



**HAL**  
open science

# Contribution à l'analyse de l'intégrité des structures sous sollicitations extrêmes

Nicolas Tardif

► **To cite this version:**

Nicolas Tardif. Contribution à l'analyse de l'intégrité des structures sous sollicitations extrêmes. Mécanique des structures [physics.class-ph]. Institut National des Sciences Appliquées de Lyon; Université Claude Bernard Lyon 1, 2024. tel-04561177

**HAL Id: tel-04561177**

**<https://hal.science/tel-04561177>**

Submitted on 26 Apr 2024

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

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



Distributed under a Creative Commons Attribution - NonCommercial - NoDerivatives 4.0  
International License

# HABILITATION A DIRIGER DES RECHERCHES

présentée devant

l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon  
et l'Université Claude Bernard Lyon I

## Contribution à l'analyse de l'intégrité des structures sous sollicitations extrêmes

par

**Nicolas TARDIF**

Docteur en Mécanique

Soutenue le 08 mars 2024 devant la commission d'examen

### Composition du jury

<i>Président :</i>	Pr. Jean-Michel Bergheau	École Centrale Lyon - ENI de Saint-Etienne
<i>Rapporteurs :</i>	Pr. Bertrand Wattrisse	Université de Montpellier
	DR CNRS Patrice Peyre	ENSAM Paris
	Pr. Anne-Françoise Gourgues-Lorenzon	École des Mines de Paris - PSL
<i>Examineurs :</i>	Pr. Thouraya Baranger	UCBL Lyon 1
	Pr. Michel Coret	École Centrale de Nantes
	DR CNRS Marie-Christine Baietto	INSA Lyon

Mis en page avec la classe thesul.

## Remerciements

Les travaux que je présente dans ce document n'auraient pu être menés sans la participation de nombreux collègues et étudiants. C'est pour moi, avant tout, ces aventures humaines qui font de mon métier un métier passionnant, au delà de la motivation toujours grisante de répondre à des problématiques scientifiques.

Je souhaiterais tout d'abord remercier les membres du jury d'avoir accepté de participer à mon habilitation à diriger des recherches, pour les nombreux échanges que nous avons eus lors de la soutenance. Je tiens tout particulièrement à remercier les rapporteurs de mon manuscrit Anne-Françoise, Bertrand et Patrice pour la lourde tâche qui leur a été confiée, pour leur regard critique & constructif, ainsi que pour l'intérêt qu'ils ont porté à mes travaux.

En déroulant le fil de ma carrière, mes premières pensées vont aux personnes qui m'ont donné le goût de la recherche et ont eu un impact très positif sur l'enseignant-chercheur que je suis aujourd'hui. Alain a dirigé ma thèse, au delà de ses compétences déjà grandement reconnues de chercheur, il s'est soucié de mon avenir après la thèse en m'aidant à trouver un financement pour mon post-doctorat à Austin TX. Michel et Stelios m'ont appris la mécanique expérimentale, la rigueur nécessaire à la réalisation d'essais exploitables et sans zone d'ombres. Marie-Christine m'a accompagné lors de l'encadrement des premières thèses. Elle a su de façon très subtile m'aider à trouver ma place d'encadrant et me laisser voler de mes propres ailes. Je lui dois aussi ma mobilité interne au sein du LaMCoS qui a eu un impact certain sur la suite de ma carrière.

Je ne remercierai jamais assez les docteurs et doctorants que j'ai (eu) l'occasion de co-encadrer : Damien (c'est toi qui as rendu possible toute la suite des développements liés au dispositif Ellie!!!), Thomas (en plus d'un ami, tu es devenu un collègue! Les Clermontois ont de la chance de t'avoir! Hâte de retravailler avec toi!), Nicolas (un montagnard d'une efficacité XXL!), Ethel (toujours posé même dans la tempête!), Arif (attachez vos ceintures, on part en croisière!), Loïc, Anthony, Valentine, Maëlle, Maxime, Matthieu, Dinh et Emna. Une thèse est toujours une aventure scientifique et humaine, mêlant adversité et réussite. C'est loin d'être une expérience anodine et je vous félicite de l'avoir entreprise avec autant d'implication. J'apprends beaucoup de vous, j'espère vous avoir apporté aussi! Au plaisir de vous recroiser!

J'ai aussi une pensée toute particulière pour les collègues ITA. En tant qu'expérimentateur et responsable de plateformes techniques, je n'aurai pu accomplir ce travail sans votre aide précieuse et votre dévouement : Philippe (notre médaille de cristal du CNRS, toujours partant pour monter de nouveaux bancs!), Joel (j'essaie encore de trouver ses limites!! Bourru le bougre mais un cœur gros comme ça et un incroyable accélérateur de développements!), Abderrahime (tout nouveau dans l'équipe mais il s'est déjà rendu indispensable à de nombreuses reprises, toujours prêt à apprendre de nouvelles choses!), Alexandre (notre responsable de l'atelier d'usinage, pas sûr de toi et pourtant toujours pertinent dans les questions que tu te poses, je suis à chaque fois bluffé par tes développements!), Christine (ben, sans toi, c'est simple, la plateforme de fabrication additive ne pourrait pas fonctionner... En plus, tu as toujours des idées pour l'améliorer! J'arrive pas à suivre!), Jérôme (à l'écoute, et toujours prêt à aider!), Romain (un ovni autodidacte, touche à tout, intéressé par tout et un contact humain à toute épreuve!), Isabelle (tu m'as accompagnée en tant qu'adjointe administrative depuis mon master à l'INSA Lyon, tu es depuis peu à la retraite mais tu es une figure de l'équipe et tellement efficace!), Carine (qui a repris depuis peu la poste d'Isa avec brio!)

Je pense bien évidemment aussi aux collègues avec qui je partage mon quotidien : Thomas, Mady, Thibaut, François, Julien, David B., Aline, Auriane, Diana, Nawfal, Gergely, Hubert, Anthony, David D., Lætitia, Marion, Emmanuelle, Fabrice, Daniel, Xavier, Jean-Yves, Stéphane G. ... J'ai la chance de travailler dans cet environnement si riche, avec des collègues qui sont

aussi des amis, des collègues qui font attention aux autres. Pas si commun je pense, il faut en avoir conscience.

Plus généralement, je pense aux collègues de l'INSA de Lyon, aux partenaires académiques, aux partenaires industriels que je remercie pour leur confiance et bien entendu aux étudiants de GM et GCU que j'ai eu l'occasion de côtoyer.

Enfin j'aimerais remercier ma femme Annie, et mes enfants Ellie & Camille. Ce sont les piliers de mon équilibre face aux tumultes de la vie professionnelle.

# Sommaire

---

---

<b>Dossier Personnel</b>	<b>1</b>
--------------------------	----------

---

---

<b>Curriculum vitae</b>	<b>3</b>
-------------------------	----------

1	Formation - expérience . . . . .	3
2	Formation continue suivie . . . . .	4
3	Activités d'enseignement . . . . .	5
3.1	Modules enseignés . . . . .	5
3.2	Investissement pédagogique . . . . .	7
4	Responsabilités collectives . . . . .	9
4.1	Enseignement . . . . .	9
4.2	Recherche . . . . .	11
4.3	Jurys de recrutement . . . . .	12

<b>Synthèse des activités d'encadrement et de recherche</b>	<b>13</b>
---	-----------

1	Activités d'encadrement . . . . .	13
1.1	Masters et Projets d'initiation à la recherche . . . . .	13
1.2	Thèses de doctorat . . . . .	14
1.3	Encadrement de Post-doctorat . . . . .	22
2	Rayonnement scientifique . . . . .	22
2.1	Collaborations internationales . . . . .	22
2.2	Collaborations nationales . . . . .	22
2.3	Prix et distinctions . . . . .	25
2.4	Membre de Comité scientifique dans des conférences . . . . .	25

2.5	Relecteur pour revues internationales à comité de lecture . . . . .	26
2.6	Participation à des jurys de thèse . . . . .	26
2.7	Expertise de relecteur de projet . . . . .	26
2.8	Publications et communications . . . . .	26

---



---

**Dossier Recherche** **35**

---



---

<b>Introduction</b>	<b>37</b>
---------------------	-----------

<b>Ballonnement des gaines de Zircaloy-4 en conditions simulant les accidents de dimensionnement des réacteurs à eau pressurisée</b>	<b>39</b>
--	-----------

1	Introduction - contexte et problématiques . . . . .	39
1.1	Fonctionnement d'un REP . . . . .	39
1.2	La gaine de Zircaloy-4 . . . . .	41
1.3	Les accidents dimensionnants . . . . .	44
1.4	Contributions . . . . .	46
2	Méthodes . . . . .	47
2.1	Le banc d'essais Ellie . . . . .	47
2.2	La Gleeble-3500 . . . . .	52
2.3	Dialogue Essais-Calculs . . . . .	53
3	Résultats significatifs . . . . .	56
3.1	RIA - Phase Post-DNB . . . . .	57
3.2	APRP - Phase ballonnement . . . . .	68

<b>Ruine par localisation des déformations et rupture ductile des alliages métalliques</b>	<b>87</b>
--	-----------

1	Introduction - contexte et problématiques . . . . .	87
2	Extraction de la loi d'écroutissage d'une tôle laminée en Al6061-T6 après striction . . . . .	88
2.1	Procédure d'identification du critère de plasticité anisotrope YLD2004-3D [86] . . . . .	89

2.2	Identification par recalage par éléments finis de la courbe d'écrouissage	91
3	Influence du taux de triaxialité et du troisième invariant du déviateur des contraintes sur la rupture ductile d'un alliage Al6061-T6 sous état de contrainte à cisaillement dominant . . . . .	93
4	Perspectives . . . . .	96

<b>Flambage de structures sous sollicitations thermomécaniques</b>	<b>97</b>
--	-----------

1	Introduction - contexte et problématiques . . . . .	97
2	Fabrication des éprouvettes d'essais et identification du comportement EVP	99
3	Flambage des structures épaisses EVP . . . . .	100
3.1	Méthodes . . . . .	100
3.2	Stratégie de validation du critère de bifurcation . . . . .	103
3.3	Synthèse des principaux résultats . . . . .	104
4	Conclusion et perspectives . . . . .	109

<b>Vers la maîtrise de l'état résiduel des pièces issues de fabrication additive métallique par dépôt de matière sous flux dirigé (DED)</b>	<b>111</b>
---	------------

1	Introduction, contexte et problématique . . . . .	111
2	Vers le contrôle en temps réel des procédés DED . . . . .	113
3	Quelques réalisations . . . . .	117
3.1	Mise en place d'une machine ouverte de LMD-p : LASCOL . . . . .	118
3.2	Développement d'un capteur bichromatique pour la mesure de champ thermique in-operando [195] . . . . .	118
3.3	Les projets en cours . . . . .	122

<b>Conclusion</b>	<b>129</b>
-------------------	------------

<b>Bibliographie</b>	<b>131</b>
----------------------	------------





# Table des figures

1	Répartition des enseignements sur l'ensemble de ma carrière. . . . .	7
1	Le réacteur à eau pressurisée. . . . .	40
2	Modifications physico-chimiques des gaines lors de leur exploitation . . . . .	43
3	L'accident de perte de réfrigérant primaire [253] . . . . .	45
4	L'accident d'insertion de réactivité [194] . . . . .	46
5	Le banc d'essai Ellie, figures tirées de [253]. . . . .	48
6	Protocole des essais de ballonnement : (a) Essais type post-DNB (T pyro et T target représentent respectivement la température du pyromètre et la température de consigne du plateau) ; (b) Essais type APRP. [194] . . . . .	49
7	Vue de dessus du dispositif, disposition des caméras en condition APRP [109]. . . . .	51
8	Configuration des essais simulant la phase post-DNB d'un RIA. [194] . . . . .	52
9	Essais de dilatométrie sur Gleeble-3500 [194]. . . . .	53
10	Synthèse des résultats sur le changement de phase $\alpha \rightarrow \beta$ hors équilibre. Figures retravaillées à partir de [193, 194] . . . . .	59
11	Essais de ballonnement en conditions thermomécaniques simulant la phase post-DNB d'un accident RIA : Chargement [191] . . . . .	61
12	Essais de ballonnement en conditions thermomécaniques simulant la phase post-DNB d'un accident RIA : Déformées [191] . . . . .	62
13	Essais de ballonnement en conditions thermomécaniques simulant la phase post-DNB d'un accident RIA : Métallographies dans le plan $(\vec{e}_r, \vec{e}_z)$ obtenues à partir d'une coupe axiale suivant la ligne rouge hachurée aux positions définies par les croix sur la figure centrale. La figure centrale représente le chargement thermique à la fin de l'essai ( $t_f = 153s$ dont la consigne du plateau thermique est de $968^\circ C$ (domaine $\alpha + \beta$ ) et la consigne en pression de 7 bar. [191] . . . . .	63
14	Essais de ballonnement en conditions thermomécaniques simulant un accident RIA : Vitesses de fluage et identification inverse du comportement des gaines [192]. . . . .	65
15	Cartographies associées aux modèles identifiés localement (un jeu de paramètres identifiés par essai) [108]. . . . .	69
16	Evolution de la déformation circonférentielle macroscopique en fonction du temps. Mise en évidence de l'influence du niveau de pression interne appliquée, de l'épaisseur du pré-oxyde en environnement inerte (argon) ou oxydant (80% argon / 20% dioxygène) [253]. . . . .	71
17	Mise en évidence des mécanismes de perte d'intégrité de la gaine [253]. . . . .	73

18	Compétition cinétique de fluage / cinétique d'oxydation : (a) Fissures en V à 20bar, oxydation à haute température en pointe de fissure induisant une rupture fragile. (b) Fissures en U à 50bar, absence d'oxydation à haute température induisant une rupture par perte de ductilité par localisation des déformations dans les zones à nues [253]. . . . .	74
19	Influence de l'endommagement du pré-oxyde après oxydation en laboratoire et en cours d'essais sur le ballonnement de la gaine [253]. . . . .	75
20	Synthèse du modèle éléments finis des essais de ballonnement des gaines pré-oxydées en atmosphère oxydante [253]. . . . .	77
21	Synthèse des résultats du modèle de ballonnement des gaines POX en environnement oxydant [253] avec les paramètres définis en tableau 7. . . . .	82
1	Calibration de la loi YLD2004-3D [301]. . . . .	90
2	Identification de la loi d'écrouissage [301]. . . . .	92
3	Synthèse des résultats d'essais de traction-torsion sur éprouvette tubulaire en alliage d'aluminium Al6061-T6 [284]. . . . .	94
1	Module d'échange du RNR-Na ASTRID [187]. . . . .	97
2	Stratégie des travaux sur le flambage EVP de coques épaisses [187]. . . . .	98
3	Loi élasto-visco-plastique identifiée par FEMU [187]. . . . .	100
4	Synthèse des résultats de flambage de plaques épaisses EVP anisotropes sous compression uniaxiale [187, 188]. . . . .	105
5	Synthèse des résultats de flambage des coques épaisses EVP anisotropes sous pression externe [187, 189]. . . . .	107
6	discussion sur la validité de l'hypothèse de Bodner [187, 189]. . . . .	110
1	Chaîne de la valeur de la fabrication additive métallique. . . . .	112
2	Vue d'ensemble du procédé LMD-p . . . . .	114
3	Projet de recherche à long terme. Figures tirées de [92, 110, 195, 240, 299] . . . .	116
4	Machine ouverte LASCOL. . . . .	117
5	Capteur de mesure de champ de température in-operando [195]. . . . .	121
6	Utilisation du capteur sur des procédés DED [195]. . . . .	122
7	Preuve de concept du suivi in-operando du procédé WAAM-CMT par caméra CMOS monochromatique appliquée à la fabrication d'un mur en alliage d'aluminium [134]. . . . .	123
8	Résumé graphique de la thèse de Mathieu Bossy. . . . .	124
9	Résumé graphique de la thèse de Maëlle Moor. . . . .	126

# Dossier Personnel



# Curriculum vitae

NICOLAS TARDIF, né le 04 février 1982 à Montluçon (03).

AFFECTATION ET CARRIÈRE :

**Établissement** : INSA-Lyon

**Grade** : Maître de Conférence CN

**Section CNU** : 60<sup>ème</sup> section

**Depuis le 1<sup>er</sup> sept. 2016** :

**Département** : Génie Mécanique(GM)

**Laboratoire** : Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures (LaMCoS)

**2015-2016** :

**Département** : Génie Mécanique Conception(GMC)

**Laboratoire** : Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures (LaMCoS)

**2014-2015** :

**Département** : Génie Civil et Urbanisme (GCU)

**Laboratoire** : Laboratoire Sols, Matériaux, Structures Intégrité Durabilité (SMS-ID)

**2011-2014** :

**Département** : Génie Civil et Urbanisme (GCU)

**Laboratoire** : Laboratoire de Génie Civil et d'Ingénierie Environnementale (LGCIE)

ADRESSE PROFESSIONNELLE :

✉ : INSA-Lyon  
LaMCoS équipe MIMESIS  
bât. Joseph Jacquard  
27 avenue Jean Capelle Ouest  
69621 Villeurbanne Cedex  
☎ : +33 (0)4 72 43 82 72  
☎ : +33 (0)4 72 43 89 13  
@ : [nicolas.tardif@insa-lyon.fr](mailto:nicolas.tardif@insa-lyon.fr)

## 1 Formation - expérience

**2011 : Attaché Temporaire d'Enseignement et de Recherche ATER**

Réalisé au département Génie Industriel, INSA-Lyon.

**Jan. 2010 - dec. 2010 : Post-doctorat**

Réalisé au sein du Research Center for Mechanics of Solids, Structures & Materials, the University of Texas, Austin (USA).

Sujets :

- *Étude du couplage fissuration et flambement sur des composites*
- *Caractérisation d'une loi de comportement élasto-plastique anisotrope d'une plaque d'aluminium Al6061-T6 après striction.*

Encadré par le Pr. Stelios Kyriakides.

Travaux financés par une bourse de post-doctorat de la Fondation de Recherche pour l'Aéronautique et l'Espace.

**sept. 2006 - dec. 2009 : Thèse de doctorat** en mécanique.

Réalisée au Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures, UMR 5259, INSA-Lyon.

Titre : *Étude du comportement à haute température d'une fissuration instable dans l'acier 16MND5 et application au calcul de la rupture d'un fond de cuve en cas d'accident grave.*

Encadré par le Pr. A. Combescure et le Dr. M. Coret.

Travaux financés par une bourse de thèse IRSN.

École doctorale Mécanique, Énergétique, Génie civil et Acoustique, INSA-Lyon (Villeurbanne, 69).

**sept. 2005 - sept. 2006 : Master de Recherche**, spécialité Génie Mécanique, mention *bien*.

Réalisé au Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures, UMR 5259, INSA-Lyon.

Titre : *Étude de la fissuration instable à haute température d'un acier 16MND5.*

Encadré par le Dr. M. Coret.

École doctorale Mécanique, Énergétique, Génie civil et Acoustique, INSA-Lyon - École Normale Supérieure de Cachan.

**sept. 2004 - sept. 2005 : Agrégation externe** de Génie Mécanique, classé 7<sup>ème</sup> sur 32.

École Normale Supérieure de Cachan.

**sept. 2002 - sept. 2004 : Licence** mention *assez bien* puis **Maîtrise** mention *bien* de Technologie Mécanique.

École Normale Supérieure de Cachan - Université Pierre et Marie Curie Paris VI.

**2000 - 2002 : CPGE** filière PTSI, puis filière PT.

**1997 - 2000 : Baccalauréat** série S, spécialité Mathématiques, mention *bien*.

Lycée Madame de Staël (Montluçon, 03).

## 2 Formation continue suivie

- 2016 : Formation ANR. (INSA-LYON)
- 2016 : Principe, optimisation et sécurité des installations de chauffage par induction. (INSA-LYON)
- 2017 - 279/1 : Assistant de Prévention. (INSA-LYON)
- 2017 : Initiation à l'activité Test de Moodle. (Cellule ATENA, INSA-LYON)
- 2018 : Sécurité Laser, Niveau 2. (CNRS)
- 2018 : HAL. (INSA-LYON)

- 2020 : Initiation à Wooclap. (Cellule ATENA, INSA-LYON)
- 2020 : Fresque du Climat. (Cellule ATENA, INSA-LYON)
- 2021 : Sécurité et utilisation de gaz en laboratoire. (INSA-LYON)
- 2021 : Logiciel de Fabrication Assistée par Ordinateur ESPRIT. (INSA-LYON)
- 2022 : Séminaire sur l'apprentissage par Compétences (APC). (INSA-LYON)
- 2023 : Formation de deux jours sur l'apprentissage par Compétences (APC). (INSA-LYON)
- 2023 : Fresque de la biodiversité. (INSA-LYON)

### 3 Activités d'enseignement

Depuis 2015, mon activité d'enseignement est majoritairement dédiée à la productique et la conception mécanique en formation initiale du diplôme d'ingénieur de Génie Mécanique délivré par l'INSA de Lyon dans les filières GM et GMCIP (alternants). Le département GM est un département de 300 étudiants par promotion, dans lequel une centaine d'enseignants sont impliqués. Il résulte de la fusion de trois diplômes de génie mécanique (génie mécanique conception GMC, génie mécanique développement GMD, génie mécanique polymère et plasturgie GMPP). La première promotion a été diplômée en 2019. Le département est structuré en un tronc commun majoritairement en 3ème année (L3) et cinq parcours de spécialisation en 4ème et 5ème année (M1, M2) de la formation. J'effectue la plus grande partie de mes enseignements dans le tronc commun et le parcours de spécialisation Industrialisation et Procédés.

**Mots clés :** *triptyque produit-procédé-matériau, chaîne numérique associée à la production et à la conception pour la production, bureau des méthodes, conception de systèmes et de pièces, initiation à la recherche...*

De 2011 à 2015, j'étais affecté au département Génie Civil & Urbanisme (GCU), intégré dans l'équipe pédagogique structure. Les promotions comportaient 100 étudiants.

**Mots clés :** *dimensionnement des structures isostatiques et hyperstatiques, mécanique des milieux continus, théorie des poutres, construction mixte - eurocode 4, initiation à la recherche...*

#### 3.1 Modules enseignés

Le tableau 1 répertorie l'ensemble des éléments constitutifs (EC) que j'ai enseignés. La première colonne du tableau donne l'acronyme permettant de définir le département d'enseignement, le niveau au sens LMD et l'acronyme du module. Les acronymes en gras correspondent aux modules pour lesquels j'ai pris la responsabilité pédagogique. La troisième colonne correspond à la nature de l'enseignement : les travaux dirigés (TD) dans des classes de 25 étudiants en moyenne, les cours magistraux (CM) dans des amphithéâtres de 80-100 personnes, les travaux pratiques (TP) avec des groupes de 12 étudiants, les projets (PR) qui peuvent être individualisés ou collectifs (3 équipes de 8 étudiants), le tutorat de stage (ST). La figure 1 donne la répartition de mes domaines d'enseignement et la répartition de la nature des face-à-face.

Acronyme	Intitulé	Nature	Années	Heures/an
GCU-L3-IAS	Initiation à l'analyse des structures	TD	2011-2014	23
GCU-L3-MMC	Mécanique des milieux continus	TD	2011-2014	20
GCU-L3-MAS	Méthodes d'analyse des structures	TD TP	2011-2014 2011-2013	26 28
GCU-L3-PMS	Projet de modélisation des structures	PR	2011-2014	17



GCU-L3-STG	Stage en entreprise	ST	2013-2014	5
GCU-M1-STG	Stage en entreprise	ST	2013-2014	5
<b>GCU-M1-CMM</b>	Construction Métallique et Mixte	TD	2011-2014	16
		CM		11
GCU-M2-PIRD	Projet d'initiation à la recherche & développement	PR	2011-2014	16
GMC-L3-PROTP1	Travaux Pratiques : Production - Coupe des métaux	TP	2012-2015	60
GMC-L3-PROTP2	Travaux Pratiques : Usinages non conventionnels	TP	2014-2015	24
GMC-L3-PRODU1	Usinages	TD	2015	36
GMC-M1-PRODU2	Méthodes	TD	2015	42
GMC-M1-PRODU2	Commandes numériques et Fabrication assistée par ordinateur (CN et FAO)	TD	2014-2016	17
GMC-M2-CIEMP	Procédés d'usinage et procédés thermomécaniques	TD	2015-2017	3
GMC-M2-PFE	Projet industriel de fin d'études	PR	2012-2017	34
GMC-M2-STAGE	Immersion en milieu industriel	ST	2015-2017	6
GMCIP-L1-PRODU1	Usinages	CM	2016-2017	5.5
		TD		5.5
GMCIP-L1-PROTP1	Travaux Pratiques : Production - Coupe des métaux	TP	2016-2017	11
GMCIP-L1-PROTP2	Travaux Pratiques : Usinages non conventionnels	TP	2017	12
GMCIP-L1-PROFA	Procédés de fabrication et mise en forme pour la conception	TP	2018-2020	8
<b>GMCIP-M1-PU</b>	Procédés de fabrication par usinage, métrologie	CM	2019-2022	14
		PR	2019-2022	14
<b>GMCIP-M2-PRODU5</b>	Commandes numériques et Fabrication assistée par ordinateur (CN et FAO)	CM	2015-2019	8
		PR		8
GMCIP-M2-MACFS	Méthodes avancées en conception et fabrication des systèmes	CM	2015-2019	3
		PR		3
GMCIP-M2-SCNO	Spécialisation en chaîne numérique optimisée	TD	2020-2021	2
GMCIP-M2-SPRI2	Projet collectif de spécialisation	PR	2020-2021	5
GMCIP-TUTORAT	Tutorat pédagogique	ST	2016-2019	10
GMCIP-PROJ	Projets en entreprise	ST	2020-2022	14
<b>GM-L3-PROFA</b>	Procédés de fabrication et mise en forme pour la conception	CM	2016-2022	12
		TP		72
GM-L3-IES	Ingénierie écosystémique	TD	2020-2022	6
GM-L3-CONAN	Conception et analyse des systèmes mécaniques	TP	2022	16
GM-M1-COPR	Projet collectif transversal : du besoin au prototype	PR	2019	24
GM-M1-COPR	Projet collectif transversal : du cahier des charges au produit	PR	2017-2019	34
GM-M1-IPPP	Procédés de fabrication primaire, contrôle non destructif	TD	2017-2022	14
GM-M1-IPPU	Procédés de fabrication par usinage, métrologie	TD	2017-2022	36
		TP		16

GM-M1-KABAC	Bachelorarbeit	PR	2017-2019	6
GM-M2-STAGEL	Stage en entreprise	ST	2018-2022	5
GM-M2-STAGEL	Stage en entreprise	ST	2018-2022	4
GM-M2-COPRI	Projet Recherche et Ingénierie	PR	2018-2022	9
GM-M2-COPRI	Projet Recherche et Ingénierie	PR	2018-2022	13
GM-M2-IPPAS	Modélisation des procédés additifs et soustractifs : fabrication additive, soudage, usinage	TD	2018-2020	2
MSCND-M2-MAT	Matériaux : élaboration, mise en forme et assemblage, tenue en service, caractérisation	CM	2019-2021	3
FCC-INTER	Formation continue métallurgie des aciers	CM	2020-2022	4

TABLE 1 – Liste des modules enseignés.

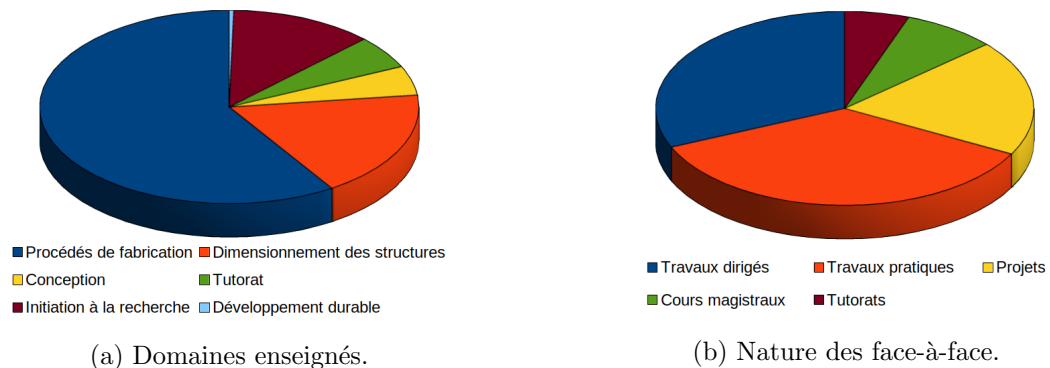


FIGURE 1 – Répartition des enseignements sur l'ensemble de ma carrière.

### 3.2 Investissement pédagogique

Cette activité d'enseignement me tient particulièrement à cœur. J'y consacre un temps certain comprenant notamment la création de nouveaux modules et l'amélioration continue des cours existants :

1. Refonte complète de l'EC GCU-M1-CMM (construction métallique et mixte) avec nouveaux supports de cours magistraux, nouveaux travaux dirigés et création d'un polycopié. N'étant pas de culture génie civil, ce module a été un réel investissement en début de carrière.
2. Création collective de nouveaux ECs ex-nihilo :
  - (a) GM(CIP)-L3-PROFA : Investissement partagé avec 4 collègues. J'ai personnellement conçu les supports de 7H de cours magistraux sur le triptyque produit-procédé-matériau appliqué aux procédés de mise en forme par déformation (visco)plastique, de fabrication additive, de revêtement et traitement de surface; j'ai créé la version 2 d'un TP de fabrication additive; j'ai participé à l'amélioration continue de 3 TPs d'usinage par outil coupant.
  - (b) GM(CIP)-M1-IPPP : Investissement partagé avec un collègue. J'ai participé à la création des supports de 12H de cours/TD sur les règles de tracé des pièces et la conception d'outillage en fonderie au sable et estampage/matriçage.

- (c) GM(CIP)-M1-IPPU : Investissement partagé avec deux collègues. J'ai participé à la création des supports de 14H de cours/TD de gamme d'usinage (ordonnancement, montage d'usinage, simulation d'usinage par la méthode des  $\Delta l$ ), 20H de projet de fabrication assistée par ordinateur (usinage d'un moule de rotomoulage) et 08H de travaux pratiques.
  - (d) GM-L3-IES : Je participe au groupe de travail sur la création de cet EC sur l'Ingénierie éco-systémique. En plus d'un investissement important de mise à niveau sur ces problématiques, je participe à la création de 2H de TD sur les problématiques d'extractivisme.
  - (e) GMCIP-M2-SCNO, GMCIP-M2-SPRI : J'ai participé au montage de cet EC autour de la chaîne numérique optimisée pour la production avec 8 collègues. Les étudiants travaillent sur un projet de conception et fabrication d'une prothèse tibiale (scan, traitement du nuage de point, optimisation topologique, conception pour la fabrication additive, simulation des déformations induites par le procédé, fabrication additive, CFAO et usinage de la pièce de liaison prothèse/tibia). Des apports méthodologiques sont donnés sur chacune des étapes de la chaîne. J'ai créé le contenu de 2H de cours sur la conception pour la fabrication additive.
  - (f) GMCIP-M2-IPPAS : Cet EC traite de la modélisation des procédés thermo-métallurgiques. Les étudiants travaillent sur un projet de simulation du soudage. J'ai participé à l'élaboration de 2H de cours sur le procédé DED.
3. Réalisation de supports de partiels de 2H (2 partiels/an)
4. La crise du COVID19 m'a aussi poussé à adapter mes enseignements :
- (a) Réalisation de vidéos de cours magistraux chapitrés : plus de 07H de **vidéos mises en ligne**.
  - (b) Réalisation de Tests Moodle pour l'autoformation (consolidation des prérequis, évaluations formatives sur les connaissances vues en cours, travaux dirigés en asynchrone, validation de préparation de travaux pratiques) ainsi que pour l'évaluation sommative. Plus de 200 questions.
  - (c) Réalisation de vidéos de support de travaux pratiques si contrainte de TP en distanciel.
  - (d) Test de séquences pédagogiques en distanciel (Zoom, Discord), asynchrone, comodal, cours inversés.

Au fil des années ma pratique pédagogique a évolué. Lorsque la taille de l'équipe pédagogique et les effectifs le permettent, j'ai tendance de plus en plus à expérimenter une pédagogie où l'apprenant est actif pendant les séances de face-à-face. Soit, je mets en place une séquence pédagogique de type classe inversée où je demande aux étudiants de regarder les vidéos de cours en amont avec les ressources d'auto-évaluation. En séance, je propose un moment de réponse aux questions puis nous appliquons les connaissances et compétences acquises sur des exercices de TDs plus ou moins guidés. Soit, je travaille plutôt en mode projet guidé avec des ressources en libre service sur moodle et beaucoup plus d'interaction avec les étudiants en réponse à des questions qu'ils se posent lors de leur projet plutôt qu'une séquence Cours - TD d'application - Projet.

Lorsque ce type de séquence n'est pas possible et que la séquence passe par un cours magistral en présentiel, j'ai mis en place des outils d'évaluation formative sur moodle pour aider les étudiants dans leur apprentissage (synthèse des éléments essentiels).

## 4 Responsabilités collectives

### 4.1 Enseignement

#### 4.1.1 Responsable pédagogique

J'ai été responsable pédagogique de l'EC 4GCU-CMM2 (100 étudiants) et je suis responsable depuis 2018 des ECs 4GMCIP-PU (30 étudiants) et 3GM-PROFA (300 étudiants).

#### 4.1.2 Responsable de la plateforme de fabrication additive de GM - SMART RAO

Je suis responsable de la **plateforme de fabrication additive du département GM-SMART RAO** depuis 2020 en étroite collaboration avec Christine Billon-Lanfray, ingénieure d'étude de SMART RAO, Jérôme Cavoret, ingénieur d'étude du département GM et Romain Bernia, technicien GM. La plateforme est constituée de 11 machines d'extrusion de fil bas coût (6 CETUS, 2 Dooddle, 2 Witbox, 1 Volumics), une machine d'extrusion de fil (Fortus 250mc), une machine de projection de matériau (3D System Projet), une machine de stéréolithographie (Formlabs Form3), une machine de projection de liant (Zcorp), une machine de fabrication métallique indirecte (METAL X de Markforged) ainsi qu'une machine de frittage sur lit de poudre (Formlabs Fuse1).

La plateforme est utilisée dans le cadre de la formation initiale en face-à-face (120H/an), dans le cadre de la formation continue (100H/an). Elle est aussi utilisée en autonomie par les étudiants de GM pour les projets collectifs 3GM-PST, 4GM-COPRO, les projets de recherche et d'ingénierie 5GM-PRI ainsi que pour des projets personnels (200 étudiants en 2022). Nous donnons aussi accès à la plateforme aux différentes entités de l'INSA de Lyon et aux membres de SMART RAO (plateforme de sous-traitance MECA 3D, laboratoires..., 10 personnes en 2022). 950 heures de fabrication ont été déclarées en autonomie en 2022.

Il s'agit donc d'assurer la maintenance des machines, de former les utilisateurs à l'utilisation des machines et aux règles de conception associées à chaque technologie. Nous avons par ailleurs entamer de gros travaux sur la plateforme pour en améliorer l'ergonomie et le respect des règles HSE. Nous avons aussi mis en place des outils de suivi des fabrications permettant de piloter les coûts de la plateforme. Deux machines d'envergure ont été financées sur projet dans le quadriennal (Formlabs Fuse1, Markforged METAL X), projets issus d'AAP de la région AURA : COMESUP (2x45keuros) et IRICE (250keuros).

#### 4.1.3 Direction adjointe représentant de l'INSA-Lyon à SMART RAO

Je suis directeur adjoint représentant de l'INSA Lyon au sein du **pôle SMART RAO** depuis 2020. Actuellement, le pôle est organisé avec un service de prestation en métrologie et fabrication appelé MECA 3D et une plateforme technologique académique PTA qui met à disposition des ressources aux différents partenaires académiques, développe une ingénierie pédagogique innovante et accueille en résidence des PMIs ou start up d'entrepreneurs innovants. Je participe aux comités d'administration et je m'occupe plus particulièrement du rayonnement de la plateforme ouverte de fabrication additive.

#### 4.1.4 Investissement dans des groupes de travail

En 2020, j'ai fait partie du groupe de travail impliqué dans la gestion de l'organisation du département GM face à la COVID (organisation des cours, hybridation des cours, organisation des locaux, mises en place des procédures de mitigation, suivi des étudiants) ce qui a demandé

une forte interaction avec les étudiants, enseignants, BIATSS et une grande agilité pour trouver un système de fonctionnement soutenable pour toutes les parties.

Depuis 2021, je fais partie du groupe de travail interne à GM sur la réforme autour du développement durable et responsabilité sociétale (DDRS). 12 crédits ECTS doivent être intégrés à la maquette pédagogique de GM. Cette réforme est complexe car elle demande aux enseignants de se former sur des thématiques sur lesquelles ils ne sont pas spécialistes. Elle est aussi particulièrement clivante car les 12 ECTS sont à intégrer dans la maquette existante à enveloppe constante. Dans ce cadre, je participe aux premiers cours DDRS (2x4H par an en binôme) et nous travaillons à la création des premiers enseignements de tronc commun non dédiés.

Après la fusion de 2016 des départements Génie Mécanique Conception, Génie Mécanique Développement et Génie Mécanique Plasturgie Polymère qui a accouché du département Génie Mécanique, le département a lancé une nouvelle réforme en profondeur de sa maquette pédagogique pour répondre à des évolutions souhaitées par la direction de l'INSA de Lyon (Réforme Développement Durable et Responsabilité Sociétale/Numérique) et de la CTI (augmentation de la durée des stages en entreprise). Je suis responsable de l'animation de la co-construction de l'EC de tronc commun Procédés de fabrication et lois de comportement des alliages métalliques en M1 (300 étudiants, 10H CM, 24H TD, 08H TP). Je suis co-responsable de l'animation de la co-construction d'un enseignement thématique électif (ETE) optionnel en M1 (25 étudiants, 2 UEs de 72H TD + 16H TP, 1 projet de 48H) sur l'Industrialisation : de la CAO à la chaîne de production. Les nouveaux cours de M1 commenceront en 2025.

Depuis 2023, je représente le département GM avec ma collègue Emmanuelle Vidal-Sallé au sein du groupe de travail piloté par la direction de la formation de l'INSA de Lyon sur la réforme de l'Apprentissage par Compétences. Il s'agit de définir les compétences macroscopiques communes à tous les départements de l'INSA de Lyon, de redéfinir les compétences du répertoire national des certifications professionnelles (RNCP) associées, de former les collègues du département à la démarche de l'apprentissage par compétences.

#### **4.1.5 Représentant du département Génie Mécanique**

Depuis 2019, je suis représentant du département GM auprès de la cellule ATENA de l'INSA Lyon chargée de l'accompagnement pédagogique des enseignants. Il s'agit de faire remonter les besoins des collègues auprès de la cellule ATENA, relayer les actualités pédagogiques, assister aux réunions du copil, être force de propositions sur les questions pédagogiques auprès de la direction du département et animer ou co-construire des ateliers pédagogiques au sein des départements en partenariat avec les membres de l'équipe ATENA.

Depuis 2019, je suis représentant du département GM au comité pédagogique de l'EUR SLEIGHT. Il y a trois réunions par an. Il s'agit principalement de participer au classement des étudiants internationaux au niveau M1 et M2 qui postulent sur des bourses d'accueil, de participer à l'élaboration des programmes des semaines scientifiques interdisciplinaires de l'EUR (2/an) et de relayer les informations auprès de GM.

Depuis 2017, je suis représentant du département GM au conseil d'administration de la plateforme IDPRO (2 réunions par an).

#### **4.1.6 Jury de recrutement annuel**

Depuis 2018, je participe à la sélection des étudiants pour le recrutement en formation initiale aux métiers d'ingénieur FIMI, le recrutement direct en 3GM et/ou dans la filière par alternance 3GMCIP (classement sur dossier, en moyenne 3 demi-journées d'entretiens par an).

## 4.2 Recherche

### 4.2.1 Laboratoire LGCIE

De septembre 2012 à septembre 2015, j'étais responsable de l'organisation de séminaires mensuels de l'équipe SMS-ID du LGCIE.

### 4.2.2 Laboratoire LaMCoS

#### **Porteur de la commission expérimentale des équipes MIMESIS et MULTIMAP**

Depuis septembre 2015, je suis le porteur de la commission expérimentale (COMEXP) qui s'occupe de la gestion de la plateforme d'essais des équipes MIMESIS et MULTIMAP. La plateforme d'essais a une superficie de 300m<sup>2</sup> avec 10 machines spécifiques pour la réalisation d'essais uni-axiaux (1kN-250kN), multi-axiaux (traction/pression interne, traction/torsion), sous sollicitations quasi-statiques (électromécaniques), cycliques (servo-hydrauliques) ou dynamiques (barre d'Hopkinson) couplés à des chargements thermiques à froid (cryostats, azote liquide) ou à chaud (étuves, chauffage par induction, chauffage par effet Joule) très souvent accompagnés d'une instrumentation multimodale comportant des mesures de champs thermiques et cinématiques. La plateforme comporte un atelier pour la réalisation de montages spécifiques ainsi que d'un espace de stockage de 200m<sup>2</sup>. 2 bancs d'essais sont en commun avec le laboratoire MATEIS.

La COMEXP est composée de 4 enseignants chercheurs des équipes MIMESIS et MULTIMAP, de l'ingénieur d'étude et du technicien en charge de la plateforme.

Les missions de la COMEXP sont :

- Gestion du budget de la plateforme (fonctionnement d'environ 30 k€ annuel).
- Gestion des ressources humaines (1 ingénieur d'étude, 1 technicien, priorisation des tâches, lien avec les membres des équipes).
- Gestion des ressources matérielles (investissement, maintenance du parc de machines, développements expérimentaux)
- Démarche qualité (capitalisation des protocoles d'essais, suivi des étalonnages, formation aux équipements, stockage)
- Politique de prévention des risques (suivi du document unique, organisation de la plateforme, fiches de poste)
- Gestion des interactions (la plateforme est partagée avec le département GM, la société MECANIUM loue les machines de la plateforme dans le cadre de prestations d'essais thermomécaniques)

#### **Représentant du LaMCoS dans les réseaux de recherche régionaux**

Depuis 2016, je représente le LaMCoS dans le consortium **Initiative3D** (anciennement RAFAM), la structuration Auvergne Rhône-Alpes en fabrication additive métallique pilotée par le pôle de compétitivité CIMES. Le réseau fédère les centres techniques et plateformes technologiques (CETIM, CEA, IPC, CTIF, Manutech, ID Pro), les laboratoires des établissements d'enseignement supérieur et de recherche (Ecole centrale de Lyon - ENISE, Mines Saint-Etienne, Grenoble INP, INSA Lyon, Sigma Clermont, ECAM Lyon). Les missions principales sont la structuration des ressources de la fabrication additive métallique en région AURA (établissement d'une feuille de route dans le cadre de financement régionaux, mise en place de groupes de travail), la valorisation des travaux de R&D et industriels via des journées séminaires annuelles (100-150 participants industriels et académiques), la participation à la structuration nationale des acteurs

de la fabrication additive métallique. J'ai personnellement organisé à l'INSA de Lyon la journée séminaire de 2019. J'ai présenté des travaux de recherche au sein de METAL AMS 2022 (dont l'objectif était de participer à la structuration nationale de la fabrication additive en s'appuyant sur les différentes structurations régionales académiques et industrielles).

Depuis 2020, je suis membre du bureau élargi de l'axe 1 (design et élaboration de surfaces) du labex **Manutech-Sise**. Il s'agit de participer à l'expertise et au choix des projets financés par le labex.

Depuis 2021, je suis représentant du LaMCoS au sein du réseau **Manufacturing21**.

Depuis 2021, je suis représentant du LaMCoS au sein de l'axe Procédés Avancés d'Elaboration et Matériaux de la fédération d'ingénierie **Inge'LySE**. Je participe à l'élaboration de feuille de route structurante au sein de la fédération afin d'accompagner les efforts de structuration territoriale.

Depuis 2021, je suis membre du **GDR CNRS ALMA**.

Depuis 2023, je suis le représentant du LaMCoS dans le comité de pilotage du laboratoire commun MATILDE entre Saint-Gobain, le laboratoire MATEIS et le LaMCoS.

#### **4.2.3 Institut Carnot Ingénierie@Lyon**

En 2016-2017, j'ai été représentant de l'institut Carnot Ingénierie@Lyon auprès de la FIM Manufacturing, axe fabrication additive avec notamment une implication pour la **cartographie CIM** des acteurs français de la fabrication additive commandée par les Carnots. Il s'agissait de répertorier les différents indicateurs (ressources humaines, ressources matérielles, publications, thématiques abordées) par les différents membres de l'institut.

### **4.3 Jurys de recrutement**

J'ai participé depuis ma titularisation aux comités de sélection de 5 postes de Maître de Conférences :

- MCF 0016 : section 60, Simulation/modélisation des procédés pour des matériaux métalliques, concours 2013, INSA-LYON / GM / LaMCoS.
- MCF 0077 : section 60, Changement d'échelle en mécanique des matériaux, concours 2013, INSA-LYON / GM / LaMCoS.
- MCF 4053 : section 60-26, Méthodes numériques pour la simulation des procédés de fabrication additive, concours 2020, Centrale Lyon - ENISE / LTDS.
- MCF 4272 : section 60, Mécanique des structures pour le Génie Civil, concours 2021, INSA LYON / GCU / GEOMAS.
- MCF 4334 : section 60, Matériaux et structures du Génie Civil, concours 2023, INSA LYON / GCU / GEOMAS.

# Synthèse des activités d'encadrement et de recherche

## 1 Activités d'encadrement

Depuis mon arrivée à l'INSA-Lyon, j'ai eu l'occasion d'encadrer ou co-encadrer 4 Masters Recherche, 11 thèses (dont 5 soutenues) et 2 post-doctorats. J'ai également encadré une vingtaine de projets d'initiation à la recherche en lien avec mes thèmes de recherche au niveau M2.

### 1.1 Masters et Projets d'initiation à la recherche

Nom	Année	Titre	collaboration
<b>Master</b>			
Hussein Mouzannar	2013	Modélisation du Flambage de tôle induit par les contraintes résiduelles lors du laminage	A. Limam (LG-CIE)
Jose Abreu	2014	Prototype d'une jauge de détection de planéité manifeste de tôle laminée	F. Morestin (LaMCoS)
Marwa Moula	2016	Identification d'une loi de fluage appliquée au ballonnement de gaine de zircaloy-4 sous condition APRP	J. Desquines (IRSN)
Thomas Jailin	2016	Identification d'une loi élasto-plastique anisotrope à partir d'essais de traction-torsion sur des tubes étirés en AL6061-T6	S. Kyriakides (UT Austin TX)
<b>Projet d'initiation à la recherche</b>			
Arnaud Simorre	2016	Étude du comportement d'un tube de gainage lors d'un accident de réactivité à haute température	J. Desquines (IRSN), Thierry Breville (ATYS Induction)
Sandra Ulrici	2016	Conception et réalisation d'un banc d'essai thermomécanique	J. Marty (LaMCoS)
Omar Faouazi	2016	Modèle semi-analytique pour la prédiction de la largeur et l'épaisseur des couches issues du procédé de fabrication directe par projection laser	N. Blal (LaMCoS)
Alexis Habert	2016	Mise en place d'un démonstrateur de traitement thermique de surface thermomécanique	D. Bardel (ATER LaMCoS)
Abdellatif Houhou	2017	Identification d'une loi de comportement élasto-plastique anisotrope à partir d'essais de traction-torsion sur des tubes étirés en AA6061T6	S. Kyriakides (UT Austin Tx)
Sébastien Janin	2017	Fabrication directe par projection laser : Dimensionnement d'un démonstrateur et commande	M. Guillemot (LaMCoS)
Clément Giraud, Joffrey Schaub	2017	Vers le dimensionnement au flambage par fluage d'une pièce de l'échangeur de chaleur sodium/gaz du prototype de réacteur de quatrième génération ASTRID	T. Elguedj (LaMCoS), C. Garnier (CEA Cadarache)



Thomas Debaudringhien, Jean-Ndé Gardian	2017	Mise en place d'un démonstrateur de traitement thermique de surface thermomécanique	T. Chaise (LaMCoS)
Vincent Gauthier	2018	Vers le dimensionnement au flambage par fluage d'une pièce de l'échangeur de chaleur sodium/gaz du prototype de réacteur de quatrième génération ASTRID	N. Jacquet (Doc LaMCoS)
Ryan Laurent	2019	Réalisation d'un moule de fonderie d'un alliage SAC305 à bas point de fusion	N. Jacquet (Doc LaMCoS)
Huo Zhen	2019	Caractérisation mécanique d'un alliage à bas point de fusion SAC305 issu de fonderie	N. Jacquet (Doc LaMCoS)
Nicolas Grenet de Bechillon	2019	Méthode de topographie d'un cordon de soudure en cours de fabrication sur procédé LMDp	J. Lachambre (IR LaMCoS)
Benjamin Nativel	2020	Méthode de topographie d'un cordon de soudure en cours de fabrication sur procédé LMDp	J. Lachambre (IR LaMCoS)
Pierre Briel	2021	Conception d'un essai représentatif de transitoires thermomécaniques de soudage : L'essai SATOH	P. Clerc (MECANIUM)
Julien Naisseh	2021	Conception d'essais de ballonnement de tubes sous vapeur d'eau et qualification de mesures optiques dans un tel environnement	J. Desquines (IRSN)
Philibert Maloux	2021	Développement d'un capteur de mesure de champ thermique lors du procédé LMDp	J. Lachambre (IR LaMCoS)
Basile Goujon	2022	Développement d'une méthode de monitoring topographique du procédé de fabrication additive LMDp	J. Lachambre (IR LaMCoS)
Florian Meilhon	2022	Réalisation d'aciers à gradients de propriétés par fabrication additive	J. Lachambre (IR LaMCoS), X. Boulnat (MCF MATEIS)
Abderrahmane Abbassi	2022	Étude et conception d'un banc d'essai pour tester des appareillages orthopédiques	V. Delbruel (Doc LaMCoS, MATEIS, IMP)
Sacha Jullien	2023	Réalisation d'aciers à gradients de propriétés par fabrication additive	J. Lachambre (IR LaMCoS), X. Boulnat (MCF MATEIS)

TABLE 1 – Tableau récapitulatif des encadrements de master et projets de fin d'étude.

## 1.2 Thèses de doctorat

Toutes les thèses sont présentées de façon identique, avec un "chapeau" constitué de la façon suivante :

**Nom de l'étudiant**, situation après la thèse.

<i>Le titre de la thèse</i>		date de soutenance effectuée ou prévue
Type de bourse	<u>directeur</u> , co-encadrant (% d'encadrement officiel)	Publications <b>Articles</b> , <b>Conférences</b> , <b>Séminaires</b>
Partenariat		

**Dr Damien Campello**, ingénieur responsable produits, ALSTOM, France.

<i>Développement d'essais de ballonnement instrumentés pour la caractérisation et la simulation du fluage secondaire de gaines en Zr-4 dans des conditions thermo-mécaniques représentatives d'un APRP.</i>		soutenue le 16/12/2016
ANR-11-RSNR-0017-01	<u>M.-C. Baietto</u> (50%), <u>N. Tardif</u> (50%), M. Coret (GEM), J. Desquines (IRSN), P. Chaudet	<b>A</b> [14, 15], <b>C</b> [42–47] <b>S</b> [50]
Le projet ANR PERFROI visait à compléter les connaissances sur le refroidissement d'un cœur de réacteur nucléaire lors d'un accident de perte du réfrigérant primaire (APRP). Les acteurs du projet sont l' <b>IRSN</b> , <b>EDF</b> , le LaMCoS, <b>GEM</b> , le <b>Lemta</b> .		

### Contributions :

- Développement d'un simulateur thermomécanique simulant un accident de perte de réfrigérant primaire,
- identification par méthodes inverses de lois de fluage du matériau Zr-4 vierge.

### Résumé :

La thèse s'intéresse au fluage secondaire de gainages de Zircaloy-4 détendu dans des conditions représentatives d'un Accident de Perte de Réfrigérant Primaire (APRP) d'un réacteur à eau pressurisée. Elle s'articule autour de 3 axes que sont (a) le développement d'essais de fluage à haute température et en pression interne sur des gaines, (b) la modélisation de ces essais et la caractérisation du comportement au fluage secondaire de cet alliage, et (c) l'étude du fluage secondaire d'éprouvettes de Zr-4 pré-oxydées à  $425^{\circ}\text{C}$  pour obtenir une couche de zircone de  $10\mu\text{m}$  en surfaces interne et externe.

