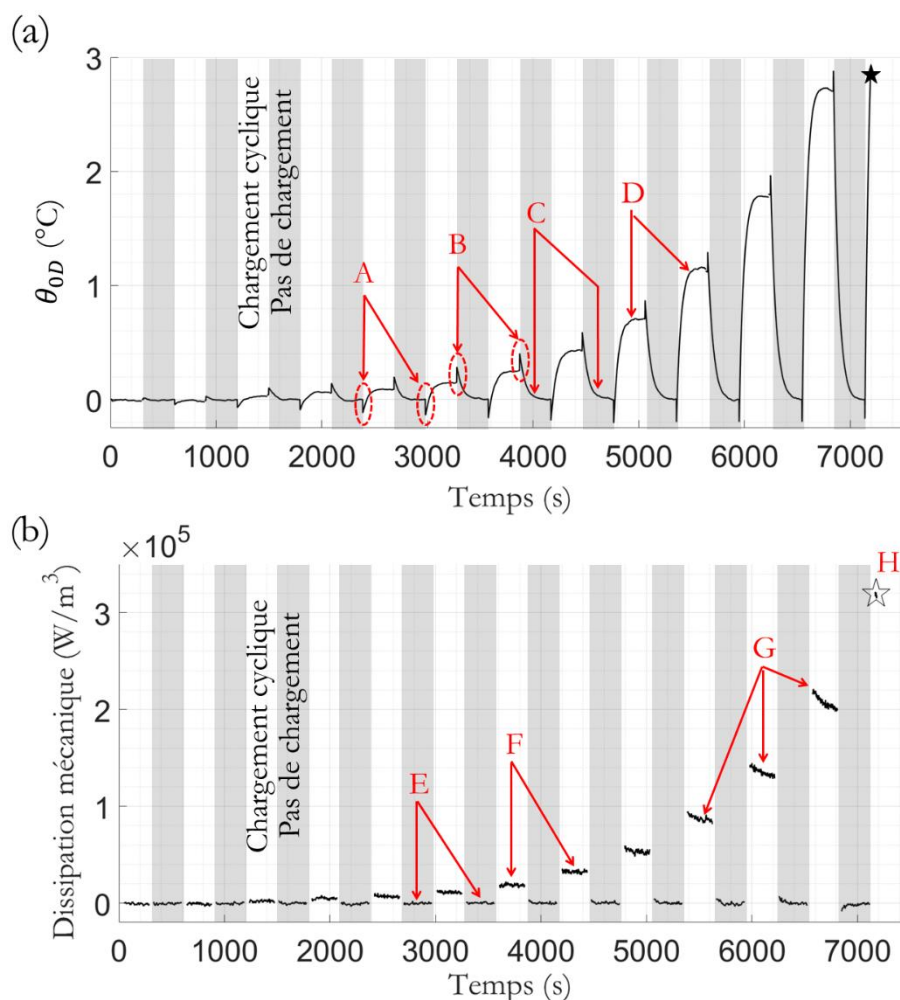


Figure III-11 : Résultat typiquement obtenu avec les essais de fatigue instrumentés par caméra IR ; résultat de l'éprouvette #9 : (a) changement de température moyen en fonction du temps ;  
(b) dissipation mécanique en fonction du temps.

La Figure III-12 (a) montre le graphique de la dissipation mécanique en fonction de l'amplitude des contraintes pour les 14 échantillons testés. Deux régimes peuvent être identifiés, définis comme *primaire* et *secondaire* par la suite, comme proposé par Munier *et al.* dans [66]. À faible contrainte, c'est-à-dire en dessous de la limite de fatigue, la dissipation mécanique est faible et augmente légèrement. Cette réponse peut être attribuée à des mécanismes micro-structuraux

irréversibles tels que la réorientation intragranulaire [67] indépendante des dommages dus à la fatigue, ou peut-être liée à la fatigue à très grand nombre de cycles (VHCF pour *Very High Cycle Fatigue*). À des contraintes plus élevées, c'est-à-dire au-dessus de la limite de fatigue, les dommages dus à la fatigue augmentent fortement avec le niveau de charge. On peut également citer les travaux d'Anthony Ezanno *et al.* [115,116] dans lesquels la notion d'impact des défauts de type porosité sur l'auto-échauffement a été étudiée en détails. Ces deux régimes sont plus clairement mis en évidence à l'aide d'un diagramme à échelle logarithmique : voir la Figure III-12 (b). Cependant, la contrainte à laquelle a lieu cette transition, c'est-à-dire la limite de fatigue  $\sigma_D$ , est difficile à estimer. Il convient de noter la valeur de dissipation mécanique est proche de zéro au niveau très faibles d'amplitudes de contrainte. Le rapport signal/bruit étant très bas à ces niveaux d'amplitudes de contrainte, cela peut même conduire à calculer quelques valeurs (faiblement) négatives au début des courbes de la Figure III-12 (a). C'est pourquoi les points correspondants ne sont pas affichés en échelle logarithmique dans la Figure III-12 (b).

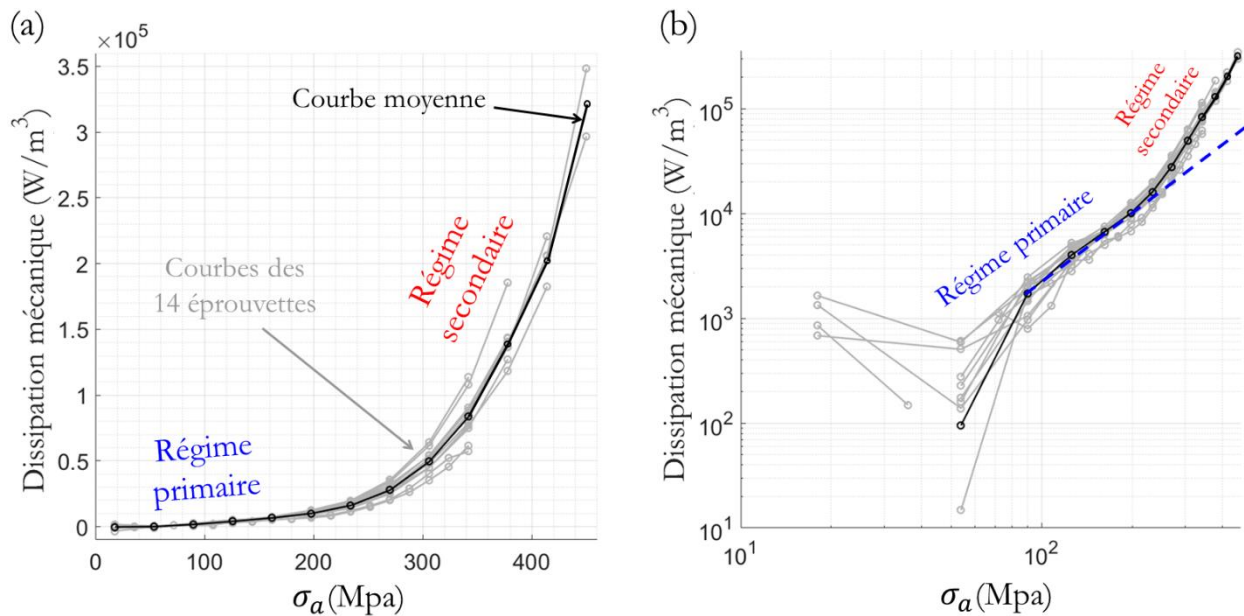


Figure III-12 : Dissipation mécanique en fonction de l'amplitude de contrainte :

(a) tracé lin-lin ; (b) tracé log-log.

### III.3.2 Analyse de type « Luong »

L'objectif est maintenant de déterminer une valeur limite de fatigue  $\sigma_D$  à partir des données calorimétriques expérimentales, c'est-à-dire de trouver un point « d'inflexion » entre les deux régimes dans les Figure III-12 (a) ou (b). Les méthodes des tangentes, introduites par Luong [3,4] (utilisant deux tangentes) et La Rosa et Risitano [5] (utilisant une tangente), sont couramment utilisées comme critère pour estimer la limite de fatigue à partir des données thermiques. Ces méthodes, également appelées méthodes graphiques [63] ou qualifiées d'approches déterministes [65,66], supposent que la

réponse thermique présente deux tendances linéaires : une lorsque l'amplitude de la contrainte tend vers zéro et une lorsque l'amplitude de la contrainte tend vers la résistance mécanique. L'intersection des deux asymptotes est considérée comme définissant la limite de fatigue du matériau.

Le Tableau III-2 donne les limites de fatigue estimées à partir des 14 jeux de données calorimétriques obtenues expérimentalement (dissipations mécaniques) en utilisant l'approche de Luong. Les deux dernières colonnes correspondent respectivement à :

- la valeur moyenne et l'écart type des 14 limites de fatigue associées ;
- la limite de fatigue estimée à partir du jeu de données moyen (en noir sur la Figure III-12).

	Eprouvettes														Moyenne (écart- type)	A partir du jeu de données moyen
	#1	#2	#3	#4	#5	#6	#7	#8	#9	#10	#11	#12	#13	#14		
$\sigma_{D\_Luong}$	270	270	311	294	310	292	302	326	270	266	293	270	290	270	<b>288 (19)</b>	<b>340</b>

Tableau III-2 : Estimation graphique des limites de fatigue des 14 éprouvettes avec la méthode de Luong. Les valeurs sont en MPa, la moyenne sur les 14 résultats et l'estimation à partir du jeu de données moyen sont données en gras.

Les résultats obtenus par la méthode graphique de Luong sont cohérents avec la limite de fatigue conventionnelle obtenue avec le modèle de Bastenaire ( $\sigma_D = 255$  MPa pour rappel). Cette méthode « manuelle » ne suit cependant pas de protocole strict et va sensiblement dépendre de la façon dont vont être tracées les tangentes. On observe en outre une variabilité assez importante entre les différents jeux de données, malgré une dispersion relativement faible de la dissipation mécanique à un niveau de chargement donné. La variabilité s'explique principalement ici par la valeur de  $\sigma_a$  de la dernière séquence de chargement à laquelle a lieu la rupture. En effet la pente de la tangente sera fortement influencée par la dernière valeur de  $\sigma_a$  atteinte. En particulier, cela implique que le choix de pas de contrainte  $\Delta\sigma_a$  aura une influence significative sur la limite de fatigue estimée *in fine*, puisqu'on a vu que la rupture de l'éprouvette était d'autant plus précoce que le pas de contrainte était faible. Enfin la valeur moyenne des limites de fatigue analysée individuellement (288 MPa) diffère significativement de la valeur estimée à partir du jeu de données moyen (340 MPa). On peut se demander quelle approche est alors la plus valable.

Le traitement des résultats obtenus dans ce chapitre demande donc la définition d'un protocole plus robuste. Notons que les travaux de Huang *et al.* [63] sont les premiers à tenter de définir un protocole strict pour estimer la limite de fatigue à partir des données thermiques d'auto-échauffement d'un matériau soumis à un chargement cyclique. Le chapitre suivant s'inspire de ces travaux.



### III.4 Conclusion du chapitre

Ce chapitre a présenté le dispositif et la procédure des essais de fatigue instrumentés par caméra IR. L'utilisation d'une géométrie d'éprouvette et des conditions expérimentales particulières a été présentée, permettant de s'assurer l'observation des changements de température liés à l'auto-échauffement du matériau du fait de son endommagement en fatigue. Quelques études préliminaires aux essais de fatigue à proprement parler ont également été présentées dans ce chapitre. Nous avons notamment observé la réponse globale en température du dispositif d'essai lors de son fonctionnement. Nous avons également conclu à l'indépendance de la valeur de la source de chaleur mesurée en fonction de l'état initial de chargement de l'éprouvette (en partant de la contrainte maxi ou de la contrainte mini du cycle). Cette source de chaleur correspond bien à la dissipation mécanique, c'est-à-dire à la densité d'énergie dissipée par l'éprouvette due aux mécanismes d'endommagement irréversibles.

Enfin les résultats obtenus sur 14 éprouvettes ont été présentés. Une première analyse encourageante suivant une méthode déterministe inspirée de la méthode des tangentes de « Luong », majoritairement utilisée pour le traitement de ce type de données, a permis d'estimer des limites de fatigue cohérentes avec les résultats de fatigue conventionnels. Cependant, cette méthodologie manque d'un protocole strictement défini. La variabilité des résultats obtenus questionne également la fiabilité de ces résultats. Aucun protocole strict n'a été défini jusqu'aux travaux de Huang *et al.* [63]. Ces auteurs ont été les premiers à proposer de « standardiser » la méthodologie pour trouver cette limite de fatigue, en testant plusieurs méthodologies à partir des données de température disponibles dans la littérature et en analysant en détail la pertinence de chaque méthodologie. L'objectif du chapitre suivant est donc de définir un critère robuste permettant d'estimer la limite de fatigue et d'étudier la fiabilité de cette estimation à partir des 14 jeux de données calorimétriques expérimentales obtenus.





---

## Chapitre IV – Etude de fiabilité de la méthodologie d'identification de la limite de fatigue

---

Ce chapitre présente une étude de fiabilité de la méthodologie d'identification de la limite de fatigue d'un matériau à partir de données calorimétriques (les dissipations mécaniques). En effet, bien que la méthode ne soit pas nouvelle, on a vu au Chapitre III que le traitement graphique usuel des données d'auto-échauffement d'un matériau sous chargement cyclique comporte des incertitudes. La section IV.1 a pour objectif de proposer de nouvelles solutions de détermination de la limite de fatigue à partir de données calorimétriques : quatre critères sont proposés. La section IV.2 présente une analyse statistique de la fiabilité de ces critères. L'analyse est réalisée à partir de simulations de jeux de données calorimétriques aléatoires. Notons que les données expérimentales utilisées pour cette étude sont celles présentée dans le chapitre précédent.

### IV.1 Définition de critères d'évaluation de la limite de fatigue

La première étape de l'étude présentée ici est de définir de nouvelles solutions pour le traitement des données calorimétriques (les dissipations mécaniques). La section IV.1.1 présente un modèle du comportement dissipation mécanique  $d_1$  en fonction de l'amplitude de contrainte  $\sigma_a$ . La section IV.1.2 présente quatre propositions de critères.

#### IV.1.1 Proposition de modèle

Plusieurs travaux mettent en évidence la présence de deux régimes thermiques impliquant deux mécanismes dissipatifs. Munier *et al.* expliquent le premier régime (sous des charges cycliques de faible amplitude) comme étant la conséquence du comportement élasto-plastique, qui peut être modélisé par une fonction quadratique de l'amplitude de la contrainte [66,67]. Dans le cas de l'acier maraging, il est montré dans [117] que le régime calorifique primaire est également bien décrit par une tendance quadratique et le secondaire par une tendance exponentielle. Nous proposons donc le modèle mathématique suivant pour décrire le comportement de dissipation mécanique  $d_1$  en fonction de l'amplitude de la contrainte  $\sigma_a$ , illustré par la Figure IV-1 :

$$d_1(\sigma_a) = f_1(\sigma_a) + f_2(\sigma_a) \quad (\text{IV-1})$$

Avec

$$f_1(\sigma_a) = a \times \sigma_a^2 \quad (\text{IV-2})$$

$$f_2(\sigma_a) = \begin{cases} 0, & \text{si } \sigma_a \leq h \\ b \times (e^{c \times \sigma_a} - e^{c \times h}), & \text{si } \sigma_a \geq h \end{cases} \quad (\text{IV-3})$$

où  $a$  (en  $\text{W.m}^{-3}.\text{MPa}^{-2}$ ),  $b$  (en  $\text{W.m}^{-3}$ ) et  $c$  (en  $\text{MPa}^{-1}$ ) sont les facteurs de forme de la courbe et  $h$  (en MPa) l'amplitude de contrainte correspondant à la transition entre les deux régimes. La fonction  $f_1$  décrit la dissipation mécanique dans le régime primaire, et la fonction  $f_2$  correspond à la partie de la dissipation mécanique qui est due aux dommages de fatigue dans le régime secondaire. L'égalité  $f_2(\sigma_a \leq h) = 0$  se justifie par le fait que, par construction, la dissipation mécanique liée à l'endommagement en fatigue n'est pas observée en dessous de la limite de fatigue. Le fait que  $f_1(\sigma_a \geq h)$  conserve la tendance quadratique est justifié par le fait que les mécanismes microstructuraux irréversibles durant le premier régime n'ont aucune raison de disparaître dans le régime secondaire.

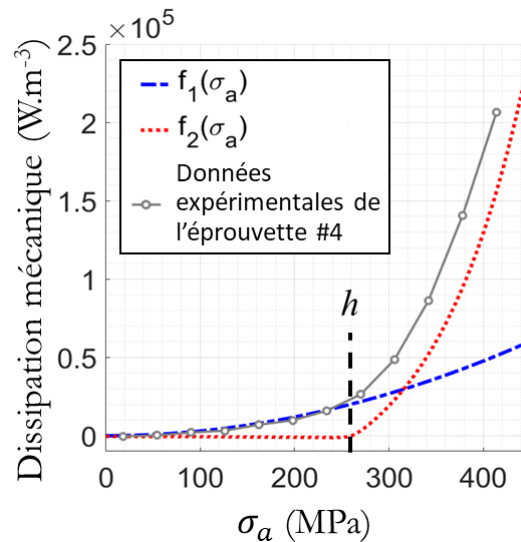


Figure IV-1 : Illustration du modèle ajusté aux données de l'éprouvette #4 : les fonctions  $f_1$  et  $f_2$  décrivent le comportement de la dissipation mécanique en fonction de l'amplitude de contrainte  $\sigma_a$ .

#### IV.1.2 Proposition de critère pour l'évaluation de la limite de fatigue

Cette section présente plusieurs critères pour l'estimation de la limite de fatigue à partir des données calorifiques. Désignons  $n$  le nombre de séquences d'amplitude de contrainte  $\{\sigma_{a,i}\}_{i=1,\dots,n}$  appliquées aux éprouvettes. Désignons  $d_{1,i}$  la valeur de dissipation mécanique au niveau de charge  $\sigma_{a,i}$ , pour un échantillon donné, ou moyennée sur un certain nombre d'échantillons (voir la

section suivante pour les considérations statistiques). Enfin, désignons  $\sigma_{DB_j}$  la limite de fatigue estimée avec le critère  $j$ . Quatre critères sont proposés dans la présente étude, les deux premiers étant dérivés du modèle présenté dans la section précédente :

- Critère 1 – Les données d’entrée expérimentales  $(\sigma_{a_i}, d_{1_i})_{i=1,\dots,n}$  sont ajustées à partir des expressions définies par les équations (IV-1), (IV-2) et (IV-3). Les paramètres  $a$ ,  $b$ ,  $c$  et  $h$  peuvent être laissés libres dans l’optimisation. Toutefois, pour l’identification de la variabilité statistique de ces paramètres, le fait que  $b$  et  $c$  soient corrélés exige que l’un de ces deux paramètres soit fixé. Il a été décidé de fixer le paramètre  $c$  du régime secondaire à  $0,0103 \text{ MPa}^{-1}$ , qui est la valeur moyenne de ce paramètre sur les 14 échantillons. La limite de fatigue estimée par le critère est la valeur de  $h$  obtenue par l’opération d’ajustement, *i.e.* :  

$$\sigma_{DB_1} = h$$
- Critère 2 – Identique au critère 1, à la différence que la limite de fatigue estimée ( $\sigma_{DB_2}$ ) est définie comme le maximum de la dérivée seconde  $d^2 d_1 / d\sigma_a^2$  de l’expression ajustée. Cette idée s’inspire des travaux de Huang *et al.* [63], qui utilisent la courbure. Même si ses résultats devraient être très proches de ceux du critère 1, ce second critère est plus général et pourrait être appliqué à des versions modifiées du modèle à l’avenir.
- Critère 3 – Deux sous-ensembles  $(\sigma_{a_i}, d_{1_i})_{i=1,\dots,m}$  et  $(\sigma_{a_i}, d_{1_i})_{i=m,\dots,n}$  sont définis de telle sorte que l’entier  $m$ , dont la valeur est comprise entre 3 et  $n - 2$ , maximise le produit  $r_1^2 \times r_2^2$ , où  $r_1$  et  $r_2$  sont les coefficients de corrélation de la régression linéaire sur les deux sous-ensembles. La limite de fatigue estimée  $\sigma_{DB_3}$  est alors définie comme l’intersection entre ces deux régressions linéaires. Cette idée est également inspirée par les travaux de Huang *et al.* [63], qui utilisent la somme des deux coefficients de corrélation au carré au lieu de leur produit.
- Critère 4 – Une régression linéaire est appliquée sur le sous-ensemble  $(\sigma_{a_i}, d_{1_i})_{i=1,\dots,p}$  pour chaque entier  $p = 2, \dots, n$ . On obtient ainsi un ensemble composé des  $n - 1$  coefficients de corrélation de la régression linéaire : ils sont notés  $\{r_i^2\}_{i=2,\dots,n}$ . Finalement, une courbe *spline*, notée  $r(\sigma_a)$ , est ajustée à l’ensemble  $(\sigma_{a_i}, r_i)_{i=2,\dots,n}$  et la limite de fatigue estimée  $\sigma_{DB_4}$  est définie comme le maximum de la pente  $dr/d\sigma_a$  de la courbe *spline*.

### IV.1.3 Application des critères aux données expérimentales

Le Tableau IV-1 donne les limites de fatigue obtenues en appliquant les quatre critères à chacun des 14 ensembles de données calorimétriques expérimentales (14 éprouvettes testées). Les résultats sont proches de la limite de fatigue obtenue avec les données S-N et le modèle de Bastenaire (255 MPa), à l’exception des valeurs aberrantes indiquées en italique (principalement pour le critère 4). Il convient également de noter que la coïncidence particulièrement remarquable entre les valeurs données par les critères 1 et 2 et celle donnée dans le modèle de Bastenaire est certainement fortuite,

étant donné la nature différente des deux approches et la dispersion relativement élevée des données S-N. Les critères 1 et 2 fournissent quasiment la même valeur moyenne ( $\sigma_{DB_1} = 255$  MPa et  $\sigma_{DB_2} = 254$  MPa) et le même écart-type (9 MPa). Pour le critère 3, l'écart-type (38 MPa) est en fait fortement influencé par une valeur aberrante, mais la valeur moyenne est acceptable ( $\sigma_{DB_3} = 248$  MPa). Le critère 4 est, par construction, facilement perturbé par le bruit de mesure (appelé dispersion intra-spécimen dans la suite du chapitre). Cet inconvénient peut être partiellement supprimé en appliquant le critère aux jeux de données moyennés, c'est-à-dire aux valeurs de dissipation mécanique moyennées sur tous les éprouvettes (comme déjà expliqué au Chapitre III, voir courbe noire de la Figure III-12) : une limite de fatigue  $\sigma_{DB_4} = 274$  MPa est ainsi obtenue à partir de ces jeux de données moyennés. En fait, un résultat cohérent avec la limite de fatigue conventionnelle est obtenu à partir des données moyennées quel que soit le critère : voir la dernière colonne du Tableau IV-1. En effet, par construction, effectuer la moyenne des données sur plusieurs éprouvette améliore la résolution de mesure de la grandeur concernée.

	Eprouvettes														Moyenne (écart- type)	A partir des données moyennées
	#1	#2	#3	#4	#5	#6	#7	#8	#9	#10	#11	#12	#13	#14		
$\sigma_{DB_1}$	252	253	254	257	253	258	252	249	249	265	249	253	252	242	<b>255</b> (9)	<b>253</b>
$\sigma_{DB_2}$	252	254	254	257	254	260	252	250	250	266	250	279	253	242	<b>254</b> (9)	<b>252</b>
$\sigma_{DB_3}$	257	257	273	273	257	244	263	254	250	267	<i>119</i>	268	239	249	<b>248</b> (38)	<b>256</b>
$\sigma_{DB_4}$	277	262	270	288	<i>112</i>	<i>114</i>	<i>113</i>	<i>111</i>	<i>112</i>	<i>118</i>	<i>122</i>	284	70	59	<b>165</b> (84)	<b>274</b>

Tableau IV-1 : Limites de fatigue  $\sigma_{DB_j}$  obtenues à partir des données calorifiques en appliquant les quatre critères. Les valeurs, en MPa, sont données pour chacune des quatorze éprouvettes (les données aberrantes sont indiquées en italique). La moyenne sur les 14 résultats et l'estimation à partir du jeu de données moyen sont indiquées en gras.

La section IV.2 propose d'évaluer la fiabilité des critères en termes de robustesse et de précision en ce qui concerne le nombre d'éprouvettes considérées pour le calcul de la moyenne des données d'entrée et le niveau de bruit de mesure (dispersion intra-spécimen).

## IV.2 Analyse statistique à partir de simulation

Le premier objectif de cette section est d'estimer l'influence du bruit expérimental sur la précision de chaque critère d'identification des limites de fatigue. Le second objectif est de fournir des arguments statistiques pour l'évaluation correcte de la limite de fatigue à partir des données de dissipation mécanique en fonction du nombre d'échantillons à tester. La section IV.2.1 présente

d'abord la méthodologie de génération des jeux de données. La section IV.2.2 présente l'analyse statistique à partir des jeux de données générés.

