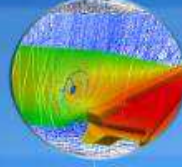
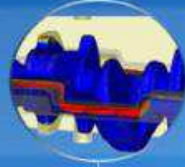


# Colloque National Aussois 2024

Simulation & instrumentation des Procédés de Fabrication



22-26 Janvier

**Mécamat**

## Recueil des Résumés Etendus

Colloque National MÉCAMAT  
Simulation et instrumentation des procédés  
d'élaboration et de fabrication

22-26 Janvier 2024

Aussois (Savoie) FRANCE

<https://aussois2024.sciencesconf.org/>

# Sommaire

## COURS

Approches thermodynamiques des transformations de phases 1 – diffusives - <b>Charles-André GANDIN</b>	5
Essais et instrumentations pour la simulation des procédés - <b>François HILD</b>	7
Méthodes numériques pour la simulation des procédés – <b>Anne-Marie HABRAKEN</b>	9

## EXPOSE « UN AUTRE REGARD »

Transition énergétique et tensions internationales : Les défis des supply chains des métaux critiques - <b>Vincent DONNEN</b>	12
---	----

## EXPOSES

La fusion à arc sous vide appliquée aux alliages de Zirconium dédiés aux applications nucléaires - <b>Isabelle CRASSOUS</b>	16
Modélisation Multiéchelle pour les procédés d'élaboration de composites structuraux par voie liquide - <b>Sylvain DRAPIER</b>	22
Simulation numérique du refroidissement d'aube de turbine monocristalline base Nickel après une opération de coulée par fusion dirigée - <b>Carl LABERGÈRE</b>	24
Simulation de la recristallisation dynamique continue (CDRX) en champ complet dans DIGIMU® : théorie et exemples concrets - <b>Pascal DE MICHELI</b> [et al.]	26
Les procédés d'atomisation au service de la poudre - <b>Lucas DEMBINSKI</b>	28
Fabrication additive métallique : modélisation et simulation numérique - <b>Michel BELLET</b>	29
Comportement en fatigue des pièces issues de fabrication additive métallique : impacts des défauts et de la microstructure - <b>Etienne PESSARD</b>	30
Modélisation multi-échelles de solides à matrice polymère obtenus par deux procédés de fabrication - <b>Issam DOGHRI</b>	32
Dimensionnement et certification de pièces en composites tissés 3D : apports de la chaîne numérique de simulation des procédés - <b>Julien SCHNEIDER</b>	33
La mise en forme virtuelle des tôles métalliques : état de l'art et perspectives - <b>Sandrine THUILLIER</b>	34
Mise en forme des renforts fibreux - 2tat de l'art et enjeux - <b>Emmanuelle VIDAL-SALLE</b> [et al.]	35

Optimisation des procédés de finition de surface : Synergie entre simulation multi échelle, multiphysique et Machine Learning - <b>Baptiste FEDI</b>	36
Fonctionnalisation des surfaces et hyperdéformation : applications récentes aux secteurs du stockage de l'hydrogène et du biomédical - <b>Thierry GROSIDIER</b>	37
Simulation des procédés d'usinage – besoins industriels & verrous - <b>Joël RECH</b>	39
Caractérisation multi-physique de composites en cours de transformation - <b>Steven LECORRE</b>	40
Simulation du chauffage dans un four - <b>Lucas SARDO</b>	41
Simulation des déformations de pièces mécaniques induites par des traitements de surface thermochimiques et mécaniques - <b>Laurent BARRALLIER - Régis KUBLER</b>	43
Pilotage dynamique des lignes de recuit – vers l'industrie 4.0 - <b>Frédéric BONNET</b>	45
Recyclage d'alliages de titane de qualité aéronautique par le procédé PAMCHR (Plasma Arc Melting and Cold Hearth Refining) - <b>Stéphane HANS</b>	46
La réduction directe : principe de fonctionnement du procédé Midrex et perspectives pour la décarbonation de la sidérurgie - <b>Thibaut QUATRAVAUX</b>	48
Vers une amélioration du recyclage des métaux et alliages - <b>Mathilde LAURENT-BROCQ</b>	49

## POSTERS (CANDIDATS AU PRIX ADA LOVELACE)

Développement du procédé L-PBF avec préchauffage pour la fabrication de superalliages base nickel non soudables - <b>Matthieu ASSAINTE</b> [et al.]	52
Stratégie de frittage économique pour la production de pièces en acier inoxydable 316L par fabrication additive MEAM granulés - <b>Sophie BADIN</b> [et al.]	56
Apports des simulations éléments finis sur agrégats polycristallins pour la compréhension et l'analyse de la dissipation des métaux sous sollicitations cycliques de faible amplitude - <b>André CALAZANS MENESCAL DE SOUZA</b> [et al.]	61
Approche intégrée de corrélation d'images numériques pour l'évaluation des facteurs d'intensité de contrainte dans un essai de fretting - <b>Filipe DA ROCHA CHAVES</b> [et al.]	65
Calcul sur données issues de tomographies automatiques pour grandes variations géométriques : application à la simulation des procédés et à la vérification des fonctions mécaniques - <b>Amelia FERHAT</b>	69
Réparation par fabrication additive des pièces endommagées d'un lanceur réutilisable - <b>Florian GIRAULT</b> [et al.]	73

Développement d'un protocole d'essais d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques à 20kHz et à haute température - <b>Alexis MION</b> [et al.]	77
Evaluation de la compacité d'un lit de poudre et méthodologie de mesure d'absorption par la méthode de la sphère d'Ulbricht - <b>Thibaud ROBERT</b> [et al.]	82
Prédiction de l'état mécanique et des défauts de recristallisation des pièces coulées monocristallines à base Nickel au cours du refroidissement - <b>Louis ROCHE</b> [et al.]	86

## POSTERS

Utilisation du formage incrémental robotisé à chaud sur polymère dans le cadre de la fabrication d'orthèses recyclables et biosourcées - <b>Valentin DUARTE ROCHA</b> [et al.]	91
Jumeau numérique pour la mise en forme de tôles métalliques - <b>Lisa GERMAIN</b>	93
Modélisation de la transformation bainitique par automate cellulaire – <b>Hugo GUICHARD</b> [et al.]	95
Méthode efficace pour simuler le transfert de chaleur et de masse durant le procédé de soudage et de fabrication additive - <b>Yabo JIA</b> [et al.]	97
Caractérisation biaxiale de polymères imprimés 3D pour des simulateurs chirurgicaux patient-spécifiques - <b>Margot LECLERCQ</b> [et al.]	98
TECSANTE I3D : Une plateforme d'impression pour soutenir la recherche médicale et l'enseignement - <b>Vincent MARTIN</b> [et al.]	100
Etude de l'influence de l'orientation des défauts poreux liés à la trajectoire d'impression sur les propriétés élastoplastiques de pièces réalisées par procédé ADAM - <b>Victoria MONDESIR-ABOUT</b> [et al.]	102
Contrôle non destructif de changements micromécaniques locaux par microscopie micro-onde à balayage - <b>Leila SELLAMI</b> [et al.]	104

# COURS

# Approches thermodynamiques des transformations de phases 1 – diffusives

C.A. GANDIN<sup>a</sup>

a. Mines Paris – PSL, CMEF UMR CNRS, Sophia Antipolis, France

---

## Résumé

Les concepts de base de la thermodynamique appliquée aux transformations de phases seront donnés. Nous tenterons de systématiquement les illustrer à partir d'exemples issus de nos recherches, en nous limitant aux transformations de phase contrôlées par des phénomènes diffusifs. Les effets de contraintes sur les transformations de phases et les types de microstructures formées seront abordés dans une seconde partie, présentée par Benoît APPOLAIRE. La condition d'équilibre entre phases sera présentée. Dans cette hypothèse, le premier exemple montrera comment utiliser une base de données thermodynamiques et un diagramme de phases pour résoudre les transferts d'énergie et de masse des espèces chimiques d'un alliage en cours de solidification, et ce malgré la présence d'inhomogénéités chimiques provenant du transport convectif par la phase liquide [1]. L'alliage sera un binaire Sn-Pb modèle, solidifié dans un dispositif expérimental de laboratoire. Puis l'effet de la diffusion chimique sur une transformation de phase sera considéré, incluant une séquence de réactions menant à la formation de microstructures dendritique, péritectique et eutectique dans un alliage binaire Al-Ni. L'hypothèse de l'équilibre thermodynamique à l'interface entre les phases sera ici maintenue. L'exemple illustratif sera également issu de calculs couplés à des données thermodynamiques, comparé à un système maintenu en lévitation suffisamment petit pour appliquer l'hypothèse d'une température uniforme [2]. Afin d'illustrer le rôle de la courbure de l'interface sur l'équilibre thermodynamique, ainsi que de la diffusion multi-constituée, la croissance d'un précipité de phase solide  $\gamma'$  dans une matrice de phase  $\gamma$  sera présentée, en supposant toujours l'équilibre thermodynamique interfacial, pour un alliage Ni-Al-Cr. Nous verrons comment les bases de données thermodynamiques peuvent servir à calculer une matrice de diffusion chimique et comment l'effet de la courbure de l'interface peut directement être calculé [3]. Finalement, nous introduirons les notions de piégeage de soluté, de traînage de soluté et de cinétique d'attachement pouvant intervenir sur une interface en croissance. Cela nous permettra d'ouvrir la présentation à la déviation de l'équilibre thermodynamique et à un modèle de calcul d'un diagramme de phase « cinétique », c'est-à-dire hors d'équilibre. Un modèle de cinétique de croissance dendritique sera alors introduit et exploité pour comprendre la sélection des microstructures formées lors du procédé de fabrication additive de fusion laser sur lit de poudre d'un acier 316L [4].

---

## Références

- [1] T. Carozzani, Ch.-A. Gandin, H. Dignonnet, M. Bellet, K. Zaidat, Y. Fautrelle. Direct Simulation of a Solidification Benchmark Experiment. *Metallurgical and Materials Transactions A* 44 (2013) 873-887.
- [2] D. Tournet, Ch.-A. Gandin, T. Volkman, D. M. Herlach. Multiple non-equilibrium phase transformations: Modeling versus electro-magnetic levitation experiment. *Acta materialia* 59 (2011) 4665-4677.
- [3] G. Guillemot, Ch.-A. Gandin. An analytical model with interaction between species for growth and dissolution of precipitates. *Acta materialia* 134 (2017) 375-393.
- [4] P. Martin, G. Guillemot, C. A. Hareland, P. W. Voorhees, Ch.-A. Gandin. Kinetic effects during the plane-front and dendritic solidification of multicomponent alloys. *Acta Materialia* 263 (2024) 119473.

# Essais et instrumentations pour la simulation des procédés

**F. HILD<sup>a</sup>**

a. Université Paris-Saclay / CentraleSupélec / ENS Paris-Saclay / CNRS LMPS – Laboratoire de Mécanique Paris-Saclay

---

## Résumé

Afin de diminuer les cycles de conception / fabrication de nouvelles pièces, les procédés de fabrication sont appelés à être optimisés tout en garantissant de hauts niveaux de fiabilité (notamment dans l'industrie des transports). Il s'agit notamment de diminuer les temps de fabrication de pièces aux formes toujours plus complexes avec une très bonne qualité de fini et une répétabilité forte. Par exemple, le choix des paramètres opératoires a un impact direct sur l'intégrité de surface pour les procédés par enlèvement de matière. Les connaissances actuelles ne permettent pas encore de prévoir de manière fiable l'influence du procédé de fabrication sur la pièce finie avant qu'il ne soit mis en œuvre. Ainsi, le choix des paramètres opératoires est très souvent empirique, ce qui diminue la productivité des procédés. Une des voies de progrès par rapport aux défis précédents fait appel à la simulation numérique grâce à l'amélioration continue des logiciels de calculs par éléments finis et la puissance des calculateurs. Cependant, un des freins concerne la méconnaissance du comportement des matériaux sous des sollicitations représentatives des conditions rencontrées dans les procédés de fabrication (qui sont souvent très éloignées des essais élémentaires sous sollicitations quasi statiques et isothermes). L'idéal est alors de pouvoir identifier les paramètres des lois de comportement à partir de données obtenues in situ (i.e., lors du procédé de fabrication proprement dit). Cela permet non seulement d'avoir accès à des lois de comportement plus représentatives des conditions (souvent extrêmes) rencontrées mais également de valider toute la chaîne numérique. Afin d'atteindre cet objectif ambitieux, il s'agit de pouvoir instrumenter de manière la plus exhaustive possible le procédé de fabrication envisagé. Par exemple, le suivi de l'effort de coupe à l'aide de platines dynamométriques et la mesure de l'épaisseur de copeaux a permis le développement des premiers modèles analytiques. Des mesures de températures ont ensuite été entreprises afin d'enrichir la base de données disponibles. De plus, des mesures cinématiques (par corrélation d'images) sont venues compléter les informations extraites in situ. Toutes ces données restent globales (résultante d'efforts) voire de surface (thermographie infrarouge et corrélation d'images). Pour d'autres types de processus (p.ex., solidification, polymérisation), des informations internes ont été collectées par radiographie et tomographie aux rayons X. Celles-ci permettent alors d'avoir une vision de plus en plus complète des mécanismes mis en jeu. L'exposé illustrera, sur différents exemples, la manière dont l'instrumentation a évolué au cours des dernières années afin d'enrichir le plus possible la base de données expérimentales in situ. Les défis actuels seront également discutés.

---



## Références

- [1] T. Baizeau, 2016, Développements expérimentaux et numériques pour la caractérisation des champs cinématiques de la coupe de l'acier 100 CrMo 7 durci pour la prédiction de l'intégrité de surface. Thèse de doctorat, ENSAM Paris Tech.
- [2] B. de Parscau Du Plessix et al., 2019, In situ real-time 3D observation of porosity growth during composite part curing by ultra-fast synchrotron X-ray microtomography. *Journal of Composite Materials*, 53 (28-30), pp. 4105-4116.
- [3] N. Limodin et al., 2009, In situ and real-time 3-D microtomography investigation of dendritic solidification in an Al–10wt.% Cu alloy. *Acta Materialia*, 57 (7), pp. 2300-2310.
- [4] C. Poissenot-Arrigoni, 2023, Etude des champs cinématique et thermique lors de la coupe de l'Inconel 718 et modélisation inverse de son comportement. Thèse de doctorat, ENSAM Paris Tech.
- [5] G. Reinhart et al., 2023, In-situ X-ray monitoring of solidification and related processes of metal alloys. *NPJ Microgravity*, 9 (1), 70.

# Méthodes numériques pour la simulation des procédés

**AM Habraken<sup>a</sup>, T.Q.D .Pham<sup>a,b</sup>, B.J. Bobach<sup>c</sup>, T. V. Hoang<sup>d</sup>, X. V. Tran<sup>e</sup>,  
A. Mertens<sup>f</sup>, J.P. Ponthot<sup>g</sup>, L. Duchêne<sup>h</sup>**

a. Université de Liège, dpt ArGEnCo, équipe MSM [anne.habraken@uliege.be](mailto:anne.habraken@uliege.be)

b. Thu Dau Mot University, Institute of Strategy Development, [pqducthinhbka@gmail.com](mailto:pqducthinhbka@gmail.com)

c. Université de Liège, dpt A&M, équipe LTAS-MN2L, [billy-joe.bobach@uliege.be](mailto:billy-joe.bobach@uliege.be)

d. RWTH-Aachen University, Chair of Math. for Uncertainty Quantification, [hoang.tr.vinh@gmail.com](mailto:hoang.tr.vinh@gmail.com)

e. Thu Dau Mot University, Institute of Strategy Development, [xuantv@tdmu.edu.vn](mailto:xuantv@tdmu.edu.vn)

f. Université de Liège, dpt A&M, équipe MMS, [Anne.Mertens@uliege.be](mailto:Anne.Mertens@uliege.be)

g. Université de Liège, dpt A&M, équipe LTAS-MN2L, [jp.ponthot@uliege.be](mailto:jp.ponthot@uliege.be)

h. Université de Liège, dpt ArGEnCo, équipe MSM, [l.duchene@ulg.ac.be](mailto:l.duchene@ulg.ac.be)

**Mots clés** : Finite Element Method; Solid Shell; Multiscale Models, Deep Learning

---

## Résumé

Une revue des choix à poser face à la simulation des procédés d'élaboration et de fabrication est présentée. Le modélisateur doit déterminer l'échelle pertinente par rapport à son intérêt, les logiciels et les données disponibles et les phénomènes activés lors des procédés. Les approches telles que Molecular Dynamic (MD), Discrete Dislocation Dynamics (DDD), Quasi Continuum (QC), Phase Field (PF), Crystal Plasticity (CP) seront très brièvement présentées. Une attention plus particulière sera dédiée à la méthode des éléments finis (FEM) appliquée dans un premier temps à l'emboutissage de tôles métalliques. Dans ce cadre, les principes des éléments solid-shell seront rappelés. L'importance des lois constitutives « méso » à l'échelle des dislocations, des cristaux et des lois dites phénoménologiques à l'échelle macroscopique, de leur identification sera démontrée pour un matériau poly cristallin ou comportant peu de cristaux (effet d'échelle). Afin d'aborder les simulations impliquant des phénomènes multi-physiques, des modèles éléments finis dédiés aux événements présents lors du refroidissement de pièces seront brièvement rappelés avant d'étendre le survol des outils de modélisations au cas de l'impression 3D métal avec le couplage entre FEM et Deep Learning (DL) et les perspectives de la méthode Particle Finite Element (PFEM).

---

## 1. Introduction

Le lien entre les propriétés mécaniques (raideur, ténacité, ductilité, durée de vie en fatigue...) et la microstructure d'un composant n'est plus à démontrer mais bien à comprendre, quantifier. Aujourd'hui, la science des matériaux vise à optimiser les paramètres du procédé pour atteindre des pièces de qualité et réduire leur coût tant financier qu'environnemental. La méthodologie mise en œuvre s'appuie largement sur des simulations. L'industrie attend des simulations quantitatives qui permettent réellement de lancer des processus d'optimisation mathématiques du procédé (élaboration et post traitement) pour minimiser l'énergie exploitée, accroître la qualité des pièces fournies, quantifier leur probabilité de fracture, leur durée de vie.

La simulation des procédés d'Elaboration et de Fabrication requière de nombreux choix. Les critères de sélection du software exploité dépendent des objectifs poursuivis mais aussi du procédé et surtout des données accessibles quant au matériau et aux conditions de fabrication (température, vitesse de déformation, effort imposé, usure des outils, friction...).

## 2. Contenu du cours

En premier lieu, ce cours parcourra très brièvement les méthodes disponibles MD, DDD, QC, PF, CP : principes de base, résultats possibles, intérêts, inconvénients et surtout références à des auteurs vous permettant d'approfondir. Puis, la méthode des éléments finis étant très largement utilisée, le cours s'y attardera pour rappeler l'organigramme classique d'un code éléments finis non linéaires et les principes qui régissent la programmation des éléments « solid-shell ».

Le benchmark ESAFORM 2021 sera exploité pour analyser les forces et faiblesses de nombreuses lois constitutives à l'échelle macroscopique ou mésoscopique. La plasticité cristalline utilisée directement pour la simulation d'un emboutissage ou pour calibrer une surface de plasticité via l'usage d'un Representative Volume Element RVE et de la méthode Fast Fourier Transform(FFT) sera présentée. La plasticité à gradient permettant d'aborder les effets d'échelle sera introduite.

Après ces simulations « simples » de la déformation mécanique à température ambiante, le cas des modèles couplés thermomécaniques sera introduit sur les cas concrets de cylindres de laminoirs et de la coulée continue.

L'étape suivante de ce voyage à travers les outils de simulations insistera sur l'usage des RVEs pour modéliser le comportement d'une microstructure. Il sera illustré pour un matériau bi-phasé (AlSi10Mg généré par Laser Bed Fusion et post traité par du Friction Stir Porocessing). C'est un ingrédient essentiel pour poursuivre avec la méthode des éléments finis au carré FE<sup>2</sup> (approche multi-échelle par excellence).

La tendance actuelle de relier éléments finis et intelligence artificielle clôturera ce parcours avec une démonstration sur le cas de simulations du procédé Directed Energy Deposition.

Si ce marathon ne nous a pas épuisé nous échangerons sur les recherches en cours sur la méthode Particle Finite Element (PFEM).

Vu l'ampleur de la matière, ce cours cherche surtout à vous ouvrir l'esprit sur tous les outils disponibles. Des liens vers des vidéos et de nombreuses références à des livres, des articles, des thèses seront fournis pour vous permettre d'approfondir la thématique importante pour vous.

# Un Autre Regard

# Transition énergétique et tensions internationales : Les défis des supply chains des métaux critiques

**Vincent Donnen**

Partner – CDMR – [vdonnen@cdmr.ch](mailto:vdonnen@cdmr.ch)  
Partenaire de l'Ecole des Mines de Nancy

**Mots clés** : supply chain ; métaux critiques ; résilience ; inélasticité prix ; CRM Act

---

## Résumé

Les besoins croissants en métaux critiques se heurtent à des enjeux croissants de résilience des chaînes d'approvisionnement du fait des spécificités intrinsèques des métaux critiques et de leurs marchés mais aussi d'un contexte d'évolution défavorable des risques.

Après une période de passivité, les pays occidentaux et l'Union Européenne se sont emparés du sujet devenu critique pour l'industrie et la souveraineté de nos territoires. Beaucoup d'initiatives sont en cours et beaucoup reste à faire pour identifier et répondre aux vulnérabilités d'une supply chain émergente nécessaire à la nouvelle révolution industrielle que nous vivons.

---

## 1. Introduction

L'urgence climatique impose de mener une nouvelle révolution industrielle décarbonée en un temps record. Cette décarbonation, directe, dans le cadre des usages finaux (automobile, aéronautique, énergie) et indirecte dans le cadre des processus de production (métallurgie, mines, cimenterie, chimie...) impose de recourir à des ruptures technologiques reposant sur des usages nouveaux de nombre de matières premières.

Pour décarboner, nos sociétés deviennent plus intensives en métaux. Ces nouvelles dépendances induisent de nouvelles vulnérabilités qu'il convient de comprendre afin de pouvoir y répondre.

## 2. Rebâtir la résilience

### 2.1 De nouveaux enjeux

Les métaux critiques nécessaires aux transitions actuelles sont caractérisés par une double inélasticité prix :

- Inélasticité prix de l'offre : Ces métaux sont obtenus presque exclusivement en tant que sous-produits d'autres métaux (de base ou précieux). L'évolution de la production de métaux critiques ne dépend donc pas de leur prix mais du prix des métaux dont ils sont issus.

- Inélasticité prix de la demande : L'essor technologique implique une décroissance de la substituabilité des éléments utilisés. La demande en métaux critiques ne peut que marginalement évoluer en fonction du prix de ces métaux.

Dans un tel contexte de double inélasticité prix, les risques de prix et de disponibilité des métaux critiques sont beaucoup plus élevés qu'ils ne l'étaient pour les métaux de base principalement utilisés jusqu'alors.

Par ailleurs, de nouvelles vulnérabilités découlent de l'usage croissant de ces métaux : les risques découlant de la concentration de la production (minière ou raffinage) entre quelques pays producteurs (Chine pour la plupart des métaux critiques, RdC pour le cobalt, Afrique du Sud pour les platinoïdes...), les risques liés au nationalisme des ressources (Indonésie) et aux révisions des codes miniers dans un grand nombre de pays producteurs.

La résurgence des risques géopolitiques entraîne par ailleurs un changement de paradigme : avec la fin de la guerre froide la Pax Americana avait permis l'émergence d'un commerce mondial régi par le droit et le marché. Désormais les contrats n'offrent plus la protection qu'ils offraient auparavant comme le montrent les coups d'état en Afrique, la guerre en Ukraine et les tensions croissantes avec la Chine.

## 2.2 Avancées et défis

La prise de conscience occidentale sur les nouveaux défis découlant de la dépendance croissante aux métaux critiques s'est faite en plusieurs étapes.

Une étape d'évaluation tout d'abord ; le rapport Varin [1], en France, a permis d'établir un état des lieux des enjeux et de penser la sécurisation des flux de métaux critiques selon trois canaux :

- Les contrats d'Offtake (contrat de vente à l'acheteur d'un volume défini de la production future du producteur) avec les pays producteurs,
- Le renouveau de l'industrie minière locale,
- Le recyclage des métaux

Dans le sillage du rapport Varin, des actions ont été entreprises : Renouveau de la cartographie du sous-sol par le BRGM [2], constitution d'un fonds d'investissement dans la production de métaux (Infravia) [3], soutien aux entreprises innovantes dans le recyclage des métaux...

La Commission Européenne a présenté le Critical Raw Materials Act (CRM Act) en mars 2023 [4]. Cette proposition a fait l'objet d'un accord provisoire interinstitutionnel (Commission Européenne / Parlement Européen / Conseil Européen) en novembre 2023 et doit prochainement être adopté. Les objectifs annoncés sont ambitieux. En 2030,

- 10% des métaux consommés en UE doivent provenir de mines en Europe
- 40% des métaux consommés en UE doivent être raffinés en Europe
- 25% des métaux consommés en UE doivent provenir du recyclage en Europe

Le temps d'instruction des projets miniers doit être raccourci à 27 mois (plus de 10 ans actuellement) grâce à la création d'un guichet unique, et pour le raffinage et le recyclage ce temps doit passer à 15 mois.

Le constat est fait, le cap est donné et les objectifs annoncés. Ces évolutions vont incontestablement dans le bon sens mais il reste un angle mort encore non abordé : les stocks stratégiques. Il ne peut en effet y avoir de résilience par les seuls flux et le CRM Act ne permettra pas, malgré son ambition, de garantir une indépendance métallique à l'Europe. Or, dans un contexte de tensions géopolitiques et de nationalisme des ressources croissantes, il est impossible de garantir la fiabilité à moyen ou long terme de certaines filières d'approvisionnement en métaux (exemple récent des restrictions à

l'exportation du gallium et du germanium par la Chine). De même, le recyclage se heurte à des défis importants rendant illusoire à ce stade la réutilisation des métaux les plus rares.

Des stocks (tampons ou stratégiques) sont donc indispensables pour amortir les chocs de disponibilité. Cette question des stocks stratégiques (déjà déployés au Japon, en Corée du Sud, en Chine, aux Etats-Unis...) impose de réfléchir à deux enjeux : le financement (et plus globalement le business model) et la gouvernance.

### 3. Conclusion

Pour répondre aux vulnérabilités résultant de la révolution industrielle en cours et des besoins nouveaux en métaux critiques qui en découlent, l'ensemble des acteurs économiques doivent jouer leur rôle : La recherche avec la sobriété et la substitution, les entreprises avec l'audit de leurs supply chains et des stress tests, les États avec une action publique ambitieuse et l'Union Européenne avec un cadre normatif et réglementaire adapté.

C'est uniquement par un travail concerté et une vision stratégique commune de ces acteurs qu'il sera possible d'apporter de la résilience à la supply chain des métaux critiques et donc à la résilience industrielle de l'Europe et in fine, sa souveraineté.

### Remerciements

François Rousseau et l'Ecole des Mines de Nancy pour m'avoir permis de nouer ces liens si passionnants et stimulants avec le monde de la recherche et de l'enseignement.

### Références

- [1] <https://www.ecologie.gouv.fr/investir-dans-france-2030-remise-au-gouvernement-du-rapport-varin-sur-securisation>
- [2] <https://www.brgm.fr/fr/actualite/communiqu%C3%A9-press%C3%A9/lancement-programme-triennal-geophysique-aeroportee-massif-central>
- [3] <https://presse.economie.gouv.fr/11052023-france-2030-le-gouvernement-annonce-le-lancement-dun-fonds-dinvestissement-dedie-aux-minerais-et-metaux-critiques/>
- [4] [https://single-market-economy.ec.europa.eu/sectors/raw-materials/areas-specific-interest/critical-raw-materials/critical-raw-materials-act\\_fr](https://single-market-economy.ec.europa.eu/sectors/raw-materials/areas-specific-interest/critical-raw-materials/critical-raw-materials-act_fr)

# EXPOSES



# La fusion à arc sous vide appliquée aux alliages de Zirconium dédiés aux applications nucléaires

## I. CRASSOUS<sup>a</sup>

a. Framatome, Centre Recherche Composants, Avenue Paul Girod, 73403 UGINE, FRANCE,  
isabelle.crassous@framatome.com

**Mots clés** : Fusion VAR, Zirconium, ségrégation, simulation, instrumentation

---

## Résumé

Le procédé de refusion à arc sous vide est particulièrement adapté pour la refusion d'alliages métalliques à haut point de fusion dédiés à des applications nécessitant une qualité élevée en matière de chimie et de structure comme le domaine du nucléaire, de l'aéronautique ou du médical. C'est dans ce cadre que le Centre de Recherche Composants de Framatome étudie ce procédé utilisé pour la production d'alliages de zirconium à haute valeur ajoutée grâce à la simulation numérique, à la mise en œuvre d'instrumentation innovante et à l'utilisation des nouvelles approches telles que l'intelligence artificielle et les Data Sciences.

---

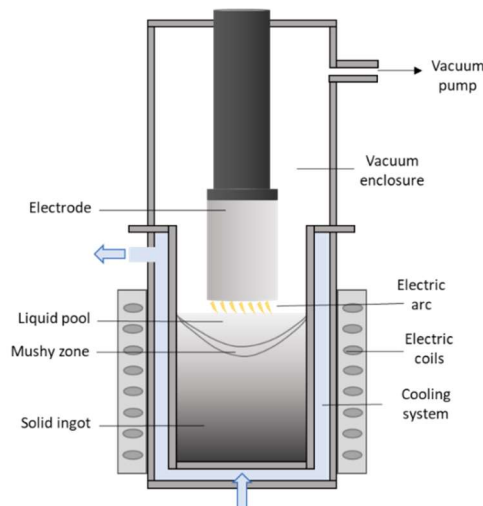
## 1. Introduction

Framatome est un acteur international majeur de la filière nucléaire reconnu pour ses solutions innovantes et ses technologies à forte valeur ajoutée pour la conception, la construction, la maintenance et le développement du parc nucléaire mondial. L'entreprise conçoit et fabrique des composants, du combustible et offre toute une gamme de services destinés aux réacteurs. La Business Unit Combustible conçoit, fabrique et vend du combustible nucléaire pour les centrales de production d'électricité ainsi que pour les réacteurs de recherche. La Direction des Opérations Composants (DOC) maîtrise toutes les étapes de la métallurgie du zirconium, du minerai jusqu'à la réalisation de composants en alliage de zirconium : produits plats, barres et tubes destinés à la fabrication du combustible nucléaire. La DOC dispose également d'un Centre de Recherches spécialisé dans la métallurgie et les procédés de transformation des alliages métalliques destinés à l'industrie du nucléaire. Son activité principale porte sur la simulation par modélisation numérique et études expérimentales pour optimiser les procédés industriels dont la fusion à arc sous vide, le développement d'alliages et de produits nouveaux, l'élaboration d'alliages spécifiques et leur transformation thermomécaniques, la caractérisation des produits et des soudures et l'étude des propriétés en service (déformation et corrosion). Le Centre de Recherche entretient une démarche d'ouverture à travers sa participation à des instances internationales, en organisant des séminaires et des sessions de formation. Il établit également des contrats de partenariats avec des écoles et universités reconnues. Les nouvelles technologies font désormais partie intégrante des développements au CRC, avec un effort ciblé sur les jumeaux numériques et l'intelligence artificielle.

## 2. La fusion à arc sous vide appliqué aux alliages de Zr

### 2.1 Le procédé de refusion à arc

Le procédé VAR met en œuvre une électrode consommable constituée de la matière première à fondre afin d'améliorer sa propreté chimique, et d'obtenir un lingot avec une très bonne homogénéité chimique et structurale (Fig.1). Ce procédé étant sous vide, il est particulièrement adapté aux activités nécessitant des alliages métalliques liquides à haute température de très forte valeur ajoutée comme le domaine du nucléaire, de l'aéronautique ou du médical.



**Figure 1.** Illustration du procédé de refusion à arc sous vide [1].

### 2.2 Les phénomènes physiques mis en jeu

Les phénomènes physiques mis en jeu sont complexes et fortement couplés, ce qui rend la compréhension des mécanismes difficile. L'apport d'énergie met en jeu l'électrostatique via l'application d'un courant entre l'électrode à fondre et le lingot en cours de formation avec formation d'un plasma d'arc. Les échanges d'énergie sous forme de chaleur permettent le changement de phase solide – liquide de la matière à raffiner au bas de l'électrode. Les échanges de chaleur entre le lingot et la lingotière métallique refroidie mettent en jeu différentes interfaces et phénomènes comme la conduction, convection et rayonnement. Enfin la mécanique des fluides dans le puits de métal liquide est d'une importance capitale pour le transport de matière et donc la chimie finale du lingot après solidification. Les mouvements et vitesse de fluide sont impactés d'une part par la thermique mais également par l'électromagnétisme de la bobine de brassage. Enfin, le procédé étant sous vide et à haute température, des phénomènes de volatilisation et de condensation de différentes espèces métalliques ou non ont lieu tout au long de la fusion dans l'espace inter-électrode.

## 3. Vers une meilleure compréhension du procédé

Voici quelques exemples d'études réalisées dans les dernières années afin de progresser sur la compréhension des phénomènes mis en jeu qui couple systématiquement une approche numérique et une validation expérimentale utilisant des instrumentations innovantes développées à façon pour ce procédé.

### 2.1 L'arc électrique

L'arc électrique qui se crée entre le bas de l'électrode et le lingot en cours de formation est à la base du procédé. Il conditionne en effet la fusion de l'électrode et le transfert d'énergie. La conception des fours et les hautes températures mises en jeu rendent particulièrement difficile la visualisation de l'arc et l'étude de son comportement. Néanmoins des observations réalisées dans les années 1980 [2,3] et plus récemment en France [4,5] sur un four industriel de Framatome pour une refusions de Zr avec des vidéos rapides synchronisées avec l'enregistrement haute fréquence de la tension d'arc ont permis de mieux comprendre le comportement de l'arc sous forme diffuse avec une multitude de spots cathodiques (Fig. 2) et le comportement des courts-circuits (drip-shorts) liés au transfert de gouttes de métal liquide entre l'électrode et le lingot (Fig.3).

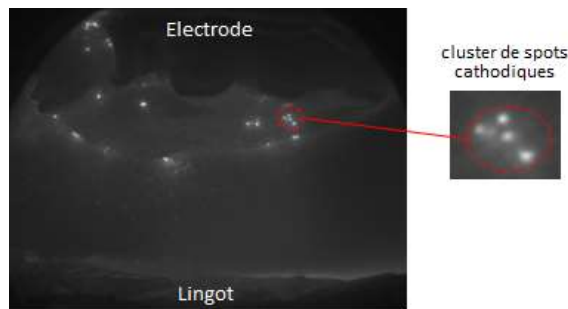


Figure 2. Image en vidéo rapide (5700 images/s, temps d'exposition 10 μs) de l'arc électrique pendant une refusion de Ti – TIMET [6].

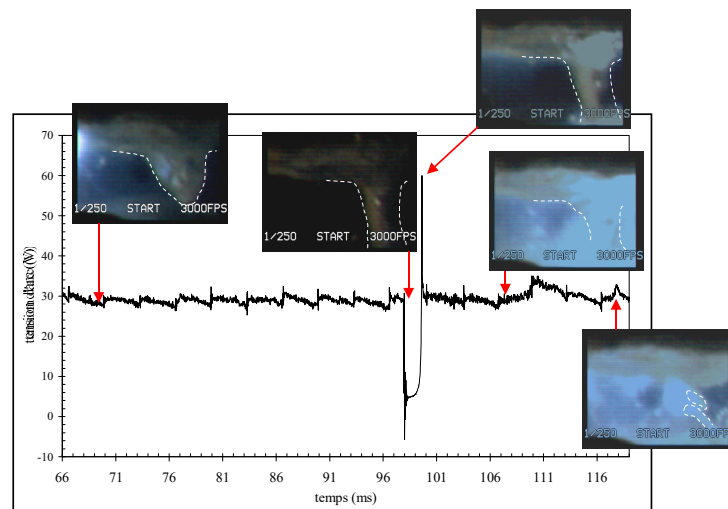


Figure 2. Exemple de signature électrique d'un drip-short, avec acquisitions vidéo synchronisées [6]

Ces observations sont précieuses afin de faire évoluer les modèles de simulation de comportement de l'arc nécessaires pour progresser sur la compréhension des phénomènes mis en jeu dans la zone de plasma d'arc [7].

### 2.2 Le brassage électromagnétique

Le champ magnétique appliqué via une bobine externe dite de brassage exerce une influence non seulement sur le contrôle du comportement de l'arc mais également sur l'écoulement puisqu'il est à l'origine des forces de Lorentz dans la phase de métal liquide (Fig. 3). Framatome a développé un modèle complet de cette bobine de brassage d'un four typique industriel afin d'optimiser le brassage en cours de fusion qui est de premier ordre sur la ségrégation finale du lingot [8,9,10]. Des mesures

expérimentales pour différentes intensités de brassage ont été réalisées sur four industriel afin de mesurer le champ magnétique pour vérifier la validité du modèle. Les comparaisons (Fig. 4) montrent une très bonne corrélation entre ces mesures et les estimations du modèle avec un écart moyen de l'ordre de 7%.

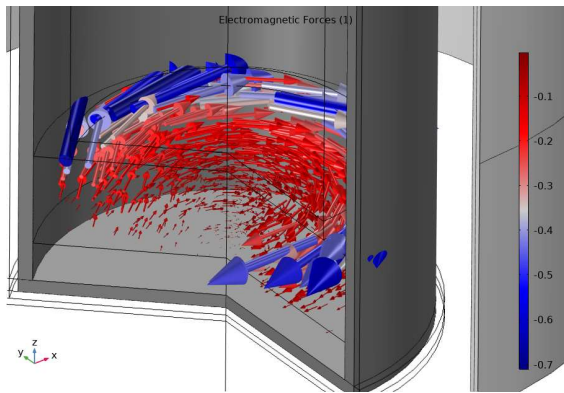


Figure 3. Normes adimensionnée du champ des force de Lorentz (couleur) et Forces de Lorentz (flèches)

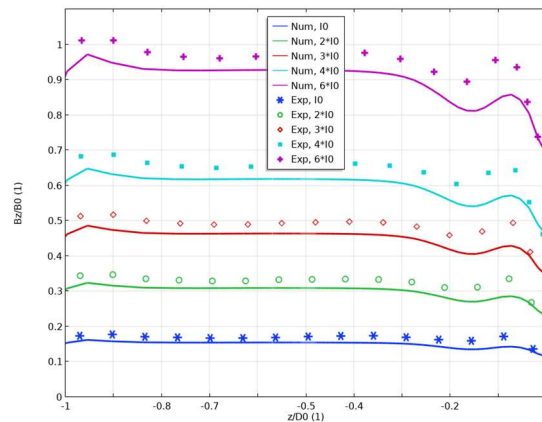
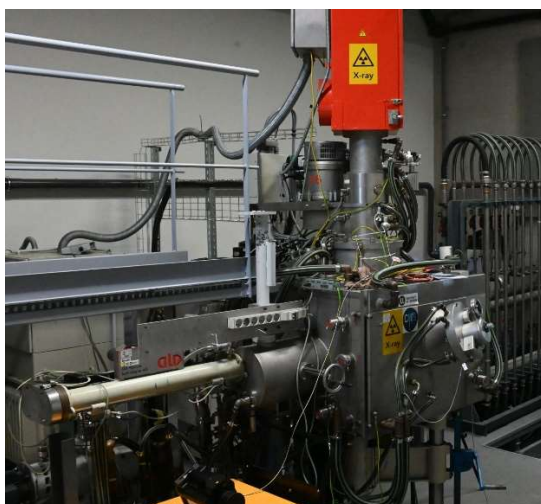


Figure 4. Comparaison entre les mesures expérimentales et les résultats de calcul du champ magnétique suivant l'axe vertical z dans un four VAR industriel [10].