Le domaine de chargement étudié s'étend de  $750$  à  $850^{\circ}\text{C}$  pour des pressions internes de  $1.2$  à  $5\text{MPa}$ . La configuration de l'essai permet d'obtenir un chargement thermique hétérogène sur la hauteur des éprouvettes. Les essais sont instrumentés de manière à mesurer les champs cinématique et thermique en surface de la région d'intérêt respectivement par Corrélation d'image numérique 2D et par thermographie proche infrarouge. Ces deux méthodes d'analyse d'images numériques clés du dispositif ont été validées sur des essais dédiés.

Les essais sont modélisés sur le logiciel commercial ABAQUS6.11-2 de manière à identifier les paramètres d'une loi de fluage de Norton. Les résultats mettent en évidence un changement brutal de comportement à une température de  $810^{\circ}\text{C}$ , correspondant au début de la transition de la phase  $\alpha$  vers un matériau biphasé  $\alpha + \beta$ . De plus, les exposants de Norton identifiés dans le domaine  $\alpha$  pour des contraintes inférieures à  $25\text{MPa}$  sont de l'ordre de l'unité, et entre 4 et 5 pour les contraintes supérieures. Ces ordres de grandeurs sont respectivement associés dans la littérature à des mécanismes de fluage par diffusion et dislocation. Au-dessus de  $810^{\circ}\text{C}$ , les caractéristiques associées dans la littérature à la superplasticité sont mis en évidence : l'exposant de Norton est compris entre 2.5 et 3.5 et l'énergie d'activation est supérieure à  $300\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ .

Des essais sont enfin réalisés sur des éprouvettes pré-hydrurées ainsi que pré-oxydées et pré-hydrurées. Les mesures réalisées pendant ces essais sont associées à des métallographies pour mettre en évidence l'effet des couches de zircone et de  $\alpha(\text{O})$  sur la déformation de la gaine à  $800^{\circ}\text{C}$ .

**Dr Thomas Jailin**, Maître de Conférence Université de Clermont Ferrand/Institut Pascal UMR CNRS 6602, France.

<i>Étude expérimentale et modélisation du comportement d'un tube de gainage lors d'un accident de réactivité en phase post-crise d'ébullition.</i>		soutenue le 11/05/2020
CFR IRSN	M.-C. Baietto (50%), N. Tardif (50%), J. Desquines (IRSN), M. Coret (GEM), V. Georgenthum (IRSN), P. Chaudet	<b>A</b> [3, 7, 12, 13], <b>C</b> [36, 38, 39, 41], <b>S</b> [40]
La thèse a été financée par l' <b>IRSN</b> avec un co-financement d' <b>EDF</b> . Les acteurs du projet sont le LaMCoS, le <b>GEM</b> et l' <b>IRSN</b> .		

### Contributions :

- Développement d'un banc d'essai thermomécanique simulant la phase post-crise d'ébullition d'un accident d'insertion de réactivité (transitoire thermique rapide  $> 1000^{\circ}C.s^{-1}$ ),
- identification du changement de phase à haute vitesse de montée en température  $10 - 2000^{\circ}C.s^{-1}$  de l'alliage Zy-4,
- identification des lois de fluage par méthodes inverses, mise en évidence du fort impact de la vitesse de montée en température.

### Résumé :

La thèse porte sur le comportement au fluage du tube de gainage en Zircaloy-4 en conditions représentatives de la phase post-DNB (Departure from Nucleate Boiling) d'un accident de réactivité (RIA). Ces conditions peuvent se résumer à une élévation brutale de la température de la gaine alors que celle-ci est intérieurement pressurisée, suivie de son ballonnement à haute température.

La transformation de phase ( $\alpha \rightarrow \beta$ ) du Zircaloy-4 a tout d'abord été étudiée à l'aide d'essais de dilatométrie pour des vitesses de chauffe comprises entre  $50$  et  $2000^{\circ}C.s^{-1}$ . Une instrumentation adaptée a été développée. Les résultats ont permis de caractériser un modèle de changement de phase valide de l'équilibre thermique jusqu'à des vitesses de chauffe de  $2000^{\circ}C.s^{-1}$ , basé sur une description de Leblond.

Dans un deuxième temps, la plateforme d'essai thermomécanique ELLIE de l'INSA Lyon a été adaptée de façon à pouvoir simuler les conditions de chargement d'un post-DNB. Des essais de fluage en ballonnement ont été réalisés avec des vitesses de chauffe de  $1200^{\circ}C.s^{-1}$ . Le chargement étudié s'étend de  $840$  à  $1020^{\circ}C$  pour 2 pressions internes de  $7$  et  $11\text{bar}$ . Les champs de déplacement et de température sont mesurés en surface de l'éprouvette, respectivement par stéréo-corrélation d'images numériques et thermographie proche infrarouge. Une procédure a été développée, afin d'obtenir ces champs à l'aide des deux mêmes caméras. Les essais ont mis en évidence un comportement au fluage complexe dans le domaine biphasé, qui semble étroitement lié à la proportion de phase dans le matériau. Un fort impact de la vitesse de chauffe sur la tenue mécanique de la gaine a également été observé, avec des vitesses de déformation bien plus importantes suite à un transitoire thermique rapide.

Enfin, une loi de fluage, couplée à un modèle de changement de phase, a été identifiée par recalage par éléments finis. Elle permet de représenter le comportement de la gaine pendant les 10 premières secondes des essais sur l'ensemble des conditions testées.

**Dr Nicolas Jacquet**, Ingénieur R&D chez Thales, Microwave and Imaging Sub-systems, France.

<i>Elasto-Visco-plastic Buckling of Thick Shells.</i>		soutenue le 19/01/2021
CFR CEA	T. Elguedj (50%), N. Tardif (50%), C. Garnier (CEA)	A[9, 10], C[32, 34, 37]
La thèse a été financée par le CEA dans le cadre du programme ASTRID. Les acteurs du projet sont le LaMCoS et le CEA		

### Contributions :

- Validation par dialogue essais/calculs de critères de bifurcation de flambage de structures épaisses en matériau élasto-visco-plastique (plaques épaisses, coques épaisses en forme de demi-oeuf).

### Résumé :

Dans le cadre du développement des réacteurs de quatrième génération au CEA, un échangeur de chaleur sodium gaz a été développé entre le circuit secondaire et le circuit tertiaire du réacteur. Afin de distribuer et de collecter correctement le sodium dans l'échangeur, un collecteur est placé à l'entrée de chaque module de l'échangeur. L'ensemble de l'échangeur est placé dans une enceinte pressurisée où circule le gaz du circuit tertiaire à une pression de 180bar et une ambiance chaude de 520°C. Le collecteur, coque épaisse en 316L(N), est alors soumis à une pression externe qui pourrait induire sa ruine en flambage par fluage.

Ainsi l'objectif des travaux de thèse est d'étudier numériquement et expérimentalement le flambage de coques épaisses dont le comportement est élasto-visco-plastique sous chargement non proportionnel.

Un critère de bifurcation a été développé et implémenté dans le logiciel CAST3M. Il est basé d'une part sur la théorie de la déformation (étendue à la théorie du coin pour les chargements non proportionnels) et d'autre part sur l'hypothèse de Bodner. La première hypothèse permet de dériver un module tangent valide pour le calcul de bifurcation dans le cas de plaques/coques épaisses, la seconde hypothèse permet quant à elle de dériver un module tangent en prenant en compte la dépendance du comportement au taux de déformation.

D'un point de vue expérimental, afin de réduire les contraintes expérimentales liées aux essais sur structures en 316L(N) à chaud, un matériau modèle fluant à l'ambiante a été choisi (matériau à base étain, appelé SAC 305). Les structures étudiées ont été réalisées par fonderie en coquille.

Deux campagnes d'essais ont été menées afin de générer un jeu de données expérimentales suffisant. Lors de ces campagnes, le flambage de deux structures a été évalué. L'une portait sur le flambage de plaques en compression, l'autre sur le flambage de demi-oeufs soumis à une pression externe. Les essais ont été instrumentés par des moyens optiques afin de mesurer la déformation de certaines zones des éprouvettes. Ce type d'instrumentation a permis d'améliorer le post-traitement et la validation du modèle prédictif.

Une bonne corrélation entre le modèle prédictif et les essais a été observée. Ce niveau de corrélation porte aussi bien sur les efforts et temps critiques de flambage que sur les modes de flambage observés.

Le modèle développé permet alors de prédire le flambage de structures épaisses dont le comportement est élasto-visco-plastique. De plus il est appliqué à des chargements non proportionnels.

**Dr Ethel Borel Djeumen Nkwechen**, Ingénieur dimensionnement à EDF, France.

<i>Étude du comportement au fluage des gaines en alliage de zirconium pré-oxydées sous sollicitations thermomécaniques représentatives d'un accident de perte de réfrigérant primaire.</i>		soutenue le 26/04/2022
CFR IRSN	<u>M.-C. Baietto</u> (20%), <u>G. Molnar</u> (50%), N. Tardif (30%), M. Coret (GEM), J. Desquines (IRSN), T. Taurines (IRSN), P. Chaudet	A[4], C[30, 33, 35]
La thèse a été financée par l'IRSN avec un co-financement d'EDF. Les acteurs du projet sont le LaMCoS, le GEM et l'IRSN		

### Contributions :

- Développement d'une plateforme éléments finis multiphysique (Fluage, diffusion, oxydation, fissuration) pour la simulation du ballonnement de gaine préoxydée sous atmosphère oxydante simulant un accident de perte de réfrigérant primaire (APRP) basée sur des approches champ de phase pour représenter les discontinuités (Fissuration, Oxydation)
- Mise en évidence expérimentale et numérique du rôle prépondérant du pré-oxyde et de son état d'endommagement initial sur les cinétiques macroscopiques de fluage des gaines,

### Résumé :

La thèse s'intègre dans l'étude des Accidents de Perte de Réfrigérant Primaire (APRP) des réacteurs à eau pressurisée. Elle vise à décrire et caractériser les couplages physiques constatés lors du fluage des gaines dans la phase ductile de l'APRP. Ces couplages portent sur l'oxydation du matériau, la diffusion d'oxygène, le fluage du métal et la fissuration de l'oxyde.

Dans un premier temps, des essais semi-intégraux de ballonnement de gaine sous chargement thermomécanique imposé ont été réalisés. Ces essais ont permis d'étudier l'influence de l'épaisseur de pré-oxyde, de l'atmosphère (argon, mélange argon + dioxygène) et du niveau de chargement mécanique sur le ballonnement des gaines. Ils ont été réalisés sur la plateforme expérimentale ELLIE, qui est instrumentée pour suivre le ballonnement des gaines en couplant mesure de champs cinématiques et thermiques sur la surface de l'éprouvette.

Dans un deuxième temps, une modélisation des gaines par une structure sandwich (Oxyde/Métal/Oxyde) par éléments finis intégrant un couplage multi-physique (diffusion d'oxygène, oxydation, fluage, fissuration) a été mise en place. Les outils numériques retenus pour simuler les discontinuités du problème sont basés sur des approches en champs de phases.

Les résultats de simulations cohérents avec les résultats expérimentaux ont permis de mettre en évidence la corrélation forte qui existe entre l'état d'endommagement de l'oxyde et la vitesse macroscopique de fluage. En début de fluage, avant sa fissuration, la couche d'oxyde joue un rôle renfort vis-à-vis du fluage. Après sa fissuration, l'effet renfort de l'oxyde diminue considérablement par localisation de la déformation entre les fragments d'oxyde.

**Dr Arif Badrou**, Post-doctorant dans l'équipe de professeure E. Eskandari à l'université de Californie.

<i>Développement d'un modèle numérique de navigation endovasculaire par cathéter actif multi-courbes</i>		soutenue le 30/09/2022.
ANR-18-CE19-0027-01	<u>A. Bel Brunon</u> (50%), <u>N. Hamila</u> (50%, IRDL), N. Tardif, A. Duval, A. Gravouil	<b>A</b> [5, 8], <b>C</b> [28, 31]
Le projet ANR DEEP visait à élaborer des dispositifs matériels et logiciels pour proposer aux praticiens interventionnels des solutions innovantes de navigation endovasculaire augmentée. Les acteurs du projet sont le <b>LTSI</b> , le LaMCoS, <b>Therenva</b> , <b>BCV</b> , <b>ANSYS</b> , <b>FOR</b>		

#### Contributions :

- Développement de simulations numériques éléments finis de navigation endovasculaire avec guides actifs validés expérimentalement.
- Création d'abaques numériques basés sur des approches de réduction de modèle a posteriori (HROM) pour l'aide à la conception de guides actifs et l'aide à la formation des cliniciens.

#### Résumé :

Les thérapies endovasculaires se sont particulièrement développées au cours de ces dernières années pour traiter les pathologies vasculaires. Les principales difficultés dans ce type d'intervention résident dans l'accès à la cible à traiter. Les procédures actuelles se font généralement à l'aide d'outils passifs dont la courbure dépend uniquement du contact avec la structure vasculaire. Pour l'accès à certaines zones dites complexes (artères rénales, Troncs Supra-Aortiques (TSAs)), la navigation avec ce genre d'outils est difficile car la trajectoire comporte des angulations importantes. On estime ainsi que 20% des procédures endovasculaires présentent ce genre de complexités, qui peuvent compromettre la suite de l'opération.

Afin de faciliter la navigation endovasculaire dans les TSAs pour accéder aux cibles cérébrales, un nouveau type de guide actif a été développé reposant sur la technologie d'alliage à mémoire de forme. Le dispositif peut se courber activement à son extrémité distale et ainsi faciliter le crochetage des TSAs. Le guide actif est au cœur des travaux de cette thèse.

La première étape du travail a consisté à caractériser les propriétés de cet outil et de cathéters associés. Cette campagne expérimentale s'est accompagnée d'une observation et d'une caractérisation de la navigation endovasculaire active sur aortes fantômes. Ces éléments ont permis de construire un modèle de navigation endovasculaire du guide actif et des cathéters, pour simuler le crochetage de l'artère carotide gauche d'aortes patient-spécifiques issues des données d'imagerie préopératoires. Le modèle a été validé en regard de la navigation sur aortes fantômes et permet la simulation de phénomènes très spécifiques liés à la navigation, comme le snapping. A l'aide de la méthode de réduction de modèle HOPGD, plusieurs outils temps-réel d'aide à la décision pour les concepteurs du guide actif et pour les cliniciens ont enfin été développés, démontrant la potentialité de la simulation numérique biomécanique d'intégrer la pratique clinique.

**Loïc Jegou.**

<i>Observation par radioscopie X in-situ en fabrication additive LMDp</i>		soutenance prévue en 04/2024.
Projet Carnot Ingénierie@Lyon 2020	T. Elguedj (40%), V. Kaftandjian (40%, LVA), P. Duvauchel (20%, LVA), N. Tardif, J. Lachambre, M. Guillemot	<b>A</b> [2] <b>C</b> [26, 29] <b>S</b> [60]
La thèse a été financée dans le cadre du projet TORTELLINI dont le LaMCoS est le porteur. Il vise à observer, comprendre et modéliser les phénomènes mis en jeu dans le bain fondu lors de la fabrication additive par le procédé LMD-p (Laser Metal deposition with powder). Les acteurs du projet sont le LaMCoS, le <b>LVA</b> , et le <b>LTDS</b>		

**Valentine Delbruel.**

<i>Utilisation des technologies de fabrication additive pour la réadaptation fonctionnelle</i>		soutenance prévue en 10/2024.
Financement Fondation INSA - Handicap International	T. Elguedj (33%), J. Rumeau (33%, IMP), J. Chevalier (33%, MATEIS), N. Tardif, M. Yousfi (IMP), J.-F. Gérard (IMP), J.-M. Chenal (MATEIS), A. Banoune (HI)	<b>A</b> , <b>C</b>
Le projet, financé dans le cadre de la chaire <b>Innovation for Humanity</b> , vise à lever les verrous de l'utilisation de la fabrication additive d'orthèses chez les patients pour lesquels les centres de soins ne sont pas accessibles. Les objectifs sont l'approvisionnement en matériau recyclé suivant gisements locaux, l'optimisation géométrique de l'orthèse en vue d'une réduction du temps de fabrication, l'optimisation de la tenue de l'orthèse dans les conditions locales d'utilisation et de fabrication. Les acteurs du projet sont l' <b>IMP</b> , le LaMCoS, <b>MATEIS</b> , <b>HI</b>		

**Anthony Dellarre.**

<i>Développement et implémentation d'un asservissement en boucle fermée du processus DED pour optimiser les propriétés des pièces fabriquées.</i>		soutenance prévue en 11/2024.
ANR-21-CE10-0003	F. Vignat (20%, GSCOP), N. Béraud (40%, GSCOP), F. Villeneuve (20%, GSCOP), N. Tardif (20%)	<b>A</b> [1] <b>C</b> [25, 27] <b>S</b> [60]
L'ANR METALIC vise à améliorer l'état résiduel des pièces fabriquées par les technologies DED (directed energy deposition) de fabrication additive métallique par le développement de simulations numériques ultra-rapides pour le réglage des paramètres de production en amont de la fabrication et le développement d'une boucle de rétroaction associée à un monitoring adapté en cours de process. Les acteurs du projet sont le LaMCoS et le <b>GSCOP</b>		

**Maëlle Moor.**

<i>Étude de la Fissuration à chaud du NOREM02 déposé par procédé de soudage PTA</i>		soutenance prévue en 06/2026.
Laboratoire Commun SnR	<u>D. Nelias</u> (33%), <u>N. Tardif</u> (33%), J. Courbon (33%, MATEIS), J. Lachambre, M. Yescas (Framatome), A. Brosse (Framatome)	<b>A, C</b>
Dans le cadre du <b>laboratoire commun</b> d'étude et de recherche pour la simulation numérique des procédés de fabrication et de réparation, la thèse vise à réduire la sensibilité à la fissuration à chaud du revêtement de robinetterie Norem02 lors de son rechargement PTA par ajout d'agent d'inoculation. Les acteurs du projet sont le LaMCoS, <b>MATEIS</b> , <b>FRAMATOME</b> , <b>VELAN SAS</b> , <b>EDF</b>		

**Maxime Rey.**

<i>Monitoring in-situ et contrôle en boucle fermée des procédés LMD-p et WLAM.</i>		soutenance prévue en 06/2026.
ANR-21-CE10-0003	<u>T. Elguedj</u> (25%), <u>M. Guillemot</u> (50%), F. Vignat (25%, GSCOP), J. Lachambre, N. Tardif	<b>A, C</b>
L'ANR METALIC vise à améliorer l'état résiduel des pièces fabriquées par les technologies DED (directed energy deposition) de fabrication additive métallique par le développement de simulations numériques ultra-rapides pour le réglage des paramètres de production en amont de la fabrication et le développement d'une boucle de rétroaction associée à un monitoring adapté en cours de process. Les acteurs du projet sont le LaMCoS et le <b>GSCOP</b>		

**Matthieu Bossy.**

<i>Fabrication Additive d'aciers à gradient de composition chimique : Comportements mécanique et électrochimique</i>		soutenance prévue en 09/2026.
Financement contrat doctoral de l'école doctoral 34 Matériaux dans le cadre du GIS HEAD	<u>Geneviève Foray</u> (50%, MATEIS), <u>N. Tardif</u> (50%), X. Boulnat (MATEIS), S. Marcelin (MATEIS)	<b>A, C</b>
Financée dans le cadre de 2 demi contrats doctoraux de l'UCBL et de l'INSA LYON ciblés dans le cadre du <b>GIS HEAD</b> , la thèse vise à optimiser la fabrication d'aciers à gradient de composition chimique 316L vers 9Cr par fabrication additive LMD-p et d'en étudier les propriétés fonctionnelles mécaniques et électrochimiques. Les acteurs du projet sont le LaMCoS et <b>MATEIS</b>		



### 1.3 Encadrement de Post-doctorat

#### Dr Dinh Cuong Tran.

<i>Étude de la planéité des tôles issues de laminage</i>		12 mois
ANR 2012-RNMP-019-06	N. Tardif, A. Limam (LGCIE)	<b>A</b> [16, 18], <b>C</b> [52, 53]
Le projet PLATFORM vise à apporter des solutions pour réduire les risques de défauts de planéité des tôles lors de leur laminage à froid. Elle est basée sur la mise en place de capteurs de planéité latente (contraintes résiduelles) et manifeste couplée à des simulations numériques du procédé. Les acteurs du projet sont le <b>LEM3</b> , le <b>CEA LIST</b> , <b>Arcelor-Mittal</b> , <b>Constellium</b> , <b>LMSSMat</b> , le LGCIE, <b>ARMINES-CEMEF</b>		

#### Dr Emna Abouda, Leader of Additive Manufacturing Business Unit, Bureau Veritas Group.

<i>Maîtrise de la qualité des pièces en fabrication additive</i>		13 mois
Projet Carnot Ingénierie@Lyon / Labellisation Labex Manutech Sise	N. Tardif, J. Lachambre, M. Perez (MA-TEIS), M. Doubenskaia (LTDS), J. Sijobert (LTDS)	<b>S</b> [61, 62]
Le projet MELTED dont le porteur est le LaMCoS vise à améliorer la qualité des pièces issues de fabrication additive métallique en proposant des solutions de Fabrication Assistée par Ordinateur, des solutions de monitoring in-operando et des solutions de parachèvement de surface adaptées. Les acteurs du projet sont le LaMCoS, le <b>LTDS</b> , <b>MATEIS</b> , <b>IPC</b>		

## 2 Rayonnement scientifique

### 2.1 Collaborations internationales

A la suite de mon post-doctorat au sein de l'équipe du Pr. Stelios Kyriakides en 2010 au **CMSSM** de l'université d'Austin TX, j'ai effectué deux séjours lors des étés 2012 et 2015 au sein de son équipe. Stelios Kyriakides est, par ailleurs, venu à l'INSA de Lyon l'été 2016. Cette collaboration a donné lieu à deux articles **A**[17, 19] et cinq conférences **C**[48, 49, 51, 54, 55].

### 2.2 Collaborations nationales

Tous les projets de collaboration sont présentées de façon identique, avec un "chapeau" constitué de la façon suivante :

ACRONYME	Titre		
Financement	Montant	Durée	Implication
Consortium			
Encadrement scientifique		Articles, Conférences, Séminaires	

Laboratoire commun MATILDE	Étude de matériaux inorganiques et de leurs mécanismes d'endommagement dans leur environnement d'utilisation		
		5 ans	représentant du LaMCoS au comité de pilotage
<u>MATEIS-LaMCoS-Saint-Gobain</u>			

Laboratoire commun SnR	Laboratoire commun d'étude et de recherche pour la simulation numérique des procédés de fabrication et de réparation		
	950k€	6ans	Co-encadrement d'une thèse financée et d'une thèse labellisée
<u>LaMCoS-MATEIS-FRAMATOME-EDF</u>			
M. Moore, M. Rey			

METALIC	Model and monitoring based real Time process and trajectory control, for metal deposition in additive manufacturing		
ANR-21-CE10-0003	540k€	5ans	Responsable de tâche 8 mois etp, co-encadrement de 2 thèses
<u>LaMCoS-G-SCOP</u>			
A. Dellarre, M. Rey		<b>A</b> [1] <b>C</b> [25, 27] <b>S</b> [60]	

	INNOVATION FOR HUMANITY		
Chaire INSA-LYON - HANDICAP INTERNATIONAL 2021			Co-encadrement de thèse
V. Delbruel			

TORTELLINI	In situ x-Ray Observation and modeling of the melt pool in DED additive manufacturing		
Carnot Ingénierie@Lyon 2020	265k€	48 mois	2 mois etp, co-encadrement de thèse
<u>LaMCoS-LVA-LTDS</u>			
L. Jegou		<b>A</b> [2] <b>C</b> [26, 29] <b>S</b> [60]	

DEEP	Dispositifs de navigation Endovasculaire augmentée pour accès et Parcours complexes.		
ANR AAPG2020	672k€	36 mois	2 mois etp, co-encadrement de thèse
<u>LTSI-LaMCoS-Therenga-BCV-ANSYS-FOR</u>			
A. Badrou		<b>A</b> [5, 8], <b>C</b> [28, 31]	

LASCOL	Ressourcement pour l'automatisation du dispositif LASCOL de l'INSA-Lyon		
AAP IngéLySE 2019	8k€	12 mois	
<u>LaMCoS-MATEIS-LVA</u>			
OCIM3D	Optimisation de la durabilité des Canaux obtenus par Impression Métallique 3D		
Région AURA - Pack Ambition Recherche 2018	200k€	36 mois	0.5 mois etp
<u>LTDS-MATEIS-LaMCoS-IPC</u>			
EARLYQUAKE	Vulnérabilité sismique des structures avec prise en compte des effets de jeune âge et vieillissement		
Projet Bonus-Qualité-Recherche INSA-LYON 2018	35k€	24 mois	0.5 mois etp
<u>GEOMAS-LaMCoS-MATEIS</u>			
		<a href="#">A[6, 11]</a>	
Contrat industriel	Étude du comportement au fluage des gaines en alliage de zirconium pré-oxydées sous sollicitations thermomécaniques représentatives d'un accident de perte de réfrigérant primaire		
CFR IRSN EDF 2018	60k€	42 mois	Co-encadrement de thèse
<u>LaMCoS-IRSN Cadarache-GEM</u>			
E.B. Djeumen Nkwechen		<a href="#">A[4]</a> , <a href="#">C[30, 33, 35]</a>	
Contrat industriel	Elasto-Visco-plastic Buckling of Thick Shells		
CFR CEA 2017	115k€	36 mois	Co-encadrement de thèse
<u>LaMCoS-CEA Cadarache</u>			
N. Jacquet		<a href="#">A[9, 10]</a> , <a href="#">C[32, 34, 37]</a>	
Contrat industriel	Étude expérimentale et modélisation du comportement d'un tube de gainage lors d'un accident de réactivité en phase post-crise d'ébullition		
CFR IRSN 2016	72k€	42 mois	Co-direction de thèse
<u>LaMCoS-IRSN Cadarache-GEM</u>			
T. Jailin		<a href="#">A[3, 7, 12, 13]</a> , <a href="#">C[36, 38, 39, 41]</a> , <a href="#">S[40]</a>	
ITERATION	Pilotage temps réel de procédé de fabrication additive métal par projection de poudre		
Fonds propres LaMCoS 2018	45k€	36 mois	6 mois etp

		Aménagement de la plateforme procédé coldspray et laser site de Lyon		
Projet 2017	IngéLySE	15k€	12 mois	porteur
DETONANT		Mise en place d'un démonstrateur de traitement thermique de surface afin d'obtenir une surface à gradient de propriétés mécaniques		
Projet	Labex Manutech Sise 2017	15k€	24 mois	Porteur
<u>LTDS-LaMCoS-MATEIS</u>				
E. Abouda			S[61, 62]	
ELLIE		Plateforme de caractérisation thermomécanique multiaxiale multimodale.		
Projet	INSA-VALOR Bonus-Qualité-Innovation	30k€	24 mois	Porteur
MELTED		Maîtrise de la qualité des pièces issues de fabrication additive		
Projet	Institut Carnot Ingénierie@Lyon 2016	320k€	24 mois	Porteur
<u>LaMCoS-LTDS-MATEIS-IPC</u>				
E. Abouda			S[61, 62]	
PERFROI		Perte de refroidissement		
ANR-RSNR-0017-01 2013		14300k€	6 ans	Co-direction de thèse
<u>IRSN Cadarache-EDF-LaMCoS-LEMETA</u>				
D. Campello			A[14, 15], C[42-47] S[50]	
PLATFORM		Maîtrise de la planéité des tôles métalliques formées par laminage		
ANR 2010 2012-RNMP-019-06	MATEPRO	1030k€	4 ans	encadrement d'un post-doctorant et d'un master
<u>IRSN Cadarache-EDF-LaMCoS-LEMETA</u>				
J. Abreu, D-C Tran			A[16, 18], C[52, 53]	

### 2.3 Prix et distinctions

Finaliste pour le prix du meilleur papier de la catégorie doctorant de la conférence PVP2009 C[56].

### 2.4 Membre de Comité scientifique dans des conférences

Membre du comité scientifique de la 6th CIRP conference on surface integrity, Lyon, 8-10 juin 2022.

## 2.5 Relecteur pour revues internationales à comité de lecture

- *International Journal of Solids and Structures* depuis 2013 (impact factor 3.667).
- *International Journal of Impact Engineering* depuis 2018 (impact factor 4.592).
- *International Journal of Mechanical Sciences* depuis 2018 (impact factor 6.772).
- *Mechanics and Industry* depuis 2018 (impact factor 0.934).
- *Meccanica* depuis 2018 (impact factor 2.435).
- *Experimental Mechanics* depuis 2019 (impact factor 2.872).
- *ASME Journal of Applied Mechanics* depuis 2020 (impact factor 2.794).
- *European Journal of Mechanics / A Solids* depuis 2020 (impact factor 4.1).

## 2.6 Participation à des jurys de thèse

- Examineur de la thèse de Nicolas Lion à l'université de Lyon opérée au sein de l'INSA de Lyon, dirigée par Alain Combescure, *Caractérisation mécanique de la glace aéronautique sous chargement rapide, et développement d'une loi de comportement pour simuler des impacts de glace*, soutenue le 11/04/2017.
- Examineur de la thèse de Yassine Saadlaoui à l'université Jean Monnet dirigée par Jean-Michel Bergheau et Eric Feulvarch, *Simulation numérique des procédés thermomécaniques dans une approche couplant les écoulements du fluide avec des déformations du solide : application au soudage laser et à la fusion sur lit de poudre*, soutenue le 22/03/2019.
- Examineur de la thèse de Ahmed Chaieb à Mines Paristech, PSL dirigée par Jérôme Crépin, *Comportement anisotherme et rupture des gaines combustibles en alliages de zirconium. Application à la situation d'accident d'insertion de réactivité (RIA)*, soutenue le 09/04/2019.
- Examineur de la thèse de Aleksandr Kulish à Centrale Lyon – ENISE dirigée par Joel Rech et Ferdinando Salvatore, *Etude paramétrique d'une procédé d'impression 3D (LMD) en vue d'optimiser l'intégrité matière - Application à l'alliage maraging 1.2709*, soutenue le 09/05/2022

## 2.7 Expertise de relecteur de projet

- Comité Consultatif Régional de la recherche et du Développement Technologique (CCRRDT) de la région Nouvelle Aquitaine dans le cadre de l'AAPR2020 : 1 projet.
- ANR phase 2 AAPG2022 : 1 projet.
- ANR phase 2 AAPG2023 JCJC : 1 projet.

## 2.8 Publications et communications

### Articles

24 articles dont 22 articles dans des revues à comités de lecture de rang A.

- [1] Anthony Dellarre, Nicolas Béraud, Nicolas Tardif, Frédéric Vignat, François Villeneuve, and Maxime Limousin. Qualify a NIR camera to detect thermal deviation during aluminum WAAM. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 127(1) :625–634, 2023. URL <https://doi.org/10.1007/s00170-023-11587-8>.

- 
- [2] Loïc Jegou, Joel Lachambre, Nicolas Tardif, Mady Guillemot, Anthony Dellarre, Abderrahime Zaoui, Thomas Elguedj, Valerie Kaftandjian, and Nicolas Beraud. Bichromatic melt pool thermal measurement based on a Red, Green, and Blue camera : Application to additive manufacturing processes. *Optics & Laser Technology*, 167 :109799, 2023. URL <https://hal.science/hal-04209790v1>.
- [3] T. Jailin, N. Tardif, P. Chaudet, J. Desquines, M. Coret, M.-C. Baietto, and V. Georghentum. Measuring both thermal and kinematic full-fields using a single CMOS camera during high temperature tests. *Optics and Lasers in Engineering*, 158 :107107, nov 2022. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-03709173v1>.
- [4] Ethel Djeumen, Gergely Molnár, Nicolas Tardif, Michel Coret, Jean Desquines, Tatiana Taurines, and Marie-Christine Baietto. Modeling diffusive phase transformation and fracture in viscoplastic materials. *International Journal of Solids and Structures*, 252 :111757, oct 2022. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-03709190v1>.
- [5] Arif Badrou, Nicolas Tardif, Philippe Chaudet, Nathan Lescanne, Jérôme Szewczyk, Raphaël Blanc, Nahiène Hamila, Anthony Gravouil, and Aline Bel-Brunon. Simulation of multi-curve active catheterization for endovascular navigation to complex targets. *Journal of Biomechanics*, 140 :111147, jul 2022. URL <https://hal.science/hal-03638903v1>.
- [6] Chaimaa Jaafari, Stéphane Grange, David Bertrand, Jean François Georjin, Fabien Delhomme, and Nicolas Tardif. Multifiber finite element model based on enhanced concrete constitutive law to account for the effects of early age damage on the seismic response of RC structures. *Engineering Structures*, 256 :113987, apr 2022. URL <https://hal.science/hal-03638903v1>.
- [7] T. Jailin, N. Tardif, J. Desquines, P. Chaudet, M. Coret, M.-C. Baietto, and V. Georghentum. FEMU based identification of the creep behavior of Zircaloy-4 claddings under simulated RIA thermo-mechanical conditions. *Journal of Nuclear Materials*, 561 :153542, apr 2022. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-03555525v1>.
- [8] A. Badrou, N. Tardif, A. Even, P. Chaudet, N. Lescanne, J. Szewczyk, A. Gravouil, N. Hamila, and A. Bel-Brunon. Characterization of Surgical Tools for Specific Endovascular Navigation. *Cardiovascular Engineering and Technology*, 13(5) :751–763, mar 2022. URL [https://hal.science/hal-03676019v1/file/article\\_exp\\_corrected.pdf](https://hal.science/hal-03676019v1/file/article_exp_corrected.pdf).
- [9] Nicolas Jacquet, Nicolas Tardif, Thomas Elguedj, and Christophe Garnier. Buckling of thick elasto-visco-plastic egg shells under external pressure : Experiments and bifurcation analysis. *International Journal of Solids and Structures*, page 111591, mar 2022. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-03637577>.
- [10] Nicolas Jacquet, Nicolas Tardif, Thomas Elguedj, and Christophe Garnier. Numerical study and experiments on the elasto-visco-plastic bifurcation buckling of thick anisotropic plates. *Thin-Walled Structures*, 166 :108070, sep 2021. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-03270386v1>.
- [11] Chaimaa Jaafari, David Bertrand, Tina Guillot, Elodie Prudhomme, Nicolas Tardif, Jean-François Georjin, Fabien Delhomme, Romain Trunfio, Nouredinne Chateur, Emeric Bruyere, Eric Augeard, Laurent Baillet, Philippe Guéguen, and Stéphane Grange. Effect of early age drying shrinkage on the seismic response of RC structures. *Materials and Structures*, 53(6), oct 2020. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-03016738>.

- [12] T. Jailin, N. Tardif, J. Desquines, P. Chaudet, M. Coret, M.-C. Baidetto, and V. Georghenthum. Thermo-mechanical behavior of Zircaloy-4 claddings under simulated post-DNB conditions. *Journal of Nuclear Materials*, 531 :151984, apr 2020. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-02437246>.
- [13] T. Jailin, N. Tardif, J. Desquines, M. Coret, M.-C. Baidetto, and V. Georghenthum. Experimental study and modelling of the phase transformation of Zircaloy-4 alloy under high thermal transients. *Materials Characterization*, 162 :110199, apr 2020. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-02489746v1>.
- [14] D. Campello, N. Tardif, J. Desquines, M.-C. Baidetto, M. Coret, A. Maynadier, and P. Chaudet. Validation of a multimodal set-up for the study of zirconium alloys claddings behaviour under simulated LOCA conditions. *Strain*, 54(5) :e12279, jun 2018. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01862731v1>.
- [15] D. Campello, N. Tardif, M. Moula, M.C. Baidetto, M. Coret, and J. Desquines. Identification of the steady-state creep behavior of Zircaloy-4 claddings under simulated Loss-Of-Coolant Accident conditions based on a coupled experimental/numerical approach. *International Journal of Solids and Structures*, 115-116 :190–199, jun 2017. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01544673v1>.
- [16] Dinh Cuong Tran, Nicolas Tardif, Hamza El Khaloui, and Ali Limam. Thermal buckling of thin sheet related to cold rolling : Latent flatness defects modeling. *Thin-Walled Structures*, 113 :129–135, apr 2017. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01802236v1>.
- [17] Martin Scales, Nicolas Tardif, and Stelios Kyriakides. Ductile failure of aluminum alloy tubes under combined torsion and tension. *International Journal of Solids and Structures*, 97-98 :116–128, oct 2016. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01802248v1>.
- [18] Dinh Cuong Tran, Nicolas Tardif, and Ali Limam. Experimental and numerical modeling of flatness defects in strip cold rolling. *International Journal of Solids and Structures*, 69-70 :343–349, sep 2015. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01802251v1>.
- [19] Nicolas Tardif and Stelios Kyriakides. Determination of anisotropy and material hardening for aluminum sheet metal. *International Journal of Solids and Structures*, 49(25) :3496–3506, dec 2012. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01802256v1>.
- [20] L. Bouvet, J. Lachambre, N. Tardif, and D. Chassard. Saliva Droplets Emissions are Lower in Children Than in Adults During Babbling, Speech and Coughing. *Clin Image Case Rep J.*, 3(3) :151, 2021. URL <https://www.literaturepublishers.org/archive/Saliva-Droplets-Emissions-are-Lower-in-Children-Than-in-Adults-During-Babbling-Speech-and.html>.
- [21] David Bertrand, Nicolas Tardif, Franck Bourrier, Jean-Baptiste Barré, and Stéphane Grange. A novel identification method for obtaining bending moment–curvature relations of wood stems based on digital image correlation and SDOF analysis. *European Journal of Environmental and Civil Engineering*, 25(10) :1782–1795, apr 2019. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-02094497v1>.
- [22] N. Tardif, M. Coret, and A. Combescure. Experimental study of the fracture kinetics of a tubular 16MnNiMo5 steel specimen under biaxial loading at 900 and 1000°C. application

to the rupture of a vessel bottom head during a core meltdown accident in a pressurized water reactor. *Nuclear Engineering and Design*, 241(3) :755–766, mar 2011. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01006854v1>.

- [23] N. Tardif, A. Combescure, M. Coret, and P. Matheron. Stable crack propagation in steel at 1173K : Experimental investigation and simulation using 3D cohesive elements in large-displacements. *Engineering Fracture Mechanics*, 77(5) :776–792, mar 2010. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01007318v1>.
- [24] N. Tardif, M. Coret, G. Nicaise, and A. Combescure. Vers la prévision du déchirement d’une cuve de réacteur à eau pressurisée en cas d’accident. *Matériaux et techniques*, 97 :220–223, 2009. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01007430>.

### Conférences avec et sans actes

- [25] Anthony Dellarre, Nicolas Béraud, Nicolas Tardif, Frédéric Vignat, François Villeneuve, and Maxime Limousin. Caractérisation d’un poste de soudure Cold Métal Transfer pour le pilotage du procédé Wire Arc Additive Manufacturing. In *18ème colloque national Smart*, 2023. URL <https://hal.science/hal-04278506v1>.
- [26] L. Jegou, J. Lachambre, N. Tardif, T. Elguedj, and V. Kaftandjian. Mesure de température du bain fondu en fabrication additive avec une caméra RGB. In *18ème colloque national Smart*, 2023.
- [27] A. Dellarre, M. Limousin, N. Béraud, F. Vignat, F. Villeneuve, and N. Tardif. Acquisition du bain de fusion avec une caméra CMOS pour le procédé de fabrication Wire Arc Additive Manufacturing en aluminium. In *Manufacturing’21*, Paris-Saclay, October 2022. URL <https://hal.science/hal-04011635v1>.
- [28] A. Badrou, N. Tardif, N. Hamila, A. Gravouil, and A. Brunon. Simulation numérique de la navigation endovasculaire vers des cibles complexes par cathétérisme actif multi-courbes. In *15<sup>e</sup> colloque national en calcul des structures*, Giens, France, May 2022. URL <https://hal.science/hal-03717708v1>.
- [29] L. Jegou, J. Lachambre, N. Tardif, A. Zaoui, V. Kaftandjian, and T. Elguedj. Observation de la morphologie et cartographie thermique du bain fondu pendant la fabrication additive d’un mur en acier 316L par LMD-p. In *15<sup>e</sup> Colloque National en Calcul des Structures*, Giens, France, May 2022.
- [30] E. Djeumen, G. Molnár, N. Tardif, M. Coret, J. Desquines, T. Taurines, M.-C. Baietto, A. Viretto, G. Villevieille, and P. Chaudet. High temperature oxidation and creep behavior of pre-oxidized zircaloy-4 claddings under LOCA conditions. In *Top Fuel 2021*, Santander, Spain, October 2021.
- [31] A. Badrou, A. Bel-Brunon, N. Hamila, N. Tardif, and A. Gravouil. Reduced order modeling of an active multi-curve guidewire for endovascular surgery. In *45<sup>e</sup> congrès de la Société de Biomécanique*, Metz, France, October 2020. URL <https://hal.science/hal-03276104v1>.
- [32] Nicolas Jacquet, Thomas Elguedj, Nicolas Tardif, and Christophe Garnier. Elasto-Visco-Plastic Buckling of Thick Shells : Buckling Predictions and Experiments. In *XXV ICTAM*, Milano, Italy, August 2020.



- [33] Ethel Djeumen, Gergely Molnár, Nicolas Tardif, Michel Coret, Jean Desquines, Tatiana Taurines, Marie-Christine Baidetto, and Frederic Rossillon. Coupling between viscoplasticity/diffusion /phase change/ fracture using phase-field method to study the creep behavior of pre-oxidized Zy-4 claddings. In *14th World Congress on Computational Mechanics (WCCM) ECCOMAS Congress 2020*, Paris, France, July 2020.
- [34] Nicolas Jacquet, Thomas Elguedj, Nicolas Tardif, and Christophe Garnier. Elasto-Visco-Plastic Buckling of Thick Shells : Numerical Buckling Predictions and Experiments. In *Proceedings of the ASME Pressure Vessels and Piping Conference PVP2020*, Mineapolis, USA, July 2020. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-03711852>.
- [35] Ethel Djeumen, Gergely Molnár, Nicolas Tardif, Michel Coret, Jean Desquines, Tatiana Taurines, Marie-Christine Baidetto, and Frederic Rossillon. Study of the creep and fracture behavior of pre-oxidized zirconium alloys using phase-field methods. In *17th European Mechanics of Materials Conference (EMMC17)*, Madrid, Spain, May 2020.
- [36] Thomas Jailin, Nicolas Tardif, Jean Desquines, Michel Coret, Thierry Breville, Philippe Chaudet, Marie-Christine Baidetto, and Vincent Georgenthum. Coupled Near Infrared Thermography / Digital Stereocorrelation for a FEMU based identification of the thermo-mechanical behavior of Zr-4 claddings under simulated Reactivity Initiated Accident. In *Annual conference of the Society of Experimental Mechanics*, Reno, USA, June 2019.
- [37] Nicolas Jacquet, Thomas Elguedj, Nicolas Tardif, and Christophe Garnier. Validation des critères de bifurcation pour la prédiction du flambage par fluage des structures coques épaisses. In *14<sup>e</sup> Colloque National en Calcul des Structures*, Giens, France, May 2019. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-02443421v1>.
- [38] Thomas Jailin, Nicolas Tardif, Jean Desquines, Michel Coret, Marie-Christine Baidetto, Philippe Chaudet, and Vincent Georgenthum. Identification des lois de fluage par FEMU sur une ROI sans bord libre. In *14<sup>e</sup> Colloque National en Calcul des Structures*, Giens, France, May 2019. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-02443409v1>.
- [39] Thomas Jailin, Nicolas Tardif, Jean Desquines, Michel Coret, Thierry Breville, Philippe Chaudet, Marie-Christine Baidetto, and Vincent Georgenthum. Mechanical behavior of as-fabricated Zircaloy-4 claddings under the simulated thermo-mechanical post-DNB conditions of a Reactivity Initiated Accident (RIA). In *Top Fuel 2018*, Prague, Czech Republic, September 2018. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01863256v1>.
- [40] Thomas Jailin, Nicolas Tardif, Jean Desquines, Michel Coret, Marie-Christine Baidetto, and Vincent Georgenthum. Comportement au fluage des gaines de Zircaloy 4 sous sollicitations Thermo-mécaniques représentatives d'accidents de réactivité dans les réacteurs à eau pressurisée. In *Séminaire SIMPER : Simulation des procédés d'Elaboration, de Soudage, d'Usinage et des Risques de Rupture*, Saint-Etienne, France, March 2018.
- [41] Thomas Jailin, Nicolas Tardif, Jean Desquines, Michel Coret, Thierry Breville, Philippe Chaudet, Marie-Christine Baidetto, Vincent Georgenthum, and Christian Bernaudat. Multimodal setups for the study of fresh Zircaloy-4 claddings under simulated thermal-mechanical RIA conditions. In *PHOTOMECHANICS 2018*, Toulouse, France,, March 2018. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01863226v1>.

- 
- [42] D. Campello, N. Tardif, J. Desquines, M.-C. Baietto, and M. Coret. Coupled Experimental / Numerical Approach to Determine the Creep Behavior of Zr-4 Cladding Under LOCA Condition. In *iDICs 2016 : International Digital Image Correlation Society*, Philadelphia, USA, November 2016. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01863191v1>.
- [43] D. Campello, N. Tardif, J. Desquines, M.-C. Baietto, and M. Coret. Secondary creep behavior of Zr-4 claddings under LOCA conditions. In *Top Fuel 2016 : LWR Fuels with Enhanced Safety and Performance*, Boise, USA, September 2016. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01863188v1>.
- [44] D. Campello, N. Tardif, J. Desquines, M.-C. Baietto, M. Coret, and A. Maynadier. A new experimental setup for high temperature creep test on Zircaloy-4 fuel rods internally pressurized. In *ICEM17 : International Conference on Experimental Mechanics*, Rhodes, Greece, July 2016. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01863168v1>.
- [45] M. Moula, D. Campello, N. Tardif, J. Desquines, M.-C. Baietto, and M. Coret. FEMU based on Levenberg-Marquardt algorithm to identify creep behavior of Zircaloy-4 fuel rods under LOCA conditions. In *ICEM17 : International Conference on Experimental Mechanics*, Rhodes, Greece, July 2016. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01863179v1>.
- [46] D. Campello, N. Tardif, J. Desquines, M.-C. Baietto, and M. Coret. Thermo mechanical behavior of fresh zircaloy-4 under LOCA conditions. In *CREEP 2015 : 13th Conference on Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Toulouse, France, June 2015. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01863142v1>.
- [47] D. Campello, N. Tardif, J. Desquines, M.-C. Baietto, M. Coret, and A. Maynadier. Thermo mechanical behaviour of fresh zircaloy-4 under LOCA conditions. In *PHOTOMECHANICS 2015*, Delft, Netherlands, May 2015. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01863134v1>.
- [48] Stelios Kyriakides, Nicolas Tardif, and Martin Scales. Ductile failure of an aluminum alloy under combined shear and tension. In *IUTAM Symposium on Ductile Failure and Localization*, Paris, France, March 2015.
- [49] Stelios Kyriakides, Nicolas Tardif, and Martin Scales. Localization and Failure of an Aluminum Alloy Under Combined Shear and Tension. In *PLASTICITY 2015 : International conference on plasticity, damage and fracture*, Montego Bay, Jamaica, January 2015.
- [50] D. Campello, N. Tardif, J. Desquines, M.-C. Baietto, M. Coret, A. Maynadier, and J. Réthoré. Comportement thermo-mécanique de gaines de Zr-4 en conditions hypothétiques d'Accident de Perte de Réfrigérant Primaire. In *Séminaire SESURR CIMReV*, Saint-Etienne, France, 2015.
- [51] Stelios Kyriakides, Nicolas Tardif, and Martin Scales. Ductile Failure of an Aluminum Alloy Under Combined Shear and Tension. In *17th U.S. National Congress on Theoretical & Applied Mechanics*, East Lansing, Michigan, USA, June 2014.
- [52] Dinh Cuong Tran, Nicolas Tardif, and Ali Limam. Simulation expérimentale de contraintes résiduelles par contraintes thermiques. application à la problématique du

- flambage de tôles induit par contraintes résiduelles lors du laminage. In *Congrès français de thermique et contexte incertain*, Gerardmer, France,, May 2013. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01863081v1>.
- [53] Dinh Cuong Tran, Nicolas Tardif, and Ali Liman. Experimental modelling of flatness defects in strip cold rolling. In *ROLLING*, Venice, Italia, 2013 2013. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01863092v1>.
- [54] Nicolas Tardif and Stelios Kyriakides. Determination of material Hardening and anisotropy in Al-6061-T6 Sheet metal. In *PLASTICITY 2012*, San Juan, USA, January 2012.
- [55] Nicolas Tardif and Stelios Kyriakides. Determination of anisotropy and material hardening in Al-6061-T6 sheet metal. In *NUMISHEET 2011*, Seoul, South Korea, August 2011.
- [56] Nicolas Tardif, Michel Coret, and Alain Combescure. Unstable Crack Propagation Under Severe Accident Scenario Conditions in a Pressurized Water Reactor. In *Volume 5 : High Pressure Technology Nondestructive Evaluation Division Student Paper Competition*. ASMEDC, jan 2009. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01862787v1>.
- [57] Nicolas Tardif, Michel Coret, and Alain Combescure. Unstable crack propagation under severe accidental scenario conditions in a pressurized water reactor. In *Proceedings of the 12th International Conference on fracture*, Ottawa, Canada, July 2009. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01412110/document>.
- [58] Nicolas Tardif, Alain Combescure, Michel Coret, Philippe Matheron, Vincent Koundy, and Grégory Nicaise. Simulation éléments finis de la fissuration d'un acier à haute température à l'aide d'éléments cohésifs. In *9<sup>e</sup> Colloque national en calcul des structures*, Giens, France, May 2009. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01412110v1>.
- [59] Nicolas Tardif, Michel Coret, and Alain Combescure. Instable Crack Propagation at High Temperature. In *Experimental Analysis of Nano and Engineering Materials and Structures*, pages 231–232. Springer Netherlands, 2007.

### Conférences et séminaires invités

- [60] N. Tardif, N. Béraud, A. Chergui, A. Dellarre, L. Jegou, T. Elguedj, M. Guillemot, J. Lachambre, M. Limousin, F. Vignat, and F. Villeneuve. Recent developments on monitoring solutions for DED processes, towards a closed-loop of the processes. In *METAL AMS*, Senlis, France, April 2022.
- [61] Nicolas Tardif, Thomas Elguedj, Mady Guillemot, Nawfal Blal, Thibaut Chaise, Philippe Bertrand, Maria Doubenskaia, Julien Sijobert, and Michel Perez. DETONANT : Mise en place d'un DEMonstrateur de Traitement thermique de surface afin d'ObteNir une surface A gradieNt de propriéTés mécaniques. In *Séminaire LABEX MANUTECH-SISE*, Saint-Etienne, France, October 2017.
- [62] Nicolas Tardif. Projet MELTED : Vers la maîtrise de la qualité des pièces en fabrication additive. In *RAFAM2017 : Journée Auvergne Rhône-Alpes Fabrication Additive Métallique*, Saint-Etienne, France, May 2017.

- [63] Nicolas Tardif. Essais thermomécaniques couplés : Développement d'essais de dilatométrie et de fluage sous transitoires thermiques rapides sur Zircaloy-4. In *Journées thématiques SF2M section Sud-Est : Revisiter les essais sur les matériaux*, 2023.
- [64] Nicolas Tardif. Comportement au ballonnement des gaines en zircaloy-4 sous conditions thermomécaniques simulant des accidents de dimensionnement dans les réacteurs à eau pressurisée. In *Séminaire Laboratoire de Mécanique et Génie Civil LMGC*, Montpellier, France, June 2022.



# Dossier Recherche



# Introduction

Ma carrière d'enseignant-chercheur a débuté en 2011 après une thèse réalisée au LaMCoS sous la direction d'Alain Combescure et de Michel Coret ainsi qu'un post-doctorat réalisé au CMSSM à l'université du Texas dans le groupe de Stelios Kyriakides. Ces deux expériences m'ont donné une forte appétence pour la mécanique expérimentale. Elles ont aussi façonné ma démarche scientifique empreinte d'un fort dialogue entre modélisations et essais.

J'ai obtenu mon premier poste en tant qu'enseignant-chercheur au LGCIE en 2011. J'ai ensuite rejoint le LaMCoS en 2015 à la suite d'une mobilité interne. La première thèse que j'ai co-encadrée est celle de Damien Campello débutée en septembre 2013 avec Marie-Christine Baietto. Marie-Christine m'a guidé dans la tâche d'encadrant avec toute l'intelligence dans les relations humaines dont elle sait faire preuve.

Les collègues cités précédemment m'ont apporté énormément d'un point de vue scientifique et humain. Ils m'ont permis de m'émanciper pour développer en autonomie mes projets de recherche sans jamais oublier la dimension humaine qu'exige la conduite de ces projets.