#### IV.2.1 Génération de jeux de donnée

La simulation de jeux de données est basée sur le modèle défini par les équations (IV-1). Chaque jeu de données correspond à une « éprouvette » virtuelle ; on parlera plutôt « d'échantillon numérique » dans cette section par opposition aux éprouvettes testées expérimentalement. Afin de randomiser la génération, trois types de dispersion doivent être mis en œuvre dans le générateur :

- les dispersions *inter-spécimen* sur les paramètres  $a$ ,  $b$  et  $h$  sont identifiées à partir du modèle ajusté aux 14 courbes expérimentales de la Figure III-12 (a). Des lois de Gumbel sont proposées pour caractériser les fonctions de densité de probabilité (PDF pour *Probability Density Function*) correspondantes. Les valeurs des paramètres et les PDF sont indiquées sur les Figure IV-2 (a), (b) et (c) pour les paramètres  $a$ ,  $b$  et  $h$  respectivement ;
- la dispersion *intra-spécimen* correspondant au bruit de mesure qui est identifié à partir des valeurs de dissipation mécanique mesurées au plus faible niveau de charge testé ( $\sigma_a = 54$  MPa) : voir la Figure IV-2 (d). L'identification aurait pu être faite à  $\sigma_a = 0$  MPa (pas de dissipation mécanique si l'éprouvette n'est pas chargée), mais une petite valeur de  $\sigma_a$  est préférable pour être en configuration d'essai cyclique (machine d'essai en marche). On notera que la valeur moyenne obtenue pour le bruit de mesure est très proche de zéro ( $155 \text{ W/m}^3$ ) comparé par exemple à la valeur maximale de dissipation mécanique mesurée de  $3,5 \times 10^5 \text{ W/m}^3$  (voir Figure III-12 (a)). La dispersion intra-spécimen a été caractérisée par l'écart-type de la PDF gaussienne identifiée ( $360 \text{ W/m}^3$ ), disons  $300 \text{ W/m}^3$  comme ordre de grandeur pour l'analyse statistique dans la section suivante ;
- la variabilité du nombre entier  $n$  de niveaux d'amplitude de contrainte  $\{\sigma_{a_i}\}_{i=1,\dots,n}$  (avec un pas  $\Delta\sigma_a$  de 18 MPa entre chaque niveau). Pour chaque échantillon numérique,  $n$  est considéré comme variant aléatoirement avec une PDF uniforme entre 17 et 24, ce qui imite le fait que les éprouvettes se rompent à différents niveaux de charge dans la pratique (voir les courbes en gris de la Figure III-12).



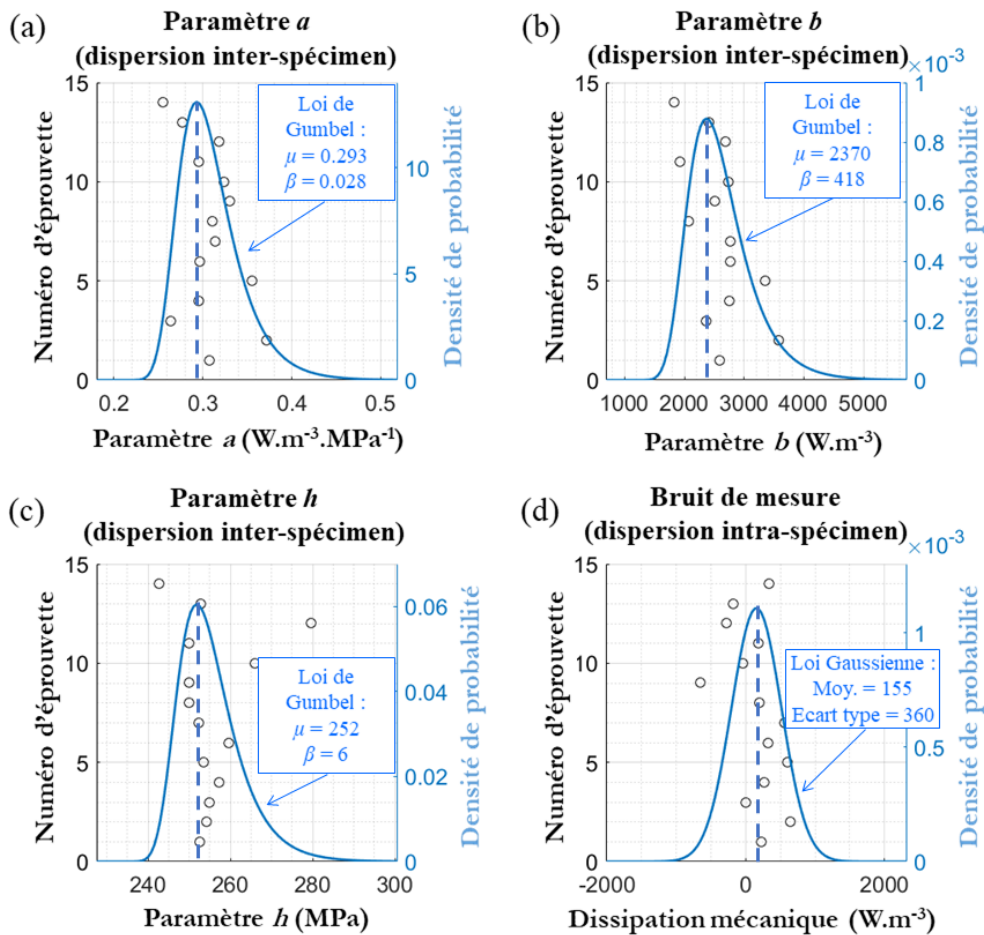


Figure IV-2 : Valeurs des paramètres  $a$ ,  $b$  et  $h$  et bruit de mesure identifiés pour chacune des 14 éprouvettes (cercles noirs). Les fonction de densité de probabilité sont également tracées en bleu.

La Figure IV-3 (a) montre un exemple de jeu de données généré aléatoirement. La génération se fait en trois étapes : tout d'abord, trois valeurs sont générées pour les paramètres  $a$ ,  $b$  et  $h$  à partir des PDF de Gumbel dans les Figure IV-2 (a), (b) et (c) respectivement, ce qui permet de tracer la fonction  $d_1(\sigma_a)$ , voir la courbe rouge ; ensuite, cette fonction est évaluée sur 17 à 24 valeurs d'amplitude de contrainte  $\sigma_{a,i}$  avec un pas  $\Delta\sigma_a$  de 18 MPa ; enfin, un bruit gaussien avec un écart-type de 360 W/m<sup>3</sup>, imitant le bruit de mesure (dispersion intra-spécimen), est ajouté à chaque valeur : voir les points bleus dans le graphique de la Figure IV-3 (a). Les Figure IV-3 (b) et (c) montrent un groupe de quatorze jeux de données simulées sans dispersion intra-spécimen et avec dispersion intra-spécimen respectivement. On peut noter le bon accord global dans la variabilité des courbes des Figure III-12 (b) et Figure IV-3 (c). Le générateur de données est utilisé dans la section suivante pour voir l'influence du nombre d'éprouvettes testées sur l'identification de la limite de fatigue.

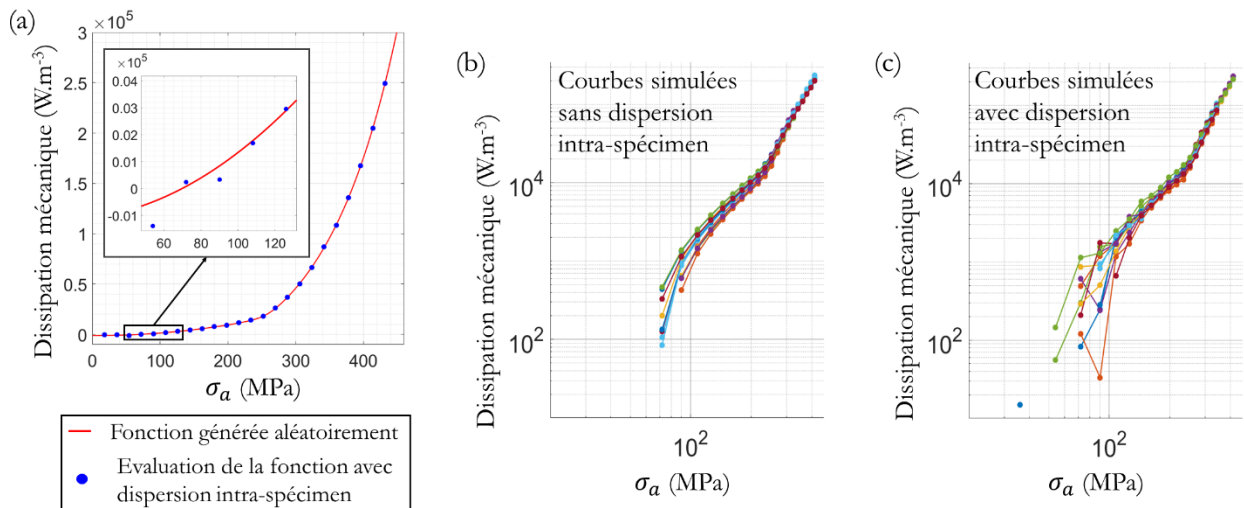


Figure IV-3 : Exemple de génération numérique d'un jeu de données : dissipation mécanique en fonction de l'amplitude de contrainte  $\sigma_a$ . (a) Génération d'un jeu de données (en bleu) en échelle lin-lin ; (b) 14 simulations sans dispersion intra-spécimen en échelle log-log ; (c) 14 simulations avec dispersion intra-spécimen en échelle log-log.

Notons que les courbes simulées de la Figure IV-3 sont visuellement très semblables aux courbes expérimentales de la Figure III-12.

#### IV.2.2 Influence du nombre de spécimen

L'intérêt principal de l'utilisation de tests de fatigue « rapides » instrumentées par caméra IR sur des pièces AM est de pouvoir comparer rapidement différentes stratégies de fabrication en termes de performance en fatigue, afin d'optimiser le processus de ce point de vue dans un délai raisonnable. L'obtention d'un ensemble  $(\sigma_{a_i}, d_{1_i})_{i=1,\dots,n}$  pour un spécimen nécessite moins de 3 heures (sans compter la préparation de la campagne d'essais et l'analyse des données). La présente section traite de l'influence du nombre d'échantillons sur la précision et la robustesse de l'identification de la limite de fatigue. Dans ce but, douze cas de simulation ont été définis, comprenant :

- trois niveaux de dispersion intra-spécimen : écart-type de 0 W/m<sup>3</sup> (pas de dispersion), 300 W/m<sup>3</sup> (similaire à nos expériences) et 600 W/m<sup>3</sup> (deux fois plus grand que nos expériences). Le premier cas nous permet de voir l'influence de la variabilité des paramètres inter-spécimen uniquement. Le troisième cas nous permet de voir l'impact d'un bruit de mesure plus important, correspondant par exemple à des essais dans un milieu industriel plutôt que dans un laboratoire ;
- quatre nombres d'échantillon numérique (1, 5, 15 ou 30) utilisés pour calculer la moyenne des données de dissipation mécanique. Comme nous l'avons déjà indiqué, plus le nombre d'échantillons est élevé, meilleure est la résolution de mesure des données moyennées de dissipation mécanique (plus basse). En d'autres termes, la dispersion intra-spécimen brute (300

$W/m^3$  ou  $600 W/m^3$ ) est avantageusement réduite par l'opération de moyennage. Notons cependant que la dispersion inter-spécimen est également lissée par ce moyennage, c'est-à-dire qu'une partie de l'information est perdue concernant la variabilité inter-spécimen. La question peut donc être formulée comme suit : quelle est la valeur la plus robuste entre la moyenne des limites de fatigue obtenues sur plusieurs ensembles de données (avant-dernière colonne du tableau 4) et la limite de fatigue obtenue en utilisant un seul jeu de données moyen (dernière colonne du tableau 4) ?

Pour chacun des douze cas, 1000 simulations ont été réalisées selon une approche de type Monte-Carlo afin d'extraire une valeur moyenne  $\sigma_{DB_j}$  et un écart-type  $S_{DB_j}$  pour les valeurs des limites de fatigue à partir des quatre critères définis dans la section IV.1.2. Les simulations et calculs de limite de fatigue ont été effectués sur un ordinateur à 16 cœurs / 32 *threads* en utilisant le logiciel MatLab en mode *parallel pool*, prenant au total environ 1700 s. Le Tableau IV-2 présente les résultats obtenus. La précision d'un critère peut être vue comme l'écart entre la valeur moyenne  $\sigma_{DB_j}$  et la valeur donnée par les données S-N et le modèle de Bastenaire (255 MPa) ; sa robustesse est donnée par l'écart-type  $S_{DB_j}$ . Plusieurs remarques peuvent être faites à propos de ce tableau :

- pour une dispersion intra-spécimen égale à  $0 W/m^3$  (pas de bruit de mesure), les quatre critères ont à peu près la même robustesse. Par exemple,  $S_{DB_j}$  est égal à 8-10 MPa lorsque l'on utilise un seul spécimen quel que soit le critère. En termes de précision, seul le critère 4 fournit des valeurs relativement éloignées de 255 MPa. Par exemple,  $\sigma_{DB_4}$  vaut environ 275 MPa quel que soit le nombre de spécimens considérés (ce qui reste une valeur cohérente) ;
- le critère 4 est fortement pénalisé par la dispersion intra-spécimen lorsqu'on utilise un ou cinq échantillons ( $S_{DB_4}$  est égal à 86 MPa et 24 MPa pour un bruit de mesure expérimental de  $300 W/m^3$ ). Une robustesse acceptable est obtenue en utilisant 15 spécimens pour le bruit de mesure expérimental ( $S_{DB_4} = 4$  MPa). Dans tous les cas, la précision et la robustesse de ce critère sont globalement moins satisfaisantes que celles des trois autres critères ;
- les critères 1 à 3 sont équivalents en termes de précision, quel que soit le nombre d'échantillons et le bruit intra-spécimen considérés : la limite de fatigue se situe dans la plage 254-261 MPa. La robustesse du critère 3 est bonne ( $S_{DB_3}$  dans la gamme de 8 à 10 MPa), mais légèrement inférieure à celle des critères 1 et 2 ( $S_{DB_1}$  et  $S_{DB_2}$  dans la gamme de 2 à 8 MPa).

Nombre d'échantillon	1			5			15			30			
	0	300 (exp.)	600	0	300 (exp.)	600	0	300 (exp.)	600	0	300 (exp.)	600	
Valeur moyenne (MPa)	$\sigma_{DB_1}$	255	<b>255</b>	255	255	<b>255</b>	255	255	<b>255</b>	255	255	<b>255</b>	
	$\sigma_{DB_2}$	254	<b>254</b>	254	254	<b>254</b>	254	254	<b>254</b>	254	254	<b>254</b>	
	$\sigma_{DB_3}$	260	<b>261</b>	261	260	<b>260</b>	260	260	<b>260</b>	261	<b>261</b>	261	
	$\sigma_{DB_4}$	274	<b>212</b>	149	276	<b>272</b>	225	276	<b>276</b>	269	276	<b>276</b>	276
Ecart-type (MPa)	$S_{DB_1}$	8	<b>8</b>	9	5	<b>5</b>	5	4	<b>4</b>	3	2	<b>2</b>	2
	$S_{DB_2}$	8	<b>8</b>	9	5	<b>5</b>	5	4	<b>4</b>	3	3	<b>2</b>	2
	$S_{DB_3}$	10	<b>10</b>	10	8	<b>8</b>	8	8	<b>8</b>	8	8	<b>8</b>	8
	$S_{DB_4}$	10	<b>86</b>	82	6	<b>24</b>	82	4	<b>4</b>	36	3	<b>3</b>	3

Tableau IV-2 : Influence du nombre d' « échantillons numériques » sur l'estimation de la limite de fatigue. Les valeurs de limite de fatigue sont déduites par l'application des quatre critères en considérant les valeurs de dissipation mécanique moyennes sur 1, 5, 15 et 30 échantillons. Pour chaque critère, la valeur moyenne  $\sigma_{DB_j}$  et l'écart type  $S_{DB_j}$  des valeurs de limite de fatigue obtenues sont calculés à partir de 1000 générations aléatoires de jeux de données. Les valeurs en gras correspondent aux résultats obtenus en utilisant le bruit intra-échantillon identifié expérimentalement (voir Figure IV-2).

### IV.3 Conclusion du chapitre

Quatre critères d'estimation de la limite de fatigue ont été développés et présentés dans ce chapitre. Plusieurs s'inspirent des travaux de Huang *et al.* [63] et deux critères sont basés sur l'utilisation d'un modèle de comportement de la dissipation mécanique spécifiquement développé lors des travaux de thèse. L'application de ces critères aux données expérimentales montrent des résultats très intéressants, avec une très bonne précision et relativement peu de dispersions comparés aux résultats de fatigue conventionnels et ceux obtenus avec la méthode de Luong.

Pour aller plus loin dans l'étude de la fiabilité de la méthodologie générale, une étude statistique est présentée. Cette étude suit une approche type Monte-Carlo [118]. La simulation aléatoire de grand nombre de jeux de données numériques se base sur des lois aléatoires identifiées à partir des 14 jeux de données expérimentaux. L'objectif de cette simulation était d'observer l'influence de la dispersion intra-spécimen ( $\sim$ bruit de mesure) et du nombre d'échantillons utilisés pour l'analyse sur la fiabilité des résultats obtenus.

En conclusion, nous proposons d'utiliser le critère 1 pour l'identification des limites de fatigue dans le chapitre suivant. En outre, la méthode la plus pertinente consiste à l'appliquer à chaque jeu de données (c'est-à-dire à chaque éprouvette) pour obtenir une valeur limite de fatigue par jeu de données (c'est-à-dire par éprouvette), puis à considérer la valeur moyenne de ces valeurs pour déterminer « la » limite de fatigue du matériau. En effet, l'influence de la dispersion intra-spécimen n'est pas suffisamment importante pour justifier le calcul de la moyenne des jeux de données d'entrée.





## Chapitre V – Application à la comparaison de différents aciers et différentes stratégies de fabrication

---

Ce dernier chapitre présente des applications plus concrètes de la méthode d'étude de la fatigue par thermographie infrarouge (IR) dans un contexte industriel (partenariat avec AddUp et le Cetim et un mouliste consulté lors de la thèse). L'objectif du point de vue de la recherche est de montrer la capacité de la méthode à comparer « rapidement » les limites de fatigue issues de différentes stratégies de fabrication pour différents aciers. L'ambition à terme est d'intégrer cette méthode expérimentale dans des démarches d'optimisation de stratégies d'impression ou de choix de matériaux. Des résultats d'essais de caractérisation mécanique plus classiques (ne faisant pas intervenir la thermographie IR) sont également reportés dans ce chapitre de manière à avoir une vue d'ensemble des stratégies de fabrication et des matériaux considérés.

La section V.1 présente tout d'abord le contexte industriel dans lequel s'intègre ces travaux applicatifs. La section V.2 donne des informations sur les différentes stratégies de fabrication et différents aciers étudiés. La section V.3 récapitule l'ensemble des résultats des essais mécaniques conduits lors des trois années de thèse dans ce cadre (essais quasi-statiques, essais de fatigue analysés par thermographie IR, et analyses de la santé matière). Enfin, la section V.4 présente les analyses et conclusions qui peuvent être faites au vu de l'ensemble des résultats obtenus.

### V.1 Contexte

La question de « L'outillage rapide » en FA, déjà abordée en Chapitre I, est particulièrement intéressante du fait de la vitesse de fabrication, mais aussi du fait de la liberté géométrique apportée par ce type de procédé pour ces applications. Concernant la fabrication de moules d'injection, la FA permet en effet la conception et la fabrication de canaux dits de « *conformal cooling* ». La Figure V-1 (a) représente un insert de moule à injection d'alliage d'aluminium dans sa conception classique (pièce présentée par le mouliste partenaire : Eurocast) ; les canaux de refroidissement, en vert, sont ici nécessairement rectilignes afin d'être usinables. La Figure V-1 (b) représente une pièce illustrative « conceptuelle » intégrant des canaux *conformal cooling* (en bleu) : la géométrie et la position dans le moule de ces canaux permettent d'améliorer l'efficacité du refroidissement de la pièce moulée. La fabrication de cette pièce n'est pas possible avec des moyens d'usinage classiques en raison de la position et de la géométrie particulière des canaux ; ce qui donne tout son intérêt à la FA. Cependant l'outillage rapide demande de pouvoir fabriquer des pièces avec des exigences mécaniques particulières : dureté élevée, bonne ténacité, résistance à la fatigue... Plus particulièrement lorsqu'on parle d'outillage pour « travail à chaud », il faut également que le matériau ait : une conductivité thermique élevée, de bonnes performances mécaniques à chaud et une bonne résistance à la fatigue



thermique. Par ailleurs, les aciers durs à haute teneur en carbone habituellement utilisés pour ce type d'application (type H13 par exemple) ne sont pas forcément très adaptés à la FA. La mise en œuvre n'est pas impossible, mais demande notamment l'utilisation de plateaux de fabrication chauffant à des températures très élevées (autour de 300 à 500°C typiquement) afin de réduire les gradients thermiques pendant la fabrication ; ces aciers sont en effet sensibles à la fissuration et leur soudabilité peut être médiocre si des conditions de température spécifiques à chaque matériau ne sont pas respectées pendant la fabrication [50]. La question est alors de savoir s'il existe des aciers mieux adaptés que d'autres au L-PBF et répondant aux exigences mécaniques de l'outillage rapide.

Dans le cadre de cette thèse, la mise en œuvre de l'acier H13 en L-PBF n'étant pas envisageable, des solutions alternatives ont été étudiées pour le cas d'application d'Eurocast (FA L-PBF d'un insert de moule d'injection). Des essais ont été réalisés sur trois nuances d'acier alternatives potentielles aux aciers à haute teneur en carbone : l'acier maraging proche du 18Ni300, le L40-BLDRMetal et le W360ISOBLOC (désignés respectivement par « maraging », « L40 », « W360 » dans la suite du document). Ces trois nuances, présentées en détails plus bas, ont toutes la particularité d'avoir des duretés élevées et une bonne soudabilité, les rendant potentiellement intéressants pour l'outillage rapide.

- Les aciers maraging sont des aciers déjà très répandus en FA. Le maraging, dont la fabrication est bien maîtrisée par AddUp, a été étudié dans le cadre de la thèse comme matériau de référence pour nos travaux, bien qu'il ne soit malheureusement pas connu pour ses performances à chaud. De nombreux résultats sur ce matériau sont tout de même présentés dans ce chapitre, tout d'abord parce que les duretés atteignables en font un candidat pour l'outillage rapide de pièces pour travail à froid, ensuite pour valider notre objectif de recherche : montrer les capacités de la méthode de caractérisation en fatigue par thermographie IR à comparer plusieurs stratégies de fabrication.
- La question des performances pour le travail à chaud se pose cependant pour le L40 et le W360. Tous les essais réalisés et présentés dans ce chapitre ont été décidés de manière collégiale en collaboration avec AddUp, le Cetim et Eurocast, par l'intermédiaire de réunions mensuelles de suivi de projet. Les essais de fatigue instrumentés par thermographie IR et les micrographies MEB ont entièrement été réalisés à Sigma-Clermont. Les essais conventionnels de fatigue (sans instrumentation par caméra IR) et les essais de traction quasi-statiques à froid et chaud ont été réalisés au Cetim. Les analyses santé matière ont été réalisées soit au Cetim, soit chez AddUp, soit à Sigma-Clermont selon les ressources disponibles au cours des travaux de thèse.

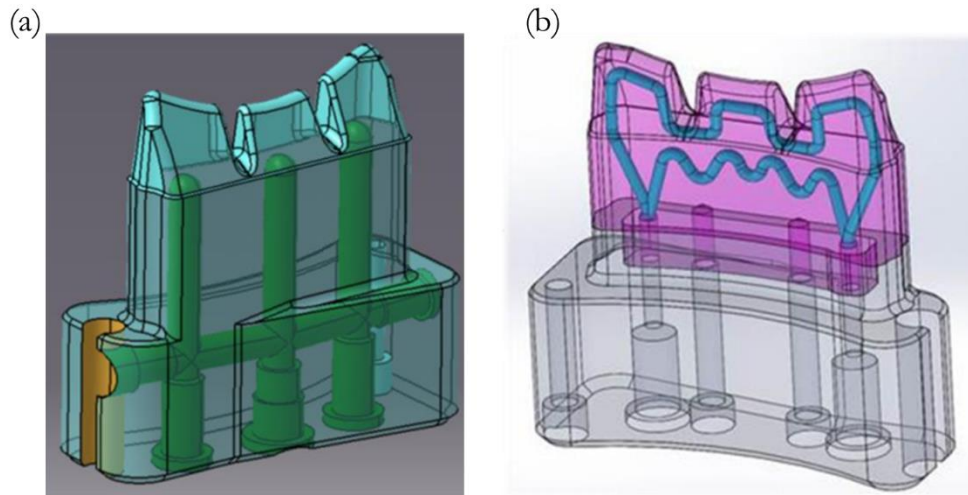


Figure V-1 : Exemple d'un insert de moule d'injection avec canaux de thermorégulation ; (a) conception classique avec de canaux de refroidissement, en vert ; (b) conception avec « conformal cooling » (pièce illustrative).

## V.2 Matériaux testés

Cette section présente les trois matériaux d'études qui ont été comparés dans le cadre de cette thèse : maraging, L40-BLDRMetal et W360ISOBLOC. Des poudres de ces trois nuances de matériau sont utilisées pour la fabrication L-PBF d'éprouvettes mécaniques dans le cadre de la thèse, selon différentes stratégies de fabrication. Les trois matériaux et des éléments concernant leurs stratégies de fabrication sont présentés respectivement dans les sections V.2.1 , V.2.2 et V.2.3.

### V.2.1 Acier maraging

Les aciers maraging ont déjà été présentés dans les chapitres précédents : voir section III.1.1. Cependant, une seule stratégie de fabrication avait été étudiée précédemment (correspondant à la stratégie notée M1 ci-après).

Dans ce chapitre, huit stratégies d'impression différentes sont testées pour l'acier maraging. Des informations concernant ces stratégies sont regroupées dans le Tableau V-1. Les paramètres de fabrication ne seront pas précisés dans ce document par soucis de confidentialité ; seule la densité d'énergie (apportée au lit de poudre par le laser) en relatif par rapport à celle de la stratégie M1 est indiquée dans le tableau. Le Tableau V-10 fournit les taux de porosité mesurés associés.