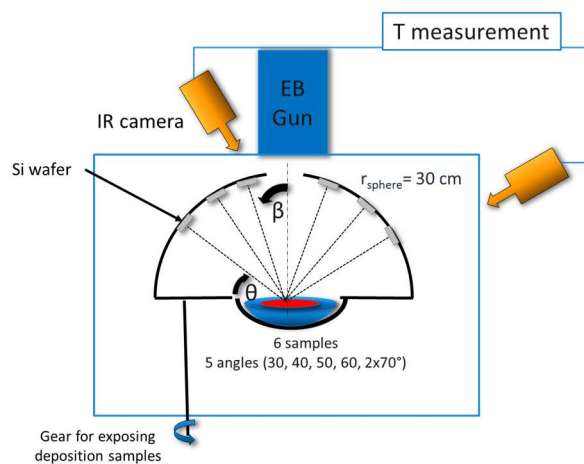
### 2.3 - L'évaporation et la condensation en cours de fusion

L'intérêt du procédé VAR réside dans la mise sous vide lors de la fusion, assurant la volatilisation des espèces au cours de la fusion, vecteur de purification de la matière. Cependant, certaines espèces métalliques sont capables de se volatiliser et de se condenser à proximité immédiate sur les parois internes du creuset conduisant à un ré-enrichissement du puits liquide en tête du lingot en croissance. C'est pourquoi des travaux alliant simulation numérique et expérimentation sur un four à bombardement électronique de laboratoire ont été menées ces dernières années en collaboration avec l'Institut Jean Lamour de Nancy [11, 12].

Les flux d'évaporation des éléments métalliques volatiles présents dans un alliage de Zr ont été évalués dans une atmosphère à faible pression d'argon ( $10^{-2}$  Pa) à l'aide d'un modèle en éléments finis et d'un dispositif expérimental innovant (fig.5).



(a)



(b)

Figure 5. a) Four BE de laboratoire avec un canon BE vertical 100 kW, b) Schéma du montage expérimental avec les wafers de condensation [11]

La loi d'évaporation de Knudsen modélise bien l'expansion de la vapeur dans les conditions expérimentales avec un écoulement moléculaire libre pour les faibles taux d'évaporation de l'alliage Zr. Les valeurs des coefficients de recondensation exprimées par la loi de Hertz-Langmuir-Knudsen montrent que le flux de recondensation de Zr à la surface du liquide est négligeable dans des conditions usuelles ( $P_{Ar}=10^{-2}$ Pa) mais que sa valeur augmente jusqu'à 54% pour une pression d'argon de 5 Pa. Les approches expérimentales et numériques se sont avérées efficaces, ce qui permet de les appliquer en toute confiance pour étudier l'évaporation des alliages métalliques à haute température dans des modèles du procédé plus complexes.

### 3. Conclusion

Le procédé de fusion à arc sous vide utilisé pour la production d'alliages de Zr à haute valeur ajoutée dédiés aux applications nucléaires est largement étudié par le Centre de Recherche Composants grâce à approche pluridisciplinaire comprenant : la simulation numérique du procédé, la mise en œuvre d'instrumentation innovante. Les différents travaux permettent d'améliorer la compréhension des mécanismes physiques mis en jeu et donc d'optimiser les gammes opératoires industrielles. A noter également que l'utilisation des nouvelles approches telles que l'intelligence artificielle et les Data Sciences sont également déployées afin d'acquérir une maîtrise accrue des effets du procédé sur la qualité et les propriétés du produit final.

### Remerciements

Les travaux en simulation numérique et les diverses instrumentations innovantes présentés ici ont été largement supportés par l'Institut Jean Lamour de Nancy avec de nombreux travaux de doctorats dans le cadre d'un consortium qui existe depuis plus de 20 ans. La société SIMTEC, spécialisée en simulation numérique, a est également impliquée dans le développement de différents modèles du procédé de refusion.

---

## Références

- <sup>1</sup> I. Crassous, *SOLAR calculation of the capacity of the security system to ensure the extraction of heat during Vacuum Arc Remelting* Proceedings LMPC Birmingham (2019), p 37- p 46
- <sup>2</sup> F.J. Zanner, L.A. Bertram, C. Adaszczik et T. O'Brien - *Observations of melt rate as a function of arc power, CO pressure, and electrode gap during vacuum consumable arc remelting of Inconel 718*. Metallurgical Transactions B, 15, p. 117 (1984).
- <sup>3</sup> F.J. Zanner, R. Williamson, W. Hareland et L. Bertram - *Behavior and structure of metal vapor arc plasma between molten electrodes*. Journal of Vacuum Science and Technology A, 6, p. 2062 (1988).
- <sup>4</sup> P. Chapelle, J.P. Bellot, A. Jardy, T. Czerwiec, X. Robbe, B. Champin et D. Ablitzer - *An experimental study of the electric arc during vacuum arc remelting*. High Temperature Material Processes, 4, p. 493 (2000).
- <sup>5</sup> P. Chapelle, C. Noel, A. Risacher, J. Jourdan, A. Jardy et J. Jourdan - *Optical investigation of the behavior of the electric arc and the metal transfer during vacuum remelting of a Ti alloy*. Journal of Materials Processing Technology, 214, p. 2268 (2014).
- <sup>6</sup> A. Jardy, I. Crassous, S. Charmond, V. Descotes, S. Hans, Y. Millet - *Procédé de refusion à arc sous vide*. Techniques de l'ingénieur 42367210-m7822 (2022).
- <sup>7</sup> P.-O. Delzant, P. Chapelle, A. Jardy, A. Matveichev, and Y. Millet, 'Impact of a Transient and Asymmetrical Distribution of the Electric Arc on the Solidification Conditions of the Ingot in the VAR Process', *Metals*, vol. 12, no. 3, Art. no. 3, Mar. 2022, doi: 10.3390/met12030500
- <sup>8</sup> A. Jardy ; F. Leclerc, M. Revil-Baudard, P. Guerin, H. Combeau, V. Rebeyrolle – *Journal of ASTM International* al.7 (2010) 1-17
- <sup>9</sup> P.O. Delzant, B. Baque, P. Chapelle, A. Jardy, *Metallurgical and Materials Transactions B*, (2018), vol. 49, n° 3, pp. 958-968
- <sup>10</sup> V. Bruyère, P. Namy, I. Crassous, F. Alex, C. Deville-Cavellin "Modeling of the Magnetic Field in a Vacuum Arc Remelting furnace using the COMSOL Multiphysics® simulation software" Technical paper and conference - Conference COMSOL 2020 Europe, Grenoble
- <sup>11</sup> T. Poullain, JP. Bellot, J. Jourdan, I. Crassous, A. Jardy, *Vacuum evaporation and expansion of pure metals at high temperature: Application to titanium and zirconium – Vacuum* 203 (2022) 111209
- <sup>12</sup> T. Poullain – *Etude numérique et expérimentale de l'évaporation sous vide d'alliages métalliques : application à la refusion VAR de Zircaloy-4* - Thèse de l'Institut National Polytechnique de Lorraine soutenue le 6 décembre 2022

# Approches multi-échelles des procédés par voie liquide pour l'élaboration de composites structuraux.

**S. Drapier**

Centre SMS & LGF UMR CNRS 5307, Mines Saint-Etienne  
 drapier@emse.fr

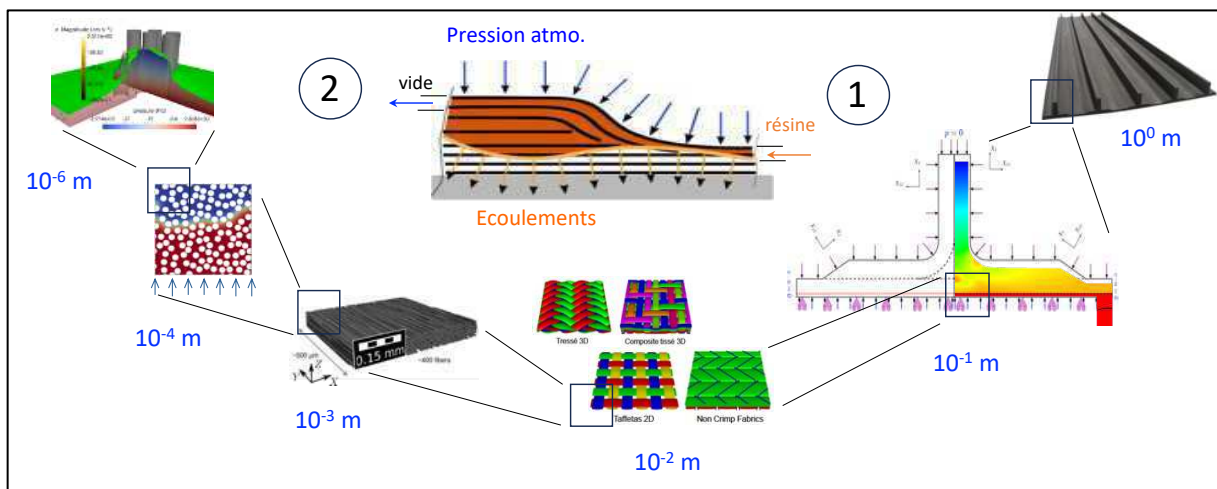
**Mots clés** : composites ; voie liquide ; fluide-solide ; Stokes-Darcy ; capillarité

## Résumé

Les procédés d'élaboration des composites, incluant les procédés par voie liquide, doivent être contrôlés à diverses échelles d'observation. On présente ici des modèles physiques et numériques capables de représenter l'écoulement d'une résine liquide dans un milieu fibreux orthotrope à plusieurs échelles de porosités. L'infusion est d'abord modélisée à l'échelle mésoscopique (*mm*) dans un milieu déformable, puis ensuite à l'échelle des fibres ( $\mu\text{m}$ ) pour en tirer des modèles équivalents pertinents d'écoulements transitoires mésoscopiques.

## 1. Introduction

L'étude des matériaux composites, y compris la modélisation de leur élaboration, passe systématiquement par des changements d'échelle (Figure 1). On présentera ici le travail réalisé aux Mines Saint-Etienne depuis plusieurs années pour modéliser une famille de procédés dits 'par voie liquide' (*Liquid Composite Molding*) qui a apporté une vraie rupture technologique dans l'élaboration de structures aéronautiques. Si ces procédés LCM sont également utilisés dans la réalisation de structures du nautisme ou encore pour les pales d'éoliennes par exemple, le coût et la qualité des pièces aéronautiques nécessitent une maîtrise plus poussée encore des mécanismes en jeu.



**Figure 1.** Échelles d'observation pour l'étude de la mise en œuvre (LCM) des composites structuraux.

Dans les procédés LCM par infusion, une résine à l'état liquide vient imprégner une structure fibreuse sèche, préalablement mise en forme dans la plupart des cas, sous l'effet d'un simple tirage du vide (Figure 1). L'ensemble est ensuite mis en température pour que la résine atteigne ses propriétés

mécaniques finales. L'étude des contraintes résiduelles de cuisson induites dans ces structures orthotropes multi-échelle ne sera pas détaillé ici [1]. On s'attardera plutôt sur la modélisation des interactions du fluide avec le réseau fibreux au cours de l'infusion.

## 2. Interactions fluide-solide multi-échelles pour représenter l'imprégnation

Sans entrer dans les détails du développement de méthodes numériques spécifiques mises en œuvre, des exemples illustreront les principaux points de blocage rencontrés dans ces modélisations.

### 2.1 Interactions fluide – solides déformables

On montrera d'abord comment suivre et modéliser l'interaction entre l'écoulement de la résine et la déformation des renforts orthotropes qui ont un comportement densifiant en compression. En partant de l'écriture des lois de conservation à l'échelle du milieu équivalent, un modèle numérique d'infusion a d'abord été proposé et implémenté dans des codes de calculs industriels [2] et comparé avec succès au suivi expérimental sur des structures modèle [3] – Figure 1-1.

### 2.2 Changement d'échelle pour écoulements transitoires dans les renforts

Ensuite, on reviendra sur la notion d'écoulements dans les structures fibreuses, indéformables cette fois [4]. On montrera notamment comment cette imprégnation peut être contrôlée par des phénomènes très locaux, tels que la capillarité qui doit impérativement être représentée, *i.e.* mesurée expérimentalement [5] et modélisée numériquement [6], localement et/ou à l'échelle d'un ensemble de fibres. Le recours aux processus gaussiens anisotropes nous a permis de statuer clairement sur les longueurs caractéristiques en jeu dans les écoulements transitoires à l'échelle des fibres, et d'en tirer des grandeurs représentatives et pertinentes à l'échelle des mèches [7] (porosités, perméabilités, ...)- Figure 1-2 - en vue d'alimenter des modèles tels que ceux utilisés dans la 1<sup>ère</sup> partie, à l'échelle des plis.

## Remerciements

Le travail présenté dans la première partie a été soutenu par ESI Group et Hexcel, et celui de la seconde partie a été réalisé dans le cadre de la **Chaire de mécénat Hexcel -Mines Saint-Etienne (2015-2022)**.

## Références

- [1] M. Waris, P.-J. Liotier, S. Drapier. *Effect of the mold on the residual strain field monitored with optical fiber sensors in resin transfer molding processes*, J. of Comp. Mat. 48(21): 2589–260, 2014.
- [2] P. Celle, S. Drapier, J.-M. Bergheau, *Numerical modelling of liquid resin infusion into fiber preforms undergoing compaction*, European Journal of Mechanics A/Solids, 7 : 647-661, 2007
- [3] P. Wang, S. Drapier, J. Molimard, A. Vautrin. *Numerical and experimental analyses of resin infusion manufacturing processes of composite materials*, J. of Comp. Mat. 46(13) : 1617–1631, 2012.
- [4] M. Blais, N. Moulin, P.-J. Liotier, S. Drapier *Resin infusion-based processes simulation: coupled Stokes-Darcy flows in orthotropic preforms undergoing finite strain* Int. J. Mat. Form. 10(1):43-54, 2014.
- [5] M. Pucci, P.-J. Liotier, S. Drapier. *Tensiometric method to reliably assess wetting properties of single fibers with resins: validation on cellulosic reinforcements for composites*. Col. Surf. A 512:26-33, 2017.
- [6] L. Chevalier, *et al.* *Accounting for local capillary effects in two-phase flows with relaxed surface tension formulation in enriched finite elements*. C. R. Mécanique 346 (8): 617-633, 2018.
- [7] A. Geoffre, N. Moulin, J. Bruchon, S. Drapier. *Reappraisal of upscaling descriptors for transient tow-phase flows in fibrous media*. Transport in Porous Media, 1-30, 2023.



# SIMULATION NUMERIQUE DU REFROIDISSEMENT D'AUBES DE TURBINE MONOCRISTALLINE BASE NICKEL APRES UNE OPERATION DE COULEE

C. LABERGERE<sup>a</sup>

a. Université de Technologie de Troyes, Lasmis

---

## Résumé

Les aubes de turbines sont fabriquées par une opération de coulée d'un alliage base Nickel en fusion dans un moule en céramique. Lors du refroidissement qui précède l'opération de la coulée, une croissance monocristalline dirigée est imposée en ajoutant à la base du moule un sélecteur de grain. Les aubes de géométries avancées sont conçues en alliages base nickel monocristallin, afin d'améliorer leur résistance en fatigue et en fluage lors qu'ils sont soumises à des conditions extrêmes. Ceci est dû au fait bien connu maintenant que les joints de grains constituent des sites potentiels d'amorçage et de propagation de fissures. En cas de recristallisation, c'est à dire d'apparition d'un grain secondaire d'orientation aléatoire après la solidification, l'aube n'est plus monocristalline et ne remplit plus sa fonction. La recristallisation est généralement consécutive à la génération de contraintes résiduelles mécaniques lors de la solidification puis du refroidissement. Les contraintes résiduelles proviennent quant à elles d'une différence de dilatation entre l'alliage et le moule ainsi que de la géométrie de l'aube de turbine. Prédire l'apparition de grain recristallisé nécessite d'avoir une évaluation précise et efficace de la densité de dislocation dans ces aubes lors de la solidification et du refroidissement.

Ce travail a pour but de proposer et d'intégrer des modèles de comportement des matériaux impliqués dans l'étape de refroidissement après une opération de coulée par fusion d'aube de turbine monocristalline base Nickel, qu'il s'agisse de l'alliage lui-même du moule céramique. Pour cela, il est nécessaire de comprendre les mécanismes physiques impliqués dans le comportement macroscopique du matériau base Nickel comme un effet de sur-écrouissage et d'adoucissement sur une réponse contrainte/déformation de l'alliage lors d'un essai de traction à certaines températures. Ces phénomènes sont encore plus importants sur les alliages bas nickel nouvelle génération comme le CMSX4 SLS. Connaître les mécanismes physiques responsables de ces comportements permettrait de proposer des conditions de procédés limitant l'accumulation de déformation plastique et donc dans l'apparition de grain recristallisé. Plusieurs travaux portent sur la caractérisation et la modélisation du comportement des composants base Nickel sollicités par des chargements statiques ou dynamiques [1-8]. Dans le cadre de ces travaux, un modèle thermo-élasto-viscoplastique thermodynamiquement cohérent a été développé dans cette étude [5] et [7]. Ce modèle tient compte de la transition des états liquide-pâteux-solide qui se produit dans le matériau pendant la phase de refroidissement. Pour ce faire, il introduit une fonction d'écoulement viscoplastique de type compressible basée sur une contrainte équivalente appropriée

dépendant de la fraction de volume de la phase solide formée par la propagation des dendrites à l'intérieur de la phase liquide du matériau [3]. Ce modèle a été implémenté dans le code Abaqus/Standard© F.E. et appliqué à l'identification des paramètres du matériau d'un superalliage AM1 à l'aide d'essais de traction-relaxation isothermes conduits pour différentes vitesses de déformation et températures.

---

# Modélisation de la recristallisation dynamique continue (CDRX) en champ complet dans DIGIMU®

**P. DE MICHELI<sup>a</sup>, V. GRAND<sup>b</sup>, M. BERNACKI<sup>c</sup>**

a. Transvalor S.A. , pascal.demicheli@transvalor.com

b. Framatome , victor.grand@framatome.com

c. CEMEF, Mines Paris PSL , marc.bernacki@minesparis.psl.eu

**Mots clés** : prédiction de taille de grains, champ complet, CDRX, zirconium

---

## Résumé

Le modèle de prédiction de taille de grains et de sous grains en recristallisation continue (CDRX) à champ moyen de Gourdet-Montheillet a été adapté dans un contexte de modélisation à champ complet au sein du logiciel commercial DIGIMU®. Des paramètres sont identifiés pour du Zircaloy 4, pour lequel les prédictions du logiciel sont comparées aux observations expérimentales.

---

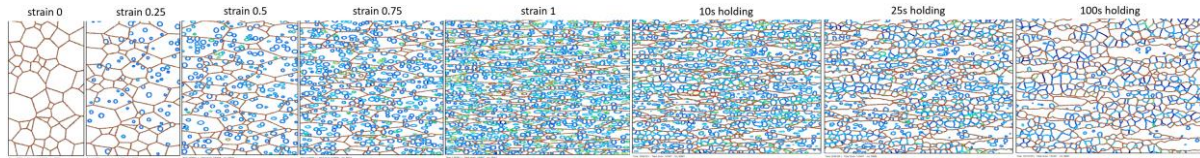
## 1. Introduction

Dans le cadre de problématiques industrielles associées à l'optimisation de la taille de grains, associer dès aujourd'hui des approches numériques aux études expérimentales permet de décupler les bénéfices obtenus : capitalisation des résultats, gains de temps et d'énergie, et élargissement du public sensibilisé aux problématiques métallurgiques dans l'entreprise. DIGIMU®, logiciel issu des travaux du CEMEF (MINES Paris PSL) et commercialisé par la société Transvalor, propose la simulation en champ complet des évolutions microstructurales d'un polycristal. La prise en compte directe de la microstructure du volume élémentaire représentatif rend la modélisation plus physique, plus intuitive, plus compréhensible, et directement comparable avec les données expérimentales. DIGIMU® permet déjà de modéliser la croissance de grains, l'écrouissage, la restauration, ainsi que la recristallisation discontinue (DDRX, PDRX et SRX) [1]. Son potentiel est maintenant étendu aux évolutions de sous structures, avec un tout premier modèle de CDRX en champ complet [2,3], basé sur les équations du modèle de Gourdet-Montheillet [4].

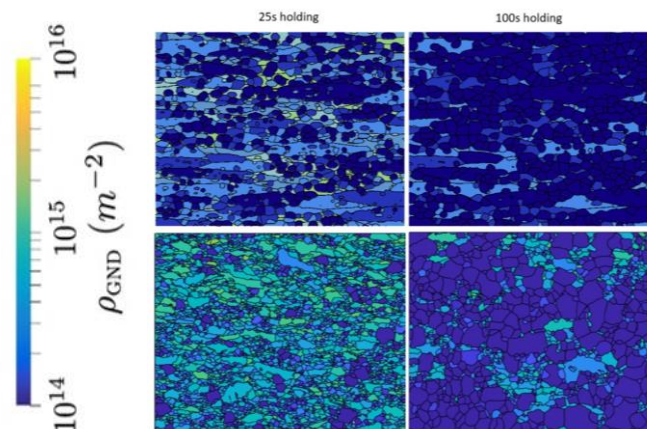
## 2. Modèle et résultats

DIGIMU® associe à chaque grain une orientation propre. A partir des désorientations, la formule de Read-Shockley donne une énergie de joint de grain qui est prise en compte par le solveur de migration de joints de grains [5]. La génération de la sous structure est gérée par une adaptation du modèle de recristallisation continue de Gourdet-Montheillet [4]. Une partie de l'énergie restaurée du système sert à la création de sous joints de grains, interprétés en champ complet comme un nombre de sous-grains qui germent avec un rayon pioché dans une distribution identifiée. L'autre partie de l'énergie est affectée à la désorientation progressive des sous grains existants, c'est-à-dire la rotation des grains et sous-grains selon un axe aléatoire propre. Afin de représenter le comportement non homogène du matériau, chaque grain a un coefficient d'écrouissage propre, distribué autour d'une valeur moyenne. Le modèle de CDRX est accessible au sein de la distribution DIGIMU®, et peut être modifié par l'utilisateur qui souhaiterait les adapter au plus proche de son matériau d'intérêt.

Le Zircaloy 4 a été caractérisé entre 600°C et 700°C pour des morphologies de grains équiaxes. A 650°C, des essais d'écrasement jusqu'à 1 de déformation ont été réalisés, suivi d'un maintien de 100s laissant place à des évolutions post-dynamiques (PDRX). Les résultats obtenus sont présentés ci-dessous et comparés à des analyses EBSD (Fig. 1 et 2



**Figure 1.** Création et évolution de sous-grains en CDRX (déformation de 1) et PDRX avec DIGIMU®. Les HAGB sont en rouge, les autres sont des LAGB plus ou moins désorientées.



**Figure 2.** Comparaison des évolutions de densités de dislocations simulées (en haut) et expérimentales (en bas) après 25s de maintien (à gauche) et 100s de maintien (à droite).

### 3. Conclusion

Ces premiers travaux de modélisation de la recristallisation continue en champ complet sont encourageants et montrent une adéquation intéressante avec les résultats expérimentaux. L'hypothèse d'insérer des sous grains sphériques au lieu de sous-joints de grains est très forte au début de la déformation, mais on obtient cependant rapidement des sous-structures réalistes. Des travaux sont en cours pour continuer l'exploration des capacités du modèle sur d'autres matériaux, notamment des alliages d'aluminium.

### Références

- [1] De Micheli P., Maire L., Cardinaux D., Moussa C., Bozzolo N., Bernacki M., "DIGIMU®: 2D and 3D Full Field Recrystallization Simulations and Optimization of Multi-Pass Processes", Proceedings of ESAFORM 2019:6 (2019).
- [2] V. Grand, B. Flipon, A. Gaillac, and M. Bernacki, Simulation of continuous dynamic recrystallization using a level-set method. *Materials*, 15(23), 2022.
- [3] V. Grand, B. Flipon, A. Gaillac, and M. Bernacki, Modeling CDRX and MDRX during hot forming of zircaloy-4. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 31(8):085008, 2023.
- [4] S. Gourdet and F. Montheillet. An experimental study of the recrystallization mechanism during hot deformation of aluminium. *Materials Science and Engineering*, A283:274–288, 2000.
- [5] Murgas Portilla B., Florez S., Bozzolo N., Fausty J., Bernacki M., "Comparative study and limits of different level-set formulations for the modeling of anisotropic grain growth", *Materials*, 14:14 (2021) p.3883 [DOI:<https://doi.org/10.3390/ma14143883>].

# LES PROCÉDES D'ATOMISATION AU SERVICE DE LA POUDRE

**L. DEMBINSKI<sup>a</sup>**

a. Laboratoire d'Études et de Recherches sur les Matériaux, les Procédés et les Surfaces (IRTES - LERMPS)

*Université de Technologie de Belfort-Montbéliard, Institut de Recherche sur les Transports, l'Énergie et la Société – IRTES 90010 Belfort Cedex - France*

---

## Résumé

Le point commun aux procédés de fabrication de pièces au plus près de la forme comme la CIC, les procédés d'impression 3D ou le moulage par injection de métal est que la matière première utilisée se trouve sous forme de poudre.

Depuis des décennies, cette poudre est fabriquée le plus souvent par atomisation. Mais avec l'avènement depuis quelques années des techniques d'impression 3D leur utilisation n'a cessé de croître.

Le but de cet exposé est de montrer les différents procédés d'élaboration de poudre par atomisation avec leurs caractéristiques. L'influence de la composition des poudres sera aussi abordée ainsi que la répartition en taille. Pour finir, un volet sécurité sera développé pour aboutir à une conclusion.

---

# FABRICATION ADDITIVE METALLIQUE : MODELISATION ET SIMULATION NUMERIQUE

**M. BELLET<sup>a</sup>**

a. MINES ParisTech, PSL Research University, CEMEF 06904 Sophia Antipolis - France

---

## Résumé

La présentation est axée en premier lieu sur la modélisation des principaux phénomènes physiques mis en jeu dans les procédés de fabrication additive métallique, en focalisant sur le procédé de fusion sélective de lit de poudre par laser (L-PBF). Dans un second temps, des techniques de simulation numérique, à l'échelle des dépôts élémentaires et à l'échelle des pièces construites, sont présentées.

---

# Comportement en fatigue des pièces issues de FA métallique : impact des défauts et de la microstructure

**E. PESSARD<sup>a</sup>**

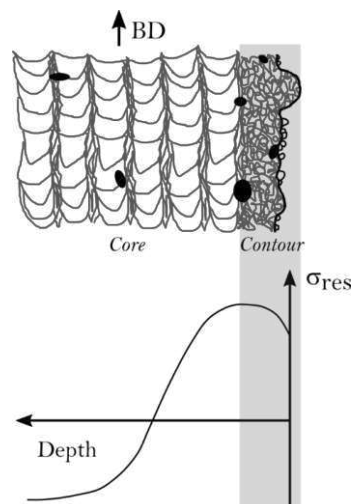
a. Arts et Métiers Sciences et Technologies, LAMPA-Angers, etienne.pessard@ensam.eu

**Mots clés** : Fatigue, fabrication additive, microstructure, pore

## Résumé

L'intérêt de la FA (Fabrication Additive) est maintenant largement admis et de nombreux grands groupes ont investi lourdement dans ce domaine afin de réduire le coût des pièces produites, tout en augmentant leur complexité et technicité. Pour l'Industrie, la bonne tenue mécanique des pièces, et en particulier la tenue en Fatigue à Grand Nombre de Cycles (FGNC), est au cœur des attentions. Pour les métaux, le procédé de fusion laser sur lit de poudre L-PBF (Laser Powder Bed Fusion) est aujourd'hui le plus répandue et confère au matériau, comme illustré Figure 1, certaines spécificités importantes à considérer en fatigue :

- **des pores en surface et à cœur** en faible densité (taux de densité matériau > 99.99%)
- **un mauvais état de surface** ( $5\mu\text{m} < \text{Ra} < 20\mu\text{m}$ )
- **une microstructure particulière**
- **des gradients de contraintes résiduelles** (ici d'ordre 1 à l'échelle de la pièce)



**Figure 1.** Schéma illustrant certaines spécificités des matériaux issus du procédé L-PBF.

L'objectif de cet exposé est de faire un bilan des avancées dans le domaine de la tenue en FGNC des pièces L-PBF en insistant sur les résultats expérimentaux.

Concernant l'**impact des porosités**, des résultats d'essais en traction répétée conduits sur le 316L montrent qu'un défaut à cœur doit être par exemple dix fois plus grand qu'un défaut en surface pour devenir critique en FGNC. En absence de pore, le 316L L-PBF possède également

une **microstructure particulière** lui conférant une tenue en fatigue bien meilleure que son homologue corroyé. Des résultats obtenus sur le Ti6Al4V montrent que les pores ne sont parfois pas les seuls responsables de la dispersion de la tenue en FGNC. L'**hétérogénéité de tenue de la microstructure** issue du procédé L-PBF conduit pour ce matériau à une tenue très dispersée en absence de pore et à une sensibilité à la taille des **singularités de surface** très variable.

Une **approche probabiliste** prenant en compte les effets de la taille des pores et d'une **microstructure hétérogène** sera proposée. Cette proposition perfectible permettra d'aborder les défis associés au dimensionnement des pièces FA et à l'évolution constante de ces procédés.



# MODELISATION MULTI-ECHELLES DE SOLIDES A MATRICE POLYMERE OBTENUS PAR DEUX PROCEDES DE FABRICATION

**I. DOGHRI<sup>a</sup>**

a. Université Catholique de Louvain = Catholic University of Louvain

---

## Résumé

On présente des approches multi-échelles récentes faisant le lien entre la performance thermo-mécanique finale de produits à matrice polymère et deux procédés de fabrication qui permettent de les élaborer.

Le premier procédé concerne le moulage par injection de pièces en polymère thermoplastique renforcé par des fibres de verre courtes. Comme dans tout petit élément de volume les fibres ne sont pas alignées, on évalue d'une manière objective plusieurs méthodes d'homogénéisation par champs moyens en élasticité linéaire [1]. Ensuite, on développe et on évalue deux modèles d'homogénéisation dans le cadre non-linéaire, en supposant un comportement couplé viscoélastique-viscoplastique de la matrice [2].

Le second procédé concerne la fabrication additive de polymères thermoplastiques par SLS (Selective Laser Sintering). On développe d'abord un modèle d'évolution de la cristallinité basé sur une formulation de champ de phase [3]. Ensuite, un modèle d'évolution de la porosité est proposé [4]. L'homogénéisation permet de prédire la réponse macroscopique [5].

Une thématique importante concerne la prédiction de la durée de vie de produits sous fatigue à grand nombre de cycles. Comme le comportement reste dissipatif, une approche à plusieurs piliers est développée. D'abord, une méthode de calcul en viscoélasticité linéaire basée sur la transformée de Laplace-Carson et son inversion numérique est validée [6]. Ensuite, les histoires de déformations totales obtenues servent de données à une approche d'homogénéisation dans le temps en viscoélasticité-viscoplasticité [7]. Finalement, un modèle d'endommagement [8] est appliqué, identifié sur des résultats expérimentaux de fatigue et validé sur d'autres résultats.

---

# VUE D'ENSEMBLE ET CHALLENGES DE LA SIMULATION DES PROCEDES COMPOSITE A RENFORTS 3D @SAFRAN AIRCRAFT ENGINES

**J. SCHNEIDER DIE GROSS<sup>a</sup>**

a. Safran Aircraft Engines

---

## Résumé

Cet exposé aura pour but de présenter l'ensemble des simulations numériques de fabrication des pièces composites à renforts tridimensionnel. Un focus sera fait sur les pièces actuellement industrialisées, mais aussi sur celles en cours de développement.

Après une mise en contexte de l'industrialisation de ces structures composites à hautes performances obtenues par tissage de préforme et injection RTM, il sera présenté brièvement les gammes de fabrication des 2 principales pièces composites du module de soufflante (FAN) du moteur LEAP. Il sera ainsi discuté de diverses thématiques numériques telles que la thermique moule, l'injection, la mise en forme et les contraintes internes induites par l'ensemble du processus. En parallèle, il sera abordé les besoins de chaînage d'outils numériques tout en considérant la simulation multi-échelles, impérative à la compréhension et la maîtrise de tels composites architecturés, hétérogènes et anisotropes.

Lors de la présentation de tous ces thèmes et méthodes numériques, un accent sera donné sur l'état de l'art à Safran Aircraft Engines sur les différents types de simulation mais aussi sur le besoin impératif du suivi, de l'instrumentation et de la caractérisation afin d'obtenir des modélisations réalistes, voire prédictives. Pour cela il sera aussi abordé les partenariats académiques existants et à construire permettant de relever les challenges envisagés par SAFRAN tant coté industrialisation que Matériau&Procédé.

---

# La mise en forme virtuelle des tôles métalliques : état de l'art et perspectives

**S. THUILLIER**<sup>a</sup>

a. Univ. Bretagne Sud, UMR CNRS 6027, IRDL, F-56100 Lorient, France  
sandrine.thuillier@univ-ubs.fr

**Mots clés** : mise en forme ; tôles métalliques ; déformation plastique ; conception virtuelle ; assemblage

---

## Résumé

La simulation numérique des procédés de mise en forme, en particulier des tôles métalliques, a connu un essor extraordinaire à partir des années 1985, avec le développement d'outils de simulation numérique par la méthode des éléments finis, la modélisation du contact/frottement, la caractérisation et la modélisation du comportement mécanique des matériaux sous des trajets complexes de déformation (écrouissage, anisotropie) et la prise en compte des limites de formabilité. Aujourd'hui, la conception virtuelle des procédés de mise en forme et d'assemblage par déformation plastique s'est imposée comme une étape incontournable en milieu industriel. Les conférences/workshop Numisheet, dédiées à *Numerical simulation of 3D sheet metal forming processes*, dont la première a eu lieu en 1991 et la dernière en date en 2023, ainsi que les événements du *International Deep Drawing Research Group (IDDRG, depuis 1960)* illustrent l'intérêt à l'échelle internationale de ce thème. L'objectif de cette présentation est de dresser un portrait de l'état actuel de la qualité et la fiabilité des prédictions numériques, en considérant quelques applications, et d'illustrer les perspectives.

---

# MISE EN FORME DES RENFORTS FIBREUX - ETAT DE L'ART ET ENJEUX

**Emmanuelle Vidal-Sallé<sup>a</sup>, Juien Colmars<sup>a</sup>, Naim Naouar<sup>a</sup>, Auriane Platzer<sup>a</sup>,  
Philippe Boisse<sup>a</sup>**

*a. Univ Lyon, INSA Lyon, CNRS, LaMCoS, UMR5259, 69621 Villeurbanne, France*

---

## Résumé

Au cours des 20 dernières années, l'utilisation des matériaux composites à renforts continus a connu une croissance importante dans tous les secteurs de l'industrie. Cette croissance a eu pour corolaire le développement de nombreuses recherches sur la formabilité des renforts fibreux pour les composites et le développement d'outils de modélisation dédiés.

L'exposé proposé a pour ambition de présenter l'évolution de ces outils de modélisation et leurs performances actuelles.

Lors de leur mise en forme, ces renforts présentent des modes de déformation différents de ceux des matériaux continus : leurs directions d'anisotropie évoluent fortement, de même que leur densité ; les glissements possibles aux différentes échelles rendent difficiles l'établissement de lois de comportement pertinentes en grandes transformations dans le cadre classique des matériaux de Cauchy ; et les étapes ultérieures de mise en forme que constituent l'imprégnation de la matrice et son changement d'état rendent nécessaires l'introduction de nombreux couplages.

L'exposé présentera les différentes étapes de la modélisation des renforts et de leur mise en forme aussi bien à l'échelle du composant mécanique (échelle macroscopique) qu'aux échelles inférieures : l'échelle du fil ou de la mèche (échelle mésoscopique) et échelle du filament ou de la fibre (échelle microscopique). En effet, un enjeu majeur de la modélisation des renforts fibreux réside dans la capacité à choisir la bonne échelle de représentation pour capturer les phénomènes voulus : la mise en forme induit-elle des défauts ? Les fibres sont-elles où on le souhaite aussi bien en termes de densité que d'orientation ?

En s'appuyant sur la littérature récente, les lois de comportement aux différentes échelles seront présentées ainsi que les dernières innovations en termes d'éléments finis dédiés avec un focus spécial sur les perspectives liées à l'utilisation croissante des fibres naturelles et des matrices thermoplastiques qui nécessitent l'introduction de nouveaux outils.

---

# OPTIMISATION DES PROCÉDES DE FINITION DE SURFACE : SYNERGIE ENTRE SIMULATION MULTI ECHELLE, MULTIPHYSIQUE ET MACHINE LEARNING

E. FEDI<sup>a</sup>

a. HIVELIX Bordeaux France

---

## Résumé

La simulation numérique est utilisée de manière généralisée dans de nombreux secteurs industriels ne pouvant imaginer être mis au point sans travaux de simulation amont ou parallèle afin d'optimiser les procédés. Paradoxalement, ces approches numériques sont peu utilisées dans le domaine des procédés de finitions de surfaces pouvant pourtant en bénéficier. La simulation numérique peut être utilisée dans diverses applications comme les procédés électrochimiques classiques de protection de surface anticorrosion par exemple mais également dans le cas de nouvelles applications comme les procédés de parachèvement de pièces issues de fabrication additive métallique. Ces nouveaux besoins en termes de finitions de surface sur pièces de géométrie complexe, ont amené au développement récent de solutions hybrides couplant particules et électrochimie, nécessitant des couplages multiphysiques inédits afin de les modéliser. Nous verrons au cours de cette présentation comment des simulations par éléments finis sur CPU et par éléments discrets sur GPU, via des approches multiphysiques et multi échelle peuvent permettre d'améliorer la compréhension des phénomènes en jeu mais également fournir des méthodes et des outils d'optimisation des procédés de finitions de surface à l'échelle industrielle.

Enfin, nous aborderons comment ces secteurs moins enclins à l'usage de la simulation, peuvent tirer parti des nouvelles méthodes numériques à disposition comme la data science et le machine learning ainsi que les algorithmes d'optimisation. Ces méthodologies pouvant être utilisées à différents niveaux, comme l'hybridation avec des simulations physiques, la création d'outils d'aide à la maîtrise des procédés, ou encore la réduction des temps de calculs de simulation.