D'un point de vue scientifique, l'expérimentateur que je suis devenu a retenu quelques points essentiels : Tout essai mécanique même le plus simple nécessite une grande rigueur dans la façon de le préparer, de le conduire et de l'analyser. La sensibilité aux conditions aux limites, au chargement, à la géométrie, les effets d'échelle, de tailles caractéristiques du matériau induisent très rapidement des effets structuraux qui nécessitent une instrumentation adaptée avec des incertitudes maîtrisées et quantifiées, y compris dans le cas d'approches homogénéisées.

La prise en compte de ces éléments et de leur incertitude est d'autant plus importante que l'on s'intéresse à la ruine des structures (localisation, rupture, flambage).

Les données expérimentales doivent être suffisamment riches et maîtrisées pour alimenter les modélisations que ce soit pour des considérations d'identification des paramètres des modèles ou pour leur confrontation. Ces assertions bien qu'élémentaires sont gage d'une démarche scientifique rigoureuse que j'ai essayé de transmettre à mes étudiants.

Ma recherche se concentre sur l'intégrité des structures sous sollicitations extrêmes. Le terme "intégrité" se rapporte à des phénomènes pouvant conduire à la défaillance d'un composant (par flambage, localisation des déformations, rupture ductile) ou d'un assemblage (perte d'efficacité due à des déformations irréversibles). Le terme "extrême" se rapporte à des conditions de chargement complexes (chargements mécaniques multi-axiaux, thermo-mécanique, environnement oxydant) conduisant à une réponse de la structure fortement dépendante de couplages entre plusieurs physiques (thermique, élasto-visco-plasticité, transformations microstructurales, oxydation, diffusion d'espèces chimiques).

La méthodologie de travail que j'ai mise en œuvre repose sur une simplification des problématiques industrielles initiales (géométrie, conditions d'essais, évolution croissante des couplages



pris en compte...). Elle est ensuite basée sur des capacités de reproduction et d'observation des phénomènes par des essais de laboratoire, la modélisation de ces phénomènes, l'implémentation des modèles dans des simulations numériques, l'identification des modèles par dialogue essais/calculs et la validation de modèle par confrontation à l'expérimentale. Encore une fois, rien de très original dans la démarche, mais nous nous sommes attachés le plus possible à travailler sur la globalité de la chaîne dans chacune des thèses encadrées.

Cette approche globale et la pluridisciplinarité des problématiques étudiées m'a amené à mettre en place des collaborations scientifiques très enrichissantes. Mes apports personnels les plus saillants résident dans la démarche de simplification et de structuration initiale, la mise en place d'essais complexes, l'instrumentation de ces essais avec des capteurs multimodaux, le dialogue des essais avec la modélisation. Les collègues apportent leurs compétences en sciences des matériaux, modélisations avancées, méthodes numériques avancées...

Le manuscrit est structuré autour de trois thématiques pour lesquelles les contributions sont effectives. Je développe une quatrième thématique dont j'ai initié la construction en 2016. Elle commence seulement à donner les premiers résultats prégnants :

- **Ballonnement des gaines de Zircaloy-4 en conditions simulant des accidents dimensionnant les réacteurs à eau pressurisée (REP)** : Il s'agit d'étudier le comportement au fluage de gaines en Zy-4 dans les conditions de scénarii accidentelles dimensionnant les réacteurs : Accident de Perte de Réfrigérant Primaire (APRP), Accidents d'Injection de Réactivité (RIA). Les chargements pris en compte sont les chargements mécaniques (pression interne), thermiques (800 à 1200°C, montée en température de 10 à 1000°C.s<sup>-1</sup>) et environnementaux (Oxygène). Le but est de fournir à l'Institut de Radioprotection et de Sécurité Nucléaire (IRSN) des lois de comportement de fluage macroscopiques des gaines pour alimenter ses codes de calculs multiphysiques de sûreté.
- **Ruine par localisation des déformations et rupture ductile des alliages métalliques** : Il s'agit d'identifier les ingrédients nécessaires à la prédiction de la ruine des alliages métalliques par localisation des déformations et rupture ductile : notamment le choix d'un critère de plasticité adapté, la prise en compte de l'anisotropie, l'importance de l'identification de la loi d'écrouissage en grandes déformations, la pertinence de l'intégration du troisième invariant des contraintes dans les critères d'endommagement.
- **Flambage des structures sous sollicitations thermomécaniques** : Il s'agit ici d'étudier le flambage des structures épaisses élasto-visco-plastiques afin de définir et d'implémenter un critère de bifurcation validé expérimentalement dans les codes de calcul du Commissariat à l'Energie Atomique (CEA) pour le dimensionnement de composants des réacteurs de quatrième génération.
- **Maîtrise de l'état résiduel des pièces issues de fabrication additive métallique de type dépôt de matière sous flux dirigé (DED)** : Le but est ici de contribuer à la maîtrise de l'état résiduel des pièces fabriquées par des procédés DED (géométrie, santé matière, contraintes résiduelles). Nous travaillons sur la phase du procédé en elle-même afin d'apporter des outils de simulation des procédés robustes et rapides pour le choix des paramètres de fabrication, de développer un monitoring in-situ du procédé afin de détecter au plus tôt les déviations par rapport à l'attendu, de corriger les défauts quand cela est possible par un asservissement du procédé en cours de fabrication).

# Ballonnement des gaines de Zircaloy-4 en conditions simulant les accidents de dimensionnement des réacteurs à eau pressurisée

## 1 Introduction - contexte et problématiques

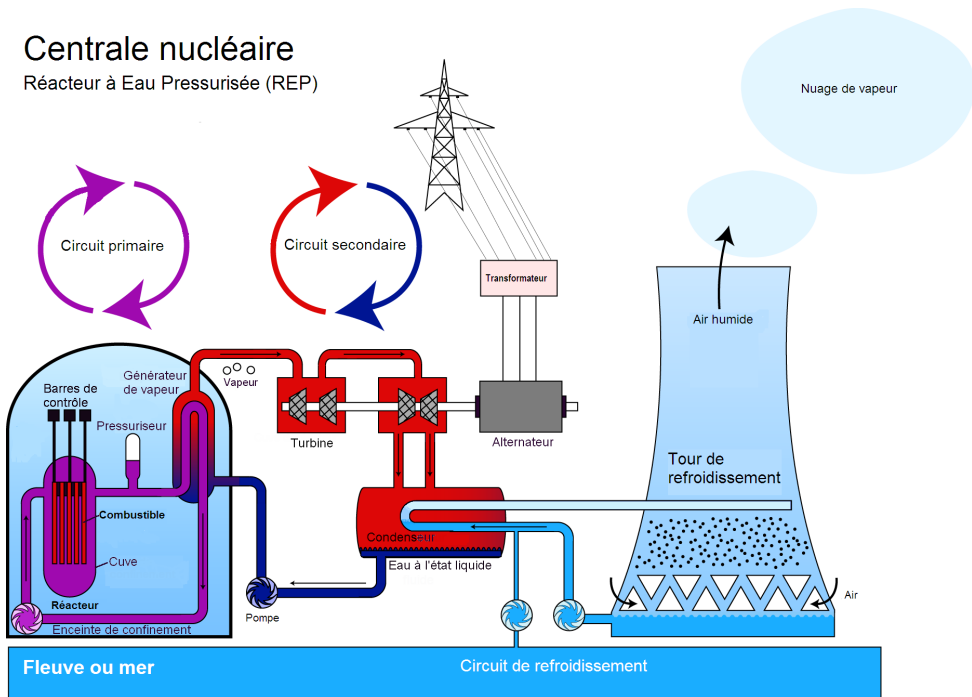
Les travaux présentés dans ce chapitre sont issus des thèses de Damien Campello [109], Thomas Jaillin [194], et Ethel-Borel Djeumen Nkwechen [253], réalisées dans le cadre de collaborations avec l'IRSN Cadarache et le GEM à Nantes.

### 1.1 Fonctionnement d'un REP

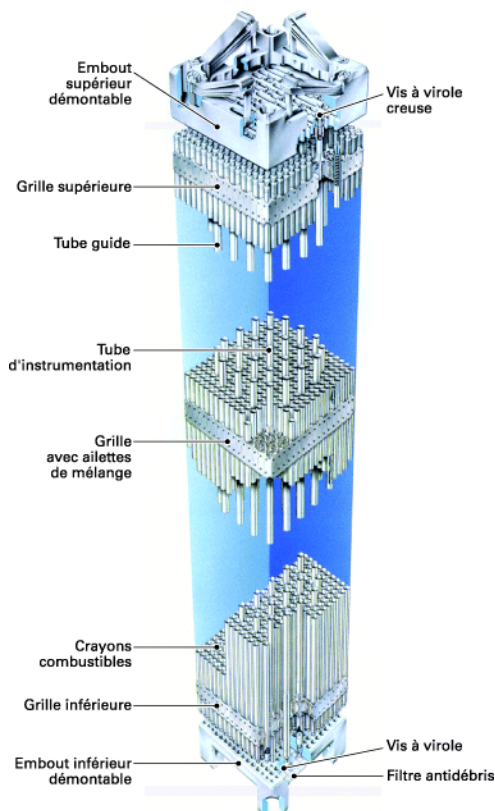
Un Réacteur à eau pressurisée (REP) est constitué de deux sous-ensembles : le circuit primaire dont la fonction est de produire de la chaleur et le circuit secondaire qui transforme cette chaleur en énergie électrique. Le principe de fonctionnement normal d'un REP est décrit en Figure 1a. L'eau en entrée de la cuve du circuit primaire a une température d'environ 290°C et une pression de 155bar. Cette eau circule ensuite dans la cuve où elle est en contact avec les crayons combustibles, sa température s'élève progressivement jusqu'à 320°C environ. Elle est ensuite acheminée vers le générateur de vapeur. La vapeur générée dans le circuit secondaire est enfin utilisée pour entraîner un ensemble de turbines et d'alternateurs produisant alors de l'électricité.

Le coeur du réacteur dans lequel l'énergie calorifique est produite est constitué d'assemblages de crayons combustibles. Les REP français utilisent systématiquement des assemblages composés de 264 crayons combustibles insérés dans une succession de grilles métalliques carrées ( $17 \times 17$ ) (Figure 1b). Cette disposition permet aussi l'insertion des barres de contrôle, qui régulent la réaction nucléaire (grâce à leur effet fortement neutrophage) selon que les barres de contrôle sont plus ou moins insérées dans l'assemblage. Un crayon combustible (Figure 1c) est l'association de pastilles de combustible empilées à l'intérieur de tubes de gainage d'environ 4m de hauteur, 9.5mm de diamètre extérieur et 0.57mm d'épaisseur.

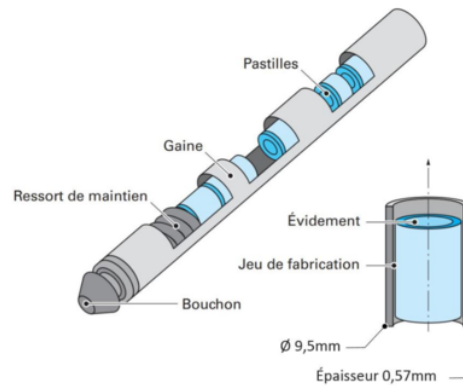
La sûreté d'une installation nucléaire s'établit autour de trois barrières de confinement successives qui séparent les matières radioactives présentes dans la gaine de l'environnement extérieur. La gaine, en alliage de zirconium, constitue la première barrière au plus proche des matières radioactives. La seconde barrière est assurée par la cuve en acier et le circuit primaire contenant l'ensemble du coeur. Le tout est enfin entouré de l'enceinte de confinement en béton qui constitue



(a) Principe de fonctionnement d'un réacteur à eau pressurisé [335].



(b) Schéma d'un assemblage [164].



(c) Vue éclatée d'un crayon combustible [164].

FIGURE 1 – Le réacteur à eau pressurisée.

la troisième barrière. Notre travail contribue à l'étude du comportement de la gaine en situation accidentelle.

## 1.2 La gaine de Zircaloy-4

La gaine est fabriquée historiquement en alliage de zirconium en raison de la faible section efficace de capture aux neutrons thermiques du zirconium ( $0.185\text{barn}^1$  [80]). Il est allié à différents éléments afin de lui conférer des caractéristiques physiques plus intéressantes [217] notamment la résistance à la corrosion ainsi que des propriétés mécaniques satisfaisantes. Nous nous intéressons à l'alliage Zircaloy-4 qui n'est plus introduit dans les réacteurs français depuis 2016 au profit d'autres alliages de zirconium plus résistants à la corrosion (Zirlo, M5).

### 1.2.1 Le zircaloy-4 à l'état vierge

Le Tableau 1 donne la composition chimique du Zircaloy-4. La gamme de fabrication de la gaine est composée de plusieurs opérations de mise en forme par déformation plastique dont la finition par laminage à froid au pas de pélerin. Elle subit ensuite un traitement de détensionnement afin de relaxer une partie des contraintes résiduelles induites par le laminage [81, 157]. Cet état "détendu" résulte à l'ambiante en une microstructure texturée dont l'axe  $\langle c \rangle$  des mailles hexagonales est majoritairement compris dans le plan radial-circonférentiel, incliné à  $\pm 30 - 40^\circ$  de la direction radiale. D'autre part, les grains de la gaine présentent une longueur axiale d'environ  $10\mu\text{m}$  pour une longueur radiale et circonférentielle de l'ordre de  $3\mu\text{m}$ . Il en résulte des propriétés plastiques et thermiques anisotropes aux basses températures [214].

Sn	Fe	O	Cr	C	Zr
1.29	0.21	0.13	0.11	0.016	bal.

TABLE 1 – Composition chimique du Zircaloy-4 détendu (wt%).

En fonction des conditions de température et de pression, le zirconium peut exister sous deux formes allotropiques [232]. A l'équilibre, en dessous de  $820^\circ\text{C}$  environ et sous pression atmosphérique, le zircaloy-4 est stable sous sa phase  $\alpha$  qui possède une structure hexagonale compacte (HC). Au dessus de  $1000^\circ\text{C}$  environ le matériau présente une structure  $\beta$  cubique centrée [78]. Dans la zone de transition entre  $820$  et  $1000^\circ\text{C}$ , les deux phases coexistent et forment un domaine biphasé. En conditions anisothermes, la cinétique thermique influence fortement les bornes du domaine biphasé [151, 152, 250]. Les éléments d'alliage en solution comme l'hydrogène ou l'oxygène ont également un impact. L'oxygène est un élément  $\alpha$ -gène, qui augmente la température de transformation de phase  $\alpha \rightarrow \alpha + \beta$  tandis que l'hydrogène est un élément  $\beta$ -gène qui, au contraire, diminue la température de transformation.

L'état d'érouissage, la contrainte appliquée, la cinétique thermique lors de la transformation ont un impact direct sur la microstructure obtenue par le mécanisme de sélection de variant [104, 127, 161, 174, 251, 275, 306].

### 1.2.2 Modifications physico-chimiques de la gaine en cours d'exploitation

Lors de son utilisation en condition normale, les gaines sont soumises à de nombreuses sollicitations liées aux interactions avec leur environnement (Pastille de combustible d' $\text{UO}_2$ , irradia-

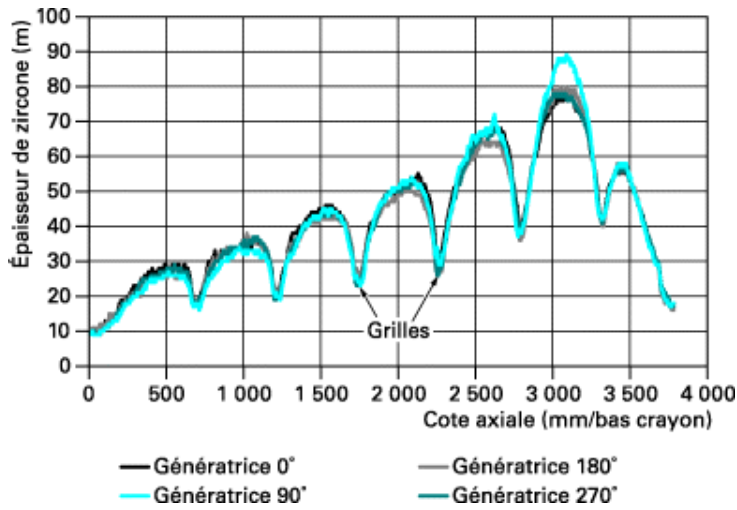
1. Unité utilisée pour quantifier les sections efficaces d'interaction des atomes,  $1\text{barn} = 10^{-28}\text{m}^2$

tion, produits de fission, fluide caloporteur, liaison mécanique dans l'assemblage...) [164, 216]. Ces sollicitations limitent la durée de vie des gaines à 3 ou 4 ans d'exploitation et modifient notablement l'état de la gaine en fonction du taux de combustion vu par celle-ci (l'ordre de grandeur annuel du taux de combustion est  $10\text{GWj}\cdot(\text{tU})^{-1}$ , la limite fixée par l'ASN est  $52\text{GWj}\cdot(\text{tU})^{-1}$ ). La Figure 2 met en avant quelques-unes de ces modifications. On peut noter de façon non exhaustive :

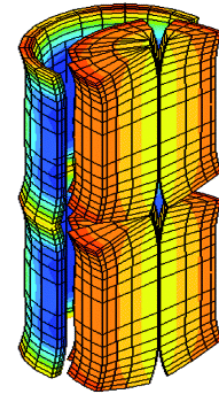
- La corrosion en irradiation de base [243] : Dans les conditions thermiques et mécaniques d'un REP en fonctionnement normal, les gaines s'oxydent en surface externe par réaction avec l'eau du circuit primaire. Cela se traduit par la formation d'une couche externe de zircone ( $\text{ZrO}_2$ ) dont l'épaisseur est hétérogène axialement du fait des hétérogénéités thermiques induites par la circulation du fluide caloporteur (Figure 2a). L'épaisseur de la couche dépend non linéairement du taux de combustion. En effet la croissance de la couche d'oxyde provoque des contraintes internes qui sont relaxées par fissuration de l'oxyde. Les fissures sont au départ principalement circonférentielles. A partir d'une certaine épaisseur (environ  $30\mu\text{m}$ ) des fissures radiales apparaissent, le processus d'oxydation est accéléré par pénétration du milieu oxydant dans les réseaux de pores interconnectés [244]. L'épaisseur d'oxyde en surface externe est limitée à  $80\mu\text{m}$  par l'Autorité de Sûreté Nucléaire pour éviter tout phénomène de cloquage et desquamation de l'oxyde [177]. En surface interne, la gaine est oxydée par l'oxygène des combustibles. La couche d'oxyde ne dépasse pas 10 à  $15\mu\text{m}$  [100].

En surface externe, la corrosion s'accompagne d'une prise d'hydrogène qui précipite sous la forme d'hydrures (Figure 2c). L'hydrogène diffuse vers les zones les moins chaudes [125, 242] (pratiquement en surface externe plus froide de  $10^\circ\text{C}$  que la surface interne plus proche du combustible et dans les zones de desquamation de la zircone comme sur la Figure 2d). La quantité d'hydrogène absorbée par la gaine en Zircaloy-4 est de l'ordre de 400-500ppm à  $52\text{GWj}\cdot(\text{tU})^{-1}$  [159].

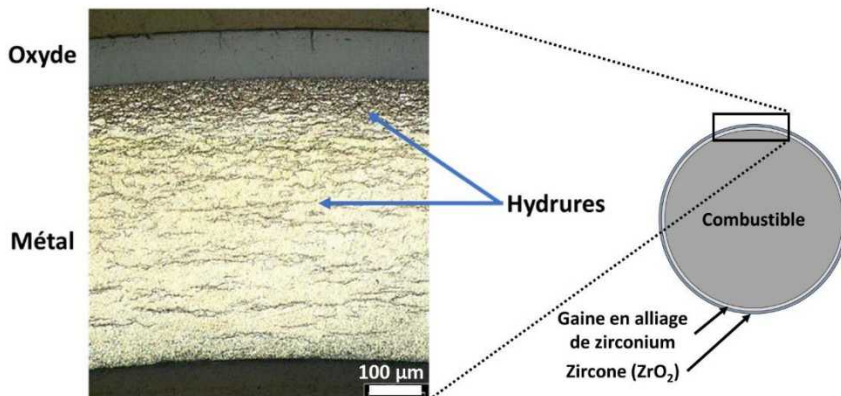
- La température en surface externe de la gaine varie entre  $290$  et  $320^\circ\text{C}$ . En surface interne, elle peut atteindre  $360^\circ\text{C}$ . La pression du fluide caloporteur s'élève à  $155\text{bar}$ . La pression interne de la gaine est réglée initialement à  $20\text{bar}$  par adjonction d'Helium. A cela s'ajoute la pression induite par les gaz de fission du combustible (production de  $3000\text{cm}^3$  à  $50\text{GWj}/\text{t}$ ). Le différentiel de pression entraîne le fluage de la gaine qui a tendance à refermer, en début d'exploitation, le jeu avec les pastilles de combustible et à allonger les crayons, allongement qui doit être accommodé par l'assemblage. Une fois le jeu refermé, la gaine entre en contact avec les pastilles. A fort taux de combustion, les pastilles se fissurent et prennent une forme en diabolo résultant des différentiels thermiques au sein des pastilles. Il apparaît des plis primaires sur le gainage caractérisés par une augmentation de diamètre de  $10\mu\text{m}$  localisé au niveau des interpastilles. C'est le phénomène d'Interaction Pastille Gaine IPG représenté sur la Figure 2b. Toute augmentation de puissance par rapport au niveau nominal induit par dilation différentielle entre les pastilles et la gaine des contraintes de traction au niveau des plis, sièges d'accumulation de dépôt corrosif lié à un relâchement d'iode de la pastille.
- L'irradiation est source de défauts liés à l'impact des neutrons sur les atomes constituant la gaine [163]. Les propriétés mécaniques de la gaine sont ainsi modifiées : durcissement relativement peu important pour un Zy-4 à l'état détendu et perte de ductilité.



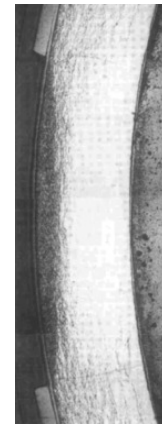
(a) Variation axiale de l'Épaisseur d'oxyde  $ZrO_2$  en peau externe d'une gaine de Zy-4 irradiée à  $53GW.j.(tU)^{-1}$  [164]. L'épaisseur est donnée en  $\mu m$ .



(b) Déformation de la gaine suite à l'Interaction Pastille Gaine IPG [164]



(c) Micrographie optique dans le plan radial-circconférentiel d'une gaine exploitée pendant 5 ans [99].



(d) Micrographie optique dans le plan radial-circconférentiel d'une gaine desquamée, concentration des hydrures dans la zone desquamée [164].

FIGURE 2 – Modifications physico-chimiques des gaines lors de leur exploitation

### 1.3 Les accidents dimensionnants

Les critères de dimensionnement des gaines sont basés sur deux scénarii d'accidents :

- L'accident de perte de réfrigérant primaire (APRP) - Loss of Cooling Accident (LOCA)
- L'accident d'injection de réactivité - Reactivity-Initiated Accident (RIA)

#### 1.3.1 Accident APRP

Le scénario d'accident de perte de réfrigérant primaire (APRP) est une conséquence d'une hypothétique brèche dans le circuit primaire d'un réacteur à eau pressurisée. Cette brèche entraîne la dépressurisation et la vaporisation d'une très grande partie de l'eau contenue dans le circuit primaire. L'accident est atténué par plusieurs actions. Les barres de contrôles plongent immédiatement entre les crayons afin d'arrêter la réaction nucléaire. De l'eau est réinjectée dans le coeur du réacteur par le bas pour assurer son refroidissement et éviter tout risque de fusion du coeur.

Les sollicitations thermiques et mécaniques induites par ce scénario sont représentées sur la figure 3 :

- **Phase de ballonnement de la gaine :** La chaleur résiduelle contenue dans les pastilles de combustibles diffuse. Les capacités de refroidissement du fluide caloporteur vaporisé sont fortement diminuées. Les gaines s'échauffent à des vitesses de l'ordre de  $1\text{-}50^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  [166]. La pression interne (contribution des gaz de fission ajoutée aux 20bar d'Hélium présents initialement à l'assemblage) n'est plus compensée par la pression extérieure du fluide caloporteur dépressurisé jusque vers quelques bars. La gaine ballonne par fluage sous taux de biaxialité dépendant de la mobilité axiale de la gaine dans l'assemblage [115, 116, 119, 144, 145, 151, 201–203, 241, 295, 334]. Les températures atteintes lors de cette phase conduisent à une restauration des défauts d'irradiation [265, 272], à une dissolution des hydrures [320] et à la transformation de phase allotropique  $\alpha \rightarrow \beta$ . Le ballonnement peut éventuellement engendrer la rupture de la gaine par épuisement de ductilité et l'éjection de débris de combustibles radioactifs. Un autre risque est lié à la perte d'efficacité du renoyage du coeur lorsque les crayons de l'assemblage entrent en contact suite à leur ballonnement [269].
- **Phase d'oxydation à haute température :** La gaine atteint un palier thermique de quelques dizaines de secondes à quelques minutes à haute température (jusque localement  $1200^\circ\text{C}$ ) dans un environnement chargé en vapeur d'eau. La gaine s'oxyde à haute température en face externe. Si la gaine s'est, par ailleurs, fissurée, une faible quantité de vapeur d'eau pénètre dans le jeu gaine-combustibles. Elle oxyde la face interne localement au niveau du ballon et provoque une hydruration secondaire de la gaine marquée par des concentrations très importantes d'hydrogène localisées axialement sur une bande de l'ordre d'une dizaine de millimètres de part et d'autres de la zone oxydée dans le ballon [95, 102, 245, 303, 304].
- **Phase de renoyage :** Le coeur refroidit à des vitesses de l'ordre de  $1\text{-}10^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  jusque  $800$  à  $500^\circ\text{C}$ . Ce refroidissement s'accompagne de la transformation de phase  $\beta \rightarrow \alpha$ . La gaine est finalement trempée à l'eau par les systèmes de refroidissement d'urgence [166]. Lors du refroidissement, des contraintes axiales sont provoquées par la contraction thermique gênée par l'assemblage. Cette dernière phase est critique vis à vis de la rupture de la gaine compte tenu de son état d'oxydation, d'hydruration et du niveau de striction atteint dans le ballon [135, 303, 310, 315].

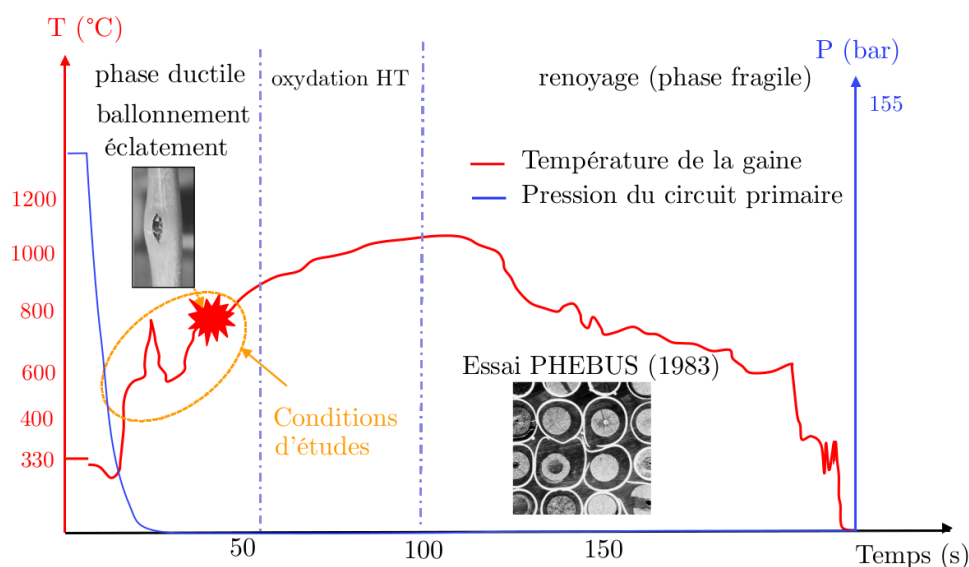


FIGURE 3 – L'accident de perte de réfrigérant primaire [253]

### 1.3.2 Accident RIA

Le scénario d'accident d'injection de réactivité (RIA : reactivity initiated accident [279]) postule une augmentation brutale de réactivité locale (quelques dizaines de millisecondes) au sein du réacteur. La défaillance la plus probable, responsable d'une telle insertion de réactivité, serait l'éjection d'une barre de contrôle hors du cœur du réacteur sous l'effet du différentiel de pression entre le circuit primaire et l'atmosphère de l'enceinte de confinement en béton (150bar). Il en résulterait une augmentation brutale de puissance dans les crayons voisins de la barre de contrôle éjectée. Le pic de puissance est néanmoins modéré par l'effet Doppler [106], conséquence de l'augmentation de la température du combustible. Le scénario comporte trois phases (voir figure 4) :

- **Phase d'interaction mécanique pastille-gaine (PCMI : Pellet Clad Mechanical Interaction)** : L'augmentation de puissance implique une augmentation très rapide de la température des pastilles de combustibles ( $1000$  à  $10000^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ ). Elles se dilatent quasi-instantanément sous l'effet de la température et de l'expansion des gaz de fission à l'intérieur des porosités [173]. Les échanges de chaleur avec la gaine n'ont pas le temps de se mettre en place, celle-ci reste froide, alors que la dilatation des pastilles entraîne une action mécanique de type déformation imposée sur la paroi interne de la gaine de l'ordre de  $1\text{s}^{-1}$ . Le taux de biaxialité induit par le chargement, le taux d'oxydation en face interne et externe de la gaine, le taux d'hydruration de la gaine sont autant de paramètres influençant la rupture de la gaine [65, 105, 112, 128, 136, 213].
- **Phase post-crise d'ébullition (Post-DNB : Post Departure from Nuclear Boiling)** : Dans le cas où la phase PCMI n'affecte pas l'intégrité de la gaine, les échanges de chaleur pastilles-gaines-eau du circuit primaire ont le temps de se produire et résultent en une crise d'ébullition du réfrigérant au contact de la gaine. Les échanges de chaleur entre la gaine et le réfrigérant sont alors fortement diminués. La température de la gaine augmente très rapidement (de l'ordre de  $1000^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  jusque plus de  $1000^{\circ}\text{C}$ ). D'un point de vue mécanique, les gaz de fission libérés par la réaction nucléaire entraînent la réouverture du jeu pastille gaine et conduisent à un chargement en pression à nombre de moles de gaz



imposé. L'oxyde initialement présent en surface externe de la gaine a été fragmenté lors de la phase PCMI et perd son rôle de renfort. La gaine ballonne par fluage, la pression des gaz diminuant avec l'augmentation du volume du ballon. La phase dure environ 1 à 10s [69]. L'effet du transitoire thermique rapide sur le comportement mécanique de la gaine soumise à des transformations microstructurales dans cette gamme de température (dissolution des précipités, recristallisation, changement de phase allotropique) est le verrou principal à lever pour caractériser l'intégrité du cœur du réacteur dans cette phase (rupture ductile de la gaine, diminution de section efficace de renoyage du fait du ballonnement des gaines) [114, 155, 156, 233, 256].

- **Phase de renoyage** : Comme dans le scénario APRP, un renoyage de la cuve peut remettre en question l'intégrité de la gaine sous l'action combinée d'un effort de traction induite par la contraction empêchée de la gaine et des transformations microstructurales lors de la trempe (niveau d'oxydation et de déformation initial, re-précipitation des hydrures sous contrainte...).

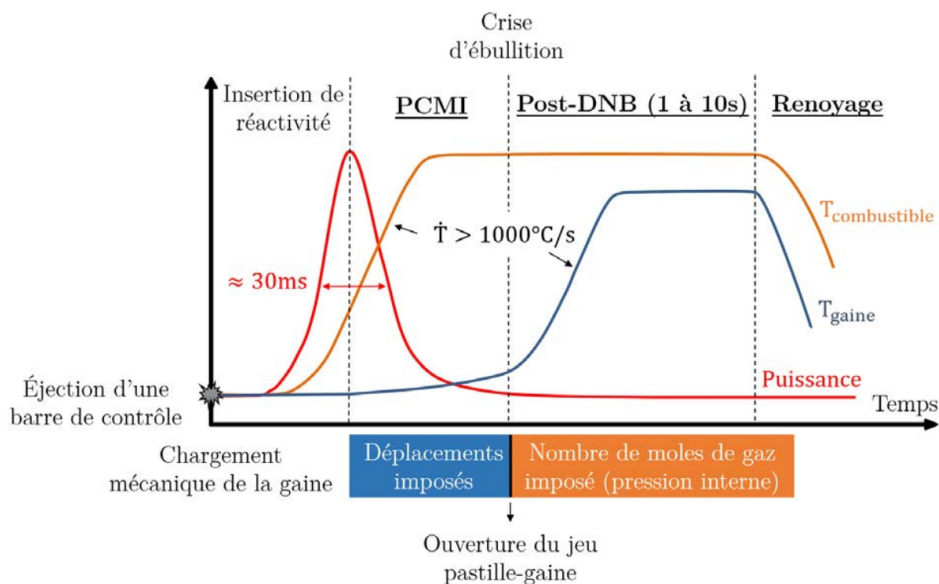


FIGURE 4 – L'accident d'insertion de réactivité [194]

## 1.4 Contributions

Les travaux relatifs à l'étude des accidents de dimensionnement sont très nombreux. Une petite part de ceux-ci ont été référencés dans le présent document mais nous pensons qu'elle donne une vision exhaustive des moyens mis en œuvre pour l'étude de cette problématique scientifique. La communauté internationale base ses critères de dimensionnement sur des essais dits intégraux ou semi-intégraux dont l'objectif est de reproduire un scénario le plus fidèlement possible dans sa complexité (physiques mis en jeu, assemblage multi-crayons ou mono-crayon). Ces essais bien que fortement instrumentés, ne permettent d'avoir que des informations très parcellaires pendant l'essai. Par ailleurs, le coût de ces essais étant prohibitif, peu d'échantillons sont testés, peu de conditions d'essais sont répétées. Leur analyse est basée sur les informations globales mesurées pendant les essais et sur des observations post-mortem des gaines. Les observations sont donc très dépendantes de la configuration des bancs d'essais et l'analyse des essais demande

de nombreuses hypothèses.

Ces essais bien que très riches en enseignement, nécessitent de mettre en place des développements expérimentaux moins intégraux mais mieux maîtrisés dans le but d'analyser plus finement le rôle des différentes physiques dans le comportement global de la gaine. Notre contribution s'inscrit dans cette démarche. Elle vise à caractériser le comportement au ballonnement des gaines de Zy-4 et à proposer des modélisations thermo-métallurgiques à partir d'essais à complexité croissante. Nos principaux apports sont les suivants :

- Développement d'un simulateur expérimental agile capable de reproduire les conditions thermomécaniques et environnementales (transitoire thermique de 3 à 1200°C.s<sup>-1</sup> jusque plus de 1000°C, chargement en traction/compression axial jusque ±10kN, chargement en pression interne de 0-70 bar, sous environnement argon ou mélange d'argon et de dioxygène). Un soin particulier a été dévolu au développement des techniques de mesure de champs thermique et cinématique adaptées aux conditions d'essais. Elles permettent une analyse fine des essais notamment vis à vis d'un paramètre influant au premier ordre sur le comportement de la gaine : la température et la caractérisation de son hétérogénéité pendant les essais.
- Développement de modèles à complexité croissante, intégration de ces modèles dans des codes de calculs éléments finis et développement de méthodes de dialogue entre les essais et les simulations. Intégration des développements dans les codes de dimensionnement intégraux de l'IRSN ou intégration dans des codes à plus bas TRL pour une analyse fine des essais.
- Influence de l'état d'oxydation d'une gaine et de l'environnement (inerte ou oxydant) sur le comportement au fluage isotherme des gaines de Zy-4, apport à la compréhension de la phase de ballonnement d'un APRP.
- Influence d'un transitoire thermique rapide sur la transformation allotropique  $\alpha \rightarrow \beta$  et sur le fluage isotherme d'une gaine vierge, apport à la compréhension du ballonnement en phase post-DNB d'un accident RIA. Cette phase est particulièrement peu étudiée dans la littérature compte tenu des transitoires de chargement à simuler.

## 2 Méthodes

Cette partie présente les développements sur les bancs d'essais, leur instrumentation et les techniques de dialogue essais-calculs permettant l'identification des lois de comportement phénoménologiques thermo-métallurgiques transférées dans les codes de l'IRSN.

### 2.1 Le banc d'essais Ellie

Le banc d'essais Ellie (thErmomécanique muLtiaxiale et muLtImodalE, voir Figure 5) est un simulateur de conditions thermomécaniques des accidents en environnement contrôlé.

Les éprouvettes sont des tronçons de gaines de 90mm de longueur. Le chargement thermique est appliqué par induction à l'aide d'un générateur de 30kW fonctionnant à une fréquence de 110kHz. Les inducteurs sont constitués de 2x2 spires séparées d'un entraxe de l'ordre de 20mm pour les applications APRP (3x3 spires séparées d'un entraxe de 14mm pour les applications RIA). Compte tenu du champ électromagnétique créé et du pompage par conduction au niveau des mors, l'entraxe est la zone la plus chaude et constitue la région d'intérêt (ROI) lors des essais.

L'éprouvette est maintenue dans les mors au moyen de manchons hydrauliques garantissant

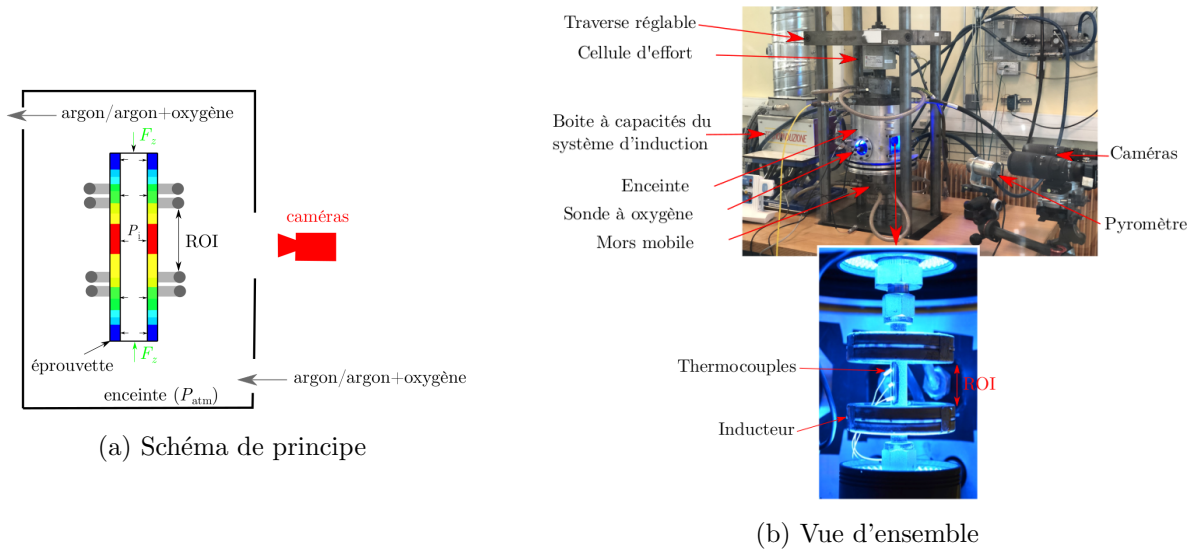


FIGURE 5 – Le banc d’essai Ellie, figures tirées de [253].

un défaut de coaxialité en-deça de 0.02mm. Les mors sont assemblés sur une machine de traction servo-hydraulique Schenck de capacité  $\pm 10\text{kN}$ . Ils sont aussi liés à un circuit pneumatique permettant la mise en pression interne régulée de la gaine jusque 110bar. L’effort axial est mesuré par une cellule d’effort, la pression dans la gaine est mesurée par des capteurs à jauge situés sur les mors supérieurs et inférieurs. Les mors sont refroidis à l’eau pendant l’essai. Une enceinte est fixée sur le mors supérieur. L’entraxe variable des mors pendant les essais est géré par un soufflet positionné entre le mors inférieur et l’enceinte. Un balayage à débit régulé est maintenu à l’intérieur de l’enceinte pour travailler en environnement contrôlé (argon ou argon + dioxygène). Une sonde mesure la proportion d’Oxygène pendant les essais (teneur en oxygène en-deça de 2% pour les essais en atmosphère inerte). Des hublots sont mis en place sur l’enceinte afin de garantir un accès visuel pour les mesures de champs thermique et cinématique. Des lampes à LED annulaires sont introduites dans l’enceinte coaxialement à l’éprouvette pour gérer l’éclairage pendant les essais. Les acquisitions et les commandes sont synchronisées au niveau d’une baie de contrôle MTS FlextestSE.

Les consignes d’essais sont illustrées sur la figure 6.

En APRP, une rampe de température de  $3^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  est appliquée à effort nul. Une fois la température de plateau atteinte, le chargement mécanique est appliqué et réglé sur la valeur de consigne.

En RIA post-DNB, le chargement mécanique est d’abord appliqué et réglé sur une valeur de consigne constante. Le chargement thermique est ensuite appliqué en puissance résultant en une montée en température de l’ordre de  $1200^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ . Dès que la température mesurée par un pyromètre atteint  $20^\circ\text{C}$  en dessous de la température de palier souhaitée, la commande passe en régulation de température sur la valeur de consigne programmée.

L’effort axial est réglé de telle sorte à supprimer les effets de fond de la pression interne sur la géométrie initiale de l’éprouvette (équation 1) :

$$F = -p_{int}\pi R_i^2, \quad (1)$$

avec  $F$  l’effort axial appliqué sur l’éprouvette par le vérin,  $p_{int}$  la pression interne,  $R_i$  le rayon

interne initial de l'éprouvette.

Le balayage de l'atmosphère de l'enceinte est réalisé pendant toute la durée de l'essai.

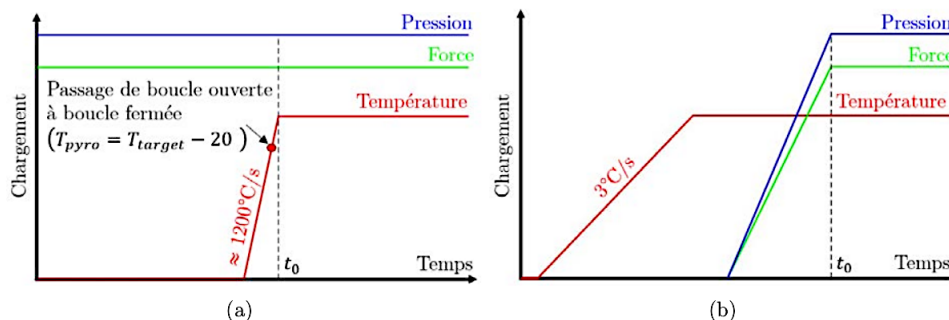


FIGURE 6 – Protocole des essais de ballonnement : (a) Essais type post-DNB ( $T_{pyro}$  et  $T_{target}$  représentent respectivement la température du pyromètre et la température de consigne du plateau); (b) Essais type APRP. [194]

### 2.1.1 Mesure des champs thermique et cinématique en surface de l'éprouvette

La spécificité du banc d'essai Ellie réside dans l'utilisation des techniques de mesure de champ pour l'interprétation des essais. La température étant un paramètre influant au premier ordre sur le ballonnement, il est indispensable de mesurer les cartographies de température en surface de l'éprouvette et de les corrélérer aux cartographies de champ de déplacement.

Le champ de température est mesuré par des méthodes de thermographie proche infrarouge (NIRT) en utilisant des caméras à matrice de capteurs CCD ou CMOS sensibles au rayonnement dans le visible et dans le proche infrarouge. Pour des températures au dessus de  $700^{\circ}\text{C}$ , le flux lumineux produit par l'incandescence de l'éprouvette et capté par la caméra est interprété en termes de température en utilisant un modèle radiométrique basé sur la loi de Planck et l'approximation de Wien (équation 2) :

$$T = \frac{K_1}{\ln\left(\frac{K_2}{I} + 1\right)}, \quad (2)$$

avec  $T$  la température en  $K$ ,  $I$  l'intensité mesurée par le capteur photosensible en niveau de gris, et les constantes  $K_1$  et  $K_2$  sont définies par les équations 3 :

$$K_1 = \frac{h.c}{k.\lambda_e}, \quad K_2 = 2.\epsilon(\lambda_e).c.\lambda_e^{-4}.W(\lambda_e).t_i.K_{int}, \quad (3)$$

avec  $h$  la constante de Planck,  $c$  la célérité de la lumière,  $k$  la constante de Boltzmann,  $\lambda_e$  la longueur d'onde effective [283, 288],  $\epsilon$  l'émissivité,  $W$  la réponse spectrale du système optique comprenant les transmissivités des éléments entre le capteur et la source lumineuse ainsi que l'efficacité quantique du capteur,  $t_i$  le temps d'intégration de la caméra et  $K_{int}$  une constante d'intégration.

Les paramètres  $K_1$  et  $K_2$  sont identifiés lors de la phase de montée en température en minimisant l'écart du modèle aux températures mesurées par des capteurs locaux (thermocouples, pyromètre) situés dans la ROI.

Les champs de déplacement sont mesurés par corrélation d'images numériques en utilisant une méthode globale basée sur un formalisme éléments finis [179]. Le code utilisé est UFreckles

développé par Julien Réthoré [270]. L'utilisation de cette technique basée sur la conservation du flot optique nécessite de mettre en place un motif aléatoire en niveau de gris sur la surface de l'éprouvette. Il est réalisé à partir de sprays de peintures hautes températures (noire et blanche mates). Un mouchetis typique peut être vu sur les Figures 7 et 8b. Les éléments utilisés sont des Quadrilatères à 4 noeuds à fonctions de forme linéaires d'environ  $35 \times 35 \text{px}^2$  ( $1 \text{px} \simeq 9 \mu\text{m}$ ).

Les choix de mise en œuvre de ces deux techniques dépendent principalement de l'axisymétrie du chargement thermique pendant les essais.

### **2.1.2 Instrumentation en condition thermique axisymétrique - transitoire lent**

Dans le cas d'un chargement simulant un APRP (Figure 6b), le champ de température est axisymétrique, la diffusion de la chaleur corrigeant un éventuel défaut de coaxialité entre l'inducteur et l'éprouvette.

Dans ces conditions, on peut découpler les mesures thermiques et cinématiques et optimiser leurs incertitudes respectives. Les mesures de température et de déplacement sont réalisées avec des caméras différentes pointant sur des génératrices différentes (Figure 7).

Afin de garantir la conservation du flot optique pour la corrélation d'images numériques, les caméras sont munies d'un filtre passe bande à  $470 \text{nm} \pm 35 \text{nm}$  et la prise d'image est synchronisée avec l'éclairage à 470nm des lampes LED annulaires en mode oscilloscope. Le champ de déplacement 2D est calculé autour de la génératrice normale à l'axe optique de la caméra en négligeant les effets de courbures et de déplacement radial lors du ballonnement. L'erreur induite sur les déformations équivalentes au sens de Von Mises est inférieure à 1% de la déformation mesurée (plus faible que l'incertitude introduite par le réglage d'un dispositif de stéréo-corrélation) [107].

Les caméras destinées à la mesure thermique capturent des images lorsque l'éclairage bleu est éteint afin de ne mesurer que le flux lumineux émis par l'incandescence de l'éprouvette. Le mouchetis étant hétérogène en émissivité, la température est moyennée sur une zone de  $30 \times 30 \text{px}$  en ne gardant que les 30% des pixels les plus lumineux sur la zone (pixels correspondant à la peinture noire).

Le modèle radiométrique est calibré à partir de la mesure de thermocouples pendant la phase de montée en température de l'éprouvette. Les thermocouples de type K ( $\Phi = 0.079 \text{mm}$ ) sont soudés sur une génératrice de l'éprouvette. L'incertitude de mesure est quantifiée à  $7^\circ\text{C}$ . Elle est principalement liée à l'incertitude de mesure des thermocouples utilisés pour la calibration du modèle radiométrique [107].

### **2.1.3 Instrumentation en condition thermique non-axisymétrique - transitoire rapide**

Dans le cas d'un chargement simulant la phase post-DNB d'un RIA, le champ de température n'est plus axisymétrique. La diffusion de la chaleur n'est pas assez rapide pour compenser l'asymétrie du champ électrique induit par un défaut de coaxialité entre l'inducteur et l'éprouvette. Il en résulte un ballonnement non axisymétrique qui, lui même, renforce l'asymétrie thermique par les boucles de rétroaction liées à la physique de l'électro-magnétisme. Ainsi, nous avons choisi de contrôler la position du point chaud en réglant le défaut de coaxialité éprouvette-bobines d'induction afin de le positionner dans le champ de vue des caméras. Parallèlement, nous avons mis au point une méthode qui permet de coupler la mesure thermique proche-infrarouge avec de la stéréo-corrélation d'images. Les deux mesures sont réalisées par les mêmes caméras comme illustré sur la Figure 8a.

Mesurer le champ de température et le champ de déplacement simultanément avec les mêmes

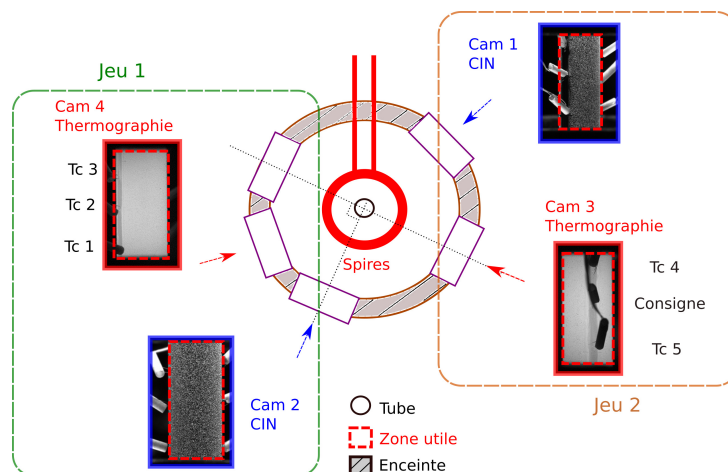


FIGURE 7 – Vue de dessus du dispositif, disposition des caméras en condition APRP [109].

caméras est contre intuitif car les deux mesures sont basées sur des hypothèses contradictoires. La DIC est basée sur la conservation du flot optique et nécessite une émissivité hétérogène de la surface. La NIRT corréle le changement d'intensité des pixels à une évolution de la température et nécessite une émissivité homogène de la surface observée.

Les deux caméras CMOS sont équipées d'un filtre passe bande dans le proche infrarouge ( $860\text{nm} \pm 10\text{nm}$ ). La prise d'images est effectuée sans éclairage, ainsi seul le rayonnement émis par l'éprouvette est captée par la caméra. Le modèle radiométrique est calibré lors de la phase de montée en température et le début du plateau de température. La calibration est basée sur la mesure d'un pyromètre monochromatique de longueur d'onde  $1.6\mu\text{m}$  pointant dans la ROI et de thermocouples type K ( $\Phi = 0.079\text{mm}$ ) soudés aussi dans le champ de vue des caméras (Figure 8b). Du fait de l'inertie des thermocouples aux vitesses de montée en température considérées, la mesure de thermocouple n'est pas fiable avant que la température ne se soit stabilisée dans le plateau. La mesure pyrométrique est suffisamment réactive pour suivre l'évolution de la température mais l'émissivité à la longueur d'onde du pyromètre est inconnue. Ainsi la calibration du système (identification des paramètres  $K1$ ,  $K2$  de l'équation 3 et l'émissivité du pyromètre) s'appuie sur la minimisation de deux fonctions objectif :

- Minimiser l'écart entre la température prédite par le modèle radiométrique au niveau des thermocouples avec la mesure des thermocouples pendant le palier en température lorsque la mesure des thermocouples est fiable.
- Minimiser l'écart entre la température prédite par le modèle radiométrique au niveau de la zone où pointe le pyromètre avec la mesure prédite par le pyromètre corrigée de l'émissivité cherchée, pendant la montée en température.

Pour pallier l'hétérogénéité de l'émissivité du mouchetis, la mesure de la température est moyennée sur chaque élément du maillage de corrélation d'images. Seuls les 10% des pixels les plus lumineux sont considérés pour le calcul (peinture noire plus stable en émissivité que la peinture blanche). Cette procédure garantit une incertitude de mesure de  $7^\circ\text{C}$  principalement liée à l'incertitude des thermocouples utilisés pour la calibration.