- La stratégie M1 correspond au matériau testé dans les chapitres précédents. Elle a été optimisée par AddUp et sera qualifiée de « stratégie de référence » dans la suite du chapitre. C'est la stratégie couramment utilisée par AddUp pour l'obtention de pièces « bonne matière ».

- La stratégie M3 est une stratégie de « haute productivité de cœur de pièce », avec un taux de porosité élevé. Les performances mécaniques sont donc a priori moins bonnes que celles de la stratégie M1.
- La stratégie M2 est intermédiaire entre M1 et M3.
- Les stratégies M4 à M8 sont très proches de la stratégie de référence M1. Ce sont des stratégies alternatives dont la densité d'énergie apportée la poudre, et surtout les taux de porosité finalement obtenus, sont proches. Notons que la stratégie M8 est également utilisée par AddUp pour la fabrication de certaines pièces. Elle correspond à une densité d'énergie relativement faible par rapport à la stratégie M1. Il s'agit néanmoins d'une stratégie éprouvée par AddUp avec un écart vecteur faible, conduisant à un bon recouvrement des vecteurs et donc des taux de porosité faibles. Les essais sur cette stratégie M8 ayant été réalisés en début de thèse, la mesure de taux de porosités n'a pas été pensée pour les éprouvettes testées. Les spécifications d'AddUp précisent toutefois un taux de porosité inférieur à 0,5%.

Concernant le post-traitement des éprouvettes de maraging pour toutes les stratégies : elles ont été détensionnées avant retrait du plateau, mais aucun traitement thermique de mise en solution n'est appliqué.

Informations sur la stratégie		Densité d'énergie relative du laser
<b>Stratégie M1</b>	Stratégie optimisée en termes de santé matière. Un très faible taux de porosité et de bonnes performances mécaniques sont attendus.	1,00
<b>Stratégie M2</b>	Stratégie intermédiaire entre M1 et M3 : le taux de porosité et les performances mécaniques sont supposés relativement médiocres.	0,67
<b>Stratégie M3</b>	Stratégie de haute productivité de cœur de pièce. Le taux de porosité et les performances mécaniques sont supposés être bien en deçà des autres stratégies.	0,50
<b>Stratégie M4</b>		0,93
<b>Stratégie M5</b>	Stratégies alternatives avec des taux de porosité proches de M1 (taux de porosité attendus <0,5%). AddUp ne possède pas de données sur les performances mécaniques de ces stratégies, mais elles sont supposément proches de celles la stratégie M1.	1,00
<b>Stratégie M6</b>		1,17
<b>Stratégie M7</b>		1,33
<b>Stratégie M8</b>		0,67

Tableau V-1 : Informations sur les différentes stratégies de fabrication du maraging.

L'objectif est de prouver la possibilité d'utiliser la méthodologie de caractérisation en fatigue par thermographie IR pour comparer plusieurs stratégies de fabrication, y compris des stratégies proches en termes de qualité matière. De plus, l'objectif est aussi de collecter des données pour améliorer la compréhension des liens entre porosité et limite de fatigue.

### **V.2.2 Acier à outils L40-BLDRMetal**

L'acier L40-BLDRMetal de Nanosteel est un acier à outils conçu pour être adapté à la fabrication L-PBF. Comme les aciers maraging, il est connu pour combiner de très grandes dureté et ténacité. C'est un acier destiné à l'outillage ou la fabrication d'engrenages (bonne capacité de durcissement de surface jusqu'à 74 HRC [119]). Sa soudabilité est également très bonne : il ne nécessite pas, ou peu, de préchauffage pour la fabrication L-PBF. La fabrication de pièces à partir de cet alliage a déjà été testée avec succès par AddUp. En revanche, aucune donnée concernant la tenue à chaud n'étant disponible, la question se pose quant à son applicabilité pour la fabrication de moules d'injection.

Notons qu'une seule stratégie de fabrication a été testée pour cet alliage. Il s'agit d'une stratégie conduisant à une excellente santé matière, ce qui se vérifie dans les analyses présentées en section V.3.3.

Concernant le post-traitement des éprouvettes L-40 : elles ont été détensionnées avant retrait du plateau, et un traitement thermique de trempe + revenu a été appliqué à toutes les éprouvettes (dureté visée : 51 HRC).

### **V.2.3 Acier à outils W360ISOBLOC**

L'acier W360 ISOBLOC de Böhler est également connu comme ayant une dureté très élevée et une ténacité exceptionnelle. De plus, il s'agit cette fois d'un acier à outils destiné au travail à chaud, possédant également une excellente conductivité thermique, une très bonne tenue à la fatigue thermique et une haute résistance à l'abrasion.

Deux états sont testés (cf. Tableau V-2 ci-après) :

- L'état W1 est, en fait, issu d'une erreur de réglage de paramètres machine. Les éprouvettes issues de cette stratégie ne sont pas traitées thermiquement ;
- L'état W2 correspond à une bonne stratégie de fabrication. Les éprouvettes sont traitées thermiquement.

Concernant le post-traitement des éprouvettes W360 : elles ont été détensionnées avant retrait du plateau. Un traitement thermique de durcissement à cœur a été appliqué aux éprouvettes W2 uniquement (dureté visée : 50-54 HRC).

Information état	
<b>W1</b>	- Stratégie de fabrication conduisant à un fort taux de porosité - Pas de TTh de durcissement
<b>W2</b>	- Bonne stratégie de fabrication (taux de porosité attendu <0,5%) - TTh de durcissement à cœur

Tableau V-2 : Informations sur le deux états d'éprouvettes en W360 testées.

### V.2.4 Compositions chimiques

Le Tableau V-3 donne les compositions chimiques des trois aciers précédemment présentés. Ces compositions sont données par les fournisseurs de poudre [119–121]. Rappelons cependant que l'acier maraging étudié dans les présents travaux est une nuance particulière de maraging, proche du 18Ni300 mais dont la composition exacte est confidentielle.

	Maraging 18Ni300	L40-BLDRMetal	W360ISOBLOC
<b>Fe</b>	Reste	Reste	Reste
<b>Ni</b>	17 – 19	< 5,00	–
<b>Co</b>	8,5 - 9,5	–	–
<b>Mo</b>	4,5 - 5,2	< 5,00	3,00
<b>Ti</b>	0,6 - 0,8	–	–
<b>Al</b>	0,05 - 0,15	< 1,00	–
<b>Cr</b>	≤ 0,5	> 10,50	4,50
<b>C</b>	≤ 0,03	< 1,00	0,50
<b>Mn</b>	≤ 0,1	< 1,00	0,25
<b>Si</b>	≤ 0,1	–	0,20
<b>P</b>	≤ 0,01	–	–
<b>S</b>	≤ 0,01	–	–
<b>Cu</b>	–	< 1,00	–
<b>N</b>	–	< 1,00	–
<b>Nb</b>	–	< 1,00	–
<b>V</b>	–	< 1,00	0,55

Tableau V-3 : Composition chimique des trois types d'acier testés, en pourcentage massique.

### V.2.5 Propriétés physiques

Le Tableau V-4 renseigne certaines propriétés physiques de nos trois aciers. La densité et la capacité thermique massique en particulier sont utiles dans le calcul de source de chaleur (« dissipation mécanique ») pour l'analyse des essais de fatigue instrumentés par caméra IR. La conductivité thermique ne sera pas utilisée dans le calcul de source de chaleur (on travaille uniquement en « 0D »

dans nos études) mais est donnée à titre indicatif, notamment car c'est un critère de choix de matériaux pour la fabrication de moule de fonderie. On peut d'ailleurs noter que la conductivité thermique du L40, comme celle du maraging, est faible pour une utilisation en fonderie d'alliages d'aluminium. Le W360 a une conductivité thermique similaire à celle des aciers couramment utilisés pour ce type d'application (H11/H13).

	<b>Maraging</b>	<b>L40</b>	<b>W360</b>
<b>Densité (kg.m<sup>-3</sup>)</b>	8100	7780	7600
<b>Capacité thermique massique (J.kg<sup>-1</sup>.K<sup>-1</sup>)</b>	440	442	N/A ~ 440
<b>Conductivité thermique (W.m<sup>-1</sup>.K<sup>-1</sup>)</b>	14,2 (20°C) / 21,0 (600°C)	17,3 (20°C) / 21,1 (200°C) / 23,6 (500°C)	31,5 (20°C) / 32,3 (200°C) / 31,9 (500°C)

Tableau V-4 : Propriétés matériau des trois aciers considérés dans l'étude.

### V.3 Essais mécaniques réalisés

Cette section regroupe les résultats de l'ensemble des essais mécaniques réalisés pendant les travaux de thèse. La section V.3.1 présente les essais de sollicitation quasi-statiques (traction, traction à chaud, dureté) ; la section V.3.2 présente les résultats de tous les essais de fatigue instrumentés par thermographie IR ; et enfin la section V.3.3 présente les analyses de santé matière (porosité, microstructure). L'ensemble de ces données donne un comparatif assez large entre les différents matériaux et stratégies de fabrication considérés.

#### V.3.1 Essais mécaniques en sollicitation quasi-statique

Les résultats des essais mécaniques quasi-statiques réalisés sur le maraging, le L40 et le W360 sont synthétisés dans les Tableau V-5, Tableau V-6 et Tableau V-7 respectivement.

Concernant l'acier maraging (voir Tableau V-5), les données fournisseur concernent l'état « as-built » du maraging 18Ni300 en sortie de L-PBF, et l'état post-traité thermiquement (vieillessement). Ces données fournisseur mettent en évidence une anisotropie notable en sortie de fabrication, sensiblement corrigée par le traitement thermique. Les données AddUp concernent des éprouvettes de traction de la stratégie M1 uniquement, stratégie de référence au sein d'AddUp pour la fabrication de pièce « bonne matière ». Il s'agit d'éprouvettes détensionnées, mais dont les surfaces n'ont pas été rectifiées et sans traitement thermique de vieillissement. Les propriétés mécaniques de nos éprouvettes se trouvent donc logiquement entre celles des deux états précédents (*as-built* et veilli). On note en particulier que :

- L'anisotropie des propriétés mécaniques est bien moins marquée que dans les données fournisseur ;
- les valeurs de résistance mécanique et de dureté de nos éprouvettes (1360 MPa et 44 HRC respectivement) sont sensiblement plus élevées que les valeurs fournisseur en « as-built » (1176 MPa et 31 HRC respectivement) ; cela peut être expliqué par le traitement de détensionnement qui provoque un début de précipitation (traitement similaire au TTh de vieillissement mais sans mise en solution préalable).
- L'allongement à la rupture est relativement faible (8,2 % en direction « xy », contre 17,6% dans les spécifications du fournisseur en « as-built »).

Notons enfin que la dureté est mesurée sur des éprouvettes de fatigue appartenant aux populations « L » et « R » (voir section II.2.2 concernant ces deux populations d'éprouvettes) : contrairement aux propriétés en fatigue, aucune différence de dureté n'a pu être mise en évidence selon la position de fabrication sur le plateau.

	Info condition de test	Rm (MPa)	Rp 0.2% (MPa)	A%	Dureté (HRC)
<b>Données fournisseur</b> [121]	- "As-built" L-PBF - Direction horizontale « xy »	1176 ± 9	960 ± 45	17,6 ± 0,8	31
	- "As-built" L-PBF - Direction verticale « z »	1036 ± 7	785 ± 54	16,6 ± 1,7	31
	- L-PBF + TTh - Direction horizontale « xy »	2094 ± 7	2013 ± 16	5,2 ± 0,8	53
	- L-PBF + TTh - Direction verticale « z »	2052 ± 10	1961 ± 21	6,2 ± 1,0	53
<b>Données AddUp</b>	- Détensionnement - Direction horizontale « xy »	1360	1260	8,2	44
	- Détensionnement - Direction verticale « z »	1360	1250	6,6	N/A

Tableau V-5 : Données en traction pour l'acier maraging.

Les données AddUp correspondent à la stratégie M1.

Les propriétés mécaniques quasi-statiques du L40 (voir Tableau V-6) ont été obtenues sur des éprouvettes détensionnées, non rectifiées. Les propriétés obtenues à température ambiante sont cohérentes avec les données fournisseur. Les éprouvettes ont été traitées thermiquement (trempe+revenu). On peut aussi noter un comportement à chaud tout à fait correct ( $R_m$  de 1618 MPa, 1512 MPa et 1503 MPa à 22°C, 200°C et 400°C respectivement), ce qui permet d'envisager l'utilisation de cet acier pour l'outillage de travail à chaud.

	Info condition de test	Rm (MPa)	Rp 0.2% (MPa)	A%	Dureté (HRC)
<b>Données fournisseur</b> [119]	L-PBF + TTh (à cœur)	1650	1350	10	51
	Tamb (22°C)	1618	1331	13,0	49
<b>Essais Cetim</b>	200°C	1512	1121	9,0	N/A
	400°C	1503	1025	11.0	N/A

Tableau V-6 : Données en traction pour l'acier L40 BLDRMetal.

Enfin pour le W360 (voir Tableau V-7), les données fournisseur concernent la poudre frittée à une densité proche de 100%, avec ou sans TTh. Les résultats obtenus pour la stratégie W1 sont en deçà des données fournisseur (à comparer avec l'état fritté sans TTh; on note par exemple un *Rm* à température ambiante de 869 MPa pour la stratégie W1 contre 1100 MPa dans les données fournisseur). Ceci est prévisible étant donné le fort taux de porosité mesuré (voir section V.3.3.1). La stratégie W2 conduit également à des résultats nettement en deçà des données fournisseur (à comparer avec l'état fritté avec TTh; on note par exemple un *Rm* à température ambiante est de 1327 MPa pour la stratégie W2 contre 1950 MPa dans les données fournisseur). Ce résultat est plus surprenant, étant donné un taux de porosité relativement faible (0,19% : voir section V.3.3.1). Le TTh utilisé par Eurocast sur les éprouvettes peut également être remis en question : s'agit-il du traitement thermique que celui de l'état de référence fournisseur ?

	Info condition de test	Rm (MPa)	Rp 0.2% (MPa)	A <sub>50%</sub>	Dureté (HRC)
<b>Données fournisseur</b> [120]	- Fritté - densité ~100%	1100 ± 100	1000 ± 100	8 ± 3	33-37
	-Fritté +TTh - densité ~100%	1950 ± 100	1900 ± 100	2 ± 1	50-54
<b>Essais Cetim état W1</b>	Tamb (22°C)	869	686	8,5	26,9
	200°C	759	580	8,0	N/A
	400°C	699	528	7,5	N/A
<b>Essais Cetim état W2</b>	Tamb (22°C)	1327	1038	12,5	41
	200°C	1216	979	10,5	N/A
	400°C	1091	894	12,5	N/A

Tableau V-7 : Données en traction pour l'acier W360 état W1.



### V.3.2 Essais de fatigue instrumentés par caméra IR

Cette section présente l'ensemble des essais de fatigue instrumentés par caméra IR réalisés à température ambiante sur les différents matériaux et stratégies.

#### V.3.2.1 Comparaison de stratégies de fabrication du maraging

La Figure V-2 montre les signatures calorifiques (« dissipation mécanique » associée au dommage en fatigue) obtenues pour les huit stratégies M1 à M8. Une première analyse visuelle de ce graphique nous permet déjà d'établir des conclusions intéressantes :

- comme on pouvait s'y attendre, la stratégie M3, et dans une moindre mesure la stratégie M2, ont des signatures calorifiques très différentes des six autres stratégies. Comprenons qu'à un niveau d'amplitude de contrainte  $\sigma_a$  donné, plus la valeur de dissipation mécanique est grande, plus le dommage en fatigue associé est important. Plus simplement : plus la signature calorifique sera « forte » dans le graphique, plus on peut s'attendre à des performances en fatigue basses ;
- les six autres stratégies (*i.e.* M1, M4, M5, M6, M7 et M8) sont plus proches et il devient plus délicat de différencier les différentes signatures calorifiques entre elles.

Les valeurs moyennes des limites de fatigue déduites  $\sigma_{DB,1}$  et les incertitudes sur ces valeurs estimées avec le critère 1 sont indiquées dans le Tableau V-8 (voir la définition du critère en section IV.1). En supposant une distribution gaussienne, l'incertitude  $U$  sur les limites de fatigue identifiées peut être définie à partir de la « règle des 99,7 % » :

$$U = \pm 3 \times \frac{(S_{DB,1})_{\text{one spec}}}{\sqrt{n_{\text{spec}}}} \quad (\text{V-1})$$

avec  $n_{\text{spec}}$  le nombre d'éprouvettes testées et  $(S_{DB,1})_{\text{one spec}}$  l'incertitude obtenue pour une éprouvette seule (voir la section IV.2 pour la quantification de cette grandeur). Cette démarche nécessite cependant de faire une hypothèse assez forte : considérer que l'influence des dispersions *inter-* et *intra-*spécimens sur la limite de fatigue estimée est indépendante de la stratégie testée, ce qui nécessite pour nous d'utiliser la valeur d'incertitude déduite des résultats de la stratégie M1. Les barres d'incertitude sont indiquées sous l'axe des abscisses du graphique de la Figure V-2 et permettent de conclure que les stratégies M2, M3, M7 et M8 sont clairement moins bonnes du point de vue de la fatigue que la stratégie M1. Les stratégies M4, M5 et M6 sont quant à elles des stratégies plus proches en termes de performances en fatigue, potentiellement même meilleures que M1. Augmenter le nombre d'éprouvettes testées de ces cas-là pourrait permettre d'affiner la comparaison avec un meilleur niveau de confiance.

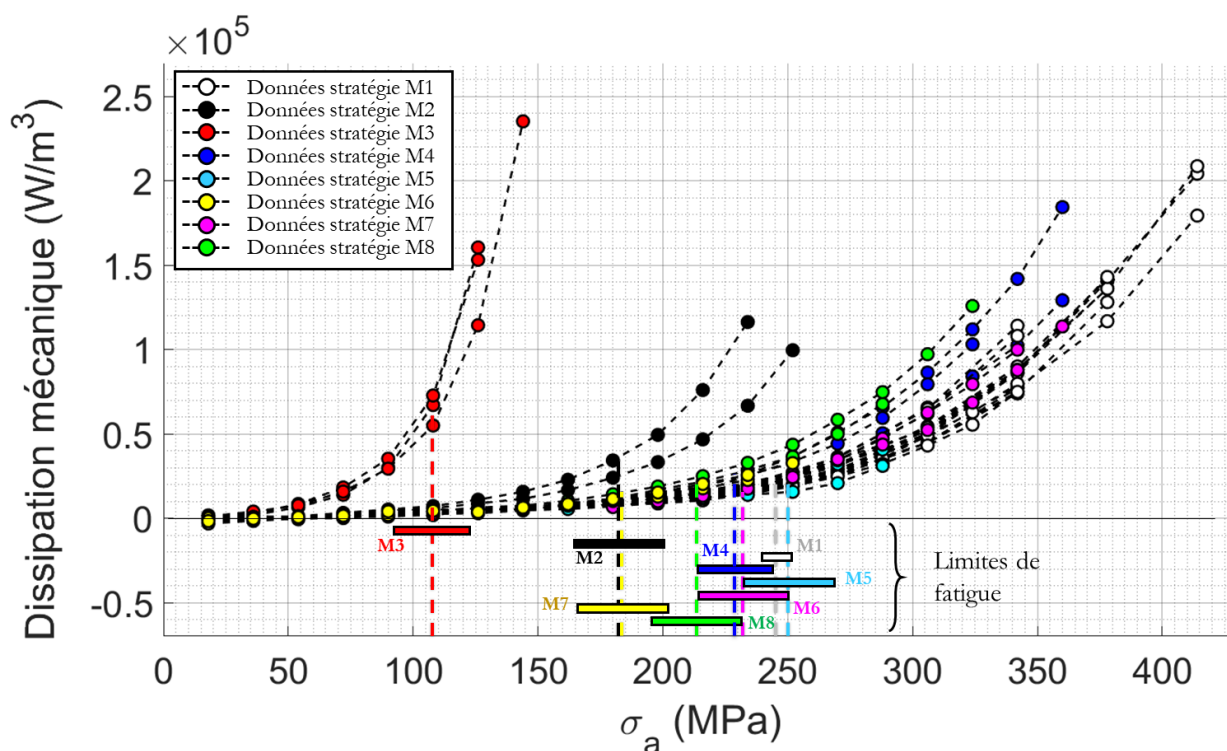


Figure V-2 : Dissipation mécanique (associée au dommage en fatigue) en fonction de l'amplitude de contrainte  $\sigma_a$ , et limites de fatigue associées aux 8 stratégies de fabrication du maraging M1 à M8. Notons que les barres d'incertitudes dépendent du nombre d'éprouvettes testées dans chaque cas, ce qui explique leur amplitude plus ou moins grande.

	Nombre d'éprouvettes ( $n_{\text{spec}}$ )	Limite de fatigue estimée $\sigma_{DB,1} \pm U$ (en MPa)
Stratégie M1	14	$245 \pm 7$
Stratégie M2	2	$182 \pm 19$
Stratégie M3	3	$107 \pm 16$
Stratégie M4	3	$228 \pm 16$
Stratégie M5	2	$250 \pm 19$
Stratégie M6	2	$231 \pm 19$
Stratégie M7	2	$183 \pm 19$
Stratégie M8	2	$213 \pm 19$

Tableau V-8 : Nombre d'éprouvettes testées et limites de fatigue obtenues pour les différentes stratégies de fabrication du maraging.

On peut s'étonner du cas de la stratégie M5, pour laquelle on mesure une limite de fatigue élevée par thermographie mais dont les éprouvettes rompent plus précocement que celles de la stratégie M1. On a vu en Section III.2.4 que des porosités très critiques et localisées peuvent venir fortement influencer la tenue en nombre de cycles d'une éprouvette sans que la dissipation mécanique moyenne soit impactée par ces porosités (troisième cas présenté en Figure III-10). Il est possible que les éprouvettes de la stratégie M5 soient dans une situation prononcée de ce type, c'est-à-dire que leur qualité matière soit globalement excellente, mais que des porosités rares mais critiques se soient formées pendant la fabrication.

### V.3.2.2 Essais sur les aciers L40 et W360

La Figure V-3 (a) et (b) montre les dissipations mécaniques obtenues lors des essais de fatigue pour les aciers L40 et W360 respectivement. On peut noter que :

- dans le cas du L40, il semble que le pas de contrainte  $\Delta\sigma_a$  entre deux séquences de cycles mécaniques ( $\Delta\sigma_a = 18$  MPa) soit trop resserré relativement à la limite de fatigue du matériau. Ce pas de contrainte avait été défini initialement dans l'objectif d'obtenir une bonne « résolution » de la courbe de dissipation mécanique vis à vis de l'amplitude de contrainte  $\sigma_a$ . Mais par construction il y a moins de points sur la courbe dans le second régime (c'est-à-dire après avoir dépassé la limite de fatigue) en raison d'une accumulation de dommage en fatigue plus importante durant le premier régime et le début du second. En plus, on remarque que le niveau de dissipation mécanique pour le L40 est plus faible (d'un ordre de grandeur) que dans le cas du maraging, ce qui n'aide pas le modèle mathématique à distinguer précisément les deux régimes. La rupture relativement précoce pourrait également s'expliquer par une situation extrême du « cas 3 » de la Figure III-10. C'est-à-dire que des porosités rares, mais très critiques, viendrait diminuer la limite de fatigue sans que la dissipation mécanique moyenne dans l'éprouvette augmente significativement (une fractographie devrait être réalisée pour valider ou invalider cette hypothèse). En conclusion, la valeur de la limite de fatigue obtenue pour le L40 doit donc être considérée avec prudence ;
- dans le cas de la stratégie W1, le pas de contrainte  $\Delta\sigma_a$  est au contraire trop grand relativement à la valeur de la limite de fatigue. Dans ces deux cas, les courbes sont définies pas trop peu de points (<10), rendant la limite de fatigue également difficile à identifier par le modèle ;
- même si les dispersions pour le L40 et le W360 n'ont pas été quantifiées comme dans l'étude de répétabilité de la stratégie M1 du maraging (voir la section IV.2), il semble y avoir peu de variabilité entre les différents jeux de données d'une même stratégie de ces deux matériaux. En effet, à un niveau d'amplitude de contrainte  $\sigma_a$  donnée, les valeurs de dissipation mécanique relevées restent dans un intervalle relativement resserré. Notons toutefois que peu d'éprouvettes ont été testées pour ces deux matériaux (6 éprouvettes de L40, et 2 éprouvettes

par stratégie pour le W360), ce qui n'est pas suffisant pour étudier la dispersion d'un point de vue statistique.

Le Tableau V-9 donne les limites de fatigue moyennes obtenues à partir des données expérimentales de dissipation mécanique en utilisant le critère 1. La valeur obtenue pour le L40 semble particulièrement faible (179 MPa) compte tenu de sa résistance mécanique ( $R_m = 1618$  MPa) et de l'excellente santé matière (voir section V.3.3), et peut être remise en question vu les remarques faites précédemment concernant le pas de contraintes  $\Delta\sigma_a$  choisi. Les valeurs obtenues pour les stratégies W1 et W2 sont cohérentes entre elles : la limite de fatigue de la stratégie W1 (112 MPa) est 34% plus faible que celle de la stratégie W2 (170 MPa), ce qui concorde avec une résistance mécanique  $R_m$  34,5% inférieure (869 MPa pour W1 contre 1327 MPa pour W2). On note toutefois que ces valeurs de limite de fatigue sont assez faibles au regard des résistances mécaniques des matériaux (une analyse plus poussée sur ce point est présentée en section V.3.3).