---

# Fonctionnalisation des surfaces et hyperdéformation : application aux secteurs de l'hydrogène et du biomédical.

**T. GROSDIDIER<sup>a, b</sup>, M. NOVELLI <sup>a, b</sup>, L. WEISS <sup>a</sup>**

- a. Université de Lorraine, Laboratoire d'Etude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux (LEM3 UMR 7239), 7 rue Félix Savart, BP 15082, Metz F-57073, France
- b. Université de Lorraine, Laboratory of Excellence on Design of Alloy Metals for low-mass Structures (DAMAS), Metz F-57045, France

**Mots clés** : surface, hyper-déformation, structure à gradient, fonctionnalisation, réactivité.

## Résumé

La déformation plastique sévère est un des moyens de fonctionnalisation des surfaces. Diverses techniques de déformation plastique sévère des surfaces (Surface Severe Plastic Deformation) ont été développées ou optimisées au cours de ces dernières années. Cette communication présente un large aperçu des développements récents dans le domaine de la SSPD et de ses applications qui tirent parti des avantages d'une surface à gradient déformée avec à la fois (i) une résistance plus élevée et (ii) une « réactivité » améliorée.

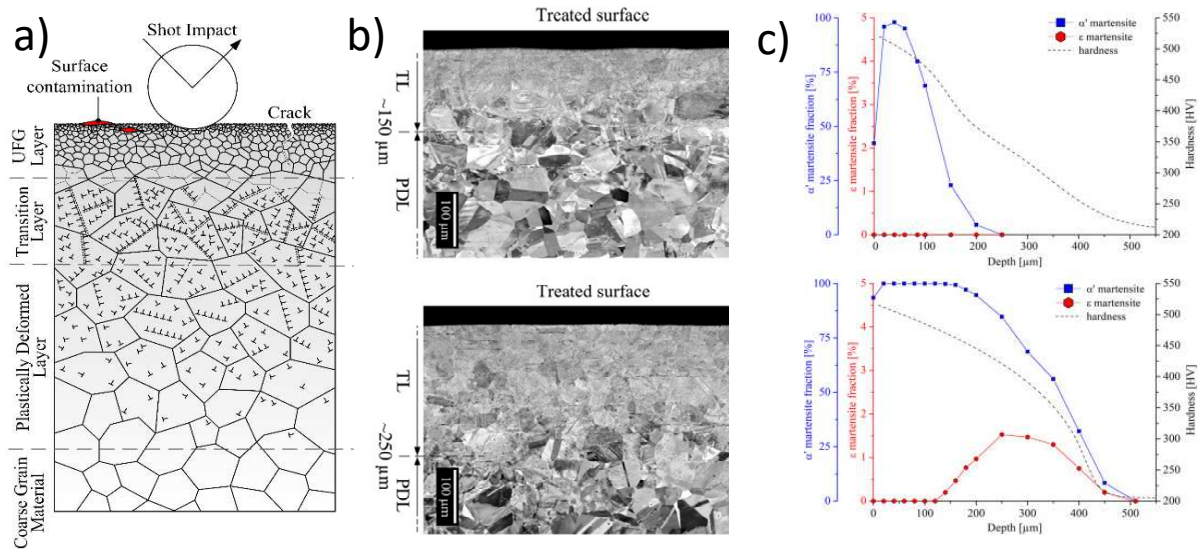
## 1. Introduction

L'introduction de la présentation traitera des avantages/inconvénients technologiques de plusieurs technologies SSPD. Ces techniques permettent de modifier l'extrême surface mais aussi la sous-couche en créant un gradient de microstructure. Nous nous intéresserons essentiellement aux gradients de surface obtenus en impactant la surface avec des billes au travers de procédés tels que le grenailage par ultrasons (USP) et le traitement d'attrition mécanique de surface (SMAT) qui sont directement dérivés du grenailage conventionnel (SP).

## 2. Structures à gradient : compréhension et optimisation.

La SSPD crée une structure à gradient qui, comme schématisée sur la figure 1a, peut être vu comme une succession de différentes couches affectées. La déformation de surface - si elle est suffisamment sévère - peut permettre de créer une zone de grains ultra-fins (UFG) voire même de nano-structurer sur une profondeur de quelques dizaines de microns. La profondeur de transition entre les différentes couches dépend des nombreux paramètres de traitement. Un des paramètres, souvent sous-estimé, est la température du grenailage qui peut permettre de modifier efficacement la réponse du matériau en changeant les mécanismes de déformation impliqués (Fig. 1b et c). Outre la modification évidente de la taille des grains et de la densité des défauts de structure (dislocations, macles, ...), la structure dite « à gradient » est très souvent la combinaison de différents gradients en termes de texture locale, de distribution des phases et de contraintes résiduelles. Le lien entre les paramètres du procédé et l'affinement des grains induit peut aussi être abordé par des approches de modélisation. Des modèles de dynamique des billes peuvent être utilisés pour des études statistiques concernant l'impact et la vitesse des billes. Connaissant l'énergie transférée à la surface, des approches micromécaniques peuvent ensuite permettre de simuler les déformations plastiques induites par le procédé et

l'évolution de la microstructure générée. L'optimisation des conditions de traitement et la compréhension de l'écroissage dépendent fortement de la connaissance des « coefficients de restitution » du matériau impacté en fonction de son taux d'écroissage et de la trajectoire des billes.



**Figure 1.** Structures à gradient produites par une déformation plastique sévère de surface : a) Représentation schématique de la structure et de ses différentes zones affectées. b et c) Pour un acier inoxydable 304L, effet de la température de grenailage sur b) la localisation de la transition entre TL et PDL et c) la quantité et la nature de la martensite formée (Haut : température ambiante, Bas : température cryogénique).

### 3. Effet sur les propriétés mécaniques et la réactivité des surfaces

L'effet de ces modifications de surface et de sous-surface sur les propriétés mécaniques, et en particulier la réponse à la fatigue, sera rappelé avec un accent particulier sur les difficultés liées d'une part à l'intégrité de la surface (potentiel sur-grenailage) et d'autre part à l'importance de la prise en compte de la relaxation des contraintes résiduelles.

Ensuite, la présentation sera dédiée aux modifications de réactivité de la surface induite par la présence de défauts. La diffusion des espèces chimiques après SSPD a été utilisée pour améliorer la résistance à la corrosion ainsi que pour optimiser les traitements thermo-chimiques de surface via des traitements « duplex ». Le procédé le plus étudié est le traitement de nitruration, bien que la boruration, l'aluminisation, la chromisation ainsi que l'oxydation électrolytique au plasma (PEO) aient également été étudiées avec succès. Pour illustrer des applications un peu plus récentes de la SSPD, la fin de la présentation focalisera sur de nouvelles études de recherche pour des applications potentielles liées aux défis du secteur de l'hydrogène pour son stockage à l'état solide ainsi que pour des applications biomédicales avec des alliages biocompatibles à base de Mg biodégradable et de Ti.

### Référence

[1] T Grosdidier, M Novelli, L. Weiss. *Surface Severe Plastic Deformation for Improved Mechanical/Corrosion Properties and Further Applications in the Bio-Medical and Hydrogen Sectors*, Materials Transactions (2023) MT-MF2022040.

# SIMULATION DES PROCÉDES D'USINAGE – BESOINS INDUSTRIELS & VERROUS

**J. RECH<sup>a</sup>**

a. Ecole Nationale d'Ingénieurs de Saint Etienne  
Centrale Lyon - ENISE, LTDS UMR5513, 42000 Saint-Etienne, France

---

## Résumé

Au cours des dernières décennies, des progrès significatifs ont été réalisés dans le développement de modèles prédictifs axés sur l'industrie pour les opérations d'usinage. Cet exposé présentera une vision globale des modèles prédictifs de performance pour l'usinage et identifie les forces et les faiblesses des modèles actuels. Il comprend une évaluation critique des techniques de modélisation pertinentes et de leur applicabilité et/ou de leurs limites pour la prédiction des opérations d'usinage complexes réalisées dans l'industrie. Les modèles en usinage visent souvent à prédire des variables fondamentales telles que les contraintes, les déformations, les vitesses de déformation, les températures, etc. Toutefois, pour être utiles à l'industrie, ces variables doivent être corrélées à des mesures de performance : qualité du produit (précision, tolérances dimensionnelles, finition, etc.), intégrité de la surface et de la sous-surface, usure de l'outil, forme/rupture des copeaux, formation des bavures, stabilité de la machine, etc. L'adoption des modèles d'usinage par l'industrie dépend essentiellement de la capacité d'un modèle à établir ce lien et à prédire les performances d'usinage. C'est pourquoi cet exposé proposera d'identifier les enjeux du développement de modèles prédictifs pour les opérations d'usinage, en ciblant principalement les applications industrielles.

---



# Caractérisation multi-physique de composites en cours de transformation

## Steven Le Corre

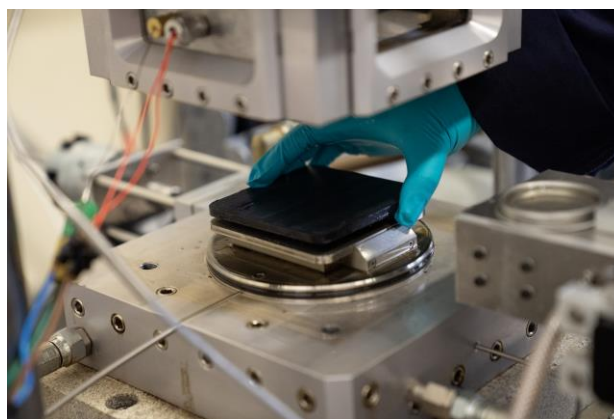
Nantes Université, CNRS, Laboratoire de Thermique et Energie de Nantes, rue Christian  
Pauc, 44306 Nantes cedex

**Mots clés** : composites, mise en forme, caractérisation, thermique, mécanique, transformations

---

### Résumé

Les procédés de mise en forme de matériaux composites mettent en jeu de nombreux phénomènes physiques couplés qui doivent être compris, modélisés et identifiés dans des conditions représentatives, afin de permettre la mise au point d'outils de simulation prédictifs suffisamment fins et réalistes. Ils doivent permettre de prédire non seulement la géométrie et les propriétés mécaniques finales, mais aussi l'état de contraintes résiduelles, inévitable dans ce type de matériaux, afin d'être capable à terme de prédire leur durabilité en service. L'exposé focalisera sur la méthodologie et les développements expérimentaux développés au LTEN depuis de nombreuses années dans ce domaine pour la caractérisation expérimentale de composites thermodurcissables ou thermoplastiques en cours de transformation. Ces travaux comportent des volets thermiques, la mesure des changements de phase, de dimensions (dilatations, retraits de transformation anisotropes) ainsi que des évolutions rhéologiques durant cette phase de mise en forme.



PVT-Haddoc : mesure multiaxiale des variations dimensionnelles et rhéologiques de composites thermodurcissables depuis l'état cru.

---

# Simulation du chauffage dans un four

**L. Sardo, G. Lissoni, S. El Aouad**

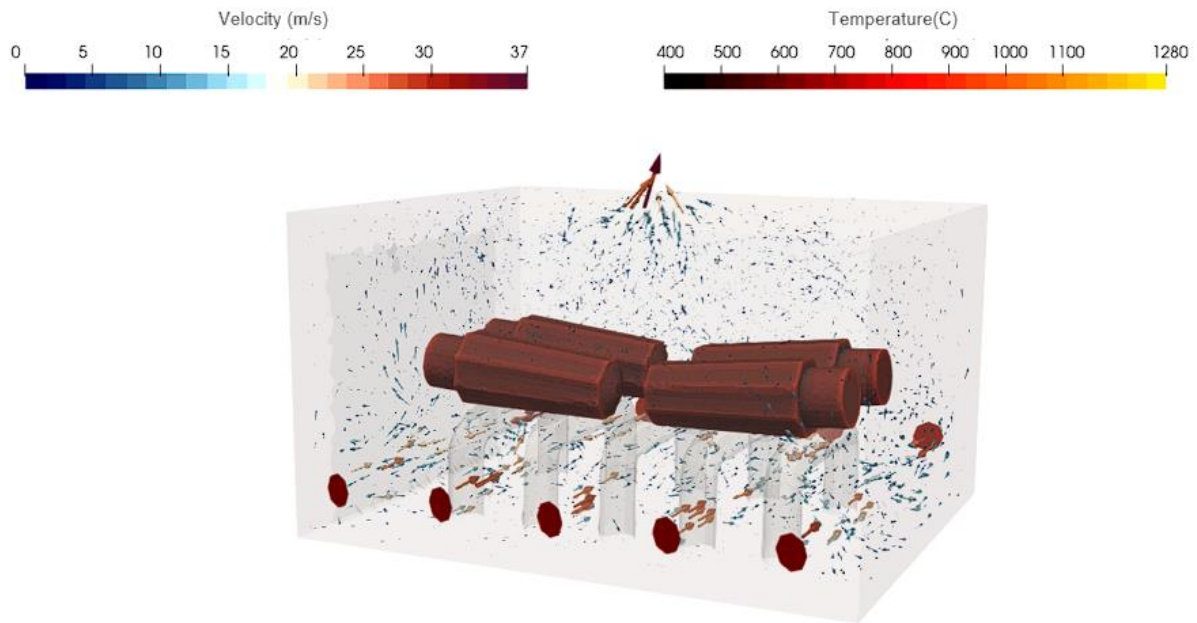
Sciences Computers Consultants, Saint Etienne, France – lsardo@scconsultants.com

**Mots clés** : *simulation numérique, fours industriels, éléments finis*

Les procédés de traitement thermique, chauffage et trempe sont très largement utilisés dans l'industrie mais sont grandement énergivores. En effet, dans le contexte actuel, les temps de cycle très longs de ces process représentent des coûts énergétiques, environnementaux et économiques croissants et potentiellement handicapants pour l'industrie. La simulation numérique apparaît aujourd'hui comme LA solution pour réaliser les tests et phases d'optimisation de ces installations de manière totalement virtuelle.

Simuler le chauffage d'une pièce dans les fours nécessite de décrire précisément les écoulements dans la partie « fluide » du four et les évolutions de température à la fois dans les pièces mais également dans le fluide. Le choix a été fait d'utiliser une approche monolithique (c'est-à-dire où un seul domaine est utilisé à la fois pour la partie fluide et solide), où l'interface solide-fluide est identifiée grâce à une fonction Level-set. Pour décrire les différentes parties du domaine, plusieurs approches existent, dont : avoir un maillage anisotrope raffiné à la frontière des différents objets [1] ou l'utilisation de maillages géométriquement conformes à l'interface [2]. Chaque solution dispose ses avantages et inconvénients. Nous aborderons dans cette présentation les choix faits lors de la réalisation d'un logiciel commercial permettant aux utilisateurs de simuler aisément des installations complexes, qui consistent en un mélange de différentes approches.

Dans le cas présenté (figure 1), nous simulerons le chauffage d'un four industriel (5x4x3m) avec un chargement complexe de quatre lingots de grande taille (3.3tonnes, 1.8m de long, 0.7m de diamètre chacun). Des lingots froids sont enfournés dans un four à 1200°C. Le procédé a pour but d'obtenir une température à cœur homogène sur les différents lingots, avant forgeage. L'objectif de cette simulation est alors d'établir le temps de chauffe optimal de ces lingots pour lequel la température est relativement homogène au sein des pièces, en tenant compte des conditions et scénarii de procédés. Ainsi, grâce à qobeo®, une analyse numérique et 100% virtuelle des procédés peut être mise en place afin de réaliser des économies notables en termes de temps, d'énergie, de matériaux et d'investissement.



**Figure 1.** Exemple de chargement et de résultats.

## Références

- [1] E. Hachem, S. Feghali, R. Codina, T. Coupez, Immersed stress method for fluid–structure interaction using anisotropic mesh adaptation, *Int. J. Numer. Meth. Engng*, 94: 805-825, 2013.
- [2] S. El Aouad, Numerical and parallel modeling of anisotropic fitted mesh for industrial quenching applications *These, Paris Sciences et Lettre*, 2022.

# Simulation des déformations de pièces mécaniques induites par des traitements de surface thermo-chimiques et mécaniques

**L. BARRALLIER, R. KUBLER**

Arts et Métiers Sciences et Technologies, Aix en Provence, Laboratoire MSMP

laurent.barrallier@ensam.eu

regis.kubler@ensam.eu

**Mots clés** : contraintes résiduelles, nitruration, grenailage, déformation et distorsion

---

## Résumé

Les traitements de surface génèrent des déformations libres de contraintes d'origine thermique, thermo-chimique ou mécanique via des transformations de phase ou de la plasticité. Ces déformations libres de contrainte incompatibles sont accommodées par des déformations élastiques générant des champs de contraintes résiduelles. Dans le cas de géométries non massives (plaque, tôle, voile), les champs de contraintes résiduelles se rééquilibrent en partie en induisant une déformée des pièces. En partant des équations de la mécanique et du concept de « déformation libre de contraintes », cette étude présente des applications dans le cadre du traitement thermo-chimique de nitruration et du grenailage de précontrainte.

---

## 1. Principes généraux

La maîtrise des déformations élastiques des pièces lors d'un traitement de surface passe par le calcul des contraintes résiduelles (CR). Ces CR prennent leur origine dans une déformation libre de contrainte incompatible  $\underline{\varepsilon}^*$ .

Dans un cadre HPP, la déformation totale  $\underline{\varepsilon}$  se décompose additivement, avec la déformation élastique  $\underline{\varepsilon}^e$ :

$$\underline{\varepsilon} = \underline{\varepsilon}^e + \underline{\varepsilon}^* \quad \text{Eq. (1)}$$

Dans le cadre d'un massif semi infini élastique isotrope ( $E, \nu$ ) et d'un traitement de surface uniforme générant un gradient selon la profondeur  $z$ , l'équation de compatibilité locale des déformations permet de calculer la déformation libre de contrainte incompatible à partir des profils de contraintes résiduelles  $\sigma(z)$  déterminées expérimentalement, telle que :

$$\underline{\varepsilon}^*(z) = \frac{\nu-1}{E} \underline{\sigma}(z) \quad \text{Eq. (2)}$$

Cette étude présente des applications de calcul de profil de contraintes et de déformées de pièces dans le cadre de deux traitements de surface : 1. La nitruration où  $\underline{\varepsilon}^*$  est d'origine thermo-chimique considérant des cinétiques de transformations de phase dans une microstructure multiphasée, 2. Le grenailage de précontrainte où  $\underline{\varepsilon}^*$  est d'origine mécanique avec de la déformation plastique.

Pour le calcul de la déformée de structures, les champs mécaniques doivent s'équilibrer dans la structure en respectant l'équilibre des efforts généralisés pouvant se calculer analytiquement ou numériquement par méthode éléments finis.

## 2. Applications à deux types de traitements de surface

La modélisation mécanique du traitement thermo-chimique de nitruration procède par un calcul des cinétiques de transformations et des variations de volume induites dans les précipités créés. Une modélisation mécanique multi-échelle permet de calculer les champs mécaniques dans chaque phase

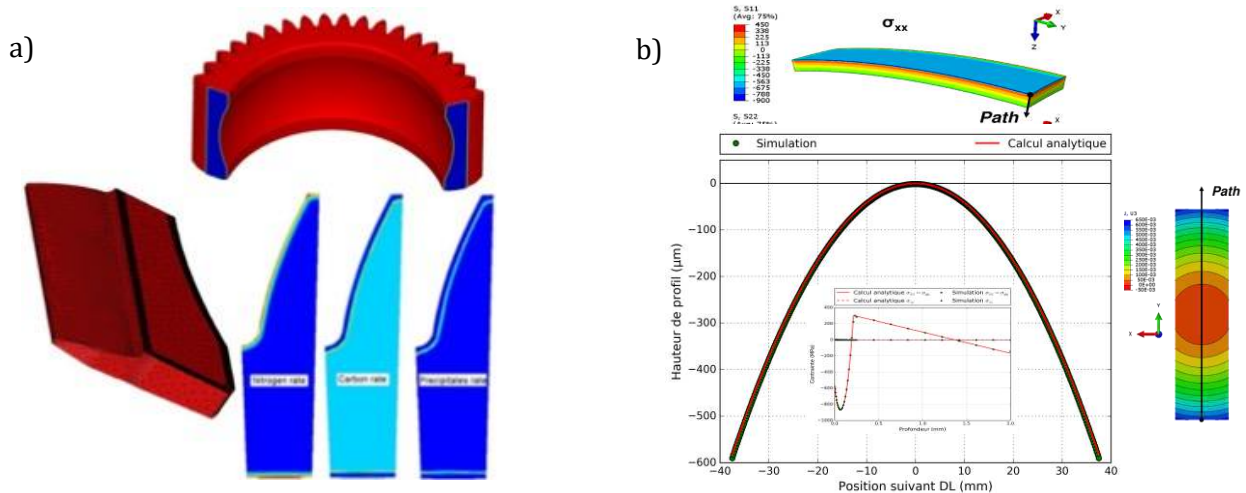
$\varphi_i$  à chaque profondeur  $z$  du traitement en tenant compte des cinétiques de transformation. Le trajet du chargement mécanique (déformation libre de contrainte de transformation, de dilatation...) influence alors les champs mécaniques finaux macroscopiques (tenseur des contraintes  $\underline{\hat{\sigma}}$ ) et les déformations et distorsions induites. La figure 1.a présente des résultats issus de l'implémentation de ce type d'approche dans le logiciel Forge<sup>®</sup> de Transvalor sur une dent d'engrenage.

Le grenailage de précontrainte conventionnel est réalisé par impacts successifs de grenaille à la surface du matériau à une vitesse donnée avec un taux de recouvrement. Après impact, un gradient de déformation plastique ( $\varepsilon^* = \varepsilon^p$ ) génère des contraintes résiduelles de compression, mais aussi des déformées résiduelles dans le cas d'une structure mince (cas du peenforming de tôles).

Le cas de génération d'un champ de contrainte sur une plaque mince d'épaisseur 2 mm est présenté sur la figure 1. Une pseudo contrainte  $\sigma_0$  est calculée à partir du profil de contrainte expérimental  $\sigma(z)$  (Eq. (3)) et initialisée dans le logiciel éléments finis Abaqus.

$$\sigma_0(z) = \frac{1-\nu}{1+\nu} \sigma(z) \tag{Eq. (3)}$$

La contrainte se redistribue dans la plaque mince pour obtenir un état autoéquilibré de contraintes et une déformée résiduelle (Fig. 1.b). Le résultat par éléments finis se compare à un calcul analytique.



**Figure 1** (a) Cas de la nitruration, implémentation dans Forge<sup>®</sup> de Transvalor sur une dent d'engrenage. (b) Cas de la plaque mince grenillée d'épaisseur 2 mm [2] : Introduction de la pseudo contrainte  $\sigma_0$  et rééquilibrage de la contrainte dans la structure, déformée résiduelle.

### 3. Conclusion

Les techniques de modélisation des contraintes résiduelles après traitement de surface sont aussi utilisées pour modéliser les déformées des structures minces. Il s'agit de bien connaître la déformation libre de contraintes et de l'appliquer en respectant la compatibilité locale de la déformation totale et l'équilibre des efforts généralisés sur la structure. Pour prendre en compte les séquences des traitements de surface, des méthodes adaptées doivent encore être développées.

### Références

[1] Laurent Barrallier, Sébastien Jégou. Nitruration des aciers de construction : génération des contraintes résiduelles. Contraintes résiduelles - A3TS, Feb 2017, Paris Saclay, France.  
 [2] Maxime Gelineau. Etude de l'impact du grenailage sur des composants mécaniques industriels à géométrie complexe. Thèse, Arts et Métiers ParisTech, 2018.

# PILOTAGE DYNAMIQUE DES LIGNES DE RECUIT – VERS L'INDUSTRIE 4.0

**F. BONNET**<sup>a</sup>

a. ArcelorMittal R&D  
ArcelorMittal Maizières Research SA

---

## Résumé

Le pilotage en temps réel des procédés sidérurgiques tels que le train à chaud ou les ligne de recuit sur la base d'une modélisation hybride couplant la modélisation multi-physique et les modèles de données est une transition majeure pour la différenciation de notre industrie. La modélisation métallurgique, les algorithmes d'apprentissage et de réduction de modèle, le développement de capteurs de nouvelle génération et les architectures informatiques de données permettent aujourd'hui de développer de nouvelles solutions pour répondre aux enjeux de l'industrie 4.0. Ces outils de pilotage vont permettre d'améliorer de manière significative le pilotage de nos lignes industrielles pour répondre aux enjeux de qualité produit, de maîtrise des dérives process, de programmation et gestion des transitoires pour les procédés continus et de transition énergétique... Au cours de cet exposé, des exemples de modélisation hybride pour le pilotage en temps réel des lignes de recuit seront présentés, couvrant différentes sections du process telles que les fours et les sections de refroidissement.

---

# Recyclage d'alliages de titane de qualité aéronautique par le procédé PAMCHR (Plasma Arc Melting and Cold Hearth Refining)

**S. HANS**

Aubert & Duval, 63770 Les Ancizes

**Mots clés** : titane ; recyclage ; fusion ; affinage ; inclusion

---

## Résumé

Le recyclage d'alliages de titane pour applications aéronautiques représente un enjeu majeur pour préserver les ressources, diminuer l'empreinte carbone et maîtriser les approvisionnements. La fusion et l'affinage du métal liquide sont réalisés par les procédés d'affinage en creuset froid comme le PAMCHR (Plasma Arc Melting and Cold Hearth Refining). Par la criticité des applications aéronautiques de ces alliages une compréhension fine des phénomènes physiques mis en jeu et la maîtrise des conditions de fusion / affinage sont nécessaires. La démarche d'étude visant à maîtriser l'homogénéité chimique et l'élimination des inclusions est présentée.

---

## 1. Introduction

Les alliages de titane sont classiquement élaborés en « voie synthèse » à partir d'éponges de titane, issues de la chloration et réduction par le magnésium de minerais d'oxyde titane, et d'additions d'éléments d'alliages avant réalisation de plusieurs refusions à l'arc sous vide (procédé VAR : Vacuum Arc Remelting). Les lingots d'alliages obtenus sont utilisés pour de nombreuses applications après transformation à chaud en demi-produits ou pièces, générant des co-produits massifs ou des copeaux d'usinage. Dans l'industrie aéronautique on estime que le « buy to fly ratio » (poids des pièces rapporté à celui du demi-produit) peut atteindre un facteur huit ce qui illustre le gisement et l'intérêt de recyclage [1]. Par ailleurs on estime également que l'émission de CO<sub>2</sub> est réduite d'un facteur quatre entre la « voie synthèse » et la « voie recyclée » [2]. Une solution européenne d'élaboration d'alliages de titane de qualité aéronautique à partir de recyclage a été mise en place en 2017 sur la base de l'économie circulaire (collecte et traitement des copeaux en France et en Europe). Cette filière se concrétise notamment par un atelier de fusion PAMCHR suivie d'une refusion VAR au sein de l'usine EcoTitanium d'Aubert & Duval. Pour appuyer ce développement, l'IRT-M2P de Metz s'est équipé d'un four PAMCHR pilote au sein de la plateforme Metafensch rendant ainsi possible une activité de R&D expérimentale.

## 2. Démarche d'étude expérimentale et numérique

L'obtention de la qualité requise pour les applications aéronautiques, notamment l'homogénéité chimique et l'élimination des inclusions, nécessite une compréhension fine des

phénomènes physiques mis en jeu et la maîtrise des conditions de fusion et d'affinage du métal liquide. La démarche d'étude entreprise est basée sur des expérimentations réalisées à échelle pilote permettant de mieux comprendre l'effet des actionneurs sur le comportement du métal liquide, d'évaluer les conditions aux limites et fournir des éléments de validation à une approche complémentaire de modélisation prise en charge par l'Institut Jean Lamour de Nancy [3]. Les modèles développés sont ensuite utilisés pour optimiser le pilotage du four industriel EcoTitanium [4].

### 3. Maîtrise de la chimie

Les procédés de fusion par creuset froid étant semi-continus il n'est pas possible d'ajuster la composition au cours de la fusion. La maîtrise de l'homogénéité chimique finale dépend donc de la composition du lit de fusion (qualité des co-produits massifs et copeaux dégraissés), de la capacité de mélangeage au sein des puits liquide du PAMCHR et du VAR, des pertes éventuelles par évaporation et de la ségrégation des éléments d'alliage lors de la solidification. L'influence de ces mécanismes est étudiée et illustrée.

### 4. Elimination des inclusions

L'élimination totale des inclusions de type HDI (High Density Inclusion) notamment les fragments d'outils d'usinage de type carbures de tungstène, et HID (High Interstitial Defect) composés de titane enrichi en éléments interstitiels tels que l'azote, l'oxygène ou le carbone est obligatoire pour les applications aéronautiques. La capacité du procédé doit être démontrée par la réalisation d'une coulée «ensemencée» par des inclusions synthétiques. Le comportement et les mécanismes d'élimination de ces inclusions sont étudiés et illustrés.

### 5. Conclusions / Perspectives

Les procédés de recyclage des alliages de titane sont opérationnels industriellement mais nécessitent une maîtrise particulière et des qualifications spécifiques pour garantir les exigences pour une application aéronautique. Les perspectives de développement portent sur la capacité à augmenter le taux de recyclage, par exemple par la fusion de pièces en fin de vie, et sur l'amélioration de la surveillance du procédé.

### Remerciements

Je tiens à remercier A. Biagi et R. Allier (Aubert-& Duval) ainsi que JP. Bellot (Institut Jean Lamour) pour leur aide à la réalisation de cette présentation.

### Références

- [1] F. Delon, *EADS Perspectives on Titanium Raw Material Market*, Journées Technologiques de Titane, Nantes, France, 2012
- [2] M. Eckelman et al, *Life cycle carbon benefits of aerospace alloy recycling*, Journal of Cleaner Production, 2014
- [3] N. McDonald, E. Doridot, S. Hans, J. Delfosse, L. Decultot, JP. Bellot, A. Jardy, *Elimination of defects in titanium using PAM-CHR melting*, Conférence LMPC 2022
- [4] E. Doridot, S. Hans, JP. Bellot, A. Jardy, *Industrial applications of modelling tools to simulate the PAMCHR casting and VAR process for Ti64*, Conférence Titane Nantes 2019



# LA REDUCTION DIRECTE : PRINCIPE DE FONCTIONNEMENT DU PROCEDE MIDREX ET PERSPECTIVES POUR LA DECARBONATION DE LA SIDERURGIE

**T. QUATRAVAUX<sup>a</sup>**

a. Institut Jean Lamour  
LabEX DAMAS, Université de Lorraine, CNRS : UMR7198

---

## Résumé

La réduction du fer est historiquement obtenue à l'échelle industrielle en utilisant le carbone et l'hydrogène comme agents réducteurs sous la forme de CO et de H<sub>2</sub>. Ces agents réducteurs sont issus de la décomposition de matières carbonées telles que le coke, le charbon et les hydrocarbures. L'emploi massif de carbone fossile (charbon, coke et gaz naturel) par la sidérurgie est responsable d'environ 7 % des émissions de CO<sub>2</sub> anthropique.

Il existe deux principales routes d'élaboration du fer métallique à partir du minerai :

- Le haut fourneau fait partie d'un ensemble de procédés de pyrométallurgie appelé usine intégrée, composé par ailleurs de cokeries, d'unités d'agglomération et de convertisseurs à oxygène. L'usine intégrée est actuellement en France la seule route métallurgique de production d'acier à partir du minerai de fer dont les derniers sites de production sont situés à Dunkerque et Fos Sur Mer.
- Les procédés de réduction directe, dont la compagnie Midrex est majoritairement représentative, produisent du fer métallique à partir de minerai à plus basse température sans fusion de la matière, le plus souvent en utilisant du gaz naturel comme agent réducteur et source de chaleur. Le produit issu de cette réduction, une fois refroidi, peut être utilisé dans une aciérie électrique.

A ce jour, la réduction directe est la principale alternative à l'usine intégrée, représentant en 2022 environ 10 % de la production d'acier à partir de minerai. L'utilisation du gaz naturel en tant qu'agent réducteur permet de diviser par deux les émissions de CO<sub>2</sub> par tonne de fer réduit par rapport à la filière de l'usine intégrée.

La présentation portera sur la description du procédé Midrex, et plus particulièrement sur son point de fonctionnement.

L'exposé mettra en lumière les principaux organes qui composent ce procédé ainsi que les mécanismes de transformations successives du minerai, liés aux contraintes thermodynamiques de réaction et à la configuration gaz-solide à contre-courant du réacteur. Une dernière partie sera consacrée aux possibilités d'évolution de ce procédé pour décarboner la production de fer métallique. Elle consiste à substituer le gaz naturel par du dihydrogène en tant qu'agent réducteur. Les modifications de ce type d'installation et les conséquences de cette évolution sur le point de fonctionnement seront abordées.

---

# VERS UNE AMELIORATION DU RECYCLAGE DES METAUX ET ALLIAGES

**M. LAURENT-BROCQ<sup>a</sup>**

a. Institut de Chimie et des Matériaux Paris-Est  
Université Paris-Est Créteil Val-de-Marne - Paris 12, Centre National de la Recherche Scientifique

---

## Résumé

Pour limiter le réchauffement climatique, l'Union Européenne s'est engagée à réduire ses émissions de gaz à effet de serre (GES) d'au moins 40 % en 2030. Afin d'atteindre cet objectif ambitieux, tout comme les autres secteurs, celui de la production des alliages métalliques doit drastiquement diminuer ses émissions.

Dans un premier temps, on proposera un état des lieux du cycle de vie actuel des métaux et de leur impact environnemental. On l'illustrera en particulier avec les exemples de l'acier et des alliages d'aluminium. Ensuite, on présentera les solutions mises en œuvre pour la récupération, le tri et le recyclage. On détaillera particulièrement l'étape clé de la re-fusion et les enjeux du contrôle des éléments d'alliages, dont les faiblesses actuelles mènent à des dilutions avec de la matière primaire, ou au sous-cyclage [1]. Pour finir, des opportunités pour le futur visant à améliorer le recyclage ou à diminuer les besoins en métaux seront exposées. On détaillera le recyclage par voie solide, une voie alternative de recyclage des chutes d'usinage [2].

---

## Références

- [1] M. Laurent-Brocq, L. Lilensten, Récupération et recyclage de l'aluminium - Stratégie, Techniques de l'ingénieur M2345 V2 (2023) 1-17.
- [2] M. Laurent-Brocq, L. Lilensten, C. Pinot, A. Schulze, A. Duchaussoy, J. Bourgon, E. Leroy, A.E. Tekkaya, Solid state recycling of aluminium chips: Multi-technique characterization and analysis of oxidation, Materialia 31 (2023) 101864

# **POSTERS (PRIX ADA LOVELACE)**

## PRIX POSTER ADA LOVELACE

L'association Mécamat a décidé depuis 2021 de nommer son prix Poster à partir de personnalités scientifiques marquantes pour notre communauté. Cette session est l'occasion pour tous et en particulier les doctorants d'exposer leurs travaux en cours. Les thèmes des posters ne sont pas restreints aux thèmes du colloque.

La session poster est organisée le mardi 23 Janvier 2024 après-midi. La remise du prix sera faite le même jour lors de l'Apéritif Savoyard.

Cette édition Aussois 2024 a choisi comme personnalité **Ada Lovelace**.

Ada Lovelace, est née le 10 décembre 1815 à Londres et morte le 27 novembre 1852 à Marylebone dans la même ville, est une pionnière de la science informatique.

Elle est principalement connue pour avoir réalisé le premier véritable programme informatique, lors de son travail sur un ancêtre de l'ordinateur : la machine analytique de Charles Babbage. Dans ses notes, on trouve en effet le premier programme publié, destiné à être exécuté par une machine, ce qui fait d'Ada Lovelace la première personne à avoir programmé au monde. Elle a également entrevu et décrit certaines possibilités offertes par les calculateurs universels, allant bien au-delà du calcul numérique et de ce qu'imaginaient Babbage et ses contemporains. Aujourd'hui de nombreux développeurs connaissent le langage Ada, nommé en son honneur.



**AUGUSTA ADA LOVELACE (1815-1852)**  
PIONNIÈRE DE L'INFORMATIQUE

❖ Réalisation du premier programme informatique au 19<sup>ème</sup> siècle

Fille du poète LORD BYRON, à 17 ans rencontre avec le mathématicien et inventeur de la machine à différences (une des premières calculatrices), CHARLES BABBAGE. Puis découverte de sa machine analytique (le premier ordinateur).

Octobre 1842, mathématicien FEDERICO LUIGI MENEGBREA, publication en français d'un article sur le fonctionnement de la machine analytique.

1842-1843, traduction en anglais de l'article par ADA, qui y ajoute ses notes détaillées. Une d'elles, premier algorithme pouvant être exécuté par une machine, création d'un programme permettant de calculer les nombres de Bernoulli (note G).



Souvenir d'ADA se poursuivant grâce au langage de programmation ADA, conçu d'abord pour le département de la Défense des États-Unis et utilisé à nos jours dans plusieurs technologies modernes : l'automobile, les transports ferroviaires et les technologies aéronautiques.

❖ Clin d'œil 1 : portrait visible sur les hologrammes d'authentification des produits Microsoft

❖ Clin d'œil 2 : école d'informatique féminine ouverte à Paris en 2019, et lui rendant hommage : « Ada Tech School » (<https://adatechschool.fr/>)




### Session Poster Ada Lovelace

# Développement du procédé L-PBF avec préchauffage pour la fabrication de superalliages base nickel non soudables

**M.ASSAINTE<sup>ab</sup>, C.COLIN<sup>b</sup>, S.DEPINOY<sup>b</sup>, J-D.BARTOUT<sup>b</sup>, L.FERHAT<sup>b</sup>, N.LERICHE<sup>a</sup>**

a. Safran Additive Manufacturing Campus, Le Haillan, France

b. Centre des matériaux, Corbeil Essonne, France

**Mots clés** : L-PBF ; Fissuration ; Préchauffage ; Caméra infrarouge ; Thermocouples

---

## Résumé

A travers le projet NILS, SAFRAN souhaite supprimer la fissuration qui se manifeste pendant et après la rapide et complète solidification de bains en IN738LC obtenus par fusion laser sur lit de poudre (L-PBF). Le préchauffage semble être une solution pertinente pour s'affranchir de gradients thermiques et de retraits à la solidification très élevés, responsables en partie du phénomène de fissuration à chaud. Dans cette thèse, un mode de préchauffage innovant est développé. Il s'agit d'utiliser un laser défocalisé comme source de préchauffage en plus du laser de fusion focalisé. Pour maîtriser et contrôler ce préchauffage local, le procédé est instrumenté de deux caméras infrarouges. La première est coaxiale au laser et mesure un champ local de température à l'échelle du bain de fusion. La seconde est hors axe et enregistre la distribution de la température à la surface de la pièce fabriquée couche après couche.

---

## 1. Introduction

Les superalliages base nickel à haute fraction volumique de phases durcissantes sont utilisés depuis fort longtemps dans l'industrie aéronautique en raison de leur bonne tenue mécanique à très haute température. Traditionnellement, les pièces ciblées par ce type d'alliage sont les parties critiques des turboréacteurs comme les aubes de turbine haute pression. Dans le cadre de cette étude, l'Inconel 738LC (IN738LC) est retenu. Cet alliage est traditionnellement mis en forme par des procédés de fonderie conventionnelle. Toutefois, les procédés de fabrication additive (FA), et notamment le procédé de fusion laser sur lit de poudre (L-PBF, ou Laser Powder Bed Fusion), suscite de plus en plus d'intérêt de la part de l'industrie aéronautique. En effet, ce procédé permet un gain de masse important, la réalisation de géométries complexes, un changement de microstructure contrôlé d'une zone à l'autre d'une même pièce et un gain de temps par l'absence d'outillage, le tout en conservant des propriétés physicochimiques à minima équivalentes aux procédés plus traditionnels. De nombreuses pièces issues de la FA sont d'ores et déjà intégrées dans les moteurs SAFRAN. Par ailleurs, les moteurs d'avions de nouvelles générations ont vocation à intégrer de plus en plus de pièces issues de la fabrication additive.