Pour pallier la non conservation du flot optique induite par les variations de températures lors du calcul des déplacements par la DIC, une normalisation locale de l'intensité des pixels (Zero-Normalized Sum of Squared Differences) est réalisée sur chaque élément de chaque image. Ainsi la distribution d'intensité des pixels de chaque élément à chaque temps est corrigée de fa-

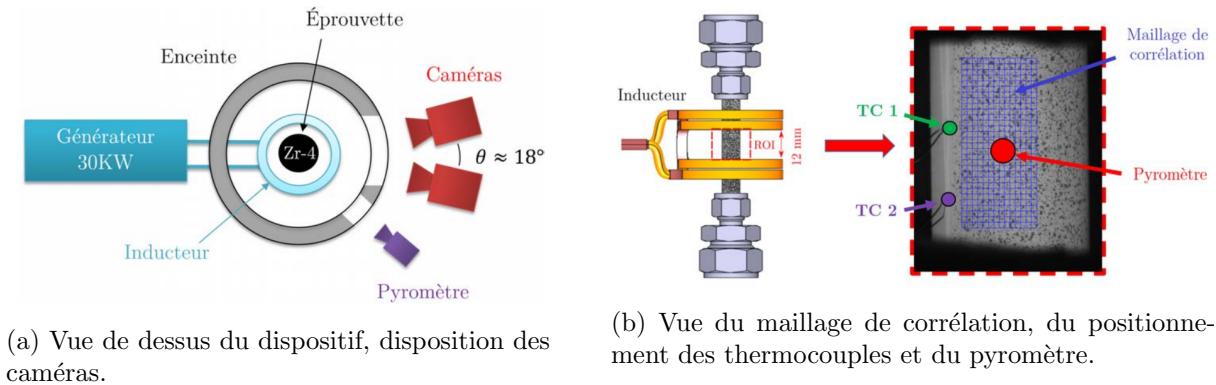


FIGURE 8 – Configuration des essais simulant la phase post-DNB d'un RIA. [194]

çon affine pour obtenir une moyenne de zéro et un écart type de un. Les changements d'intensité induits par l'incandescence sont donc corrigés par cette méthode.

Par ailleurs, la calibration des paramètres intrinsèques et extrinsèques de la stéréo-corrélation est réalisée directement à partir de la forme connue de l'éprouvette [88, 139] à froid sous éclairage par lampe annulaire dans le proche infrarouge à 860nm afin de s'affranchir des aberrations chromatiques.

L'incertitude sur les déplacements est de l'ordre de 1 à  $2\mu\text{m}$  pour les déplacements de membrane et  $5\mu\text{m}$  pour les déplacements hors-plan [190].

## 2.2 La Gleeble-3500

La Gleeble-3500 est un simulateur thermomécanique s'appuyant sur un chauffage très réactif par effet Joule. Elle a été utilisée pour étudier le changement de phase  $\alpha \rightarrow \beta$  au chauffage entre 50 et  $2000^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$  par des essais de dilatométrie libre.

Un tronçon de gaine de 100mm est maintenu entre deux mors en alliage cuivreux conduisant le courant électrique à l'intérieur de l'éprouvette (Figure 9a). L'un des mors est fixe par rapport au bâti et le deuxième est libre de mouvement permettant la dilatation axiale de l'éprouvette lors de la chauffe (liaison pivot glissant lubrifiée avec le bâti). La zone visible de l'éprouvette fait 40mm de long.

Dans cette configuration, le chauffage par effet Joule est axisymétrique. Axialement, la zone centrale de l'éprouvette présente une homogénéité de  $5^\circ\text{C}$  sur 7mm. A l'extérieur de cette zone centrale un gradient axial de l'ordre de  $7^\circ\text{C}\cdot\text{mm}^{-1}$  est induit par le pompage des mors.

Ainsi, les choix d'instrumentation des essais permettant la bonne caractérisation du changement de phase sont les suivants (Figure 9c) :

- Mesure par pyrométrie monochromatique de la température au centre de l'éprouvette suffisamment réactive vis à vis des hautes vitesses de montée en température. Cette mesure nécessite une émissivité maîtrisée et stabilisée de la surface de l'éprouvette. Les éprouvettes sont oxydées avant essai (épaisseur de zircone de  $2.5\mu\text{m}$ ). Les essais sont réalisés sous vide primaire ( $\approx 0.6\text{mbar}$ ). Ce choix est un compromis entre la prise d'oxygène à l'air libre responsable de déformations de croissance biaisant la mesure de dilatation radiale et la réduction d'oxyde sous vide secondaire modifiant l'émissivité de la couche de zircone. L'émissivité de la surface est calibrée après essai à partir d'une mesure par thermocouple de type K lors du palier à haute température (Figure 9d). Le thermocouple est soudé par point dans une partie sablée localement au centre de l'éprouvette (Figure 9b). Une fine feuille

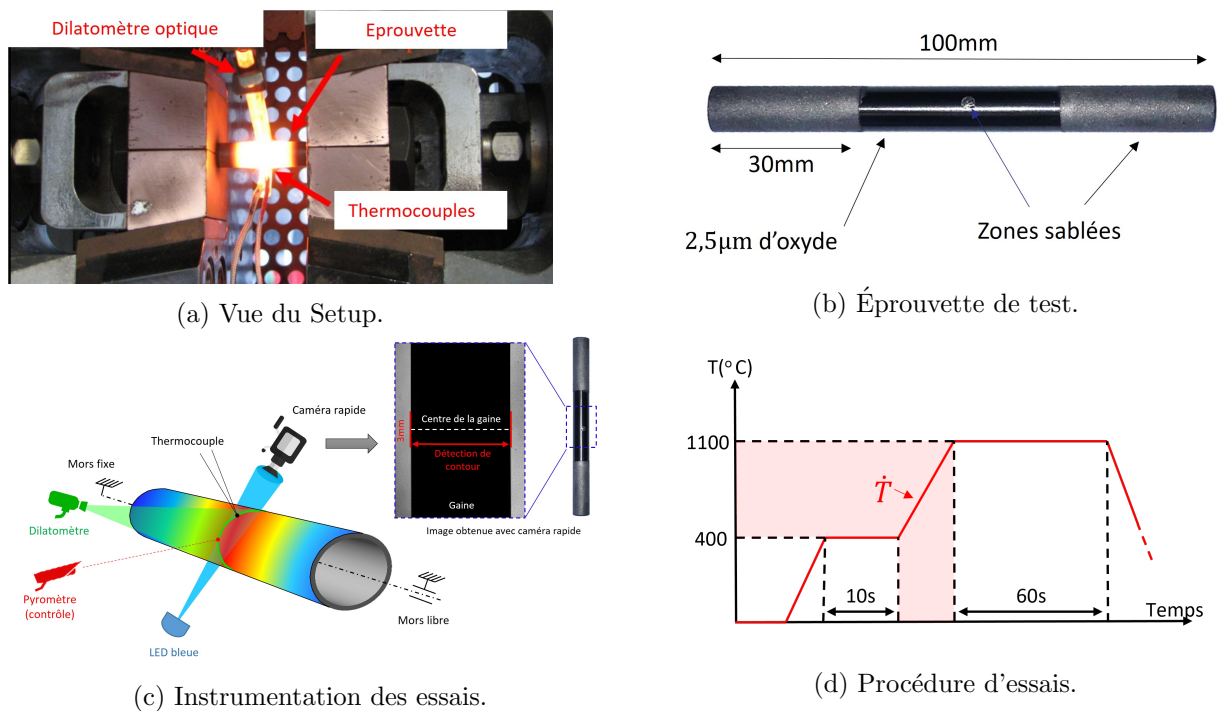


FIGURE 9 – Essais de dilatométrie sur Gleeble-3500 [194].

de tantale ( $25\mu\text{m}$ ) est introduite lors de la soudure entre les fils de thermocouples et le Zircaloy-4 afin d'éviter l'eutectique entre le nickel présent dans un des fils du thermocouple et le zirconium à  $950^\circ\text{C}$ . L'incertitude sur la mesure du thermocouple est de l'ordre de  $0.4\%$ , celle du pyromètre utilisé est de l'ordre de  $0.7\%$ .

- Asservissement du chauffage sur le pyromètre.
- Mesure de la déformation radiale plutôt qu'axiale compte tenu des gradients thermiques axiaux mis en évidence par thermographie proche infrarouge. La mesure est réalisée par deux moyens de mesure par holographie. Un dilatomètre Keyence LS-7600 mesure la dilatation radiale sur une longueur axiale d'intérêt de  $6\text{mm}$  avec une précision de  $5\mu\text{m}$  à  $2\text{kHz}$ . Un système maison développé à partir d'un rétroéclairage de lumière bleue et d'une caméra numérique rapide Phantom V710 1 MPx ( $1\text{px} = 23\mu\text{m}$ ) équipée d'un objectif "Nikon AFMicro-Nikkor 200mm f/4D IF-ED" muni d'un filtre dans le bleu mesure la dilatation radiale par détection de contour [270] sur une longueur utile axiale de  $3\text{mm}$  à  $7.5\text{kHz}$  avec une incertitude de  $1\mu\text{m}$  (Figure 9c).

### 2.3 Dialogue Essais-Calculs

Un des objectifs des essais précédemment présentés, est l'identification du comportement thermomécanique des gaines dans les conditions simulées expérimentalement. Dans ces essais les effets structuraux sont importants et nécessitent d'être pleinement pris en compte. Pour cela, des méthodes de recalage par éléments finis ont été utilisées [200, 228, 266, 280, 329].

Outre la loi de comportement que l'on cherche à identifier, les principaux choix à définir sont ceux liés au modèle éléments finis, à la fonction objectif à minimiser et à l'algorithme de



minimisation. Ils sont une nouvelle fois dépendants de l'axisymétrie des essais. Le logiciel Abaqus a été utilisé pour simuler les essais. Le tableau 2 synthétise les principaux choix effectués.

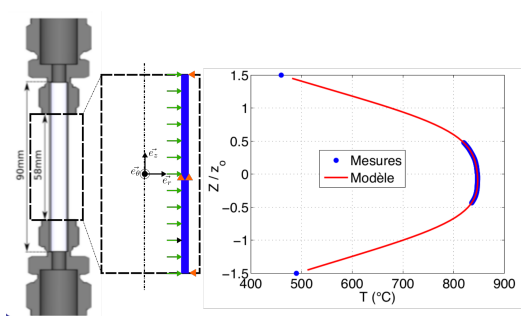
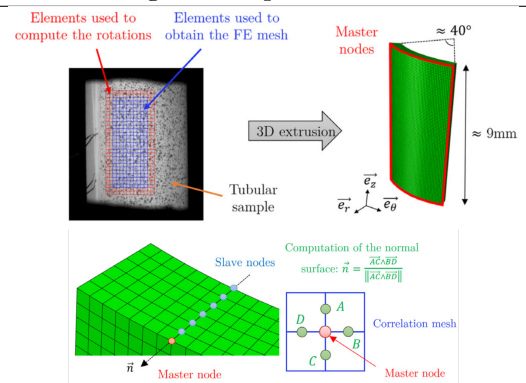
APRP (axisym)	RIA
Modèle éléments finis	
Maillage	
Portion d'éprouvette entre les olives à sertir	La ROI en enlevant 2 éléments de DIC sur son contour
CAX4I éléments quadrangles axisymétriques	C3D8I éléments briques linéaires
intégration complète avec correction des modes de verrouillage 6 éléments dans l'épaisseur	
Conditions aux limites	
$U_r = 0$ aux extrémités	$U_r, U_\theta, U_z$ mesurés par DIC appliqués après lissage polynomial sur le pourtour
$U_z = 0$ sur les noeuds du centre	propagation dans l'épaisseur sous hypothèse de Love-Kirchhoff
Chargement	
Pression suiveuse mesurée appliquée en surface interne Température mesurée par NIRT propagée dans l'épaisseur Température extrapolée de la ROI vers les mors	
Solveur	
Implicite Lagrangien réactualisé, non linéaire géométrique	
	
Fonction objectif	
$er^2 = \left[ \frac{\ln(\dot{\epsilon}_{eq}^{fem}(\lambda)/\dot{\epsilon}_{eq}^{exp})}{\ln(\dot{\epsilon}_{eq}^{exp})} \right]^2,$ <p><math>\dot{\epsilon}_{eq}</math> vecteur de vitesse de déformation de Hencky équivalente à chaque noeud du maillage à l'intérieur de la ROI et à chaque temps utilisé,</p> <p><math>\dot{\epsilon}_{eq}^{fem}</math> et <math>\dot{\epsilon}_{eq}^{exp}</math> respectivement les résultats éléments finis calculés pour un jeu de paramètres matériau <math>\lambda</math> et les données expérimentales.</p>	$er^2 = \frac{1}{N\gamma^2} (U^{exp} - U^{fem}(\lambda))^T \cdot (U^{exp} - U^{fem}(\lambda)),$ <p><math>U</math> vecteur de déplacement à chaque noeud et à chaque temps utilisé,</p> <p><math>N</math> dimension du vecteur <math>U</math>,</p> <p><math>\gamma</math> écart type du bruit de mesure,</p>
Algorithme de minimisation	
Newton-Gauss, multi start	

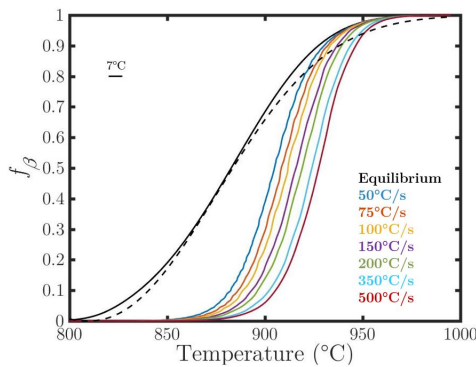
TABLE 2 – Principaux paramètres de recalage par éléments finis. Figures tirées de [109, 192]

### 3 Résultats significatifs

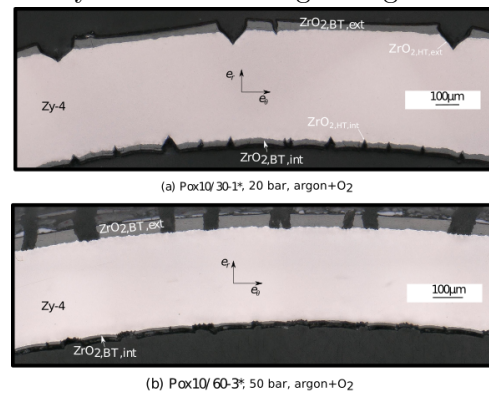
Le tableau 3 répertorie les principaux résultats obtenus. Ils seront détaillés dans la suite du document. Les verrous associés aux transitoires RIA post-DNB résident dans les couplages entre le comportement au fluage des gaines et les transformations métallurgiques hors-équilibres induites par la vitesse de montée en température. Les verrous associés aux transitoires APRP résident dans l'influence de l'état initial des gaines (pré-oxydation) et l'influence de l'environnement oxydant sur le fluage des gaines.

RIA Post-DNB	APRP
$\dot{T} = 1000^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ , $T = [800 - 1050]^{\circ}\text{C}$	$\dot{T} = 3^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ , $T \simeq 800^{\circ}\text{C}$
$p = [7; 11]\text{bar}$	$p = [0 - 70]\text{bar}$
$\text{O}_2 = 0\%$	$\text{O}_2 = [0; 20]\%$
Gainés vierges	Gainés pré-oxydées $[0, 10, 30, 60]\mu\text{m}$

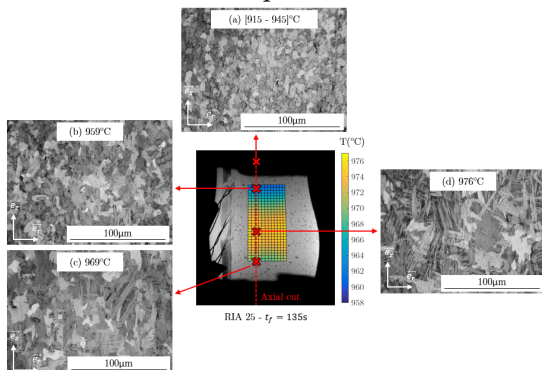
Identification d'un modèle de transformation de phase hors-équilibre  $\alpha \rightarrow \beta$  au chauffage sous transitoire thermique rapide



Observations expérimentales de l'influence de l'état de pré-oxydation et d'une atmosphère oxydante sur le fluage des gaines



Identification d'un modèle de fluage couplé à la fraction de phase  $\beta$  sous transitoire thermique rapide



Proposition d'une plateforme numérique multiphysique pour simuler le fluage de gaines pré-oxydées en environnement oxydant

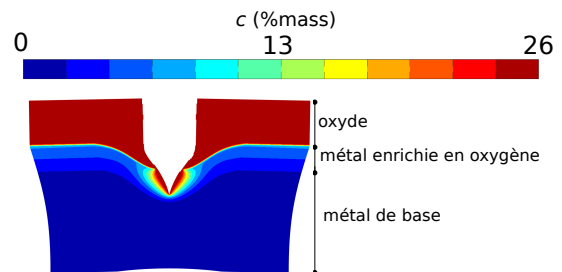


TABLE 3 – Résumé graphique des contributions significatives, figures tirées de [191, 193, 253].

### 3.1 RIA - Phase Post-DNB

L'objectif des travaux présentés dans cette section est d'étudier l'influence d'un transitoire thermique rapide représentatif de la phase post-DNB d'un accident RIA sur le comportement au ballonnement des gaines soumises à une transformation de phase allotropique aux températures considérées. Une première partie montre l'influence de la vitesse de chauffage sur le changement de phase  $\alpha \rightarrow \beta$ . Une deuxième partie s'intéresse au comportement au fluage des gaines en le mettant en lien avec les cinétiques de changement de phase et l'état initial de la gaine.

S'appuyant sur les développements expérimentaux préalablement présentés, nous proposons et identifions des modèles simples, phénoménologiques de cinétique de changement de phase que nous couplons faiblement à un modèle de fluage.

#### 3.1.1 Changement de phase hors équilibre $\alpha \rightarrow \beta$ sous transitoire thermique rapide

La figure 10 présente les résultats de changement de phase  $\alpha \rightarrow \beta$  sous transitoire thermique allant de 50 à 2000°C.s<sup>-1</sup>. Ces résultats ont été obtenus sur le dispositif Gleeble-3500 dont l'instrumentation et la procédure d'essais sont décrits en section 2.2.

Les courbes brutes de chauffage sont représentées sur la figure 10a. Elles sont constituées d'un palier en vitesse jusqu'à des températures de l'ordre de 850°C suivi d'une nette décélération et accélération. Ce phénomène est la réponse de la Gleeble-3500 associée au pic de puissance demandé pour alimenter la chaleur latente de changement de phase .

Des exemples de résultats bruts de dilatométrie sont montrés sur la figure 10b. L'instrumentation des essais, de par sa réactivité et la maîtrise des incertitudes associées, permet d'obtenir des données exploitables pour la quantification du changement de phase. On remarquera la bonne homogénéité des coefficients de dilatation thermique CTE dans le domaine  $\alpha$  ( $CTE_\alpha = 9.6.10^{-6} \pm 0.9.10^{-6} \text{°C}^{-1}$ ) et le domaine  $\beta$  ( $CTE_\beta = 1.32.10^{-5} \pm 1.5.10^{-6} \text{°C}^{-1}$ ) dont l'incertitude n'est pas corrélée à la vitesse de montée en température.

Le modèle de changement de phase proposé est basé sur un modèle cinétique de Leblond [215] couplé à un modèle à l'équilibre proposé par Forgeron [151]. Le modèle est défini sur deux plages limitées par une vitesse de chauffage de 500°C.s<sup>-1</sup>. Un effet saturant est observé au delà de 500°C.s<sup>-1</sup> (figure 10d). En effet, pour ces vitesses, les fractions de phase calculées par la méthode des leviers collapsent dans l'incertitude de mesure thermique de nos essais. Le modèle est représenté en figure 10d, il est détaillé ci-dessous :

$$\frac{df_\beta}{dt} = \begin{cases} \frac{f_{eq}(T) - f_\beta}{\tau(T)} & \text{si } f_\beta > f_{500}(T) \\ \frac{f_{500}(T) - f_\beta}{\tau(T)} & \text{sinon} \end{cases}, \quad (4)$$

où  $f_{eq}$  est la fraction de phase  $\beta$  à l'équilibre à la température  $T$ ,  $f_{500}$  est la fraction de phase  $\beta$  saturée au dessus de 500°C.s<sup>-1</sup> et  $\tau(T)$  est un temps caractéristique de transformation.  $\tau(T)$  est décrit par une loi d'Arrhenius :

$$\tau(T) = \left[ k_0 \cdot e^{-\frac{E}{R \cdot T}} \right]^{-1}, \quad (5)$$

où  $k_0$  est un facteur cinétique,  $E$  une énergie d'activation,  $R$  la constante des gaz parfaits.  $f_{eq}$  est décrit par le modèle de Forgeron [151] :

$$f_{eq}(T) = 1 - e^{-[C \cdot (T - T_0)]^n}, \quad (6)$$

où  $C = 1/(T_{63.2\%} - T_0)$ ,  $T_{63.2\%}$  est la température qui correspond à une fraction de phase  $\beta$  à l'équilibre de 63.2%,  $T_0$  est la température de début de changement de phase et  $n$  un exposant à ajuster.  $f_{500}$  présente la même forme que  $f_{eq}$ , seuls les paramètres de la loi diffèrent.

Les paramètres du modèle de Leblond sont identifiés directement à partir des données brutes de dilatométrie. Ne sont considérés que les essais dont la vitesse de chauffage est inférieure à  $500^\circ\text{C.s}^{-1}$ . La fonction objectif à minimiser est la suivante :

$$er^2(\lambda) = [U_{exp} - U_{num}(\lambda)]^2, \quad (7)$$

où  $\lambda$  est le vecteur des paramètres matériaux à identifier,  $U_{exp}$  sont les données brutes des déplacements radiaux de dilatation thermique,  $U_{num}$  les valeurs numériques de dilatation thermique calculés par la loi des mélanges :

$$U_{num} = U_\alpha(T) \cdot (1 - f_\beta) + U_\beta(T) \cdot f_\beta, \quad (8)$$

où  $U_\alpha$  et  $U_\beta$  sont les prolongements asymptotiques linéaires des déplacements mesurés dans le domaine  $\alpha$  et le domaine  $\beta$  respectivement.

Les paramètres de  $f_{500}$  sont identifiés à partir des données post-traitées par la méthode des leviers en considérant les essais réalisés à des vitesses de chauffage supérieures à  $500^\circ\text{C.s}^{-1}$ .

Les paramètres identifiés sont donnés dans le tableau 4. Les figures 10c et 10d montrent le bon accord du modèle avec les données expérimentales. Une légère accommodation des paramètres de fraction de phase à l'équilibre  $f_{eq}$  initialement proposée par Forgeron a été nécessaire pour optimiser les résultats. La loi de Forgeron apparaît en pointillé sur les figures 10b et 10d. L'erreur introduite reste minime vis à vis des données brutes de dilatométrie comme montrée sur la figure 10c pour lesquelles les points expérimentaux de l'équilibre ont été calculés à partir du modèle de Forgeron [151].

	$f_{eq}$			$f_{500}$			$\tau$	
	$C$ ( $^\circ\text{C.s}^{-1}$ )	$T_0$ ( $^\circ\text{C}$ )	$n$	$C$ ( $^\circ\text{C.s}^{-1}$ )	$T_0$ ( $^\circ\text{C}$ )	$n$	$\ln(k_0)$	$E$ ( $\text{kJ.mol}^{-1}$ )
Ce travail	$6.83.10^{-3}$	750	4.14	$1.36.10^{-2}$	865.4	4.18	79.62	764.2
Forgeron [151]	$1.135.10^{-2}$	809	2.187					

TABLE 4 – Paramètres du modèle de changement de phase identifiés, paramètres du modèle de changement de phase à l'équilibre de Forgeron [151].

Des essais interrompus conduisant à des vitesses de refroidissement de  $50^\circ\text{C.s}^{-1}$  ont été réalisés pour trois vitesses de chauffage (50, 100 et  $1200^\circ\text{C.s}^{-1}$ ) à quatre températures cibles (910, 950, 985 et  $1000^\circ\text{C}$ ). Des micrographies optiques ont été réalisées afin d'étudier l'évolution de la microstructure pendant le changement de phase (voir figure 10d).

A  $910^\circ\text{C}$ , les microstructures diffèrent fortement de celles du Zircaloy-4 détendu à réception. Pour toutes les vitesses de chauffage, les grains sont petits et equiaxes ce qui est en accord avec les cinétiques de recristallisation attendues [114, 184]. Quelques aiguilles  $\alpha$  sont précipitées à l'intérieur des grains pour l'essai à  $50^\circ\text{C.s}^{-1}$ , beaucoup moins sont visibles pour les essais à  $100^\circ\text{C.s}^{-1}$  et aucune n'est visible à  $1200^\circ\text{C.s}^{-1}$ . Ces aiguilles sont des marqueurs de grains  $\alpha$ - $\beta$  formés à haute température. Si une évaluation quantitative n'est pas possible à l'aide de ces

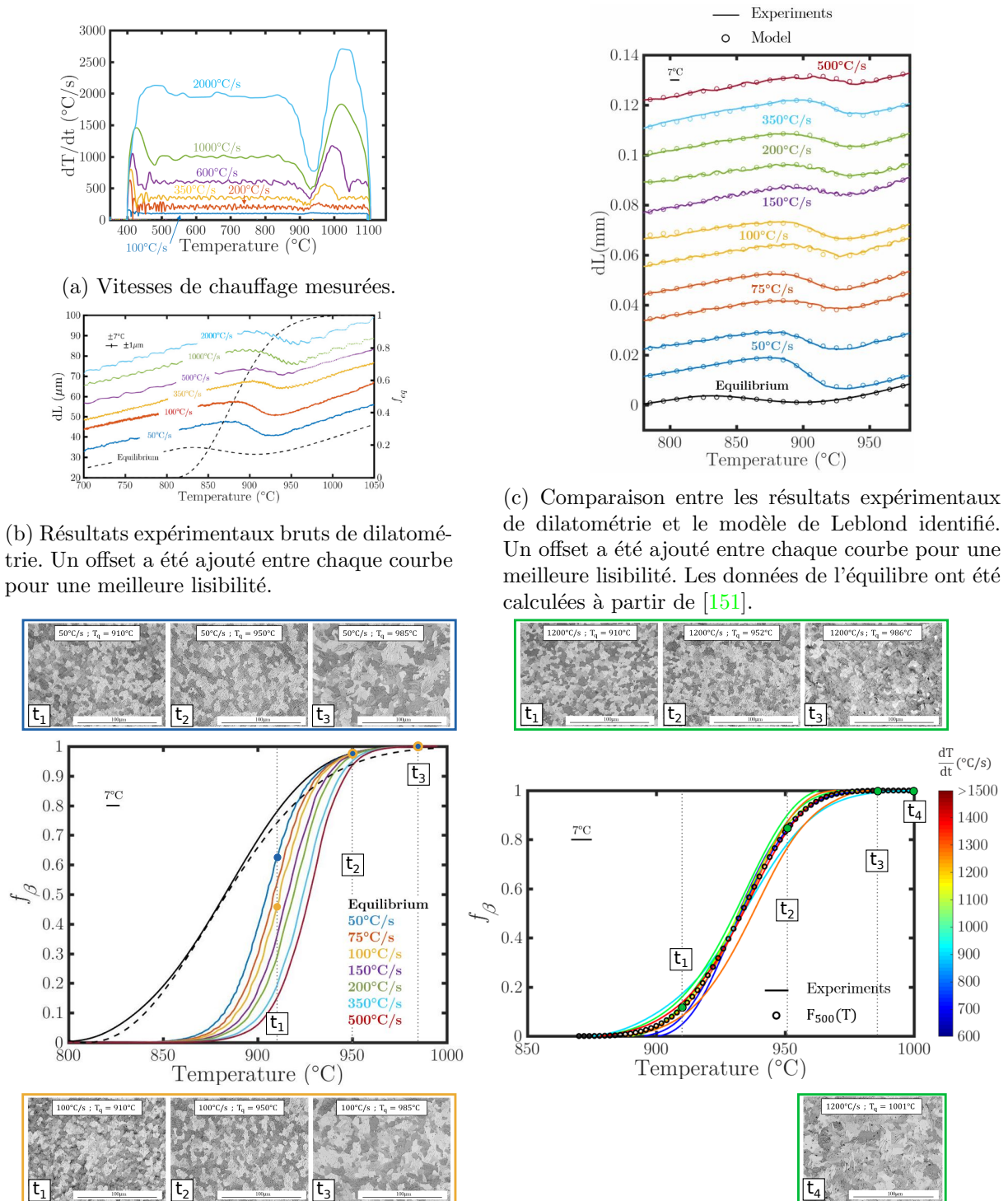


FIGURE 10 – Synthèse des résultats sur le changement de phase  $\alpha \rightarrow \beta$  hors équilibre. Figures retravaillées à partir de [193, 194]

micrographies, il semble que quelques grains aient précipité à 50 et 100°C.s<sup>-1</sup> alors qu'aucune trace de précipitation n'est présente à 1000°C.s<sup>-1</sup>.

A 950°C, les grains ont toujours la même morphologie. Mais plusieurs aiguilles  $\alpha$  sont décelables sur plusieurs grains quelle que soit la vitesse de chauffage observée. La fraction de phase  $\beta$  était donc importante à cette température.

Au dessus de 980°C, la taille des grains augmente de façon significative et des aiguilles  $\alpha$  plus grossières sont visibles. Cette évolution brutale de la microstructure peut être expliquée par la dissolution de petites inclusions  $\alpha$  qui existaient à plus basse température aux joints de grains ex- $\beta$ . Ces précipités aux joints de grains gênent la croissance des grains  $\beta$ . Lorsque le changement de phase est complet, la croissance des grains  $\beta$  n'est plus gênée et accélère fortement. Cette observation est un marqueur de la fin de la transformation de phase.

Des conclusions similaires ont été obtenues par d'autres équipes pour du matériau M5 [307] ou Zircaloy-2 [254] à plus basses vitesses de chauffage.

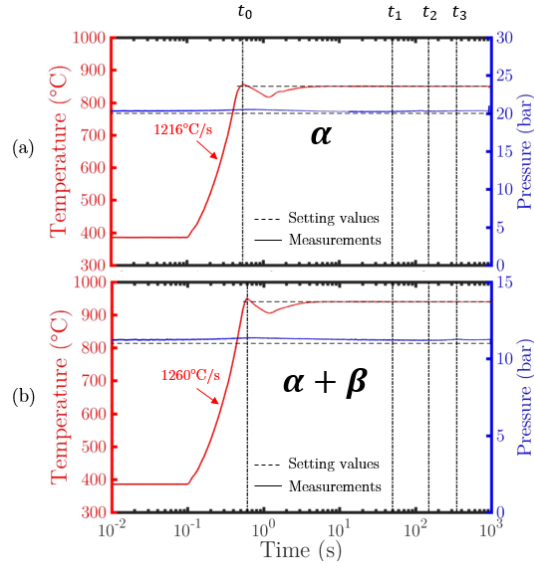
Ces micrographies sont en bon accord avec le modèle identifié. La transformation de phase prédite par le modèle semble complète aux alentours de 970°C quelle que soit la vitesse de montée en température. Une forte fraction de phase  $\beta$  est donc attendue à 950°C. A 910°C, la fraction de phase  $\beta$  est fortement dépendante de la vitesse de chauffage avec une fraction de phase d'autant plus faible que la vitesse de chauffage augmente.

### 3.1.2 Comportement au ballonnement sous transitoire thermique rapide

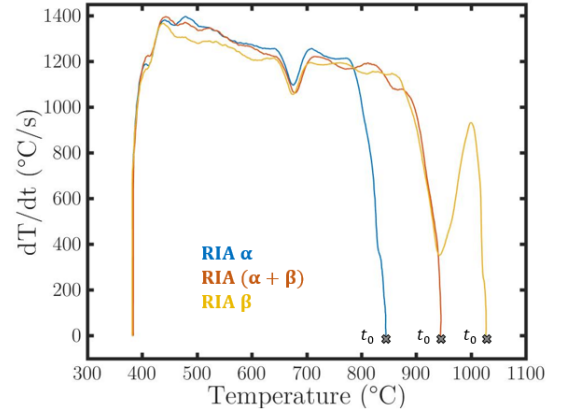
Cette partie présente les résultats obtenus sur la caractérisation du ballonnement de gaines vierges de Zircaloy-4 sous transitoire thermique rapide simulant la phase post-DNB d'un RIA. Les essais sont réalisés sur le dispositif ELLIE suivant le protocole expérimental décrit en section 2.1. Lors de ces essais, nous avons fait varier la température de plateau entre 819 et 1040°C, deux valeurs de pression interne ont été imposées : 7 et 11bar (Voir figure 6a). Cette gamme de température permet d'étudier l'influence du changement de phase  $\alpha \rightarrow \beta$  sur le fluage de la gaine. Dans un premier temps, je décrirai la phénoménologie des essais de par la richesse des données récoltées par l'instrumentation mise en place. Dans un second temps, nous nous intéresserons à l'identification d'une loi de fluage de Norton couplée au modèle de changement de phase présentée en équation 4 et tableau 4 afin de décrire les 10 premières secondes du ballonnement des gaines, durée caractéristique d'un accident RIA.

La figure 11a présente l'évolution de la température mesurée par le pyromètre au centre de la ROI et l'évolution de la pression interne mesurée par le capteur de pression à jauge pour deux essais caractéristiques (plateau de température à 840 et 950°C). La figure 11b présente l'évolution de la vitesse de chauffage pour trois essais caractéristiques (plateau de température à 840, 950, 1014°C) jusqu' au temps  $t_0$  qui marque le début de la régulation en plateau de température. Ces températures peuvent être utilement mises en perspective avec la figure 10d qui présente l'évolution de la fraction de phase  $\beta$  pour différentes vitesses de chauffage. A 840°C, le matériau est dans sa phase  $\alpha$  à  $t_0$ , à 950°C en phase  $\alpha + \beta$  à  $t_0$  et à 1014°C en phase  $\beta$  à  $t_0$ . La vitesse de chauffage est de l'ordre de 1200°C.s<sup>-1</sup>. Sur la figure 11b, un premier creux correspond à la dissolution des intermétalliques Zr (Fe, Cr)<sub>2</sub> entre 650 et 700°C. Un autre creux est observé durant la transformation de phase  $\alpha \rightarrow \beta$ .

Sur la figure 11a, les temps  $t_1$ ,  $t_2$  et  $t_3$  sont des temps caractéristiques pour lesquels les résultats de mesure des champs thermique et cinématique sont représentés en figure 12a et 12b. Le champ de température, induit par la géométrie de l'inducteur et le pompage thermique au niveau des mors, est maximal dans la zone centrale de l'éprouvette et décroît plus on s'éloigne



(a) Chargement thermomécanique : a) Plateau en phase  $\alpha$  à  $t_0$ , b) Plateau en phase  $\alpha + \beta$  à  $t_0$ .



(b) Vitesse de chauffage en fonction de la température pour 3 cas : plateau en phase  $\alpha$ ,  $\alpha + \beta$  et  $\beta$

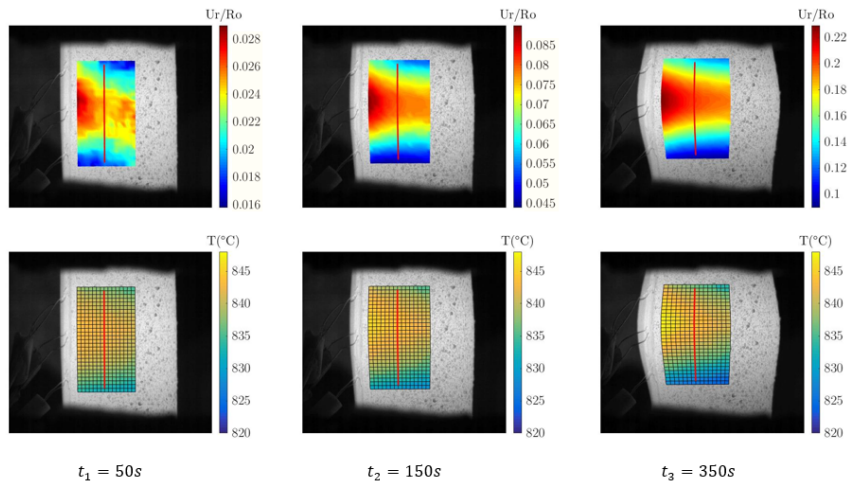
FIGURE 11 – Essais de ballonnement en conditions thermomécaniques simulant la phase post-DNB d'un accident RIA : Chargement [191]

de cette zone. L'ordre de grandeur de l'écart de température entre le centre et les bords de la ROI est de l'ordre de  $10^\circ\text{C}$  en début d'essai. Cet écart peut évoluer pendant l'essai en fonction du ballonnement de l'éprouvette. On remarque deux comportements différents au ballonnement. Pour les essais effectués dans le domaine  $\alpha$ , le déplacement radial maximal est observé au niveau du point chaud de la ROI en son centre alors que dans le domaine  $\alpha + \beta$  la tendance s'inverse avec des déformations plus importantes dans la zone froide aux extrémités de la ROI. Les essais dans le domaine  $\beta$  ont le même comportement que ceux réalisés dans le domaine  $\alpha$  avec une déformation maximale au niveau du point chaud.

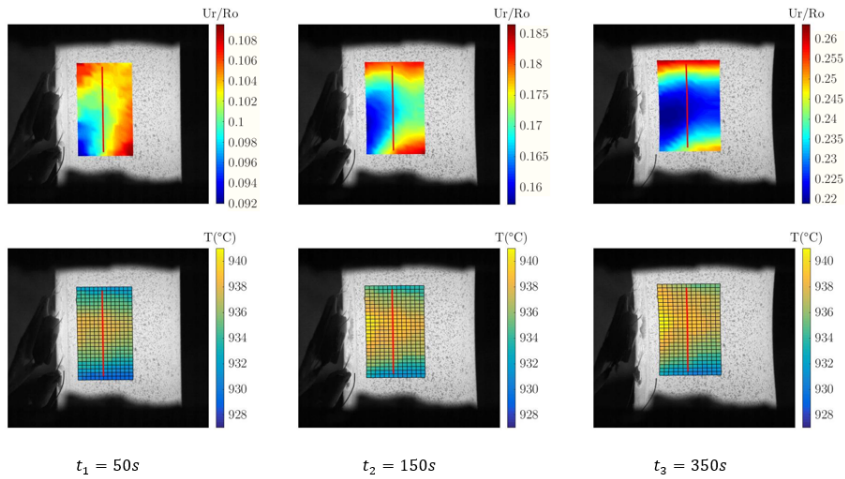
On retrouve l'influence de la fraction de phase  $\beta$  sur le ballonnement à partir d'une analyse post-mortem des éprouvettes. La figure 12c montre quatre éprouvettes, chacune ayant été sollicitées à des consignes de plateau en température différentes. L'éprouvette ① a été sollicitée à  $870^\circ\text{C}$  dans le domaine  $\alpha$ , il en résulte un unique ballon de forme sphérique dans la région centrale. L'éprouvette ② a été sollicitée à  $905^\circ\text{C}$  en début de domaine  $\alpha + \beta$ , la forme du ballon est beaucoup plus allongée dans cette configuration ce qui implique une vitesse de fluage moins sensible au gradient thermique présent dans la zone centrale. L'éprouvette ③ a été sollicitée à  $955^\circ\text{C}$  en fin de domaine  $\alpha + \beta$ . La zone centrale plus chaude est moins déformée que des zones plus froides. Dans ce cas, cela montre clairement une décroissance de la vitesse de fluage avec la température, ce qui est cohérent avec les mesures illustrées en figure 12b. Enfin, l'éprouvette ④ a été sollicitée à  $1000^\circ\text{C}$  dans le domaine  $\beta$ . Dans ce cas on trouve trois ballons. Un au niveau de la zone centrale montre une sensibilité positive de la vitesse de fluage avec la température dans le domaine  $\beta$ . On retrouve la zone à sensibilité négative dans le domaine biphasé puis 2 ballons correspondant à une sensibilité positive dans le domaine  $\alpha$ .

Des métallographies post-mortem des éprouvettes ont été réalisées sur des coupes axiales dans le plan  $(\vec{e}_r, \vec{e}_z)$  à différentes coordonnées axiales afin d'estimer qualitativement les transfor-

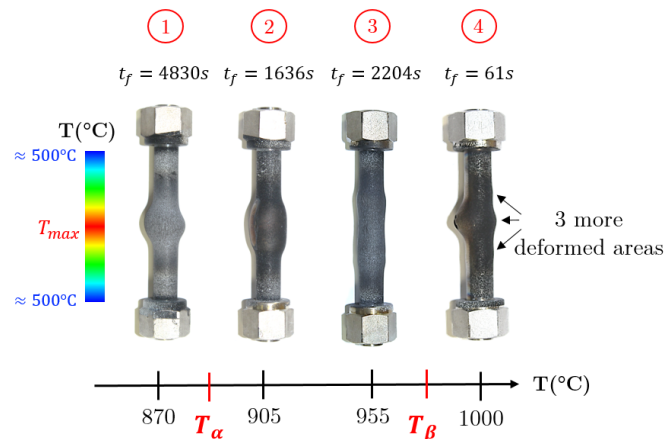




(a) Champs cinématique et thermique aux instants ( $t_1 = 50s$ ,  $t_2 = 150s$  et  $t_3 = 350s$ ) pour une consigne de palier en température de  $850^{\circ}C$  (domaine  $\alpha$ ) et une pression de 20bar.



(b) Champs cinématique et thermique aux instants ( $t_1 = 50s$ ,  $t_2 = 150s$  et  $t_3 = 350s$ ) pour une consigne de palier en température de  $940^{\circ}C$  (domaines  $\alpha + \beta$ ) et une pression de 11bar.



(c) Déformées post-mortem de 4 éprouvettes sollicitées à différentes consignes de plateau de température (domaines  $\alpha$ ,  $\alpha + \beta$ ,  $\beta$ ).  $t_f$  correspond à la durée de l'essai.

FIGURE 12 – Essais de ballonnement en conditions thermomécaniques simulant la phase post-DNB d'un accident RIA : Déformées [191]

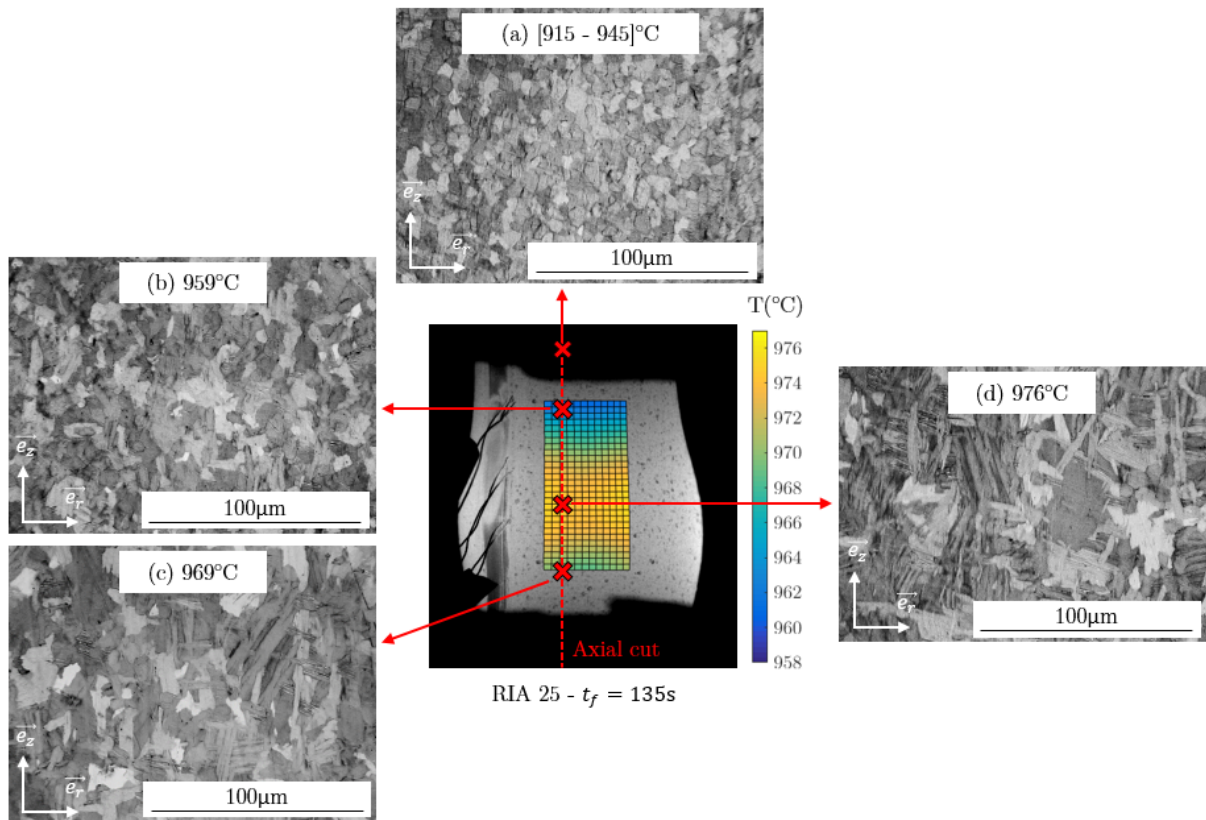


FIGURE 13 – Essais de ballonnement en conditions thermomécaniques simulant la phase post-DNB d’un accident RIA : Métallographies dans le plan  $(\vec{e}_r, \vec{e}_z)$  obtenues à partir d’une coupe axiale suivant la ligne rouge hachurée aux positions définies par les croix sur la figure centrale. La figure centrale représente le chargement thermique à la fin de l’essai ( $t_f = 153s$  dont la consigne du plateau thermique est de  $968^\circ\text{C}$  (domaine  $\alpha + \beta$ ) et la consigne en pression de 7 bar. [191]

mations métallurgiques lors des essais. La vitesse de refroidissement est de l’ordre de  $50^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ . L’histoire thermique au niveau de chaque métallographie a été mesurée lors des essais. La température maximale mesurée est indiquée sur chacune des coupes. La figure 13 présente les résultats associés à une éprouvette sollicitée à 7bar et un plateau de température de  $968^\circ\text{C}$ . Elle illustre les forts changements de microstructures dans la zone de transformation de phase  $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ . La métallographie a), dont la température maximale est estimée ente 915 et  $945^\circ\text{C}$ , montre une microstructure recristallisée avec de petits grains équiaxes. La métallographie b), température maximale de  $959^\circ\text{C}$ , montre une microstructure légèrement plus grosse avec quelques fines aiguilles parallèles enrichies en oxygène. Des grains plus larges contenant des aiguilles plus grosses sont visibles sur les métallographies c) (température maximale de  $969^\circ\text{C}$ ) et d) (température maximale de  $976^\circ\text{C}$ ), caractéristiques des grains ex- $\beta$  complètement transformés. Ces microstructures typiques des grains ex- $\beta$  ont été observées sur tous les essais au dessus de  $970^\circ\text{C}$  ce qui est cohérent avec les observations de la figure 10d.

La figure 14a présente la vitesse de déplacement radial normalisé par rapport au rayon initial de l’éprouvette en fonction de la température. Chaque point du graphique correspond à la moyenne entre  $t_0$  et  $t_0 + 10s$  (durée caractéristique d’un accident RIA) de la vitesse de déplacement radial et de la température au niveau d’un noeud du maillage de corrélation d’images de

chaque essai. Ainsi, chaque nuage de points correspond à un essai. Par exemple les nuages ①, ②, ③ et ④ correspondent aux quatre éprouvettes de la figure 12c. Les nuages rouges correspondent aux essais réalisés à 11bar, les nuages bleus correspondent aux essais à 7bar. La fraction de phase  $\beta$  à l'équilibre et à  $1200^\circ\text{C.s}^{-1}$  est aussi représentée sur le graphique.

L'écart entre les points bleus et rouges illustre la sensibilité du fluage à la contrainte appliquée. En ce qui concerne l'évolution de la vitesse de déformation radiale en fonction de la température, le graphique est cohérent avec les observations de la figure 12. On retrouve bien une sensibilité positive de la vitesse de déformation en fonction de la température dans le domaine  $\alpha$  et le début du domaine  $\alpha + \beta$  puis une sensibilité négative de la vitesse de déformation dans le domaine  $\alpha + \beta$  suivi d'une sensibilité positive dans le domaine  $\beta$ . Ce type de comportement a été observé par Fréchet [152] et Kaddour [198] sur des éprouvettes tubulaires en Zircaloy-4 et Zr-1%NbO, Trégo [307] a aussi observé un comportement similaire sur des éprouvettes plates en M5 dans la partie haute du domaine  $\alpha + \beta$ . Les travaux précédemment cités ont été réalisés sous transitoires thermiques plus lents, représentatifs d'un APRP.

Les nuages de couleur cyan (chargement à 7 bar) et magenta (chargement à 11 bar) correspondent à des essais avec des transitoires thermiques plus lents simulant un APRP suivant la consigne définie en figure 6b). On constate une grande influence de la vitesse de chargement thermique sur les vitesses de déplacement radial, les vitesses constatées lors des essais simulant un APRP étant plus d'une décade plus lentes que celles des essais simulant un RIA. Deux essais simulant un RIA sur une éprouvette en zircaloy-4 recristallisé ont aussi été réalisés à 11bar et une température de plateau de 890 et 920°C, une diminution des vitesses d'un facteur trois a été constatée par rapport aux éprouvettes en Zy-4 détendu. Ces résultats montrent l'influence notable de l'histoire thermique vécue par les éprouvettes sur leur comportement au fluage.

Le comportement au fluage des gaines de Zy-4 dans les conditions d'essais a été identifié par recalage par éléments finis suivant la procédure décrite dans la section 2.3. Le modèle identifié (équation 9) suppose que chaque phase se comporte suivant un modèle de Norton et que les phases sont agencées en série :

$$\dot{p}_{eq} = \left[ A_\alpha \cdot \sigma_{eq}^{n_\alpha} \cdot \exp\left(\frac{-Q_\alpha}{RT}\right) \right] \cdot (1 - f_\beta) + \left[ A_\beta \cdot \sigma_{eq}^{n_\beta} \cdot \exp\left(\frac{-Q_\beta}{RT}\right) \right] \cdot f_\beta. \quad (9)$$

avec  $\dot{p}$  la vitesse de fluage équivalente,  $\sigma_{eq}$  la contrainte équivalente au sens de Von Mises,  $R$  la constante des gaz parfaits et  $T$  la température. Les paramètres  $A_\alpha, n_\alpha, Q_\alpha$  et  $A_\beta, n_\beta, Q_\beta$  sont les paramètres de la loi de Norton appliquée à chaque phase.