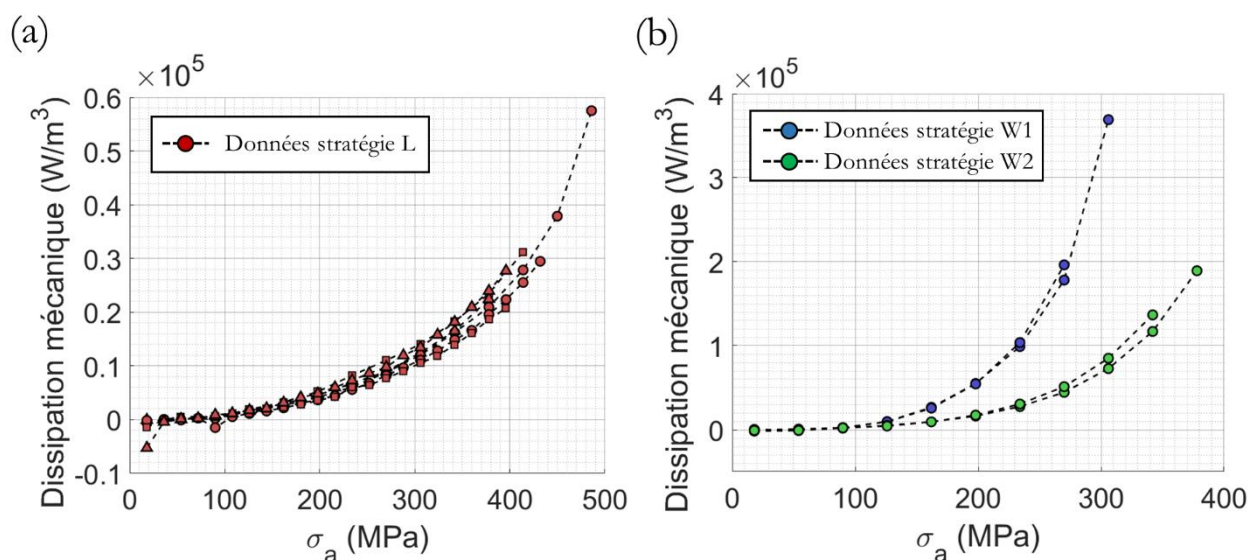


Figure V-3 : Dissipation mécanique (associée au dommage en fatigue) en fonction de l'amplitude de contrainte  $\sigma_a$ , et limites de fatigue associées : (a) L40 ; (b) W360.

	Nombre d'éprouvettes testées	Limite de fatigue estimée (MPa)
Stratégie L	6	179
Stratégie W1	2	112
Stratégie W2	2	170

Tableau V-9 : Limites de fatigue obtenues pour le L40 et le W360.

Cette section concernant les essais de fatigue instrumentés par caméra IR a montré la capacité d'adaptation de la méthodologie à différents cas de figures. Les résultats nous permettent d'estimer

rapidement des limites de fatigue afin de comparer différentes stratégies de fabrication ou différents matériaux. Une attention particulière doit toutefois être portée sur le réglage du pas de contrainte.

### V.3.3 Analyse de la santé matière

Afin de compléter les résultats des propriétés mécaniques et permettre des analyses plus poussées, voici quelques informations concernant la santé matière des éprouvettes testées.

#### V.3.3.1 Taux de porosité

Le Tableau V-10 présente les résultats de mesures de porosité réalisées pour les différentes stratégies et matériaux. Le détail de ces mesures est disponible en Annexes. Il faut noter que les mesures ont été réalisées à différentes périodes de la thèse selon les ressources disponibles et par différentes méthodes :

- pour stratégies M2, M3 et M4, les mesures ont été faites à Sigma-Clermont directement sur les éprouvettes de fatigue, avec le logiciel ImageJ. Après un double seuillage et une binarisation de l'image micrographique, le taux de porosité est calculé comme le rapport entre les zones noires (porosités) et les zone blanches (matière pleine). Les mesures ont été faites dans le sens des couches d'impression (plan  $xy$ ) et en inter-couche (plan  $xz$ ) ;
- pour les stratégies M1, M5, M6, M7 et L, les mesures ont été faites dans des cubes de matière de  $1 \text{ cm}^3$  (fabriqués sur le même plateau que les éprouvettes). Les mesures ont été réalisées par AddUp, en effectuant également un double seuillage et une binarisation des images. Les mesures ont été faites sur le bas et sur le haut du cube ;
- pour les stratégies W1 et W2, les mesures ont été faites au Cetim dans les têtes des éprouvettes de traction, dans le sens inter-couche (plan  $xz$ ). L'analyse consiste également à repérer les porosités et à calculer dans le plan le rapport de surface entre porosités et matière pleine. Les analyses réalisées au Cetim donnent également des informations sur les diamètres équivalents des porosités (voir Annexes) ;
- aucune mesure n'a été faite pour la stratégie M8.

La Figure V-4 montre quelques exemples caractéristiques d'images utilisées pour la mesure du taux de porosité surfacique. Notons également que plusieurs mesures ont été réalisées dans chaque cas, afin d'obtenir une valeur moyenne de taux de porosité.

On peut remarquer que :

- si le taux de porosité de la stratégie W2 est globalement correct ( $0,19\% < 0,5\%$ ), 20% de ce taux de porosité surfacique concernent des porosités d'assez grande taille (diamètre équivalent de 80 à 100  $\mu\text{m}$ ). Cela implique que nous sommes dans le cas 3 de la Figure III-10.

- l'analyse des taux de porosité nous montre que la stratégie M7 ne respecte pas le critère de taux de porosité  $<0,5\%$ . Ce résultat corrobore la moins bonne limite de fatigue mesurée (183 MPa, voir Tableau V-8).

	Zone de mesure	Porosité moyenne	Porosité minimum	Porosité maximum
M1	Haut	0,20	0,12	0,38
	Bas	0,19	0,11	0,43
M2	Couche	3,37	2,83	3,90
	Inter-couche	2,67	1,99	3,34
M3	Couche	12,2	11,44	12,95
	Inter-couche	25,1	24,77	25,42
M4	Couche	0,07	0,05	0,10
	Inter-couche	0,07	0,03	0,10
M5	Haut	0,29	0,15	0,54
	Bas	0,23	0,16	0,29
M6	Haut	0,48	0,23	1,88
	Bas	0,35	0,27	0,43
M7	Haut	0,49	0,21	0,96
	Bas	0,73 (! $>0,5\%$ )	0,24	2,36
M8	–	N/A	N/A	N/A
L	Haut	0,02	0,09	0
	Bas	0,04	0,002	0,104
W1	Tête éprouvette de traction	1,93	1,67	2,19
W2	Tête éprouvette de traction	0,19	0,12	0,24

Tableau V-10 : Taux de porosité (en % surfacique) mesurés par imagerie optique.

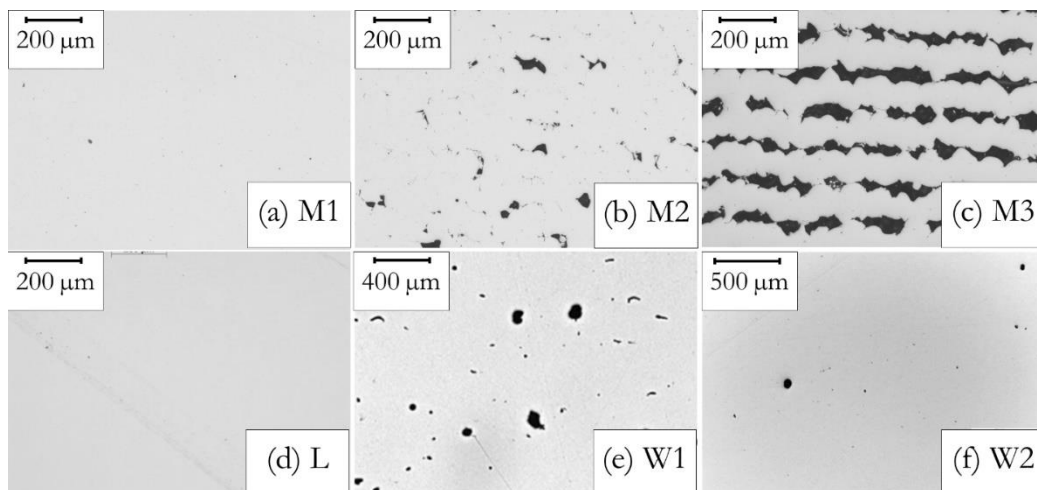


Figure V-4 : Exemples de micrographies pour analyse de porosité ; (a) maraging stratégie M1 ; (b) maraging stratégie M2 ; (c) maraging stratégie M3 ; (d) W360 stratégie W1 ; (e) W360 stratégie W2 ; (f) L40.

### V.3.3.2 Micrographies

La Figure V-5 présente des exemples de clichés de microstructures réalisés sur différents échantillons après attaque acide au réactif « Nital » :

- la microstructure du maraging (observée sur stratégie M1) a été observée sur des éprouvettes issues des populations L (gauche) et R (droite) identifiées au Chapitre II. La microstructure, de type martensitique fine et aiguillée, sans influence notable de la zone d'impression (droite ou gauche). On n'observe pas de précipités car il n'y a pas eu de traitement de mise en solution. Il est cependant attendu que des précipités, trop petits pour être observé ici, se soit formés lors du traitement de détensionnement ;
- la microstructure du L40 est également homogène de type martensitique fine ;
- la microstructure du W360 stratégie W1 présente de la martensite et de l'austénite résiduelle, avec une structure très fine et aiguillée. On observe également la présence de croissance colonnaire dans le sens de la direction d'impression ;
- la microstructure du W360 stratégie W2 est homogène et de type martensitique fine, sans présence de croissance colonnaire (*a priori* le bon traitement thermique a été appliqué).

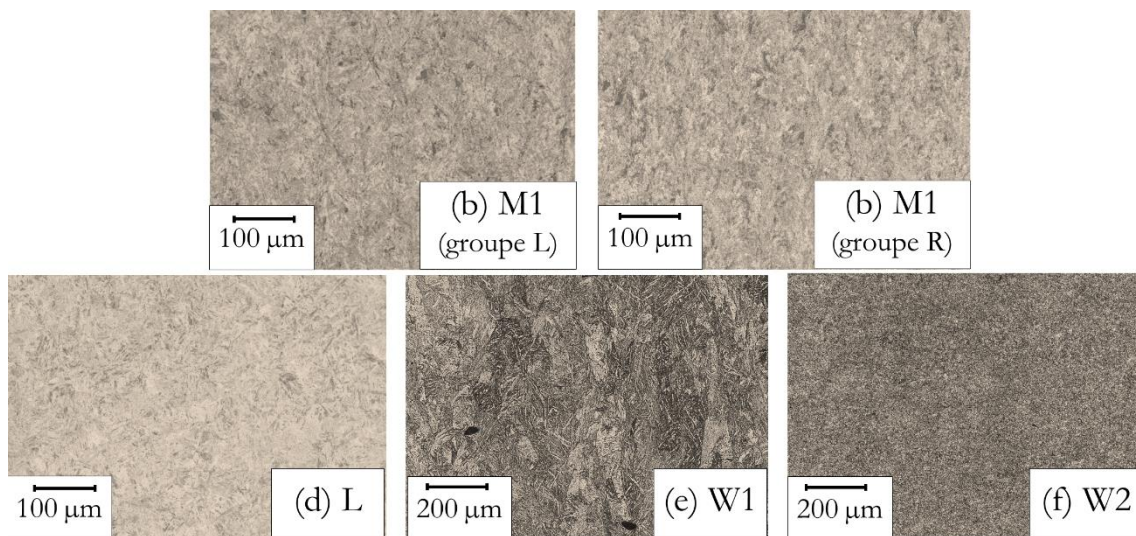


Figure V-5 : Micrographies après attaque au réactif Nital pour analyse de la microstructure (a) Acier maraging stratégie M1 à gauche du plateau (groupe L) ; (b) Acier maraging stratégie M1 à droite du plateau (groupe R) ; (c) L40 ; (d) W360 stratégie W1, grossissement  $\times 100$  ; (e) W360 stratégie W2, grossissement  $\times 100$ .

Ces résultats sont logiques au vu des conditions de fabrication des différentes éprouvettes. On peut noter en particulier que l'indifférenciation droite/gauche de la microstructure, qui concordent avec les résultats de dureté pour lesquels on n'observe pas non plus d'influence notables de la zone

d'impression, renforce la conclusion du Chapitre II, à savoir que des différences de formation de porosité selon la position de la pièce sur le plateau avait une influence prépondérante sur les performances en fatigue. Autrement dit, l'influence de la position de fabrication sur les propriétés en fatigue, vraisemblablement lié au flux de gaz, semble provenir uniquement de différences de porosités, et pas de différences de microstructure.

### V.3.4 Lien entre limite de fatigue et résistance mécanique

La Figure V-6 présente les limites de fatigue obtenues en fonction de la résistance mécanique  $R_m$  pour les matériaux de type W1, W2, L et M1. Ces données sont superposées à la banque de données et aux courbes probabilisées relatives à la flexion rotative des aciers issus de fabrication conventionnelle [122].

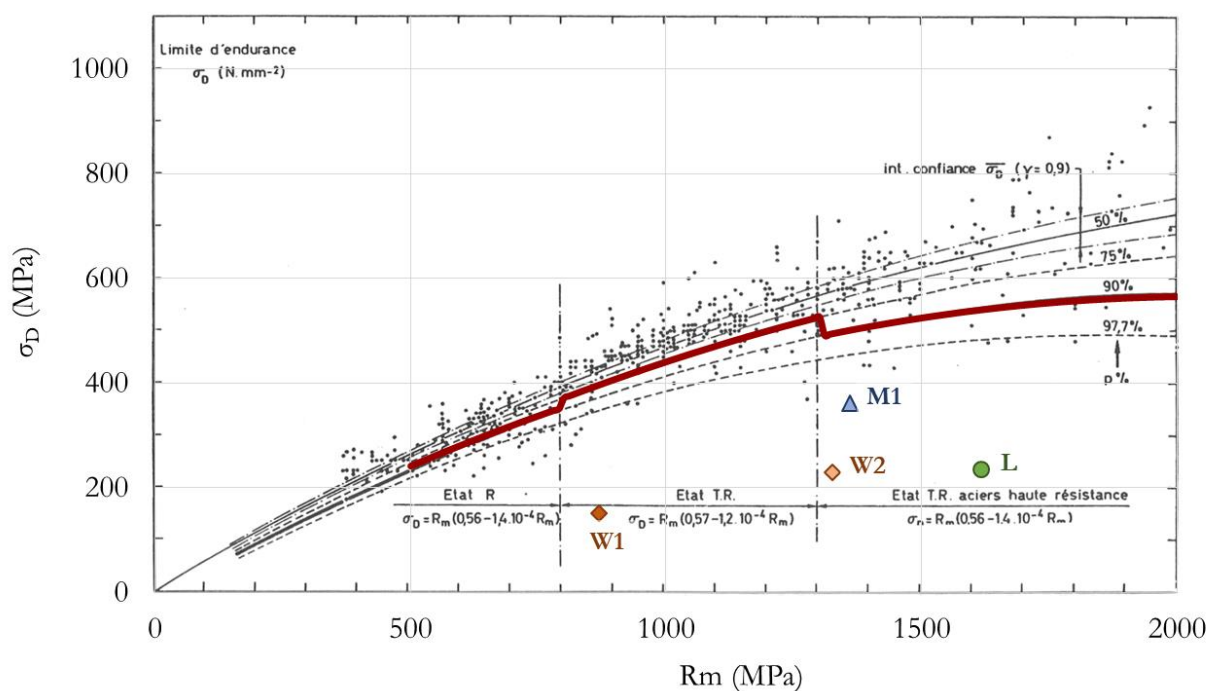


Figure V-6 : Limite de fatigue en flexion rotative en comparaison de la résistance mécanique. Les valeurs pour les stratégies M1, W1, W2 et L ont été déduites de nos mesures par thermographie IR. Les points noirs sont issus de la banque de données des aciers élaborés de manière conventionnelle [122].

Dans ce graphe, chaque point noir correspond à un acier issu de fabrication conventionnelle [122]. Notons que la courbe en rouge foncé correspond à la limite classiquement utilisée en ingénierie pour le pré-dimensionnement d'arbres sollicités en flexion rotative (assurant une probabilité de survie de 90% des aciers dans trois plages de résistance  $R_m$ ). Afin de pouvoir comparer nos données expérimentales en FA à cette banque de données en fabrication conventionnelle, il faut « convertir » les valeurs de nos limites de fatigue (obtenues en contrainte ondulée de traction à rapport de charge  $R = 0,1$ ) en des valeurs « équivalentes » en flexion rotative (rapport de charge de -1). Pour ce faire, on



utilise le diagramme de Goodman, puis on applique classiquement un coefficient de 1/0,9 (passage de la traction-compression purement alternée à la flexion rotative) pour obtenir une limite « équivalente » en flexion rotative. La Figure V-7 illustre la résolution graphique de cette conversion pour le cas du maraging (stratégie M1). Il s'agit évidemment d'un calcul très empirique, utilisé usuellement en pré-dimensionnement en bureau d'études. Pour assurer la précision de la conversion, on utilise l'équation (V-2), traduisant cette transformation graphique.

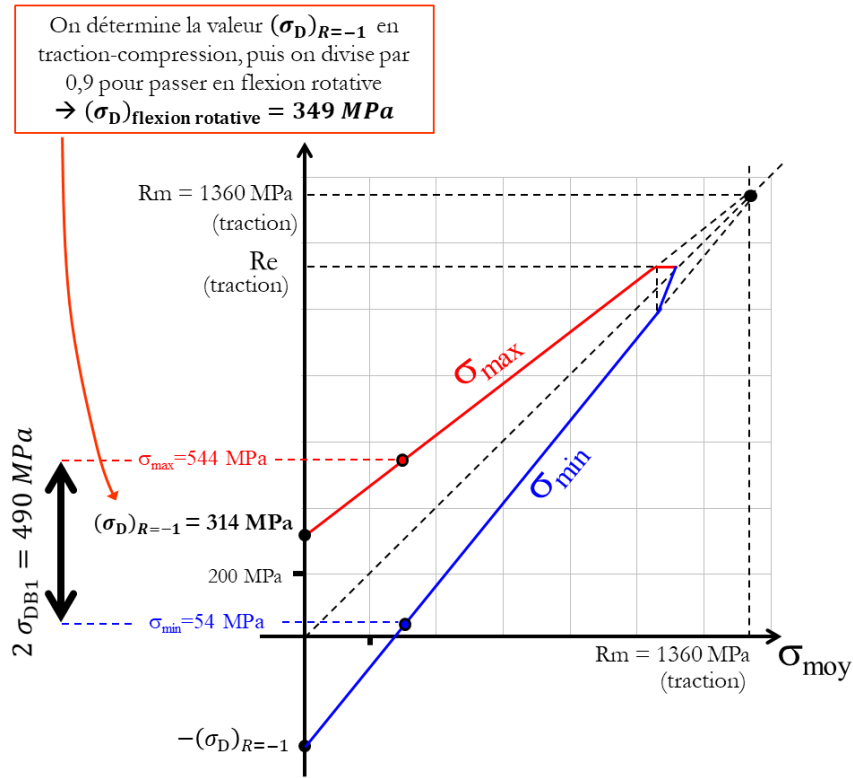


Figure V-7 : Résolution graphique de la « conversion » de la limite de fatigue en traction-compression à rapport de charge  $R=0,1$  en une limite de fatigue en flexion rotative équivalente avec le diagramme de Goodman (cas de la stratégie M1).

$$\sigma_{D\_flexion\ rotative} = \left(\frac{1}{0,9}\right) \times \frac{\sigma_{DB1}}{1 - \frac{\sigma_{moy\_DB1}}{Rm}} \quad (V-2)$$

avec  $\sigma_{D\_flexion\ rotative}$  la limite « équivalente » en flexion rotative recherchée ;  $Rm$  la résistance mécanique ;  $\sigma_{DB1}$  la limite de fatigue obtenue par thermographie IR pour le rapport de charge de 0,1 en traction ; et  $\sigma_{moy\_DB1}$  la contrainte moyenne correspondant à  $\sigma_{DB1}$ , c'est à dire:

$$\sigma_{moy\_DB1} = \frac{1,1}{0,9} \times \sigma_{DB1} \quad (V-3)$$

On peut noter sur la Figure V-6 que les limites de fatigue  $\sigma_{D\_flexion\ rotative}$  obtenues pour nos aciers issus de FA sont bien en deçà des résultats des aciers obtenus de manière conventionnelle. Ceci est attendu à cause de l'influence forte des porosités en FA. Néanmoins le résultat obtenu pour le L40 semble particulièrement bas, ce qui est étonnant au vu de la résistance mécanique, du très faible taux de porosité, et des faibles niveaux de dissipation mécanique mesurés pour ce matériau. On a vu que pertinence de la limite de fatigue estimée à partir des données calorimétriques et du critère développé peut être remise en question pour ce matériau, notamment concernant le pas de contrainte choisi dans le protocole expérimental. La présence de porosités très critiques et localisées dans les éprouvettes de ce matériau pourrait également perturber les résultats de nos mesures calorimétriques (voir cas 3 ou 4 de la Figure III-7). Des essais complémentaires devraient être réalisés pour confirmer ou infirmer les mauvaises performances en fatigue du L40.

#### V.4 Analyses et conclusion du chapitre

Des essais mécaniques quasi-statiques à température ambiante et à chaud, ainsi que des essais de fatigue à température ambiante, ont été réalisés dans le cadre des travaux de cette thèse. Ces essais ont concerné trois aciers haute résistance (l'acier maraging, le L40-BLDRMetal et le W360 ISOBLOC) et plusieurs conditions/stratégies de fabrication. Les résultats ont été collectés et synthétisés dans ce chapitre. Les points suivants peuvent être énoncés concernant les essais quasi-statiques :

- le maraging et le L40 présentent d'excellentes propriétés mécaniques quasi-statiques à température ambiante, cohérentes avec les données des fournisseurs de poudre ;
- le W360 possèdent des propriétés mécaniques quasi-statiques (à température ambiante comme à chaud) en deçà des attentes, ce qui peut être lié à la présence d'assez grosses porosités, et / ou à l'application d'un traitement thermique mal adapté ;
- le L40 garde une bonne résistance mécanique à chaud (testé jusqu'à 400°C).

Concernant les essais de fatigue, la méthodologie des essais instrumentés par caméra IR a montré qu'elle permet de comparer différentes stratégies de fabrication et différents matériaux *a priori* proche du point de vue des performances en fatigue. Les résultats mis en perspectives avec les performances en quasi-statique nous permettent de conclure que les règles standards de dimensionnement en fatigue à partir de la résistance mécanique  $Rm$  ne peuvent pas être utilisées en fabrication L-PBF, les performances des aciers étudiés étant fortement impactées par la porosité résiduelle formée pendant la fabrication des éprouvettes. Ces observations concordent avec les conclusions faites dans la littérature (voir en particulier [32,51]). En l'état actuel des choses, un post-traitement CIC semble donc être la meilleure solution pour améliorer sensiblement la limite de fatigue des pièces d'acier fabriquées en L-PBF.

Pour en revenir à la problématique principale de la thèse, ce chapitre permet de conclure que les résultats obtenus avec les essais de fatigue instrumentés par caméra IR, couplés aux essais quasi-statique traditionnels et à des analyses de matière, apportent rapidement des informations utiles dans les démarches de comparaison de stratégie ou de matériaux. Cette application concrète dans un projet de recherche et développement industriel ouvre des perspectives très intéressantes concernant l'utilisation de cette méthode dans des démarches d'optimisation des paramètres de fabrication en L-PBF.





## Conclusion générale

---

### Synthèse des travaux présentés

La technologie de fusion laser sur lit de poudre (L-PBF) gagne en intérêt de façon exponentielle ces dernières années. Elle attire tout particulièrement des secteurs de pointe (aéronautique, médical, défense...) notamment grâce à la grande liberté géométrique offerte, ouvrant des perspectives à la fabrication de pièces au design spécialisé et non envisageable en fabrication conventionnelle. L'étude de la bibliographie a montré que d'excellentes propriétés mécaniques quasi-statiques sont atteignables en L-PBF (performances souvent supérieures aux standards de fabrication conventionnelle). Toutefois, la question des propriétés en fatigue des pièces fabriquées en L-PBF se pose de plus en plus avec la maturation de la technologie au niveau industriel. Des études récentes montrent les limites du procédé sur cette question. Notamment, les défauts de porosités résiduelles inhérentes à la fabrication L-PBF semblent jouer un rôle prépondérant sur les propriétés en fatigue.

L'investigation des performances en fatigue afin d'améliorer la maîtrise du procédé est donc une question importante en L-PBF. Cependant, une difficulté spécifique au domaine de la fatigue est la durée très longue et les coûts importants nécessaires à la réalisation des essais (courbes S-N ou *staircases* par exemple). En outre, des éléments de la littérature scientifique montrent une grande dispersion dans les résultats d'essais de fatigue de matériaux issus de L-PBF (confirmé durant la thèse). Ces contraintes pratiques de temps et de coûts rendent d'autant plus difficile l'intégration de caractérisation en fatigue dans des démarches de qualification de stratégies d'impression. Ainsi la thèse a apporté des éléments de réponse à cette problématique.