Toutefois, l'IN738LC est un alliage difficile à mettre en œuvre par fabrication additive car il est sujet à de la fissuration à la solidification et au réchauffage lors de post-traitements thermiques : on parle alors d'un alliage non soudable. Le problème de fissuration à la solidification (ou à chaud) est dû en premier lieu à la composition chimique de l'alliage mais également au procédé qui impose des contraintes locales très élevées, dans la partie pâteuse des bains, juste avant leur complète solidification. Un préchauffage avant fusion, permettrait de limiter ces contraintes et ainsi de réduire la fissuration à la solidification. Le mode de préchauffage développé dans cette étude est innovant car il consiste à utiliser un laser défocalisé comme source d'énergie pour le préchauffage.

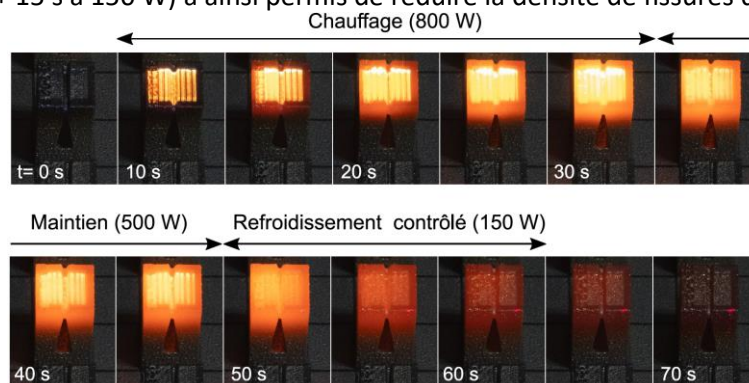
## 2. Suppression de la fissuration : enjeu du L-PBF ++

Jusqu'à maintenant, certaines machines du commerce étaient équipées, soit d'un plateau chauffant limité à une température de 1200°C (préchauffage de la partie inférieure de la pièce), soit d'une « couverture » de diodes laser, préchauffant la partie supérieure de la pièce en construction. Ces deux modes de préchauffage global conduisent à un dépoudrage difficile de la pièce et à un mauvais recyclage de la poudre en raison d'une densification marquée du lit de poudre et ce d'autant plus que la température de préchauffage est élevée et que les poudres sont fines. Aussi, pour supprimer la fissuration à chaud en évitant de tels inconvénients tout en préchauffant à de hautes températures proches du solidus de l'alliage, il est envisagé dans le cadre de cette étude un préchauffage local par zone et non plus global du lit de poudre. L'enjeu de ce nouveau procédé L-PBF ++ est donc de réaliser un préchauffage efficace et de le maîtriser spatialement pendant la fabrication grâce à l'utilisation d'un laser défocalisé pour réduire les contraintes locales s'exerçant sur le squelette solide en fin de solidification des bains.

### 2.1 Préchauffage

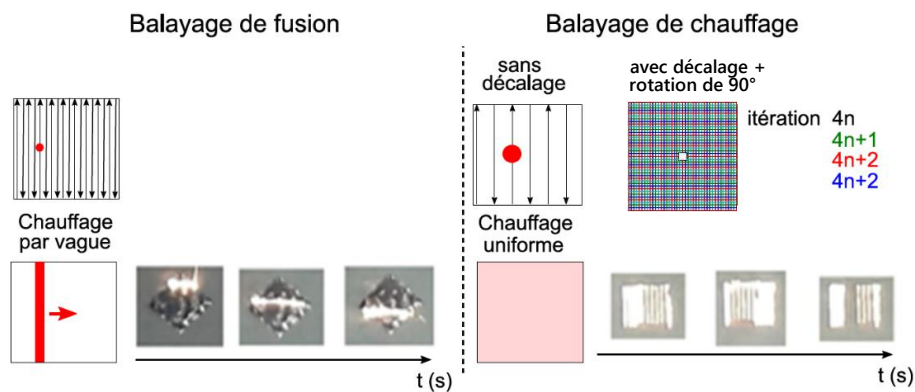
Dans le cas du L-PBF, la succession de solidification de bains à vitesse élevée en raison de leurs faibles dimensions et d'un écart de température important génère des gradients thermiques élevés. Selon J.RISSE [1], de tels gradients thermiques sont à l'origine de contraintes internes. Ces contraintes s'assimilent à des contraintes résiduelles si elles restent inférieures à la limite d'élasticité du matériau trempé (solution solide sursaturée). Le préchauffage devrait donc réduire fortement l'écart de température et ainsi diminuer les gradients thermiques, à défaut de pouvoir le faire par la superposition progressive des couches en raison d'une accumulation de chaleur insuffisante.

Pour le préchauffage du lit de poudre, plusieurs configurations ont été étudiées dans la littérature [1], [2], [3]. Les plus anciennes consistent à chauffer le plateau de fabrication afin d'augmenter la température de la surface de la pièce avant fusion. Cette méthode est inefficace dans le cas de pièces relativement hautes, même si la température du plateau peut monter jusqu'à 700°C [3]. Rappelons qu'un balayage par faisceau d'électrons du lit de poudre dans le procédé EBM (Electron Beam Melting) est nécessaire afin de le densifier et ainsi le rendre suffisamment conducteur pour pouvoir le fusionner. Cela revient alors à préchauffer le lit de poudre d'IN738LC jusqu'à des températures de 1200°C [1], suffisamment élevées pour permettre de diminuer la fissuration à chaud. Par ailleurs, un tel préchauffage peut conduire à une précipitation de la phase  $\gamma'$  et engendrer l'apparition de nouvelles contraintes indésirables, responsables d'une fissuration à froid. Au regard de l'EBM, D.GRANGE [2] a expérimenté, lors de ses travaux de thèse, un préchauffage prolongé par un laser défocalisé. Des essais de relaxation *in situ* ont d'ailleurs pu être réalisés sur le haut d'une éprouvette entaillée d'IN738LC (**Figure 2**). Un traitement thermique progressif et contrôlé (30 s à 800 W + 15 s à 500 W + 15 s à 150 W) a ainsi permis de réduire la densité de fissures de 50%.



**Figure 1.** Traitement thermique *in situ* de relaxation contrôlé par balayages répétés d'un laser défocalisé [2].

Ce préchauffage du lit de poudre par un laser défocalisé avant sa fusion par un autre laser dont le diamètre est focalisé reste malgré tout peu exploré dans la littérature. L'enjeu d'un tel préchauffage *in situ* est d'atteindre un état de précipitation intermédiaire tout en réduisant suffisamment les contraintes locales de traction afin d'éliminer la fissuration à chaud comme à froid. La procédure du traitement *in situ* et la maîtrise de la température de préchauffage constituent le défi essentiel de cette étude, d'autant plus que le préchauffage par un second laser n'a jamais été vraiment exploité jusqu'ici, mis à part par David Grange. Pour ce faire, la stratégie de balayage par zone a été améliorée pour permettre un échauffement homogène de la surface de la pièce. Elle résulte notamment de la succession de cordons parallèles avec un décalage dans le sens normal aux cordons et d'une rotation de 90° d'une couche à l'autre (**Figure 2**). Cette méthode a permis de mieux maîtriser la température palier de préchauffage pouvant atteindre 1150°C, le temps de maintien en température palier et l'uniformisation de la température de préchauffage à la surface supérieure de la pièce.



**Figure 2.** Schématisation des stratégies de balayage laser pour la fusion et le préchauffage uniforme.

## 2.2 Instrumentation

Un des objectifs majeurs de cette étude est d'acquérir expérimentalement des grandeurs thermiques à l'échelle du bain et de la pièce et ce aux différentes étapes de la fabrication : préchauffage, fusion et solidification des bains, tout au long de la construction. En effet, le procédé ne doit plus être piloté par les paramètres machines mais par la thermique, laquelle gouverne la métallurgie et les contraintes internes de la pièce. Quelques travaux menés aux Mines de Paris [2], [4], [5] se sont déjà penchés sur la mesure *in situ* de la température en L-PBF. A ce propos, l'utilisation de caméras infrarouges parfaitement étalonnées pour le matériau étudié s'est avérée pertinente pour la détection des défauts de fabrication ou pour mettre en place un contrôle du procédé en temps réel.

Les caméras infrarouges mais pas que seront de nouveau utilisées dans le cadre de cette étude pour visualiser l'évolution de la température *in situ*, c'est-à-dire pendant le préchauffage et la construction de la pièce. Une de ces caméras sera coaxiale au laser afin de mesurer les températures autour et dans le bain de fusion. L'autre caméra sera « hors axe » et s'attachera à mesurer les températures à la surface de la pièce en cours de construction. Cette caméra a demandé à être étalonnée sur la gamme de température de préchauffage de l'IN738LC. Un schéma représentatif de l'environnement de mesure par thermographie infrarouge est donné en (**Figure 3**).

La relation physique reliant la température à la luminance d'un corps chaud s'obtient par la loi de Planck (**Eq. (1)**).

$$L_{(\lambda,T)} = C \times \frac{2hc^2}{\lambda^5} \times \varepsilon \times \frac{1}{e^{\frac{hc}{\lambda T}} - 1} + S \tag{Eq.(1)}$$

Avec  $h = 6,6255 \times 10^{-34}$  (J·s) la constante de Planck,  $C = 2,9961 \times 10^8$  (m·s<sup>-1</sup>) la célérité de la lumière dans le vide,  $\lambda$  la longueur d'onde filtrée par la caméra en mètre et  $T$  la température correspondante en Kelvin. Pour des raisons de traitement numérique, la luminance émise est convertie

en niveau de gris par la mesure de photons reçus par le capteur de la caméra pendant le temps d'acquisition à une fréquence donnée. Le niveau de gris est exprimé en DL (Digital Level).

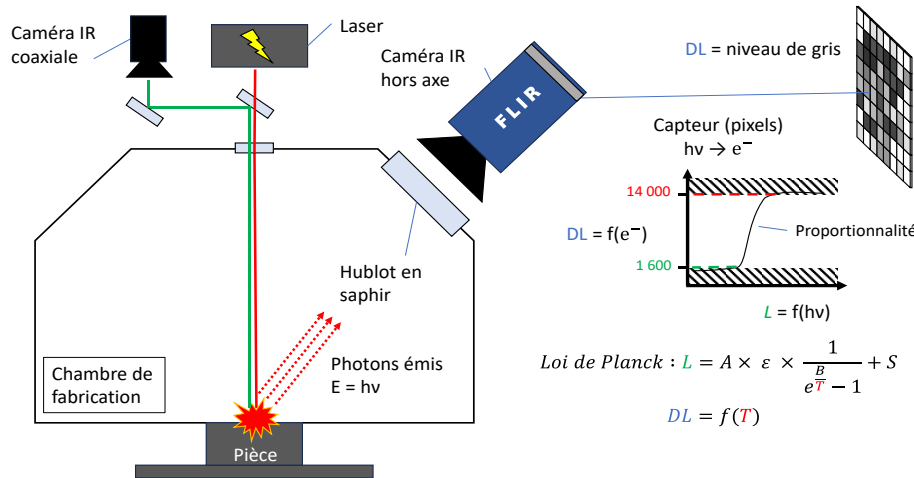


Figure 3. Environnement de mesure par thermographie infrarouge mis en place dans la machine L-PBF. Rappel des relations de transferts entre photons émis et température calculée.

### 3. Conclusion

1. La fabrication additive L-PBF ne permet pas encore aujourd'hui l'obtention de pièces métallurgiquement saines avec tous les superalliages de fonderie du secteur aéronautique. L'IN738LC obtenu par ce procédé fait partie de ces matériaux sensibles à la fissuration à chaud et à froid tant qu'aucun préchauffage adapté et efficace n'a pu être mis en place.
2. Le préchauffage *in situ* de la surface de la pièce avant la consolidation d'une couche supplémentaire sera réalisé par un balayage rapide et uniforme d'un laser défocalisé pour réduire les gradients thermiques et les retraits lors de la solidification des bains de cette couche en construction. Le maintien prolongé d'une température de recuit suffisante conduira à une relaxation des contraintes résiduelles dans un certain volume de la pièce mais également à une rapide précipitation de  $\gamma'$  qui limitera cette relaxation et pourra occasionner une fissuration. Ce préchauffage agira alors sur la fissuration à chaud comme à froid.
3. Le contrôle de ce préchauffage sera opéré par deux caméras infrarouges, l'une coaxiale et l'autre hors axe. Ces caméras sont des systèmes complexes qui convertissent les photons émis par la surface chauffée en signal électronique. L'utilisation de tels outils requiert de porter une attention particulière sur le sens physique qui se cache derrière chaque mesure.

### Références

- [1] J. RISSE, « Additive Manufacturing of Nickel-Base Superalloy IN738LC by Laser Powder Bed Fusion », Thèse, RWTH Aachen university, 2019.
- [2] D. GRANGE, « Fusion laser sélective de pièces en INCONEL 738 et RENÉ 77 Vers une maîtrise de la fissuration au cours du procédé pour les superalliages à haute fraction de précipités  $\gamma'$  », Thèse, PSL, 2020.
- [3] Y. CHEN, « Effect of high preheating on the microstructure and mechanical properties of high gamma prime Ni-based superalloy manufactured by laser powder bed fusion », Journal of Alloys and Compounds, vol. 960, 2023.
- [4] B. FOSSE, « Détection in-situ par thermographie infrarouge de défauts de fabrication par Laser-Powder Bed Fusion (L-PBF) en vue d'un contrôle procédé en boucle fermée : applications aux alliages TA6V et 15-5PH », Thèse, PSL, 2021.
- [5] P. VINSON, « Fusion sélective par laser de lits de poudre : Étude sur le recyclage de la poudre et détection de défauts au cours de la fabrication par imagerie thermique », Thèse, Mines Paris Tech, 2015.



# Stratégie de frittage économique pour la production de pièces en acier inoxydable 316L par fabrication additive MEAM granulés

**S. BADIN<sup>a,b</sup>, V. MARTIN<sup>b</sup>, L. TEJADA<sup>b</sup>, J.F. WITZ<sup>b</sup>, D. AUZENE<sup>a</sup>, V. MAGNIER<sup>b</sup>, O. MAROU-ALZOUMA<sup>a</sup>, D. NAJJAR<sup>b</sup>**

a. CRITT – Matériaux Innovation, F-08000 Charleville-Mézières, France

b. Univ. Lille, CNRS, Centrale Lille, UMR 9013 – LaMcube – Laboratoire de Mécanique, Multiphysique, Multiéchelle

**Mots clés** : Metal MEAM, Acier inoxydable 316L, Frittage, Propriétés mécaniques, Microstructures

---

## Résumé

La fabrication additive métallique est aujourd’hui dominée par des procédés coûteux de fusion sur lit de poudre. Cependant, elle devient de plus en plus accessible grâce à l’émergence de procédés inspirés du moulage par injection de métal (MIM) et basés sur l’extrusion de matière, appelés MEAM (Material Extrusion Additive Manufacturing). Cette étude a ainsi pour but de démontrer la possibilité de produire des pièces métalliques complexes, imprimées et frittées, avec un investissement initial inférieur à 10k€, en utilisant un four tubulaire de laboratoire et en remplaçant le dihydrogène largement utilisé dans l’industrie du MIM. Axée sur le frittage de l’acier inoxydable 316L imprimé par extrusion de granulés, cette étude donne une vue d’ensemble de l’effet des environnements de frittage sélectionnés, à savoir l’azote, l’argon et le vide primaire, sur les propriétés mécaniques, en comparaison avec les conditions industrielles. Dans l’ensemble le frittage sous vide permet d’obtenir des propriétés mécaniques similaires au frittage industriel sous dihydrogène et conformes aux normes applicables au MIM. En revanche, le frittage sous azote entraîne une augmentation de la résistance élastique, au détriment de l’allongement à la rupture, en raison des modifications microstructurales. Enfin, le frittage sous argon conduit à des propriétés intermédiaires.

---

## Introduction

La fabrication additive métallique, aujourd’hui dominée par les procédés de fusion sur lit de poudre [1], est souvent inaccessible pour les petites structures car elle nécessite des dépenses d’investissement de plusieurs centaines de milliers d’euros [2]. Toutefois, ces dernières années ont vu l’émergence de procédés d’impression métallique inspirés du moulage par injection de métal (Metal Injection Moulding - MIM) et se basant sur le principe bien connu de l’extrusion de matière (Material Extrusion Additive Manufacturing - MEAM), avec un coût d’investissement réduit à seulement quelques dizaines de milliers d’euros [2], [3]. Dans les deux cas, la matière première est un mélange de liants polymères et de poudres métalliques et les pièces produites, appelées « pièces vertes », sont déliantées pour éliminer les polymères, puis frittées (**Fig. 1**). Le frittage de certains matériaux comme l’acier inoxydable 316L nécessite une atmosphère protectrice afin de prévenir l’oxydation à haute température et la plupart des fournisseurs recommandent le dihydrogène. Toutefois, l’utilisation de ce gaz hautement inflammable requière des installations coûteuses en matière de sécurité. Les travaux réalisés dans le cadre du projet FabricAr3 INTERREG FWVL (France-

Wallonie-Vladeren) ont montré qu'il est possible de produire des pièces métalliques complexes (**Fig.2**) avec un investissement initial inférieur à 10k€, en utilisant notamment un four de laboratoire et en remplaçant le dihydrogène. Le but de ce travail est donc de trouver la meilleure alternative au dihydrogène et d'étudier les propriétés mécaniques de pièces issues de la chaîne de production conçue dans le cadre du projet FabricAr3v. En s'appuyant sur les recherches existantes portant sur des pièces injectées [4]–[6], cette étude donne une vue d'ensemble de l'impact des environnements de frittage sélectionnés sur les propriétés mécaniques de pièces en acier inoxydable 316L imprimées, en comparaison avec les conditions usuelles.

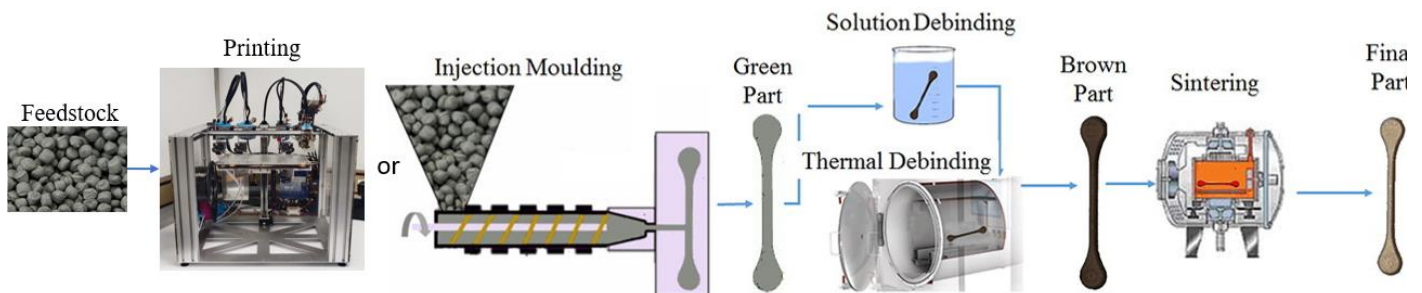


Figure 1. Procédé MIM ou metal MEAM [7]



Figure 2. Exemples de pièces vertes imprimées par MEAM granulés

## 2. Méthodologie

La matière première utilisée est un feedstock granulé d'acier inoxydable 316L de chez PolyMIM®, initialement dédié à l'injection MIM. Des éprouvettes de traction sont imprimées par extrusion, via une imprimante Toolchanger de chez E3D, sur laquelle est montée une tête d'extrusion granulé [8]. Les pièces sont ensuite déliantées à 600°C pendant 2h dans un four tubulaire, puis frittées dans le même four à 1360°C pendant 2h. Pour éviter les problèmes liés au flux de gaz, les éprouvettes ont été enfermées dans des creusets en alumine (**Fig. 3**). Les environnements étudiés sont l'azote, l'argon et le vide primaire et ils sont mis en comparaison avec un processus de frittage réalisé dans un four industriel sous dihydrogène. Les densités des pièces après frittage ont été mesurées par double pesée et des essais de traction ont été réalisés sur les pièces frittées. Des dosages en azote et carbone ont également été réalisés par analyse élémentaire des gaz après fusion réductrice ou combustion.

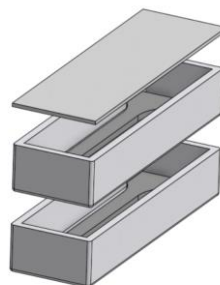


Figure 3. Vue éclatée du dispositif en alumine (deux creusets et une plaque)

### 3. Résultats

#### 3.1 Taux de carbone et d'azote

Les taux de carbone et d'azote mesurés sont répertoriés dans le **Tableau 1**.

Atmosphère	Azote	Argon	Vide primaire	Dihydrogène
%C (m/m)	0,06 ± 0,01	0,06 ± 0,01	0,007 ± 0,002	0,006 ± 0,001
%N (m/m)	0,5 ± 0,1	0,01 ± 0,002	0,004 ± 0,001	0,008 ± 0,002

**Tableau 1.** Taux d'azote et de carbone en fonction des atmosphères de frittage

L'utilisation d'un gaz (azote ou argon) en combinaison avec un creuset fermé (**Fig. 3**), conduit à l'enrichissement des pièces en carbone au-delà des 0,03% autorisés pour cet acier [9]. Il est probable que les gaz carbonés résultants de la décomposition des polymères stagnent dans le creuset avant de réagir avec la pièce ; ce qui n'est pas le cas lors de l'utilisation du vide, qui aide à l'élimination des gaz. L'usage de l'azote mène également à l'augmentation du taux de cet élément dans les pièces, qui vient notamment former des nitrures (détectés par diffraction des rayons X).

#### 3.2 Densités et propriétés mécaniques

Pour chaque environnement, une illustration des courbes de traction obtenues est présentée en **Figure 4**. Les résultats sont également synthétisés dans le **Tableau 2**, qui inclut les valeurs minimales et typiques données par la norme relative à l'acier inoxydable 316L fabriqué par MIM. Lorsque le frittage est réalisé dans les conditions industrielles sous dihydrogène, la densité obtenue est de 7,89 g/cm<sup>3</sup>, ce qui correspond à une densité relative de 99%<sup>1</sup>. L'utilisation d'un vide primaire permet d'obtenir une densité identique aux conditions industrielles et supérieure à la densité minimale requise en MIM. La densité des pièces frittées sous azote et argon se traduisent respectivement par des densités relatives d'environ 89% et 90%. Selon la littérature [6], la densification moindre observée lors de l'utilisation d'un gaz azoté est attribuée à la formation de nitrures de chrome (Cr<sub>2</sub>N), susceptibles de diminuer le taux de diffusion lié au de frittage. Dans le cas de l'argon, la densification est également réduite, probablement à cause de la formation de carbures qui, comme pour les nitrures, pourraient entraîner une réduction de la diffusion.

	E (GPa)	Rp0,2 (MPa)	Rm (MPa)	A (%)	Densité (g/cm <sup>3</sup> )	
<b>Cette étude</b>	<b>Azote</b>	153 ± 7	299 ± 10	459 ± 9	8 ± 1	7,16 ± 0,03
	<b>Argon</b>	152 ± 4	164 ± 3	456 ± 13	49 ± 3	7,21 ± 0,06
	<b>Vide</b>	187 ± 1	157 ± 1	516 ± 3	71 ± 1	7,90 ± 0,01
	<b>Dihydrogène</b>	188 ± 6	155 ± 3	501 ± 10	73 ± 2	7,89 ± 0,01
<b>Norme MIM</b>						
<b>ASTM B883-19 [9]</b>	190 (typ.)	140 (min.) 175 (typ.)	450 (min.) 520 (typ.)	-	7,6 (min.)	

**Tableau 2.** Densités et propriétés de traction en fonction de l'environnement de frittage

Le frittage industriel sous dihydrogène et le frittage économique sous vide donnent des courbes d'écrouissage (**Fig. 4**) et des propriétés similaires et sont très proches des valeurs typiques du MIM. L'utilisation de l'azote mène à l'augmentation de la limite d'élasticité au détriment de l'allongement à rupture, en raison de son insertion en solution solide et de la précipitation de nitrures qui durcissent la matière. L'allongement à rupture des pièces frittées sous argon est inférieur à celui des

<sup>1</sup>Densités relatives calculées en prenant 8 g/cm<sup>3</sup> comme référence pour l'acier inoxydable 316L [10]

pièces frittées sous dihydrogène et vide, probablement à cause de la formation de carbures qui, à l'instar des nitrures, portent à un durcissement de la matière. Enfin, les modules de Young et les résistances mécaniques semblent augmenter avec l'augmentation de la densité des pièces.

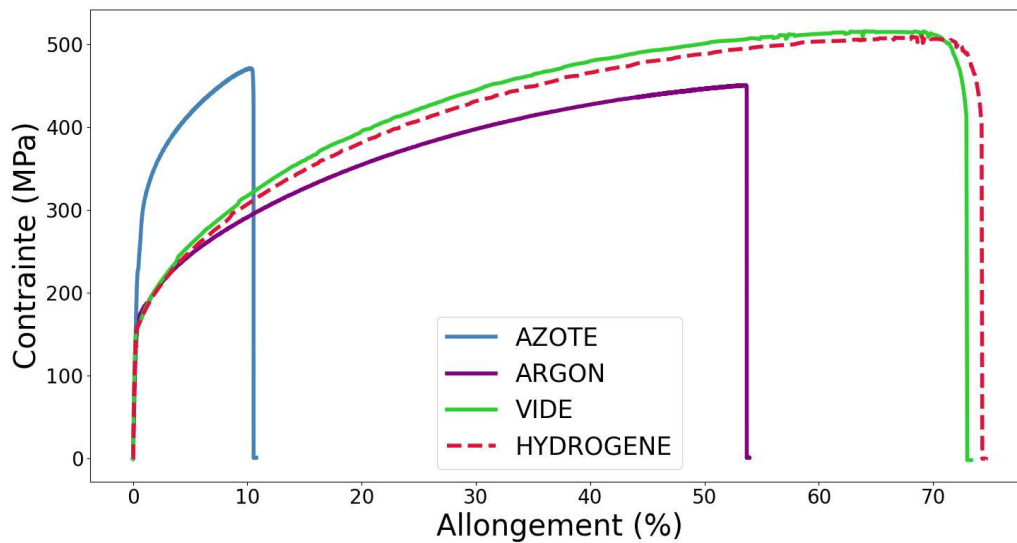


Figure 4. Courbes de traction

## Conclusion

Ce travail a montré qu'il est possible d'obtenir des pièces imprimées en acier inoxydable 316L avec un coût d'investissement initial inférieur à 10k€ et des propriétés mécaniques comparables à celles produites par MIM. Le frittage sous vide se distingue en offrant des propriétés mécaniques identiques aux conditions industrielles sous dihydrogène et en étant conforme aux normes applicables au MIM. L'utilisation d'azote peut être intéressante pour accroître la limite élastique des pièces, notamment dans des applications d'ingénierie, mais elle peut potentiellement affecter les propriétés en corrosion. Globalement, l'utilisation d'un gaz (azote ou argon) dans les conditions étudiées, à savoir en confinant les pièces dans un creuset, conduit à l'enrichissement des pièces en carbone et en azote lorsque ce dernier est employé. Toutefois, cet enrichissement pourrait être évité en éliminant les gaz carbonés, par exemple par l'utilisation d'un palier de vide, après l'étape de déliantage thermique.

## Remerciements

Ce travail a été soutenu par le projet INTERREG FWVL (France-Wallonie-Vladeren) **Fabricar3v** (<https://fabricar3v.eu/>) et par l'ANRT dans le cadre d'une thèse CIFRE. Les remerciements vont également à M. Meersdam et B. Haubreux pour leur aide technique et à Ch. Chezy, B. Christelle et F. Dejardin pour les analyses chimiques réalisées.

## Références

- [1] A. Vafadar, F. Guzzomi, A. Rassau, et K. Hayward, « Advances in Metal Additive Manufacturing: A Review of Common Processes, Industrial Applications, and Current Challenges », *Applied Sciences*, vol. 11, n° 3, p. 1213, janv. 2021, doi: 10.3390/app11031213.

- [2] « Pam Series M, l'imprimante 3D métal du français Pollen AM - 3Dnatives ». Consulté le: 5 décembre 2023. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.3dnatives.com/pamseriesm-3d-metal-221120173/#!>
- [3] C. Suwanpreecha et A. Manonukul, « A Review on Material Extrusion Additive Manufacturing of Metal and How It Compares with Metal Injection Moulding », *MDPI*, vol. 12, n° 429, Art. n° 429, 2022, doi: <https://doi.org/10.3390/met12030429>.
- [4] M. R. Raza *et al.*, « Effects of Debinding and Sintering Atmosphere on Properties and Corrosion Resistance of Powder Injection Molded 316L - Stainless Steel », *JSM*, vol. 46, n° 02, Art. n° 02, févr. 2017, doi: [10.17576/jsm-2017-4602-13](https://doi.org/10.17576/jsm-2017-4602-13).
- [5] S. Krug et S. Zachmann, « Influence of sintering conditions and furnace technology on chemical and mechanical properties of injection moulded 316L », présenté à Powder Injection Moulding International, 2009. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.yumpu.com/en/document/read/9018748/influence-of-sintering-conditions-and-furnace-polymimcom>
- [6] S. Li *et al.*, « Effects of sintering atmosphere on the microstructure and mechanical property of sintered 316L stainless steel », *J Cent. South Univ. Technol.*, vol. 10, n° 1, Art. n° 1, mars 2003, doi: [10.1007/s11771-003-0061-3](https://doi.org/10.1007/s11771-003-0061-3).
- [7] A. Dehghan-Manshadi, Mj. Bermingham, M. S. Dargusch, D. H. StJohn, et M. Qian, « Metal injection moulding of titanium and titanium alloys: Challenges and recent development », *Powder Technology*, vol. 319, p. 289-301, sept. 2017, doi: [10.1016/j.powtec.2017.06.053](https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.06.053).
- [8] V. Martin *et al.*, « Low cost 3D printing of metals using filled polymer pellets », *HardwareX*, vol. 11, p. e00292, avr. 2022, doi: [10.1016/j.ohx.2022.e00292](https://doi.org/10.1016/j.ohx.2022.e00292).
- [9] ASTM B883-19, « Standard Specification for Metal Injection Molded (MIM) Materials ». [En ligne]. Disponible sur: [10.1520/B0883-19](https://www.astm.org/standards/B883)
- [10] M. Mihaljevic, « Atlas Steels Technical Handbook of Stainless Steels », 2021, [En ligne]. Disponible sur: <https://atlassteels.com.au/wp-content/uploads/2021/08/Atlas-Steels-Technical-Handbook-of-Stainless-Steels-12-08-21.pdf>

# Apports des simulations éléments finis sur agrégats polycristallins pour la compréhension et l'analyse de la dissipation des métaux sous sollicitations cycliques de faible amplitude

A. CALAZANS MENESCAL DE SOUZA<sup>a</sup>, S. MOYNE<sup>a</sup>, C. DOUDARD<sup>a</sup>  
L. SAINT-SULPICE<sup>b</sup>, S. CALLOCH<sup>a</sup>

a. ENSTA Bretagne, IRDL—UMR CNRS 6027, andre.calazans@ensta-bretagne.org

b. ENIB Brest, IRDL—UMR CNRS 6027, IRDL, Brest, France

**Mots clés :** plasticité cristalline, agrégat polycristallin, dissipation, éléments finis, fatigue polycyclique

## Résumé

L'analyse de la dissipation sous chargements cycliques, communément appelée mesures d'auto-échauffement, est une méthode rapide de plus en plus répandue pour estimer les propriétés en fatigue polycyclique [1]. La mise en place de modèles établissant le lien entre les mesures d'auto-échauffement et les propriétés en fatigue reste une étape essentielle si on souhaite tirer pleinement profit de l'apport de cette approche. Dans ce travail, il est proposé d'utiliser des simulations éléments finis sur agrégats polycristallins pour analyser l'évolution de la dissipation en fonction du chargement lors de sollicitations cycliques de faibles amplitudes, et in fine alimenter ces modèles. L'accent est particulièrement mis sur l'étude de l'apparition hétérogène des phénomènes de micro-plasticité dans l'agrégat à l'origine de la dissipation (i.e., plasticité localisée dans quelques grains seulement). Un dialogue peut alors être établi avec des approches mésoscopiques, comme celles utilisant des processus ponctuel de Poisson [1] décrivant, de façon phénoménologique, l'apparition progressive et localisée de ces mécanismes.

Des chargements cycliques avec un rapport de charge  $R = -1$  ont été considérés dans le cadre de cette étude. L'étude de l'influence de la loi de comportement définie au niveau des systèmes de glissement a également été menée. Les premiers résultats obtenus montrent un bon accord avec les résultats expérimentaux classiques de la littérature.

## Introduction

Quand une éprouvette est sollicitée sous chargements cycliques en-dessous de sa limite élastique macroscopique, un auto-échauffement, associé à des phénomènes de micro-plasticité, peut être observé. En analysant cette énergie dissipée, il est possible de mettre en place une méthode raisonnée de prévision des propriétés en fatigue HCF. Plusieurs équipes de recherche [2–4] ont déjà utilisé cette méthode et en ont montré la fiabilité. Doudard & al. [1] ont proposé un modèle probabiliste à deux échelles pour décrire l'apparition progressive de la micro-plasticité à partir d'un processus ponctuel de Poisson. Dans ce modèle, on considère un volume représentatif (VER) élastique avec des sites élastoplastiques qui au cours du chargement s'activent progressivement en fonction de l'amplitude du chargement.

Dans le cadre de ce travail, on étudiera une autre méthode pour caractériser la dissipation cyclique. Un volume représentatif élémentaire constitué par un agrégat polycristallin est utilisé. L'objectif sera de comprendre le rôle de différents facteurs d'influence comme la distribution de l'orientation des grains, l'effet du voisinage entre grains, le nombre de grains, le rapport de charge, sur le scénario d'apparition des phénomènes dissipatifs dans le VER.

On définit, comme VER, un agrégat polycristallin constitué d'un ensemble de grains qui possèdent des orientations différentes et distribuées de façon aléatoire. Ils existent de nombreux travaux sur ce type de VER, par exemple : Barbe et al. [5,6] ont approfondi l'étude sur l'évaluation de l'hétérogénéité des champs de contraintes et de déformations, en regardant par exemple l'influence du type de maillage et de la taille du grain sur la réponse mécanique. Beaucoup moins de travaux ont utilisé cette approche pour étudier l'amorçage de fissures dans le domaine de la fatigue polycyclique. On peut citer ceux de Manonukul et al. [7] qui ont montré la possibilité de visualiser des bandes de glissement persistances, ceux de Bennet et McDowell [8], et ceux de Boeff et al. [9] qui ont ajouté dans la loi de comportement les effets liés à la densité des dislocations. Farooq et al. 2020, [10] ont montré qu'il est possible de modéliser un chargement asymétrique en utilisant une loi de comportement élasto-plastique. Gérard et al. [11] ont réalisé une étude sur différents types de chargements complexes. Benedetti et Gulizzi [12] ont analysé la dégradation intergranulaire en fatigue dans les matériaux polycristallins à partir de variables d'endommagement.

Néanmoins, dans la littérature, il y a peu de travaux qui étudient la dissipation cyclique. Par exemple, Busso et al. [13] ont comparé des différentes lois de comportement et ont aussi proposé une formulation généraliste de l'expression de la dissipation. Korsunsky et al. [14] ont comparé différents critères énergétiques, et ont constaté que l'amorçage des fissures se produit dans les grains où la dissipation cyclique serait la plus élevée.

Dans le but de réaliser une étude des phénomènes dissipatifs cycliques sous sollicitation de faible amplitude dans un agrégat polycristallin, ce travail est organisé de la façon suivante. Dans un premier temps, le modèle de plasticité cristalline utilisé est présenté. On s'intéresse ensuite à l'hétérogénéité des champs des contraintes et des déformations. L'aspect de l'activation des éléments et des grains est notamment discuté. Enfin, un premier résultat de courbe de dissipation cyclique à un rapport de charge  $R = -1$  est montré et discuté.

## Modèle de plasticité cristalline [15]

Le cadre de la plasticité cristalline pour modéliser le comportement mécanique du monocristal est considéré. Ainsi c'est au niveau des systèmes de glissement,  $s$  qui sont constitués par les plans où la densité linéaire et planaire sont plus élevées que ce comportement est décrit [16]. Le cadre des hypothèses de petites déformations est considéré, la rotation des grains ainsi que les interactions entre les systèmes de glissement seront négligées. La partition de la déformation totale est donnée par  $\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_t = \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_e + \underline{\underline{\dot{\epsilon}}}_{vp}$ . La contrainte appliquée est donnée par  $\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{C}} : \underline{\underline{\epsilon}}_e$ , où  $\underline{\underline{C}}$  est le tenseur d'élasticité orthotrope,  $C_{11}, C_{12}$  et  $C_{44}$  étant ses composantes non-nulles. Pour chaque système de glissement  $s$ , le tenseur de Schmid est défini comme  $\underline{\underline{m}}^s = \frac{1}{2} (\underline{\underline{n}}^s \otimes \underline{\underline{l}}^s + \underline{\underline{n}}^s \otimes \underline{\underline{l}}^s)$  où  $\underline{\underline{n}}^s$  est la normale au plan de glissement et  $\underline{\underline{l}}^s$  est la direction du système de glissement. La force nécessaire pour l'activation des systèmes est donnée par la contrainte de cisaillement

$$\tau^s = \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{m}}^s. \quad Eq. (1)$$

L'activation du glissement plastique est décrit à l'aide d'une fonction  $f^s = |\tau^s - x^s| - r^s$  où  $x^s$  et  $r^s$  sont l'écroissage cinématique et isotrope défini au niveau du système de glissement respectivement [15], le glissement viscoplastique s'activant lorsque  $f^s > 0$ . L'écoulement viscoplastique est donné par la formulation suivante [15]

$$\dot{\gamma}^s = \left\langle \frac{f^s}{K} \right\rangle^n \text{sign}(\tau^s - x^s), \tag{Eq. (2)}$$

où  $\langle . \rangle = \text{Max}(. , 0)$ , et  $n$  et  $K$  sont des paramètres de viscosité,  $K$  étant la résistance au glissement, et  $n$  l'inverse du taux de sensibilité de déformation [17,18]. Le glissement plastique accumulé pour chaque système de glissement  $s$  est défini comme  $\gamma^s = |\dot{\gamma}^s|$ . La vitesse de déformation viscoplastique est définie comme la somme de la contribution de chaque système de glissement

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}_{vp}}} = \sum_{s=1}^n \dot{\gamma}^s \underline{\underline{m}}^s. \tag{Eq. (3)}$$

L'évolution de l'écroissage cinématique linéaire au niveau du système de glissement est donnée par  $\dot{x}^s = c\dot{\gamma}^s$ . L'écroissage isotrope pour représenter un comportement cyclique stable est donné par  $r^s = \tau^0$ , comme utilisé par [8].