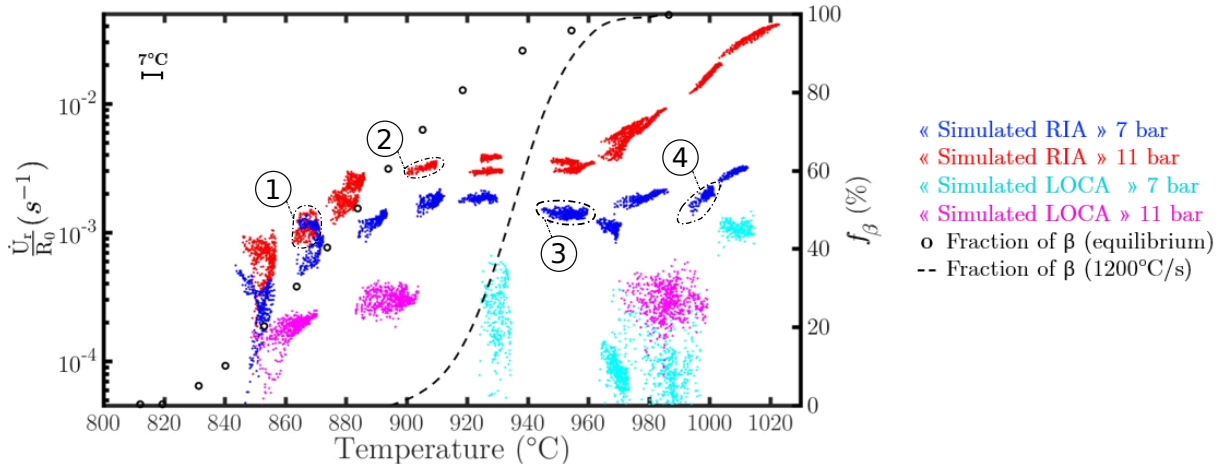
Un comportement élastique isotrope est défini par un coefficient de Poisson de 0.342 et un module d'Young dépendant de la température suivant l'équation 10 :

$$E(T) = 116.1 - 59.10^{-3}T \text{ [GPa]}, \quad (10)$$

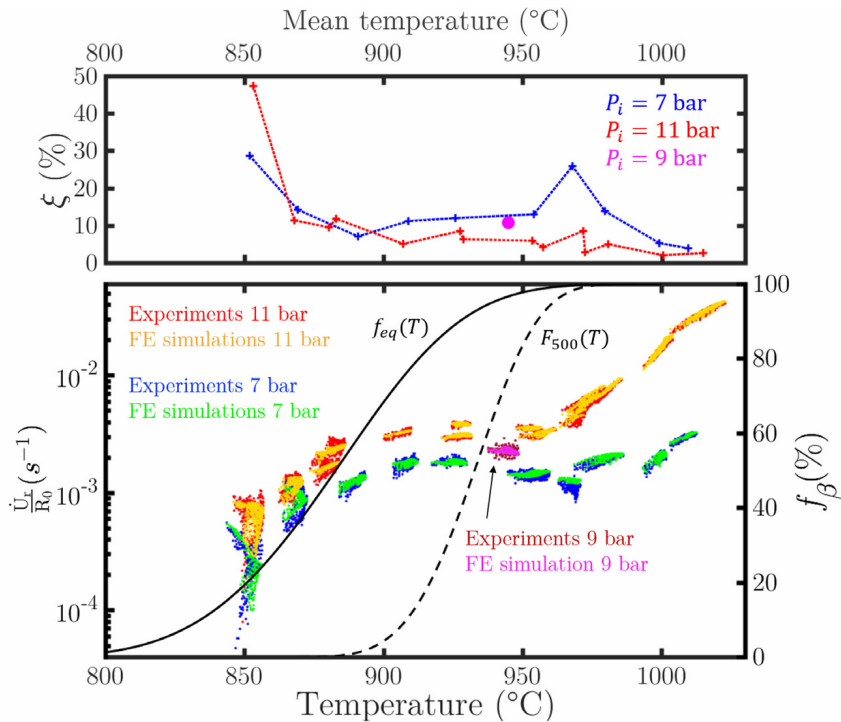
où  $T$  est la température en Kelvin.

Les transitoires thermiques et mécaniques mesurés ont été appliqués dans les simulations numériques. Deux types de modélisation ont été réalisés pour prendre en compte le changement de phase :

- **Jeu de paramètres  $\lambda_1$**  : Il est supposé que la fraction de phase  $f_\beta$  reste inchangée à partir de  $t_0$  et correspond à la fraction de phase  $f_{500}$  (tableau 4), c'est à dire la fraction de phase identifiée par rapport aux essais à vitesse de chauffe constante supérieure à  $500^\circ\text{C.s}^{-1}$ . Un retour de la fraction de phase  $f_\beta$  vers la fraction à l'équilibre  $f_{eq}$  n'est pas permis notamment lorsque la vitesse de chauffe décélère à partir de  $t_0$ .



(a) Vitesse de déplacement radial normalisé par le rayon initial en fonction de la température. Chaque nuage de point correspond à un essai. Chaque point correspond à la vitesse moyennée de  $t_0$  à  $t_0 + 10s$  (durée caractéristique d'un accident RIA) d'un noeud du maillage de corrélation d'image. Les nuages rouges et bleus correspondent aux essais simulant la phase post-DNB d'un accident RIA (figure 6a) à 11 et 7bar respectivement. Les nuages rose et cyan correspondent aux essais simulant un accident APRP (figure 6b) à 11 et 7 bars respectivement. Les nuages ①, ②, ③, ④ correspondent aux éprouvettes de la figure 12c.



(b) Comparaison de la vitesse de déplacement radiale simulée et expérimentale. La simulation est réalisée avec le jeu de paramètres  $\lambda_2$  en couplant les modèles définis par les équations 9 et 4. Le paramètre  $\xi$  représente l'écart de vitesse moyenne par essai. L'identification est réalisée sur les essais à 7 et 11bar, un essai de validation est effectué à 9bar et 940 $^{\circ}C$ .

FIGURE 14 – Essais de ballonnement en conditions thermomécaniques simulant un accident RIA : Vitesses de fluage et identification inverse du comportement des gaines [192].

- Jeu de paramètres  $\lambda_2$  : Il est supposé que la fraction de phase  $f_\beta$  est régie par le modèle défini dans l'équation 4. Ce modèle permet un retour à l'équilibre de la fraction de phase  $f_\beta$  vers  $f_{eq}$  à partir de  $t_0$ .

Tous les essais simulant un RIA de 7 et 11bar sur Zy-4 détendu ont été utilisés lors de l'identification. Un essai effectué à 9bar et 940°C sert de validation.

Les jeux de paramètres identifiés  $\lambda_1$  et  $\lambda_2$  sont présentés dans le tableau 5. La figure 14b compare les résultats expérimentaux et simulés en terme de vitesse de déplacement radial en utilisant le jeu de paramètres  $\lambda_2$ , l'indicateur  $\xi$  permet d'évaluer l'écart entre les vitesses de déplacement radial expérimentales et simulées par essai suivant l'équation 11 :

$$\xi = \frac{1}{N} \sum_1^N \left| \frac{\dot{U}_r^{exp} - \dot{U}_r^{simu}}{\dot{U}_r^{exp}} \right| [\%], \quad (11)$$

où  $N$  est le nombre de noeuds de maillage de corrélation d'un essai,  $\dot{U}_r^{exp}$  ( $\dot{U}_r^{simu}$ ) les vitesses de déplacement radial expérimentales (simulées) moyennées sur la durée de chaque essai.

Sur la figure 14b, on constate un écart moyen de 11.3% entre les vitesses de déplacement radial simulées et expérimentales ce qui correspond à un écart entre les déplacements  $\sqrt{er^2}$  (voir définition du résidu en tableau 2) de l'ordre du triple de l'incertitude de mesure du déplacement. De même, on constate un écart entre vitesses de déplacement radial plus important à basse température qui est corrélé à un rapport signal sur bruit de mesure plus grand à ces températures. Des écarts similaires ont été obtenus avec le jeu de paramètres  $\lambda_1$  couplé à la fraction de phase  $f_{500}$ .

Quel que soit le jeu de paramètres identifiés, les paramètres de fluage associés au domaine  $\beta$  sont constants et cohérents avec la littérature. Le paramètre  $n$  de sensibilité du fluage à la contrainte est aussi similaire y compris dans le domaine  $\alpha$ . Il est de l'ordre de l'unité dans le domaine  $\alpha$  ce qui est cohérent avec le niveau de contrainte appliquée conduisant à un mécanisme de fluage diffusion. Il est de l'ordre de 4-5 dans le domaine  $\beta$ , typique d'un fluage dislocation. Ce changement de mécanisme est lié à l'augmentation drastique de la taille de grain au passage dans le domaine  $\beta$ . Par contre, il y a une influence certaine du modèle de changement de phase sur les paramètres  $A_\alpha$  et  $Q_\alpha$ . Il est à noter que très peu d'essais ont été effectués dans ce travail dans le domaine  $\alpha$  car les techniques de thermographie proche infrarouge développées ne permettent pas une mesure des températures en dessous de 750°C et les déplacements mesurés sur 10s d'essais sont difficilement décorrélables du bruit de mesure en dessous de 820 °C.

	$\ln(A_\alpha)$	$n_\alpha$	$Q_\alpha$ [kJ.mol <sup>-1</sup> ]	$\ln(A_\beta)$	$n_\beta$	$Q_\beta$ [kJ.mol <sup>-1</sup> ]	$\sqrt{er^2}$	$\langle \xi \rangle$ [%]
$\lambda_1$	21.35	1.15	289.4	41.76	4.42	591.6	2.2	10.5
$\lambda_2$	48.7	1.11	544.2	43.4	4.53	603.9	3.2	11.3

TABLE 5 – Jeux de paramètres  $\lambda_1$  et  $\lambda_2$  identifiés et écarts moyens associés. Les écarts moyens sont exprimés par le résidu des déplacements normalisés par le bruit de mesure  $\sqrt{er^2}$  défini dans le tableau 2 et par l'écart moyen des vitesses de déplacement radial défini par l'équation 11.

### 3.1.3 Synthèse et perspectives sur le comportement des gaines en transitoires thermiques rapides

Les principaux résultats obtenus dans le cadre du comportement des gaines en transitoires thermiques rapides simulant la phase post-DNB des accidents RIA sont à mon sens expérimentaux. Deux protocoles d'essais ont été développés, l'un pour l'étude du changement de phase et l'autre pour l'étude du ballonnement en fluage isotherme. Les deux protocoles sont assistés par une instrumentation résolue spatialement et temporellement, précise et multimodale. Ils ont donné de premiers résultats très riches bien qu'incomplets pour comprendre et modéliser le comportement des gaines dans les conditions accidentelles.

De premiers modèles très simples, phénoménologiques, ont été identifiés sur les données d'essais que ce soit pour modéliser la cinétique de changement de phase ou le fluage isotherme d'une gaine détendue ayant subi un chauffage suivant un transitoire rapide répétable. **Il paraît important ici de bien insister sur le fait qu'il serait pour le moins présomptueux d'utiliser les modèles hors du cadre des conditions de leur identification.** Ceci pour de multiples raisons :

- Applicabilité des modèles proposés :

Le modèle de changement de phase proposé permet de représenter phénoménologiquement des transformations diffusives ou displacives pour prédire la fraction de phase  $f_\beta$  lors de la transformation de phase  $\alpha \rightarrow \beta$  à la chauffe. Le modèle est basé sur une hypothèse de retour à l'état d'équilibre de la fraction de phase  $f_\beta$  contrôlé par un temps caractéristique suivant une loi d'Arrhenius. Cette hypothèse forte de retour à l'équilibre n'a été aucunement vérifiée puisque le modèle a été identifié sur des essais à vitesses de chauffe constantes. Des histoires thermiques plus complexes doivent être expérimentées pour valider le modèle.

Le modèle de fluage proposé est aussi particulièrement simpliste quand à ses hypothèses. La loi de Norton est utilisée pour chacune des phases pour simuler les dix premières secondes des essais alors que l'état métallurgique du matériau n'est pas stable. Dans le domaine  $\alpha$  un fluage primaire peut exister en début de chargement mécanique lié à un déséquilibre entre écrouissage et restauration des dislocations. Dans la phase  $\beta$  la cinétique de croissance des grains n'est pas négligeable et un fluage tertiaire peut être atteint dès les 10 premières secondes.

- Représentativité de l'état métallurgique par un simple scalaire  $f_\beta$  :

L'état métallurgique de la gaine est fortement dépendant de l'histoire thermomécanique vécue par la gaine lors des différentes étapes de son cycle de vie et pendant l'accident. Dissolution des précipités, recristallisation, changement de phase, sélection de variants de transformation sont des mécanismes liés aux déplacements atomiques. Qu'ils soient diffusifs ou displacifs, ceux-ci sont fortement influencés par les transitoires thermiques et l'état initial du matériau (composition chimique locale, taux de dislocations, contraintes internes, agencement cristallographique...). Un simple scalaire  $f_\beta$  ne peut pas, à lui seul, représenter l'évolution de la microstructure car l'état initial du matériau et les transitoires thermomécaniques qu'il subira lors de l'accident sont associés à une incertitude très forte. Ainsi une même fraction de phase peut conduire à des états métallurgiques et un fluage très différents comme démontré par l'hétérogénéité des vitesses de fluage des gaines initialement détendues, initialement recristallisées ou ayant subi un chargement thermique plus lent. Il est donc très important d'étudier de façon plus systématique l'influence de ces paramètres et d'y associer une caractérisation métallurgique fine (taille, morphologie et texture des grains, taux de dislocations, cartographie de composition chimique...).

Il faut ensuite lier l'état métallurgique au comportement au fluage des gaines pour en étudier la sensibilité. L'utilisation d'une simple loi des mélanges semble peu représentative des mécanismes complexes activés dans le domaine biphasé. Il serait surprenant qu'une simple loi des mélanges de phases en série soit représentative du fluage dans le domaine biphasé alors que, dans ce domaine, la taille des grains  $\beta$  est très petite par rapport à celle du domaine monophasé  $\beta$ .

Enfin, pour s'approcher d'une démarche de sûreté en quantifiant les probabilités de défaillances des gaines en condition accidentelle, il faut intégrer ces études à l'intérieur d'un modèle stochastique avec propagation des incertitudes car celles-ci sont très nombreuses.

### 3.2 APRP - Phase ballonnement

Dans cette section, nous investiguons le comportement au ballonnement des gaines de Zy-4 dans des conditions simulant un APRP en prenant en compte l'état initial de la gaine (vierge, pré-oxydée) et l'influence de l'environnement inerte ou oxydant (Ar ou Ar + O<sub>2</sub>) pendant la phase de ballonnement (température d'intérêt 800°C).

Expérimentalement, nous mettons en exergue l'aspect renfort du pré-oxyde sur le ballonnement macroscopique de la gaine pour de faibles déformations. Pour des déformations plus importantes, la zircone se fissure formant un réseau de fissures longitudinales (plan  $(\vec{e}_r, \vec{e}_z)$ ) mettant à nue le Zircaloy-4 en pointe de fissure. Il s'ensuit une localisation des déformations du Zy-4 en pointe de fissure. Pour des contraintes faibles, les temps caractéristiques de fluage et d'oxydation sont similaires conduisant à une rupture fragile par fissuration de la zircone qui se reforme en pointe de fissure (fissuration en V). Pour des contraintes élevées, le ballonnement est trop rapide pour que l'oxyde se reforme ce qui conduit à une rupture par épuisement de ductilité de l'éprouvette (fissure en U). Le rôle renfort de l'oxyde en début de ballonnement est fortement dépendant de l'état initial de la zircone dont l'endommagement est intimement lié à son épaisseur. En effet, des contraintes internes au sein de l'oxyde sont générées lors de la croissance de l'oxyde et sont relaxées par micro fissuration de celle-ci.

Nous proposons un modèle à l'échelle mésoscopique prenant en compte les couches de zircone interne et externe, le matériau vierge Zy-4 au centre de la paroi de la gaine et les couches enrichies en oxygène  $\alpha(O)$  entre la zircone et le Zy-4 vierge. Nous couplons les différentes physiques mises en jeu (fluage, diffusion de O, fissuration, oxydation) dans un formalisme éléments finis en déformation plane (section  $((\vec{e}_r, \vec{e}_\theta))$ ) sous hypothèse de petites perturbations. Les discontinuités mobiles (fissuration, oxydation) sont régularisées par des approches champ de phase. Le modèle a été implémenté dans le code de calcul Abaqus. Il est capable de représenter phénoménologiquement les mécanismes de perte d'intégrité de la gaine constatés expérimentalement tant que l'hypothèse de petites perturbations n'est pas mise à défaut.

#### 3.2.1 Ballonnement des gaines en Zircaloy-4 vierge détendu

Une cartographie du comportement au fluage des gaines de Zy-4 vierge a été élaborée en utilisant le protocole d'essais défini en section 2.1 et figure 6b : Chauffage à 3°C.s<sup>-1</sup> puis fluage isotherme sous pression interne en supprimant les effets de fonds ( $p_{\text{int}} = [1 - 5]$  MPa) aux températures d'intérêts ( $T = [750 - 850]$ °C). Les paramètres d'une loi de Norton ont été identifiés suivant la procédure définie en section 2.3 localement essai par essai (données couvrant une hétérogénéité en température de  $\Delta T = 20$ °C dans la ROI et trois paliers de pression) ainsi que de manière unifiée par mécanisme présumé de fluage.

La figure 15 montre les cartographies issues de l'identification locale (par essai) en termes de a)

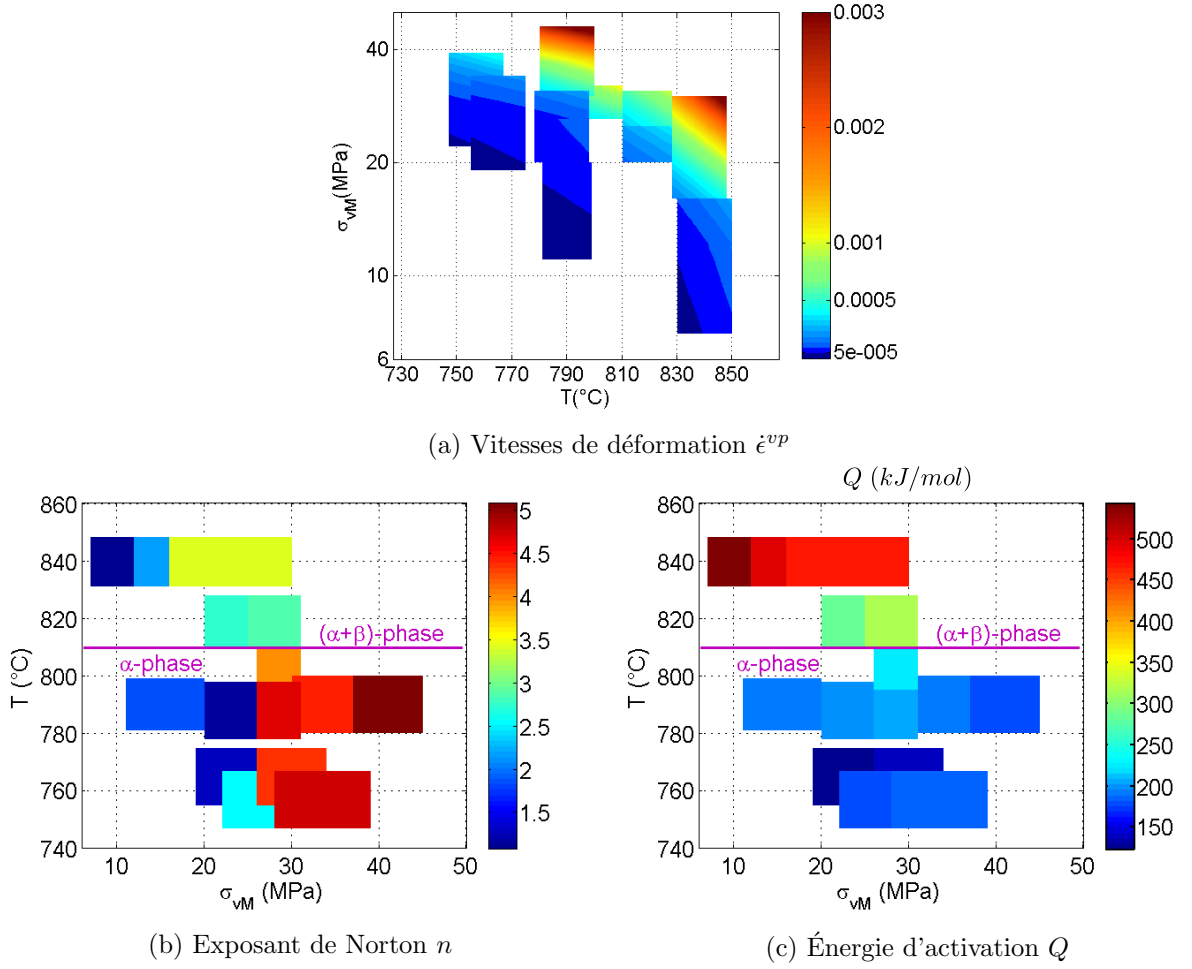


FIGURE 15 – Cartographies associées aux modèles identifiés localement (un jeu de paramètres identifiés par essai) [108].

vitesse de déformation de fluage  $\dot{\epsilon}^{vp}$ , b) exposant de Norton  $n$  et c) énergie d'activation  $Q$ . Le tableau 6 donne les paramètres du comportement unifié par mécanisme de fluage présumé.

Plusieurs mécanismes de fluage peuvent expliquer les cartographies. Dans le domaine  $\alpha$ , pour des contraintes en dessous de 26MPa (frontière pouvant être discutée), le mécanisme prédominant est le fluage diffusion ( $n$  proche de l'unité). Au dessus de 26MPa, le mécanisme prédominant est le fluage dislocation ( $n = [4-5]$ ). Ces résultats sont cohérents avec la littérature [198, 276]. Au dessus de 810°C, l'énergie d'activation  $Q$  est fortement impactée par le changement de phase. Un fluage diffusion semble prédominant au dessous de 15MPa ( $n$  proche de 1) alors que des valeurs de  $n$  proches de 3.5 sont constatées au dessus de 15MPa. Ces valeurs pourraient résulter d'un mécanisme de glissement aux joints de grains favorisé par la germination d'un film de phase  $\beta$  aux joints de grains en début de transformation allotropique  $\alpha \rightarrow \beta$  induisant une superplasticité [158, 227]. Aucun essai n'a été réalisé en phase  $\beta$ , les résultats d'une simple loi des mélanges telle que celle décrite en équation 9 n'ont pas été investigués. Il en est de même d'une loi combinant linéairement les mécanismes de fluage diffusion ( $n = 1$ ) et dislocation ( $n = 4 - 5$ ).



$T$ [°C]	$\sigma_{vM}$ [MPa]	$n$	$Q$ [kJ.mol <sup>-1</sup> ]	$\ln(A)$ [MPa <sup>-n</sup> .s <sup>-1</sup> ]
748-798	12-26	1.66	150	2.46
748-798	26-38	4.95	163	-6.95
780-809	30-47	3.92	293	12.2

TABLE 6 – Jeux de paramètres de la loi de Norton unifiée identifiée par mécanismes présumés de fluage.

### 3.2.2 Ballonnement des gaines en Zircaloy-4 détendu pré-oxydées en atmosphère oxydante

Ces travaux ont pour but d'étudier l'influence d'une pré-oxydation des gaines de Zircaloy-4 sur la phase de ballonnement d'un APRP. Il s'agit aussi d'étudier l'influence d'un environnement oxydant (80% argon + 20% O<sub>2</sub>) lors de cette même phase.

#### Observations expérimentales :

Les gaines de Zircaloy-4 sont pré-oxydées sous air à 470°C, température permettant de limiter la formation de nitrures tout en accélérant la corrosion par rapport aux conditions de fonctionnement normal d'un REP [105]. Le protocole expérimental permet d'obtenir une couche interne de zircone ZrO<sub>2</sub> de 10µm et une couche externe allant de 10 à 60µm cohérente avec les épaisseurs de zircone observées sur des gaines ayant séjourné en REP. L'épaisseur des couches d'oxydes est mesurée avec une incertitude d'1µm par métallographie optique et/ou à l'aide d'un permascopie. La teneur en Hydrogène est mesurée sur des tronçons de 2mm à l'aide d'un analyseur de gaz LECO. Elle vaut environ 100ppm après oxydation basse température.

Les éprouvettes sont ensuite testées suivant le protocole expérimental défini en section 2.1 et sur la figure 6b : Chauffage à 3°C.s<sup>-1</sup> puis fluage isotherme sous pression interne en supprimant les effets de fond ( $p_{int} = [20 - 50]$  bar) à la température d'intérêt T=800°C. Certains essais sont réalisés en atmosphère inerte (argon), d'autres en atmosphère oxydante (80% argon+20% O<sub>2</sub>).

La déformation  $\epsilon$ , utilisée dans les graphiques suivants, est la déformation conventionnelle macroscopique circonférentielle mesurée au centre de l'éprouvette sur une longueur utile d'environ 1/3 de la circonférence de l'éprouvette. La température est moyennée sur la même ligne. Les vitesses de déformation sont normalisées par les vitesses de déformation d'une gaine vierge subissant les sollicitations thermo-mécaniques mesurées pendant l'essai en atmosphère inerte. Celles-ci sont calculées via les paramètres de la loi de Norton identifiée précédemment (tableau 6). Notons que l'incertitude sur les vitesses de déformation d'une gaine vierge induite par l'incertitude thermique de 7°C est de l'ordre de 25% ce qui est loin d'être négligeable par rapport aux résultats présentés ci-après.

N.B. :

- $POXe_{ZrO_2,BT,int}/e_{ZrO_2,BT,ext} - \#^*$  désigne le numéro de l'éprouvette # ayant été pré-oxydée à basse température avec une épaisseur interne  $e_{ZrO_2,BT,int}$  et une épaisseur externe  $e_{ZrO_2,BT,ext}$  en µm. \* symbolise le fait que l'essai de ballonnement a été réalisé jusqu'à rupture. Les éprouvettes vierges non pré-oxydées sont désignées V-#\*.
- $ZrO_{2,HT}$  correspond à de la zircone formée à haute température pendant l'essai de ballon-

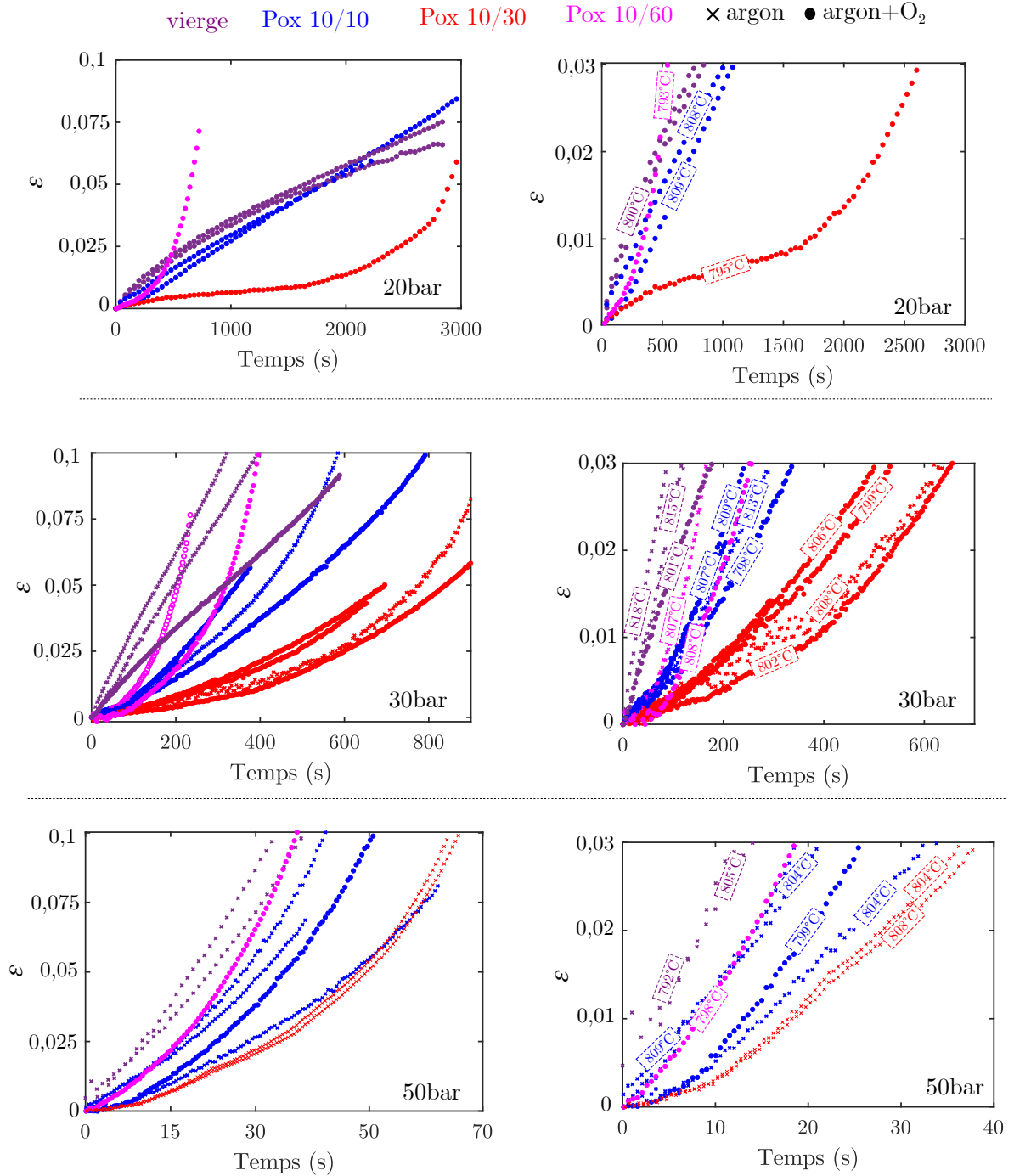


FIGURE 16 – Evolution de la déformation circonférentielle macroscopique en fonction du temps. Mise en évidence de l’influence du niveau de pression interne appliquée, de l’épaisseur du pré-oxyde en environnement inerte (argon) ou oxydant (80% argon / 20% dioxygène) [253].

nement en atmosphère oxydante.

- $\alpha(O)$  est une couche de Zy-4 en phase  $\alpha$  enrichie en oxygène. Elle est formée à haute température pendant l'essai de ballonnement par diffusion que ce soit en atmosphère inerte ou oxydante.
  - $\epsilon$  est la déformation conventionnelle macroscopique circonférentielle mesurée au centre de l'éprouvette sur une longueur utile d'environ  $1/3$  de la circonférence de l'éprouvette.
- 

La réponse globale au ballonnement est reportée sur la figure 16. Les couleurs correspondent à l'état initial de la gaine (vierge, POX10/10, POX10/30, POX10/60), les symboles correspondent à l'environnement des essais (argon, argon+O<sub>2</sub>). Les courbes sont tracées par pressions internes testées (20, 30, 50bar). La réponse fortement non linéaire des gaines pré-oxydées et des gaines vierges sous environnement oxydant peut être expliquée par une analyse post-mortem sur essais interrompus.

La figure 17 répertorie les résultats d'essais interrompus à différents temps sur des gaines pré-oxydées à 10 $\mu$ m intérieur et extérieur en atmosphère oxydante (POX10/10-2, 3, 4, 5, 6). Au début de l'essai, la vitesse de déformation est 60 à 80% plus faible qu'une gaine vierge soumise à la même sollicitation en atmosphère inerte. La vitesse de déformation diminue jusqu'à un certain seuil en déformation qui correspond à l'amorçage d'un réseau de fissures axiales dans le pré-oxyde. Lors de cette première phase, la Zircone formée à basse température joue un rôle de renfort étant beaucoup moins sensible au fluage que le Zy-4 vierge. Au moment de l'amorçage du réseau de fissures, la vitesse de déformation augmente brutalement jusqu'à environ 50% de la vitesse de déformation normalisée. La dernière phase de l'essai conduit à une augmentation de la vitesse de déformation plus modérée au cours du temps pour éventuellement réaccélérer juste avant rupture de l'éprouvette. Cette réponse correspond à une densification du réseau de fissures axiales accompagnée d'une localisation des déformations en pointe de fissure traduite par une augmentation de l'ouverture des lèvres des fissures (figure 17b).

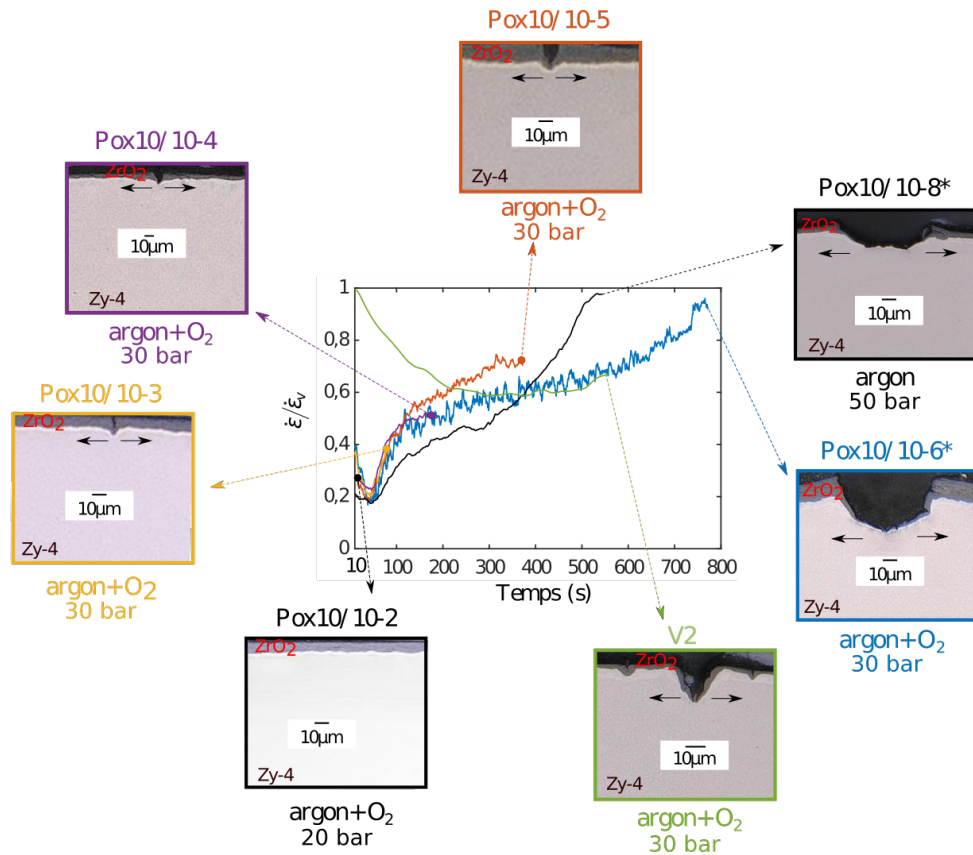
On observe deux types de mécanismes de perte d'intégrité de la gaine dépendant du niveau de pression appliquée et de l'environnement :

- propagation des fissures en forme de V correspondant à une rupture fragile d'une couche de zircone et d'une zone enrichie en oxygène  $\alpha(O)$  qui se reforment continuellement par oxydation haute température et diffusion de l'oxygène dans le métal de base en pointe de fissure,
- ouverture en U des fissures de la zircone formée à basse température correspondant à une rupture par épuisement de ductilité en localisant les déformations au niveau du métal mis à nu.

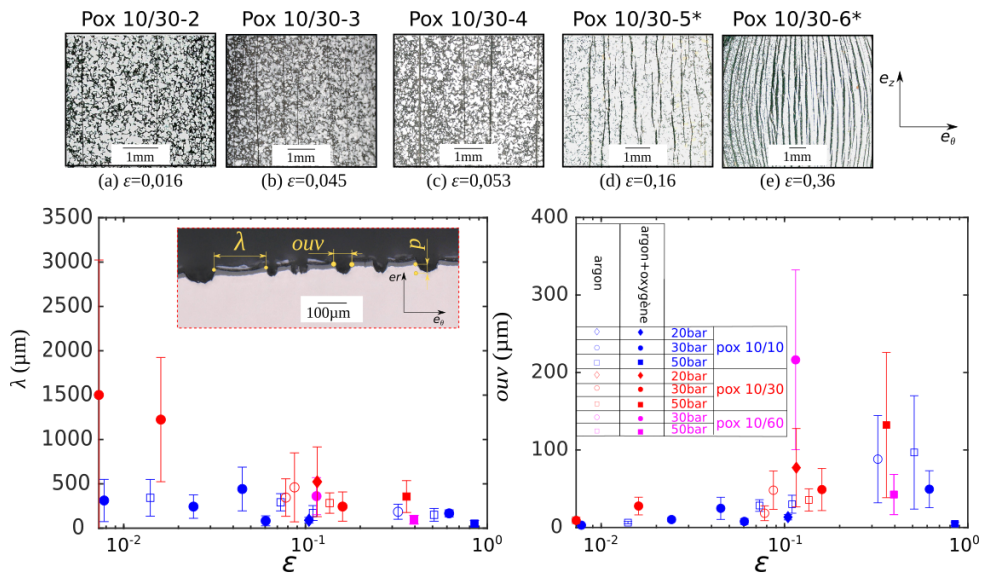
Le premier mécanisme est observé en environnement oxydant lorsque la cinétique de fluage est du même ordre de grandeur que la cinétique d'oxydation. Il est donc observable à 20bar et complètement inhibé à 50bar (figure 18).

L'effet de l'environnement oxydant sur la cinétique de fluage à l'échelle de la gaine est assez peu marqué sur les POX même s'il modifie les mécanismes de propagation de fissures locaux. Par contre, sur matériau vierge, les cinétiques de fluage sont ralenties par rapport au cas inerte car la surface de l'éprouvette n'est pas passivée au début de l'essai (essai V2 de la figure 17a).

Le comportement au ballonnement que ce soit en termes de vitesse de fluage initiale (figure 19a) ou en terme de temps à rupture (figure 16) résulte de deux mécanismes antagonistes : L'augmentation de l'effet renfort avec l'épaisseur de zircone et la dégradation de l'effet renfort



(a) Essais interrompus, mise en évidence du rôle de la couche de pré-oxyde et de l'environnement oxydant sur les mécanismes de perte d'intégrité de la gaine.



(b) Densification du nombre de fissures axiales avec la déformation puis saturation. Localisation des déformations dans le métal à nu.

FIGURE 17 – Mise en évidence des mécanismes de perte d'intégrité de la gaine [253].

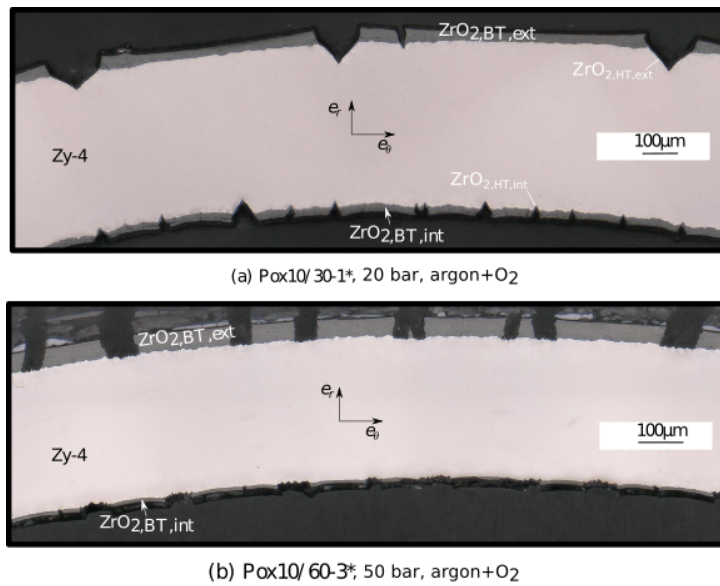


FIGURE 18 – Compétition cinétique de fluage / cinétique d’oxydation : (a) Fissures en V à 20bar, oxydation à haute température en pointe de fissure induisant une rupture fragile. (b) Fissures en U à 50bar, absence d’oxydation à haute température induisant une rupture par perte de ductilité par localisation des déformations dans les zones à nues [253].

de cette même zircone liée à son état d’endommagement initial d’autant plus marqué que l’épaisseur de zircone augmente.

La figure 19b montre des métallographies de la couche externe de zircone formée à basse température pour trois épaisseurs différentes. Toutes montrent l’existence de fissures circumférentielles. Pour les épaisseurs de 30µm quelques fissures radiales sont observables. Elles n’atteignent pas l’interface ZrO<sub>2</sub>/Zy-4. Cependant, elles sont orthogonales aux contraintes principales exercées lors du ballonnement et donc susceptibles de se propager. A 60µm les fissures radiales s’accompagnent d’une densité élevée de fissures circumférentielles au voisinage de l’interface ZrO<sub>2</sub>/Zy-4 qui tendent à délaminer la couche de zircone.

Ces mécanismes d’endommagement permettent de relaxer les contraintes formées par le processus d’oxydation à basse température [244]. Ces contraintes sont liées à de multiples mécanismes dont les principaux sont la croissance colonnaire de la zircone [90] (incompatibilité des volumes molaires ZrO<sub>2</sub>/Zy-4), l’incompatibilité du réseau cristallin Zy-4 et ZrO<sub>2</sub> [149] et la forme ondulée du front d’oxydation qui induit des contraintes bi-axiales alternées entre traction et compression [258].

Ces résultats sont cohérents avec ceux de la littérature utilisant le même protocole de corrosion basse température [105, 137]. Cependant, il est important de préciser qu’en réacteur ces fissures radiales apparaissent à partir d’épaisseurs de couche d’oxyde bien plus élevées (supérieures à 80µm à l’issue de l’examen d’un crayon soumis à 6 cycles d’irradiation en REP [98]). L’apparition précoce des fissures radiales est une conséquence des conditions de pré-oxydation (sous air à 470°C). On souligne aussi qu’en irradiation de base, la pression du circuit primaire qui est supérieure à la pression de remplissage retarde cette fissuration.

En conclusion, la couche de zircone formée à basse température joue un rôle retardateur sur le ballonnement de la gaine. Ce rôle de renfort est néanmoins fortement inhibé par l’état d’en-

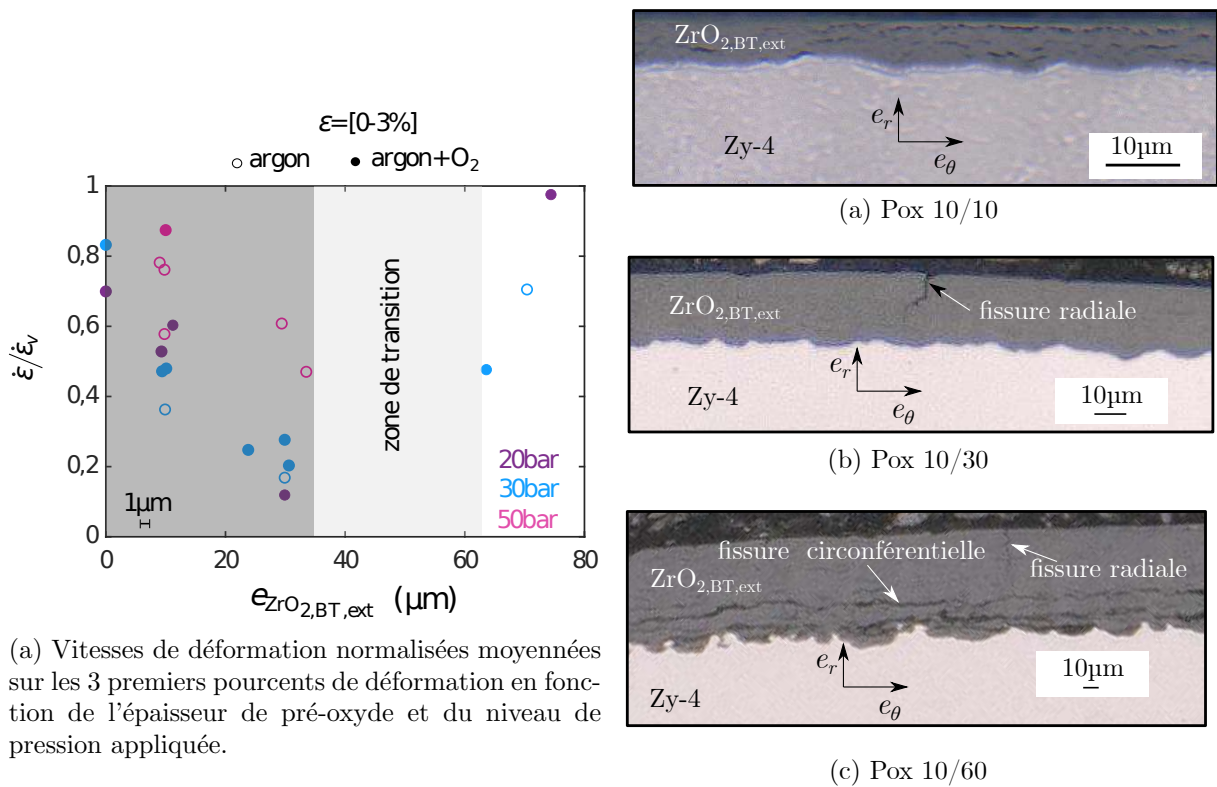


FIGURE 19 – Influence de l'endommagement du pré-oxyde après oxydation en laboratoire et en cours d'essais sur le ballonnement de la gaine [253].

dommagement initial de la zircone qui dépend de ses conditions d'oxydation basse température et de son épaisseur. Passé un certain seuil d'endommagement initial, le ballonnement de la gaine peut même être plus rapide que sur gaine vierge, qui, alors, ne peut plus servir de cas conservatif dans les approches de sûreté.

### Proposition d'une plateforme numérique permettant de simuler le ballonnement des gaines pré-oxydées en environnement oxydant :

Dans l'objectif de simuler le ballonnement des gaines pré-oxydées en atmosphère oxydante ainsi que leur perte d'intégrité, nous avons proposé une modélisation des essais dans un formalisme éléments finis implémenté dans le code de calcul Abaqus [234, 236]. Les principaux choix de modélisation sont listés ci-dessous :

- Modélisation 2D dans le plan  $(\vec{e}_r, \vec{e}_\theta)$  sous hypothèse de déformation plane.
- Modélisation à l'échelle mésoscopique. Les couches de zircone et le Zircaloy-4 sont modélisées comme des milieux continus.
- Les physiques (fluage, oxydation, diffusion de O, fissuration) et les couplages pris en compte sont détaillés dans la figure 20a.
- Les singularités (oxydation, fissuration) sont régularisées par des approches champ de phase (voir figure 20b).

— Hypothèse de petites perturbations.

Diffusion et oxydation : L'oxydation est modélisée en utilisant une méthode de champ de phase. Le front d'oxydation est représenté de manière diffuse comme illustré en figure 20b. Une variable d'ordre  $\phi$  continue est introduite dans le modèle pour représenter le Zircaloy-4 ( $\phi = 0$ ) et la zircone ( $\phi = 1$ ). Une longueur caractéristique  $\delta$  définit l'épaisseur du front d'oxydation ( $0 < \phi < 1$ ). La formulation des problèmes de diffusion et d'oxydation s'appuie sur les récents développements de la méthode champ de phase appliquée aux évolutions morphologiques, notamment son extension aux couplages multi-physiques, permettant de tenir compte de l'aspect mécanique dans les problèmes de changement de phase [70, 129, 199]. La méthode consiste à minimiser la fonctionnelle de l'énergie libre par rapport à la concentration d'oxygène  $c$  et au paramètre d'ordre  $\phi$  afin de dériver les lois d'évolution de chacun des paramètres. La densité d'énergie libre de Helmholtz  $\psi$  est définie par :

$$\psi(\nabla \mathbf{u}, c, \phi, d) = \psi^{el}(\nabla \mathbf{u}, \phi, d) + \psi^{ch}(c, \phi) + \psi^{interface}(\phi, \nabla \phi), \quad (12)$$

où  $\mathbf{u}$  est le déplacement du point matériel considéré,  $d$  son endommagement.  $\psi^{el}$  correspond à la densité d'énergie élastique stockée,  $\psi^{ch}$  à la densité d'énergie chimique et  $\psi^{interface}$  à une densité d'énergie d'interface.

La densité d'énergie libre chimique équivalente  $\psi^{ch}$  est obtenue par une loi de mélange sur les densités d'énergie libre chimique homogènes des deux phases  $\psi_i^{ch}$  [206],  $\psi_i^{ch}$  étant choisi parabolique [142] :

$$\psi^{ch}(c, \phi) = h(\phi) \psi_{ZrO_2}^{ch}(c) + \bar{h}(\phi) \psi_{Zy-4}^{ch}(c), \quad (13a)$$

$$h(\phi) = \phi^2 (3 - 2\phi), \quad (13b)$$

$$\bar{h}(\phi) = 1 - h(\phi), \quad (13c)$$

$$\psi_i^{ch}(c) = \frac{1}{2} k_i (c - c_i)^2. \quad (13d)$$

La densité d'énergie d'interface  $\psi^{interface}$  est donnée par [206] :

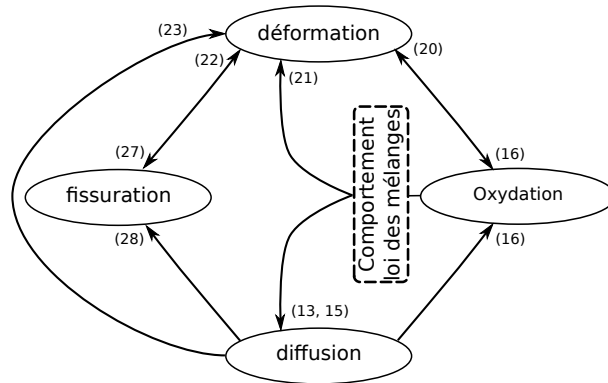
$$\begin{aligned} \psi^{interface}(\phi, \nabla \phi) &= W g_{ch}(\phi) + \frac{\alpha}{2} \nabla \phi \cdot \nabla \phi, \\ g_{ch}(\phi) &= \phi^2 (1 - \phi)^2, \end{aligned} \quad (14)$$

où  $W$  est la hauteur de la barrière d'énergie de l'interface,  $\alpha$  le coefficient du terme en gradient de l'énergie d'interface et  $g_{ch}(\phi)$  le potentiel double puits [268].

L'équation de Cahn-Hilliard qui décrit le problème de diffusion s'écrit :

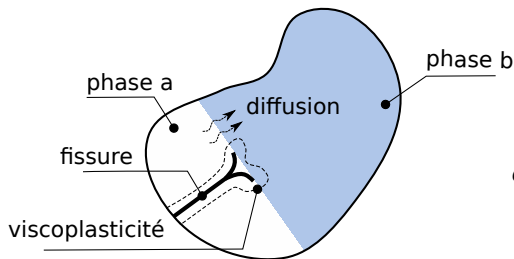
$$\begin{aligned} \frac{\partial c(\mathbf{x}, c)}{\partial t} &= \nabla \cdot \left( -L(\phi) \nabla \left( \frac{\partial \psi}{\partial c} \right) \right) && \text{dans } \Omega, \\ L(\phi) &= h(\phi) \frac{D_{ZrO_2}}{k_{ZrO_2}} + \bar{h}(\phi) \frac{D_{Zy-4}}{k_{Zy-4}}, && \\ c &= c_{imp} && \text{sur } \partial\Omega, \end{aligned} \quad (15)$$

où  $L(\phi)$  est le coefficient de diffusion homogénéisé (coefficient d'Onsager) [199],  $D_i$  le coefficient de diffusion de chaque phase,  $c_{imp}$  la concentration en oxygène imposée sur les bords  $\partial\Omega$  du volume isolé  $\Omega$

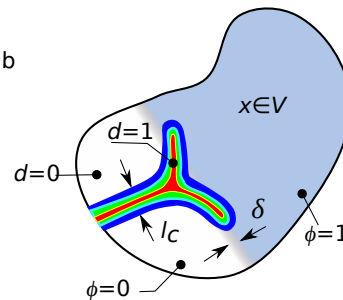


(a) Physiques et couplages pris en compte dans le modèle. Les (i) font référence aux équations dans le texte.

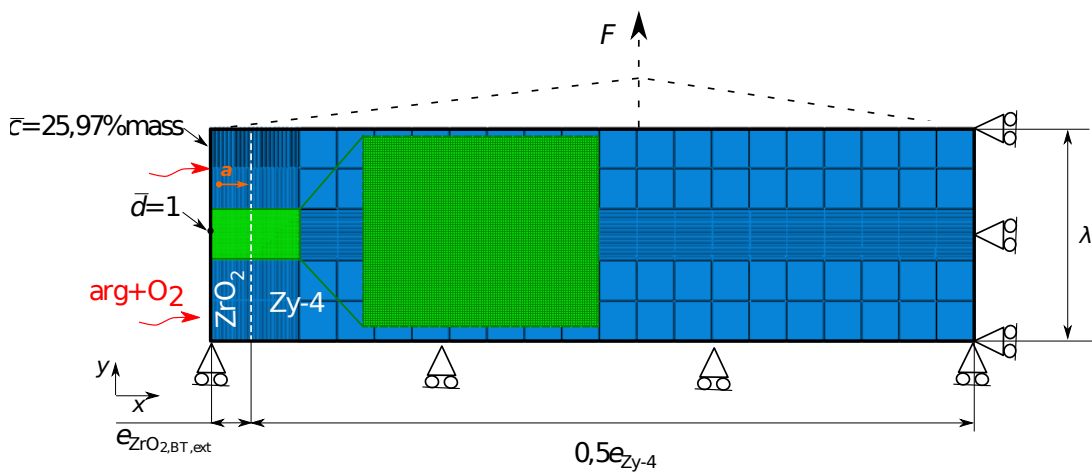
(i) fissure nette et interface franche



(ii) fissure et interface diffuse



(b) Régularisation des singularités mobiles (fissuration, oxydation) par des approches champ de phase, les fronts sont diffus représentés par une variable d'endommagement  $d$  évoluant de façon continue sur une longueur  $l_c$  pour la fissuration, et par une variable d'ordre  $\phi$  évoluant de façon continue sur une longueur  $\delta$  pour l'oxydation. Représentation du problème avec singularités (a) non régularisées, (b) régularisées.



(c) Modélisation éléments finis des essais sur POX10/10 sous atmosphère oxydante.

FIGURE 20 – Synthèse du modèle éléments finis des essais de ballonnement des gaines pré-oxydées en atmosphère oxydante [253].