Non avons réalisé dans un premier temps des essais de fatigue sur un acier maraging proche du 18Ni300, une nuance d'acier déjà maîtrisée par notre partenaire AddUp, dans l'objectif de construire la courbe S-N de ce matériau élaboré en L-PBF. Ces essais ont confirmé une dispersion très importante dans les résultats bien que les 28 éprouvettes testées ont été élaborées avec la même stratégie et sur le même plateau d'impression. Une analyse de fractographies et une étude de la dispersion des données S-N nous a permis de mettre en évidence deux populations distinctes d'éprouvettes. La position sur le plateau de fabrication a visiblement une influence notable sur la tenue en fatigue. Vraisemblablement, le flux de gaz permettant l'évacuation des fumées joue un rôle dans les mécanismes de formation des porosités résiduelles ; et par conséquent, les propriétés de fatigue des pièces fabriquées du côté de la sortie du flux de gaz sont meilleures que celles des pièces fabriquées en entrée du flux de gaz. Deux valeurs de limite de fatigue ont ainsi pu être déterminées de part et d'autre du plateau de fabrication.

Par la suite, nous avons présenté des travaux portant sur une méthodologie de détermination de la limite de fatigue à partir de mesures par caméra infrarouge et d'un traitement des données

thermiques par « reconstruction des sources de chaleur ». Cette méthodologie consiste à déterminer la réponse calorifique du matériau soumis à des chargements cycliques d'amplitude croissante. Des conditions d'acquisition spécifiques permettent d'extraire directement la « dissipation mécanique », *signature calorifique* des seuls mécanismes mécaniques irréversibles se produisant dans le matériau (en l'occurrence ici l'endommagement en fatigue). Par analogie avec les approches d'auto-échauffement classiques basées sur la *signature thermique*, l'analyse consiste ensuite à distinguer deux régimes de dissipation mécanique en fonction de l'amplitude de chargement cyclique, la transition entre ces deux régimes étant considérée comme la limite de fatigue du matériau étudié. Après une phase de mise en place et d'essais préliminaires, l'étude a été réalisée sur un nombre significatif (14) d'éprouvettes d'acier maraging élaborées uniquement dans la partie gauche du plateau de fabrication, afin de pouvoir observer la répétabilité des résultats. Il convient de noter qu'il s'agit, à notre connaissance, de la première étude de répétabilité de la méthode de reconstruction de source de chaleur.

Une première analyse des données calorimétriques a été basée sur la méthode dite « graphique » de détermination de la limite de fatigue (utilisant l'intersection de tangentes...), inspirée de ce qui se fait dans la littérature pour la signature thermique du matériau. Des résultats encourageants, proches de la limite de fatigue issue des données S-N, ont été obtenus. Cependant la variabilité entre les différentes éprouvettes nous a conduit à questionner la robustesse de cette méthode graphique. Différents critères d'identification de la limite de fatigue ont donc été proposés. Une approche de type Monte-Carlo faisant intervenir un très grand nombre de simulations aléatoires (générations de données statistiquement similaires aux données calorimétriques expérimentales) a ensuite été développée. Ces simulations ont permis de tester la robustesse des différents critères en fonction du nombre d'éprouvettes considéré et de l'importance de l'incertitude expérimentale (bruit de mesure). Un critère a été retenu en particulier : il fait intervenir un modèle mathématique, développé dans les travaux de thèse. Ce modèle décrit les deux régimes de l'évolution de la dissipation mécanique en fonction de l'amplitude de contrainte (à savoir quadratique puis exponentielle) : l'ajustement de ce modèle aux données de dissipation mécanique expérimentale a permis de déterminer l'amplitude de contrainte séparant les deux régimes, *i.e.* la limite de fatigue du matériau, avec un domaine d'incertitude quantifié.

Enfin, la méthode a été appliquée à un cas industriel. L'objectif était de montrer la capacité de la méthode à comparer « rapidement » les limites de fatigue issues de différentes stratégies de fabrication pour différents aciers. Tout d'abord, plusieurs stratégies de fabrication du maraging ont été testées. Une campagne d'essais relativement rapide (environ trois semaines, en incluant les 14 éprouvettes précédentes) a montré qu'il était possible de comparer les limites de fatigue de 8 stratégies de fabrication différentes. En complément, deux aciers à outils ont été étudiés : le L40 BLDR-Metal et le W360 ISOBLOC. Il s'agit de deux aciers à outils potentiellement utilisables pour la fabrication additive d'outillage pour travail à chaud. En parallèle, des résultats d'essais de caractérisation mécanique plus classiques (ne faisant pas intervenir la thermographe IR) ont également été reportés.

Les essais quasi-statiques à température ambiante et à chaud ont montré les très bonnes résistances des différents aciers en fabrication L-PBF. L'analyse des microstructures a également permis de montrer la bonne maîtrise de la fabrication et des post-traitements. En revanche, les limites de fatigue estimées par thermographie IR se sont révélées en deçà des espérances comparativement aux résistances mécaniques  $R_m$ . Cette conclusion implique notamment que les règles standards de dimensionnement en fatigue à partir de la résistance mécanique  $R_m$  ne peuvent pas être utilisées en fabrication L-PBF. Les résultats présents dans la littérature scientifique et ceux présentés dans cette thèse convergent pour constater que, même pour des éprouvettes relativement denses (taux de porosité  $<0,5\%$ ), les porosités continuent de jouer un rôle prépondérant sur les limites de fatigue en fabrication L-PBF et sur la forte dispersion des propriétés mécaniques obtenues.

## Conclusions

Rappelons tout d'abord la problématique traitée dans cette thèse : **peut-on intégrer des essais de caractérisation en fatigue rapides et fiables dans les démarches industrielles de développement de la paramétrie de procédés de fabrication L-PBF ?**

Nous avons montré que les résultats obtenus avec les essais de fatigue instrumentés par caméra IR, couplés aux essais quasi-statique traditionnels et à des analyses de santé matière, apportent *rapidement* des informations *fiables*, utiles pour la *comparaison* de stratégies d'impression ou de matériaux. Par « rapide », nous entendons un ordre de grandeur de quelques heures par éprouvette testée en fatigue (sans compter la phase de mise en place de l'expérience), et moins d'éprouvettes à tester au total. Le caractère « fiable » dépend évidemment du nombre d'éprouvettes testées : à titre indicatif, l'étude réalisée a conduit à un intervalle d'incertitude de  $\pm 16$  MPa sur la limite de fatigue moyenne pour un nombre de trois éprouvettes testées. Notons toutefois que l'approche expérimentale proposée s'inscrit dans une démarche de « comparaison » de stratégies d'impression ou de matériaux, les valeurs identifiées de limite de fatigue en elles-mêmes devant être considérées avec prudence. Cette application concrète dans un projet de Recherche et Développement industriel ouvre des perspectives très intéressantes concernant l'utilisation de cette méthode dans des démarches d'optimisation des paramètres de fabrication en L-PBF.

Un point essentiel dans l'utilisation des essais de fatigue instrumentés par caméra IR doit bien être relevé : contrairement aux essais conventionnels de fatigue, les essais instrumentés par caméra IR ne donnent pas d'information directe sur la durée de vie en nombre de cycles des éprouvettes. Il s'agit d'une différence fondamentale entre les deux approches. En effet la durée de vie en nombre de cycles dépend du défaut le plus critique présent dans l'éprouvette testée, alors que l'approche instrumentée par caméra IR donne une information macroscopique sur les dommages ayant lieu en moyenne dans l'éprouvette étudiée. On peut voir cela comme un inconvénient si l'on cherche réellement à quantifier une durée de vie. En revanche, l'étude conventionnelle des propriétés en fatigue des matériaux de



fabrication L-PBF est très délicate en raison de la présence de porosités critiques conduisant à une forte dispersion des résultats. L'approche calorimétrique développée durant la thèse présente l'avantage de donner une information macroscopique sur la réponse en fatigue d'un matériau (le « *bulk material* ») et, de ce fait, on observe une dispersion plus réduite permettant une optimisation du procédé de fabrication.

## **Perspectives d'études**

Les travaux présentés dans ce manuscrit présentent des résultats à la frontière entre trois domaines : la fabrication additive métallique, les caractérisations en fatigue et la thermomécanique des matériaux par thermographie infrarouge. L'ensemble des résultats est prometteur, mais des questionnements restent en suspens et appellent à être approfondis sur plusieurs axes.

### **Finalisation du projet industriel**

Pour aller plus loin dans les travaux applicatifs réalisés sur les trois nuances d'aciers étudiées, des essais de fatigue thermiques (résistance aux variations cycliques de température) sur le L40 et le W360 sont prévus dans le cadre de la collaboration entre les différents acteurs industriels impliqués dans les travaux de thèse. Cela permettra de valider ou d'invalider la capacité de ces aciers à être utilisés pour l'outillage à chaud en fonderie d'aluminium.

### **Système éprouvette-machine-environnement**

Une première observation expérimentale du système éprouvette-machine-environnement a été présentée dans le manuscrit. Les phénomènes thermiques en jeu dans ce type d'essai sont complexes (auto-échauffement de l'éprouvette, auto-échauffement de l'actionneur de la machine de test, système de régulation thermique, mouvements d'air dans la salle d'essais...). La question suivante se pose : est-il nécessaire de prendre en compte les interactions de transferts thermiques entre les différents éléments de ce système dans le traitement des données thermique ? La reconstruction de source de chaleur permet d'accéder aux couplages thermomécaniques (cause) se produisant dans l'éprouvette à partir la mesure de ses variations de température (conséquence). Toutefois, l'approfondissement de l'étude expérimentale du système éprouvette-machine-environnement, couplée à des simulations numériques de type éléments finis, permettrait de renforcer la compréhension des phénomènes thermiques en jeu et, peut-être, de proposer un traitement des données thermiques pour le calcul de la dissipation mécanique encore plus juste.

### **Mécanismes multi-échelles liant microstructure et signature calorifique**

Les analyses fractographiques réalisées sur les éprouvettes de maraging ont apporté des renseignements importants sur les zones d'amorces de fissures. Par ailleurs, la question de la très faible

limite de fatigue obtenue pour le L40 soulève un point de questionnement : des porosités localisées et très critiques ont-elles influencé les résultats des essais fatigue instrumentés par caméra IR ? Si oui, dans quelle mesure ?

Une analyse systématique de fractographie des éprouvettes d'essais de fatigue instrumentés par caméra IR est donc à préconiser afin de renforcer l'analyse finale des résultats. De même une analyse systématique de la distribution des tailles de porosité dans les éprouvettes – telle que réalisée par le Cetim pour les éprouvettes de W360 – peut se révéler très utile. De plus, si l'influence des petits défauts sur les mécanismes de propagation de fissure et de durée de vie est étudiée dans la littérature (notamment avec l'approche de Murakami), l'étude de cette influence sur la mesure de dissipation mécanique demande à être approfondie. Voici deux pistes d'études afin d'améliorer la compréhension de ce phénomène : d'une part, la réalisation de simulations éléments finis au voisinage d'une porosité isolée et faisant intervenir les couplages thermomécaniques, afin d'étudier l'impact de cette porosité sur le champ de température global ; d'autre part, l'utilisation d'une caméra IR haute résolution pour le calcul de champ 2D de dissipation mécanique, et l'observation éventuelle d'hétérogénéité dans ce champ.

#### **Comparaison entre limite de fatigue conventionnelle et obtenue par thermographie**

On a souligné la différence fondamentale entre les essais conventionnels de fatigue et ceux instrumentés par caméra IR : dans les deux cas de figures, la limite de fatigue et la dispersion des données ne sont pas influencées de la même manière par les porosités. En ce sens, la comparaison faite dans cette thèse entre la limite conventionnelle de fatigue et celle obtenue par thermographie est limitée et doit être questionnée. Afin de répondre à cette problématique, une étude comparative entre les deux approches sur des éprouvettes fabriquées conventionnellement serait moins impactée par les défauts résiduels, et donc assurément intéressante.

#### **Poursuite des simulations de type Monte-Carlo**

L'étude statistique présentée dans le manuscrit nous a permis d'évaluer l'incertitude sur la l'estimation de la limite de fatigue en fonction du nombre d'éprouvettes considéré et de l'incertitude expérimentale. Cette approche très intéressante est basée sur une génération aléatoire de jeux de données suivant des lois de probabilité déduites de résultats expérimentaux. La question qui se pose alors est : comment étendre ce résultat à d'autres matériaux sans devoir procéder à des essais expérimentaux de répétabilité ?

Pour répondre à cette question, l'approche Monte-Carlo pourrait être poussée plus loin en faisant intervenir d'autres variations de paramètres : le nombre de point des jeux de données, la dispersion intra-spécimen (facteurs de forme), *etc.*, avec pour objectif d'étudier plus généralement la fiabilité de la méthode quel que soit le matériau étudié et l'allure de sa signature calorifique en fatigue.

### **Éprouvettes à gradient de propriété**

Les présents travaux de thèse ayant montré la capacité de la méthode à comparer des propriétés en fatigue de stratégies d'impression différentes, on peut clairement envisager l'utilisation de cette méthode dans un contexte industriel d'optimisation des paramètres du procédé en y intégrant un critère concernant les performances en fatigue. Pour aller plus loin, on peut remarquer que la capacité des technologies de FA à fabriquer des pièces « sur-mesure » n'a pas été exploitée durant cette thèse. On peut donc se demander : comment utiliser cette particularité offerte par la FA dans le développement de la méthode de caractérisation en fatigue instrumentée par caméra IR ?

Une perspective intéressante, envisagée pour des travaux ultérieurs, est la fabrication d'éprouvettes à « gradient de propriété ». La variation de paramètres dits « contrôlables » (puissance du laser, vitesse de balayage...) en cours de fabrication d'une éprouvette est possible. On peut ainsi envisager de tester un panel de stratégies de fabrication avec une seule éprouvette.

Pour conclure ce manuscrit, on peut souligner que la fabrication additive métallique, et notamment le procédé L-BPF, a ouvert de grandes perspectives pour le futur de l'ingénierie mécanique, en alliant une liberté géométrique nouvelle et de très bonnes performances mécaniques en quasi-statique. Cependant des défis sont encore à relever pour permettre à cette technologie d'atteindre une pleine maturité industrielle. L'obtention de performances en fatigue pleinement satisfaisantes pour les pièces métalliques issues de FA fait partie de ces défis. C'est à cette difficulté que la présente thèse se veut apporter sa contribution.





---

## Bibliographie

---

- [1] Additive manufacturing – General principles – Terminology. ISO/ASTM 52900:2015, 2015.
- [2] Stromeier CE, Dalby WE. The determination of Fatigue Limits under Alternating Stress Conditions. *Proc. R. Soc. A Math. Phys. Eng. Sci.*, 1914, p. 90:411-425. doi:10.1098/rspa.1914.0066.
- [3] Luong MP. Fatigue limit evaluation of metals using an infrared thermographic technique. *Mech Mater* 1998;28:155–63. doi:10.1016/S0167-6636(97)00047-1.
- [4] Luong MP. Infrared thermographic scanning of fatigue in metals. *Nucl Eng Des* 1995;158:363–76.
- [5] La Rosa G, Risitano A. Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components. *Int J Fatigue* 2000;22:65–73. doi:10.1016/S0142-1123(99)00088-2.
- [6] Jones EH. Ariadne. *New Sci* 1974:80.
- [7] André J-C, Le Méhauté A, De Witte O. Dispositif pour réaliser un modèle de pièce industrielle. FR2567668A1, 1984.
- [8] Hull CW, Calif A. Apparatus for production of three-dimensional objects by stereolithography. US4575330A, 1984.
- [9] Basiliere P, Shanler M. Gartner research - Hype Cycle for 3D Printing. 2019.
- [10] Mani M, Feng S, Lane B, Donmez A, Moylan S, Fesperman R. Measurement science needs for real-time control of additive manufacturing powder-bed fusion processes. *Addit Manuf Handb Prod Dev Def Ind* 2017:629–76. doi:10.1201/9781315119106.
- [11] Douellou C, Balandraud X, Duc E. Assessment of geometrical defects caused by thermal distortions in laser-beam-melting additive manufacturing: a simulation approach. *RAPID Prototyp J* 2019;25:939–50. doi:10.1108/RPJ-01-2019-0016.
- [12] Cao Y, Moumni Z, Zhu J, Zhang Y, You Y, Zhang W. Comparative investigation of the fatigue limit of additive-manufactured and rolled 316 steel based on self-heating approach. *Eng Fract Mech* 2020;223:106746. doi:10.1016/j.engfracmech.2019.106746.
- [13] Spears TG, Gold SA. In-process sensing in selective laser melting (SLM) additive manufacturing. *Integr Mater Manuf Innov* 2016;5:1–25. doi:10.1186/s40192-016-0045-4.
- [14] Li N, Lv Z, Huai W, Gong G. A simulation method of aircraft plumes for real-time imaging. *Infrared Phys Technol* 2016;77:153–61. doi:10.1016/j.infrared.2016.05.024.
- [15] Ferrar B, Mullen L, Jones E, Stamp R, Sutcliffe CJ. Gas flow effects on selective laser melting (SLM) manufacturing performance. *J Mater Process Technol* 2012;212:355–64.

- doi:10.1016/j.jmatprotec.2011.09.020.
- [16] Ly S, Rubenchik AM, Khairallah SA, Guss G, Matthews MJ. Metal vapor micro-jet controls material redistribution in laser powder bed fusion additive manufacturing. *Sci Rep* 2017;7:1–12. doi:10.1038/s41598-017-04237-z.
- [17] Pillot S. Fusion laser sélective de lit de poudres métalliques. *Tech l'Ingenieur* 2016;45:199–203.
- [18] Becker TH, Dimitrov D. The achievable mechanical properties of SLM produced Maraging Steel 300 components. *Rapid Prototyp J* 2016;22:487–94. doi:10.1108/RPJ-08-2014-0096.
- [19] Kempen K, Yasa E, Thijs L, Kruth J, Humbeeck J Van. Microstructure and mechanical properties of Selective Laser Melted. *Phys Procedia* 2011;12:255–63. doi:10.1016/j.phpro.2011.03.033.
- [20] Röttger A, Geenen K, Windmann M, Binner F, Theisen W. Comparison of microstructure and mechanical properties of 316 L austenitic steel processed by selective laser melting with hot-isostatic pressed and cast material. *Mater Sci Eng A* 2016;678:365–76. doi:10.1016/j.msea.2016.10.012.
- [21] Riemer A, Leuders S, Thöne M, Richard HA, Tröster T, Niendorf T. On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting. *Eng Fract Mech* 2014;120:15–25. doi:10.1016/j.engfracmech.2014.03.008.
- [22] Edwards P, Ramulu M. Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti-6Al-4V. *Mater Sci Eng A* 2014;598:327–37. doi:10.1016/j.msea.2014.01.041.
- [23] Rafi HK, Starr TL, Stucker BE. A comparison of the tensile, fatigue, and fracture behavior of Ti-6Al-4V and 15-5 PH stainless steel parts made by selective laser melting. *Int J Adv Manuf Technol* 2013;69:1299–309. doi:10.1007/s00170-013-5106-7.
- [24] Cain V, Thijs L, Van Humbeeck J, Van Hooreweder B, Knutsen R. Crack propagation and fracture toughness of Ti6Al4V alloy produced by selective laser melting. *Addit Manuf* 2015;5:68–76. doi:10.1016/j.addma.2014.12.006.
- [25] Herzog D, Seyda V, Wycisk E, Emmelmann C. Additive manufacturing of metals. *Acta Mater* 2016;117:371–92. doi:10.1016/j.actamat.2016.07.019.
- [26] Debroy T, Wei HL, Zuback JS, Mukherjee T, Elmer JW, Milewski JO, et al. Additive manufacturing of metallic components – Process , structure and properties. *Prog Mater Sci* 2018;92:112–224. doi:10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
- [27] Croccolo D, Agostinis MDE, Fini S, Olmi G, Vranic A. Influence of the build orientation on the fatigue strength of EOS maraging steel produced by additive metal machine. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 2016:637–47. doi:10.1111/ffe.12395.
- [28] Spierings AB, Starr TL, Wegener K. Fatigue performance of additive manufactured metallic parts. *Rapid Prototyp J* 2013;19:88–94. doi:10.1108/13552541311302932.

- [29] Uhlmann E, Fleck C, Gerlitzky G, Faltin F. Dynamical Fatigue Behavior of Additive Manufactured Products for a Fundamental Life cycle Approach. *Procedia CIRP* 2017;61:588–93. doi:10.1016/j.procir.2016.11.138.
- [30] Siddique S, Imran M, Walther F. Very high cycle fatigue and fatigue crack propagation behavior of selective laser melted AlSi12 alloy. *Int J Fatigue* 2017;94:246–54. doi:10.1016/j.ijfatigue.2016.06.003.
- [31] Günther J, Krewerth D, Lippmann T, Leuders S, Tröster T, Weidner A, et al. Fatigue life of additively manufactured Ti-6Al-4V in the very high cycle fatigue regime. *Int J Fatigue* 2017;94:236–45. doi:10.1016/j.ijfatigue.2016.05.018.
- [32] Biswal R, Syed AK, Zhang X. Assessment of the effect of isolated porosity defects on the fatigue performance of additive manufactured titanium alloy. *Addit Manuf* 2018;23:433–42. doi:10.1016/j.addma.2018.08.024.
- [33] Yadollahi A, Shamsaei N. Additive manufacturing of fatigue resistant materials : Challenges and opportunities. *Int J Fatigue* 2017;98:14–31. doi:10.1016/j.ijfatigue.2017.01.001.
- [34] Meneghetti G, Rigon D, Gennari C. An analysis of defects influence on axial fatigue strength of maraging steel specimens produced by additive manufacturing. *Int J Fatigue* 2019;118:54–64. doi:10.1016/j.ijfatigue.2018.08.034.
- [35] Wycisk E, Siddique S, Herzog D, Walther F, Emmelmann C. Fatigue performance of laser additive manufactured Ti-6Al-4V in very high cycle fatigue regime up to 10<sup>9</sup> cycles. *Front Mater* 2015;2:2–9. doi:10.3389/fmats.2015.00072.
- [36] Konečná R, Nicoletto G, Kunz L, Bača A. Microstructure and directional fatigue behavior of Inconel 718 produced by selective laser melting. *Procedia Struct Integr* 2016;2:2381–8. doi:10.1016/j.prostr.2016.06.298.
- [37] Yadollahi A, Simsiriwong J, Thompson SM, Shamsaei N. Data demonstrating the effects of build orientation and heat treatment on fatigue behavior of selective laser melted 17-4 PH stainless steel. *Data Br* 2016;7:89–92. doi:10.1016/j.dib.2016.02.013.
- [38] Song J, Tang Q, Feng Q, Ma S, Setchi R, Liu Y, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical behaviours of 18Ni-300 maraging steel manufactured by selective laser melting. *Opt Laser Technol* 2019;120:105725. doi:10.1016/j.optlastec.2019.105725.
- [39] Denlinger ER, Michaleris P. Mitigation of Distortion in Large Additive Manufacturing Parts. Thermo-Mechanical Model *Addit Manuf* 2017;231:183–95. doi:10.1016/b978-0-12-811820-7.00013-6.
- [40] Mukherjee T, Manvatkar V, De A, DebRoy T. Mitigation of thermal distortion during additive manufacturing. *Scr Mater* 2017;127:79–83. doi:10.1016/j.scriptamat.2016.09.001.
- [41] Shamsaei N, Yadollahi A, Bian L, Thompson SM. An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part II: Mechanical behavior, process parameter optimization and control. *Addit Manuf* 2015;8:12–35. doi:10.1016/j.addma.2015.07.002.



- [42] Song X, Xie M, Hofmann F, Illston T, Connolley T, Reinhard C, et al. Residual stresses and microstructure in Powder Bed Direct Laser Deposition (PB DLD) samples. *Int J Mater Form* 2015;8:245–54. doi:10.1007/s12289-014-1163-1.
- [43] Megahed M, Mindt H-W, N'Dri N, Duan H, Desmanson O. Metal additive-manufacturing process and residual stress modeling. vol. 5. *Integrating Materials and Manufacturing Innovation*; 2016. doi:10.1186/s40192-016-0047-2.
- [44] Yan JJ, Zheng DL, Li HX, Jia X, Sun JF, Li YL, et al. Selective laser melting of H13: microstructure and residual stress. *J Mater Sci* 2017;52:12476–85. doi:10.1007/s10853-017-1380-3.
- [45] Mukherjee T, Zhang W, DebRoy T. An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing. *Comput Mater Sci* 2017;126:360–72. doi:10.1016/j.commatsci.2016.10.003.
- [46] Bailey NS, Katinas C, Shin YC. Laser direct deposition of AISI H13 tool steel powder with numerical modeling of solid phase transformation, hardness, and residual stresses. *J Mater Process Technol* 2017;247:223–33. doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.04.020.
- [47] Liebisch A, Merkel M. On the numerical simulation of the thermal behavior during the selective laser melting process. *Materwiss Werksttech* 2016;47:521–9. doi:10.1002/mawe.201600528.
- [48] Bayle F, Doubenskaia M. Selective laser melting process monitoring with high speed infrared camera and pyrometer. *Fundam Laser Assist Micro- Nanotechnologies* 2008:698505–698505–8. doi:10.1117/12.786940.
- [49] Doubenskaia M, Pavlov M, Grigoriev S, Tikhonova E, Smurov I. Comprehensive Optical Monitoring of Selective Laser Melting. *JLMN-Journal of Laser Micro/Nanoengineering* 2012;7:236–43. doi:10.2961/j1mn.2012.03.001.
- [50] Mertens R, Vrancken B, Holmstock N, Kinds Y, Kruth JP, Van Humbeeck J. Influence of powder bed preheating on microstructure and mechanical properties of H13 tool steel SLM parts. *Phys Procedia* 2016;83:882–90. doi:10.1016/j.phpro.2016.08.092.
- [51] Masuo H, Tanaka Y, Morokoshi S, Yagura H, Uchida T, Yamamoto Y, et al. Influence of defects, surface roughness and HIP on the fatigue strength of Ti-6Al-4V manufactured by additive manufacturing. *Int J Fatigue* 2018;117:163–79. doi:10.1016/j.ijfatigue.2018.07.020.
- [52] Körner C, Bauereiß A, Attar E. Fundamental consolidation mechanisms during selective beam melting of powders. *Model Simul Mater Sci Eng* 2013;21:085011. doi:10.1088/0965-0393/21/8/085011.
- [53] Read N, Wang W, Essa K, Attallah MM. Selective laser melting of AlSi10Mg alloy : Process optimisation and mechanical properties development. *Mater Des* 2015;65:417–24. doi:10.1016/j.matdes.2014.09.044.
- [54] Yadroitsev I, Gusarov A, Yadroitsava I, Smurov I. Single track formation in selective laser melting of metal powders. *J Mater Process Technol* 2010;210:1624–31.