L'évolution de la dissipation est alors définie par [13]

$$\dot{D} = \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}_{vp}}} - \sum_{s=1}^n x^s \dot{\gamma}^s. \tag{Eq. (4)}$$

En développant la relation précédente, on obtient

$$\dot{D} = \sum_{s=1}^n (\tau^s - x^s) \dot{\gamma}^s. \tag{Eq. (5)}$$

Pour la suite de cette étude, on choisit un matériau du type CC, avec 24 systèmes de glissement. Le tenseur de Schmid est construit à partir des vecteurs  $\{1\ 1\ 0\}$ ,  $\langle \bar{1}\ 1\ 1 \rangle$  et  $\{2\ 1\ 1\} < \bar{1}\ 1\ 1 \rangle$ . Les paramètres matériaux utilisés sont affichés dans le Tableau 1.

Paramètres	$C_{11}$ (GPa)	$C_{12}$ (GPa)	$2C_{44}$ (GPa)	$\tau^0$ (MPa)	$K$ (MPa.s <sup>(1/n)</sup> )	$n$	$c$ (MPa)
Valeurs	197	125	122	40	2	11	10000

Tableau 1. Paramètres matériau

### Algorithme numérique, génération de l'agrégat polycristallin, chargement et conditions limites

Une subroutine UMAT (User MATERIAL) a été utilisée avec le logiciel des éléments finis Abaqus [19] pour intégrer la loi de comportement mécanique cristalline présentée. Pour la génération du volume représentatif élémentaire (VER) de l'agrégat polycristallin et son maillage, le logiciel Neper [20] a été utilisée en considérant 125 grains. Les orientations des grains ont été distribuées de façon aléatoire pour ne pas avoir de texture. Sur la figure 1.a, un VER de 1 mm<sup>3</sup> est représenté. Sur la figure 1.b, la distribution volumique pour chaque grain est illustrée, la ligne rouge pointillée montrant le volume d'un seul grain divisé par sa quantité, si tous les grains avaient le même volume (distribution isovolumétrique) à savoir 0.008mm<sup>3</sup>. En outre, la figure de pole inverse (figure 1.c) montre un indice de texture du VER, J [21], faible. Ainsi, dans la suite il est considéré que la distribution du polycristal adoptée est aléatoire et non texturée.

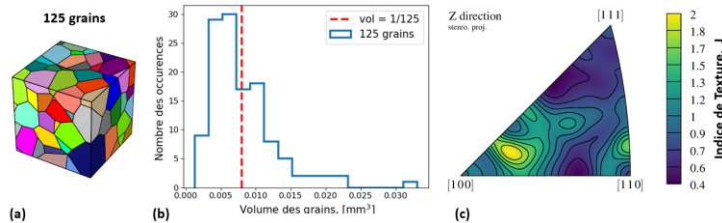


Figure 1. (a) Agrégat polycristallins avec 125 grains, (b) distribution volumique de chaque grain et (c) distribution de l'orientation à partir de la figure de pole inverse

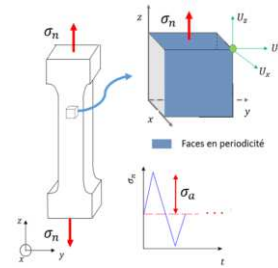


Figure 2. Conditions limites au chargement

Pour le maillage, des éléments tétraédriques quadratiques ont été utilisés. Après une étude de sensibilité, Le nombre d'éléments retenu a été de 24 204. La figure 2 présente les conditions aux limites. Comme un chargement de traction-compression cyclique d'amplitude,  $\sigma_a$ , avec un rapport de charge de  $R = -1$  est appliqué suivant la direction  $z$ , 3 conditions de symétrie et 3 conditions de périodicité sont utilisées. L'amplitude de contrainte ( $\sigma_a$ ) pourra varier de 60MPa à 105MPa pour représenter les différents pallier de la procédure expérimentale. Il est montré que le cycle stabilisé est atteint au bout d'un cycle. La fréquence du chargement est de 0,25 Hz. Sur la figure 3, il peut être observée l'évolution de la contrainte nominale en fonction de la déformation macroscopique. Etant donné le domaine d'intérêt (fatigue à grand nombre de cycles), le dernier niveau considéré comme amplitude de chargement est 105 MPa. Une déformation plastique d'environ 0,05 % est obtenue pour ce niveau, soit un niveau de déformation plastique faible à l'échelle macroscopique.

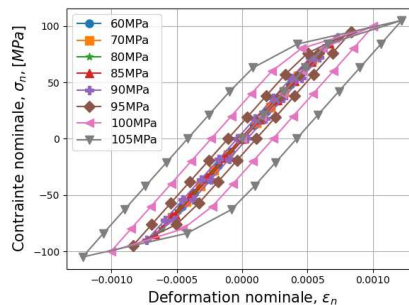


Figure 3. Contrainte nominale par déformation nominale pour  $R = -1$  sans précharge de 80MPa à 105MPa pour 1,5 cycles

Résultats à l'échelle du polycristal

La figure 5 présente la distribution des contraintes de von Mises et la figure 6 de la dissipation cumulée à la fin de 1,5 cycle. On constate une hétérogénéité des contraintes pour les deux cas de chargement. Par ailleurs, jusqu'à 70 MPa, la dissipation est très proche de 0, alors qu'à 90MPa, une dissipation nettement supérieure sur certains éléments est obtenue.

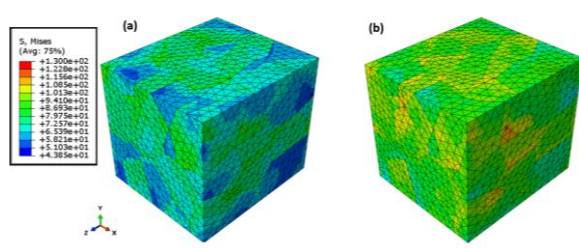


Figure 5. Distribution des contraintes de Von Mises pour 70MPa (a) et 90 MPa (b).

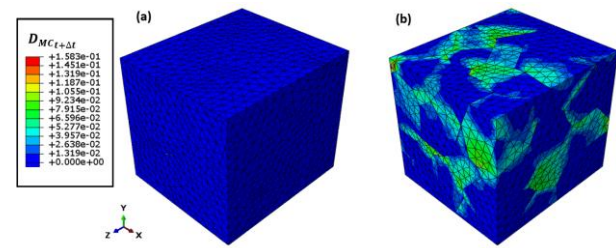


Figure 6. Distribution de la dissipation accumulée en mJ/mm³ pour 70MPa (a) et 90MPa (b)

Éléments de maillage et grains plastifiés

Pour déterminer les éléments qui plastifient, une variable binaire,  $\delta^e$ , qui analyse la variation de la déformation plastique cumulée  $\Delta v$  pour un cycle complet sur chaque élément du maillage est considérée

$$\Delta v^e = |\Delta \gamma|^e v^e \tag{Eq. (6)}$$

$$\begin{cases} \Delta v^e \geq \text{seuil}^e \rightarrow \delta^e = 1 \text{ (élément plastifié)} \\ \Delta v^e < \text{seuil}^e \rightarrow \delta^e = 0 \text{ (élément pas plastifié)} \end{cases} \tag{Eq. (7)}$$

où  $v^e$  est le volume de l'élément e. La figure 7 montre les éléments plastifiés pour un seuil<sup>e</sup> = 10<sup>-5</sup>. Le nombre des éléments plastifiés est une fonction qui croît avec l'amplitude de chargement.

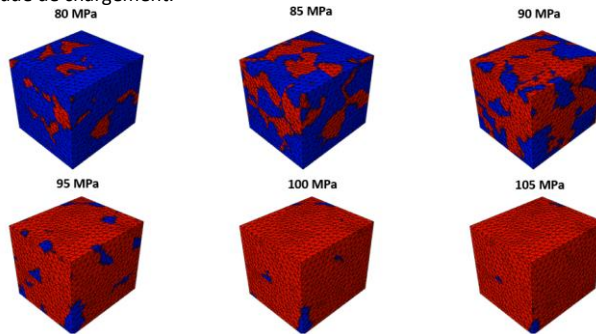


Figure 7. Éléments plastifiés pour seuil = 1,00E-5. Éléments plastifiés en rouge et en bleu ceux qui ne sont pas plastifiés

Ensuite, l'activation grain par grain à l'aide d'une nouvelle variable de glissement cumulé a été étudiée. Pour un grain g, on définit

$$\forall e \in g, \Delta v^g = \sum_{e=1}^{n_e} |\Delta \gamma|^e v^e \tag{Eq. (8)}$$

$$\begin{cases} \Delta v^g \geq \text{seuil}^g \rightarrow \delta^g = 1 \text{ (grain plastifié)} \\ \Delta v^g < \text{seuil}^g \rightarrow \delta^g = 0 \text{ (grain pas plastifié)} \end{cases} \tag{Eq. (9)}$$

$$\text{Nombre de grains actifs} = \sum_{g=1}^{n_g} \delta^g \tag{Eq. (10)}$$

où  $n_e$  est le nombre d'éléments dans un grain g et  $n_g$  le nombre de grains dans l'agrégat polycristallin.

Pour les seuils choisis, on peut remarquer sur la figure 7 que la forme de l'évolution du nombre de grains actifs en fonction de l'amplitude du chargement pour les différents seuils sélectionnés présente une tendance de croissance similaire. Quelle que soit la valeur du seuil, les courbes restent semblables, se décalant juste de quelques MPa suivant la valeur du seuil. En outre, on remarque aussi que l'accroissement de l'amplitude de chargement entraîne une activation croissante des grains jusqu'à atteindre la saturation à 125, soit le nombre total de grains.

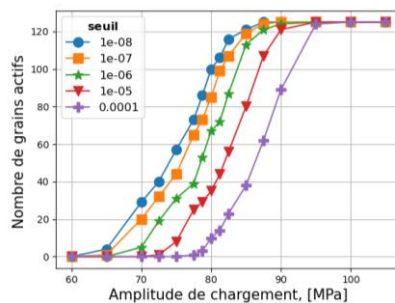


Figure 7. Nombre de grains actifs en fonction d'amplitude de chargement pour R = -1 où chaque couleur représente une valeur de tolérance de seuil choisie

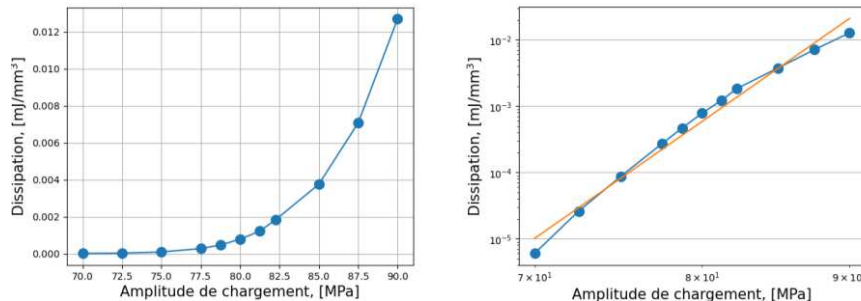


## Calcul de la dissipation moyenne

Pour une amplitude de chargement donnée, on peut alors calculer la dissipation cyclique moyenne du VER donnée par

$$\bar{D} = \frac{1}{V} \int D dv, \quad \text{Eq. (11)}$$

où  $V$  est le volume de l'agrégat. L'évolution de celle-ci en fonction de l'amplitude de chargement est représentée sur la figure 8. Dans une représentation log – log, cette évolution est quasi-linéaire de pente  $m=30$ . Cette évolution peut être comparée aux résultats expérimentaux obtenus par Munier : elle correspond à ce qu'il appelle le second régime d'auto-échauffement, qui est pour un grand nombre de matériaux métalliques celui qui peut être relié aux propriétés en fatigue à grand nombre de cycles. A ce stade, par contre l'allure obtenue dans le cadre de cette étude ne permet de rendre compte de la présence d'un régime primaire pour les très faibles amplitudes de chargement.



## Conclusion

Au cours de ce travail, une étude des phénomènes dissipatifs sous chargements cycliques de faible amplitude à l'échelle de la microstructure a été réalisée. Une loi de comportement au niveau du système de glissement de type Méric-Cailletaud a été considérée. À l'aide des simulations éléments finis et des logiciels de génération de maillage tels que Neper, la définition d'un volume représentatif d'un agrégat polycristallin a été effectuée.

Ainsi, il a été possible de visualiser l'hétérogénéité dans la distribution des dissipations cumulées locales sous chargements cycliques. De plus, l'activation des éléments plastifiés sous un certain seuil a été faite montrant un nombre des éléments actifs croissant en fonction de l'amplitude de chargement. Les courbes d'activation des grains ont permis d'identifier la fonction de répartition aléatoire des grains, soulignant que cette activation demeure indépendante du seuil plastique choisi.

Finalement, grâce à des simulations à un rapport de charge de  $R = -1$ , il a été possible de tracer des courbes de dissipation, exhibant un comportement similaire au régime secondaire couramment observé expérimentalement.

## Remerciements

Ces travaux ont été financés par la chaire de recherche "Self-Heating" ANR-Safran-Naval Group (subvention n° ANR-20-CHIN-0002), impliquant les entreprises Safran, Naval Group, ENSTA Bretagne (IRDL) et l'Institut Pprime.

## Références Bibliographiques

- [1] C. Doudard, « Détermination rapide des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles à partir d'essais d'échauffement », These de doctorat, Cachan, Ecole normale supérieure, 2004. Consulté le: 4 décembre 2023. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.theses.fr/2004DENS0036>
- [2] L. Berceili, « Étude des propriétés en fatigue polycyclique des matériaux et des structures obtenus par le procédé de fabrication additive arc-fil », phdthesis, ENSTA Bretagne - École nationale supérieure de techniques avancées Bretagne, 2021. Consulté le: 5 décembre 2023. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses.hal.science/tel-03649347>
- [3] V. Roué, « Détermination rapide des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles à partir de mesures d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques : application aux alliages métalliques pour turboréacteurs aéronautiques », phdthesis, ENSTA Bretagne - École nationale supérieure de techniques avancées Bretagne, 2020. Consulté le: 5 décembre 2023. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses.hal.science/tel-03364460>
- [4] R. Munier, « Etude de la fatigue des aciers laminés à partir de l'auto-échauffement sous sollicitation cyclique : essais, observations, modélisation et influence d'une pré-déformation plastique », phdthesis, Université de Bretagne occidentale - Brest, 2012. Consulté le: 1 décembre 2023. [En ligne]. Disponible sur: <https://theses.hal.science/tel-00717932>
- [5] F. Barbe, L. Decker, D. Jeulin, et G. Cailletaud, « Intergranular and intragranular behavior of polycrystalline aggregates. Part 1: F.E. model », *Int. J. Plast.*, vol. 17, n° 4, p. 513-536, janv. 2001, doi: 10.1016/S0749-6419(00)00061-9.
- [6] F. Barbe, S. Forest, et G. Cailletaud, « Intergranular and intragranular behavior of polycrystalline aggregates. Part 2: Results », *Int. J. Plast.*, vol. 17, n° 4, p. 537-563, janv. 2001, doi: 10.1016/S0749-6419(00)00062-0.
- [7] A. Manonukul et F. P. E. Dunne, « High- and low-cycle fatigue crack initiation using polycrystal plasticity », *Proc. R. Soc. Lond. Ser. Math. Phys. Eng. Sci.*, vol. 460, n° 2047, p. 1881-1903, juill. 2004, doi: 10.1098/rspa.2003.1258.
- [8] V. P. Bennett et D. L. McDowell, « Polycrystal orientation distribution effects on microslip in high cycle fatigue », *Int. J. Fatigue*, vol. 25, n° 1, p. 27-39, janv. 2003, doi: 10.1016/S0142-1123(02)00057-9.
- [9] M. Boeff, H. ul Hassan, et A. Hartmaier, « Micromechanical modeling of fatigue crack initiation in polycrystals », *J. Mater. Res.*, vol. 32, n° 23, p. 4375-4386, déc. 2017, doi: 10.1557/jmr.2017.384.
- [10] H. Farooq, G. Cailletaud, S. Forest, et D. Ryckelynck, « Crystal plasticity modeling of the cyclic behavior of polycrystalline aggregates under non-symmetric uniaxial loading: Global and local analyses », *Int. J. Plast.*, vol. 126, p. 102619, mars 2020, doi: 10.1016/j.iijplas.2019.10.007.
- [11] C. Gérard, B. Bacroix, M. Bornert, G. Cailletaud, J. Crépin, et S. Leclercq, « Hardening description for FCC materials under complex loading paths », *Comput. Mater. Sci.*, vol. 45, n° 3, p. 751-755, mai 2009, doi: 10.1016/j.commatsci.2008.08.027.
- [12] I. Benedetti et V. Gulizzi, « A grain-scale model for high-cycle fatigue degradation in polycrystalline materials », *Int. J. Fatigue*, vol. 116, p. 90-105, nov. 2018, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2018.06.010.
- [13] E. P. Busso et G. Cailletaud, « On the selection of active slip systems in crystal plasticity », *Int. J. Plast.*, vol. 21, n° 11, p. 2212-2231, nov. 2005, doi: 10.1016/j.iijplas.2005.03.019.
- [14] A. Korsunsky, D. Dini, F. Dunne, et M. Walsh, « Comparative assessment of dissipated energy and other fatigue criteria ☆ », *Int. J. Fatigue*, vol. 29, n° 9-11, p. 1990-1995, sept. 2007, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2007.01.007.
- [15] L. Méric, P. Poubanne, et G. Cailletaud, « Single Crystal Modeling for Structural Calculations: Part 1—Model Presentation », *J. Eng. Mater. Technol.*, vol. 113, n° 1, p. 162-170, janv. 1991, doi: 10.1115/1.2903374.
- [16] A. G. Jackson, « Slip Systems », in *Handbook of Crystallography: For Electron Microscopists and Others*, A. G. Jackson, Éd., New York, NY: Springer, 1991, p. 83-88. doi: 10.1007/978-1-4612-3052-6\_7.
- [17] R. J. Asaro, « Crystal Plasticity », *J. Appl. Mech.*, vol. 50, n° 4b, p. 921-934, déc. 1983, doi: 10.1115/1.3167205.
- [18] D. Peirce, R. J. Asaro, et A. Needleman, « Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids », *Acta Metall.*, vol. 31, n° 12, p. 1951-1976, déc. 1983, doi: 10.1016/0001-6160(83)90014-7.
- [19] « Abaqus CAE - Finite element modeling, visualization, and process automation ». Consulté le: 5 décembre 2023. [En ligne]. Disponible sur: <https://www.3ds.com/products-services/simulia/products/abaqus/abaquscae/>
- [20] R. Quey, P. R. Dawson, et F. Barbe, « Large-scale 3D random polycrystals for the finite element method: Generation, meshing and remeshing », *Comput. Methods Appl. Mech. Eng.*, vol. 200, n° 17, p. 1729-1745, avr. 2011, doi: 10.1016/j.cma.2011.01.002.
- [21] C. Schuman, « Etude de l'évolution de la texture cristallographique d'acier extra-doux au cours du tréfilage et d'une opération particulière de laminage : détermination des contraintes internes », phdthesis, Université Paul Verlaine - Metz, 1994. Consulté le: 5 décembre 2023. [En ligne]. Disponible sur: <https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01776030>

# APPROCHE INTEGREE DE CORRELATION D'IMAGES NUMERIQUES POUR L'EVALUATION DES FACTEURS D'INTENSITE DE CONTRAINTE DANS UN ESSAI DE FRETTING

**F. DA ROCHA CHAVES<sup>a,b</sup>, S. POMMIER<sup>b</sup>, Y.GUILHEM<sup>b</sup>, N. SERRES<sup>a</sup>, J.BALMON<sup>a</sup>**

a. Safran Aircraft Engines ; filipe.da-rocha-chaves@safrangroup.com

b. ENS Paris-Saclay, sylvie.pommier@universite-paris-saclay.fr

**Mots clés** : Fretting, Corrélation d’images numériques, Séries de Williams, Facteurs d’intensité de contraintes, Etude expérimentale.

## Résumé

Présent dans le domaine de l'aéronautique, le fretting est un phénomène qui se produit à l'interface de différents contacts au sein d'un turboréacteur, pouvant entraîner l'amorçage de fissures et, par conséquent, des dommages importants aux composants concernés [1]. Dans des conditions de glissement partiel, la sévérité du chargement de contact peut être évaluée grâce aux facteurs d'intensité de contrainte (FICs). Des essais expérimentaux de fretting, réalisés avec différents niveaux d’efforts tangentiels, ont permis d'accéder aux facteurs d'intensité de contrainte à travers une approche intégrée de corrélation d’images numériques (CIN). Finalement, une étude de sensibilité des paramètres a été réalisée pour évaluer l'impact sur les facteurs d'intensité de contrainte.

## 1. Introduction

Dans le but d'optimiser les résultats expérimentaux et afin d'établir une bonne corrélation future avec le modèle proposé par [2], une approche intégrée de CIN a été appliquée. Ce modèle repose sur les principes de l'analogie de la mécanique élastique linéaire de la rupture [3], adaptée à l'analyse du fretting (et fretting fatigue). Le modèle implique la décomposition du champ de vitesse  $\underline{v}$  autour du bord de contact en termes distincts. Chaque terme est exprimé comme le produit d'un facteur d'intensité non local ( $I_I, I_{II}, I_{III}$ ) et d'un champ de référence spatial ( $\phi_I, \phi_{II}, \phi_{III}$ ), prenant en compte l'effet du gradient, comme illustré dans l'Équation 1.

$$\underline{v}(\underline{x}, t)_{R'} \approx \dot{I}_I(t)\underline{\phi}_I(\underline{x}) + \dot{I}_{II}(t)\underline{\phi}_{II}(\underline{x}) + \dot{I}_{III}^c(t)\underline{\phi}_{III}^c(\underline{x}) \tag{Eq. (1)}$$

Au lieu de nous fonder sur les déplacements nodaux, l'approche traditionnelle utilisée dans la CIN classique (Équation 2), nous pouvons adopter une approche intégrée qui fournit des expressions explicites pour le champ obtenu par la CIN. Dans le contexte de la mécanique linéaire de la rupture, les séries de Williams [4] peuvent être utilisées à cette fin, comme le montre l'Équation 3.

$$u(x) = \sum_i v_i \Psi_i(x) \tag{Eq. (2)}$$

$$u(z) = \sum_{j=I}^{II} \sum_{n=p_i}^{p_f} \omega_n^j \psi_n^j(z) \tag{Eq. (3)}$$

Où les amplitudes  $\omega_n^j$  deviennent les degrés de liberté cinématiques inconnus de CIN. Ces derniers, après avoir été multipliés par les champs de sensibilité  $\psi_n^j$  donnent accès aux champs de déplacement

total [5]. Les amplitudes  $\omega_1^I$  et  $\omega_1^{II}$  permettent le calcul des FICs pour le mode I ( $K_I$ ) et le mode II ( $K_{II}$ ), respectivement.

## 2. Méthodologie

Les essais ont été menés dans des conditions de fretting simple, sur un banc d'essai à triple vérins, développé par Safran Aircraft Engines. Les essais ont été réalisés avec un contact cylindre-plan, à une fréquence de 10 Hz, avec un couple de matériaux en Ti-6Al-4V / Ti-6Al-4V et à température ambiante. La charge tangentielle (Q) varie au cours de l'essai de manière sinusoïdale tandis que la charge normale est maintenue constante (P). Une charge statique de 400 MPa est appliquée pour maintenir l'éprouvette fixe. Entre les différents essais, l'effort tangentiel varie afin d'avoir Q/P à différents niveaux, de 0,1 à 0,7 étant donné que P est le même entre les différents essais. Des informations complémentaires sur la configuration de l'essai sont présentées en Figure 1 ci-dessous.

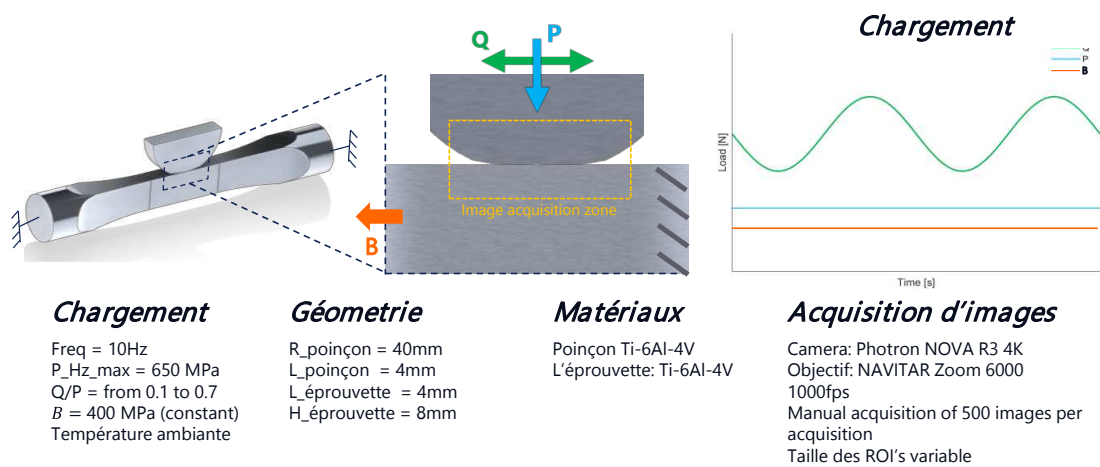


Figure 1. Configuration de l'essai.

En ce qui concerne l'acquisition d'images, une caméra haute vitesse modèle NOVA R3 4K et un objectif NAVITAR ZOOM 6000 ont été utilisés. Les images ont été enregistrées à une fréquence de 1000 images par seconde, sans qu'il soit nécessaire de réduire la fréquence d'essai pendant l'acquisition. Les images ont été enregistrées à différents niveaux de zoom, 0.7, 1.0, 1.5, 2.0, 2.5 et 3.0. La définition des images est de 1600 × 3072 pixels et leur *dynamic range* est de l'ordre de 65520 niveaux de gris. La Figure 2 ci-dessous présente un exemple d'une image à niveau de zoom de 0.7 et à 3.0, avec un maillage en format de pacman, placé en sortie du contact, définissant la région d'extraction des FICs.

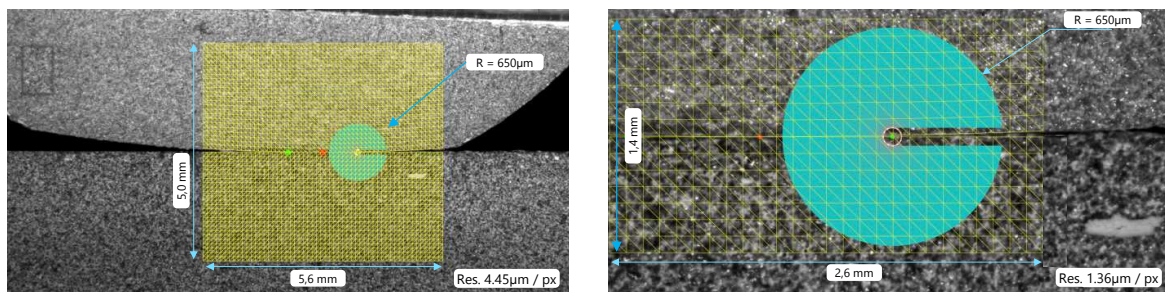


Figure 2. Différents niveaux de zoom. A gauche : niveau à 0.7. A droite : niveau à 3.0.

Pour chaque niveau de zoom (6 au total) et pour chaque niveau de charge tangentielle (7 au total), une série de 500 images a été enregistrée. Ensuite, pour chaque cas, une paire d'images a été

sélectionnée, représentant les points extrêmes de la charge tangentielle. Ces paires d'images (au total 42) ont été utilisées pour calculer les étendues de FICs  $\Delta K1$  et  $\Delta K2$  entre les deux images. Les résultats CIN ici présentés ont été post-traités à l'aide de l'outil Correli 3.0, développé au LMPS [6].

### 3. Résultats

La Figure 3, ci-dessous, présente les résultats en termes de valeurs  $\Delta K1$  et  $\Delta K2$  pour les différents niveaux de zoom et d'effort tangential (Q/P). On constate que, dans le cas du  $\Delta K1$ , les valeurs diminuent avec l'augmentation de Q/P. Cette tendance peut s'expliquer par la variation non parfaitement constante de l'effort normal, présentant une amplitude croissante avec l'augmentation de l'effort tangential. De plus, une augmentation de la dispersion des valeurs  $\Delta K1$  est observée pour des niveaux Q/P plus élevés, pouvant s'expliquer par la sensibilité accrue des niveaux de zoom élevés aux vibrations de la machine.

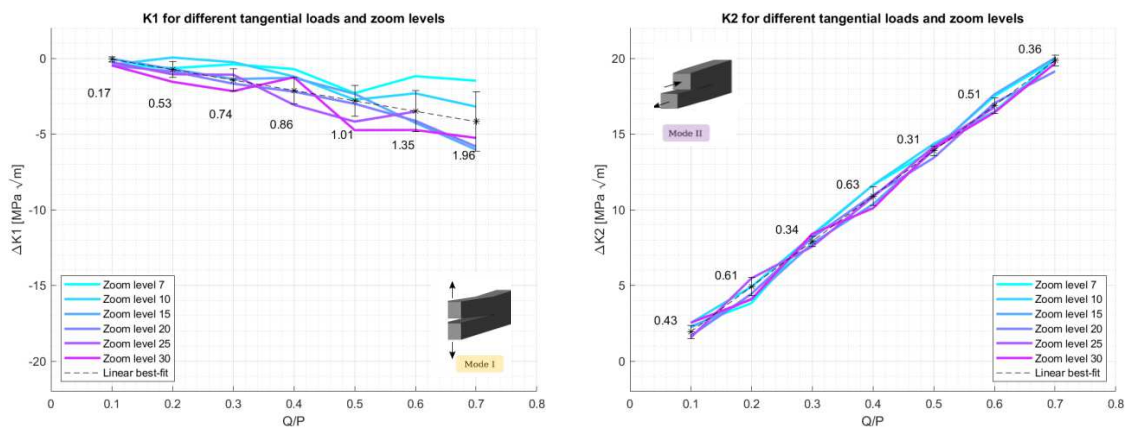


Figure 3. Résultats pour le cas de référence.

Les résultats présentés ci-dessus, pour un cas appelé le cas de référence, ont été obtenus en utilisant un ensemble de paramètres liés à la CIN et au calcul des facteurs d'intensité à travers les séries de Williams. Ces paramètres ont ensuite été modifiés d'environ +/- 20% par rapport aux valeurs utilisées initialement afin d'évaluer l'impact en termes de  $\Delta K1$  et  $\Delta K2$ . Ils comprennent le facteur d'échelle, le rayon externe du pacman, le rayon interne du pacman, la taille de l'élément de maillage du pacman, la position du pacman, l'état de contrainte/déformation plane, le premier terme de la série de Williams et le dernier terme de la série de Williams.

En raison de l'ampleur du travail, seuls les résultats pour un paramètre et un niveau de zoom seront présentés ci-dessous, dans ce cas, la variation du rayon interne du pacman (Figure 4).

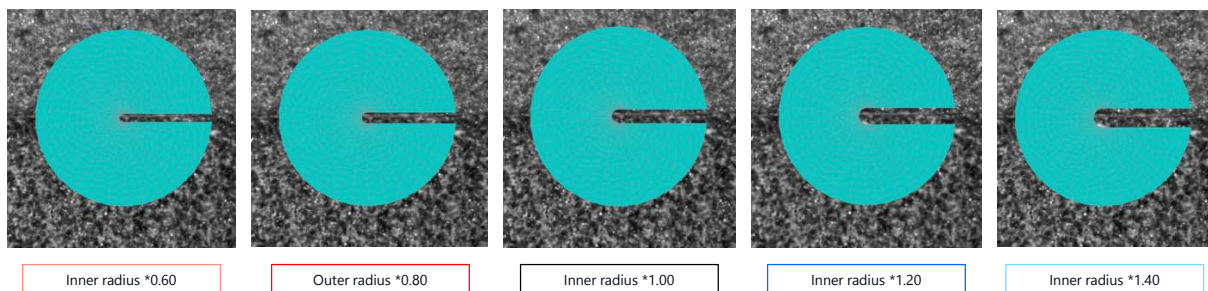


Figure 4. Représentation de la variation du rayon interne du pacman.

Comme le montre la Figure 4, le rayon interne du maillage pacman a été varié de plus ou moins 20 et 40 % par rapport à sa valeur initiale. La Figure 5 présente les résultats de l'impact de ces variations sur  $\Delta K1$  et  $\Delta K2$ .

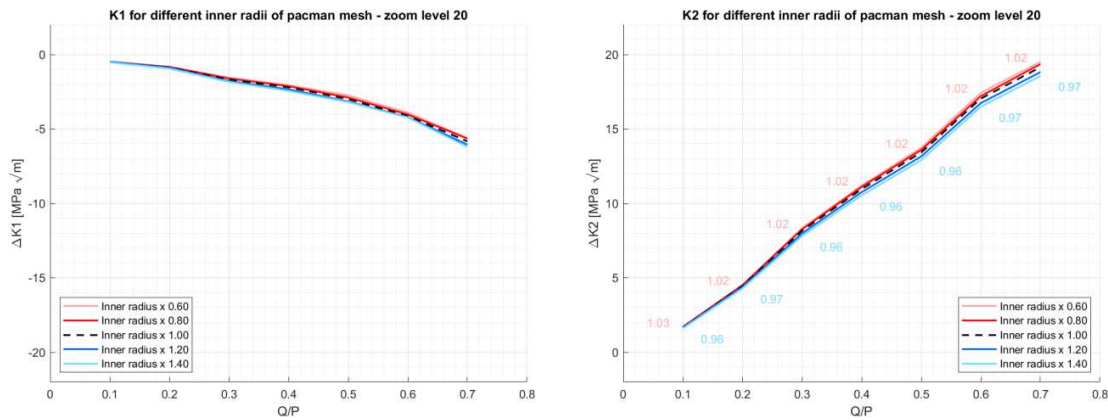


Figure 5. Résultats pour la variation du rayon interne du pacman à zoom 2.0.

Comme on peut le voir, l'impact d'une variation de 40 % vers le haut et vers le bas modifie les valeurs d'environ 3 %, ce qui s'avère en fait être une solution très robuste. Dans le cas d'une variation de plus ou moins 20 %, valeur déjà significative, l'impact est inférieur à 1 %.

Bien que seul un cas spécifique pour le zoom 2.0 ait été présenté ici, les autres niveaux de zoom ont présenté des résultats très similaires en termes de variation du  $\Delta K1$  et  $\Delta K2$ . De même, les autres paramètres de l'étude ont eu un faible impact sur les FIC lorsqu'ils variaient d'environ 20%.

## 4. Conclusion

Notre étude du cas de référence présente peu d'impact sur les valeurs de  $\Delta K2$  à différents niveaux de zoom et sous différentes charges tangentielles. Par conséquent, des corrélations peuvent être établies à différents niveaux de zoom. Par exemple, le choix d'un niveau de zoom de 0.7 permet d'extraire les déplacements aux extrémités de l'éprouvette, en les intégrant de manière transparente dans une simulation numérique. Alternativement, la sélection d'un niveau de zoom de 2.5 ou 3 s'avère bénéfique pour l'extraction des facteurs d'intensité à proximité de la région avant du contact. Cependant, en raison de la dispersion accrue des valeurs de  $\Delta K1$  sous des charges tangentielles élevées, il est conseillé de privilégier des niveaux de charge tangentielle plus faibles pour des résultats plus fiables. Parmi les différents paramètres analysés, la taille du maillage pacman est celui qui a le moins d'influence sur le résultat du  $\Delta K2$ . En revanche, lorsque les paramètres restants sont variés d'environ 20%, ils présentent un impact d'environ 5% sur les résultats du  $\Delta K2$ . Cette observation souligne la robustesse remarquable de l'approche choisie pour aborder notre problème spécifique.

## Références

[1] Hills, D. A. et Nowell, D *Mechanics of Fretting fatigue*, volume 30 (1994).  
 [2] Montebello, C., Pommier, S., Demmou, K., Leroux, J. & Meriaux,. *Int. J. Fatigue* **82**, (2016).  
 [3] Giannakopoulos, A. E., Lindley, T. C., Suresh, S. et Chenut, C. *Fat. Fract. Eng. Mat. Struct.* (2000).  
 [4] M.L. Williams, On the stress distribution at the base of a stationary crack, *Appl. Mech.* 24 (1957).  
 [5] Vargas, R., Neggers, J., Canto, R. B., Rodrigues, J. A. & Hild, F. *J. Eur. Ceram. Soc.* **38**, (2018).  
 [6] H. Leclerc, J. Neggers, F. Mathieu, F. Hild, S. Roux, Correli 3.0.  
 IDDN.FR.001.520008.000.S.P.2015.000.31500, Agence pour la Protection des Programmes, Paris (France), (2015).

## ***Calcul sur données issues de tomographies automatiques pour grandes variations géométriques : application à la simulation des procédés et à la vérification des fonctions mécaniques***

**A. FERHAT<sup>a</sup>, C.REMACHA<sup>b</sup>,H.PROUDHON<sup>a</sup>,D. RYCKELYNCK<sup>a</sup>**

a. Centre des Matériaux Mines Paris [amelia.ferhat@minesparis.psl.eu](mailto:amelia.ferhat@minesparis.psl.eu)  
[henry.proudhon@mines-paristech.fr](mailto:henry.proudhon@mines-paristech.fr) [david.ryckelynck@mines-paristech.fr](mailto:david.ryckelynck@mines-paristech.fr)

b. Safran Tech [celment.remacha@safrangroup.com](mailto:celment.remacha@safrangroup.com)

**Mots clés** : Laplacien Beltrami ; Tomographie ; Appariement de nuages de points ; Méthodes spectrales ; Simulations numériques.

---

### **Résumé**

La correspondance ou l'appariement entre deux nuages de points en 3D ou 2D est un problème central en modélisation géométrique et en imagerie. Dans cet article, nous proposons une méthode d'appariement entre deux géométries à savoir une géométrie théorique, réalisée par une conception assistée par ordinateur (CAO) d'un noyau d'une aube de turbine et une géométrie de la pièce réelle produite à la suite du processus de fabrication. Les deux géométries sont représentées par des maillages triangulaires en 3D. Nous utilisons une approche spectrale basée sur l'opérateur de Laplace Beltrami. En effet, les vecteurs propres associés aux petites valeurs propre de cet opérateur nous permettent d'une part de sélectionner, par un algorithme de spectral clustering, quelques points du maillage CAO qui seront appariés aux points du maillage de la pièce réelle et d'autre part définir une nouvelle métrique pour la recherche des correspondances entre les deux maillages dans des cas où la distance euclidienne classique échoue. De plus, le spectre de cet opérateur calculé sur le maillage CAO donne une représentation de sa géométrie dans une base de vecteurs propres réduites, ce qui nous permettra de faire du Mesh morphing, c'est à dire passer d'un maillage théorique à un maillage qui prend en compte les variations géométriques de la pièce réelle.