L'équation d'Allen-Cahn qui régit le problème d'oxydation s'écrit :

$$\frac{\partial \phi(\mathbf{x}, t)}{\partial t} = M \frac{\partial \psi}{\partial \phi} - \nabla \cdot \left( \frac{\partial \psi}{\partial \nabla \phi} \right) \quad \text{dans } \Omega, \quad (16)$$

$M$  est la mobilité de l'interface.

Si la densité d'énergie élastique intervient dans la formulation proposée, ni le rôle facilitateur des dislocations sur la diffusion de l'oxygène dans le métal ni l'influence de l'endommagement de la couche de zirconium sur la diffusion de l'oxygène dans l'oxyde sont intégrés dans la formulation.

Dans la suite on préférera renseigner les valeurs de l'énergie d'interface  $\omega$  et l'épaisseur de l'interface  $\delta$  [199, 268] qui se déduisent des paramètres précédents par les équations :

$$\omega = \frac{\sqrt{\alpha W}}{3\sqrt{2}}, \quad (17)$$

et

$$\delta = \ln \left( \frac{1 - \kappa}{\kappa} \right) \sqrt{\frac{2\alpha}{W}}, \quad (18)$$

en choisissant le paramètre  $\kappa$  de façon arbitraire  $\kappa = 0.05$ .

Déformation - Contraintes : La formulation forte du problème de mécanique s'écrit de manière conventionnelle en quasi statique :

$$\nabla \cdot \boldsymbol{\sigma} + \mathbf{f}_v = \mathbf{0} \quad \text{dans } \Omega, \quad (19a)$$

$$\boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n} = \mathbf{f}_s \quad \text{sur } \partial\Omega_t, \quad (19b)$$

$$\mathbf{u} = \mathbf{u}_{imp} \quad \text{sur } \partial\Omega_u, \quad (19c)$$

$\boldsymbol{\sigma}$  étant le tenseur de contrainte dual énergétique du tenseur de déformation  $\boldsymbol{\epsilon}$  formulé en hypothèse de petites perturbations,  $\mathbf{f}_v$  les forces de volume s'appliquant sur le solide isolé  $\Omega$ ,  $\mathbf{f}_s$  les efforts surfaciques s'appliquant sur la surface  $\partial\Omega_t$  de normale  $\mathbf{n}$ , et  $\mathbf{u}_{imp}$  les déplacements imposés sur la surface  $\partial\Omega_u$ .

La déformation totale  $\boldsymbol{\epsilon}$  est la somme de trois contributions :

$$\boldsymbol{\epsilon} = \boldsymbol{\epsilon}^{el} + \boldsymbol{\epsilon}^{vp} + \boldsymbol{\epsilon}^*, \quad (20)$$

$\boldsymbol{\epsilon}^{el}$  étant la déformation élastique,  $\boldsymbol{\epsilon}^{vp}$  la déformation viscoplastique et  $\boldsymbol{\epsilon}^*$  la déformation de croissance induite par l'oxydation qui dans le cas de la zirconium comporte une forte anisotropie associée à la croissance colonnaire de la zirconium [258].

Une loi de mélange de Khachaturyan est utilisée pour modéliser le comportement effectif de l'interface [330]. La déformation totale est supposée être identique dans les deux phases coexistantes. La loi suppose que la phase qui se forme hérite de la déformation viscoplastique de la phase mère. La loi de mélange s'applique au tenseur de déformation viscoplastique, au tenseur

de déformation de croissance et aux paramètres de Lamé  $(\lambda, \nu)$  :

$$\boldsymbol{\epsilon} = \boldsymbol{\epsilon}_{Zy-4} = \boldsymbol{\epsilon}_{ZrO_2}, \quad (21a)$$

$$\boldsymbol{\epsilon}^{vp}(\phi) = h(\phi) \boldsymbol{\epsilon}_{ZrO_2}^{vp} + \bar{h}(\phi) \boldsymbol{\epsilon}_{Zy_4}^{vp}, \quad (21b)$$

$$\boldsymbol{\epsilon}^*(\phi) = h(\phi) \boldsymbol{\epsilon}_{ZrO_2}^* + \bar{h}(\phi) \boldsymbol{\epsilon}_{Zy_4}^*, \quad (21c)$$

$$\lambda(\phi) = h(\phi) \lambda_{ZrO_2} + \bar{h}(\phi) \lambda_{Zy_4}, \quad (21d)$$

$$\mu(\phi) = h(\phi) \mu_{ZrO_2} + \bar{h}(\phi) \mu_{Zy_4}. \quad (21e)$$

Le comportement élastique de chacune des phases suit une loi de Hooke dont seule la rigidité en traction est dégradée par l'endommagement  $d$  [236] :

$$\psi^{el}(\boldsymbol{\epsilon}^{el}, \phi, d) = \mu(\phi) \sum_{i=1}^3 \left[ \langle \epsilon_i^{el} \rangle_-^2 + g(d) \langle \epsilon_i^{el} \rangle_+^2 \right] + \frac{\lambda(\phi)}{2} \left[ \langle tr(\boldsymbol{\epsilon}^{el}) \rangle_-^2 + g(d) \langle tr(\boldsymbol{\epsilon}^{el}) \rangle_+^2 \right], \quad (22a)$$

$$= g(d) \psi_0^+ + \psi_0^-, \quad (22b)$$

$$g(d) = (1-d)^2 + p, \quad (22c)$$

$$\boldsymbol{\sigma} = \frac{\partial \psi^{el}}{\partial \boldsymbol{\epsilon}^{el}}, \quad (22d)$$

où  $p$  est un petit nombre assurant la stabilité numérique.

Le fluage du Zy-4 est représenté par une loi de Norton intégrant une dépendance à la concentration en oxygène [119] :

$$\dot{\epsilon}_{eq} = A \sigma_{eq}^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \exp(-\beta(c - c_{Zy-4})), \quad (23)$$

$\dot{\epsilon}_{eq}$  et  $\sigma_{eq}$  étant respectivement la vitesse de déformation et la contrainte équivalente au sens de Von Mises.

Fissuration : Le problème de fissuration est formulé à l'aide d'un modèle de champ de phase qui représente le front de fissure de façon diffuse comme illustré en figure 20b. Une variable d'endommagement  $d$  continue est introduite dans le modèle pour représenter la fissure ( $d = 1$ ) et le matériau non endommagé ( $d = 0$ ). Une longueur caractéristique  $l_c$  décrit une zone endommagée ( $1 < d < 0$ ) autour des lèvres de la fissure. L'amorçage et la propagation de fissure sont basées sur la théorie de Griffith qui introduit une énergie surfacique  $g_c$  dissipée pour faire avancer la fissure d'une unité de surface. L'idée du modèle de champ de phase appliquée à la fissuration est d'approximer l'énergie dissipée  $\Omega^d$  lors de la fissuration par une vision volumique beaucoup plus simple à implémenter dans les codes de calcul éléments finis [101] :

$$\Omega^d = \int_{\Gamma} g_c d\Gamma \approx \int_{\Omega} g_c \gamma(d, \nabla d) d\Omega, \quad (24)$$

$$\gamma(d, \nabla d) = \frac{1}{2l_c} d^2 + \frac{l_c}{2} |\nabla d|^2, \quad (25)$$

où  $\Gamma$  est la surface fissurée,  $\gamma$  est la densité d'énergie dissipée par la fissure.

Afin de prendre en compte l'anisotropie induite par la croissance colonnaire de l'oxyde, une méthode simplifiée consiste à introduire une direction préférentielle de propagation de fissure  $\mathbf{a}$  dans l'expression de la densité d'énergie dissipée par la fissure  $\gamma$  [302] :

$$\gamma(d, \nabla d) = \frac{1}{2l_c} d^2 + \frac{l_c}{2} \nabla d \cdot (\mathbf{I} + \alpha_0 \mathbf{M}) \cdot \nabla d, \quad (26a)$$

$$\mathbf{M} = \mathbf{a} \otimes \mathbf{a}. \quad (26b)$$

La formulation forte du problème de fissuration s'écrit :

$$\gamma \frac{g_c}{l_c} (d - l_c^2 \Delta d) = 2(1 - d) \mathcal{H} \quad \text{dans } \Omega, \quad (27a)$$

$$\nabla d \cdot \mathbf{n} = \mathbf{0} \quad \text{sur } \Gamma. \quad (27b)$$

L'évolution de l'endommagement  $d$  est ainsi pilotée par la variable d'histoire  $\mathcal{H}$  qui décrit l'écart maximal entre la partie positive de l'énergie élastique stockée  $\psi_0^+$  et un seuil critique d'endommagement  $\psi_c$  [235, 236]. Cette formulation permet de respecter la condition d'irréversibilité de l'endommagement  $d$ .

Pour prendre en compte l'effet fragilisant de la concentration en oxygène, le paramètre  $g_c$  suit la loi phénoménologique suivante :

$$g_c = g_{cZrO_2} + (g_{cZy-4} - g_{cZrO_2}) \exp(-qc), \quad (28)$$

la loi est calibrée de telle façon à inhiber la fissuration dans le métal et à ajuster la transition ductile fragile à une concentration  $c$  de 2% en masse.

La figure 20c décrit le modèle éléments finis simplifié des essais sur gaines POX10/10 en atmosphère oxydante. Une portion de gaine de largeur  $\lambda$  est maillée dans le plan  $(\vec{e}_r, \vec{e}_\theta)$ . Le rayon de courbure de la gaine est négligé. La largeur  $\lambda$  correspond à la distance moyenne entre deux fissures axiales de la zircone mesurée expérimentalement et illustrée en figure 17b. Seule la moitié de l'épaisseur de la gaine est maillée. La zone pré-oxydée est définie en imposant la distribution spatiale initiale du paramètre d'ordre  $\phi$ . Un endommagement local  $d = 1$  est imposé sur l'élément extérieur central de la couche de zircone pour forcer l'amorçage de la fissuration. Un chargement en effort circonférentiel  $F$  est imposé sur la surface latérale contrainte cinématiquement à rester plane et orthogonale à la direction de l'effort pour respecter les conditions de périodicité. L'effort  $F$  est calculé de la manière suivante :

$$F = \frac{pR_i L_u}{2}, \quad (29)$$

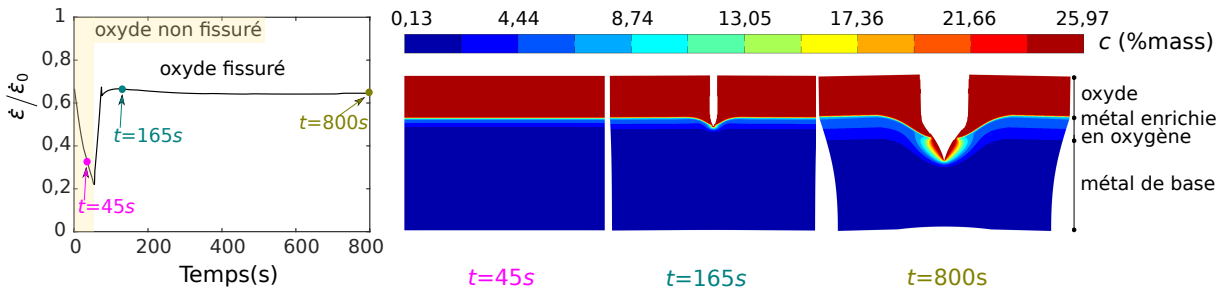
avec  $p$  la pression interne à la gaine,  $R_i$  le rayon interne initial de la gaine,  $L_u$  la longueur utile de la gaine (58mm).

Une concentration d'oxygène stoechiométrique  $c_{imp}$  est imposée en surface de la zircone pour représenter l'apport d'oxygène par l'environnement oxydant. Le tableau 7 définit les valeurs des paramètres utilisés en figure 21.

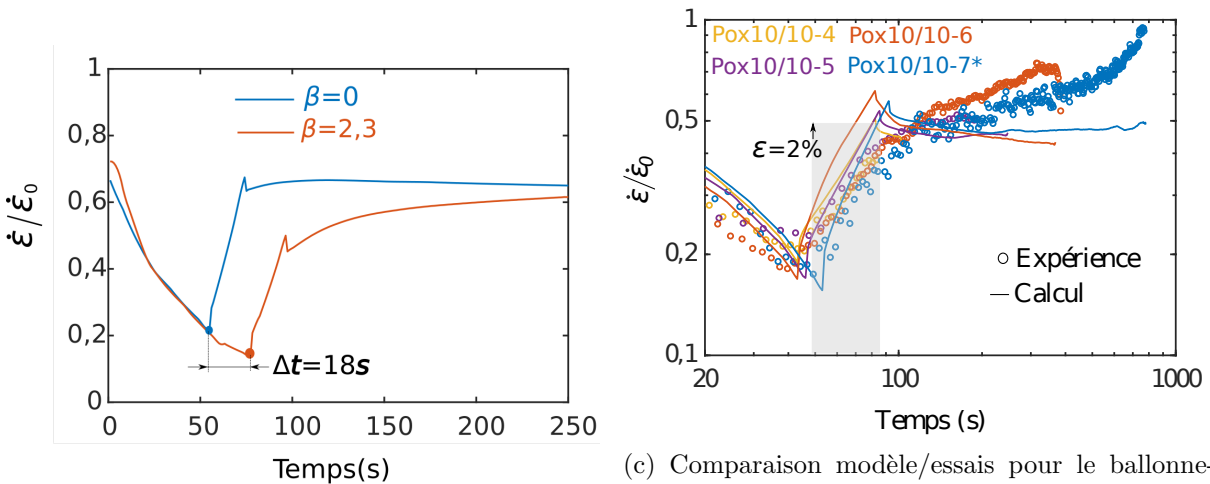
La figure 21 montre quelques résultats obtenus avec le modèle décrit précédemment. La vitesse de déformation circonférentielle  $\dot{\epsilon}$  est calculée à l'échelle du tronçon en normalisant la vitesse de déplacement  $\dot{u}_y$  de la surface soumise à l'effort  $F$  par la largeur du tronçon  $\lambda$ . Cette

Paramètres	fig. 21a	fig. 21b	fig. 21c
<b>Géométrie</b>			
$\lambda$ [mm]	0.3		mesuré
$(e_{Zy-4}, e_{ZrO_2})$ [mm]	(0.58, 0.01)		mesurées
<b>Chargement</b>			
$F$ [N]	constant		mesurée $p_{consigne} = 30bar$
$T$ [°C]	isotherme		mesurée $T_{consigne} = 800°C$
$c_{imp}$ [%mass]	$c_{ZrO_2}$		
<b>Élasticité</b>			
$E_{Zy-4}$ [MPa]	53.E3		116.E3 – 59T [167]
$E_{ZrO_2}$ [MPa]	180.E3		203.46E3 – 18.85T – 10.1exp( $\frac{480}{T}$ ) [212]
$\nu_{Zy-4}$	0.35 [212]		
$\nu_{ZrO_2}$	0.3 [212]		
<b>Fluage uniquement dans le Zy – 4</b>			
$(\ln(A), n, Q)$	si $\sigma_{eq} < 26MPa$ (–14.35, 1.66, 0)		si $\sigma_{eq} < 15MPa$ (2.46, 1.66, 150E3)
$(\ln(A), n, Q)$	si $\sigma_{eq} \geq 26MPa$ (–20.64, 3.92, 0)		si $\sigma_{eq} \geq 15MPa$ (12.2, 3.92, 293E3) cf tableau 6
$\beta$	0 [119]	0, 2.3 [119]	0
<b>Fissuration uniquement dans la ZrO<sub>2</sub></b>			
$(g_{cZy-4}, g_{cZrO_2}, q)$ [N.mm <sup>-1</sup> ]	(500, 1, 3)		(500, <b>1.3</b> , 3)
$l_c$ [µm]	1		
$\alpha_0$	100		
<b>Chimie</b>			
$c_{Zy-4}$ [%mass]	7		
$c_{ZrO_2}$ [%mass]	25.97		
$D_{Zy-4}$ [cm <sup>2</sup> .s <sup>-1</sup> ]	1.19E – 10		16.5exp( $\frac{-54700}{RT}$ ) [274]
$D_{ZrO_2}$ [cm <sup>2</sup> .s <sup>-1</sup> ]	1.92E9		1.05E – 3exp( $\frac{-29300}{RT}$ ) [132]
$D_{ZrO_2,cracked}$	$D_{ZrO_2} \times 1.E3$		
$(k_{Zy-4}, k_{ZrO_2})$ [J.mm <sup>-2</sup> ]	(1, 1)		
$\delta$ [µm]	1		
$\omega$ [J.mm <sup>2</sup> ]	0.1		
$M$ [mm <sup>3</sup> .J <sup>-1</sup> .s <sup>-1</sup> ]	1.E6		
$\epsilon^*$	non prise en compte		

TABLE 7 – Paramètres utilisés en figure 21, les paramètres gris clair ont une sensibilité très faible sur les résultats, le paramètre en gras ( $g_{cZrO_2}$ ) est le seul paramètre recalé par rapport aux essais.



(a) Mise en évidence du mécanisme de rupture fragile par oxydation en pointe de fissure. Les figures montrant la distribution spatiale d'Oxygène sont issues d'un zoom autour de la pointe de fissure.



(b) Mise en évidence du rôle renfort de la couche  $\alpha$  (O).

(c) Comparaison modèle/essais pour le ballonnement des gaines POX10/10 en terme de vitesse de déformation normalisée. Seul le paramètre  $g_c$  a été identifié, les autres paramètres proviennent de la littérature.

FIGURE 21 – Synthèse des résultats du modèle de ballonnement des gaines POX en environnement oxydant [253] avec les paramètres définis en tableau 7.

vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$  est comparée à la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}_0$  qui aurait été obtenue sur gaine vierge en atmosphère inerte. Il a été vérifié au préalable que les hypothèses fortes de déformation plane et de non prise en compte de la courbure du tronçon de gaine avait un impact faible sur ce rapport  $\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0$  ce qui permet une comparaison quantitative aux résultats d'essais.

La figure 21a illustre la capacité du modèle à reproduire phénoménologiquement le mécanisme de ruine observé lors des essais à basse contrainte. La fissure propage sous l'effet fragilisant de l'oxydation sous contrainte en pointe de fissure (fissure en V, figure 18a). Initialement la couche de zircone formée à basse température joue le rôle de renfort avec une diminution du rapport  $\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0$ . Dans le même temps l'oxygène contenu dans la couche de pré-oxyde diffuse dans le métal ce qui génère une couche de métal enrichie en oxygène. Au bout d'un certain temps, la redistribution des contraintes lors du fluage du matériau multicouche entraîne la fissuration du pré-oxyde. La fissure débouche sur le métal qui se retrouve à nu et n'est plus protégé de l'environnement. L'oxyde se reforme en pointe de fissure ce qui a un effet fragilisant. La cinétique de propagation de fissure est alors contrôlée par la cinétique de prise d'oxygène en pointe de fissure. D'un point de vue macroscopique le rapport  $\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0$  reste constant.

La figure 21b illustre l'influence de la couche d' $\alpha$  (O) sur les vitesses de ballonnement de la gaine. Par rapport au cas précédent, une dépendance du fluage à la concentration en oxygène du métal est incorporé dans le modèle via le coefficient  $\beta$  (eq. 23) [119]. La couche enrichie en oxygène apporte un léger effet renfort se traduisant par un retard à la fissuration et un retard à la saturation de la vitesse de fluage après fissuration du pré-oxyde.

La figure 21c est une comparaison des résultats numériques et expérimentaux des essais sur POX10/10 en environnement oxydant. Pour ces calculs, les paramètres géométriques et les paramètres de chargement sont ceux mesurés expérimentalement. Les paramètres matériau sont issus de la littérature. Seule l'énergie de surface  $g_c$  a été recalée. La comparaison aux essais est satisfaisante jusqu'à environ 2% de déformation. En effet la valeur initiale du rapport  $\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0$  est dans le bon ordre de grandeur, la diminution de ce rapport est aussi bien captée ainsi que l'instant de fissuration du pré-oxyde (dépendant au premier ordre de la valeur de  $g_c$  recalée). Par contre au delà de 2% de déformation, le modèle n'arrive pas à capter l'augmentation du rapport  $\dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0$ . Au premier ordre, c'est l'hypothèse des petites perturbations qui est mise à défaut. Pour de plus grandes déformations, l'hypothèse de déformation plane ne permet pas de reproduire le changement de taux de biaxialité causé par le ballonnement de la gaine. Il en est de même sur les essais à plus haute contrainte induisant des fissures en U et une ruine par épuisement de ductilité du métal (figure 18b).

### 3.2.3 Synthèse et perspectives sur le comportement des gaines sous sollicitations simulant un APRP

Les contributions sur l'étude du ballonnement des gaines en conditions thermomécaniques simulant un APRP sont multiples :

- Identification par recalage par éléments finis du comportement au fluage d'une gaine vierge entre 750 et 850°C et entre 10 et 45MPa à partir d'essais de ballonnement instrumentés en mesure de champs cinématique et thermique. L'hétérogénéité thermique à l'intérieur de la ROI permet de tester plusieurs conditions d'essais en un seul essai.
- A 800 °C, mise en évidence expérimentale de l'effet renfort du pré-oxyde tant qu'il n'a pas fissuré, de sa dépendance à son état d'endommagement initial, lui-même corrélé à l'épaisseur de la couche de zircone formée à basse température. L'effet renfort est d'autant plus faible que la contrainte appliquée augmente.

- Une fois le pré-oxyde fissuré, mise en évidence de l'influence de l'environnement oxydant et du niveau de contrainte appliqué sur les mécanismes de ruine de la gaine.
- Mise en place d'une plateforme de calcul multiphysique à l'échelle mésoscopique capable de représenter phénoménologiquement le mécanisme de fissuration fragile par oxydation sous contrainte en atmosphère oxydante. Dans ces conditions, elle permet de simuler des vitesses de ballonnement représentatives jusqu'à des niveaux de déformation macroscopique de la gaine de 2%.

Il reste néanmoins de nombreux points à améliorer pour renforcer la dimension prédictive de l'étude vis-à-vis du cas réacteur.

- Représentativité du simulateur expérimental :

La méthode de pré-oxydation utilisée a tendance à favoriser l'endommagement de la zircone. En cela, les essais sont plutôt conservatifs d'un point de vue sûreté, le rôle renfort de la zircone étant limité par son endommagement.

Le chargement thermomécanique appliqué (fluage isotherme) n'est pas représentatif du cas accidentel, il faudrait tester des transitoires thermomécaniques plus complexes (sensibilité à la vitesse de chauffage, essais en rampe, sensibilité au taux de biaxialité...). Ces paramètres peuvent entraîner des effets structuraux (endommagement anisotrope du pré-oxyde) ou matériaux (évolution métallurgique du métal) non négligeables.

Les essais ont été effectués dans un mélange d'argon et de dioxygène. Il serait intéressant de modifier le banc d'essai Ellie pour travailler en atmosphère vapeur d'eau ce qui permettrait de simuler les effets couplés de l'oxygène et de l'hydrogène sur le comportement au fluage de la gaine. D'un point de vue technologique, cela nécessite une conception robuste pour limiter la condensation de la vapeur sur les hublots afin de ne pas gêner les mesures de champs.

Si l'on souhaite étudier les phases aval à la phase de ballonnement qui intègrent la rupture de la gaine (hydruration secondaire, renoyage), le dispositif Ellie doit être modifié en profondeur car les lignes de courant induites par le chauffage par induction sont fortement perturbées par la fissuration de l'éprouvette. Le chargement thermique n'est alors plus représentatif du chargement accidentel. Il faut alors se diriger vers des chauffages par rayonnement infrarouge qui sont complexes à coupler avec des accès optiques pour la mesure de champs. Or la mesure de champs est le point fort du banc d'essai Ellie car elle permet de lever un grand nombre d'incertitudes vis-à-vis du post-traitement des essais.

- Représentativité de la plateforme numérique multiphysique :

Si le formalisme de la plateforme numérique est particulièrement adapté à la modélisation des couplages multiphysiques, de nombreuses hypothèses fortes ont été formulées dans cette première version.

L'utilisation de la mécanique des milieux continus homogénéisant le comportement de quelques grains de zircone dont la taille peut atteindre  $500nm$  est un point très sensible. Il en est de même des singularités (fissures, porosité, ondulation de l'interface oxyde/métal) ayant des dimensions caractéristiques du même ordre de grandeur que l'épaisseur d'oxyde. Des simulations à des échelles représentatives de la microstructure semblent nécessaires. Malheureusement, ces simulations sont très coûteuses ce qui est déjà un des points faibles de la modélisation mise en place.

Il a été mis en évidence la sensibilité de l'effet renfort à l'endommagement de la couche de

zirconne formée à basse température. Dans le formalisme actuel, l'énergie de surface  $g_c$  à recalculer dépend de l'endommagement initial de la zirconne et donc de son épaisseur. Il serait donc intéressant de simuler l'oxydation basse température à une échelle permettant de décrire la microstructure induite et notamment le passage d'une multi-fissuration circumférentielle à une fissuration axiale de la zirconne. L'ondulation de l'interface oxyde/métal joue un rôle primordial pour l'explication de cet endommagement. Or le modèle actuel tend à minimiser l'énergie d'interface et donc à régulariser les ondulations. Intégrer au formalisme une modélisation à l'échelle cristalline semble donc incontournable pour reproduire ces mécanismes d'endommagement.

L'hypothèse de petites perturbations est un frein important à la simulation de la perte d'intégrité de la gaine. La géométrie doit être réactualisée au cours du ballonnement de la gaine pour prendre en compte les effets structuraux (singularités mobiles).

Les physiques mises en jeu lors de l'accident sont très complexes. Certains couplages ont été pris en compte, d'autres ont été négligés en partie par ignorance. Les méthodes data-driven [124, 207, 262, 264] commencent à prendre de l'ampleur, notamment pour répondre à ces problématiques d'ignorance. Ces modélisations, bien que séduisantes, nécessitent une quantité énorme de données expérimentales, ce qui reste un frein à leur utilisation à l'échelle du laboratoire et d'autant plus dans les simulateurs plus intégraux utilisés en sûreté. Si nous arrivons à lever la problématique d'ignorance et qu'un modèle physiquement fondé est créé, le modèle pourrait être réduit par des approches de réduction de modèle a posteriori de type HOPGD [222–224]. Cela offrirait la possibilité de générer des abaques paramétriques (paramètres géométriques, matériaux, de chargement) utilisable ensuite pour des approches stochastiques indispensables aux études de sûreté.





# Ruine par localisation des déformations et rupture ductile des alliages métalliques

## 1 Introduction - contexte et problématiques

Les travaux présentés dans ce chapitre sont issus d'une collaboration avec Dr. Stelios Kyriakides à l'Université du Texas à Austin. J'y ai effectué un post-doctorat d'un an en 2010. La collaboration s'est ensuite poursuivie dans le cadre de séjours estivaux à la UT. Stelios est aussi venu à deux reprises en tant que chercheur invité à l'INSA de Lyon jusqu'en 2016. Une partie des travaux présentés font partie de la thèse de Martin Scales que j'ai accompagné lors des séjours estivaux.

On s'intéresse ici aux problématiques de ruine par localisation des déformations et rupture ductile des métaux de faibles épaisseurs. Les domaines d'application de ce type de recherche sont entre autres la mise en forme des métaux par plasticité, la dissipation d'énergie par plasticité lors de choc.

Nos contributions ont porté sur deux verrous scientifiques :

1. **L'identification de la loi d'érouissage d'une tôle en alliage métallique jusqu'à des déformations finies** : En effet lors d'un essai de caractérisation (traction simple par exemple), à partir d'une certaine déformation, la réponse de l'éprouvette est dépendante de la localisation des déformations (striction diffuse puis localisée). Les états de contrainte et de déformation hétérogènes qui se développent alors ne permettent plus de remonter simplement à la loi d'érouissage. Plusieurs stratégies existent dans la littérature : l'extrapolation après striction de lois d'érouissage communément admises [298, 327] (méthode plutôt hasardeuse), l'utilisation de formule de correction permettant d'estimer l'état de contrainte et de déformation à l'intérieur de la zone en cours de striction [103, 117, 285], l'utilisation d'éprouvettes d'essai ou de sollicitations moins sujettes à la localisation des déformations (éprouvette de traction avec un trou central [140], bulge test [211]), la mise en place de méthodes inverses basées sur la mesure de champ cinématique [249, 277, 280]. Nous avons proposé ici de déduire la courbe d'érouissage à partir de plusieurs ingrédients :
  - un choix de critère de plasticité anisotrope adapté à l'alliage étudié (tôle laminée en Al6061-T6),
  - une procédure d'identification des paramètres d'anisotropie basée sur des essais sollicitant le matériau dans des états de contraintes variés, et notamment en déformations planes, état qui se développe au centre de la région en cours de striction,

- un essai de traction sur éprouvette modifiée pour forcer l'initiation de la localisation dans la région d'intérêt,
- une procédure de recalage par éléments finis dont l'objectif est le fit de la réponse globale de l'essai de traction sans choix prédéfini d'une forme de loi d'écroutissage,
- la vérification de l'accord entre les champs cinématiques locaux prédits numériquement et ceux mesurés par stéréocorrélation d'images numériques et détection de contour.

**2. L'apport de données expérimentales alimentant les discussions sur le rôle du troisième invariant du déviateur des contraintes sur la rupture ductile des métaux sous états de contrainte à cisaillement dominant :** Il est communément admis depuis des décennies que la rupture ductile des métaux est fortement pilotée par le taux de triaxialité [93, 165, 196, 229, 230, 273, 312], l'équipe de Wierzbicki a été la première à considérer que le troisième invariant du déviateur des contraintes ( $J_3$ ) pourrait jouer un rôle dans la rupture ductile des métaux [75, 76, 79, 91]. Dans ces travaux, les résultats d'essais à état de cisaillement dominant montrent des déformations à rupture qui décroissent à plus basse triaxialité avec un minimum local pour un état proche du cisaillement pure (triaxialité nulle). Nous nous sommes interrogés sur les biais pouvant expliquer ce type de résultats peu conventionnels qui ont pourtant ravivé l'intérêt de la communauté de la rupture ductile. La géométrie des éprouvettes utilisées conduit à un champ de contrainte fortement hétérogène, avec des concentrations de contraintes aux bords libres pouvant être responsables de l'amorçage de la rupture. Le dépouillement des essais a nécessité la mise en place de méthodes inverses dont l'objectif était le fit des réponses expérimentales globales alors que le modèle numérique était entaché de nombreuses incertitudes dont la loi d'écroutissage et le choix du critère de plasticité adapté au matériau. Ainsi, nous avons proposé un protocole expérimental incluant :

- une géométrie d'éprouvette sans bord libre avec une région d'intérêt suffisamment homogène pour influencer le moins possible l'amorçage et le développement de la localisation avant rupture,
- des essais de traction-torsion à chemin radial avec une machine de grande raideur pour limiter les risques de propagation instable de fissure
- une analyse multi-échelle des déformations à rupture basée sur des mesures locales par stéréocorrélation d'images et des mesures de morphologie des grains. Ces post-traitements n'ont pas nécessité la mise en place d'un modèle inverse et de toutes les hypothèses associées.

## **2 Extraction de la loi d'écroutissage d'une tôle laminée en Al6061-T6 après striction**

Il s'agit d'extraire la courbe d'écroutissage d'une tôle en alliage d'aluminium Al6061-T6 à partir d'un essai de traction. Pour cela, un critère de plasticité anisotrope adapté à l'alliage est identifié dans une première étape. Ensuite, la courbe d'écroutissage non-définie a priori est identifiée par recalage par éléments finis en fittant la réponse globale d'un essai de traction. Il est aussi vérifié que la déformation de la surface de l'éprouvette est bien reproduite par le modèle éléments finis.

## 2.1 Procédure d'identification du critère de plasticité anisotrope YLD2004-3D [86]

Le critère YLD2004-3D proposé par Barlat est une extension aux matériaux anisotropes du critère de plasticité isotrope généralisé proposé par Hosford [181]. L'anisotropie est introduite par l'utilisation de deux transformations linéaires du déviateur des contraintes  $C'$  et  $C''$ . La fonction seuil  $\Phi$  s'écrit :

$$\begin{aligned} \Phi = & |S'_1 - S''_1|^k + |S'_1 - S''_2|^k + |S'_1 - S''_3|^k + |S'_2 - S''_1|^k + |S'_2 - S''_2|^k \\ & + |S'_2 - S''_3|^k + |S'_3 - S''_1|^k + |S'_3 - S''_2|^k + |S'_3 - S''_3|^k = 4\sigma_0^k, \end{aligned} \quad (1)$$

où  $S'_i$  et  $S''_i$  sont les valeurs principales du déviateur des contraintes  $\mathbf{s}$  transformé par :

$$\begin{aligned} \mathbf{S}' &= \mathbf{C}'\mathbf{s}, \\ \mathbf{S}'' &= \mathbf{C}''\mathbf{s} \end{aligned} \quad (2)$$

où

$$\mathbf{C}' = \begin{pmatrix} 0 & -c'_{12} & -c'_{13} & 0 & 0 & 0 \\ -c'_{21} & 0 & -c'_{23} & 0 & 0 & 0 \\ -c'_{31} & -c'_{32} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c'_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c'_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c'_{66} \end{pmatrix}, \quad (3)$$

et

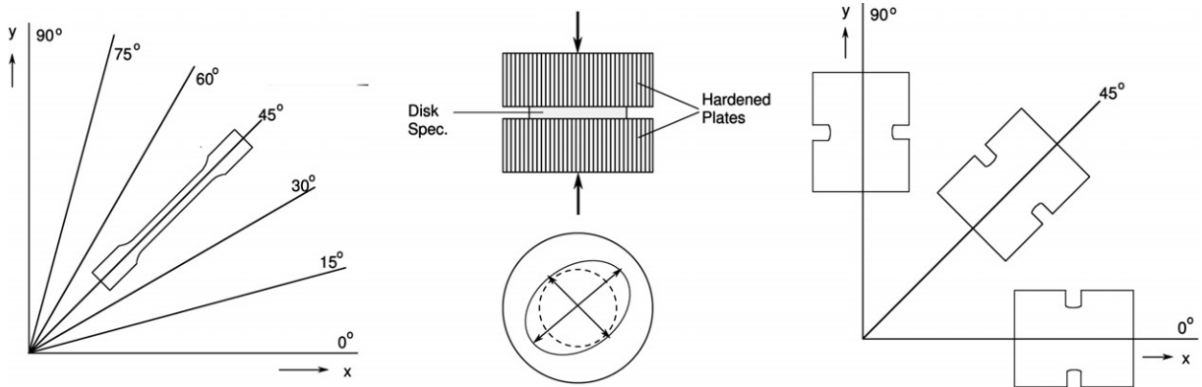
$$\mathbf{C}'' = \begin{pmatrix} 0 & -c''_{12} & -c''_{13} & 0 & 0 & 0 \\ -c''_{21} & 0 & -c''_{23} & 0 & 0 & 0 \\ -c''_{31} & -c''_{32} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c''_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c''_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c''_{66} \end{pmatrix}. \quad (4)$$

La valeur de  $k$  est choisie égale à 8, valeur non-quadratique typique des alliages de structure cristalline cubique à faces centrées [182].

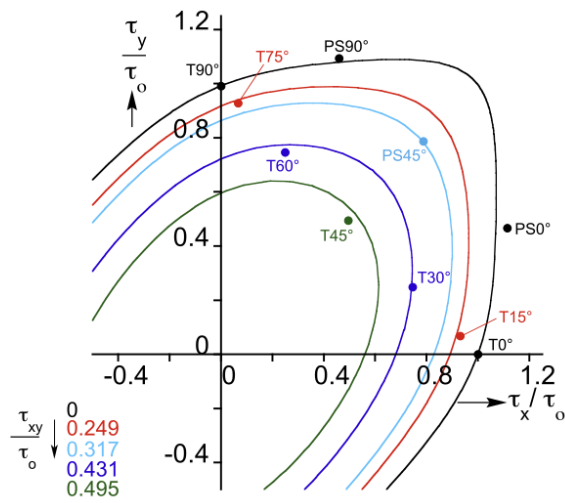
Plusieurs essais de caractérisation ont été réalisés afin de balayer des états de contrainte variés dans le quadrant positif de l'espace des contraintes de membrane (Figure 1) : des essais de traction uniaxiaux dont la direction de chargement forme un angle variable avec la direction  $\vec{x}$  du laminage ( $0 : 15 : 90^\circ$ ), des essais de déformation plane dont la direction de chargement forme un angle variable avec la direction  $\vec{x}$  du laminage ( $0 : 45 : 90^\circ$ ), un essai de compression de disque (même expression du déviateur des contraintes qu'un état de traction équibiaxié). Les déformations sont mesurées localement par corrélation d'images 2D. L'interprétation des essais de déformation plane a été définie par calcul éléments finis en utilisant le critère de plasticité isotrope d'Hosford.

Les données de calibration sont :

- l'état de contrainte de membrane  $\tau = \langle \tau_x, \tau_y, \tau_{xy} \rangle$  dans le repère matériel associé au laminage  $(\vec{x}, \vec{y})$  pour une valeur de densité de travail plastique constante entre chaque essai ( $W^p = 6.9MPa$ ),
- le coefficient de Lankford de chaque essai de traction,



(a) Éprouvettes d'essais de caractérisation des paramètres d'anisotropie  $c_{ij}$ .



(b) Modèle YLD2004-3D calibré. Les points correspondent aux résultats expérimentaux. Les contours correspondent à différents niveaux de cisaillement.

FIGURE 1 – Calibration de la loi YLD2004-3D [301].

- le rapport des déformations plastiques entre la direction transverse  $\epsilon_y^p$  et la direction du laminage  $\epsilon_x^p$  pour l'essai de compression de disque.

L'identification des coefficients  $c_{ij}$  est réalisée par minimisation (Nminimize) de l'écart quadratique pondéré entre les résultats expérimentaux et les résultats du modèle de Barlat codé dans le logiciel Mathematica. Le résultat de la calibration en termes de contrainte est donné sur la figure 1b. La polyvalence de la loi Yld2004-3D permet de représenter assez fidèlement les données expérimentales bien que le manque de données expérimentales ne permet pas de garantir l'unicité de la solution trouvée.

## 2.2 Identification par recalage par éléments finis de la courbe d'écroutissement

Une éprouvette d'essai a été spécialement conçue pour amorcer la localisation dans la zone d'intérêt (figure 2a). Pour cela un congé de rayon 5186mm a été ajouté. L'éprouvette est découpée par électro-érosion à fil dans une tôle d'épaisseur 2.5mm. L'essai est instrumenté à l'aide d'un extensomètre pour la mesure globale du déplacement. Une caméra est utilisée pour mesurer le champ de déplacement en surface de l'éprouvette par corrélation d'images numériques 2D DIC. Elle est aussi utilisée pour mesurer l'évolution du contour de l'éprouvette au cours de l'essai.

La loi d'écroutissement est identifiée par recalage par éléments finis en minimisant l'écart entre l'effort mesuré expérimentalement et l'effort prédit numériquement à différents déplacements imposés. La loi d'écroutissement est constituée d'un ensemble de segments de droite continus par parties dont le nombre de segments et la valeur de chaque pente sont les variables identifiées. Le modèle éléments finis est décrit en figure 2b. Il a été implémenté sous Abaqus. Un huitième de l'éprouvette a été modélisé avec les conditions de symétrie appropriées. Le maillage est constitué d'éléments briques linéaires sous-intégrés C3D8R. Dans la partie raffinée du maillage, il y a 8 éléments dans la demi-épaisseur maillée de l'éprouvette. Un déplacement uniforme est appliqué en face supérieure du maillage. L'identification est réalisée pour 3 critères de plasticité différents : le critère quadratique de Von Mises, le critère non quadratique d'Hosford avec  $k = 8$ , le critère non-quadratique anisotrope YLD2004-3D calibré précédemment. Le calcul est effectué en utilisant le solveur standard d'Abaqus avec prise en compte des non linéarités géométriques.

La figure 2c montre le résultat du fit de la réponse globale de l'éprouvette en terme de contrainte conventionnelle versus déformation conventionnelle (longueur de jauge de l'extensomètre). Les trois critères sont capables de représenter la réponse globale de l'éprouvette bien que leur loi d'écroutissement identifiée soit sensiblement différente (figure 2d).

Les figures 2e et 2f comparent les résultats éléments finis avec les résultats expérimentaux de la cinématique au déplacement imposé  $\odot$ . La figure 2e illustre le contour de l'éprouvette. La figure 2f illustre la déformation axiale  $e_x$  et le rapport des déformations transverses et axiales  $-e_y/e_x$  le long de la ligne  $l_1$  (voir figure 2b). Seul le critère YLD2004-3D est capable de représenter fidèlement l'évolution de la déformation de l'éprouvette qui est influencée par l'anisotropie du matériau.

Il est à noter qu'aucune variable d'endommagement ou d'adoucissement de la loi d'écroutissement n'a été intégré pour obtenir l'adoucissement de la réponse globale. Une étude complémentaire a montré qu'aucun signe d'endommagement n'a été observé par microscopie sur le même alliage

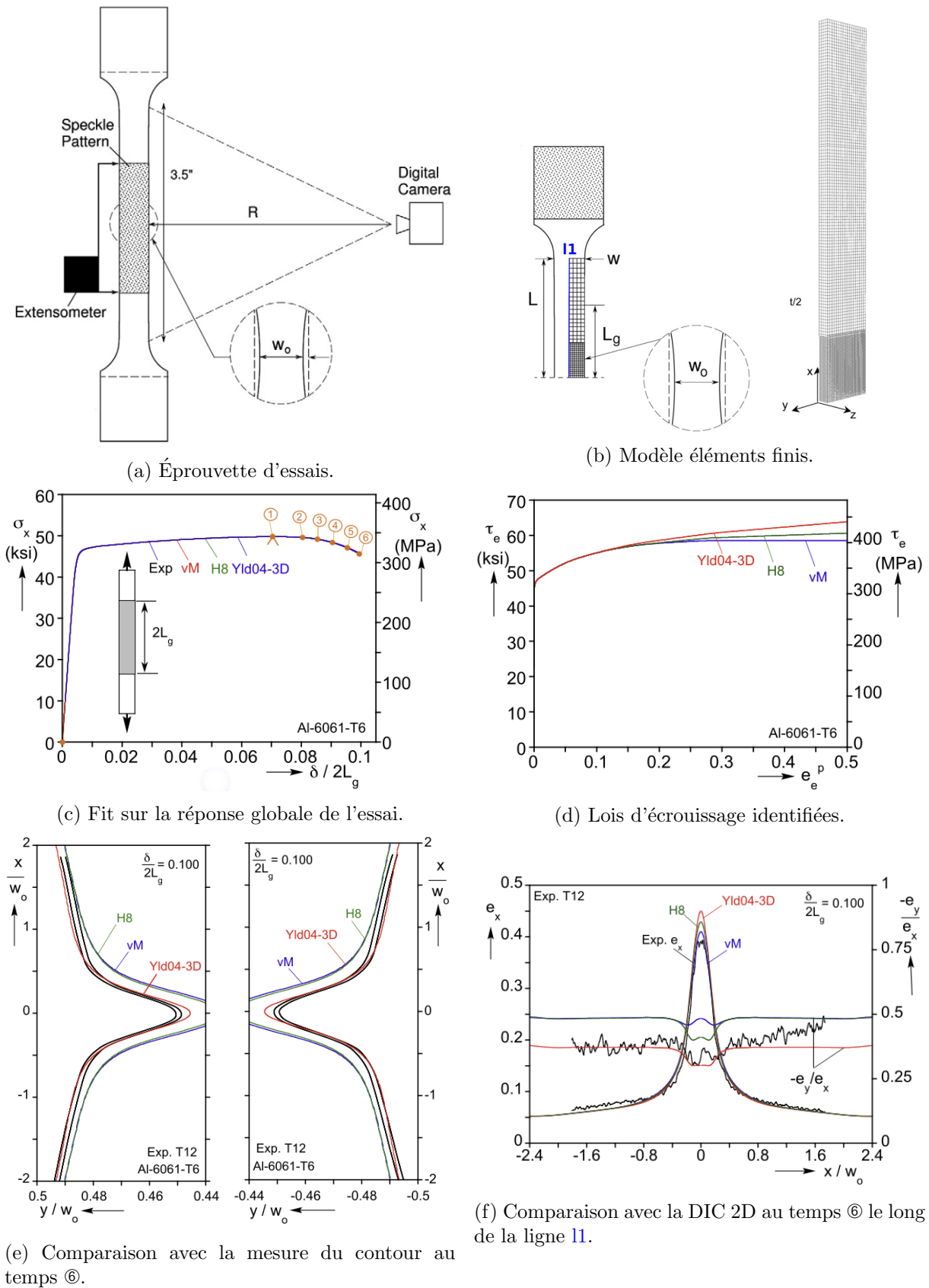


FIGURE 2 – Identification de la loi d'écroissage [301].

jusque des déformations proches de 100% [162]. La loi d'écroûissage obtenue ne ressemble à aucune loi communément utilisée de type Swift ou Voce.

### 3 Influence du taux de triaxialité et du troisième invariant du déviateur des contraintes sur la rupture ductile d'un alliage Al6061-T6 sous état de contrainte à cisaillement dominant

Le point de départ de ces travaux est l'intérêt grandissant de la communauté de la rupture ductile des métaux pour des modèles faisant intervenir le troisième invariant du déviateur des contraintes  $J_3$  qui influencerait sur la dernière phase de coalescence des cavités. Les premiers travaux expérimentaux établis par l'équipe de Wierzbicki [75, 76, 79, 91], source de cette théorie, semblent critiquables compte tenu de la difficulté à maîtriser et interpréter des essais conduits jusqu'à rupture pour en déduire la déformation à rupture. Nous nous sommes efforcés d'apporter des éléments expérimentaux nouveaux en travaillant sur une conception robuste d'essais et d'en fournir une interprétation nécessitant le moins possible d'hypothèses.

Les éprouvettes sont issues de tubes d'Al6061-T6 de diamètre 51mm et d'épaisseur 3.2mm. La zone utile est usinée pour obtenir une longueur utile de 10.2mm avec une épaisseur uniforme de 0.965mm (figure 3a). La géométrie a été conçue pour maintenir des conditions de contraintes planes uniformes tout en évitant les problèmes de flambage en torsion.

Les essais consistent en des essais de traction-torsion. Le banc d'essai est équipé de manchons hydrauliques permettant de minimiser les défauts d'alignement entre les mors (figure 3b). La machine est une machine servo-hydraulique de très faible compliance afin d'éviter toute rupture instable et ainsi être capable de localiser l'amorçage de la rupture après l'essai. Les essais sont pilotés de façon à obtenir un chemin radial dans l'espace des contraintes nominales cisaillement-traction ( $\mathcal{T} - \Sigma$ ) tel que :

$$\Sigma = \alpha \mathcal{T}, \quad \alpha = const. > 0. \quad (5)$$

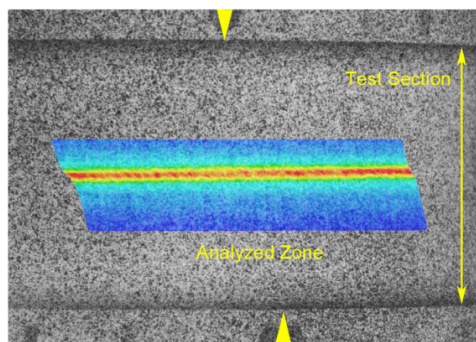
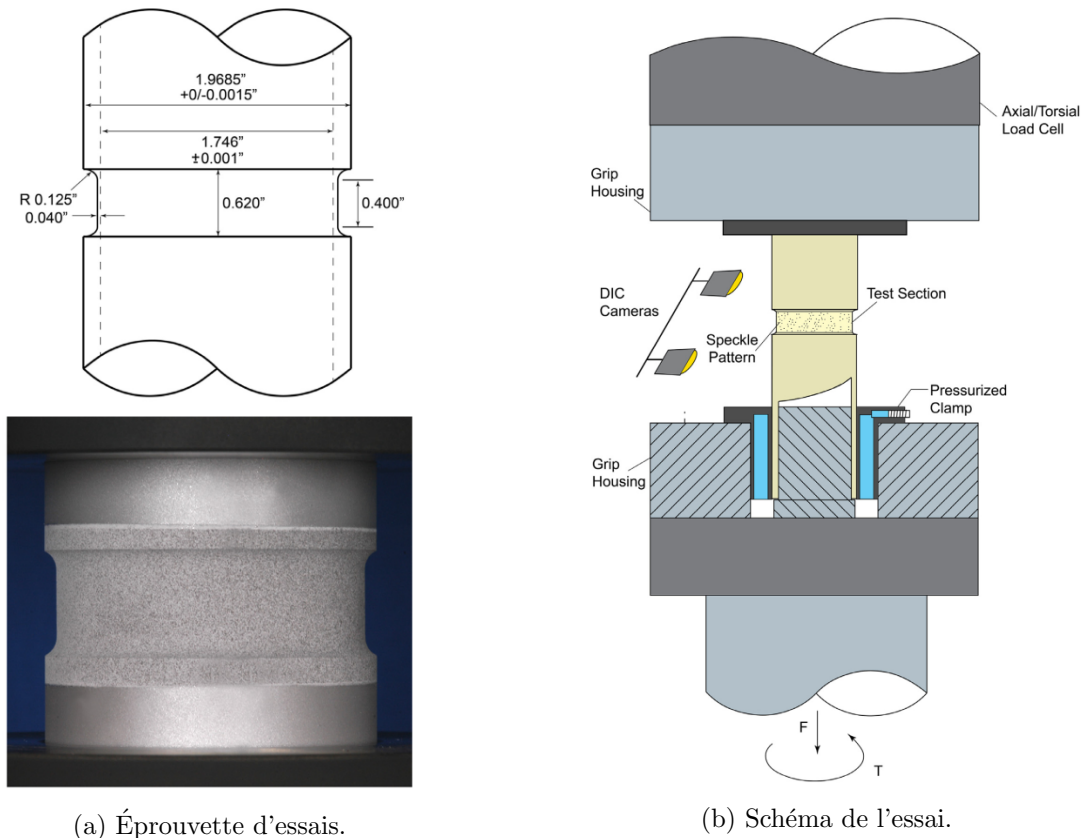
Les déformations sont mesurées par stéréo-corrélation d'images en utilisant une méthode locale (Gom Aramis v6.3). Deux caméras 5Mpx sont utilisées permettant d'observer une région d'intérêt correspondant à un tiers de la circonférence de la zone utile avec une fréquence de 0.5Hz. La taille des facets vaut  $19 \times 19px$  ( $\simeq 0.3 \times 0.3mm$ ) et l'espacement entre les facets vaut  $6px$  ( $\simeq 96\mu m$ ). La déformation est calculée en utilisant les coordonnées des centres de  $3 \times 3$  facets afin d'obtenir le tenseur de gradient  $\mathbf{F}$ . La déformation logarithmique plastique équivalente  $e_e^p$  est calculée en faisant l'hypothèse d'incompressibilité et en négligeant la contribution de la déformation élastique.

Les contraintes vraies axiale  $\sigma$  et de cisaillement  $\tau$  sont évaluées à partir de la mesure de l'effort axial  $F$  et du couple  $T$  :

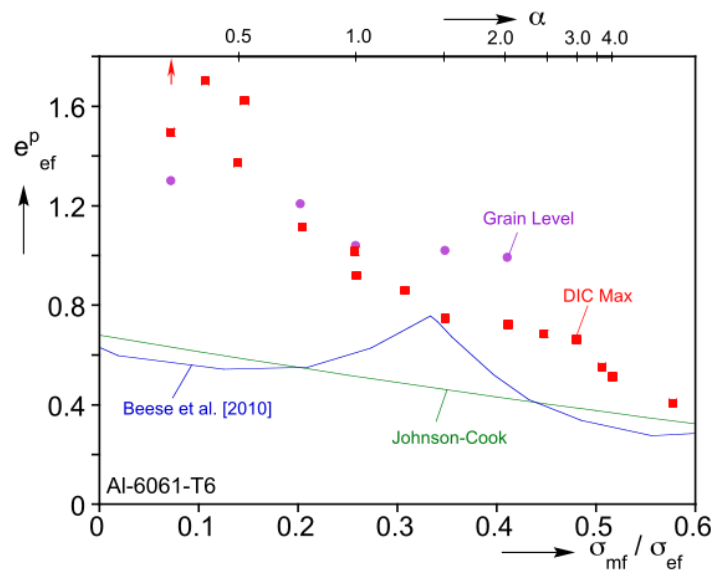
$$\sigma = \frac{F}{2\pi R_0 t_0 \lambda_3} = \frac{\Sigma}{\lambda_3} \quad et \quad \tau = \frac{T}{2\pi R_0^2 t_0 \lambda_3} = \frac{\mathcal{T}}{\lambda_3}, \quad (6)$$

où  $R_0$  correspond au rayon initial de l'éprouvette,  $t_0$  à son épaisseur et  $\lambda_3$  à la déformation principale du tenseur de Cauchy Green droit dans la direction de l'épaisseur.