- doi:10.1016/j.jmatprotec.2010.05.010.
- [55] Körner C, Attar E, Heisl P. Mesoscopic simulation of selective beam melting processes. *J Mater Process Technol* 2011;211:978–87. doi:10.1016/j.jmatprotec.2010.12.016.
- [56] Brent D, Saunders TA, Garcia Moreno F, Tyagi P. Taguchi Design of Experiment for the Optimization of Electrochemical Polishing of Metal Additive Manufacturing Components 2016:1–6. doi:10.1115/imece2016-67492.
- [57] Mohd Mustafa NN, Abdul Kadir AZ, Ngadiman NHA, Ma'aram A, Zakaria K. Comparison of different additive manufacturing patterns on the performance of rapid vacuum casting for mating parts via the Taguchi method. *J Mech Eng Sci* 2020;14:6417–29. doi:10.15282/jmes.14.1.2020.17.0502.
- [58] Leuders S, Thöne M, Riemer A, Niendorf T, Tröster T, Richard HA, et al. On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting: Fatigue resistance and crack growth performance. *Int J Fatigue* 2013;48:300–7. doi:10.1016/j.ijfatigue.2012.11.011.
- [59] Wu MW, Chen JK, Lin BH, Chiang PH. Improved fatigue endurance ratio of additive manufactured Ti-6Al-4V lattice by hot isostatic pressing. *Mater Des* 2017;134:163–70. doi:10.1016/j.matdes.2017.08.048.
- [60] Murakami Y. *Metal fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. 2002.
- [61] Yamashita Y, Murakami T, Mihara R, Okada M, Murakami Y. Defect analysis and fatigue design basis for Ni-based superalloy 718 manufactured by selective laser melting. *Int J Fatigue* 2018;117:485–95. doi:10.1016/j.ijfatigue.2018.08.002.
- [62] Rabb BR. Staircase testing - Confidence and reliability. *Adv Damage Mech* 2003;40:447–64.
- [63] Huang J, Pastor ML, Garnier C, Gong X. Rapid evaluation of fatigue limit on thermographic data analysis. *Int J Fatigue* 2017;104:293–301. doi:10.1016/j.ijfatigue.2017.07.029.
- [64] Doudard C, Calloch S, Hild F, Cugy P, Galtier A. Identification of the scatter in high cycle fatigue from temperature measurements. *Comptes Rendus Mécaniques* 2004;332:795–801. doi:10.1016/j.crme.2004.06.002.
- [65] Doudard C, Calloch S, Cugy P, Galtier A, Hild F. A probabilistic two-scale model for high-cycle fatigue life predictions. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 2005:279–88. doi:10.1111/j.1460-2695.2005.00854.x.
- [66] Munier R, Doudard C, Calloch S, Weber B. Determination of high cycle fatigue properties of a wide range of steel sheet grades from self-heating measurements. *Int J Fatigue* 2014;63:46–61. doi:10.1016/j.ijfatigue.2014.01.004.
- [67] Munier R, Doudard C, Calloch S, Weber B. Identification of the micro-plasticity mechanisms at the origin of self-heating under cyclic loading with low stress amplitude. *Int J Fatigue* 2017. doi:10.1016/j.ijfatigue.2017.05.027.

- [68] Teng Z, Wu H, Boller C, Starke P. Thermography in high cycle fatigue short-term evaluation procedures applied to a medium carbon steel. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 2019;1–12. doi:10.1111/ffe.13136.
- [69] Akai A, Shiozawa D, Yamada T, Sakagami T. Energy Dissipation Measurement in Improved Spatial Resolution Under Fatigue Loading. *Exp Mech* 2019. doi:10.1007/s11340-019-00552-w.
- [70] Rokbani M, Saint-Sulpice L, Chirani S, Bouraoui T. Fatigue properties by “self-heating” method: Application to orthodontic Ni-Ti wires after hydrogen charging. *J Intell Mater Syst Struct* 2018;29:3242–53. doi:10.1177/1045389X18778371.
- [71] Mostofizadeh P, Kadkhodaei M, Arbab Chirani S, Saint-Sulpice L, Rokbani M, Bouraoui T, et al. Fatigue analysis of shape memory alloys by self-heating method. *Int J Mech Sci* 2019;156:329–41. doi:10.1016/j.ijmecsci.2019.04.012.
- [72] Chirani SA, Barati M, Saint-Sulpice L, Bayati P, Nematollahi M, Mahtabi M, et al. Self-heating and fatigue of additively manufactured NiTi 2012;28:2012.
- [73] Chrysochoos A, Maisonneuve O, Martin G, Caumon H, Chezeaux JC. Plastic and dissipated work and stored energy. *Nucl Eng Des* 1989;114:323–33. doi:10.1016/0029-5493(89)90110-6.
- [74] Chrysochoos A, Martin G. Tensile test microcalorimetry for thermomechanical behaviour law analysis. *Mater Sci Eng A* 1989;108:25–32. doi:10.1016/0921-5093(89)90402-4.
- [75] Chrysochoos A, Louche H. Infrared image processing to analyze the calorific effects accompanying strain localization. *Int J Eng Sci* 2000;38:1759–88. doi:10.1016/S0020-7225(00)00002-1.
- [76] Dulieu-Barton JM, Stanley P. Development and applications of thermoelastic stress analysis. *SAE Tech Pap* 1998;33:93–104. doi:10.1243/0309324981512841.
- [77] Connesson N, Maquin F, Pierron F. Experimental Energy Balance During the First Cycles of Cyclically Loaded Specimens Under the Conventional Yield Stress. *Exp Mech* 2011;51:23–44. doi:10.1007/s11340-010-9336-4.
- [78] Blanche A, Chrysochoos A, Ranc N, Favier V. Dissipation Assessments During Dynamic Very High Cycle Fatigue Tests. *Exp Mech* 2015;55:699–709. doi:10.1007/s11340-014-9857-3.
- [79] Ranc N, Blanche A, Ryckelynck D, Chrysochoos A. POD Preprocessing of IR Thermal Data to Assess Heat Source Distributions. *Exp Mech* 2015;55:725–39. doi:10.1007/s11340-014-9858-2.
- [80] Jongchansitto P, Douellou C, Preechawuttipong I, Balandraud X. Comparison between 0D and 1D approaches for mechanical dissipation measurement during fatigue tests. *Strain* 2019;55. doi:10.1111/str.12307.
- [81] Wattrisse B, Muracciole J-M, Chrysochoos A. Thermomechanical effects accompanying the localized necking of semi-crystalline polymers. *Int J Therm Sci* 2002;41:422–7.

- doi:[https://doi.org/10.1016/S1290-0729\(02\)01334-0](https://doi.org/10.1016/S1290-0729(02)01334-0).
- [82] Delobelle V, Favier D, Louche H, Connesson N. Determination of Local Thermophysical Properties and Heat of Transition from Thermal Fields Measurement During Drop Calorimetric Experiment. *Exp Mech* 2015;55:711–23. doi:10.1007/s11340-014-9877-z.
- [83] Balandraud X, Chrysochoos A, Leclercq S, Peyroux R. Influence of the thermomechanical coupling on the propagation of a phase change front. *Comptes Rendus l'Academie Des Sci Ser II Fasc B-Mécanique* 2001;329:621–6. doi:10.1016/S1620-7742(01)01376-9.
- [84] Charles S, Le Cam J-B. Inverse identification of constitutive parameters from heat source fields: A local approach applied to hyperelasticity. *Strain* 2020;56. doi:10.1111/str.12334.
- [85] Samaca Martinez JR, Le Cam JB, Balandraud X, Toussaint E, Caillard J. New elements concerning the Mullins effect: A thermomechanical analysis. *Eur Polym J* 2014;55:98–107. doi:10.1016/j.eurpolymj.2014.03.014.
- [86] Samaca Martinez JR, Le Cam JB, Balandraud X, Toussaint E, Caillard J. Mechanisms of deformation in crystallizable natural rubber. Part 2: Quantitative calorimetric analysis. *Polymer (Guildf)* 2013;54:2727–36. doi:10.1016/j.polymer.2013.03.012.
- [87] Le Cam JB. Energy storage due to strain-induced crystallization in natural rubber: The physical origin of the mechanical hysteresis. *Polymer (Guildf)* 2017;127:166–73. doi:10.1016/j.polymer.2017.08.059.
- [88] Samaca Martinez JR, Le Cam JB, Balandraud X, Toussaint E, Caillard J. Filler effects on the thermomechanical response of stretched rubbers. *Polym Test* 2013;32:835–41. doi:10.1016/j.polymertesting.2013.04.003.
- [89] Balandraud X, Le Cam JB. Some specific features and consequences of the thermal response of rubber under cyclic mechanical loading. *Arch Appl Mech* 2014;84:773–88. doi:10.1007/s00419-014-0832-3.
- [90] Le Cam JB, Samaca Martinez JR, Balandraud X, Toussaint E, Caillard J. Thermomechanical Analysis of the Singular Behavior of Rubber: Entropic Elasticity, Reinforcement by Fillers, Strain-Induced Crystallization and the Mullins Effect. *Exp Mech* 2015;55:771–82. doi:10.1007/s11340-014-9908-9.
- [91] Le Cam J-B. Energy storage due to strain-induced crystallization in natural rubber: The physical origin of the mechanical hysteresis. *Polymer (Guildf)* 2017;127:166–73. doi:<https://doi.org/10.1016/j.polymer.2017.08.059>.
- [92] Benaarbia A, Chrysochoos A, Robert G. Kinetics of stored and dissipated energies associated with cyclic loadings of dry polyamide 6.6 specimens. *Polym Test* 2014;34:155–67. doi:10.1016/j.polymertesting.2014.01.009.
- [93] Benaarbia A, Chrysochoos A, Robert G. Influence of relative humidity and loading frequency on the PA6.6 cyclic thermomechanical behavior: Part I. mechanical and thermal aspects. *Polym Test* 2014;40:290–8. doi:10.1016/j.polymertesting.2014.09.019.

- [94] Benaarbia A, Chrysochoos A, Robert G. Fiber orientation effects on heat source distribution in reinforced polyamide 6.6 subjected to low cycle fatigue. *J Eng Math* 2015;90:13–36. doi:10.1007/s10665-014-9720-7.
- [95] Benaarbia A, Chrysochoos A, Robert G. Influence of relative humidity and loading frequency on the PA6.6 thermomechanical cyclic behavior: Part II. Energy aspects. *Polym Test* 2015;41:92–8. doi:10.1016/j.polymertesting.2014.10.012.
- [96] Benaarbia A, Chrysochoos A, Robert G. Thermomechanical behavior of PA6.6 composites subjected to low cycle fatigue. *Compos Part B Eng* 2015;76:52–64. doi:10.1016/j.compositesb.2015.02.011.
- [97] Benaarbia A, Chrysochoos A, Robert G. Fiber orientation effects on heat source distribution in reinforced polyamide 6.6 subjected to low cycle fatigue (vol 90, pg 13, 2015). *J Eng Math* 2015;95:99. doi:10.1007/s10665-015-9787-9.
- [98] Benaarbia A, Chrysochoos A, Robert G. Thermomechanical analysis of the onset of strain concentration zones in wet polyamide 6.6 subjected to cyclic loading. *Mech Mater* 2016;99:9–25. doi:10.1016/j.mechmat.2016.04.011.
- [99] Boulanger T, Chrysochoos A, Mabru C, Galtier A. Calorimetric analysis of dissipative and thermoelastic effects associated with the fatigue behavior of steels. *Int J Fatigue* 2004;26:221–9. doi:10.1016/S0142-1123(03)00171-3.
- [100] Giancane S, Chrysochoos A, Dattoma V, Wattrisse B. Deformation and dissipated energies for high cycle fatigue of 2024-T3 aluminium alloy. *Theor Appl Fract Mech* 2009;52:117–21. doi:10.1016/j.tafmec.2009.08.004.
- [101] Wang XG, Crupi V, Jiang C, Feng ES, Guglielmino E, Wang CS. Energy-based approach for fatigue life prediction of pure copper. *Int J Fatigue* 2017;104:243–50. doi:10.1016/j.ijfatigue.2017.07.025.
- [102] Corvec G, Di Cesare N, Balandraud X, Le Cam J-B, Gauffreteau J. Thermomechanical characterization of leathers under tension using infrared thermography. *J Mater Sci* 2019;54:862–74. doi:10.1007/s10853-018-2834-y.
- [103] Afkhami S, Dabiri M, Alavi SH, Björk T, Salminen A. Fatigue characteristics of steels manufactured by selective laser melting. *Int J Fatigue* 2019;122:72–83. doi:10.1016/j.ijfatigue.2018.12.029.
- [104] Bai Y, Wang D, Yang Y, Wang H. Materials Science & Engineering A Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of maraging steel by selective laser melting. *Mater Sci Eng A* 2019;760:105–17. doi:10.1016/j.msea.2019.05.115.
- [105] Machines and lines - AddUp n.d. <https://www.addupsolutions.com/en/machines-and-lines/>.
- [106] Matériaux métalliques — Essais de fatigue — Méthode par force axiale contrôlée. ISO 1099:2017, 2017.

- [107] Matériaux métalliques — Étalonnage et vérification des machines pour essais statiques uniaxiaux — Partie 1: Machines d'essai de traction/compression — Étalonnage et vérification du système de mesure de force. ISO7500-1:2018, 2018.
- [108] Snedecor GW, Cochran WG. *Statistical Methods*. 8th Editio. Iowa State University Press; 1989.
- [109] Bonnet P, Hermite X, Huther I, Lefebvre F. *Guide pour le choix d'une méthode d'essais de fatigue et de l'analyse statistique associée* : Collection Fatigue. Senlis, France: Cetim; 2017.
- [110] Bastenaire FA. New Method for the Statistical Evaluation of Constant Stress Amplitude Fatigue-Test Results. In: Heller RA, editor. *Probabilistic Asp. Fatigue*, West Conshohocken, PA: ASTM International; 1972. doi:10.1520/STP35402S.
- [111] Delpueyo D, Balandraud X, Grédiac M, Stanciu S, Cimpoesu N. A specific device for enhanced measurement of mechanical dissipation in specimens subjected to long-term tensile tests in fatigue. *Strain* 2018;54:1–14. doi:10.1111/str.12252.
- [112] Chrysochoos A, Berthel B, Latourte F, Pagano S, Wattrisse B, Weber B. Local energy approach to steel fatigue. *Strain* 2008;44:327–34. doi:10.1111/j.1475-1305.2007.00381.x.
- [113] Morabito AE, Chrysochoos A, Dattoma V, Galietti U. Analysis of heat sources accompanying the fatigue of 2024 T3 aluminium alloys. *Int J Fatigue* 2007;29:977–84. doi:10.1016/j.ijfatigue.2006.06.015.
- [114] Berthel B, Chrysochoos A, Wattrisse B, Galtier A. Infrared image processing for the calorimetric analysis of fatigue phenomena. *Exp Mech* 2008;48:79–90. doi:10.1007/s11340-007-9092-2.
- [115] Ezanno A. *Caractérisation rapide des propriétés à la fatigue à grand nombre de cycles des matériaux de fonderie à partir d'essais d'auto-échauffement* : application aux alliages d'hélices marines. Thèse de doctorat, École nationale supérieure de techniques avancées Bretagne, 2011.
- [116] Ezanno A, Doudard C, Calloch S, Heuzé JL. A new approach to characterizing and modeling the high cycle fatigue properties of cast materials based on self-heating measurements under cyclic loadings. *Int J Fatigue* 2013;47:232–43. doi:10.1016/j.ijfatigue.2012.09.005.
- [117] Douellou C, Balandraud X, Duc E, Verquin B, Lefebvre F, Sar F. Fast fatigue characterization by infrared thermography for additive manufacturing. In: Lefebvre F, Souquet P, editors. *Procedia Struct. Integr.*, vol. 19, Elsevier B.V.; 2019, p. 90–100. doi:10.1016/j.prostr.2019.12.011.
- [118] Douellou C, Balandraud X, Duc E, Verquin B, Lefebvre F, Sar F. Analysis of the fatigue response of additive-manufactured maraging steels from thermal measurements and heat source reconstruction. *Forthcom Addit Manuf* 2020.
- [119] Nanosteel. BLDRmetal™ L-40 2018. [https://nanosteelco.com/images/uploads/resources/NS\\_PBF\\_L-40\\_Data\\_Sheet\\_June\\_2017.pdf](https://nanosteelco.com/images/uploads/resources/NS_PBF_L-40_Data_Sheet_June_2017.pdf).

- [120] Böhler. Hot Work Tool Steel - Böhler W360 ISOBLOC n.d.  
<https://www.bohler.de/en/products/w360isobloc/>.
- [121] SANDVICK. Steel for additive manufacturing n.d.  
<https://www.metalsandvik.com/siteassets/metal-powder/datasheets/osprey-18ni300-am-maraging-steel.pdf>.
- [122] Brand A, Grégoire R. Données technologiques sur la fatigue. 3e édition. Senlis: CETIM, Lavoisier (Editeur); 1991.

---

## Annexes

---

### Annexe A

#### Mesures de porosités réalisées par AddUp

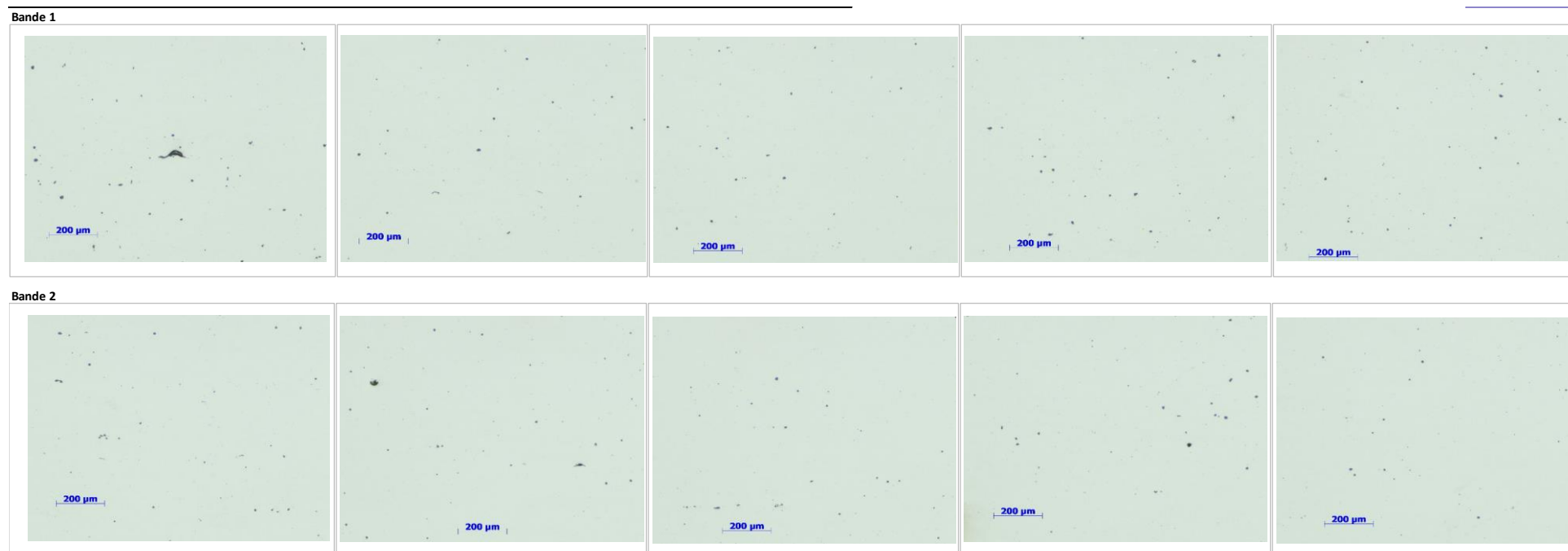
Les mesures de porosité des stratégies M1, M5, M6, M7 et L, ont été faites par AddUp. Les mesures sont faites dans des cubes de matière de 1 cm<sup>3</sup> (fabriqués sur le même plateau que les éprouvettes). Les mesures ont été réalisées par AddUp, en effectuant également un double seuillage et une binarisation des images. Les mesures ont été faites sur le bas et sur le haut du cube.

Pour chaque stratégie, les mesures sont faites sur deux bandes, avec cinq clichés par bande. Le pourcentage d'anomalie (taux de porosité, ou autres défauts éventuels) est mesuré individuellement sur chacun des 10 clichés, ce qui permet de donner un taux de porosité moyen, minimum et maximum (voir Figure A-1 à Figure A-10 ci-après). Le diamètre des porosités de tailles importantes (>30µm) est également relevé. Les conclusions par stratégie sont les suivantes :

- M1 : Taux de porosité moyen : 0,19% en haut, 0,20% en bas. Porosités de petites tailles uniformément réparties dans l'éprouvette, aux contours irréguliers. Quelques porosités de diamètres >30 µm sont à noter ;
- M5 : Taux de porosité moyen : 0,23% en haut, 0,29% en bas. Porosités de petites tailles uniformément réparties dans l'éprouvette, aux contours irréguliers. Quelques porosités de diamètres >30 µm sont à noter ;
- M6 : Taux de porosité moyen : 0,35% en haut, 0,48% en bas. Porosités de petites tailles uniformément réparties dans l'éprouvette, aux contours irréguliers. Quelques porosités de diamètres >30 µm sont à noter, et une très grosse porosité de diamètre 186 µm ;
- M7 : Taux de porosité moyen : 0,73% en haut, 0,49% en bas. Présence de plusieurs porosités et *cluster* de tailles importantes (>100µm) aux contours irréguliers et anguleux ;
- L : Taux de porosité moyen : 0,04% en haut, 0,02% en bas. Porosités de très petites tailles rares et uniformément réparties dans l'éprouvette, aux contours irréguliers. Un défaut longiforme et anguleux, de 154 µm, est à noter sur le bas du cube.



### Stratégie M1 – Bas de l'éprouvette



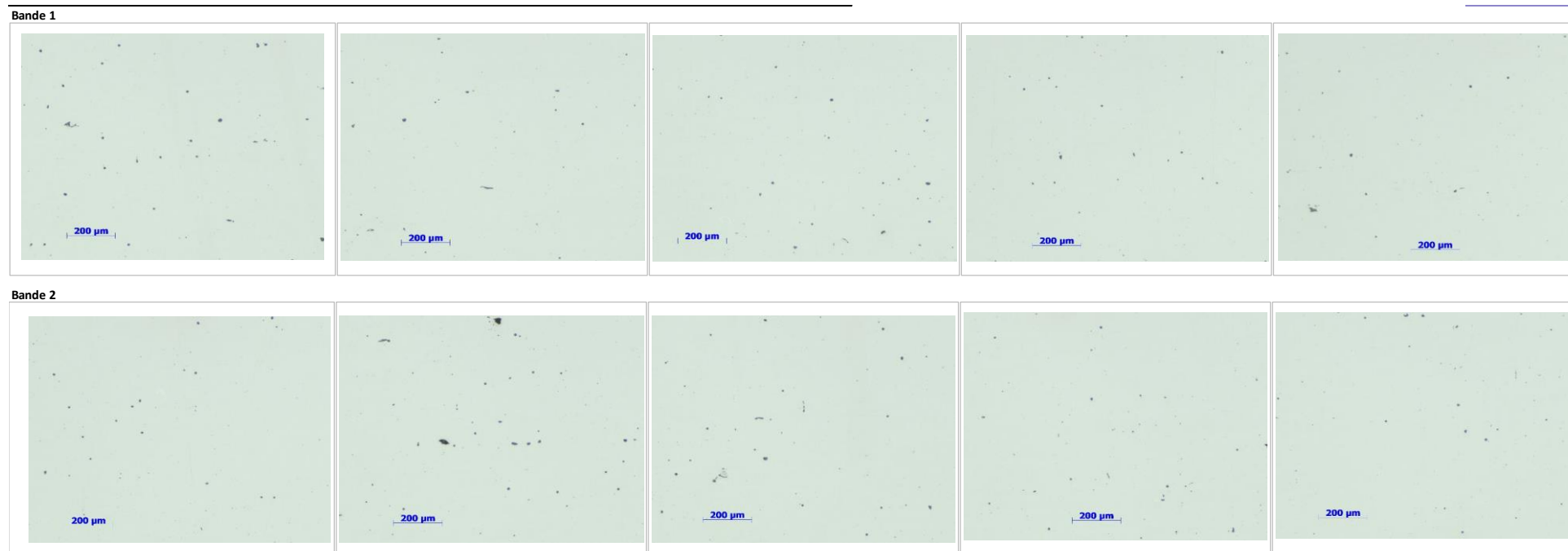
% d'anomalie :										
1	2	3	4	5						
0.43	0.15	0.14	0.21	0.17						
					Moyenne:	0.19				
					Maxi :	0.43				
					Mini :	0.11				
6	7	8	9	10						
0.17	0.16	0.15	0.18	0.11						

Taille maxi individuelle porosité (µm)					
1	2	3	4	5	
120	na	na	na	na	
6	7	8	9	10	
na	43	na	na	na	

Taille maxi cumulée porosité (µm)					
1	2	3	4	5	
na	na	na	na	na	
6	7	8	9	10	
na	na	na	na	na	

Figure A-1 : Analyse de porosité sur le bas d'un cube de matière fabriqué avec la stratégie M1 (maraging). Grossissement des clichés  $\times 100$ .