---

### **1. Introduction**

Aujourd'hui, les simulations numériques par éléments finis sont réalisées sur des données géométriques théoriques. La variabilité présente en production n'est pas prise en compte. De plus, la géométrie théorique peut être éloignée de la géométrie réelle, ainsi les grandeurs calculées peuvent se retrouver assez éloignées de la réalité. Et pour réaliser des simulations physiques d'une pièce réelle, un maillage 3D (Tomo) issu de la tomographie est pertinent, mais un ensemble de conditions limites doit être appliqué. La difficulté est que la définition de ces conditions limites est très coûteuse en temps et en ressource informatique. Par exemple, plus de 500 conditions limites sont définies lors d'un calcul de durée de vie d'une aube.

Mes travaux de thèse ont pour objectif de développer une méthode qui permettrait de faire des simulations de procédés plus proches de la réalité en prenant en compte les variations et les écarts géométriques qui apparaissent entre la pièce nominale, issue de la conception (CAO), et la pièce fabriquée. Par conséquent, accélérer les dérogations réalisées sur les pièces produites. En effet, lorsqu'une pièce présente une géométrie différente de la définition, en dépassant des critères de qualité géométrique fixés, un calcul

thermomécanique doit être réalisé pour pouvoir décider si l'on peut livrer cette pièce. L'automatisation de cette étape permettrait un gain conséquent du temps de fabrication. Notre méthode d'appariement de deux nuages de points se base sur une signature locale, en chaque point, calculée grâce au spectre de l'opérateur Laplacien Beltrami sur les deux nuages de points.

Par ailleurs, le spectre de cet opérateur relatif à la géométrie CAO, nous permet par un algorithme de spectral clustering [1] de sélectionner, de façon uniforme, sur la géométrie quelques points d'intérêt qui seront appariés aux nœuds du maillage Tomo. Nous avons défini des nouvelles métriques qui tiennent en compte à la fois des coordonnées euclidiennes des nœuds et de leurs coordonnées dans les bases spectrales. Ceci permet de chercher pour chaque point CAO, sélectionné, son correspondant sur la géométrie Tomo en minimisant la distance selon la métrique choisie. Les coordonnées spectrales ajoutent de l'information aux coordonnées euclidiennes dans le cas où l'appariement entre CAO et Tomo en distance euclidienne échoue. Par exemple, dans le cas de parois minces sur les géométries.

Cet article est organisé comme suit : la section 2 : définit l'opérateur Laplacien Beltrami et l'intérêt de l'utilisation de ce dernier, la section 3 : traite de l'appariement des nuages de points, et pour conclure la section 4.

## 2. L'opérateur Laplace-Beltrami

**2.1 Définition** L'opérateur de Laplace Beltrami  $\Delta$  est un opérateur différentiel du second ordre défini sur une variété riemannienne (détails [2]) tel que :

$$\Delta := \text{div}(\text{grad})$$

Le problème aux valeurs propres du Laplacien s'écrit :

$$\Delta v = \lambda v$$

Avec  $\lambda$  une valeur propre de l'opérateur et  $v$  son vecteur propre (mode) associé.

L'opérateur  $\Delta$  est semi défini positif, On note par ordre croissant :

$$0 = \lambda_0 \leq \lambda_1 \leq \lambda_2 \leq \lambda_3 \leq \dots$$

### 2.2 Application du Laplacien Beltrami sur une géométrie :

Nous allons dans ce sous paragraphe voir que le spectre de l'opérateur précédent permet de décrire et de représenter une géométrie.

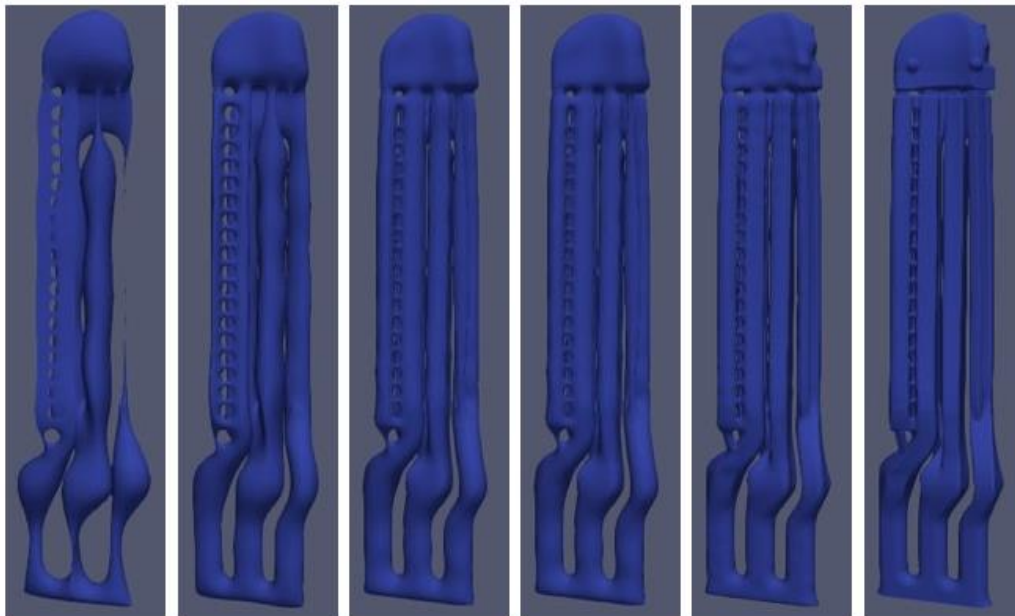
Nous prenons un exemple d'un maillage surfacique CAO d'un noyau d'aube de turbine (Noyau type Prototuba de Safran). On note  $n = 26798$  le nombre de nœuds du maillage.

Soit  $k \in \mathbb{N}$  avec  $k \leq n$ , la restriction aux  $k$  premiers vecteurs propres de l'opérateur Laplace Beltrami calculé sur ce maillage donne des coordonnées spectrales pour chaque point du maillage :

$$p_s = (v_0(p_s), v_1(p_s), \dots, v_k(p_s)) \quad \text{avec } s \in \{1, 2, \dots, n\}$$

La figure 1 montre la représentation d'un noyau Prototuba avec les modes spectraux du Laplacien Beltrami sur cette géométrie, pour différentes valeurs de  $k$  :

$$k = 100, 200, 500, 1000, 2000$$



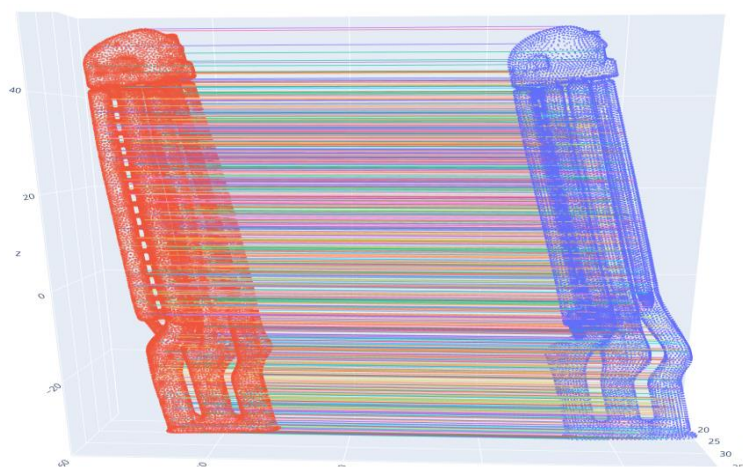
**Fig1** : La représentation d'un Noyau Prototuba avec, de gauche à droite, : 100,200,500,1000,2000 modes du Laplacien Beltrami. La pièce à droite est la CAO de la pièce.

Il est possible de fixer  $k$  selon la précision et la tolérance de représentation souhaitée.

Il est remarquable que plus  $k$  est grand plus la précision de la représentation géométrique augmente.

### 3. Appariement des points :

Dans cette section nous montrons des résultats d'appariement entre des points du maillage CAO, théorique, et du maillage Tomo, de la pièce réelle. On pose  $m=36045$ , le nombre de nœuds du maillage Tomo.



**Fig2** : Appariement de points CAO à droite avec les points de la Tomo à gauche, en utilisant 20 coordonnées spectrales.



Notre méthode d'appariement consiste à sélectionner  $k$  points,  $p_1, p_2, \dots, p_k$ , sur le maillage CAO, par un algorithme de spectral clustering [1], en utilisant les vecteurs propres de l'opérateur Laplacien Beltrami et ensuite trouver pour chaque point  $p_i$  de cette sélection son point correspond,  $t_j$ , du maillage Tomo en minimisant une distance spectrale :

$$j = \underset{h \in \{1, \dots, m\}}{\operatorname{argmin}} \|p_i - t_h\|$$

Avec  $\{t_1, t_2, \dots, t_m\}$  les coordonnées spectrales des points du maillage Tomo,

Dans l'exemple de la Fig 2 : nous prenons  $k=20$ , donc 20 coordonnées spectrales calculées pour les nœuds des deux maillages.

Nous remarquons qu'avec un nombre de mode petit, en l'occurrence  $k = 20$ , nous arrivons à établir un bon appariement entre la CAO et la Tomo. Ces coordonnées spectrales servent dans des cas où recherche de correspondance par coordonnées euclidiennes échoue à cause de parois minces dans les aubes par exemple.

Il est également possible d'avoir une autre métrique qui combine des les coordonnées euclidiennes aux coordonnées spectacles.

## 4 Conclusion et perspectives :

Le Laplacien Beltrami donne un spectre qui est considérée comme l'ADN de la géométrie. Ce spectre permet de représenter et d'apparier des nuages de points de deux maillages : CAO et Tomo.

Pour la suite nous développons un algorithme de déformation de maillage basé sur cet opérateur, de sorte à modifier le maillage CAO pour prendre en compte les variations géométriques induites par la fonderie. Ce qui nous permettrait de passer d'un maillage théorique à un maillage jumeaux physique issu de la pièce réelle. L'intérêt de la génération du maillage jumeaux physique est de réaliser des simulations physiques qui prennent en compte l'écart géométrique dû au processus de fabrication.

Cette chaine de déformation de maillage doit être adaptée à toutes les simulations avec des résolutions de type éléments finis. De plus, la mise en donnée réalisée sur la CAO pourra être automatiquement applicable aux maillages jumeaux physique. Cette approche permettrait un gain conséquent en temps de fabrication.

## Références

- [1] A. DAMEL, V. MINDEN, L. YING Simple, direct and efficient multi-way spectral clustering, A Journal of the IMA (2019)
- [2] M.Reuter, S.Biasotti, D.Giorgi, G.Patanè, M.spagnuolo, Discrete Laplace–Beltrami operators for shape analysis and segmentation, Computers & Graphics · June 2009

# REPARATION PAR FABRICATION ADDITIVE DES PIÈCES ENDOMMAGÉES D'UN LANCEUR REUTILISABLE

**F. GIRAULT<sup>a,b</sup>, L. TOUALBI<sup>a</sup>, T. BOUILLY<sup>c</sup>, E. Charkaluk<sup>b</sup>**

- a. ONERA - the French Aerospace Lab, Châtillon, France  
[florian.girault@onera.fr](mailto:florian.girault@onera.fr)  
[louise.toualbi@onera.fr](mailto:louise.toualbi@onera.fr)
- b. LMS - CNRS, École polytechnique, Palaiseau, France  
[eric.charkaluk@polytechnique.edu](mailto:eric.charkaluk@polytechnique.edu)
- c. CNES – Space Transportation Directorate, Paris, France  
[Thibaut.bouilly@cnes.fr](mailto:Thibaut.bouilly@cnes.fr)

**Mots clés** : Fabrication additive, Réparation, Microstructures, Aluminium

---

La question de la réparation des composants aérospatiaux endommagés représente un défi émergent, en particulier avec l'essor des techniques de fabrication additive (FA). La réparation par un procédé FA est particulièrement adaptée à l'industrie aéronautique en raison, d'une part, du faible nombre de pièces concernées et, d'autre part, de la forte valeur ajoutée de chaque pièce pour laquelle le coût de réparation est inférieur au coût de remplacement. Dans le secteur aérospatial, les défis sont similaires, bien que la réparation soit moins mature.

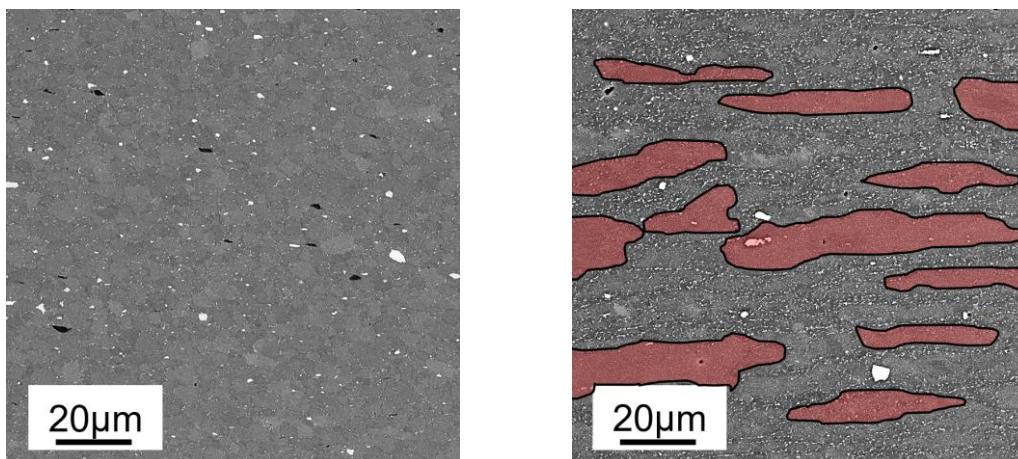
L'un des principaux défis de la réparation est d'assurer l'intégrité des pièces réparées et un état métallurgique satisfaisant pour l'ensemble de la structure. Cependant, dans le cas des alliages légers tels que l'aluminium, la nature chimique des alliages ne permet pas l'utilisation des processus FA conventionnels qui impliquent un passage par la fusion entraînant fissuration, ségrégation chimique et évaporation des éléments d'alliage (Stopyra *et al.* [1]).

Pour faire face à ces défis, certains alliages ont été développés pour réduire l'apparition de défauts pendant la réparation, avec un succès limité (Martin *et al.* et Li [2,3]). L'étape suivante a consisté à développer de nouveaux procédés innovants. D'une part, de nouvelles approches laser, telles que le WLAM (Ding *et al.* [4]), ont été étudiées dans le but d'éviter les mêmes écueils que les méthodes traditionnelles. D'autre part, certains ont contourné le problème du passage par la phase liquide en développant des méthodes uniquement en phase solide, où le dépôt de matière s'effectue par déformation plastique du matériau d'apport (Cold spray, Additive Friction Stir Deposition, etc.). L'objectif de cette thèse est de répondre au problème rencontré par le CNES concernant la réparation des pièces réutilisables des lanceurs. Pour les raisons mentionnées ci-dessus, l'utilisation de procédés FA conventionnels n'est pas possible. Ce travail se concentre sur l'effet d'un procédé en phase solide sur la microstructure et le comportement mécanique de pièces réparées. En particulier, les liens entre les paramètres du procédé, les caractéristiques de la microstructure et la réponse mécanique seront établis : une bonne compréhension de tous les phénomènes impliqués fournira des lignes directrices pour la réparation des pièces endommagées.

Pour fournir de premiers éléments de réponses, une approche expérimentale a été mise en œuvre par l'étude du procédé Additive Friction Stir Deposition (AFSD), aussi bien au niveau de la microstructure produite lors de la fabrication d'échantillons réparés que de leurs propriétés

mécaniques. Les matériaux utilisés sont un barreau d'aluminium 7075 déposé sur une tôle laminée du même alliage, en état T651.

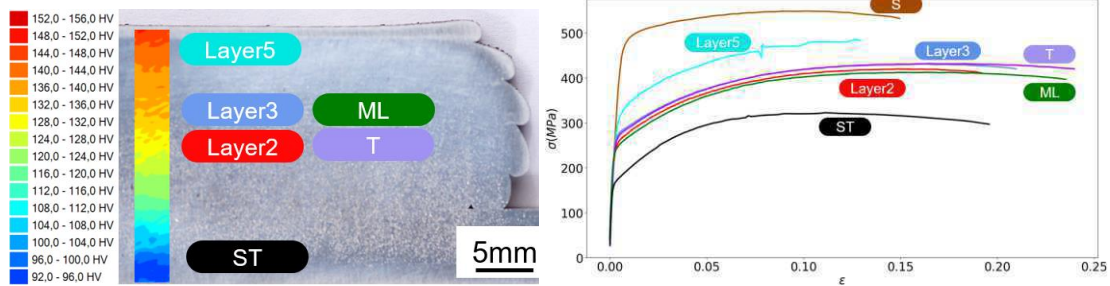
Les observations au microscope électronique à balayage **Fig. 1.a** présentent la microstructure d'un cordon déposé par AFSD : la matière est dense et composée de grains équiaxes de quelques micromètres de diamètre, auxquels s'ajoutent de nombreux précipités de différentes compositions chimiques. En ce qui concerne la cristallographie, aucune texture franche n'a été mise en évidence et les désorientations locales et aux joints de grains indiquent une recristallisation dynamique lors du dépôt, ce qui rejoint notamment les résultats de la littérature sur le Friction Stir Welding (FSW), procédé de soudage proche de l'AFSD (Jada *et al.* [5]). Au niveau de l'interface, il n'y a pas de transition brute entre le métal déposé et le métal du substrat. Au contraire, **Fig. 1.b** illustre une transition diffuse entre la microstructure du dépôt et celle du substrat.



**Figure 1.** (a) Microstructure au centre d'un échantillon AFSD. (b) Observation d'une zone à la limite entre substrat et phase déposée. Les grains équiaxes sont mélangés avec des grains allongés partiellement recristallisés surlignés en rouge.

En revanche, pour des échantillons avec plusieurs couches successives déposées les unes sur les autres, un léger gradient de microstructure a été noté dans la hauteur du mur fabriqué. La taille et la densité des précipités visibles au MEB diminuent légèrement à mesure que les couches se superposent, sans toutefois marquer d'intercouche. L'alliage AA7075 étant à durcissement structural, cette évolution a justifié de nouvelles analyses expérimentales, liées aux propriétés mécaniques. Le profil de dureté **Fig. 2.a** révèle effectivement un gradient de propriétés mécaniques associé au gradient de microstructure. Les premières analyses qualitatives confirment que les niveaux les plus faibles de dureté correspondent aux zones de forte coalescence des précipités  $\eta'$ , qui ne peuvent plus assurer leur rôle durcissant. Cette modification de la précipitation est due au cyclage thermomécanique lors du dépôt des couches suivantes. A noter également que la dureté dans le substrat a chuté de 180Hv avant dépôt à 90Hv après dépôt, ce qui confirme les forts effets thermomécaniques durant la fabrication.

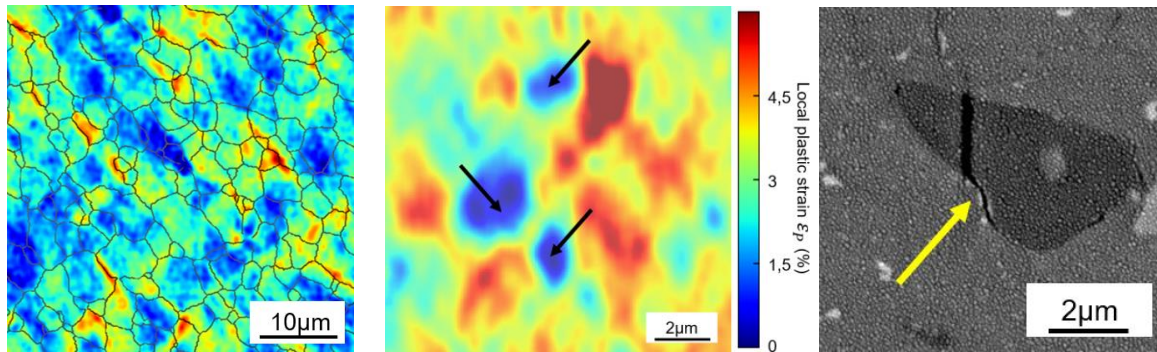
Cette tendance a été confirmée par des essais de traction monotone **Fig. 2.b**. A nouveau, les propriétés mécaniques dépendent de la position dans le mur, avec de grandes différences entre le substrat sous le dépôt, le cœur du dépôt et le haut du dépôt. Ces tests ont également permis de révéler l'isotropie des propriétés en traction dans le plan de dépôt.



**Figure 2.** (a) Profil de dureté d'un mur AFSD de cinq couches. (b) Courbes de traction d'éprouvettes prélevées dans différentes orientations et positions dans le mur. Les positions correspondent à celles de (a), et la courbe marron S correspond à un substrat AA7075 T651 sens transverse long de référence.

Afin de comprendre les liens entre l'état microstructural de la matière déposée et le niveau de déformation local et de les modéliser de manière la plus fidèle possible, l'étude de la déformation à une échelle plus fine est nécessaire. Pour ce faire des essais de tractions *in situ* sous MEB ont été réalisés. Des éprouvettes ont été prélevées au centre du dépôt AFSD et trois échelles de marquage imbriquées ont permis de suivre la déformation multi-échelle en HRDIC. Un premier marquage réalisé par lithographie permet d'évaluer la déformation macroscopique (avec un pas de 40 $\mu$ m). Un deuxième marquage de lithographie mesure la déformation sur une échelle légèrement inférieure à celle du grain et permet de visualiser d'éventuelles localisations de déformation à l'échelle de l'agrégat de grains. Enfin, un mouchetis d'étain de taille moyenne 140nm sur une zone de 200x135 $\mu$ m<sup>2</sup> permet de suivre la déformation intra granulaires. Les images sont prises après décharge, ce qui permet de mesurer exclusivement la déformation plastique, comme illustré **Fig. 3.a**. Les rôles de plusieurs éléments de la microstructure ont été mis en évidence.

- Tout d'abord, les phases intermétalliques de grandes tailles (i.e. supérieures à 1 $\mu$ m) se déforment moins que le reste de l'échantillon. Pour une déformation plastique équivalente moyenne de l'échantillon de 2.6%, les particules riches en Cu se sont déformées en moyenne de 0.75%. Ceci a pour conséquence l'augmentation de la déformation plastique de la matrice autour de ces particules afin d'accommoder la déformation **Fig. 3.b**, ce qui provoque un endommagement précoce. Un comportement identique avait été reporté en FSW par Dimov *et al.* [6].
- Si la limite d'élasticité de ces phases semble plus élevée, elles ont cependant un comportement fragile. **Fig. 3.c** montre un exemple typique de fissuration d'une particule MgSi et sa la décohésion avec la matrice.
- La déformation moyenne de chaque grain a été corrélée avec un certain nombre de paramètres, liés à leur morphologie et orientation notamment. Pour l'instant aucune corrélation claire n'a été mise en évidence.
- Toutefois la déformation plastique semble localisée majoritairement près des joints de grains (**Fig. 3.a**). Les indicateurs statistiques appuient cette observation, et les essais sont encore en cours de dépouillement pour identifier des familles de joints particulièrement propices à se déformer.



**Figure 3.** (a) et (b) Cartes de déformation. Sur (a) les joints de grains sont superposés en noir. Les flèches de (b) indiquent 3 intermétalliques. (c) Fissuration et décohésion d'une particule MgSi au cours d'un essai.

Pour la suite de ce travail, les analyses des essais *in situ* vont être poursuivies. Les relations d'orientation entre les grains vont notamment être étudiées (différence de facteur de Schmid, axe de désorientation au joint, etc.), et d'autres essais vont être réalisés, notamment à l'interface entre substrat et matériau déposé où la microstructure est très hétérogène.

L'objectif à plus long terme est de développer une modélisation numérique de la réponse mécanique de la structure réparée de son ensemble. Elle s'appuiera à la fois sur ces tests micro mécaniques mais également sur des essais de comportements mesoscopiques permettant de solliciter l'interface et le substrat, représentant la pièce à réparer, et le dépôt de matière. Les contributions de chaque caractéristique microstructurale seront évaluées, et les éventuels couplages seront également modélisés. Enfin, elle devra être adaptée au contexte de la réparation, en prenant en compte notamment les hétérogénéités, gradients et interfaces.

## Références

- [1] W. Stopyra, K. Gruber, I. Smolina, T. Kurzynowski et B. Kuznicka, *Laser powder bed fusion of AA7075 alloy : Influence of process parameters on porosity and hot cracking*, Additive Manufacturing, 35, p. 101270 (2020)
- [2] J. H. Martin, B. D. Yahata, J. M. Hundley, J. A. Mayer, T. A. Schaedler et T. M. Pollock, *3D printing of high-strength aluminium alloys*, Nature, 549 (7672), pp. 365–369 (septembre 2017)
- [3] L. Li, R. Li, T. Yuan, C. Chen, Z. Zhang et X. Li, *Microstructures and tensile properties of a selective laser melted Al–Zn–Mg–Cu (Al7075) alloy by Si and Zr microalloying*, Materials Science and Engineering : A, 787, p. 139492 (2020)
- [4] D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri et H. Li, *Wire-feed additive manufacturing of metal components : technologies, developments and future interests*, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 81 (1), pp. 465–481 (octobre 2015)
- [5] K. Jata et S. Semiatin, *Continuous dynamic recrystallization during friction stir welding of high strength aluminum alloys*, Scripta Materialia, 43 (8), pp. 743–749 (septembre 2000)
- [6] N. Dimov, D. Weisz-Patrault, A. Tanguy, T. Sapanathan, J. Benoist, E. Charkaluk et A. Simar, *Strain and damage analysis using high resolution digital image correlation in the stir zone of an AA6061-AA7075 dissimilar friction stir weld*, Materials Today Communications, 34, p. 105359 (mars 2023)

# Développement d'un protocole d'essais d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques à 20kHz et à haute température

**A. MION<sup>a,c,\*</sup>, C. DOUDARD<sup>a</sup>, J. CORMIER<sup>b</sup>, V. ROUÉ<sup>c</sup>, S. CALLOCH<sup>a</sup>**

a. ENSTA Bretagne, IRDL – UMR CNRS 6027, Brest 29200, France

b. ISAE-ENSMA, Institut Pprime – UPR CNRS 3346, Chasseneuil-du-Poitou 86360, France

c. Safran Aircraft Engines, Moissy-Cramayel 77550, France

\*adresse mail : alexis.mion@ensta-bretagne.org

**Mots clés** : auto-échauffement ; VHCF ; haute température ; superalliages base nickel

---

## Résumé

Les pièces constituant les parties chaudes des turboréacteurs sont soumises à de sévères sollicitations thermomécaniques, notamment de type vibratoire. L'amélioration des performances des moteurs d'avion, qui passe par l'augmentation des températures de fonctionnement, et un besoin permanent de réduction de masse conduit les aubages à supporter des sollicitations toujours plus sévères, en contrainte et en température. Dans ce contexte, il est alors primordial d'améliorer les méthodes de dimensionnement en fatigue à grand et très grand nombre de cycles. Cependant, la mise en place de modèles prédictifs reste difficile puisque le comportement en fatigue dépend de nombreux paramètres, rendant les essais de caractérisation très nombreux et il s'agit donc d'un processus long et très coûteux.

La méthode de l'auto-échauffement, qui se base sur la mesure de l'évolution de la température d'une éprouvette sous sollicitations cycliques, permet de réduire considérablement les temps de caractérisation en fatigue. En effet, cette signature thermique est la conséquence de mécanismes dissipatifs irréversibles, dont certains sont responsables de l'endommagement en fatigue. L'identification de ces mécanismes par la mesure de la dissipation cyclique permet alors à l'essai d'auto-échauffement d'apporter des informations complémentaires à celles issues d'un essai de fatigue classique.

L'objectif de cette étude est de proposer un protocole d'essai d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques à 20 kHz et à haute température, ainsi qu'une méthode d'analyse adaptée. Des essais sont alors conduits sur l'alliage AM1, un superalliage base nickel monocristallin, jusqu'à une température de 950°C.

## 1. Introduction

Le dimensionnement en fatigue des pièces constituant les parties critiques des turboréacteurs est un processus pouvant être long et coûteux, d'autant plus à haute température. En effet, la mise en place de modèles prédictifs est encore aujourd'hui difficile pour plusieurs raisons : tout d'abord, le comportement en fatigue des matériaux dépend de nombreux paramètres (*e.g.* rapport de charge, température, multiaxialité du chargement, microstructure, procédé d'élaboration, etc...). De plus, les durées de vie en fatigue sont de nature probabiliste (*i.e.* il existe une grande dispersion sur les résultats d'essais de fatigue), ce qui mène les industriels à multiplier les essais pour obtenir des estimations fiables des durées de vie de leurs structures. Ces différents aspects font du dimensionnement en fatigue une activité chronophage, qui peut parfois mener à des temps de caractérisation prohibitifs si des méthodes dites « classiques » sont utilisées.

Pour réduire les temps de caractérisation en fatigue, de nouvelles méthodes ont été développées. L'une d'entre elles consiste à mesurer l'évolution de la température d'une éprouvette sous sollicitations cycliques : l'élévation de température mesurée est le signe de la présence d'une dissipation intrinsèque, pouvant parfois

être reliée aux propriétés en fatigue à grand nombre de cycles. L'efficacité de cette approche, nommée « méthode de l'auto-échauffement », a été démontrée sur une large gamme de matériaux métalliques à température ambiante [1-4]. Plus récemment, cette méthode a même été adaptée à l'étude des propriétés en fatigue à haute température d'un alliage de titane, ainsi que d'un superalliage de nickel [5].

Des essais de fatigue à très grand nombre de cycles (VHCF) et à haute température ont déjà permis d'estimer les durées de vie ainsi que les mécanismes d'endommagement en fatigue de différents superalliages base nickel monocristallins [6,7]. Cependant, aucun essai d'auto-échauffement dans ces conditions n'a été mené. Le but de cette étude est donc de proposer un protocole d'essais d'auto-échauffement à 20 kHz et à des températures avoisinant les 1000°C, ainsi qu'une méthode de dépouillement adaptée. Dans la première partie de ce résumé, le protocole d'essais ainsi que les premiers résultats sont détaillés. Ensuite, dans une seconde partie, la méthode d'analyse du champ de source propre aux essais sur machine de fatigue ultrasonore est présentée et est appliquée aux premiers résultats expérimentaux.

## 2. Procédure expérimentale

### 2.1 Moyens d'essais et de mesures

Les essais sont menés sur une machine de fatigue ultrasonore développée au sein de l'Institut Pprime. Les résultats obtenus sont issus d'une campagne réalisée à une température  $T_0 = 950^\circ\text{C}$  et à un rapport de charge  $R = -1$ . Le matériau testé est l'AM1, un superalliage base nickel monocristallin issu d'un procédé de solidification dirigée. L'éprouvette utilisée, orientée dans la direction cristallographique [001] de l'alliage, est dimensionnée pour résonner à 20 kHz dans un mode de traction/compression. Afin de solliciter l'éprouvette, un déplacement sinusoïdal d'amplitude  $d$  et de fréquence 20 kHz est appliqué sur la face supérieure de l'éprouvette. Ce déplacement est mesuré au cours de l'essai par un vibromètre laser permettant une mesure dans le plan. Le signal électrique est généré par un générateur haute tension BRANSON, puis converti en onde de déplacement par un transducteur (système piezo-électrique), à son tour amplifiée par une sonotrode montée en série, elle aussi dimensionnée pour résonner à 20 kHz. Le moyen de chauffage choisi est basé sur l'induction, avec un inducteur spécifiquement développé pour la géométrie d'éprouvette employée. Afin de protéger des hautes températures le transducteur, la sonotrode, ainsi que l'électronique de la machine, de longues barres sont ajoutées sur la ligne. Enfin, l'auto-échauffement de l'éprouvette est mesuré à l'aide d'une caméra infrarouge. La Figure 1 donne une vue d'ensemble de la machine et des moyens de mesure.

Lors d'un essai d'auto-échauffement, des paliers de chargements cycliques d'amplitudes croissantes sont appliqués à l'éprouvette. Au cours de ces paliers, une augmentation de température est observée, notée  $\theta$ . Les paliers sont séparés par des phases de refroidissement (*i.e.* des phases sans sollicitation) comme illustré en Figure 2. De cette manière, la dissipation cyclique  $\Delta$  de l'éprouvette est mesurée à partir de sa signature thermique, et ce pour différentes amplitudes de contraintes  $\Sigma_0$ . Enfin, la courbe de dissipation ( $\Delta$  vs.  $\Sigma_0$ ) peut être tracée à partir d'une méthode de dépouillement *ad hoc*.

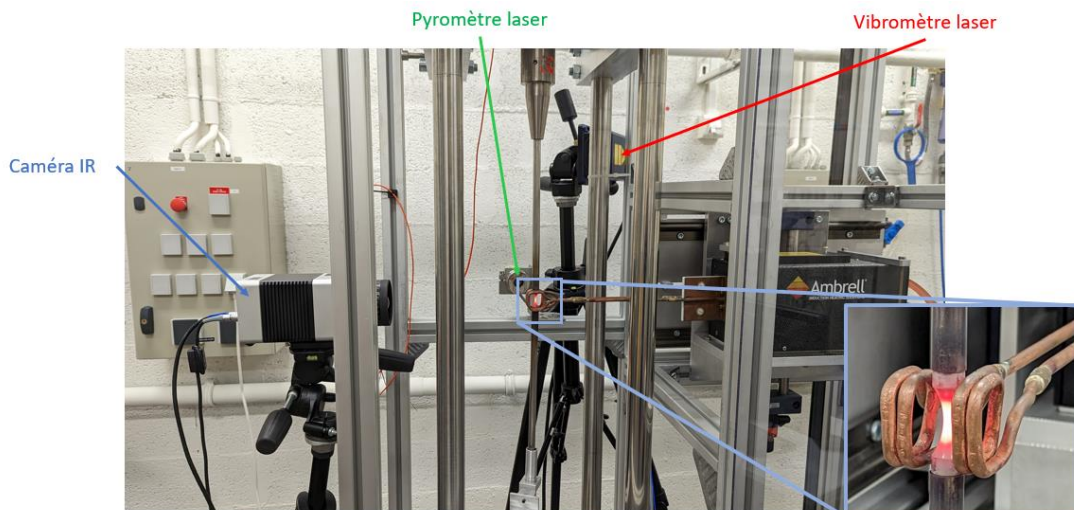


Figure 1 : Vue d'ensemble de la machine et des moyens de mesure

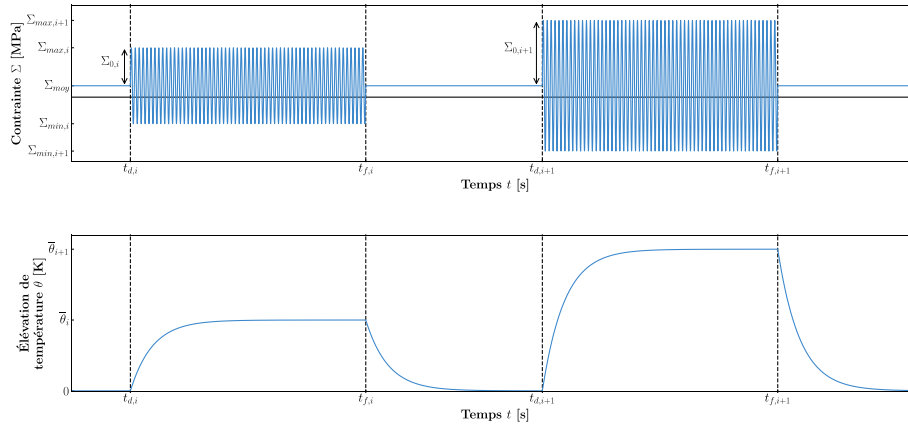


Figure 2 : Illustration du déroulement d'un essai d'auto-échauffement sur deux paliers successifs

### 2.2 Résultats d'essais

Les évolutions de température sur un palier d'auto-échauffement sont illustrées en Figure 3. La mesure est réalisée au centre de l'éprouvette (mesure ponctuelle, zone issue de la caméra IR), ainsi que sur le fût (mesure 1D). On observe la stabilisation de la température de l'éprouvette au cours de quelques centaines de secondes, ainsi qu'une bonne symétrie des profils d'auto-échauffement. Cependant, les mesures sont assez bruitées. Ce bruit s'explique par la difficulté de la mesure de température d'une éprouvette à 950°C et sous ces très fortes fréquences. Des pistes d'amélioration sont en cours d'investigations (maîtrise de la mesure infrarouge ; meilleur confinement de l'essai).

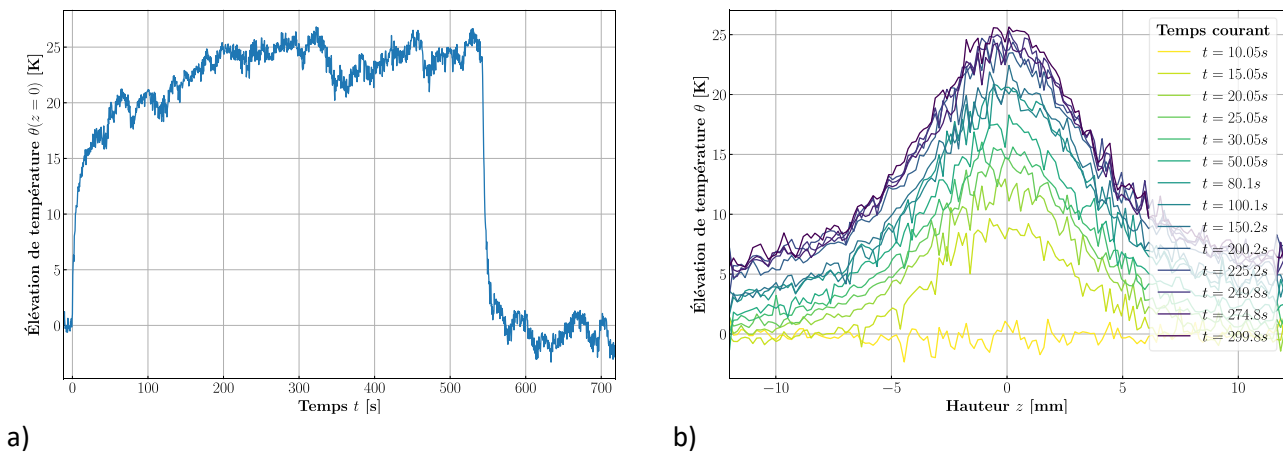


Figure 3 : Évolution de l'auto-échauffement de l'éprouvette sur un palier donné. a) : Auto-échauffement au centre de l'éprouvette. b) : Auto-échauffement le long du fût de l'éprouvette

### 3. Méthode de détermination du champ de sources dissipatives

Afin d'estimer la dissipation cyclique d'une éprouvette sollicitée à 20 kHz, il est nécessaire de résoudre l'équation de la chaleur (à cause des non linéarité des fuites thermiques dues à un champ de contraintes hétérogène) pouvant s'écrire sous la forme suivante [8] :

$$\rho c \dot{\theta}(z, t) + \frac{\rho c \theta(z, t)}{\tau_{eq}(z)} - \lambda \frac{\partial^2 \theta(z, t)}{\partial z^2} - \lambda \frac{\partial \theta(z, t)}{\partial z} \frac{\partial S(z)}{\partial z} \frac{1}{S(z)} = S_t(z) \tag{Eq. (1)}$$

avec  $\rho$  la masse volumique,  $c$  la capacité thermique massique,  $\lambda$  la conductivité,  $\tau_{eq}$  un temps caractéristique des fuites par convection avec l'air,  $S$  la section de l'éprouvette, et  $S_t$  le terme source d'auto-échauffement.