(c) Exemple de mesure de déformation par stéréo-corrélation d'images (essai à  $\alpha = 1$ ).



(d) Évolution de la déformation plastique cumulée à rupture mesurée par stéréo-corrélation d'images en fonction du taux de triaxialité, comparaison avec la littérature : Mesure à l'échelle du grain [170], modèle de Beese et al avec dépendance à  $J3$  sur le même alliage [91], modèle de Johnson-Cook sur le même alliage [218].

FIGURE 3 – Synthèse des résultats d'essais de traction-torsion sur éprouvette tubulaire en alliage d'aluminium Al6061-T6 [284].

A partir de là, les différentes mesures de contraintes peuvent être calculées en considérant un état de contrainte constant :

$$\sigma_{zz} = \sigma, \quad \sigma_{\theta\theta} \simeq \frac{\sigma}{2}, \quad \sigma_{\theta z} = \tau. \quad (7)$$

Dans ces conditions, la contrainte moyenne vaut :

$$\sigma_m = \frac{\text{tr}(\boldsymbol{\sigma})}{3} = \frac{\sigma}{2}, \quad (8)$$

la contrainte équivalente de Von Mises vaut :

$$\sigma_e = \sqrt{\frac{3}{2}(\mathbf{s} : \mathbf{s})} = \sqrt{\frac{3}{4}(\sigma^2 + 4\tau^2)}, \quad (9)$$

le troisième invariant  $J_3$  du déviateur des contraintes  $\mathbf{s}$  vaut :

$$J_3 = \det(\mathbf{s}) = \frac{\sigma\tau^2}{2}, \quad (10)$$

la variable de Haigh - Westergaard  $\theta$  vaut :

$$\cos(3\theta) = \left( \frac{27 J_3}{2 \sigma_e^3} \right) = \frac{6\sqrt{3}\sigma\tau^2}{(\sigma^2 + 4\tau^2)^{\frac{3}{2}}}, \quad (11)$$

et  $\bar{\theta} = 1 - \frac{6\theta}{\pi}$  utilisé par l'équipe de Wierzbicki,

Le paramètre de Nahshon et Hutchinson  $\omega$  [246] vaut :

$$\omega = 1 - \cos^2 3\theta. \quad (12)$$

La figure 3c montre la cartographie de déformation plastique cumulée  $e_e^p$  de la dernière image de l'essai effectué dans les conditions  $\alpha = 1$ . La déformation localise dans une fine bande au centre de l'éprouvette de l'ordre de deux fois l'épaisseur. Cette localisation a lieu très tardivement pendant les essais et se retrouve sous la forme d'un adoucissement sur les courbes de cisaillement  $\mathcal{T}$  - rotation  $\Phi$  et contrainte axiale  $\Sigma$  - déplacement  $\delta$  (voir [284]). Le champ de déformation plastique cumulée est post-traité de telle façon à obtenir la valeur moyenne DIC Mean des valeurs maximales de déformation suivant chaque génératrice de l'éprouvette ainsi que la valeur maximale DIC Max sur toute la ROI. Les déformations DIC Macro sont aussi calculées avec une valeur de jauge compatible avec la méthode des grilles utilisées dans une étude préalable sur le même alliage [170].

La figure 3d montre la variation de la déformation plastique cumulée DIC Max en fonction du taux de triaxialité  $\sigma_m/\sigma_e$  et de la variable de chargement  $\alpha$ . Les autres mesures de déformation DIC Mean et DIC Macro présentent la même décroissance monotone avec la triaxialité mais avec des valeurs plus basses compte tenu de l'effet de moyenne introduit dans chacun des calculs (résultats non illustrés ici, voir [284]). De plus, DIC Macro est comparable aux résultats de [170] évalués par méthode des grilles. Sur la figure 3d, les valeurs de DIC Max sont comparées favorablement aux mesures effectuées à l'échelle du grain dans une étude précédente [170]. Elles sont aussi comparées au modèle de rupture ductile identifié par l'équipe de Wierzbicki sur le même alliage [91] et à un modèle de Johnson Cook identifié sur le même alliage par Lesuer et al. [218].

Les conclusions principales tirées de ces résultats sont les suivantes :

- Compte tenu de la localisation des déformations, la valeur de la déformation mesurée ne peut être qu'une limite basse de la déformation effective au moment de la rupture. Les mesures effectuées dans ce travail sont significativement plus hautes que celles des autres travaux cités.
- Les résultats de ce travail montrent une évolution décroissante de la déformation à rupture avec le taux de triaxialité. L'influence de  $J_3$  ne semble pas prépondérante. La valeur relativement plus basse à  $\alpha = 0.25$  est biaisée par l'apparition d'un flambage en torsion qui dénature l'état de contrainte imposé.
- Nous pensons que la différence majeure avec les résultats cités de l'équipe de Wierzbicki vient de la configuration d'essai qui permet à la localisation de se développer librement de toute contrainte (pas de bord libre). Dans les travaux de Wierzbicki, l'interprétation des essais est effectuée par comparaison à des simulations numériques. Il est très important de maîtriser les hypothèses de simulation notamment le critère de plasticité choisi, la prise en compte de l'anisotropie du matériau et de façon primordiale la loi d'érouissage d'autant plus complexe à déterminer que les déformations sont importantes. Une simple comparaison à des mesures globales n'est pas suffisante pour traiter de ce problème. Il faut recalibrer les résultats vis à vis de mesures locales en comparant les déformations ou les déplacements. Pour cela, il faut mimer numériquement les méthodes expérimentales utilisées pour effectuer les mesures (longueur de jauge, méthodes de calcul...) [340].

## 4 Perspectives

Ces travaux sont très stimulants d'un point de vue scientifique. Malgré l'intérêt que j'y porte, je n'ai pas continué mes recherches sur cette thématique. Ces travaux étant déjà un peu vieux, je ne suis plus au fait des nouvelles avancées mais plusieurs questionnements me semblent d'intérêt :

- La question de l'oeuf ou la poule!!! Est-ce la localisation des déformations qui initie l'endommagement ductile par nucléation, croissance et coalescence des cavités ou l'inverse ??? Des essais permettant d'avoir accès aux champs cinématiques volumiques in-situ sont d'un grand intérêt mais ne permettent pas toujours de décorrélérer les deux phénomènes [171, 239, 314].
- Derrière cette question se cache les choix de modélisation. Faut-il utiliser des modèles de plasticité et d'endommagement ductile découplés en insérant des imperfections géométriques de Marciniak pour amorcer la localisation ou faut-il privilégier des modèles couplés. Dans un cas, il faut calibrer la sensibilité à l'imperfection géométrique, dans l'autre se pose la question de la régularisation numérique de l'endommagement liée à des dimensions caractéristiques microstructurales.
- Comme nous l'avons vu les mécanismes de rupture ductile induisent des phénomènes de localisation qui modifient énormément les états de contraintes localement par des effets de structure. Il faut donc mettre en place des techniques de dialogue essais-calculs robustes pour identifier les propriétés matériau en se basant sur des mesures de champ cinématique surfacique voire volumique. L'école française est très avancée sur ces aspects [73, 278, 280].
- Est-il possible de traiter ce problème à l'échelle macroscopique, compatible avec les simulations à l'échelle des structures (procédés de fabrication, simulation de crash...)? En effet, les chargements locaux induits par les singularités matérielles (défauts, précipités...) peuvent être très différents du chargement global appliqué à la structure.

# Flambage de structures sous sollicitations thermomécaniques

## 1 Introduction - contexte et problématiques

Les travaux présentés dans ce chapitre ont été effectués lors de la thèse de Nicolas Jacquet dans le cadre d'une collaboration entre le CEA et le LaMCoS.

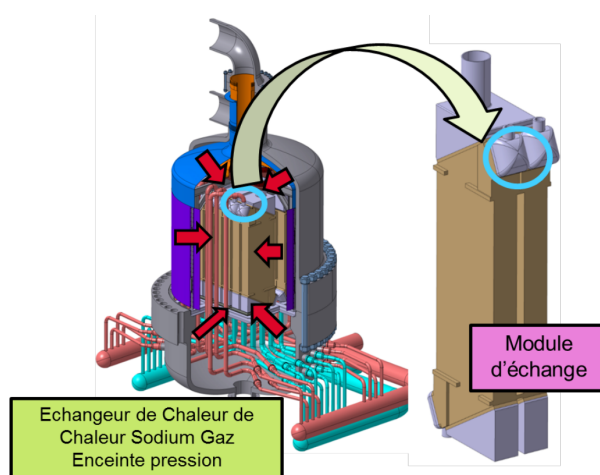


FIGURE 1 – Module d'échange du RNR-Na ASTRID [187].

La problématique industrielle est liée au développement des réacteurs à neutrons rapides à caloporteur sodium français RNR-Na dont le principe de fonctionnement permet d'améliorer le taux de conversion d'uranium naturel et de répondre à un certain nombre de problématiques de sûreté. Nous nous intéressons au dimensionnement du collecteur de sodium du module d'échange de chaleur entre le circuit primaire et secondaire (figure 1). Pour des raisons évidentes de sûreté, l'eau, caloporteur du circuit secondaire, a été remplacée par un gaz. Ce gaz est pressurisé pour augmenter le rendement au niveau de l'échangeur. Ainsi, en fonctionnement normal, le collecteur de sodium en acier inoxydable 316L(N) travaille sous pression externe de 180 bar à 520°C. Le collecteur s'apparente à une coque épaisse de forme complexe. Le CEA, en charge de la conception du collecteur, s'interrogeait sur la tenue et la stabilité structurale du collecteur dont le comportement est élasto-visco-plastique (EVP) à ces températures.

L'objectif scientifique de ces travaux réside dans l'implémentation dans Cast3M d'un critère de flambage adapté aux coques épaisses EVP sous chargement non proportionnel.

Le flambage élasto-plastique (EP) des structures s'appuie sur le critère de stabilité de Hill [180]. Dans le cas de coques épaisses, un paradoxe a été mis en évidence par Hutchinson [185, 186] et revisité expérimentalement, entre autres, par le groupe de Kyriakides [85, 210, 338] : les analyses de bifurcation sur coques épaisses EP réalisées avec un module tangent dérivé d'une théorie de la déformation sont plus cohérentes avec les résultats expérimentaux que celles réalisées avec un module tangent dérivé de la théorie incrémentale. Pour répondre au cas d'un chargement non proportionnel sur structures épaisses [248, 311, 313], des lois de comportement EP qui comportent un coin permettant d'abaisser le module tangent ont été proposées [120, 183, 291]. Ces lois de comportement EP issues de la théorie du coin sont néanmoins controversées du fait qu'elles n'ont jamais pu être validées expérimentalement.

Peu d'études ont investigué expérimentalement le flambage de matériaux dépendant de la vitesse de déformation, quelques-unes sur structures fines [121, 257, 282] et à notre connaissance une sur structures épaisses [160]. Aucun critère de bifurcation n'a été proposé dans ces travaux. Seules deux méthodes ont été proposées pour définir des critères de bifurcation sur des structures EVP. Bodner [97] fait l'hypothèse que la vitesse de déformation reste constante pendant le flambage, un problème plastique instantané peut alors être défini et les méthodes conventionnelles utilisées. La méthode n'a été appliquée qu'à des structures fines [147, 231, 255]. L'autre a été proposée par Triantafyllidis [308]. Plus rigoureuse, elle est aussi plus complexe à implémenter dans un code éléments finis.

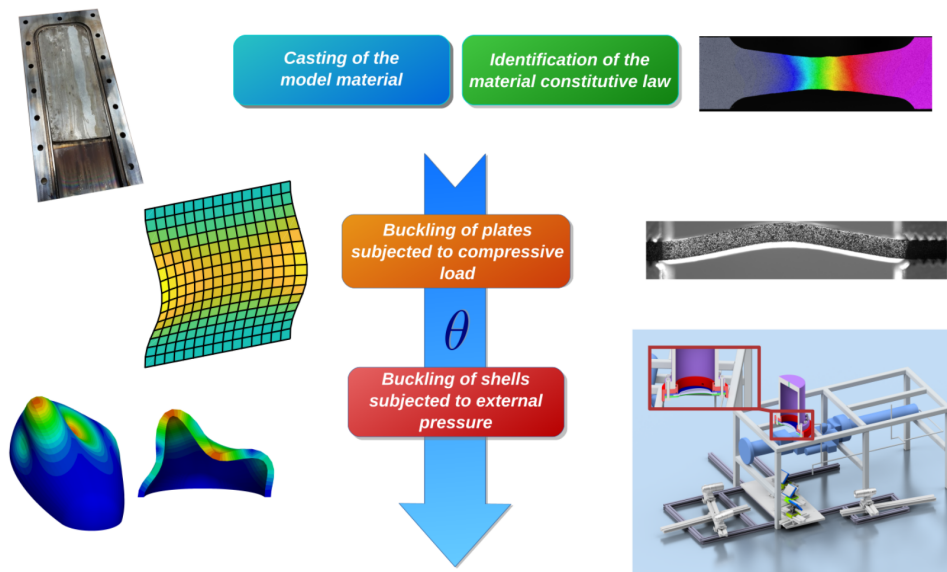


FIGURE 2 – Stratégie des travaux sur le flambage EVP de coques épaisses [187].

Ainsi, nous avons proposé d'implémenter un critère de bifurcation basé sur l'hypothèse de Bodner associé à un calcul du module tangent dérivé de la théorie de la déformation. Nous l'avons validé expérimentalement sur un cas de chargement proportionnel (ie le flambage d'une plaque épaisse sous compression uniaxiale) et sur un cas de chargement à non-proportionnalité modérée (ie le flambage d'une coque épaisse en forme de demi-œuf sous pression externe). Pour limiter les contraintes expérimentales, nous avons choisi un matériau modèle à bas point de fusion (alliage d'étain SAC305) dont le comportement est élasto-visco-plastique à l'ambiante.

Les structures étudiées ont été obtenues suivant une gamme incluant l'obtention d'un brut de fonderie suivi d'une trempe, d'un recuit de détensionnement et une finition géométrique par usinage. Le comportement EVP anisotrope transverse induit a été identifié au préalable par recalage par éléments finis (FEMU) à l'aide d'essais d'écroutissage sur une éprouvette conçue pour présenter un champ de vitesse de déformation hétérogène d'une décade dans la région d'intérêt ROI (figure 2).

## 2 Fabrication des éprouvettes d'essais et identification du comportement EVP

Les différentes structures testées ont été fabriquées en alliage à bas point de fusion, alliage d'étain SAC305 [74, 138]. Ce matériau présente une dépendance à la vitesse de refroidissement lors de sa mise en forme qui influe principalement sur son seuil élastique sans modifier notablement ses propriétés d'écroutissage et de fluage [205, 331]. Il est, par ailleurs, peu sensible au vieillissement [138].

Les différentes structures ont été fabriquées par fonderie en coquille sous gravité, trempe à l'eau puis traitement de détensionnement. La finition géométrique a été effectuée par fraisage. Son comportement EVP présente une anisotropie transverse suivant l'épaisseur des structures. Afin de bien reproduire le module tangent du matériau, une loi de comportement élasto-viscoplastique unifiée a été utilisée. Le comportement au fluage est modélisé par une loi de Norton et la courbe d'écroutissage par trois termes de Voce :

$$\dot{\boldsymbol{\sigma}} = \mathbf{C}\dot{\boldsymbol{\epsilon}}_e, \quad (1a)$$

$$\dot{\boldsymbol{\epsilon}} = \dot{\boldsymbol{\epsilon}}_e + \dot{\boldsymbol{\epsilon}}_p, \quad (1b)$$

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\boldsymbol{\sigma} : \mathbf{H} : \boldsymbol{\sigma}}, \quad (1c)$$

$$F = \sigma_{eq} - R(p), \quad (1d)$$

$$R(p) = R_0 + \sum_{i=1}^3 R_i \left(1 - e^{-b_i p}\right), \quad (1e)$$

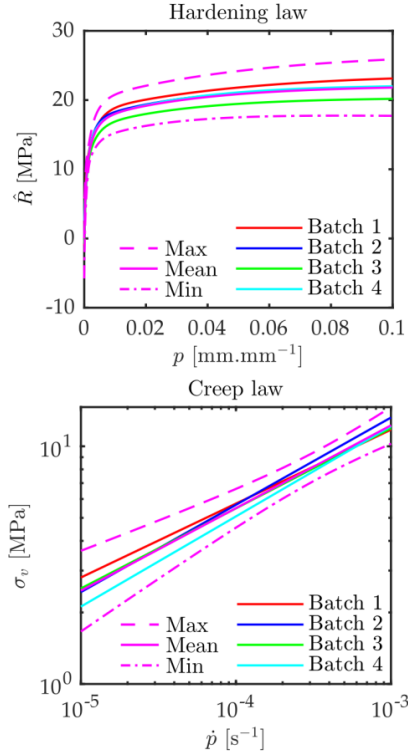
$$\dot{p} = \left(\frac{F}{K}\right)^n, \quad (1f)$$

où  $\boldsymbol{\sigma}$  est la contrainte vraie,  $\boldsymbol{\epsilon}_e$  la déformation élastique vraie,  $\boldsymbol{\epsilon}_p$  la déformation vraie viscoplastique,  $p$  la déformation plastique cumulée,  $\mathbf{H}$  est le tenseur de Hill en plasticité transverse défini par le coefficient de Lankford  $R_{Lank}$  et la loi de Hooke  $\mathbf{C}$  est définie par le module d'Young  $E$  et le coefficient de Poisson  $\nu$ .

La figure 3 présente les résultats de l'identification par FEMU de la loi de comportement EVP. Des essais d'écroutissage ont été réalisés sur différents batches de fonderie. Les données d'essais recouvrent un intervalle de vitesse de déformation compris entre  $3 \cdot 10^{-5}$  et  $1 \cdot 10^{-3} s^{-1}$ . Une approche statistique sur les paramètres d'écroutissage et de fluage a été mise en place pour l'analyse des essais de flambage (figure 3b). Le seuil d'élasticité  $R_0$  est recalculé pour chaque essai de flambage compte tenu de la forte influence de la vitesse de refroidissement, difficilement maîtrisable au moment de la fabrication des échantillons.

$R_0$	15.4	MPa
$R_1$	8.6	MPa
$b_1$	396.9	n/a
$R_2$	5.2	MPa
$b_2$	28.9	n/a
$R_3$	8.3	MPa
$b_3$	2166	n/a
$K$	137.6	MPa.s <sup>1/n</sup>
$n$	2.9	n/a
$R_{lank}$	1.79	n/a
$E$	41513	MPa
$\nu$	0.35	n/a

(a) Paramètres moyens de la loi EVP unifiée identifiée.



(b) Approche statistique sur la courbe d'érouissage et les propriétés au fluage, les courbes min et max correspondent à l'enveloppe à 95% de probabilité et 90% de confiance.  
 $\hat{R}(p) = R(p) - R_0$

FIGURE 3 – Loi élasto-visco-plastique identifiée par FEMU [187].

### 3 Flambage des structures épaisses EVP

#### 3.1 Méthodes

##### 3.1.1 Montages d'essais, plan d'expériences

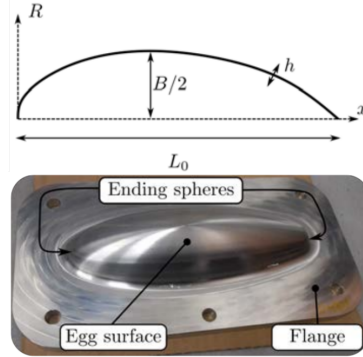
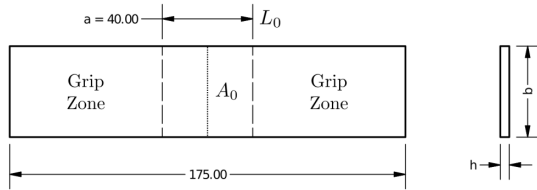
Le tableau 1 synthétise les ressources expérimentales utilisées dans ce travail.

Un premier montage d'essais est dédié à l'étude du flambage dans le cas d'un chargement proportionnel. Il consiste en l'application d'une compression uniaxiale sur une plaque épaisse à vitesse de déplacement constante. Un montage d'essai avec guidage de type IITRI est utilisé. Deux campagnes d'essais ont été effectuées : l'une pour tester l'influence des paramètres géométriques de l'éprouvette à vitesse de compression constante, l'autre pour tester l'influence de la vitesse de compression à paramètres géométriques constants.

Un deuxième montage d'essais est dédié à l'étude du flambage dans le cas d'un chargement à non-proportionnalité modérée. Il consiste en l'application d'une pression externe sur une coque épaisse en forme d'œuf proposée par [339]. Cette forme d'éprouvette a été choisie car elle flambe dans le domaine plastique par bifurcation plutôt que par point limite. La géométrie initiale a été modifiée. L'éprouvette est un demi-œuf solidaire d'une semelle montée dans un réservoir d'huile.

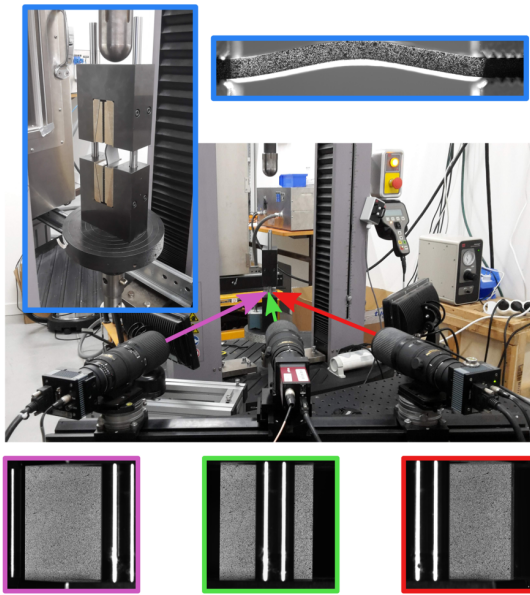
### 3. Flambage des structures épaisses EVP

Chargement proportionnel	Chargement non proportionnel
Géométrie	

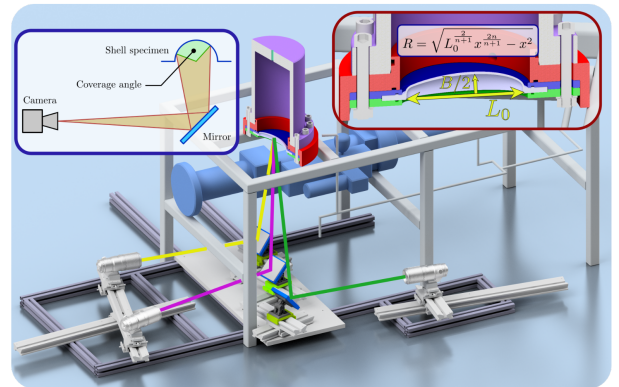


$$R(x) = \sqrt{L_0^{\frac{2}{n+1}} x^{\frac{2n}{n+1}} - x^2} \text{ with } n = 1.057 \left(\frac{L_0}{B}\right)^{2.372}$$

### Montages d'essais



Compression à vitesse de déplacement de la traverse  $\dot{u}$  constante



Débit d'huile contrôlé tel que la pression externe vaut  $P(t) = P_{inf} \left(1 - e^{-\frac{t}{t_{ref}}}\right)$

### Étude paramétrique

$a/b$	$b/h$	$\dot{u}/a$ [s <sup>-1</sup> ]
1 1.33	10 13 15	5E-5
1.33	10	5E-5 1E-5 5E-4 $V_{ref} \frac{V_{ref}}{5} 10V_{ref}$

$L_0$ [mm]	$B/L_0$	$h$ [mm]	$P_{inf}$ [MPa]	$t_{ref}$ [s]
220	0.3	3	5	100 1000

TABLE 1 – Montages d'essais et plan d'expériences. Figures tirées de [187]



La semelle sert à assurer un encastrement étanche avec le réservoir. Ce choix était guidé par la volonté d'avoir un accès visuel à la structure en cours de flambage. Le réservoir est mis sous pression par un vérin piloté en déplacement de façon à respecter une évolution particulière de la pression. L'étude paramétrique s'est intéressée à l'influence de la vitesse de montée en pression à paramètres géométriques constants.

Les essais sont instrumentés en stéréo-corrélation d'images. Pour chaque essai, trois caméras 12MPx à déclenchement synchronisé ont été utilisées afin de visualiser la plus grande région d'intérêt (ROI) possible. Les champs cinématiques déduits de chaque couple de caméras sont projetés dans un repère unique. Cette instrumentation est particulièrement intéressante pour suivre la déformée de la branche de post-flambage suivie mais aussi pour évaluer les imperfections de chargement pendant les essais. Compte tenu des incertitudes sur la mesure de déplacement, les imperfections de surfaces moyennes n'ont pas pu être mesurées initialement. Les incertitudes de mesure sur les déplacements sont de l'ordre de 0.02mm (100 à 200 fois plus faibles que les épaisseurs  $h$  testées) pour la configuration plaque, de l'ordre de 0.08mm (30 fois plus faibles que l'épaisseur  $h$  testée) pour la configuration demi-œuf. Elles sont du même ordre de grandeur que la précision de l'usinage.

### 3.1.2 Modules tangents pour le calcul de bifurcation sous hypothèse de Bodner

L'hypothèse de Bodner stipule que la vitesse de déformation pendant le flambage reste constante. Le problème de plasticité instantanée qui en résulte est défini par l'équation de cohérence suivante :

$$d\dot{p} = d(g(f)) = g'(f) df = 0, \quad (2)$$

où  $f$  est la fonction seuil et  $g$  la loi de fluage.

On peut alors en déduire le module tangent  $C_{ti}$  en plasticité incrémentale et le module tangent  $C_t$  en théorie de la déformation de Hencky issus de la loi de comportement donnée en équation 1 :

$$C_{ti} = \left[ C - \frac{P \otimes P}{R'(p) + n^t C n} \right], \quad (3a)$$

$$\text{avec } P = C n, \quad (3b)$$

$$\text{et } n = \frac{H : \sigma}{\sigma_{eq}}. \quad (3c)$$

$$C_t = [C^{-1} + \mathcal{L}_p]^{-1}, \quad (4a)$$

$$\text{avec } \mathcal{L}_p = \frac{p}{\sigma_{eq}} H + \left( \frac{\dot{p}}{\sigma_{eq}} - \frac{p}{\sigma_{eq}} \right) \frac{H \sigma \otimes H \sigma}{\sigma_{eq}^2}. \quad (4b)$$

### 3.1.3 Modèle semi-analytique de flambage de plaque

Un modèle semi-analytique a été formulé à partir d'une cinématique de plaque de Reissner-Mindlin. Le calcul à l'équilibre est incrémental utilisant un algorithme d'intégration à retour radial [292] généralisé au comportement anisotrope additif décrit en équation 1. Le problème est formulé en contrainte plane.

Le calcul de stabilité est réalisé à chaque incrément de calcul de la branche stable suivant la méthode décrite dans [328]. La solution singulière est testée sous la forme de polynômes de Ritz de degré  $p$ . La minimisation de l'énergie potentielle permet d'obtenir la charge critique et les modes propres associés.

### 3.1.4 Modèles éléments finis

Les différentes structures testées sont modélisées par éléments finis sous Cast3m. Des éléments coques volumiques SHB8PS [66] sont utilisés pour modéliser la géométrie des structures, ce qui permet de ne mailler qu'avec un élément dans leur épaisseur. La loi de comportement EVP anisotrope est intégrée via Mfront [176] suivant les algorithmes proposés dans [66, 67, 281, 309]. La branche à l'équilibre est calculée en lagrangien réactualisé.

Le calcul de bifurcation est réalisé à chaque incrément suivant la méthode de Hill. Elle débouche sur le problème aux valeurs propres suivant :

$$\det[\mathbf{K}_{MAT} + \mathbf{K}_{BC} + \lambda(\mathbf{K}_{GEOM} + \mathbf{K}_{NL})] = 0, \quad (5)$$

avec  $\mathbf{K}_{BC}$  la matrice des multiplicateurs de lagrange,  $\mathbf{K}_{NL}$  la matrice associée à l'effet non linéaire de la pression suivieuse dans le cas du demi-œuf,  $\mathbf{K}_{GEOM}$  la matrice de raideur géométrique, et  $\mathbf{K}_{MAT}$  la matrice tangente déduite du module tangent défini en section 3.1.2. Avec cette formulation, il existe une bifurcation lorsque la plus petite valeur propre est plus petite que 1.

### 3.1.5 Définition de la non proportionnalité

Le caractère non proportionnel du chargement est défini au sens de [120] par le paramètre  $\theta$  tel que :

$$\cos(\theta) = \frac{(\mathcal{L}_p \mathbb{U}_\sigma) : \dot{\sigma}}{(\dot{\sigma}^t \mathcal{L}_p \dot{\sigma})^{1/2}}, \quad (6a)$$

$$\text{avec } \mathbb{U}_\sigma = \frac{\mathbf{H}\sigma}{(\sigma^t \mathbf{H} \mathcal{L}_p \mathbf{H}\sigma)^{1/2}}. \quad (6b)$$

$\theta$  correspond à l'angle entre la direction du taux de contrainte et la direction du déviateur des contraintes. Le champ de  $\theta$  peut être calculé à l'instant de bifurcation pour évaluer la non-proportionnalité du chargement.

## 3.2 Stratégie de validation du critère de bifurcation

La stratégie de validation du critère de bifurcation repose sur un dialogue fort entre essais et calculs numériques. Elle a été appliquée aux deux structures étudiées :

- A. Résultats d'essais : Les données des essais sont le champ cinématique 3D de la surface de l'éprouvette ainsi que le chargement en effort en cours d'essais. Il est alors possible d'analyser les imperfections (conditions aux limites...), l'instant de bifurcation et les modes associés sous réserve d'identifier un critère de flambage expérimental. La branche de post-flambage suivie est aussi accessible.

- B. Simulation éléments finis de la région d'intérêt ROI : Une simulation numérique des essais en ne modélisant que la ROI et en imposant les déplacements mesurés par DIC au bord de celle-ci permet de recalibrer par FEMU la valeur du seuil élastique  $R_0$ , très sensible aux conditions de fabrication. Elle permet aussi de valider la pertinence de la loi de comportement EVP anisotrope proposée au moins sur la branche stable avant initiation du flambage, le calcul de bifurcation étant très sensible à la raideur instantanée de la structure.
- C. Simulation éléments finis de la configuration complète imparfaite : Ce type de simulation permet d'étudier la sensibilité aux imperfections (conditions aux limites ou imperfections de surface moyenne) et de simuler virtuellement les résultats du critère de bifurcation expérimental choisi dans un cas où les incertitudes sont maîtrisées.
- D. Analyse de bifurcation sur configuration parfaite : Ces analyses sont réalisées sur configuration idéalisée sans imperfection par calcul analytique (plaque) ou simulation éléments finis (demi-œuf). On peut ainsi valider le critère de bifurcation expérimental choisi par comparaison des résultats de c) et d) sans prêter attention aux incertitudes sur le comportement du matériau. Une analyse statistique de bifurcation prenant en compte le recalage de la limite d'élasticité  $R_0$  issu de b) et les incertitudes sur les paramètres d'écroutissage et de fluage (figure 3) permet finalement de comparer rigoureusement les résultats de a) et de d) à des fins de validation du critère proposé. Si aucune affirmation contraire n'est mentionnée, la bifurcation est calculée en utilisant le module tangent en théorie de la déformation de Hencky (équation 4).

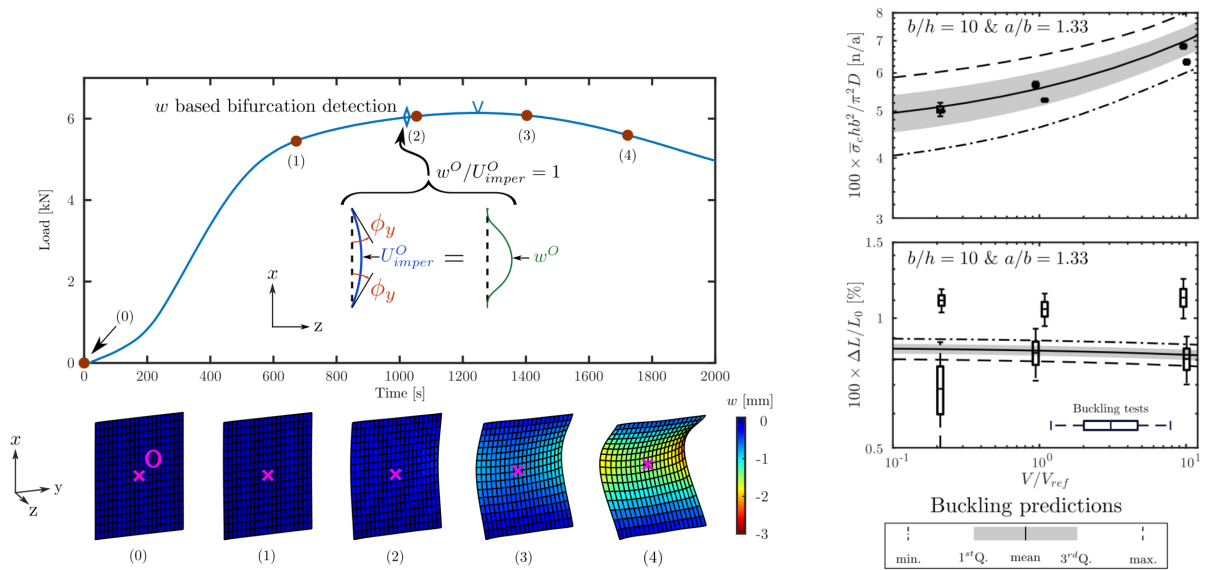
### 3.3 Synthèse des principaux résultats

#### 3.3.1 Chargement proportionnel : flambage de plaques épaisses sous compression uniaxiale

La figure 4 répertorie les principaux résultats des analyses sur le flambage de plaques EVP anisotropes épaisses soumises à une compression uniaxiale.

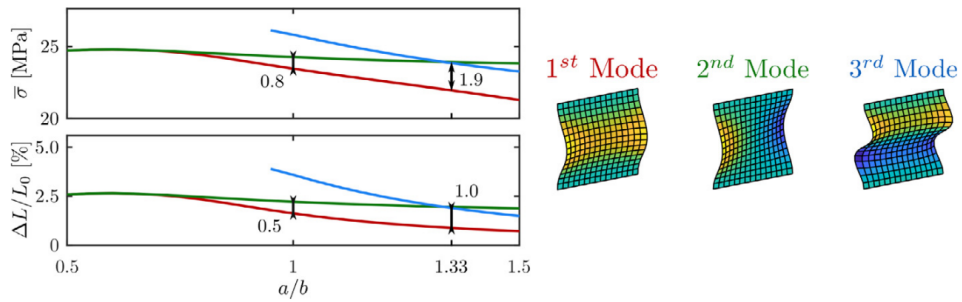
La figure 4a montre les résultats expérimentaux d'un des essais ( $a/b = 1, b/h = 10, \dot{u}/a = 5E - 5s^{-1}$ ). L'évolution de l'effort en fonction du temps est illustrée. Des marqueurs temporels sont indiqués sur la courbe. Ils correspondent aux images des déformées de la ROI sur lesquelles apparaît le champ de déplacement hors-plan  $w$  mesuré. L'analyse des champs de déplacement au plus proche de l'encastrement a montré des imperfections au niveau des conditions aux limites. La plus critique est une rotation autour de l'axe  $y$   $\phi_y$  qui a tendance à faire fléchir l'éprouvette en flexion pure. Le critère de flambage expérimental consiste à définir l'instant de la bifurcation (marqueur  $\diamond$ ) comme étant l'instant où le déplacement hors-plan au centre O de l'éprouvette est égale à la flèche en flexion pure  $U_{imper}^0$  au point O induite par la rotation  $\phi_y$  mesurée au moment du collapse (marqueur  $v$ ).  $\phi_y$  n'étant pas constant sur la largeur de l'éprouvette, une incertitude est intégrée à la mesure de l'instant de bifurcation

La figure 4d illustre une comparaison numérique (modèle B explicité en section 3.2) et expérimentale en termes de courbe effort normalisé ( $\bar{\sigma} = F/(bh) - R_0$ ,  $R_0$  étant identifié pour chaque essai) - déplacement normalisé ( $\Delta L/L_0$ ,  $L_0$  étant la longueur de la ROI). Les profils des déplacements hors-plan au niveau des deux lignes a) et b) sont aussi comparés à l'instant critique de flambage. Ces comparaisons sont plutôt avantageuses au moins jusqu'au moment de l'initiation du flambage. Les modes semblent insensibles à la vitesse de chargement. On peut noter, par ailleurs, une asymétrie de l'évolution du déplacement hors-plan sur la ligne b) pour l'éprouvette BT2/42. Cette asymétrie est d'autant plus prononcée que le rapport  $a/b$  est faible (résultat obtenu mais non illustré ici) ce qui peut être expliqué par la proximité des modes 1

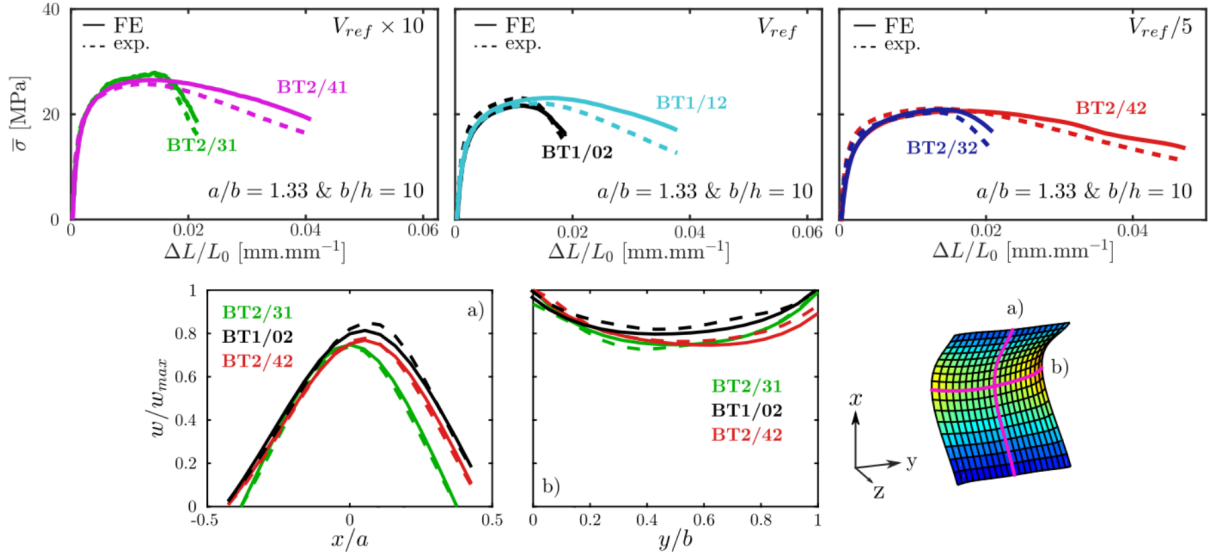


(a) Critère de bifurcation basé sur les données expérimentales

(b) Comparaison des charges critiques et déformations critiques de flambage (modèle D)



(c) Proximité des modes en fonction du rapport longueur-largeur de la zone utile (modèle D,  $b/h = 10, \dot{u}/a = 5E - 5s^{-1}$ )



(d) Comparaison expérimentale / numérique (modèle B) des courbes de contrainte - déformation conventionnelles et de la déformée à l'initiation du flambage, NB : BTi/j correspond à l'éprouvette j du batch de coulée i.

FIGURE 4 – Synthèse des résultats de flambage de plaques épaisses EVP anisotropes sous compression uniaxiale [187, 188].

et 2 prédite semi-analytiquement (modèle D, figure 4c). Le mode est alors une combinaison des modes 1 et 2 obtenu par bifurcation simultanée ou séquentielle, fortement influencée par les imperfections.

Enfin, la figure 4b illustre la comparaison en contrainte critique et déformation critique entre résultats expérimentaux et numériques (modèle D) en fonction de la vitesse de chargement. Les barres d'erreurs expérimentales sont dues à l'incertitude sur la valeur mesurée de  $U_{imper}^0$ . On remarque une incertitude réduite en contrainte mais plus forte en déformation. Elle est cependant de l'ordre de grandeur de l'incertitude de mesure en 3D-DIC. Les barres d'erreurs sur le calcul analytique de bifurcation sont dues aux incertitudes sur les paramètres de fluage et d'érouissage illustrées en figure 3b. Un bon accord est trouvé entre les résultats. De façon attendue, la charge critique de flambage augmente avec la vitesse de chargement.

### 3.3.2 Chargement non proportionnel : flambage de coques épaisses en forme de demi-œuf sous pression externe

La figure 5 répertorie les principaux résultats des analyses sur le flambage de coques épaisses EVP anisotropes soumises à une pression externe. Par rapport au cas précédent, la géométrie plus complexe de l'éprouvette induit un chargement non proportionnel évalué par le paramètre  $\theta$ . La figure 5b représente la répartition statistique de  $\theta$  calculée au moment de l'initiation du flambage dans la région encadrée pour différentes valeurs de  $t_{ref}$ , paramètre lié à la vitesse de montée en pression dans les essais défini dans le tableau 1. La non-proportionnalité moyenne est modérée (15°) même si localement certaines parties de la structure atteignent des valeurs de 40 à 50°.

Avant toute exploitation, le chargement expérimental réel étant éloigné de la consigne initiale (volume d'air emprisonné dans l'huile difficilement maîtrisable), les paramètres de chargement  $P_{inf}$ ,  $t_0$ ,  $t_{ref}$  de la courbe d'évolution de la pression de chaque essai ont été identifiés via la formule  $P(t) = P_{inf} \left( 1 - e^{-\frac{t-t_0}{t_{ref}}} \right)$ , cette évolution de pression est utilisée pour les modèles B, C, D. Une incertitude est associée aux paramètres  $P_{inf}$  et  $t_{ref}$  identifiés.

La figure 5a définit, d'une part, le critère de bifurcation expérimental choisi, et d'autre part, les valeurs de pression critique et maximale. Le critère expérimental de bifurcation retenu correspond au moment de l'inversion de direction du déplacement normale au sommet du demi-œuf. Suivant ce critère, une bifurcation a lieu avant le collapse de la coque.

La figure 5e illustre les déformées post-mortem de 3 échantillons ainsi que le déplacement normal associé du mode de flambage au moment de l'initiation et au moment du collapse. Ces courbes sont obtenues par transformée de Fourier dans un repère cylindrique associé à la section de l'œuf ayant le plus grand rayon (trait bleu). La première harmonique est enlevée car elle correspond aux déformations de la branche stable. Les modes obtenus sont asymétriques ou symétriques. Ils partagent la même longueur d'onde. Ces modes peuvent évoluer entre l'initiation et le collapse de la structure. Ces observations expérimentales sont cohérentes avec les analyses de bifurcation (modèle D). Elles montrent que les instants critiques des deux premiers modes (symétriques et axisymétriques) sont très proches (figure 5d). Comme le montrent les essais O/003 et O/005, la structure peut bifurquer sur une combinaison des modes 1 et 2 avant de privilégier l'un ou l'autre des modes en post-flambage.

Enfin la figure 5c compare les temps à bifurcation expérimentaux et numériques. Les prédictions numériques sont calculées dans des conditions définies ( $P'_{inf} = 4.5MPa$ ,  $R'_0 = 10.4MPa$ ). Les résultats expérimentaux (dont les valeurs de  $P_{inf}$  et  $R_0$  peuvent être différentes des valeurs indiquées précédemment) sont projetés dans cet espace. La valeur critique de flambage

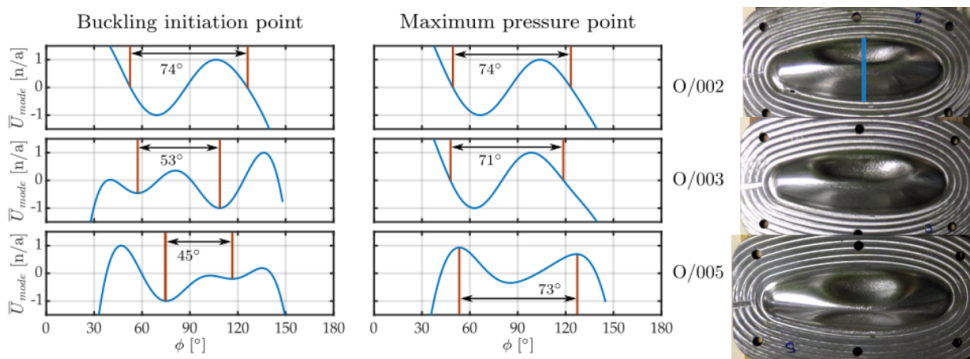
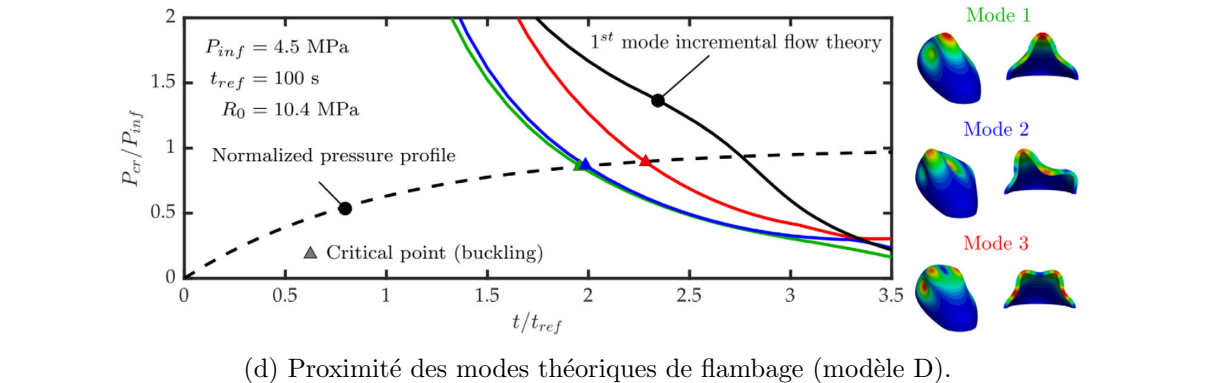
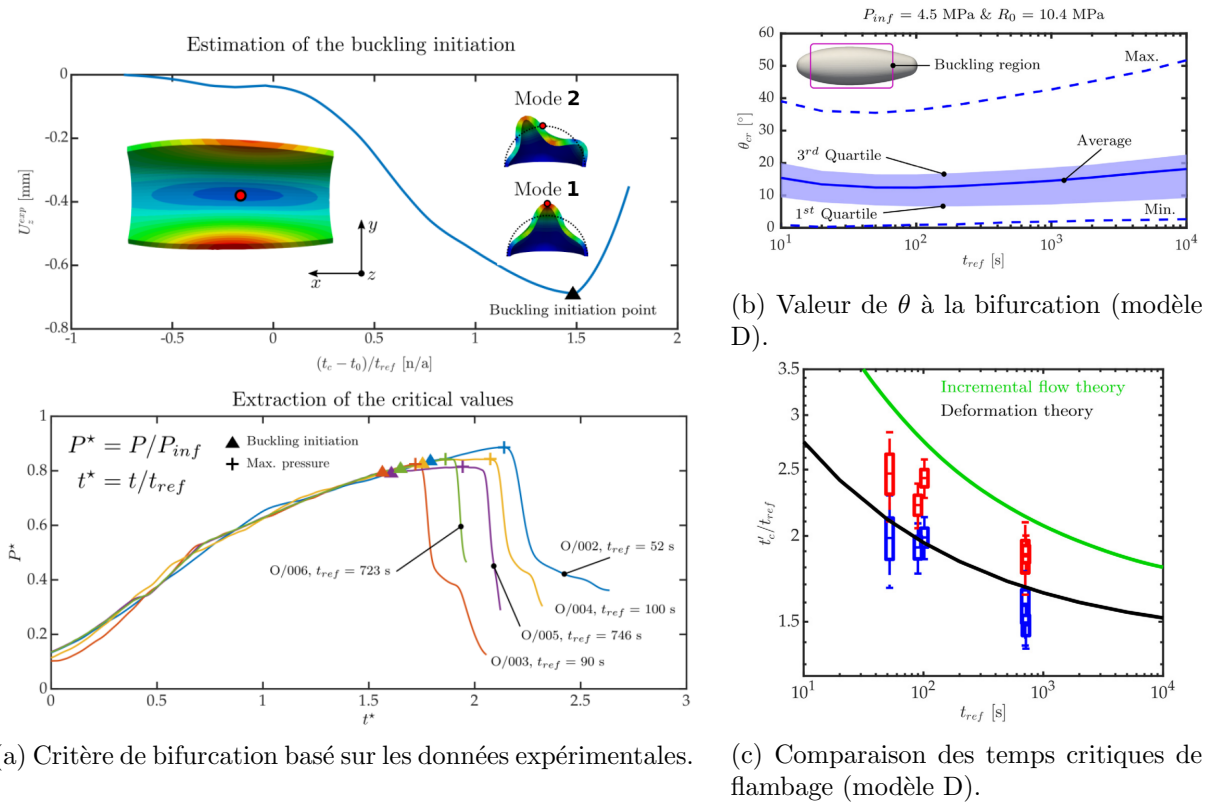


FIGURE 5 – Synthèse des résultats de flambage des coques épaisses EVP anisotropes sous pression externe [187, 189].

$t_c^{num}$  est calculée (modèle D) pour les conditions réelles expérimentales  $P_{inf}$ ,  $t_{ref}$  et  $R_0$  en prenant en compte leurs incertitudes. Elle est aussi calculée pour les conditions définies ( $P'_{inf} = 4.5MPa$ ,  $R'_0 = 10.4MPa$ ). Une projection linéaire utilisant le rapport entre ces deux valeurs est ensuite appliquée à la valeur  $t_c^{exp}$  mesurée expérimentalement.

$$t_c^{exp} = \frac{t_c^{exp}}{r_{tc}}, \quad (7a)$$

$$\text{avec } r_{tc} = \frac{t_c^{num}(P_{inf}, t_{ref}, R_0)}{t_c^{num}(P'_{inf}, t_{ref}, R'_0)}. \quad (7b)$$

Les barres d'erreurs bleues correspondent au critère de bifurcation expérimental (inversion de direction du déplacement du sommet de l'œuf). Les barres d'erreurs rouges correspondent aux instants de collapse. La ligne noire correspond à la prédiction par le module tangent issu de la théorie de la déformation de Hencky, la ligne verte à la prédiction par le module tangent issu de la théorie incrémentale. Une bonne corrélation est obtenue avec la théorie de la déformation. Comme attendu, la théorie incrémentale surestime l'instant de bifurcation. L'effet durcissant associé à l'augmentation de la vitesse de chargement ( $t_c/t_{ref} \nearrow$  quand  $t_{ref} \searrow$ ) est aussi obtenu expérimentalement et numériquement.

### 3.3.3 Limite de l'hypothèse de Bodner

Le modèle proposé découle de l'hypothèse de Bodner qui stipule que la bifurcation se fait à vitesse de déformation constante. Cependant, il est probable qu'au moment du flambage les vitesses de déformations augmentent de  $\Delta\dot{p}$  ce qui aurait pour conséquence d'augmenter le module tangent comme le montre la figure 6a entre les vecteurs vert et rouge. L'effet d'une augmentation de la vitesse de déformation peut être évalué en faisant un développement limité de la vitesse de chargement en contrainte :

$$\dot{\sigma}_{eq}(\dot{p} + \Delta\dot{p}) = \dot{\sigma}_{eq}(\dot{p}) + \frac{\partial \dot{\sigma}_{eq}}{\partial \dot{p}} \Delta\dot{p}, \quad (8a)$$

$$= \dot{\sigma}_{eq}(\dot{p}) + \frac{K}{n} \dot{p}^{\frac{1}{n-1}} \Delta\dot{p}, \quad (8b)$$

et en l'intégrant dans le calcul du module tangent instantané :

$$\frac{\dot{\sigma}_{eq}(\dot{p} + \Delta\dot{p})}{\dot{p} + \Delta\dot{p}} = R'(\dot{p}) \frac{\dot{p}}{\dot{p} + \Delta\dot{p}} + \frac{K}{n} \dot{p}^{\frac{1}{n-1}} \frac{\Delta\dot{p}}{\dot{p} + \Delta\dot{p}} \quad (9)$$

En utilisant l'expression précédente, la figure 6b montre qu'une augmentation de la vitesse de déformation  $\Delta\dot{p}$  a une influence faible sur la déformation critique tant que  $\Delta\dot{p}$  ne dépasse pas 1%.