### Stratégie M1 – Haut de l'éprouvette



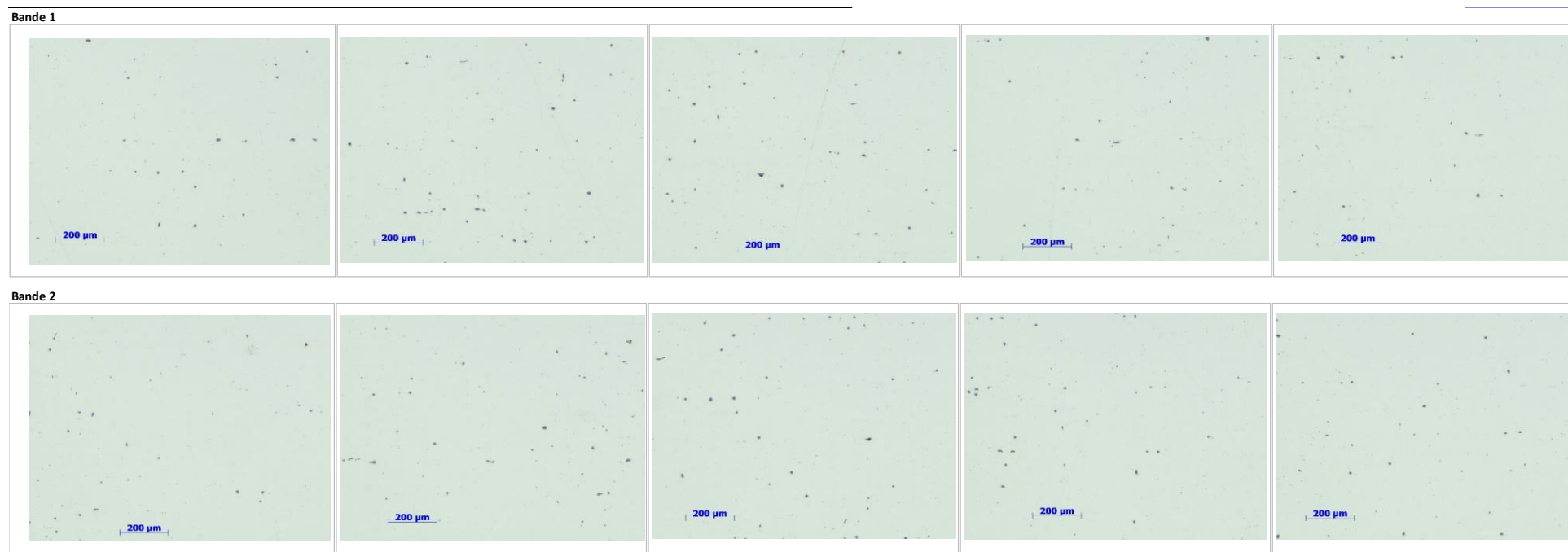
% d'anomalie :										
1	2	3	4	5						
0.30	0.15	0.17	0.13	0.18						
6	7	8	9	10						
0.13	0.38	0.24	0.16	0.12						
					Moyenne:	0.20				
					Maxi :	0.38				
					Mini :	0.12				

Taille maxi individuelle porosité (µm)									
1	2	3	4	5					
53	46	na	na	35					
6	7	8	9	10					
na	47	na	na	na					

Taille maxi cumulée porosité (µm)									
1	2	3	4	5					
na	na	na	na	na					
6	7	8	9	10					
na	na	na	na	na					

Figure A 2 : Analyse de porosité sur le haut d'un cube de matière fabriqué avec la stratégie M1 (maraging). Grossissement des clichés  $\times 100$ .

### Stratégie M5 – Bas de l'éprouvette



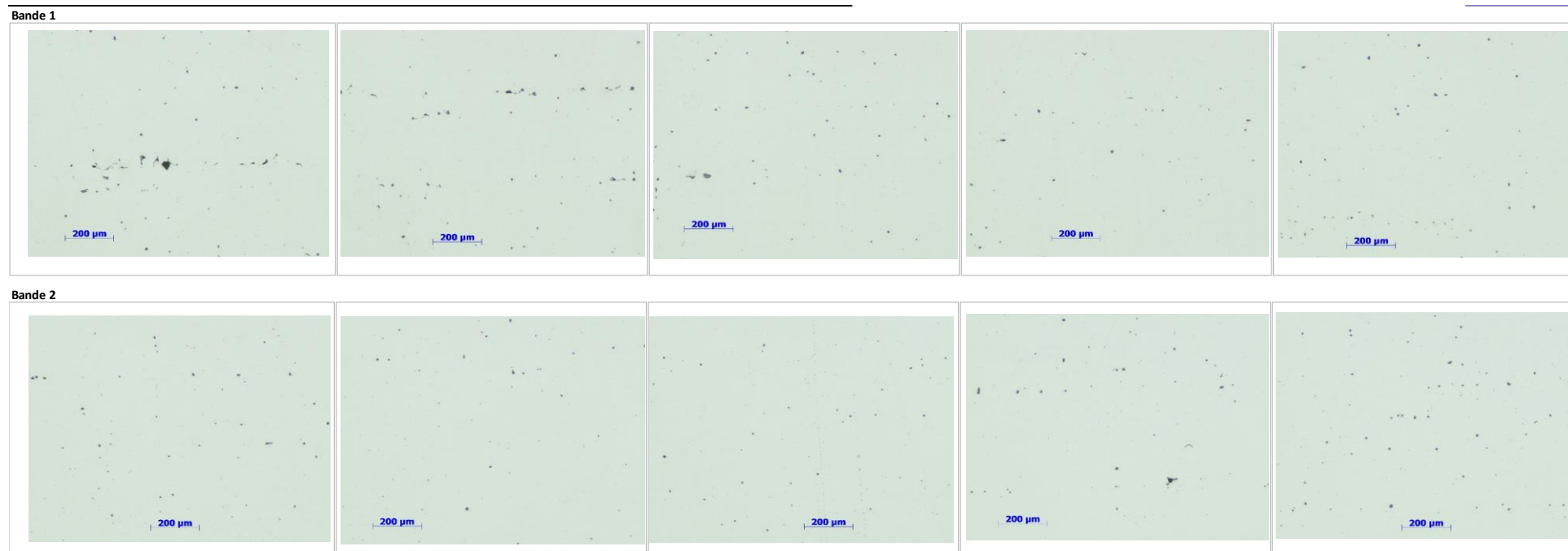
% d'anomalie :										
1	2	3	4	5						
0.19	0.29	0.28	0.16	0.16						
6	7	8	9	10						
0.20	0.28	0.29	0.26	0.23						
					Moyenne:	<b>0.23</b>				
					Maxi :	<b>0.29</b>				
					Mini :	<b>0.16</b>				

Taille maxi individuelle porosité (µm)									
1	2	3	4	5					
na	na	na	na	na					
6	7	8	9	10					
na	na	na	na	na					

Taille maxi cumulée porosité (µm)									
1	2	3	4	5					
na	na	na	na	na					
6	7	8	9	10					
na	na	na	na	na					

Figure A-3 : Analyse de porosité sur le bas d'un cube de matière fabriqué avec la stratégie M5 (maraging). Grossiment des clichés  $\times 100$ .

### Stratégie M5 – Haut de l'éprouvette



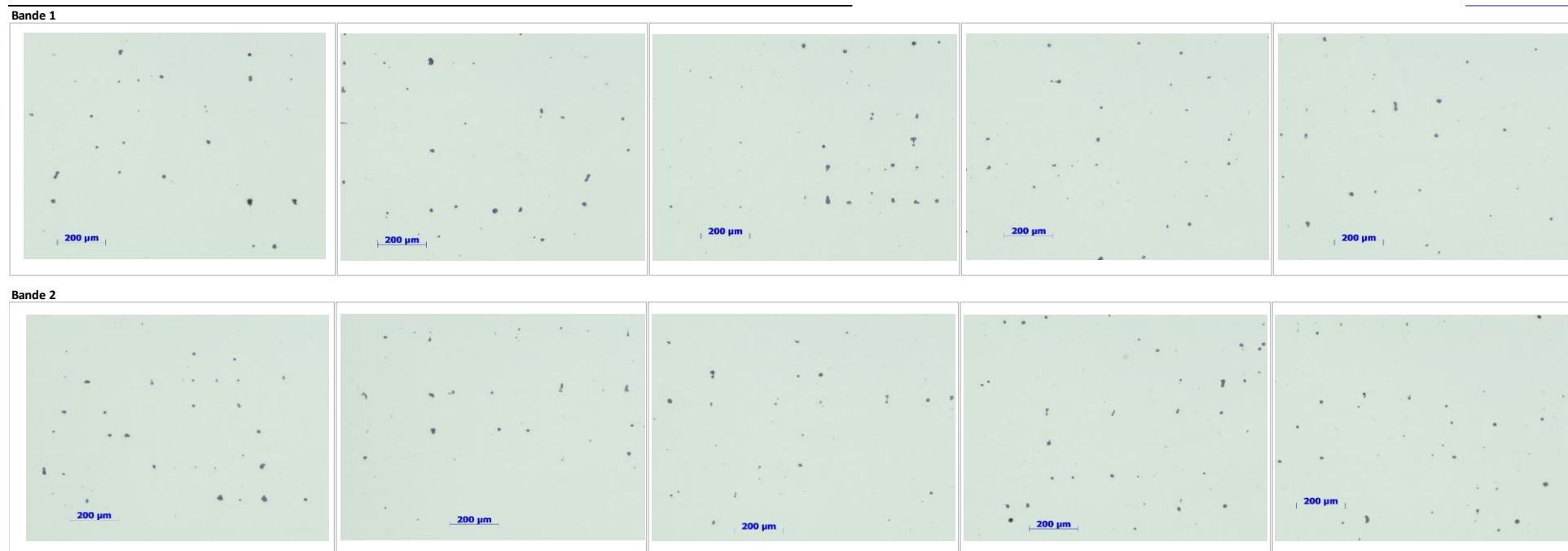
% d'anomalie :										
1	2	3	4	5						
0.54	0.43	0.33	0.20	0.26						
6	7	8	9	10						
0.25	0.15	0.18	0.27	0.28						
					Moyenne:	0.29				
					Maxi :	0.54				
					Mini :	0.15				

Taille maxi individuelle porosité (µm)									
1	2	3	4	5					
66	na	34	na	na					
6	7	8	9	10					
na	na	na	52	na					

Taille maxi cumulée porosité (µm)									
1	2	3	4	5					
na	na	na	na	na					
6	7	8	9	10					
na	na	na	na	na					

Figure A-4 : Analyse de porosité sur le haut d'un cube de matière fabriqué avec la stratégie M5 (maraging). Grossissement des clichés  $\times 100$ .

### Stratégie M6 – Bas de l'éprouvette



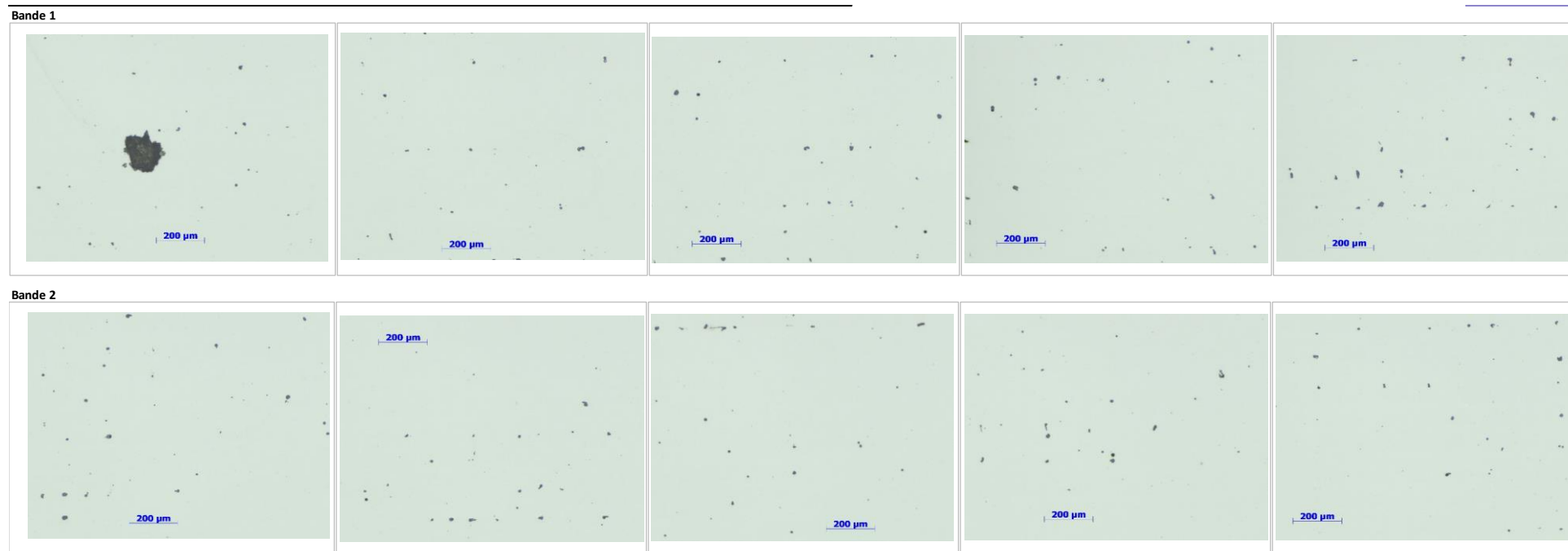
% d'anomalie :										
1	2	3	4	5						
0.37	0.40	0.38	0.27	0.28						
6	7	8	9	10						
0.42	0.32	0.27	0.43	0.37						
					Moyenne:	0.35				
					Maxi :	0.43				
					Mini :	0.27				

Taille maxi individuelle porosité (µm)									
1	2	3	4	5					
37	36	37	na	37					
6	7	8	9	10					
na	na	na	na	na					

Taille maxi cumulée porosité (µm)									
1	2	3	4	5					
na	na	na	na	na					
6	7	8	9	10					
na	na	na	na	na					

Figure A-5 : Analyse de porosité sur le bas d'un cube de matière fabriqué avec la stratégie M6 (maraging). Grossiment des clichés ×100.

### Stratégie M6 – Haut de l'éprouvette



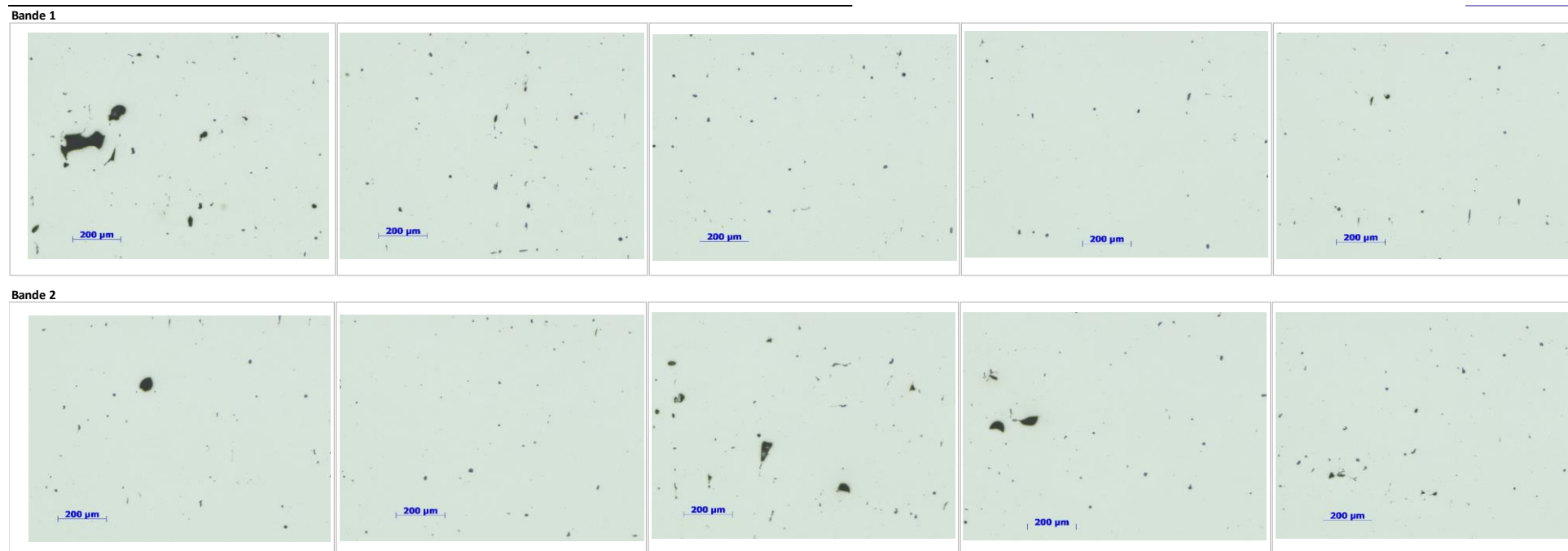
% d'anomalie :									
1	2	3	4	5					
1.88	0.23	0.33	0.35	0.42	Moyenne:	0.48			
6	7	8	9	10	Maxi :	1.88			
0.37	0.31	0.31	0.32	0.28	Mini :	0.23			

Taille maxi individuelle porosité (µm)						
1	2	3	4	5		
186	na	na	na	35		
6	7	8	9	10		
na	na	66	na	na		

Taille maxi cumulée porosité (µm)						
1	2	3	4	5		
na	na	na	na	na		
6	7	8	9	10		
na	na	na	na	na		

Figure A-6 : Analyse de porosité sur le haut d'un cube de matière fabriqué avec la stratégie M6 (maraging). Grossissement des clichés  $\times 100$ .

### Stratégie M7 – Bas de l'éprouvette



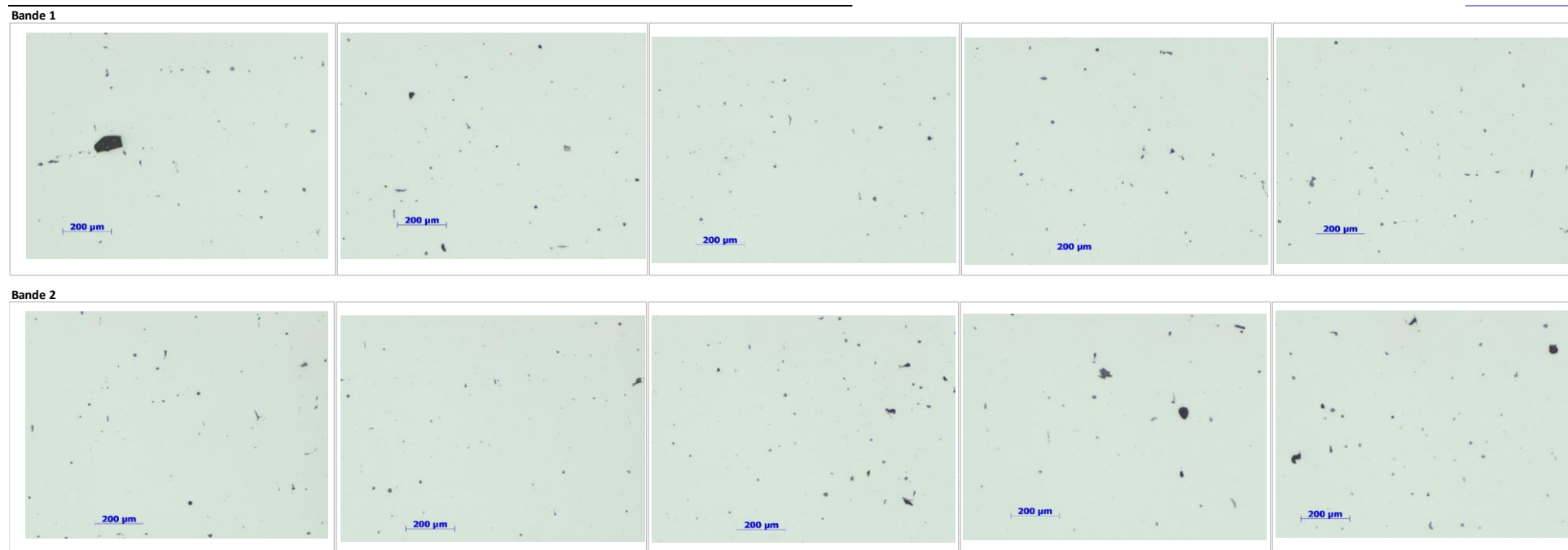
% d'anomalie :										
1	2	3	4	5						
2.36	0.55	0.35	0.24	0.34						
					Moyenne:	0.73				
6	7	8	9	10						
0.56	0.31	1.23	0.84	0.56						
					Maxi :	2.36				
					Mini :	0.24				

Taille maxi individuelle porosité (µm)				
1	2	3	4	5
195	na	na	na	60
6	7	8	9	10
67	na	126	114	na

Taille maxi cumulée porosité (µm)				
1	2	3	4	5
na	na	na	na	na
6	7	8	9	10
na	na	na	na	na

Figure A-7 : Analyse de porosité sur le bas d'un cube de matière fabriqué avec la stratégie M7 (maraging). Grossiment des clichés  $\times 100$ .

### Stratégie M7 – Haut de l'éprouvette



% d'anomalie :										
1	2	3	4	5						
0.96	0.43	0.21	0.33	0.36						
6	7	8	9	10						
0.46	0.29	0.58	0.64	0.67						
					Moyenne:	0.49				
					Maxi :	0.96				
					Mini :	0.21				

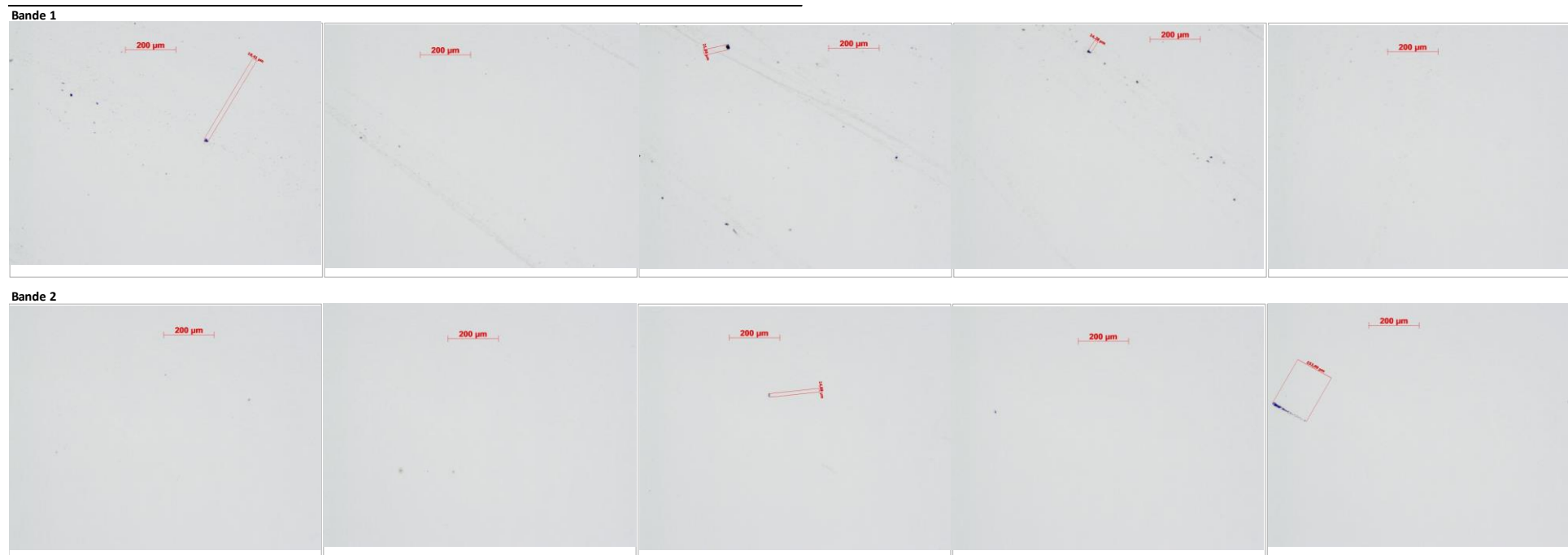
Taille maxi individuelle porosité (µm)				
1	2	3	4	5
128	na	na	53	43
6	7	8	9	10
na	49	60	62	57

Taille maxi cumulée porosité (µm)				
1	2	3	4	5
na	na	na	na	na
6	7	8	9	10
na	na	na	na	na

Figure A-8 : Analyse de porosité sur le haut d'un cube de matière fabriqué avec la stratégie M7 (maraging). Grossissement des clichés  $\times 100$ .



### Stratégie L – Bas de l'éprouvette



% d'anomalie :									
1	2	3	4	5					
0.09	0.02	0.10	0.08	0.00	Moyenne:	0.04			
					Maxi :	0.104			
6	7	8	9	10					
0.01	0.01	0.01	0.00	0.08	Mini :	0.002			

Taille maxi individuelle porosité (µm)				
1	2	3	4	5
18.4	na	22	14.3	na
6	7	8	9	10
na	na	14.9	na	154

Taille maxi cumulée porosité (µm)				
1	2	3	4	5
na	na	na	na	na
6	7	8	9	10
na	na	na	na	na

Figure A-9 : Analyse de porosité sur le bas d'un cube de matière fabriqué avec la stratégie L. (I40-BLDRMetal). Grossissement des clichés ×100.