Dans la configuration expérimentale adoptée, ce dernier peut s'écrire :

$$S_t(z) = f_r \cdot \Delta(z) \tag{Eq. (2)}$$

avec  $f_r$  la fréquence de sollicitation, et  $\Delta$  la dissipation cyclique.



Pour résoudre l'équation (Eq. (1)) et identifier  $S_t(z)$  à partir de la mesure de température, une approche par transformées de Fourier est utilisée. Cette méthode est appliquée aux résultats expérimentaux et un exemple de résultats est donné en Figure 4.

Dans le cadre des essais sur AM1, un unique régime d'auto-échauffement est observé, décrit par une loi puissance, ce qui est en accord avec des résultats obtenus à basse fréquence par [5], tel que :

$$S_t(z = 0) = a. (\Sigma_0)^b \tag{Eq. (3)}$$

avec  $a$  et  $b$  deux paramètres matériau. Ici  $b \approx 1,7$ .

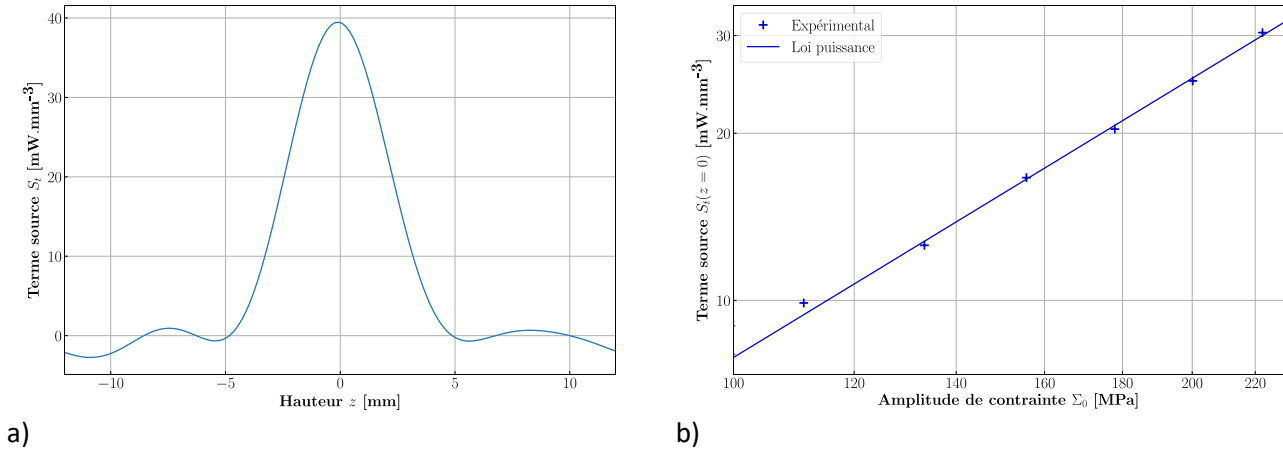


Figure 4 : Détermination du champ de sources dissipatives. a) : Terme source le long du fût de l'éprouvette sur un palier donné. b) : Courbe de dissipation en échelle log-log obtenue pour d'un essai à  $T_0 = 900^\circ\text{C}$  et  $R = -1$

### 4. Conclusion

La procédure mise en place permettant d'identifier les sources dissipatives de l'AM1 à partir d'un essai d'auto-échauffement à haute fréquence et à haute température ( $f_r = 20 \text{ kHz}$  ;  $T_0 = 950^\circ\text{C}$ ) a été décrite.

Un premier protocole expérimental a été proposé. Les premières mesures de température 1D par caméra infrarouge sont bruitées, mais exploitables : les profils d'auto-échauffement sont symétriques, ce qui est cohérent vis-à-vis du champ de contraintes appliqué et des conditions aux limites.

Une méthode de dépouillement des essais adaptée au problème est proposée. Elle se base sur la résolution de l'équation de la chaleur par transformées de Fourier. Cette méthode permet d'obtenir des courbes de dissipation pour l'AM1 dans les conditions d'essais données.

La dissipation cyclique suit une loi puissance en fonction de l'amplitude de contraintes (i.e. selon un unique régime). Dans la suite, il conviendra d'investiguer et de modéliser les mécanismes dissipatifs propres à cet alliage afin d'établir un lien entre auto-échauffement et propriétés en fatigue s'il existe, ainsi que l'effet de la température, du rapport de charge et du procédé de compression isostatique à chaud (CIC).

### Remerciements

Ces travaux ont été financés par la chaire de recherche "Self-Heating" ANR-Safran-Naval Group (subvention n° ANR-20-CHIN-0002), impliquant les entreprises Safran, Naval Group, ENSTA Bretagne (IRDL) et l'Institut Pprime.

### Références

[1] Doudard, C., 2004. Détermination rapide des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles à partir d'essais d'échauffement. Thèse de doctorat, École Normale Supérieure de Cachan.  
 [2] Poncelet, M., 2007. Multiaxialité, hétérogénéités intrinsèques et structurales des essais d'auto-échauffement et de fatigue à grand nombre de cycles. Thèse de doctorat, École Normale Supérieur de Cachan.  
 [3] Munier, R., 2012. Etude de la fatigue des aciers laminés à partir de l'auto-échauffement sous sollicitation cyclique : essais, observations, modélisation et influence d'une pré-déformation plastique. Thèse de doctorat, ENSTA Bretagne.

- [4] Louge, J., 2019. Apports des mesures d'auto-échauffement pour l'étude de la fatigue des aciers : effets d'histoire et cisaillement pur. Thèse de doctorat, ENSTA Bretagne.
- [5] Roué, V., 2020. Détermination rapide des propriétés en fatigue à grand nombre de cycles à partir de mesures d'auto-échauffement sous sollicitations cycliques : application aux alliages métalliques pour turboréacteurs aéronautiques. Thèse de doctorat, ENSTA Bretagne.
- [6] Cervellon, A., 2018. Propriétés en fatigue à grand et très grand nombre de cycles et à haute température des superalliages base nickel monogranulaires. Thèse de doctorat, ISAE-ENSMA.
- [7] Bortoluci Ormastroni, L.M., Crack Initiation Mechanisms in Very High Cycle Fatigue at High Temperatures of Ni based Single Crystal Superalloys: Transition from Internal Sites to the Surface. Thèse de doctorat, ISAE-ENSMA.
- [8] Doudard, C., Calloch, S., Hild, F. and Roux, S. 2010. Identification of heat source fields from infrared thermography: Determination of "self-heating" in a dual-phase steel by using a dog bone sample. *Mechanics of Materials* 42, p. 55-62.

# Evaluation de la compacité d'un lit de poudre et méthodologie de mesure d'absorption par la méthode de la sphère d'Ulbricht

T. ROBERT\*, R. KROMER, F.X. KROMM, G. NORDET, C. ARVIEU

Univ. Bordeaux, CNRS, Bordeaux INP, I2M, UMR 5295, F-33400, Talence, France

\* thibaud.robert@u-bordeaux.fr

**Mots clés** : lit de poudre, compacité, absorptivité, sphère d'Ulbricht, fabrication additive

---

## Résumé

Pour le procédé de fusion laser sur lit de poudre (LPBF), la compacité du lit de poudre est une caractéristique importante puisque celle-ci définit la quantité de poudre fusionnée localement et détermine la qualité de la production. Les protocoles de mesures basés sur une pesée de petite quantité de poudre ou encore des analyses par photographie sont difficilement applicables sur les machines industrielles. Une méthode a été développée afin de relier la compacité du lit de poudre à son absorptivité, mesurée par la technique de la sphère intégrante d'Ulbricht. Ainsi, une mesure locale de l'absorptivité du lit de poudre permet de connaître la compacité du lit de poudre à l'endroit de la mesure.

---

## 1. Introduction

La fusion laser sur lit de poudre (LPBF) est un procédé permettant la fabrication d'une pièce couche par couche qui peut être décomposé par différentes étapes : (1) étaler la poudre à l'aide d'un racleur sous forme d'une lame ou d'un rouleau. (2) fusionner de manière sélective, à l'aide d'une source laser, la poudre afin d'obtenir des parties compactes. Ces étapes sont répétées jusqu'à l'obtention de la pièce. La qualité de la pièce finale dépend plusieurs facteurs (puissance du laser, vitesse de déplacement, l'épaisseur de l'étalement...). La qualité du lit de poudre peut être reliée aux paramètres processus tels que la vitesse d'étalement, la hauteur étalée et la forme du racleur [1]–[3]. La poudre, en tant que matériau, est un facteur influençant cette qualité d'étalement modifiant la coulabilité et/ou en favorisant ou non la formation d'agrégat [4]–[6]. Un des paramètres pour quantifier la qualité du lit de poudre est sa compacité c'est-à-dire la place que la poudre occupe par rapport à celle qu'elle pourrait occuper s'il n'y avait pas de vide. Cependant, la détermination de la compacité est complexe et souvent destructive pour le lit de poudre puisqu'il est nécessaire de prélever une quantité de poudre et d'estimer le volume qu'elle occupait préalablement [7]. La norme impose au producteur de pièce LPBF d'encapsuler un lot de poudre lors des productions car cela prouve la qualité de production via la nature de la matière première. De ce fait, la compacité d'un lit de poudre est régulièrement supposée constante sur toute la couche, ainsi que d'un étalement à un autre et sa valeur est estimée [8], [9]. La tomographie X est utilisée comme traceur de qualité de production. Dans cette étude, l'objectif est de trouver une méthode permettant de mesurer la compacité d'un lit de poudre de manière indirecte afin de rendre possible son intégration sur machine.

## 2. Corrélation entre la compacité et l'absorptivité d'un lit de poudre

### 2.1 Matériau utilisé et étalement du lit de poudre

Les différents étalements sont faits avec de la poudre d'aluminium AlSi10Mg provenant de la société SLM Solution. Sa composition est détaillée dans le Tableau 1. Cette poudre a été obtenue par atomisation à l'azote.

Elément	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Ni	Pb	Sn	Autres
% massique lot 1	Balance	9,8	0,12	<0,05	<0,05	0,35	<0,01	<0,01	<0,01	<0,01	0,01	<0,05

Tableau 1 : Composition de poudre d'AlSi10Mg

La poudre est constituée de particules peu sphériques et présente des satellites. La granulométrie, mesurée avec un granulomètre mastersizer 3000E en voie liquide, est comprise entre 20,9 µm et 61,7 µm (Figure 1A). La masse volumique particulaire est de 2.65 g.cm<sup>-3</sup>. La masse volumique apparente (ISO 3923) et la masse volumique tassée de la poudre (ISO 3953) sont respectivement de l'ordre de 50% et de 62% de la masse volumique particulaire. La coulabilité (ISO 4490) est différente de celle fournie par le fabricant. Notons qu'un cône de 5 mm d'ouverture a dû être utilisé, ne s'écoulant pas dans un cône de 2,5 mm. Cette baisse est attribuée à une humidité plus importante que lors de sa réception.

Les étalements sont effectués à l'aide d'un racleur sur une plaque en acier sur laquelle trois cubes ont été usinés afin d'être détachables de la plaque. Une empreinte de 17x17 mm a été creusée sur chacun de ces cubes. Les empreintes sont de différentes profondeurs, 50 µm, 80 µm et 120µm (Figure 1B). Les étalements sont manuels et avec la poudre précédemment étuvée.

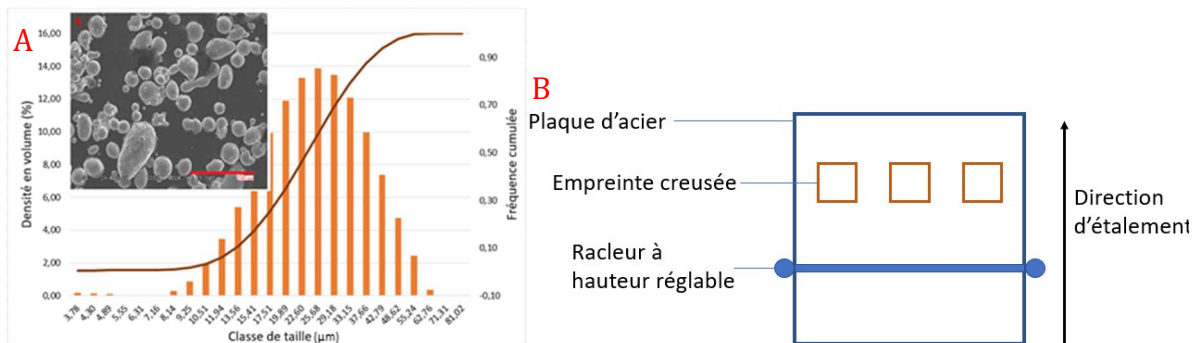


Figure 1: A : Morphologie et granulométrie de la poudre AlSi10Mg ; B : Système d'étalement

## 2.2 Mesure de la compacité

La compacité du lit de poudre est déterminée par une mesure de masse de la poudre en deux étapes : (1) pesée de l'empreinte sans poudre et (2) pesée après étalement de la poudre et mesure du volume du lit de poudre, à l'aide de l'équipement Bruker Alicona Infinite Focus G5+. Deux méthodes d'analyse du volume sont jugées satisfaisantes, l'une moyennant la hauteur du lit de poudre et l'autre suivant précisément le profil. Elles donnent des résultats avec une différence globale de l'ordre de 10%, la première maximisant la valeur de la compacité et la seconde la maximisant. Les résultats permettent d'observer que la compacité de lit de poudre effectuée de manière similaire n'est pas constante contrairement à une hypothèse retrouvée dans différentes références [8]. L'humidité de la poudre semble avoir un effet rapide sur l'étalement puisque la poudre est plus difficile à étaler, accrochant plus au racleur après quelques minutes en dehors de l'étuve.

## 2.3 Mesure de l'absorptivité

L'absorptivité de lit de poudre est mesurée à l'aide de la technique de la sphère intégrante d'Ulbricht. Cette technique consiste à placer une sphère, dont l'intérieur est recouvert de BaSO<sub>4</sub>, un matériau réfléchissant 98-99% de la lumière dans la longueur d'onde utilisée [10], au-dessus du matériau dont l'absorptivité sera mesurée. Le matériau est éclairé par un laser (Figure 2A). Il se produit alors, dans notre cas, de multiples réflexions au sein du lit de poudre et dans la sphère schématisée (Figure 2B). Une légère augmentation de l'absorptivité est observée lorsque le faisceau est focalisé. De plus, l'erreur sur les mesures est multipliée par 4. Il existe un effet significatif du support sur l'absorptivité lorsque le lit de poudre est de l'ordre 70µm. Les données des étalements d'une épaisseur de l'ordre de 70µm ont été séparées à celles supérieures à cet ordre de grandeur.

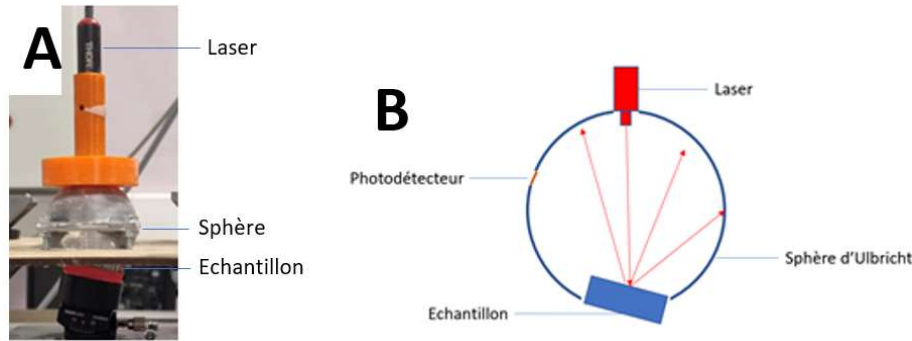


Figure 2: A) Montage expérimental de la sphère d'Ulbricht ; B) Schéma d'une sphère d'Ulbricht

### 2.4 Corrélation entre la compacité et l'absorptivité d'un lit de poudre

L'absorptivité dans le lit de poudre dépend des multi-réflexions présente sur les grains de poudre. La densité du lit de poudre a alors un rôle sur le nombre de multi-réflexion possible. Des modèles comme celui présenté par Gusarov [11] permettent de quantifier la variation d'absorptivité en fonction des paramètre d'étalement (compacité, épaisseur de poudre...). Il est important de vérifier l'impact réels des paramètres opératoires sur la variation d'absorptivité. Une légère diminution de l'absorptivité est observée à partir de nos mesures sur les lits épais (160µm) (Figure 3B, tracé orange). Cette diminution est linéaire avec coefficient directeur négatif de 0,39. Cependant, le comportement de l'absorptivité des étalements de faible épaisseur (70µm) en fonction de la compacité ne peut être défini (Figure 3B, tracé gris). Quant au modèle de Gusarov, il montre deux comportements distincts (Figure 3A, tracé bleu). Pour une compacité de 0 à 35%, l'absorptivité a un comportement linéaire avec un coefficient directeur positif de 0,51. La seconde partie de la courbe est constante et cette zone est atteinte pour un taux de compacité de 40%. De plus, l'absorptivité prédite est bien en dessous de celle qui est mesurée. Ainsi, le modèle de Gusarov ne semble pas pertinent dans notre cas. Il est important de noter que, contrairement au modèle de Gusarov, le matériau du substrat est différent de celui de la poudre de nos essais.

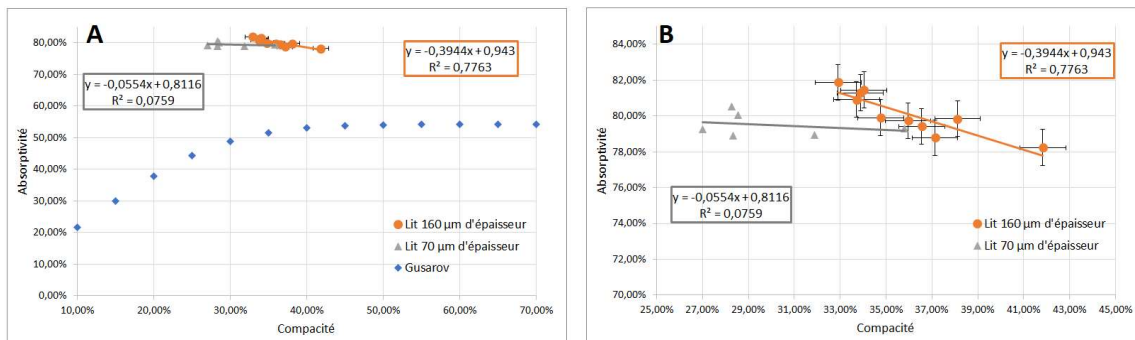


Figure 3 : Absorptivité de lit de poudre en fonction de leur compacité ; A) Résultats expérimentaux et calculés avec le modèle de Gusarov ; B) Résultats expérimentaux

### 3. Conclusion

Durant cette étude, des expérimentations ont été menées pour déterminer une relation entre la compacité d'un lit de poudre et l'absorptivité de celui-ci. La corrélation entre l'absorptivité et la compacité de lit de poudre semble linéaire et décroissante sur l'intervalle de compacité considéré. La loi expérimentale ne concorde pas avec le modèle de Gusarov qui a été pris en référence. Dans ce dernier, l'absorptivité est croissante jusqu'à 35% de compacité puis constante. Pour le moment, il n'est pas possible de définir comment est cette corrélation sur pour des valeurs de compacité en dehors de la plage obtenue avec nos données expérimentales. Pour finir, la corrélation expérimentale n'est valable que pour des lits épais, épaisseur supérieure au D90 de la poudre (ici 60  $\mu\text{m}$ ). En effet, une épaisseur inférieure au D90 de la poudre implique un rôle trop important au support.

### Références

- [1] W. Nan, M. Pasha, et M. Ghadiri, « Numerical simulation of particle flow and segregation during roller spreading process in additive manufacturing », *Powder Technology*, vol. 364, p. 811-821, mars 2020, doi: 10.1016/j.powtec.2019.12.023.
- [2] T. M. Wischeropp, C. Emmelmann, M. Brandt, et A. Pateras, « Measurement of actual powder layer height and packing density in a single layer in selective laser melting », *Additive Manufacturing*, vol. 28, p. 176-183, août 2019, doi: 10.1016/j.addma.2019.04.019.
- [3] S. Haeri, « Optimisation of blade type spreaders for powder bed preparation in Additive Manufacturing using DEM simulations », *Powder Technology*, vol. 321, p. 94-104, nov. 2017, doi: 10.1016/j.powtec.2017.08.011.
- [4] J. Tea, « Evaluation de la coulabilité des poudres – comparaison de méthodes de mesure », Loraine, Nancy, 2015. [En ligne]. Disponible sur: <https://hal.univ-lorraine.fr/hal-01732354>
- [5] A. Mussatto, R. Groarke, A. O'Neill, M. A. Obeidi, Y. Delaure, et D. Brabazon, « Influences of powder morphology and spreading parameters on the powder bed topography uniformity in powder bed fusion metal additive manufacturing », *Additive Manufacturing*, vol. 38, p. 101807, févr. 2021, doi: 10.1016/j.addma.2020.101807.
- [6] F. Chu *et al.*, « Influence of satellite and agglomeration of powder on the processability of AlSi10Mg powder in Laser Powder Bed Fusion », *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 11, p. 2059-2073, mars 2021, doi: 10.1016/j.jmrt.2021.02.015.
- [7] H. Chen, Q. Wei, Y. Zhang, F. Chen, Y. Shi, et W. Yan, « Powder-spreading mechanisms in powder-bed-based additive manufacturing: Experiments and computational modeling », *Acta Materialia*, vol. 179, p. 158-171, oct. 2019, doi: 10.1016/j.actamat.2019.08.030.
- [8] R. Andreotta, L. Ladani, et W. Brindley, « Finite element simulation of laser additive melting and solidification of Inconel 718 with experimentally tested thermal properties », *Finite Elements in Analysis and Design*, vol. 135, p. 36-43, nov. 2017, doi: 10.1016/j.finel.2017.07.002.
- [9] U. Ali *et al.*, « On the measurement of relative powder-bed compaction density in powder-bed additive manufacturing processes », *Materials & Design*, vol. 155, p. 495-501, oct. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2018.06.030.
- [10] N. Knighton et B. Bugbee, « A Mixture of Barium Sulfate and White Paint is a Low-Cost Substitute Reflectance Standard for Spectralon® ».
- [11] A. V. Gusarov, I. Yadroitsev, Ph. Bertrand, et I. Smurov, « Model of Radiation and Heat Transfer in Laser-Powder Interaction Zone at Selective Laser Melting », *Journal of Heat Transfer*, vol. 131, n° 7, p. 072101, juill. 2009, doi: 10.1115/1.3109245.

# Prédiction de l'état mécanique et des défauts de recristallisation des pièces coulées monocristallines à base Nickel au cours du refroidissement

L. ROCHE<sup>a,b</sup>, H. BADREDDINE<sup>a</sup>, C. LABERGERE<sup>a</sup>, M. LEDUC<sup>b</sup> et T-N. NIANE<sup>b</sup>

a. Lasmis, [louis.roche@utt.fr](mailto:louis.roche@utt.fr), [housseem.badreddine@utt.fr](mailto:housseem.badreddine@utt.fr), [carl.labergere@utt.fr](mailto:carl.labergere@utt.fr)

b. Safran Tech/PFX

**Mots clés** : Simulation de solidification, recristallisation, fonderie et optimisation numérique

## Résumé

Dans la présente étude on s'intéresse à la prédiction du défaut de recristallisation d'une aube de turbine monocristalline à base Nickel pendant une opération de coulée. En effet, lors de la solidification, des déformations sont introduites entraînant la germination de grains fortement désorientés conduisant à une dégradation significative des propriétés mécaniques. Des précédents travaux ont mené à la construction d'un modèle thermo-élastoviscoplastique avec prise en compte de la transformation des états liquide → pâteux → solide pour simuler le refroidissement après une opération de fonderie en cire perdue. Dans ce travail l'attention a été apportée dans un premier temps à l'ajout de nouveaux critères de recristallisation et les résultats numériques ont été comparés aux résultats expérimentaux et dans un second temps sur l'optimisation du modèle numérique.

## 1. Introduction

Les aubes de turbines hautes pressions sont élaborées à partir d'un superalliage monocristallin leurs conférant une résistance optimale en fatigue et en fluage. Le procédé de fonderie à cire perdue utilisant une solidification dirigée est nécessaire pour avoir un contrôle optimal de la croissance de la microstructure. Le refroidissement de la pièce induit des déformations dans l'alliage dû à une différence des coefficients de dilatation thermique entre le moule, le métal et le noyau. Ces déformations introduites à hautes températures sont l'une des causes de l'apparition de grains recristallisés qui sont révélés durant les traitements thermiques subséquents. De nombreux travaux ont porté sur la modélisation de ces superalliage essentiellement avec des modèles de plasticité cristalline [1,2]. Dans cette étude, un modèle de comportement macroscopique phénoménologique issu de [3,4] a été développé pour simuler l'évolution de l'état mécanique d'une pièce au cours de sa solidification permettant de prédire les zones potentiellement sensibles au défaut de recristallisation. Ce modèle thermo-élastoviscoplastique tient compte de l'effet du changement d'état liquide → pâteux → solide à partir de formulation inspirée des comportements de matériaux poreux [5]. Le modèle a été implémenté dans le code de calcul EF Abaqus/Standard® via une routine UMAT. L'opération de coulée de l'aube est simulée avec le logiciel ProCAST. Les champs thermiques calculés avec ProCAST sont ensuite importés dans le logiciel Abaqus® pour simuler la phase de refroidissement.

## 2. Modélisation de la solidification

### 2.1 Modèle de comportement

Un critère de viscoplasticité est défini [3, 4] considérant une contrainte équivalente composée du premier invariant  $\left(p_s = \frac{1}{3} \text{tr}(\sigma)\right)$  et du second invariant  $\left(q_s = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\sigma}^D : \underline{\sigma}^D}\right)$  de la contrainte (**Eq. (2)**).

Les fonctions  $h_1, h_2$  et  $h_3$  (fonction dépendant de la fraction volumique solide  $g_s$ ) issues des travaux de Cocks [6] permettent de retranscrire l'évolution du comportement du passage des états liquide → pâteux → solide.

$$f = \sigma_{eq} - h_3(g_s)\sigma_{dy} \tag{Eq. (1)}$$

$$\sigma_{eq} = \sqrt{h_1(g_s)q_s^2 + h_2(g_s)p_s^2} \tag{Eq. (2)}$$

Ce modèle de comportement repose sur l'introduction d'un écrouissage isotrope de type Voce et un potentiel viscoplastique de Norton-Hoff :

$$\sigma_{dy} = \sigma_y + Q \left(1 - e^{-b\dot{\epsilon}_{eq}^{vp}}\right) + \sigma_{vp} \tag{Eq. (3)}$$

$$\sigma_{vp} = K_v \left(1 - e^{-b_v \dot{\epsilon}_{eq}^{vp}}\right) \left(\frac{\dot{\epsilon}_{eq}^{vp}}{\dot{\epsilon}_0}\right)^n \tag{Eq. (4)}$$

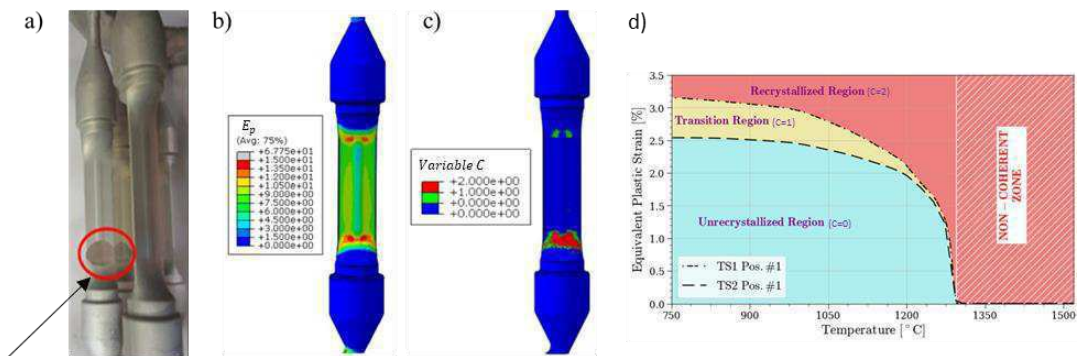
Les paramètres du modèle ( $\sigma_y, Q, b, K_v, b_v, \dot{\epsilon}_0$  et  $n$ ) sont identifiés à partir d'essais de traction-relaxation isothermes réalisés sur une plage de températures allant de 700 à 1200°C et pour deux vitesses qui sont  $1.10^{-5}s^{-1}$  et  $1.10^{-3}s^{-1}$  avec comme nuance d'alliage à base Nickel l'AM1 [3].

### 2.2 Mise en donnée du modèle numérique

L'éprouvette nommée BFin présentée en (Fig.1) est une représentation réelle d'un ensemble carapace-alliage-sole dont le but est d'analyser des aspects géométriques spécifiques présents sur les aubes de turbines avec des zones de faibles épaisseurs. Un calcul préalable sur ProCAST permet d'avoir les champs de températures en chaque nœud du maillage et à chaque instant comme donnée d'entrée pour Abaqus/Standard®. Le maillage de la structure est réalisé avec des éléments linéaires tétraédriques à 4 nœuds de type C3D4. Les conditions de contact entre les outils et l'alliage ont été simplifiées par des interactions de type collage.

### 2.2 Résultats

Différents critères de recristallisation ont été établis par les équipes de Safran à la suite d'une campagne d'essais expérimentaux. Les critères sont introduits dans la routine UMAT sous forme d'abaque (Fig.1d). La construction des critères de recristallisation s'appuie sur deux quantités physiques qui sont : les déformations plastiques et les énergies de déformations plastiques. Un indicateur de recristallisation noté C définit l'historique de l'état de la microstructure du matériau.



Zone de recristallisation

Figure 1 : Comparaison expérimentale et numérique du refroidissement de la coulée de l'éprouvette BFin : Analyse expérimentale post-traitement thermique a), distribution du champ de l'énergie de déformations plastiques b), distribution de l'indicateur de recristallisation basé sur les énergies de déformations plastiques c) et Abaque de recristallisation issu de [4] pour l'AM1

Une comparaison des résultats numériques et expérimentaux est réalisée afin d'évaluer la pertinence du modèle et des critères développés. La coulée de l'éprouvette BFin met en évidence le phénomène de recristallisation dans la zone entourée en rouge (Fig.1a). La carte des énergies de déformations plastiques (Fig.1b) ainsi que celle de l'indicateur de recristallisation (Fig.1c) mettent en exergue une forte concentration dans la zone inférieure de l'éprouvette où le défaut de recristallisation a été



observé. L'association du modèle de comportement et du critère de recristallisation permet de prédire fidèlement ces zones critiques recristallisées.

### 3. Optimisation du modèle numérique

#### 2.1 Méthode de résolution numérique

La méthode de résolution numérique globale actuellement utilisée par défaut dans Abaqus est une méthode quasi statique implicite basée sur la méthode de résolution numérique de Newton-Raphson (NR). Cette solution nécessite le calcul de la matrice Jacobienne. Abaqus propose une alternative avec une méthode dite de Quasi-Newton (QN). L'intérêt de cette approche réside dans le calcul approché d'une matrice Hessienne qui n'est pas recalculée tant qu'elle respecte une condition de quasi-newton (équation sécante). Le nombre d'itération est bien souvent plus important mais dans le cas de modèles fortement non linéaires ce choix de résolution numérique devient intéressant en termes de coût de calcul. De plus, de nombreux paramètres de contrôle numérique sont disponibles sur Abaqus®. L'étude a été focalisée principalement sur les effets de deux de ces paramètres que sont : Line Search et Time Incrementation. Line Search (LS) est une méthode itérative qui fonctionne en combinaison avec la méthode de QN. Elle permet d'éviter la divergence des itérations d'équilibre résultant de la matrice Hessienne approchée. Le Time Incrementation (TI) joue un rôle direct sur la convergence à l'aide de deux paramètres. Lors d'analyses sévèrement discontinues, il est utile d'augmenter ses valeurs pour éviter une réduction prématurée du pas de temps.

#### 2.1 Résultats

Une première étude de sensibilité a été menée sur un cas simplifié (**Fig.2a**) afin de rendre compte de l'effet des différents paramètres. Ce cas simplifié a été décliné en deux versions avec un maillage grossier et un maillage fin. L'utilisation de la méthode de QN permet une diminution significative des temps de calcul (**Fig.2b**). Ensuite, dans une moindre mesure, les temps de simulation diffèrent légèrement en fonction des valeurs des paramètres de contrôle.

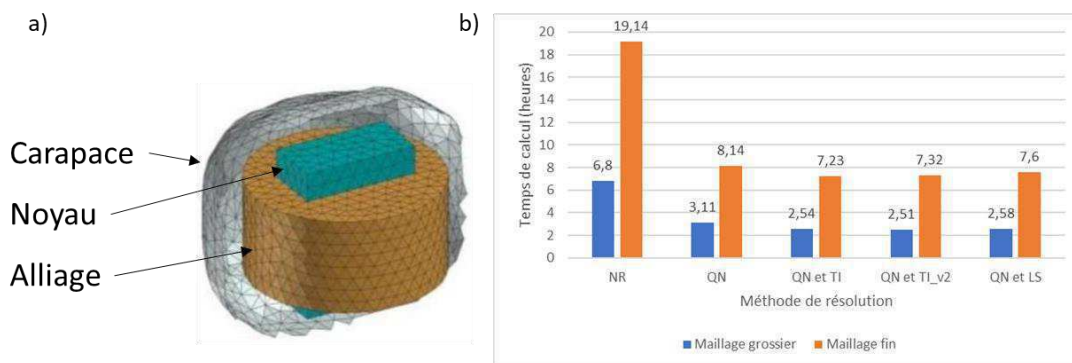


Figure 2 : Représentation du cas simplifié a) et des temps de calcul associés pour chaque méthode b)

La méthode de QS avec le TI version 2 a été retenue pour une analyse plus approfondie sur l'éprouvette BFfin. Les différents champs mécaniques (état de contrainte, déformation plastique ...) ont été confrontés et n'affichent aucun changement sur la réponse en énergie de déformation plastique et une différence locale de 0.75% sur la déformation plastique (**Fig.3**). A l'instar du cas simplifié, une diminution significative du temps de calcul est obtenue avec un gain de 33% (**Table.1**).

Eprouvette BFfin	Méthode de résolution	Temps de simulation (heures)
	Newton-Raphson	52
Quasi-Newton	35	

Gain **33%**

Table 1 : Temps de calcul de l'éprouvette BFfin en fonction de la méthode numérique

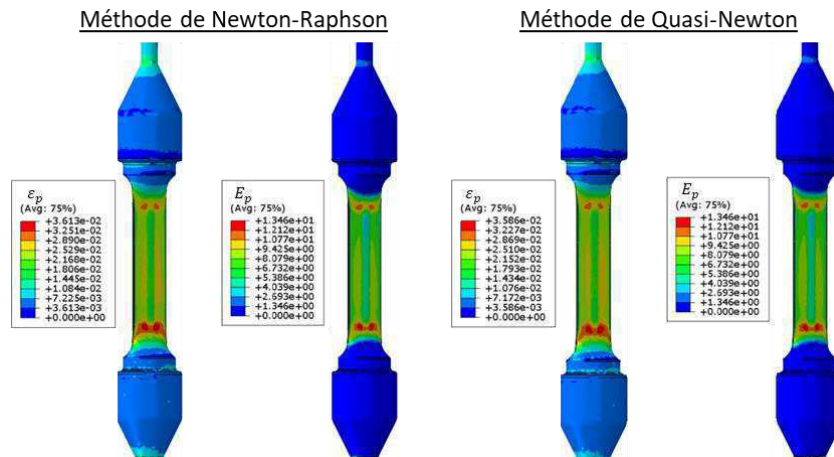


Figure 3 : Comparaison des champs de déformations plastiques et d'énergie de déformations plastiques obtenues en utilisant les deux méthodes de résolution numérique (NR classique et QN)

### 3. Conclusion

Le modèle de comportement et les critères de recristallisation implémentés dans Abaqus montrent une bonne corrélation avec les résultats expérimentaux. Les modifications apportées quant à la résolution du modèle numérique permettent de diminuer de façon non négligeable le temps de calcul, qui d'un point de vue industriel est un atout majeur. Néanmoins des améliorations du modèle sont envisagées pour tenir compte de plusieurs aspects exhibés par les monocristaux de base Nickel. L'orthotropie est une caractéristique fortement présente et nous envisageons de l'introduire en se basant sur l'écriture d'un critère viscoplastique employée par Desmorat [7] utilisant la décomposition de l'état des contraintes en modes de Kelvin. Il est maintenant bien établi d'un point de vue de la microstructure que les alliages bases Nickel sont composés de deux phases : une matrice  $\gamma$  renforcée par des précipités  $\gamma'$ . Lors du refroidissement, la proportion de ces deux phases évolue en fonction de la température et par conséquent influe sur le comportement de l'alliage. L'évolution de ces phases et notamment celle des précipités  $\gamma'$  fera l'objet d'une investigation dans la suite des travaux à l'image des travaux proposés par Fedelich [2] dans lequel la morphologie et l'évolution des précipités sont pris en compte dans des modèles de plasticité cristalline à travers une variable interne.

### Remerciements

Je souhaite remercier les équipes de Safran Tech PFX pour avoir fourni les données expérimentales ainsi que leurs soutiens.

### Références

[1] Cailletaud, G (1987). Une approche micromécanique du comportement des polycristaux. *Revue physique* 43, 353-365.

[2] Fedelich, B., Künecke, G., Epishin, A., Link, T. & Portella, P. (2008). Constitutive modelling of creep degradation due to rafting in single-crystalline Ni-base superalloys. *Materials Science and Engineering A* 510-511, 273-277.

[3] Labergère, C., Long, M., Badreddine, H., Niane, N-T., Grange, D. & Saanouni, K. (2021). Thermomechanical model for solidification and cooling simulation of Ni-based superalloy components. *International Journal of Solids and Structures* 212, 202-219.

[4] Long, M., Leriche, N., Badreddine, H., Niane, N-T., Grange, D. & Labergere, C. (2022). A new experimental and simulation methodology for prediction of recrystallization in Ni-based. *Journal of Materials Processing Tech.* 306 1177624.

[5] Marin, E.B., McDowell, D.L., 1997. A semi-implicit integration scheme for rate-dependent and rate-independent plasticity. *Comput. Struct.* 63 (3), 579–600.

[6] Cocks, A, C, F. (1989). Inelastic deformation of porous material. *J. Mech. Phys. Solids* Vol 37. No 6, pp 693-715.

[7] Desmorat, R. & Marull, R. (2010). Non-quadratic Kelvin modes based plasticity criteria for anisotropic materials. *International Journal of Plasticity* 27, 328-351.

# POSTERS

# Utilisation du formage incrémental robotisé à chaud sur polymère dans le cadre de la fabrication d'orthèses recyclables et biosourcées

**V. DUARTE ROCHA<sup>a</sup>, L. GIRAUD MOREAU<sup>b</sup>, A. CHEROUAT<sup>c</sup>**

- a. UR-Lasmis, UTT, 12 rue Marie Curie CS 42060, 10004 Troyes cedex, France  
valentin.duarte\_rocha@utt.fr
- b. UR-Lasmis, UTT, 12 rue Marie Curie CS 42060, 10004 Troyes cedex, France  
laurence.moreau@utt.fr
- c. UR-Gamma3, UTT, 12 rue Marie Curie CS 42060, 10004 Troyes cedex, France  
abel.cherouat@utt.fr

**Mots clés** : formage incrémentale ; robot ; polymère ; orthèse

---

## Résumé

Le formage incrémental est un procédé innovant de fabrication de surface particulièrement adapté aux petites séries et au prototypage. Son utilisation dans le cas de la fabrication d'orthèses à base de polymères reste encore limitée. Grâce à une plateforme expérimentale portant sur le formage mono-point à chaud sur polystyrène choc sur bras robot ainsi que la réalisation d'un modèle numérique pour comparer les résultats obtenus. Nous montrerons que la réalisation de surface dimensionnellement viable et adaptative pour une utilisation médicale est possible. Dans un premier temps avec un polymère recyclable et par la suite sur des polymères ou composites biosourcés afin de répondre au besoin d'appareillage plus écologique.

---

## 1. Introduction

Le procédé de formage incrémentale mono-point permet la déformation plastique de tôle de faible épaisseur via un outil hémisphérique déplacer selon une trajectoire décrivant la géométrie de la surface que l'on souhaite obtenir. Il peut être comparé au procéder d'emboutissage, mais est particulièrement adapté au prototypage, aux petites séries et aux pièces uniques adapté. L'utilisation d'un bras robot permet une diminution du coût et une plus grande marge de mouvement qu'une machine numérique trois axes classiques. Cela se fait au détriment d'une rigidité et d'une puissance plus faible. Le formage à chaud permet quant à lui de diminuer les efforts de formage à fournir et d'augmenter la qualité en forme de la pièce obtenue après relâchement dû au retour élastique.

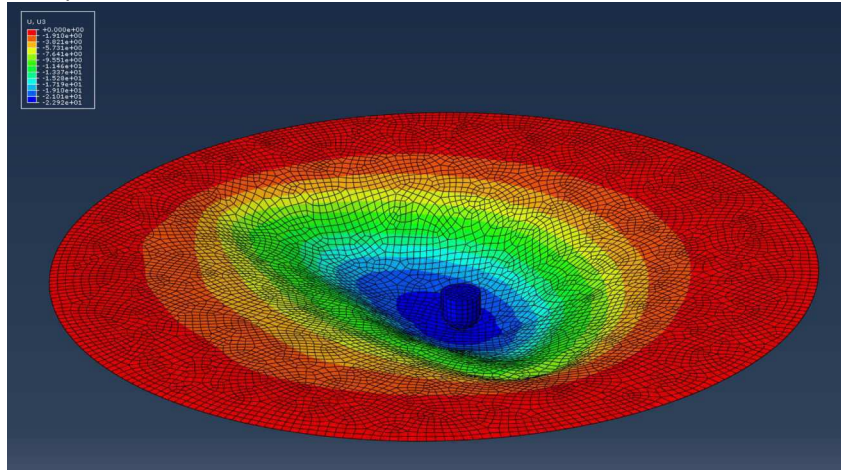
L'utilisation du formage incrémentale pour la fabrication d'orthèses ou de prothèses adapté au patient fait l'objet de nombreuses étude récente *G.Centeno,A.AL-Obaidi*[1,2]. Le formage incrémental est plus adapté à la réalisation de pièce surfacique sans les défauts d'anisotropie que peut présenter l'impression 3D, il s'agit donc d'un procédé complémentaire.

L'objectif sera de réaliser une surface complexe sur un thermoplastique biosourcé avec des tolérances de forme suffisante pour être utilisée. Nous travaillerons dans un premier temps sur du polystyrène choc qui est recyclable mais pas biosourcé.

## 2. Méthodologie

L'objectif est de comparer les résultats numériques et expérimentaux à la surface théorique souhaités. Dans un premier temps, seule la partie numérique sera réalisée. On travaillera sur du polystyrène choc, car on dispose de nombreux résultats expérimentaux sur ce matériau et notamment des paramètres de formage optimaux.

La trajectoire de l'outil est générée automatiquement. On travaille sur un modèle élastoplastique (**Fig.1**), prenant en compte la température. Le chauffage de la pièce se fait localement par conduction. On compare alors les deux surfaces obtenues.



**Figure 1.** Pièce complexe réalisée sur le modèle numérique.

## 3. Conclusion

La réalisation de forme complexe adaptative est possible via formage incrémentale et présente un intérêt écologique important. La diminution de l'outillage dû au procéder de fabrication couplé à l'utilisation de matériaux recyclables et biosourcées pourrais permettre de répondre au besoin de fabrication d'équipement médical plus responsable.

Il reste cependant un travail à affecter concernant une optimisation du procéder pour augmenter la formabilité du matériau sans diminuer la qualité en forme de la pièce obtenue. Cette amélioration peut être réalisée via l'ajout de multi-passe ou de l'exploitation des degrés de liberté supplémentaire offert par le formage sur bras robot six axes.

Il nous restera à transposer le procès sur un composite biosourcé *S.Torres*[3]. Ce qui demandera un travail d'optimisation pour trouver les paramètres de formage optimaux pour le matériau choisi.

## Références

[1] G. Centeno, I. Bagudanch, D. Morales-Palma, M.L. García-Romeu, B. Gonzalez-Perez-Somarrriba, A.J. Martínez-Donaire, L.M. Gonzalez-Perez, C. Vallellano. *Recent Approaches for the Manufacturing of Polymeric Cranial Prostheses by Incremental Sheet Forming*, Procedia Engineering, Volume 183, 2017, Pages 180-187, ISSN 1877-7058

[2] A.AL-Obaidi, A.Graf, V.Kräusel, M.Trautmann. *Heat supported single point incremental forming of hybrid laminates for orthopedic applications*, Procedia Manufacturing, Volume 29, 2019, Pages 21-27, ISSN 2351-9789

[3] S.Torres, R.Ortega, P.Acosta, E.Calderón. *Hot Incremental Forming of Biocomposites Developed from Linen Fibres and a Thermoplastic Matrix*, Strojniški vestnik - Journal of Mechanical Engineering, Volume 67, Number 3, 2021, Pages 123-132, ISSN 0039-2480

# Jumeau numérique pour la mise en forme de tôles métalliques

**L. GERMAIN<sup>a</sup>, N. GAUTAM<sup>a</sup>, T. BALAN<sup>b</sup>, F. CHINESTA<sup>c</sup>, S. THUILLIER<sup>a</sup>**

a. Univ. Bretagne Sud, UMR CNRS 6027, IRDL, F-56100 Lorient, France - lisa.germain@univ-ubs.fr

b. Arts et Metiers Institute of Technology, Université de Lorraine, LCFC, Metz, France

c. Arts et Metiers Institute of Technology, PIMM & ESI Group chair, Paris, France

**Mots clés** : mise en forme ; tôle métallique ; changement de trajets de déformation ; procédés multi-étapes ; simulation numérique

---

## Résumé

Le contexte général de cette étude est le développement d'un jumeau numérique pour un procédé de mise en forme de tôles métalliques multi-étapes. Plusieurs procédés sont considérés dans un premier temps, tels que l'emboutissage de godets cylindriques, le pliage d'une forme en U et les modèles numériques sont développés, afin d'analyser la sensibilité des grandeurs de sortie aux paramètres d'entrée tels que les propriétés mécaniques du matériau, la lubrification, les efforts sur les outils.

---

## 1. Introduction

La mise en forme virtuelle s'est imposée au cours des dernières décennies comme étant incontournable pour la conception de la gamme des procédés de mise en forme des tôles métalliques [1]. La qualité du modèle numérique et de la représentation du comportement mécanique, à savoir leur adéquation à la réalité expérimentale, est essentielle dans la robustesse de la prédiction numérique, cf. [2] par exemple, avec le développement de modèles avancés. La comparaison expérience/modèle numérique se fait fréquemment avec des données très contrôlées, les éprouvettes pour la caractérisation mécanique et les flans pour la mise en forme étant issus du même lot de tôles. Cependant, les variations des propriétés mécaniques entre lots et les variations des paramètres du procédé pendant la production, comme la lubrification/rugosité de la tôle et les efforts serre-flan, sont des sources d'incertitudes qui conduisent à des écarts sensibles entre la réalité expérimentale et le modèle numérique, qui peuvent être prises en compte par des méthodes stochastiques et ont été utilisées dans le cas d'un emboutissage en forme de U, suivi d'un retour élastique [3,4].

Une démarche plus globale basée sur un jumeau numérique du procédé [5] se développe actuellement, qui permet d'actualiser les paramètres du procédé en fonction des variations mesurées en entrée, afin de produire avec succès les pièces. La prédiction numérique du procédé (ou ombre digitale), fondée sur un modèle de comportement gouverné par la physique, peut s'avérer très fiable et bien décrite par un modèle paramétrique sensible aux données d'entrée ou nécessiter une approche hybride qui prend en compte une part d'incertitude estimée à partir de données expérimentales [6]. Cette approche a été utilisée avec succès essentiellement pour des procédés mono-étape et sans découpe. L'objectif de ce travail est de l'étendre à des procédés multi-étapes, en développant un jumeau numérique d'un procédé de mise en forme de tôles métalliques multi-étapes, appelé démonstrateur Delta.

## 2. Les objectifs du démonstrateur Delta

Le cadre général du travail est celui du projet DAMAS (Digitalisation au service des procédés de fabrication : des métamodèles à l'immersion virtuelle). Afin de choisir un procédé de mise en forme sensible aux variations des données d'entrée, telles que les propriétés mécaniques et l'épaisseur du matériau, la lubrification, les efforts sur les outils, une approche virtuelle est retenue dans un premier temps. Plusieurs procédés sont considérés, par exemple un emboutissage de godets cylindriques en plusieurs étapes (*direct redrawing*), un pliage en deux étapes successives d'une pièce en forme de U et une étude paramétrique permettra d'étudier la sensibilité des données en sortie, soit globales comme la force ou plus locales comme l'épaisseur des pièces et les contraintes résiduelles. Le procédé retenu à l'issue de cette première étape, appelé démonstrateur Delta, sera ensuite conçu et exploité, avec l'obtention de données expérimentales, pour illustrer la démarche du jumeau numérique.

## 3. Conclusion

Le poster présentera le cadre général du projet ainsi que les procédés actuellement étudiés numériquement, afin de déterminer celui qui sera retenu pour réaliser le démonstrateur Delta.

## Remerciements

Les auteurs reconnaissent le support financier de l'Institut Carnot ARTS, au travers du projet DAMAS. Le projet a également été financé par le *Research Fund for Coal and Steel* (RFCS) dans le cadre de la convention de subvention n°888153.

## Références

- [1] M.A. Ablatt, A. Qattawi. *Numerical simulation of sheet metal forming : a review*, Int J Adv Manuf Technol, 89 (2017) 1235-1250
- [2] D. Hérault. *Virtual forming of metallic sheet materials: influence of complex strain paths on service life prediction*, Thèse, Université Bretagne Sud, 2021
- [3] M. Arnst, J.P. Ponthot, R. Boman. *Comparison of stochastic and interval methods for uncertainty quantification of metal forming processes*, C R Mécanique, 346 (2018) 634-646
- [4] P. Lafon, M. Karner, G. Traar, J. Henjes, W. Sihn. *Digital twin in manufacturing: A categorical literature review and classification*, Proceedings of IFAC, PapersOnLine, Elsevier, 2018, pp. 1016-1022
- [5] W. Kritzing, M. Karner, G. Traar, J. Henjes, W. Sihn. *Digital twin in manufacturing: A categorical literature review and classification*, Proceedings of IFAC, PapersOnLine, Elsevier, 2018, pp. 1016-1022
- [6] V. Champaney, F. Chinesta, E. Cueto. *Engineering empowered by physics-based and data-driven hybrid models: A methodological overview*, Int J Mater Forming, 15 (2017) 31

# Modélisation de la transformation bainitique par automate cellulaire

H. Guichard<sup>a,b\*</sup>, V. de Rancourt<sup>a</sup>, S. Denis<sup>b</sup>, B. Appolaire<sup>b</sup>, J. Bellus<sup>c</sup>, C. Dumont<sup>c</sup>

a. CEA Valduc, hugo.guichard@cea.fr

b. Université de Lorraine – CNRS, Institut Jean Lamour, F-54000, Nancy, France

c. Aubert & Duval

## Résumé

Etudiés depuis près d'un siècle, les aciers bainitiques sont prisés pour allier résistance mécanique et ténacité élevées. Ils sont ainsi particulièrement utilisés dans les industries navales et nucléaires. Bien que le siècle passé ait apporté énormément de connaissances concernant la bainite [1], certaines zones d'ombre subsistent. En particulier, le rôle des contraintes internes lors de la transformation reste à éclaircir [2]. Leur prise en compte dans un modèle à champs moyens suppose l'ajout de paramètres dont le calibrage et l'interprétation constituent une difficulté majeure. Ces modèles peinent en effet à rendre-compte de la complexité du champ de contraintes dans un polycristal multiphasé.

Cette étude vise donc à modéliser la formation de bainite dans un polycristal austénitique en couplant un automate cellulaire à un solveur élasto-viscoplastique. Le modèle d'automate cellulaire intègre des lois de croissance adaptées à partir de modèles de diffusion [3-4] de la littérature où la partition du carbone est considérée à partir de la conservation de la masse et de conditions thermodynamiques hors équilibre à l'interface. Le type de microstructures prédites par un tel modèle est donné figure 1. Il est alors possible d'y calculer le champ de contrainte à partir d'une déformation libre fournie par la PTMC [5]. Le variant le plus favorable et la réduction d'énergie associée peuvent alors être prédits tels que présenté figure 2.

La calibration des paramètres du modèle sera discutée afin de prédire au mieux les cinétiques de transformation bainitiques obtenues expérimentalement (essais de dilatométrie en conditions isothermes) ainsi que les caractéristiques microstructurales observées en microscopie optique et EBSD.

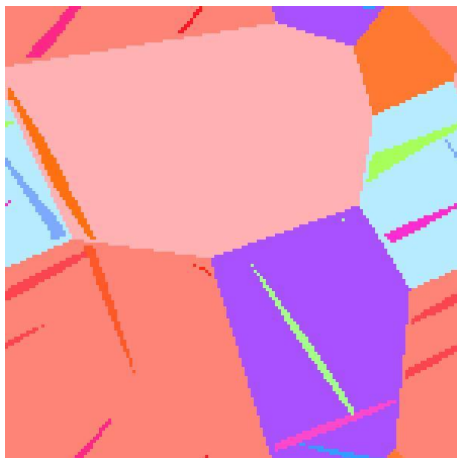


Figure 1: Etape intermédiaire du modèle d'automate cellulaire pour un volume initial de 6 grains (orientations en IPF) en conditions aux limites périodiques préciser le code couleur

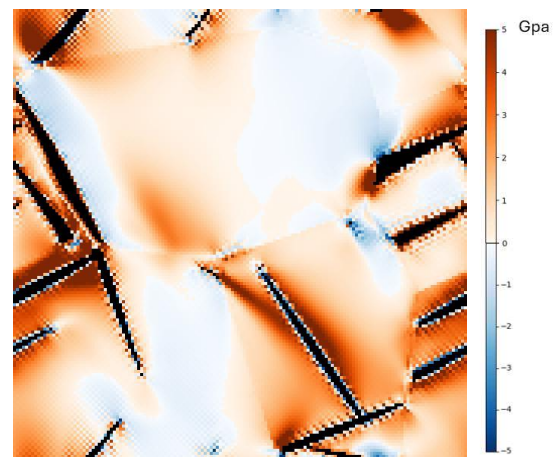


Figure 2 : Réduction d'énergie associée à la germination du variant le plus favorable



## Références

- [1] C. Mécamat, A. Lovelace. *Titre de l'article*, Titre du journal, 00 (1815) 1815-1852
- [2] A. Lovelace. *Titre du livre*, Eds. John Wiley and Sons, New York, 1852
- [3] C. Mécamat. *Titre de la thèse*, Thèse, Université Ville, 2024
- [4] A. Lovelace, C. Mécamat. *Titre de la communication*, Proceedings of Conference 000, Publisher, City, Country, 2000, pp. 00-00

# Méthode efficace pour simuler le transfert de chaleur et de masse durant le procédé de soudage et de fabrication additive

**Y. JIA<sup>a</sup>, Y. SAADLAOUI<sup>b</sup>, E. FEULVARCH<sup>b</sup>, J.-M. BERGHEAU<sup>b</sup>**

a. Univ. Polytechnique Hauts-de-France, CNRS, UMR 8201 - LAMIH - Laboratoire d'Automatique de Mécanique et d'Informatique industrielles et Humaines, F-59313, Valenciennes, France. [yabo.jia@uphf.fr](mailto:yabo.jia@uphf.fr)

b. INSA Hauts-de-France, F-59313, Valenciennes, France

c. Univ. Lyon, Ecole Centrale de Lyon, CNRS, ENTPE, LTDS, UMR5513, ENISE, Saint-Etienne Cedex 02, 42023, France. [yassine.saadlaoui@enise.fr](mailto:yassine.saadlaoui@enise.fr); [eric.feulvarch@enise.fr](mailto:eric.feulvarch@enise.fr); [jean-michel.bergheau@enise.fr](mailto:jean-michel.bergheau@enise.fr)

**Mots clés** : Méthodes numériques, Bain de fusion, écoulements du fluide, fabrication additive, soudage laser.

---

## Résumé

La prédiction numérique de la morphologie du bain de fusion et de la répartition de la température des processus thermomécaniques (soudage, fabrication additive) joue un rôle important dans la compréhension des relations entre les paramètres du processus et la qualité des pièces fabriquées. Les modèles de conduction thermique sont limités dans leur prévisibilité car les phénomènes de transport dans le bain de fusion sont ignorés. En revanche, le modèle multiphysique permet de prendre en compte le transfert de chaleur, l'évolution de la surface libre et les phénomènes de transport dans le bain de fusion, conduisant ainsi à des prédictions plus précises. Cependant, le coût de calcul des modèles multiphysiques les rend peu pratiques pour les simulations à échelle partielle. Dans cet article, la technique de séparation des zones (fluide and solide) basé sur la méthode des éléments finis est présenté, qui permet de résoudre séparément le problème du thermo-fluide uniquement dans la petite zone mobile qui contient le bain de fusion et le problème de transfert de chaleur dans le reste. Par conséquent, cette nouvelle technique proposée est prédictive ainsi que le modèle de thermo-fluide complet, tout en étant beaucoup plus efficace qu'un modèle de thermo-fluide complet car il y a beaucoup moins de degrés de liberté (DOF) pour résoudre. Enfin, des tests de validation numérique dans les simulations de soudage et de fabrication additive mettent en évidence son efficacité et sa haute-fidélité.

---

# Caractérisation biaxiale de polymères imprimés 3D pour des simulateurs chirurgicaux patient-spécifiques

**M. LECLERCQ<sup>a</sup>, J. NEGGERS<sup>a</sup>, R. LEGROUX<sup>a</sup>, E. VENNAT<sup>a</sup>**

- a. Université Paris-Saclay, ENS Paris-Saclay, CentraleSupélec, CNRS, LMPS, 91190, Gif-sur-Yvette, France  
[margot.leclercq@centralesupelec.fr](mailto:margot.leclercq@centralesupelec.fr)

**Mots clés :** Fabrication additive PolyJet, Polymères, Essais biaxiaux, Méthode intégrée, Viscoélasticité, Hyperélasticité

## Résumé

Les procédés de fabrication additive s'installent progressivement au sein du secteur médical en permettant l'obtention de dispositifs patients-spécifiques qui améliorent la prise en charge tout en réduisant les coûts associés. Dans le cas particulier des interventions de Réparation Endovasculaire d'Anévrisme (EVAR), l'impression 3D est utilisée pour fournir des modèles 3D réalistes d'anatomies pathologiques permettant de former les chirurgiens, répéter des cas complexes et améliorer les procédures per-opératoires. Grâce au procédé de fabrication additive PolyJet, ces modèles physiques peuvent être imprimés par combinaison de différents matériaux photopolymères souples et rigides pour reproduire le retour haptique de l'aorte humaine au sein du réplica.

En revanche, la reproduction fiable des états de contrainte et déformation dans le simulateur imprimé 3D reste un défi important. Elle requiert une bonne compréhension du comportement mécanique des matériaux imprimés, encore à établir. La caractérisation de leur comportement est complexifiée par les liens structure – process – propriétés de la technologie PolyJet montrés par plusieurs auteurs, induisant par exemple certaines propriétés matériaux anisotropes [1][2][3]. Alors que la plupart de ces études s'intéressent à la réponse des matériaux en sollicitation uniaxiale, le modèle anatomique imprimé 3D subit plutôt des sollicitations multiaxiales complexes au cours de la procédure chirurgicale. Cette étude enrichit la compréhension de la réponse mécanique via des essais en sollicitation biaxiale tout en tenant compte de l'anisotropie des matériaux imprimés. L'identification des propriétés matériaux sur ces essais complexes à caractériser est réalisée par méthode intégrée de corrélation d'images [4].



*Figure 1. Simulation d'une EVAR sur un modèle d'anévrisme de l'aorte abdominale en salle de chirurgie (Hôpital Marie Lannelongue)*

## Références

- [1] M. Barclift et C. Williams, « EXAMINING VARIABILITY IN THE MECHANICAL PROPERTIES OF PARTS MANUFACTURED VIA POLYJET DIRECT 3 D PRINTING », 2012.
- [2] P. Gay, D. Blanco, F. Pelayo, A. Noriega, et P. Fernández, « Analysis of Factors Influencing the Mechanical Properties of Flat PolyJet Manufactured Parts », *Procedia Eng.*, vol. 132, p. 70-77, janv. 2015, doi: 10.1016/j.proeng.2015.12.481.
- [3] M. Matušů *et al.*, « The effects of the printing direction and UV artificial degradation on the mechanical properties using AM PolyJet technology », *Appl. Comput. Mech.*, vol. 15, n° 1, Art. n° 1, juin 2021, doi: 10.24132/acm.2021.649.
- [4] J. Neggers, F. Mathieu, F. Hild, et S. Roux, « Simultaneous full-field multi-experiment identification », *Mech. Mater.*, vol. 133, p. 71-84, juin 2019, doi: 10.1016/j.mechmat.2019.03.001.

# TECSANTE I3D : Une plateforme d'impression 3D pour soutenir la recherche médicale et l'enseignement

Vincent Martin<sup>a</sup>, Jean-François Witz<sup>b</sup>, Marion Dehurtevent<sup>a</sup>,  
Nicolas Blanchemain<sup>a</sup>, Romain Nicot<sup>a</sup>

a. Univ. Lille, INSERM, CHU Lille, U1008 – Advanced Drug Delivery Systems, Lille, France  
Email : nicolas.blanchemain@univ-lille.fr

b. Univ. Lille, CNRS, Centrale Lille, UMR 9013 - LaMcube - Laboratoire de Mécanique, Multiphysique, Multiéchelle, Lille, France. Email : jean-francois.witz@centralelille.fr

**Mots clés :** Fabrication additive, Dispositif médical, médicaments et thérapies innovantes

Dans le cadre du projet CPER TECSANTE (Contrat Plan État Région), l'unité INSERM U1008 et le laboratoire LaMcube mettent en place une plateforme d'impression 3D multi-procédés. Celle-ci a pour objectifs d'accompagner les projets de recherche en impression 3D de l'université et du CHU de Lille, ainsi que de participer au transfert de la R&D vers la pédagogie.

## 1. Différents procédés de fabrication additive

La plateforme propose 10 procédés d'impression 3D différents. Il sera par exemple possible de créer des pièces polymères présentant des gradients de propriétés mécaniques grâce au procédé Polyjet. Cette technologie présente notamment un fort intérêt pour la création de modèles anatomiques biomimétiques. En effet, lors d'un même travail d'impression, il est possible de modifier de manière locale la composition des résines utilisées pour affecter à certains éléments des matériaux de duretés ou d'aspects différents. Ceci permet de concevoir des modèles, tel que celui présenté sur la Figure 1, qui imitent le comportement des différents tissus biologiques.



Figure 1 : Modèle anatomique multi-matériaux imprimé avec le procédé Polyjet [Stratasys]

Pour être en mesure d'accompagner les activités de recherches médicales pour la fabrication de dispositifs médicaux, le procédé PIM-like [1] est également exploité. En effet, celui-ci permet la fabrication de pièces métalliques ou céramiques de manière indirecte. Les feedstocks utilisés sont des formulations constituées de liants polymères chargés avec des poudres du matériau cible. Les pièces ainsi imprimées doivent subir des traitements chimiques et thermiques pour obtenir la pièce finale. Cette chaîne de fabrication présente l'avantage d'utiliser les procédés d'impression des polymères thermoplastiques pour la mise en forme. Ceux-ci sont généralement peu coûteux et facilement

modifiables, ce qui en fait une solution de choix pour l'internalisation [2] d'une solution de fabrication additive métallique/céramique.

D'autres procédés de fabrication, tel que le dépôt de fil fondu ou la photopolymérisation de résines, viendront également compléter les capacités de la plateforme pour assurer la production de pièces de prototypage, la production de petites séries ou encore l'impression de matériaux bio compatibles via les procédés de Bioprinting.

## 2. Objectifs scientifiques et pédagogiques

Au travers des diverses collaborations scientifiques que permettra cette plateforme, divers objectifs sont envisagés. Au-delà de la réalisation de modèle d'entraînement à visée pédagogique, la création de nouvelles méthodes de soin sera abordée. La mise en place des médicaments et thérapies innovantes (MTI) passe par exemple par la conception de prothèses et d'implants spécifiques au patient, ou encore par l'utilisation de nouvelles méthodes d'administration. Enfin, cette plateforme constitue également un environnement idéal pour améliorer et faire évoluer les procédés de fabrication additive. Différentes actions de recherche sont déjà menées dans ce sens, qu'il s'agisse de formulation de feedstock pour étendre le champ des matériaux utilisables ou de la mise en place de procédés hybrides. Par exemple, la Figure 2 présente des résultats préliminaires sur l'impression d'éprouvettes en 316L imprimées à partir de filaments développés en interne.

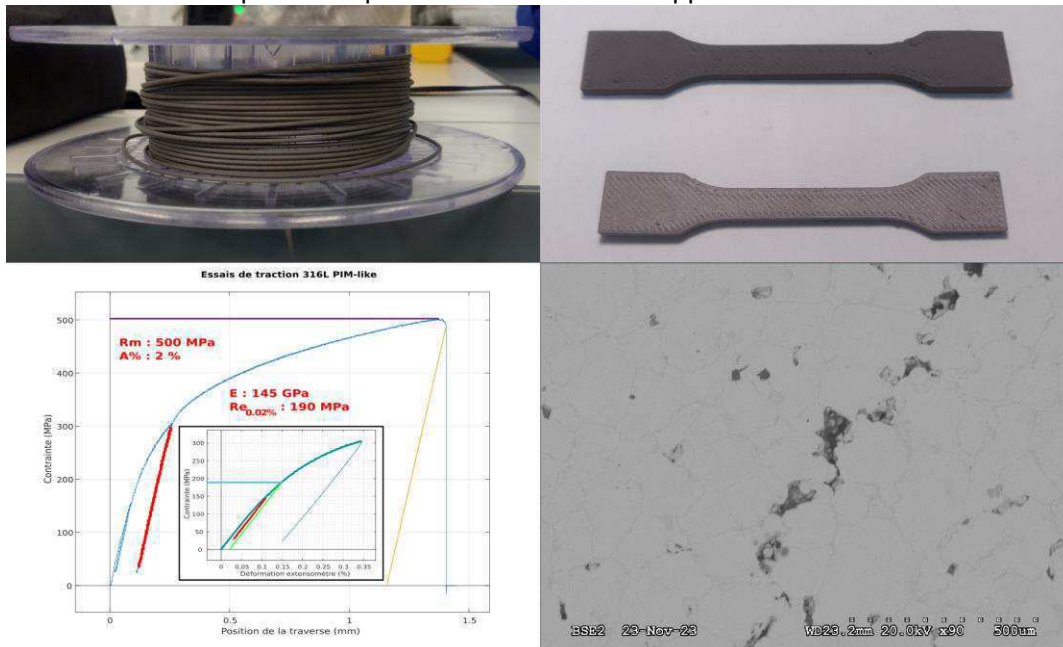


Figure 2 : Impression, observation MEB et caractérisation mécanique en traction d'éprouvettes 316L imprimées.

## 3. Conclusion

La création de cette plateforme constitue un support non négligeable aux activités de recherche et d'enseignement de l'université de Lille. Elle agira comme un catalyseur des développements scientifiques et pédagogiques pour l'utilisation de fabrication additive dans le domaine médical.

## Références

- [1] V. Martin *et al.*, "Low cost 3D printing of metals using filled polymer pellets," *HardwareX*, vol. 11, p. e00292, Apr. 2022, doi: 10.1016/j.ohx.2022.e00292.
- [2] R. H. Khonsari *et al.*, "In-house 3D printing: Why, when, and how? Overview of the national French good practice guidelines for in-house 3D-printing in maxillo-facial surgery, stomatology, and oral surgery," *Journal of Stomatology, Oral and Maxillofacial Surgery*, vol. 122, no. 4, pp. 458–461, Sep. 2021, doi: 10.1016/j.jormas.2021.08.002.

# ETUDE DE L'INFLUENCE DE L'ORIENTATION DES DÉFAUTS POREUX LIÉS À LA TRAJECTOIRE D'IMPRESSION SUR LES PROPRIÉTÉS ÉLASTOPLASTIQUES DE PIÈCES RÉALISÉES PAR PROCÉDÉ ADAM

**V. MONDESIR-ABOUT<sup>a</sup> , P. LAFON<sup>a</sup> , A. CHARLES<sup>a</sup> , E. LABBE<sup>b</sup>**

a. UR-LASMIS, Université de Technologie de Troyes, 12 rue Marie Curie, CS 42060, 10004 Troyes CEDEX, France, victoria.mondesir--about@utt.fr, pascal.lafon@utt.fr,

alexandre.charles@hec.edu

b. EiSINe-Campus Sup Ardenne, 9A rue Claude Chrétien, 08000 Charleville-Mézières, France, eric.labbe@univ-reims.fr

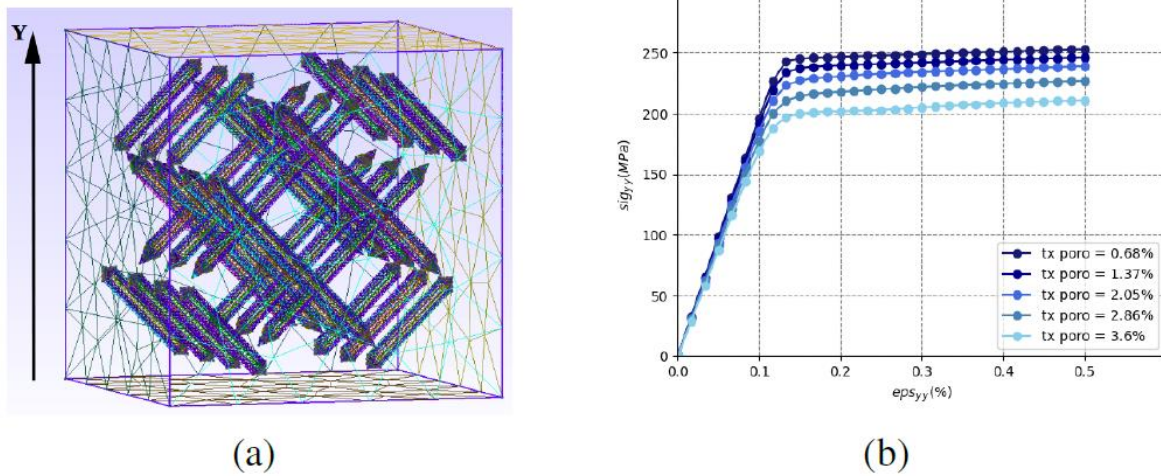
**Mots clés** : fabrication additive, plasticité, homogénéisation numérique, anisotropie, porosité, analyse par éléments finis

---

## Résumé

Parmi les procédés de fabrication additive, la Fabrication Additive par Diffusion Atomique (ADAM) se caractérise par une séquence innovante de procédés existants. Au cours de l'étape d'impression un filament constitué de poudre métallique dans une matrice polymérique est déposé suivant une trajectoire de remplissage prédéfinie. La pièce obtenue, appelée pièce verte est ensuite déliantée chimiquement puis frittée, le polymère restant est alors sublimé tandis que les particules métalliques coalescent par diffusion atomique [2]. Au cours de ces étapes des défauts poreux apparaissent, deux types de défauts sont observés : des cavités allongées dans une direction préférentielle et dont l'axe d'élongation dépend de la direction d'impression ainsi que des pores sphériques, répartis aléatoirement au sein de la matrice métallique, qui se forment lors de l'étape de frittage [3]. Ces deux types de défauts influencent les propriétés mécaniques de la pièce finale [1]. L'objet de cette étude concerne l'influence de l'orientation des cavités allongées associée à trois configurations d'impression : à plat avec remplissage en diagonales à 45° par rapport à la direction Y ("flat"), sur la tranche ("edge") et à la verticale ("upright"). Afin de quantifier l'impact des structures de défauts poreux associées à ces configurations d'impression une Analyse par Eléments Finis (FEA) est menée sur trois types de Volumes Élémentaires Représentatifs (VER) modélisant par des formes archétypales les cavités observées. Ces VER générés présentent des taux de porosité de 0.7 % à 3.5 %. Un déplacement uniaxial selon la direction Y est imposé, la loi de comportement associée est élastoplastique avec écrouissage linéaire isotrope. L'évolution en fonction du taux de porosité (tx poro) des courbes de déformation-contrainte (1) ainsi que celle des valeurs apparentes du module d'Young, du module d'écrouissage et de la limite d'élasticité conventionnelle à 0.2 % est ainsi mise en évidence et quantifiée

---



**Figure 1.** VER "flat", tx poro : 2.1 % (a) ; courbes de déformation-contrainte, tx poro : [0.7 % - 3.5 %] (b).

## Références

- [1] Y. Abe et al., Effect of Layer Directions on Internal Structures and Tensile Properties of 17-4PH Stainless Steel Parts Fabricated by Fused Deposition of Metals, *Materials*, Vol.14, n°2, (2021) p243.
- [2] T. Henry et al., Mechanical behavior of 17-4 PH stainless steel processed by atomic diffusion additive manufacturing, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol.114, n°7-8, (2021) p2103-2114.
- [3] G. Singh et al., Copper additive manufacturing using MIM feedstock : adjustment of printing, debinding, and sintering parameters for processing dense and defectless parts, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Vol.115, n°1-2 (2021) p449-462.



# CONTROLE NON DESTRUCTIF DE CHANGEMENTS MICROMECHANIQUES LOCAUX PAR MICROSCOPIE MICRO-ONDE A BALAYAGE

**L. SELLAMI<sup>a,b</sup>, R. HAMMOUD<sup>a</sup>, B. PANICAUD<sup>a</sup>, V. OPTASANU<sup>b</sup>, R. MARTIN<sup>c</sup>, L. KUBAT<sup>c</sup>, M. FRANCOIS<sup>a</sup>, É. BOURILLOT<sup>b</sup>**

a. Université de Technologie de Troyes (LASMIS), leila.sellami@utt.fr

b. Université de Bourgogne Franche-Comté (ICB)

c. C&K Switches

**Mots clés** : contraintes résiduelles, déformation plastique, microscopie micro-onde à balayage (SMM), champ proche.

---

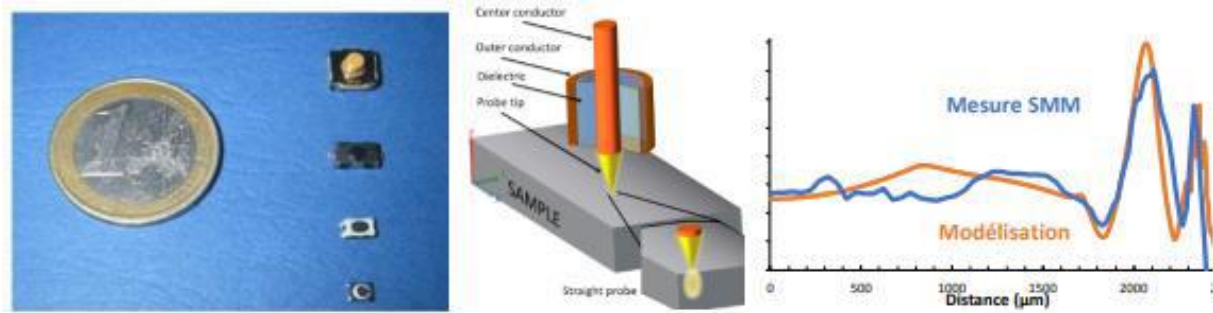
## Résumé

Une technique d'analyse micro-onde associée à un microscope à force atomique AFM (Atomic Force Microscopy) a été développée pour la mesure des changements micromécaniques locaux d'échantillons de petites dimensions. Elle apparaît comme tout à fait pertinente et prometteuse en ce qu'elle permet d'effectuer des mesures sur des surfaces avec une résolution latérale nanométrique et donne la possibilité d'obtenir un gradient dans la profondeur de manière non destructive. Cette dernière peut être ajustée à volonté en changeant la fréquence du signal.

Un défi général tant du point de vue applicatif que fondamental sur les composants métalliques est d'optimiser la durée de vie en service des pièces évoluant dans des conditions de plus en plus sévères, dans un contexte de réduction des coûts et de durabilité. Les contraintes résiduelles et l'état d'érouissage sont des paramètres importants pour cette optimisation. Selon la forme des pièces et la nature des matériaux, différentes techniques de mesure existent permettant d'évaluer l'état mécanique telles que la diffraction des rayons X... Cependant très peu de techniques restent envisageables lorsqu'il s'agit de composants à géométrie complexe ou de petites dimensions. Une technique d'analyse micro-onde [1, 2] associée à un microscope à force atomique AFM (Atomic Force Microscopy) a été développée pour la mesure des changements micromécaniques locaux d'échantillons de petites dimensions. Elle apparaît comme tout à fait pertinente et prometteuse en ce qu'elle permet d'effectuer des mesures sur des surfaces avec une résolution latérale nanométrique et donne la possibilité d'obtenir un gradient dans la profondeur de manière non destructive. Cette dernière peut être ajustée à volonté en changeant la fréquence du signal.

Les travaux ont permis d'obtenir les résultats suivants :

- 1- Une meilleure compréhension du passage du signal mesuré à l'état mécanique/microstructural.
- 2- Séparation des différents effets (élastorésistivité, déformation plastique, défauts...).
- 3- Modélisation de l'ensemble (dispositif SMM – échantillon) pour mieux comprendre les interactions en jeu et une meilleure interprétation des résultats.



**Figure 1.** micro-interrupteurs fabriqués par la société C&K Switches (à gauche), schéma de principe d'une pointe SMM (au centre), corrélation entre le profil de contraintes modélisé et le signal SMM (à droite, graphe volontairement adimensionné).

## Références

- [1] B. Rosner and D. W. van der Weide, "High-frequency near-field microscopy," Rev. Sci. Instruments, vol. 73, no. 3, p. 2505, 2002.
- [2]: C. Plassard, E. Bourillot, J. Rossignol, Y. Lacroute, E. Lepleux, L. Pacheco & E. Lesniewska. Phys.Rev.B, vol.83, 121409-1-4, (2011).