### Stratégie L – Haut de l'éprouvette



% d'anomalie :									
1	2	3	4	5					
0.01	0.00	0.00	0.03	0.01	Moyenne:	0.02			
					Maxi :	0.09			
6	7	8	9	10	Mini :	0			
0.01	0.01	0.09	0.00	0.04					

Taille maxi individuelle porosité (µm)									
1	2	3	4	5					
na	na	na	18.6	na					
6	7	8	9	10					
na	15.9	41.9	na	29.8					

Taille maxi cumulée porosité (µm)									
1	2	3	4	5					
na	na	na	na	na					
6	7	8	9	10					
na	na	na	na	na					

Figure A-10 : Analyse de porosité sur le haut d'un cube de matière fabriqué avec la stratégie L (L40-BLDRMetal). Grossissement des clichés ×100.



## Mesures de porosités réalisées à Sigma-Clermont

Les mesures de porosité des stratégies M2, M3 et M4, ont été faites à Sigma-Clermont directement sur les éprouvettes de fatigue, avec le logiciel ImageJ. Après un double seuillage et une binarisation de l'image micrographique, le taux de porosité est calculé comme le rapport entre les zones noires (porosités) et les zones blanches (matière pleine). Les mesures ont été faites dans le sens des couches d'impression (plan  $xy$ ) et en intercouche (plan  $xz$ ). Les Figure A-11, Figure A-12 et Figure A-13 ci-après montrent quelques clichés binarisés au grossissement  $\times 100$ .

Les conclusions par stratégie sont les suivantes :

- M2 : Taux de porosité moyen : 3,37% en dans le plan de couche, 2,67% en intercouche. Porosités de tailles moyennes, uniformément réparties dans l'éprouvette, aux contours irréguliers et anguleux. La périodicité d'apparition des porosités dans le plan de couche traduit un manque de recouvrement des vecteurs de fusion.
- M3 : Taux de porosité moyen : 12,2% en dans le plan de couche, 25,1% en intercouche. Porosités et clusters de tailles très importantes, uniformément réparties dans l'éprouvette, aux contours irréguliers et anguleux. La périodicité d'apparition des porosités traduit un manque de recouvrement important des vecteurs de fusion.
- M4 : Taux de porosité moyen : 0,07% en dans le plan de couche, 0,07% en intercouche. Porosités de petites tailles uniformément réparties dans l'éprouvette, aux contours irréguliers.

### Stratégie M2

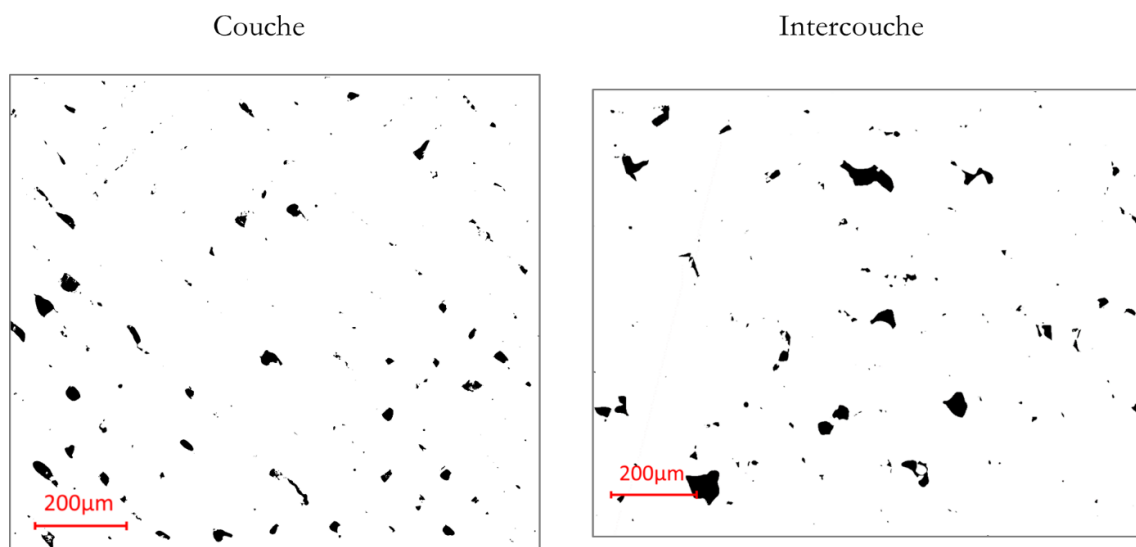


Figure A-11 : Clichés binarisés dans le plan de couche et le plan intercouche sur éprouvettes de fatigue de la stratégie M2 (maraging). Grossissement  $\times 100$ .

### Stratégie M3

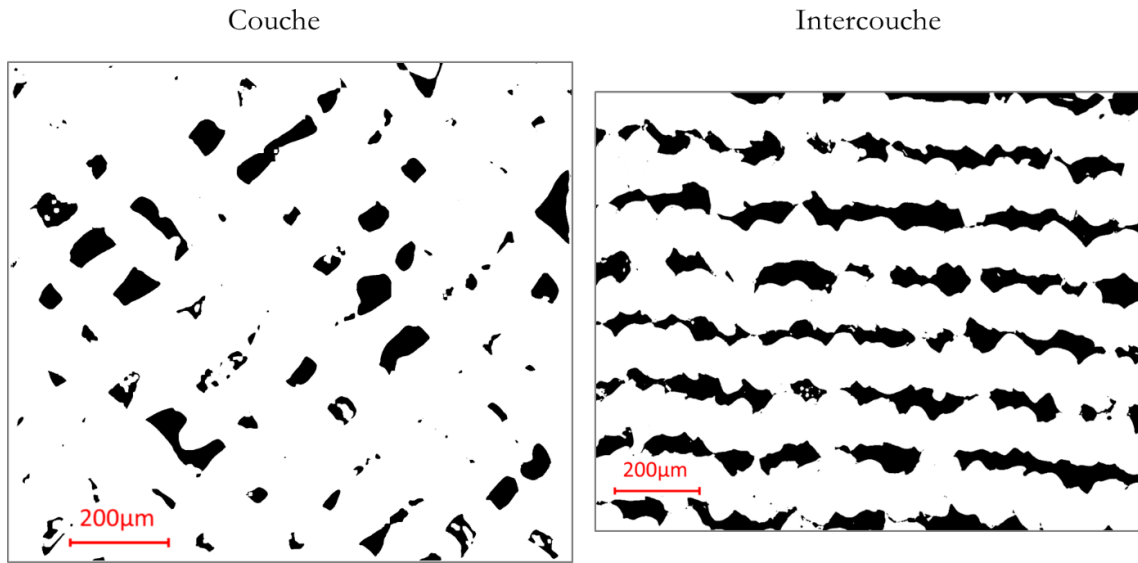


Figure A-12 : Clichés binarisés dans le plan de couche et le plan intercouche sur éprouvettes de fatigue de la stratégie M3 (maraging). Grossissement  $\times 100$ .

### Stratégie M4

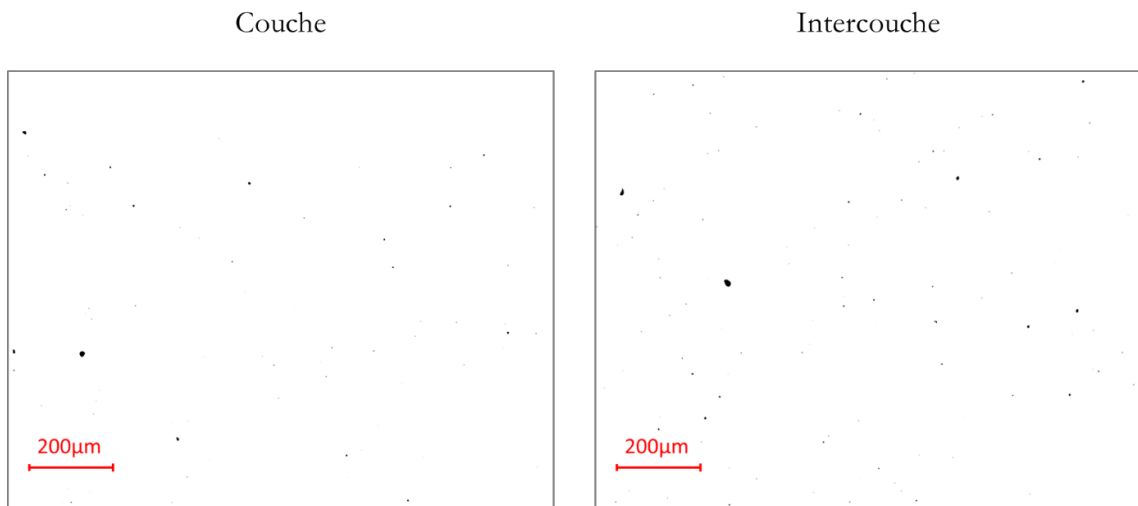


Figure A-13 : Clichés binarisés dans le plan de couche et le plan intercouche sur éprouvettes de fatigue de la stratégie M4 (maraging). Grossissement  $\times 100$ .





## Mesures de porosités réalisées au Cetim

### Eprouvettes de W360ISOBLOC

Les analyses de la santé matière des éprouvettes de W360ISOLBLOC ont été réalisées au Cetim. Les analyses métallurgiques ont été faites sur une coupe prélevée dans la tête d'éprouvette, enrobée à chaud puis polie jusqu'au grade de 1 micron.

#### Stratégie W1

La Figure A-14 présente quelques clichés de la tête d'éprouvette analysée et des porosités rencontrées sur celle-ci.

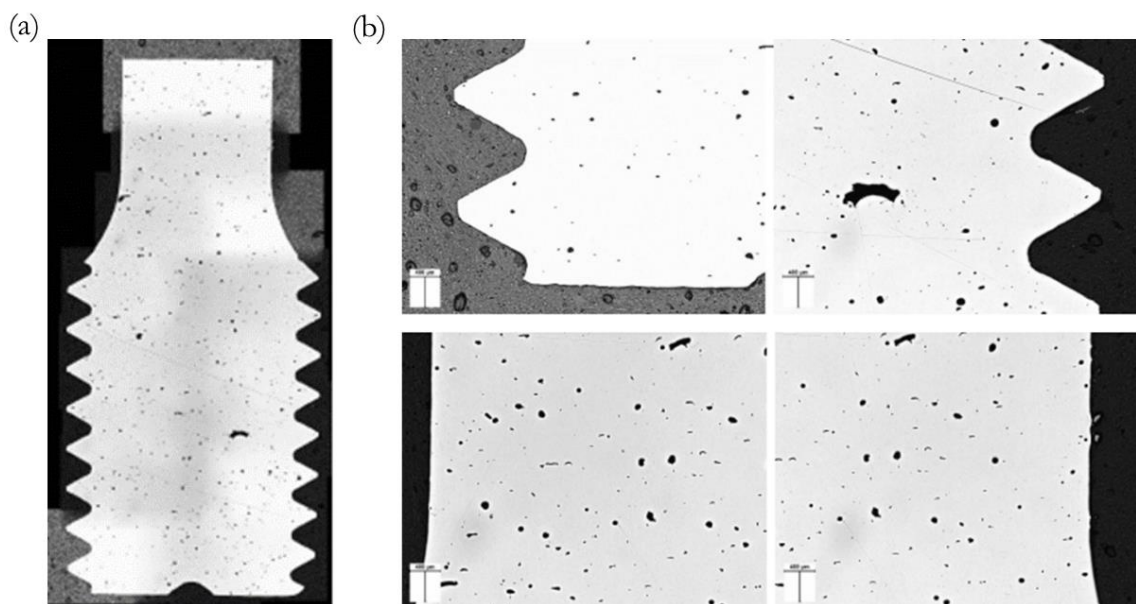


Figure A-14 : Clichés d'une éprouvette de la stratégie W1 (W360ISOBLOC) :

- (a) image assemblée de la tête d'une éprouvette de traction ;
- (b) quelques clichés de porosités rencontrés sur l'éprouvette.

On note la présence de nombreuses porosités assez longues (environ 400 microns) et assez anguleuses, voir Figure A-15. Ces dernières sont réparties de manière homogène dans la pièce (voir analyse en Figure A-15).



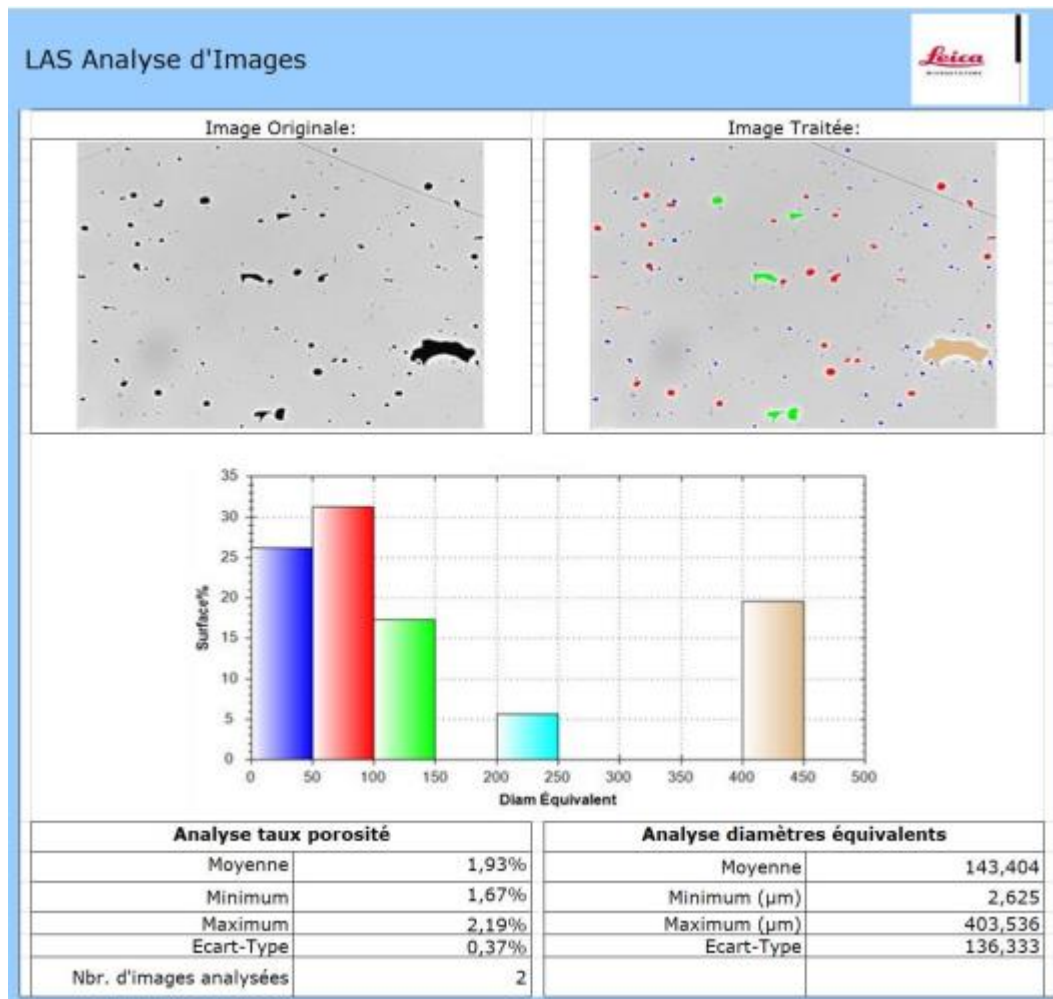


Figure A-15 : Rapport d'analyse d'image – éprouvette de la stratégie W1 (W360ISOBLOC).

## Stratégie W2

La Figure A-16 présente quelques clichés des porosités rencontrées aux grossissements  $\times 25$  et  $\times 50$ .

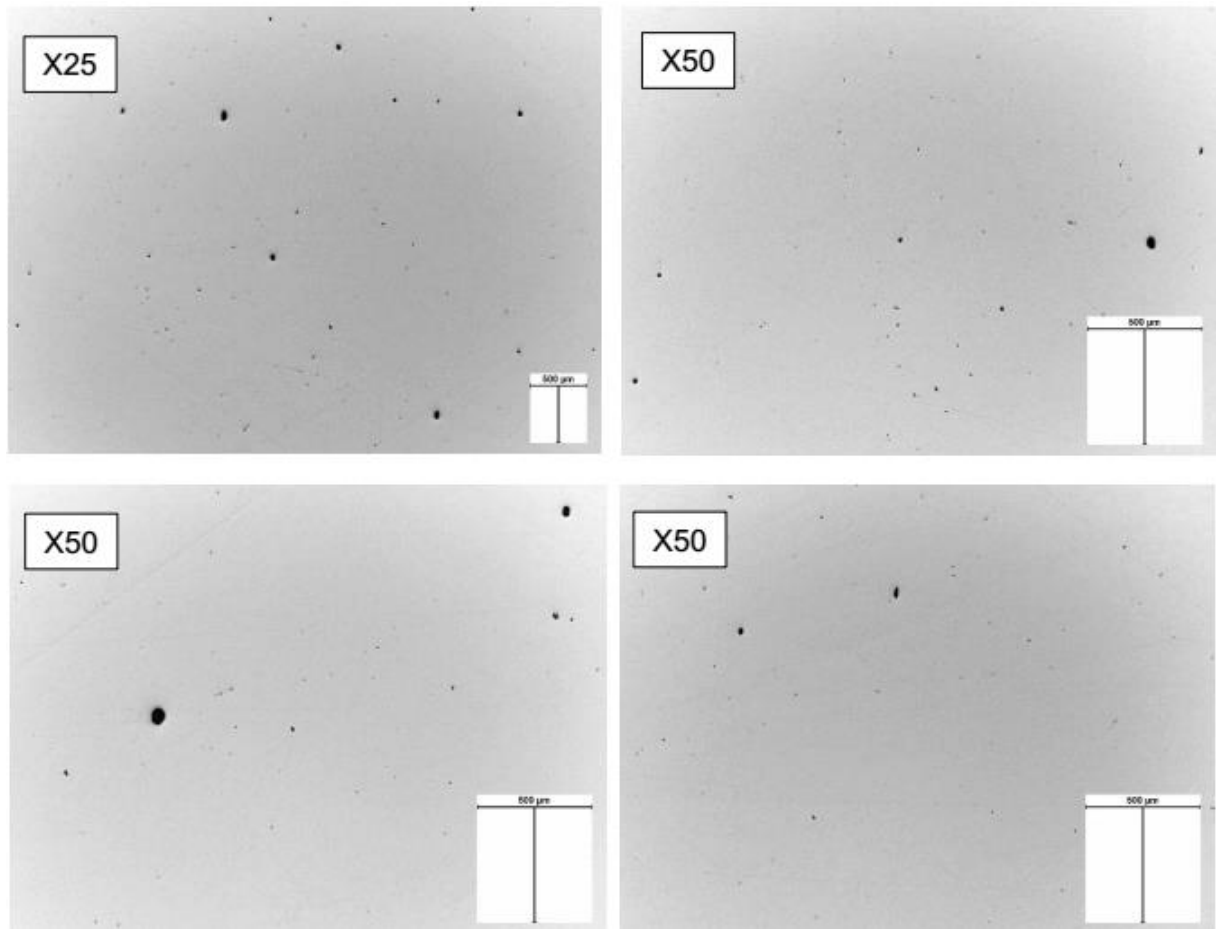


Figure A-16 : Quelques clichés de porosités rencontrées sur une éprouvette de la stratégie W2 (W360ISOBLOC). Grossissements  $\times 25$  et  $\times 50$ .

Les porosités présentes sont sphériques et réparties de manière homogène dans la pièce (voir Figure A-17).

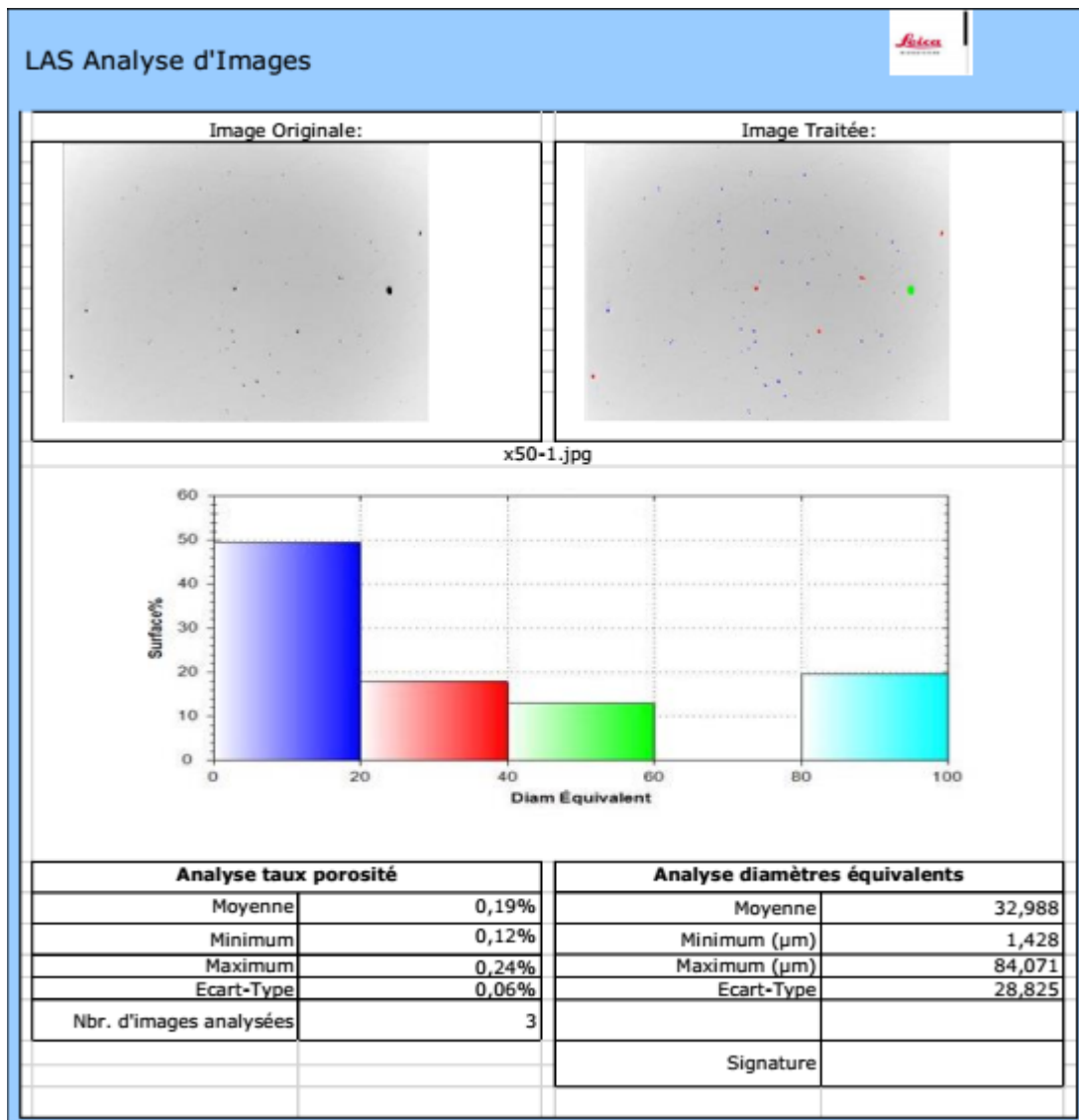


Figure A-17 :Rapport d'analyse d'image – éprouvette de la stratégie W2 (W360ISOBLOC).



---

## **Fatigue des aciers élaborés par fabrication additive L-PBF : approche thermomécanique et comparaison de stratégies de fabrication**

---

RESUME : La thèse de doctorat porte sur les performances en fatigue des aciers fabriqués par fusion laser sur lit de poudre (L-PBF). L'objectif de l'étude est de développer une méthode pour la caractérisation rapide et fiable de la limite de fatigue d'un matériau en utilisant la thermographie infrarouge (IR). Des essais préliminaires de fatigue conventionnelle ont été effectués, révélant deux populations distinctes parmi les éprouvettes fabriquées selon leur emplacement sur le plateau de fabrication. Ensuite, des tests de fatigue instrumentés par caméra IR ont été traités en utilisant la technique de reconstruction de la source de chaleur pour mesurer la dissipation mécanique due aux dommages causés par la fatigue. Un modèle statistique a ensuite été proposé pour identifier la limite de fatigue du matériau. Enfin, une application pratique a été réalisée pour comparer différentes stratégies de fabrication utilisant la même poudre d'acier maraging, ainsi que différents aciers (maraging, L40 et W360). Les résultats ouvrent des perspectives pour l'optimisation rapide du processus d'impression vis-à-vis des performances de fatigue des pièces produites.

MOTS CLES : Fabrication Additive, L-PBF, Fatigue, Thermographie IR, Reconstruction des Sources de Chaleur

---

## **Fatigue study of steels produced by L-PBF additive manufacturing using a thermomechanical approach for comparing performance of printing strategies**

---

ABSTRACT: The PhD thesis deals with the fatigue performance of steels manufactured by Powder Bed Fusion using a laser beam (L-PBF). The objective of the study is to develop a method for the rapid and reliable characterization of the produced material's fatigue limit using infrared (IR) thermography. Preliminary conventional fatigue tests were performed, revealing two distinct populations among the printed specimens depending on their locations on the building plate. Next, fatigue tests instrumented by IR camera were processed using heat source reconstruction to measure the mechanical dissipation due to fatigue damage. A statistical model was then proposed to identify the fatigue limit of the material. Finally, a practical application was performed to compare different manufacturing strategies using the same powder of maraging steel, as well different steels (maraging, L40 and W360). The results open perspectives for the rapid optimization of the printing process with respect to the fatigue performance of the parts produced.

KEYWORDS: Additive Manufacturing, L-PBF, Fatigue, IR Thermography, Heat Source Reconstruction