Pour évaluer la sensibilité de la déformation critique de flambage à l'augmentation de la vitesse de chargement  $\dot{u}/a$  dans le cas de la compression de plaques épaisses, des calculs de post flambage avec imperfection (modèle C) sont réalisés et comparés aux résultats du calcul semi-analytique (modèle D). La figure 6c montre que la déformation critique estimée par le critère expérimental a tendance à augmenter avec la vitesse de chargement alors que la prédiction semi-analytique reste stable voir décroît lentement à haute vitesse de déformation. Il semble raisonnable d'associer l'augmentation de la déformation critique simulée à une augmentation de  $\Delta\dot{p}$  lorsque la vitesse de chargement augmente. Cependant l'écart entre les deux modèles reste faible ce qui a tendance à valider l'hypothèse de Bodner.

## 4 Conclusion et perspectives

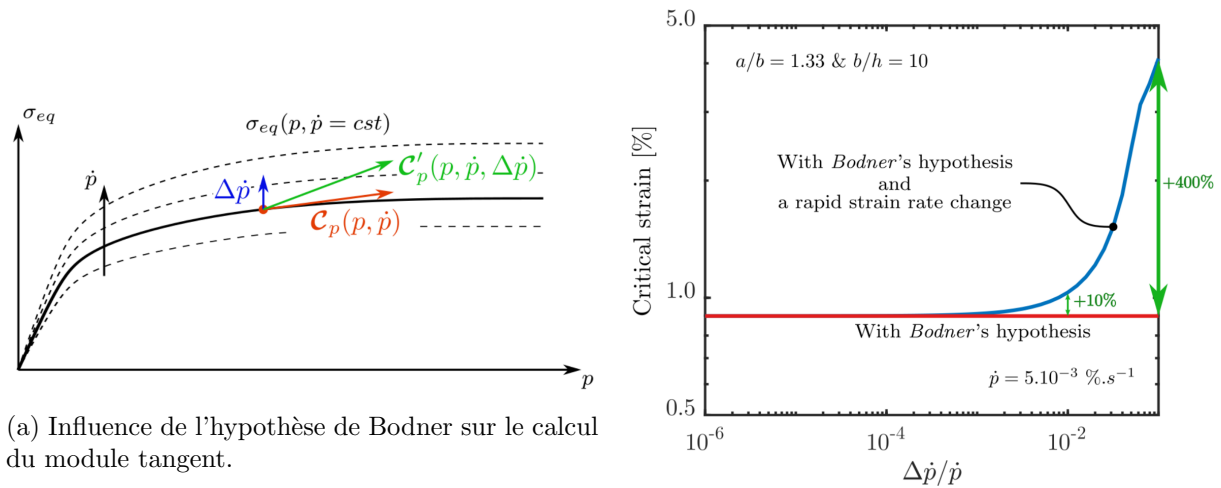
Un critère de bifurcation a été implémenté dans Cast3M pour étudier le flambage de structures épaisses élasto-visco-plastiques. Le critère est basé sur l'hypothèse de Bodner et utilise la théorie de la déformation de Hencky pour calculer le module tangent nécessaire à la prédiction. Le critère a été validé expérimentalement sur un cas de chargement proportionnel, un cas de chargement à non proportionnalité modérée et pour une gamme étendue de vitesses de chargement. Cette validation couvre les valeurs critiques à bifurcation (temps, contrainte, déformation) ainsi que les modes de flambage en utilisant une stratégie robuste de dialogue essai/calcul permise par la mesure de champ cinématique mise en place lors des essais.

Les limites du travail résident dans les incertitudes importantes associées aux propriétés du matériau obtenu. Le bénéfice lié à la suppression du chargement thermique permise par l'utilisation d'un alliage à bas point de fusion a été inhibé par la difficulté à mettre en forme l'alliage d'une manière répétable et sans défaut.

D'un point de vue scientifique, les perspectives associées à ce travail sont multiples. Il serait intéressant d'étudier des cas de non-proportionnalité plus marquée pour lesquels la théorie de la déformation risque d'être mise à défaut. Une des difficultés est de trouver une géométrie suffisamment simple pour faciliter les analyses tout en flambant dans le domaine plastique par bifurcation et non par point limite. Une des façons de contourner le problème serait d'augmenter la complexité du chargement en utilisant une géométrie d'éprouvette très simple, par exemple un cylindre sous chargement bi-axial (compression + pression externe). Dans ce cas, les modèles utilisant la théorie du coin devraient améliorer la prédiction mais il reste à valider la pertinence de ces modèles. Ces études devront être menées de préférence avec des modèles élasto-plastiques avant d'étendre l'analyse sur des problèmes élasto-visco-plastiques.

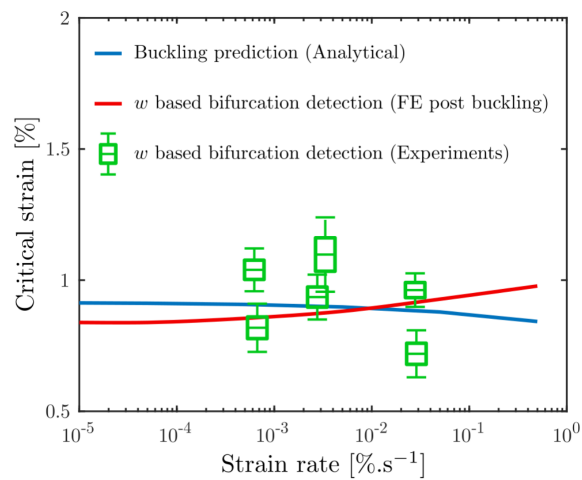
Un autre axe qui n'a pas été évalué dans ce document est le flambage sous fluage. Une validation du critère sous ce type de sollicitation serait très pertinente vis à vis du cas industriel initial. Il nécessiterait cependant une caractérisation plus fine du matériau avec des essais de fluage et de relaxation pour bien distinguer les parts relatives d'érouissage et de fluage ce qui n'a pas pu être rigoureusement fait dans le cadre des essais d'érouissage effectués.





(a) Influence de l'hypothèse de Bodner sur le calcul du module tangent.

(b) Influence d'une variation de vitesse de déformation cumulée  $\Delta\dot{p}$  pendant la bifurcation.



(c) Comparaison des déformations critiques obtenues par le modèle semi-analytique de plaque (modèle 4) et celles obtenues par simulation avec imperfection (modèle C) sur une large gamme de vitesse de chargement  $\dot{u}/a$

FIGURE 6 – discussion sur la validité de l'hypothèse de Bodner [187, 189].

# Vers la maîtrise de l'état résiduel des pièces issues de fabrication additive métallique par dépôt de matière sous flux dirigé (DED)

## 1 Introduction, contexte et problématique

A mon arrivée au LaMCoS en septembre 2015, je me suis investi dans la création d'une nouvelle thématique au sein du laboratoire sur la fabrication additive métallique de type DED (Directed Energy Deposition - Dépôt de matière sous flux dirigé). Je me suis conjointement lancé dans cette aventure avec mon collègue Thomas Elguedj, plutôt positionné sur les aspects numériques. Il s'agissait de tirer profit des compétences et savoirs-faire développés au LaMCoS sur les procédés de soudage pour répondre à l'intérêt suscité par les procédés de fabrication additive métallique. Ces compétences initiales regroupent la simulation thermo-métallurgique des matériaux à durcissement structural [82–84, 96, 316, 317, 319, 322], la mise au point de simulateurs thermo-mécaniques expérimentaux [89, 225, 226, 318], le développement de méthodes de réduction de modèle appliquées à l'accélération des simulations du soudage [222–224].

La création de cette thématique m'a demandé beaucoup d'investissement avec entre autres actions : fédérer un petit groupe à l'échelle du laboratoire, intégrer activement les réseaux de fabrication additive régionaux et nationaux, rechercher des financements, mettre en place des ressources technologiques catalyseuses de développements scientifiques. Le premier financement, obtenu en tant que porteur du projet, est le projet MELTED (projet collaboratif de l'institut Carnot Ingénierie@Lyon). Il a débuté en 2016 et a permis, au niveau du groupe, de lancer les premières recherches avec deux post-doctorants. Néanmoins, la thématique initiée commence tout juste à porter ses fruits avec une première thèse débutée en 2021. Cinq thèses sont actuellement en cours sur la thématique.

Les procédés de fabrication additive répondent à plusieurs enjeux du marché actuel comme la personnalisation (biomédical, luxe, art) ; la réalisation de surfaces internes complexes (outillage, transport terrestre, aéronautique, aérospatial, énergie) ; le service après-vente : 0-stocks, réparation (transports, énergie) ; la réduction du nombre de composants dans un système assemblé (transports, énergie) ; l'allègement des structures (transports). [321] montre quelques applications industrielles accomplies. L'agilité de ces procédés leur permet d'offrir des possibilités étendues et/ou complémentaires par rapport aux procédés conventionnels. En effet, ils sont intégrés dans une chaîne numérique réduite sans nécessité de conception d'outillage spécifique

tout en offrant des possibilités énormes en termes de géométries réalisables. Ces technologies auront un impact majeur sur le plan industriel mais également économique, sociétal et potentiellement écologique (ce point doit être approfondi et démontré sérieusement [72, 150, 259]). Elles ont été identifiées comme des technologies cibles essentielles par l'Académie des Technologies et l'Alliance pour l'Industrie du Futur.

Parmi les procédés de fabrication additive, les procédés métalliques font l'objet d'un intérêt particulier des industriels. Ils incluent différentes technologies comme l'assemblage de couches à partir de plaques (Laminated Object manufacturing), les procédés basés sur la fusion de métal (Powder or Wire based Directed Energy Deposition DED, Powder Bed Fusion PBF) ou le déliantage/frittage de poudre (comme par exemple la technologie Metal Binder Jetting MBJ) [72, 122, 130]. Les procédés de type PBF et MBJ sont adaptés à la réalisation de petites pièces de géométrie très complexe. De façon complémentaire, les technologies DED [68] offrent des vitesses de fabrication plus élevées et des contraintes d'espace de travail moins limitées. Les géométries réalisables sont plus simples (near-net-shape) mais peuvent être complexifiées et fonctionnalisées par une hybridation du procédé avec des technologies soustractives [141]. Ces procédés sont adaptés à la réparation de pièces ou encore l'ajout de fonction volumique ou surfacique sur une pièce existante. Dans cette famille de procédés, on distingue les procédés dont le matériau d'apport est sous forme de fil (apport d'énergie par arc électrique WAAM, apport d'énergie par laser WLAM...) et les procédés dont le matériau d'apport est sous forme de poudre (Laser Metal Deposition with powder LMD-p). Le procédé LMD-p a une productivité plus faible mais il se distingue par la possibilité de mixer de manière contrôlée plusieurs poudres d'apport et ainsi fabriquer des pièces à gradient de composition chimique (Functionally Graded Material FGM) ou des Composites à Matrice Métallique (MMC) [263].

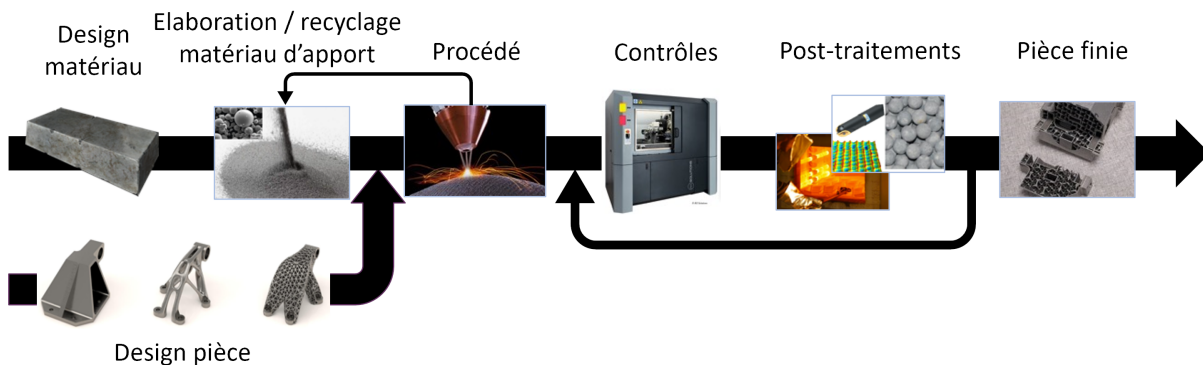


FIGURE 1 – Chaîne de la valeur de la fabrication additive métallique.

De manière générale, les technologies de fabrication additive métallique sont des procédés jeunes qui souffrent d'un manque de fiabilité pour atteindre les standards industriels d'une production automatisée capable de produire des séries unitaires à plus volumineuses de pièces de haute qualité [118]. En effet, la maîtrise de l'état résiduel des pièces (géométrie, porosité, composition chimique de l'alliage après fusion, microstructure, contraintes résiduelles, etc) reste très relative [77, 122, 130, 178] du fait de la physique très complexe mise en jeu lors de la fabrication [111, 261]. Il en résulte des étapes de post-traitements indispensables mais celles-ci limitent l'utilisation de ces technologies dans un cadre économiquement viable. Ainsi, des efforts de recherche sont nécessaires sur toute la chaîne de valeur de la fabrication additive métallique depuis la

conception de la pièce jusqu'à son contrôle qualité et la caractérisation de ses propriétés fonctionnelles (figure 1).

Je consacre mes travaux aux procédés DED et plus spécifiquement au procédé LMD-p (Laser Metal deposition with powder) [68, 221, 263, 289, 296, 297, 305].

La matière est déposée par projection de poudre métallique dans un bain fondu localement par un laser. La buse comporte le système de focalisation optique du laser, le système de focalisation de la poudre métallique, un circuit d'inertage de la zone active du procédé (figure 2a). La buse et/ou la pièce en cours de fabrication est mise en mouvement par une chaîne cinématique. La pièce est ainsi fabriquée couche par couche.

Les paramètres de réglage principaux du procédé sont la puissance du laser, le débit de poudre et la vitesse de balayage de la buse (figure 2d) mais un certain nombre de paramètres supplémentaires restent critiques (figure 2b).

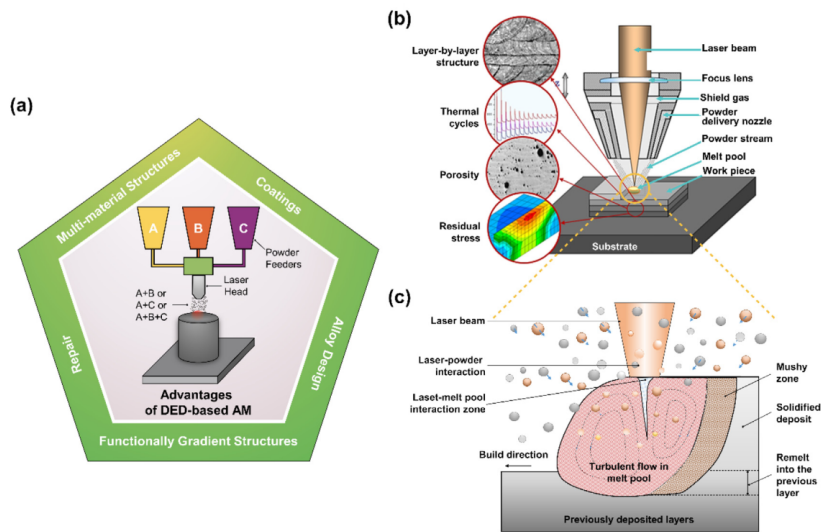
Par rapport au cas du soudage, les spécificités de la physique mise en jeu sont illustrées en figure 2c. Les poudres en sortie de buse interagissent avec le faisceau laser [260] ce qui les préchauffe. Cette interaction limite la taille minimale des particules pour éviter leur vaporisation. La puissance résiduelle du laser fond localement le substrat dans un régime de conduction bien que dans certaines configurations un keyhole ait été observé [337]. L'interaction poudre-bain fondu est aussi spécifique. La thermo-hydraulique du bain fondu, communément pilotée par les effets de tension de surface (capillarité, Marangoni), est perturbée par l'action mécanique des poudres entrant dans le bain. Le mouvement des particules à l'intérieur du bain fondu ou le piégeage du gaz d'inertage devant la particule pénétrant dans le bain peuvent générer une porosité propre à cette interaction [337]. Le débit de matière est aussi limité par un effet bouclier des particules qui, dans certaines configurations, peuvent flotter sur le bain fondu avant leur fusion complète et provoquer des rebonds [168]. Enfin, l'histoire thermique du matériau est caractérisée par des transitoires très rapides de fusion refusion (dilution optimale de 10 à 30%) et un cyclage thermique induisant un recuit anisotherme de la pièce en cours de fabrication. Les vitesses de refroidissement peuvent atteindre entre  $10^2 - 10^4 \text{Ks}^{-1}$  et des gradients thermiques de l'ordre de  $10^4 - 10^5 \text{Km}^{-1}$ . Par ailleurs, les caractéristiques de ce cyclage dépendent de la position du point considéré (proche du substrat, proche de la dernière couche déposée, couches intermédiaires). Les matériaux qui en découlent peuvent être caractérisés par des phases hors-équilibre, des fissures de solidification/liquation, une solidification directionnelle, des contraintes résiduelles, des porosités, de la délamination, du gauchissement.

Certaines de ces caractéristiques peuvent être significativement atténuées par une optimisation du procédé, un monitoring in-operando et un contrôle en boucle fermée du procédé. C'est dans cette voie que mes travaux se positionnent.

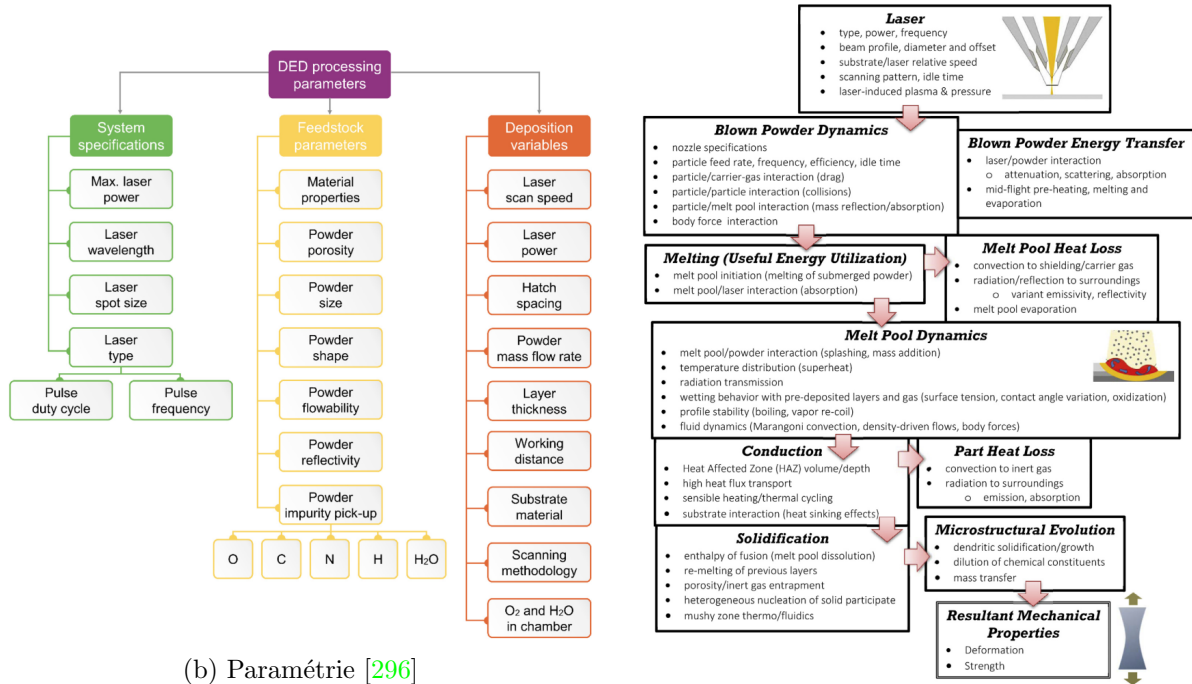
## 2 Vers le contrôle en temps réel des procédés DED

Si le potentiel industriel des procédés DED est avéré, une marche importante reste à franchir pour obtenir, dès la première tentative, une pièce géométriquement et métallurgiquement saine. Une des voies d'amélioration réside dans la fiabilisation de l'étape de fabrication (figure 3). Dans cette optique, nous nous proposons d'agir sur différents leviers :

1. En amont de la production : La maîtrise de l'état résiduel des pièces nécessite l'optimisation des paramètres de réglage du procédé. Compte tenu du caractère géométrie-dépendant de la physique mise en jeu, une des pistes d'optimisation réside dans la mise en place de méthodes numériques précises et rapides permettant de simuler l'histoire thermo-métallurgique

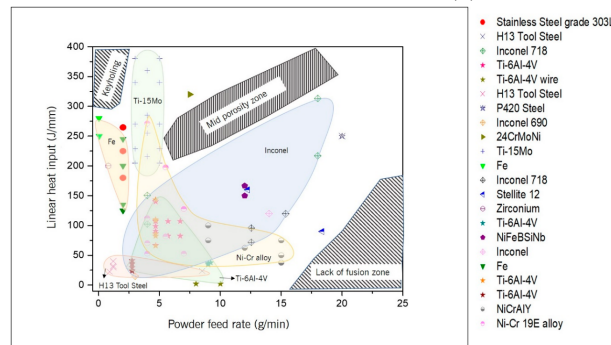


(a) Applications et principe de fonctionnement [296].



(b) Paramétrie [296]

(c) Physique mise en jeu [305]



(d) Carte de réglage des principaux paramètres procédés [126]

de chaque point de la pièce pendant la fabrication afin d'optimiser les paramètres de réglage et la trajectoire de la buse. Un certain nombre de modèles à physiques couplées existent aux différentes échelles spatio temporelles du procédé [111] :

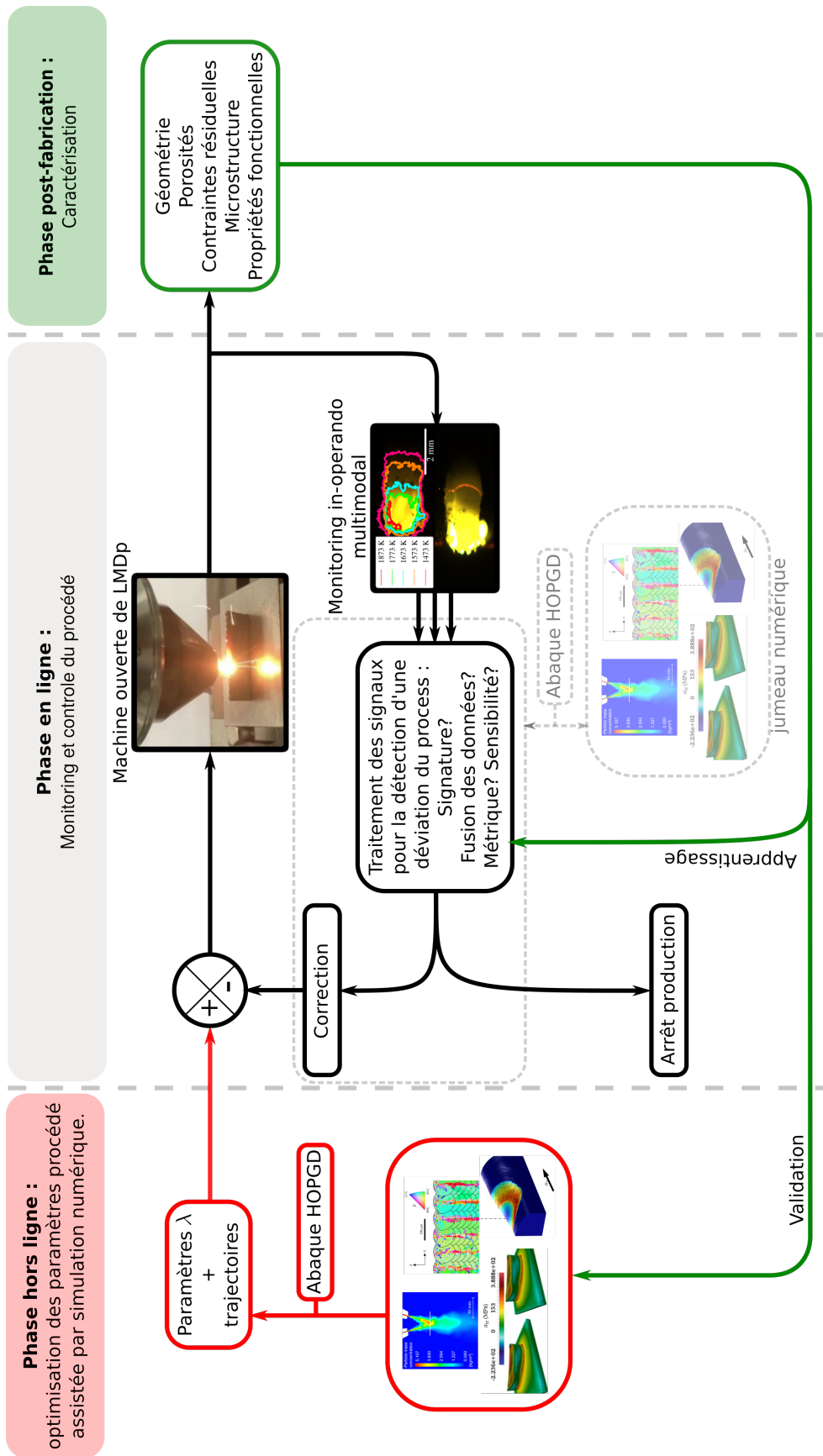
- (a) à l'échelle du bain fondu : pour simuler l'interaction laser-poudre-substrat, la forme du bain fondu, la forme du cordon après solidification et éventuellement les porosités induites [169, 197, 240, 299].
- (b) à l'échelle de la pièce pour simuler les contraintes résiduelles, les déformations, le délaminage [92, 94, 247, 332, 333].
- (c) à l'échelle de la pièce pour représenter la croissance des grains et la texture obtenue [110, 143] ou la microstructure [87].

Ces dernières avancées, bien que fortement optimisées, restent encore gourmandes en temps de calcul. Nous cherchons à aller plus loin dans la réduction des coûts de calcul par des méthodes disruptives [123] ou par réduction des modèles existants via des méthodes non intrusives de type HOPGD [222–224]. Mon apport sur ce point est moins prégnant. Il consiste à renforcer le dialogue essais/calculs (caractérisation des propriétés physiques nécessaires aux simulations, validation des simulations par la mise en place d'essais de référence fortement instrumentés).

2. En cours de fabrication : Il est nécessaire de contrôler que la production se passe de façon nominale. Cela nécessite :
  - (a) de mettre en place des systèmes de monitoring in-operando multi-modaux aux différentes échelles du procédé (bain fondu, cordon, pièce en cours de construction) compatibles avec les temps caractéristiques du procédé [113, 172, 175, 219, 237, 271, 300],
  - (b) de comprendre le lien entre les données du monitoring et l'état final de la pièce après fabrication [146, 300, 336].
  - (c) d'analyser la sensibilité de l'état résiduel aux déviations mesurées. La mise en place d'indicateurs discriminants permettant de statuer sur la probabilité de présence de défauts en cours de fabrication [154, 204, 238, 286] et sur la possibilité de corriger le défaut ou non. Dans ce dernier cas, un arrêt de production au plus tôt est un enjeu économique important.
  - (d) de mettre en place une boucle de rétroaction permettant la correction des paramètres d'entrée du procédé à travers des cartes de corrélations entre des indicateurs mesurés de l'état résiduel et les paramètres de fabrication ajustables en cours de fabrication [148, 153, 293, 294]. Cette rétroaction pourrait si nécessaire être assistée par un jumeau numérique [131, 208].

Les avancées sur ces différents points sont déjà importantes. Cependant, à l'heure actuelle, le contrôle du procédé a été appliqué à un unique objectif (par exemple la maîtrise de la géométrie, ou la maîtrise de la microstructure, ou la détection d'un certain type de porosité) à partir d'une unique mesure (le plus souvent une signature thermique au niveau du bain fondu). Il reste à mon sens des questions à approfondir sur :

- le choix de la métrique la plus sensible à la détection d'une déviation,
- la pertinence d'utiliser plusieurs capteurs permettant une multi-modalité des mesures, la fusion de ces données différentes pour augmenter les capacités de détection des défauts,
- l'intégration de cette multi-modalité dans le contrôle adaptatif à plusieurs entrées - plusieurs sorties (MIMO) et la définition du compromis optimal vis-à-vis de l'état résiduel,



116 FIGURE 3 – Projet de recherche à long terme. Figures tirées de [92, 110, 195, 240, 299]

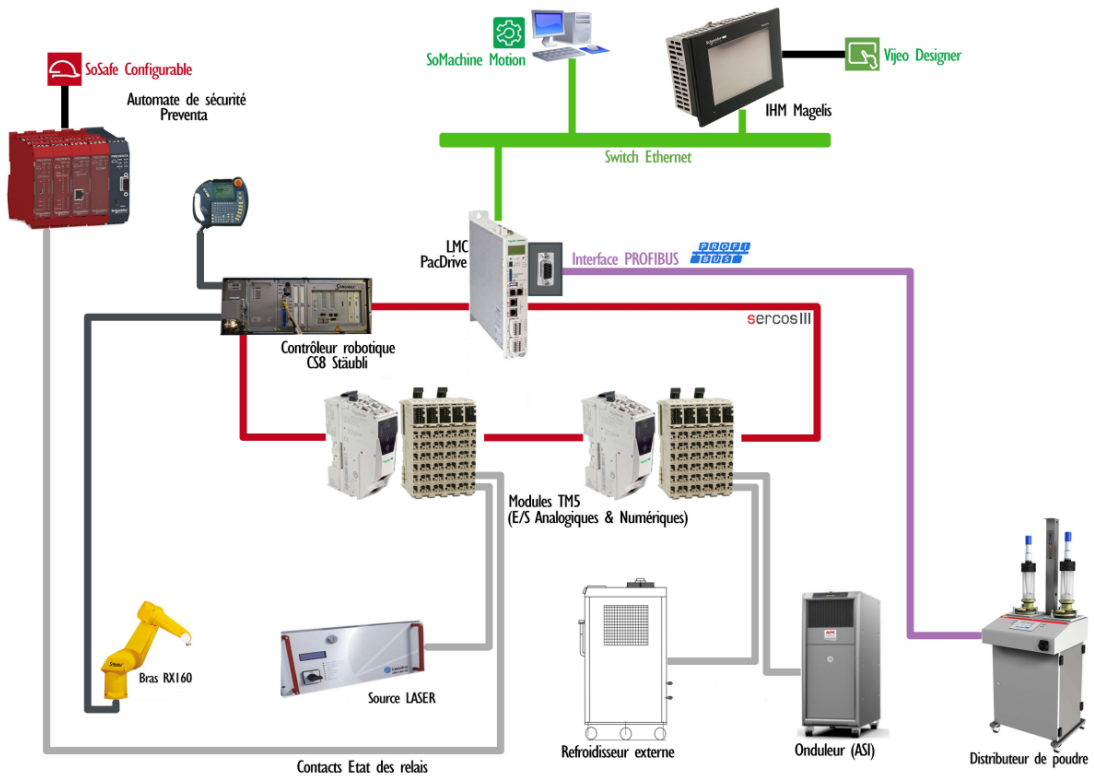
- la pertinence d'un dialogue fort entre simulation numérique et boucle de rétroaction via la mise au point d'un jumeau numérique pour le calcul des corrections par rapport à l'utilisation de modèles non-physiquement fondés pilotés par les données. L'implémentation d'un jumeau numérique doit être compatible avec les temps caractéristiques du procédé.

Dans le cas du LMD-p, cette méthodologie devra d'abord être appliquée sur des poudres mono-matériaux puis sur des mélanges de poudre (FGM, MMC).

### 3 Quelques réalisations



(a) LASCOL en cours de fabrication.



(b) Architecture de commande.

FIGURE 4 – Machine ouverte LASCOL.



### 3.1 Mise en place d'une machine ouverte de LMD-p : LASCOL

Les machines industrielles sont très souvent fermées. Elles ne permettent pas d'avoir accès à l'architecture de pilotage. La première action entreprise a été d'assembler notre propre machine ouverte de LMD-p. Cette action plus technologique qu'académique a débuté en 2016 avec l'immense aide de ma collègue Mady Guillemot qui est responsable de l'architecture de commande et de sécurité ainsi qu'avec le support de Schneider. Les premiers murs ont été fabriqués en 2019. C'est cette machine qui catalyse les développements scientifiques actuels.

La machine LASCOL (figure 4) est constituée de :

- une source laser à diode laserline LDM2000-40, de longueur d'onde ajustable en fonction de la température de refroidissement de la source entre 980-1100 $\mu$ m, pilotable entre 200 et 2000W,
- une buse Precitec coaxiale YC52 munie d'un accès caméra coaxial. Le diamètre du faisceau laser à focalisation est de l'ordre de 1.4mm,
- un distributeur de poudre Oerlikon Twin 150 à 2 trémies chauffées,
- un robot Staubli 6axes RX160,
- une chaîne cinématique cartésienne 2 axes,
- une enceinte avec un système d'extraction d'air ATEX,
- une architecture de commande Schneider Packdrive.

Actuellement, nous sommes capables de réaliser des structures simples (mur, cylindre à base carrée, pavé), nous avons aussi implémenté la possibilité de faire varier les paramètres principaux (distributeur de poudre, puissance laser, vitesse de balayage) en fonction de la couche considérée (applications FGM, MMC).

Il reste cependant encore des développements technologiques importants :

- un système de préchauffage du substrat,
- un post-processeur pour la génération de trajectoires afin d'être en mesure de réaliser des pièces plus complexes,
- l'architecture de rétroaction,
- une chambre inertée pour la fabrication des matériaux plus réactifs tels que les alliages de titane,
- un système permettant de faire vibrer par ultrasons en grande fréquence le substrat pour limiter les hétérogénéités microstructurales et casser la croissance colonnaire de certains alliages [252].

Ces développements sont réalisés dans le cadre de projets de la formation ingénieur de 4<sup>e</sup> et 5<sup>e</sup> années des départements génie mécanique et génie électrique de l'INSA de Lyon.

### 3.2 Développement d'un capteur bichromatique pour la mesure de champ thermique in-operando [195]

Ces développements ont été réalisés dans le cadre de la thèse de Loic Jegou, co-encadrée sur cette partie avec mon collègue IR CNRS Joel Lachambre.

La mesure de température au niveau du bain fondu est un point particulièrement sensible pour le contrôle en boucle fermée du procédé. Stabiliser la signature thermique de la process zone (image de la température, morphologie du bain fondu) est une méthode de contrôle efficace pour réduire les défauts géométriques, la porosité et les hétérogénéités de microstructure. Si l'on veut en plus piloter la microstructure, il faut être capable de mesurer les gradients thermiques et les vitesses de solidification en cours de fabrication. Pour cela, une mesure absolue du champ de température est nécessaire. La captation et la stabilisation d'une intensité lumineuse mesurée par un capteur monochromatique (comme utilisé en section 2.1.1) n'est plus suffisante car, compte tenu de l'environnement de travail (réflexion laser, vapeur d'éléments chimiques, phases liquide/solide, oxydation de la surface...), la transmissivité du chemin optique et l'émissivité de la surface sont hétérogènes et difficiles à calibrer. Les capteurs bichromatiques, pour lesquels l'hypothèse est faite que l'émissivité  $\epsilon_s(\lambda, \dots)$  (corps gris) et la transmissivité  $\tau(\lambda, \dots)$  ne dépendent pas de la longueur d'onde, permettent de répondre à cette problématique de façon satisfaisante [237].

Un capteur bichromatique mesure le rayonnement d'une surface sur deux longueurs d'onde  $\lambda_1$  et  $\lambda_2$  pour en calculer la température de surface  $T_s$  à partir du modèle radiométrique défini en équation 1. Ce modèle est obtenu à partir de la loi de Planck simplifiée par l'approximation de Wien (équations 2 et 3 de la section 2.1.1) :

$$T_s = \frac{C_2 \left( \frac{1}{\lambda_1} - \frac{1}{\lambda_2} \right)}{5 \ln \left( \frac{\lambda_1}{\lambda_2} \right) + \ln \left( \frac{L^0(\lambda_1, T_1)}{L^0(\lambda_2, T_2)} \right) + \ln \left( \frac{\epsilon_s(\lambda_2, \dots)}{\epsilon_s(\lambda_1, \dots)} \right) + \ln \left( \frac{\tau(\lambda_2, \dots)}{\tau(\lambda_1, \dots)} \right)}, \quad (1)$$

$L^0(\lambda_1, T_1)$  la luminance d'un corps noir à la température  $T_1$  de couleur  $\lambda_1$  équivalente à la luminance de la surface mesurée  $L(\lambda_1, T_s)$  à la température  $T_s$ .

Par rapport aux dispositifs bichromatiques [237] ou thermoréfectométriques [287] existants, nous avons pour objectif de concevoir un capteur à faible coût, disposant d'un faible encombrement afin d'être facilement intégrable in-operando avec des résolutions spatiales et temporelles adaptées aux procédés DED. Il devait permettre de mesurer un champ de température absolue au dessus de 900°C aussi bien dans la phase solide que dans la phase liquide en condition industrielle. Notre choix s'est porté sur une caméra Victorem IOI munie d'une matrice de capteurs photosensibles CMOS (bonne résolution & rapidité) et d'un filtre Bayer RGB pour réaliser une mesure de température bichromatique dans le visible.

Le filtre Bayer étant composé de filtres passe-bande à bandes passantes plutôt étendues, la réponse spectrale de la caméra au niveau de chaque pixel R, G ou B est elle-aussi étendue (figure 5a). Ainsi dans l'équation 1, la caméra ne mesure pas directement la luminance de la surface  $L(\lambda_i, T_i)$  mais l'intégrale sur le domaine spectral de cette luminance modifiée par la réponse spectrale  $\mathcal{SR}_{ch}(\lambda)$  de la caméra convertie en une intensité  $I_{ch}$  par canal  $ch$  ( $ch = \text{R}, \text{G}$  ou  $\text{B}$ ) :

$$I_{ch} = a_{ch} \int_{\lambda_{inf}}^{\lambda_{sup}} \mathcal{SR}_{ch}(\lambda) L(\lambda, T) d\lambda. \quad (2)$$

De même avec la caméra utilisée, les longueurs d'onde  $\lambda_i$  de l'équation 1 ne sont pas maîtrisées. Ces valeurs sont approchées par des constantes suivant l'hypothèse de longueur d'onde effective  $\lambda_i^e$  [283, 288]. Il est alors possible de réduire l'équation 1 à la formule 3 :

$$T_s(T_1, T_2, \lambda_{slp}) = \frac{\lambda_{slp} - 1}{\lambda_{slp}/T_2 - 1/T_1} \text{ avec } \lambda_{slp} = \frac{\lambda_1^e}{\lambda_2^e}. \quad (3)$$

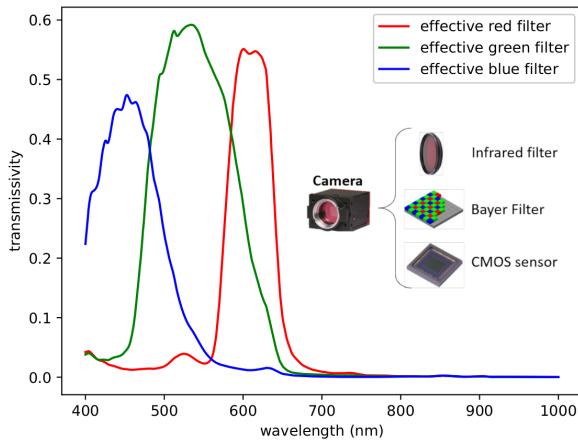
La calibration du capteur revient à déterminer les températures de couleur  $T_1$  et  $T_2$  associées aux pixels vert et rouge via l'identification des constantes  $a_1$  et  $a_2$  de l'équation 2 en utilisant un corps noir. Il suffit ensuite d'identifier le paramètre  $\lambda_{slp}$  à partir d'un corps noir ou d'un corps gris. En pratique, cette calibration a été effectuée en utilisant un corps noir entre 900 et 1200°C et une lampe de Tungstène (corps gris) entre 1600 et 2000°C. Les résultats sont très satisfaisants compte tenu de l'étendue de la bande passante des filtres RGB (figure 5b).

Pour étendre la plage de mesure du capteur de 900 à plus de 2000°C, il est nécessaire de travailler en multi-temps d'exposition (mode High Dynamic Range HDR). Cela permet de plus de bénéficier d'une exposition optimale quelle que soit la température mesurée (haut rapport signal sur bruit). Des images à divers temps d'exposition sont ainsi prises séquentiellement en faisant l'hypothèse d'une stabilité du bain fondu entre chaque image. Une image à sensibilité étendue est ensuite reconstituée (figure 5c).

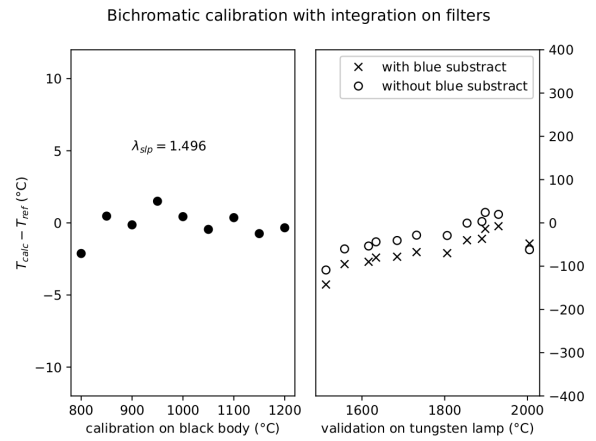
Le capteur a été validé en phase solide par comparaison à des mesures de thermocouples de type K soudés sur un barreau chauffé par induction (figure 5d). L'écart  $E_{abs}$  avec la température mesurée par les thermocouples est inférieur à l'incertitude de mesure des thermocouples (droite pointillée). Le capteur a aussi été validé en phase liquide à partir de la fusion laser d'un barreau de métal pur à 99.8% de vanadium dont la température de fusion est parfaitement connue (2183K). Sur la figure 5e, le laser impacte la surface supérieure du barreau et chauffe celui-ci par conduction jusque 1.96s. Une partie du barreau fond ce qui se traduit par la formation d'une goutte sphérique (sous l'effet des contraintes de capillarité). L'isotherme 2183K est tracée en rouge et correspond parfaitement au bas de la goutte (interface solide-liquide). De plus, alors que la goutte refroidit (remontée des isothermes supérieures à 2183K du bas vers le haut de la goutte), l'isotherme à 2183K reste bien en place au niveau de l'interface (chaleur latente de solidification).

Le capteur a été utilisé avec succès lors de la fabrication d'un mur en 316L par LMDp (figure 6a) avec une prise de vue coaxiale au laser (vue de dessus du bain fondu) et d'un mur en acier fabriqué par WAAM-CMT sur les équipements du G-SCOP à Grenoble (figure 6b) avec une prise de vue de côté. Les champs de température mesurés semblent cohérents avec l'attendu. Les gradients thermiques au niveau de l'interface solide-liquide sont mesurables.

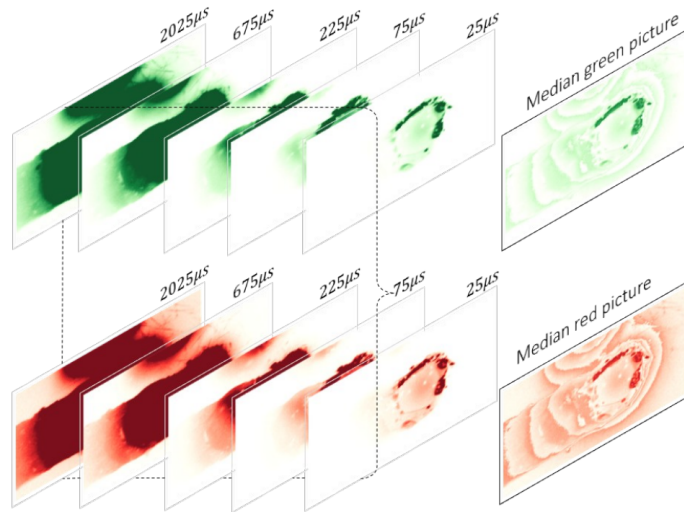
En conclusion, les résultats obtenus sont très encourageants. Le capteur répond à une véritable problématique industrielle et académique. Une des limites de ce travail réside dans les températures accessibles ( $>900^\circ\text{C}$ ), invalidant le capteur pour des matériaux à plus bas point de fusion comme les alliages d'aluminium. L'autre limite réside dans la validité de l'hypothèse de corps gris. En effet, les premiers nanomètres de formation d'oxyde semblent mettre à défaut cette hypothèse [220, 290]. Lorsque le métal est à nu (figure 5e) ou que la couche d'oxyde est suffisante (figure 5d), l'estimation de la température est correcte. Dans le cas du WAAM ou du LMD-p, il y a de fortes chances qu'au moins une partie de la région d'intérêt soit affectée par cette problématique comme illustré dans le cas du WAAM sur la figure 6b. Dans le cas du LMD-p, nous ne comprenons pas encore très bien sur la figure 6a ce qui se passe au niveau du front amont du bain fondu. La température prédite comporte un pic alors que dans cette zone la température devrait être la température de la zone pâteuse. Plusieurs hypothèses peuvent être formulées : effet géométrique (angle de flottabilité), effet de la zone pâteuse sur la rugosité de la surface, formation ou transport d'une fine couche d'oxyde...



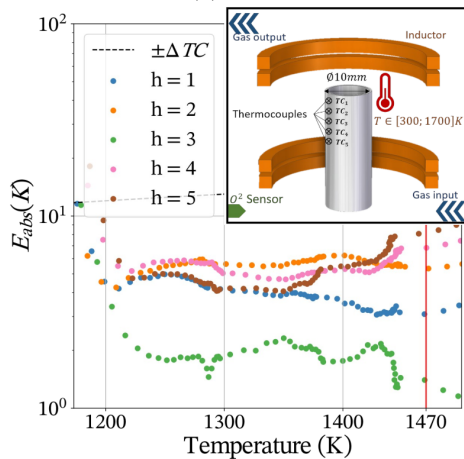
(a) Réponse spectrale  $\mathcal{SR}_{ch}(\lambda)$  de la caméra au niveau de chaque canal R, G et B. Données constructeur.



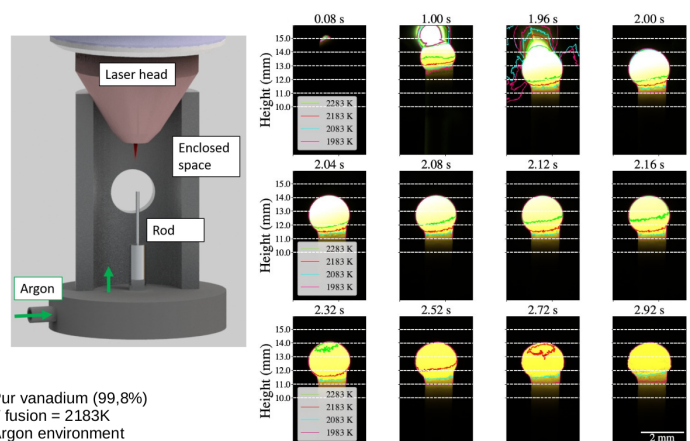
(b) Résultats de calibration sur corps noir et lampe de Tungstène.



(c) Reconstitution d'une image à partir des images prises en mode HDR.

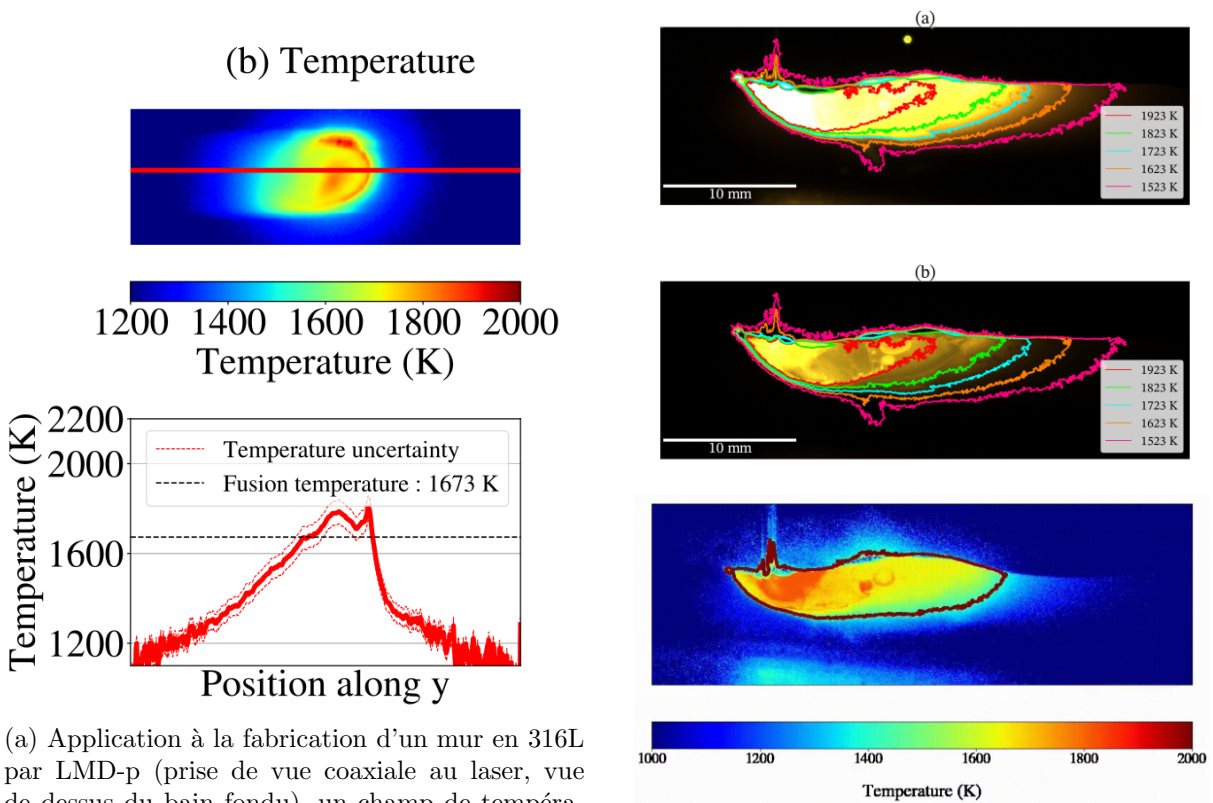


(d) Validation en phase solide par chauffage induction d'un tube à l'air.



(e) Validation en phase liquide par fusion d'un barreau de Vanadium.

FIGURE 5 – Capteur de mesure de champ de température in-operando [195].



(a) Application à la fabrication d'un mur en 316L par LMD-p (prise de vue coaxiale au laser, vue de dessus du bain fondu), un champ de température est reconstruit toutes les 160 ms soit tous les 0.8mm de déplacement de la buse. Le graphique correspond au profil de température estimée sur la ligne rouge, la vitesse de balayage de la buse étant dirigée de la gauche vers la droite.

(b) Application à la fabrication d'un mur en acier par WAAM-CMT (prise de vue transverse du bain fondu). a) image au temps d'exposition de 0.20ms, b) 0.04ms, c) champ de température reconstruit tous les 120ms soit tous les 0.8mm de déplacement de la tête.

FIGURE 6 – Utilisation du capteur sur des procédés DED [195].

### 3.3 Les projets en cours

#### 3.3.1 Projet Carnot Ingénierie@Lyon Tortellini, 2021-2024

Le projet Carnot Ingénierie@Lyon TORTELLINI (LaMCoS, LVA, LTDS), porté par mon collègue Thomas Elguedj, vise à la compréhension et à la modélisation des phénomènes mis en jeu à l'échelle du bain fondu.

D'une part, dans le cadre des travaux de thèse de Loic Jegou (LaMCoS-LVA), nous cherchons à mesurer des métriques du bain fondu : mesure de la température en surface détaillée en section 3.2, morphologie du bain en volume par la mise au point d'un dispositif d'observation in-situ par radioscopie RX adapté sur le dispositif LASCOL. La compréhension des images obtenues est assistée par des algorithmes d'intelligence artificielle qui sont entraînés à l'aide de résultats expérimentaux et d'images radioscopiques simulées.

D'autre part, dans le cadre d'un post-doctorat au LTDS, l'aspect modélisation est abordé à l'échelle mésoscopique en prenant en compte les principaux phénomènes couplant fluide, solide et thermique et en intégrant l'effet du jet de poudre absorbé par le bain fondu en considérant l'apport de masse et de quantité de mouvement correspondant.

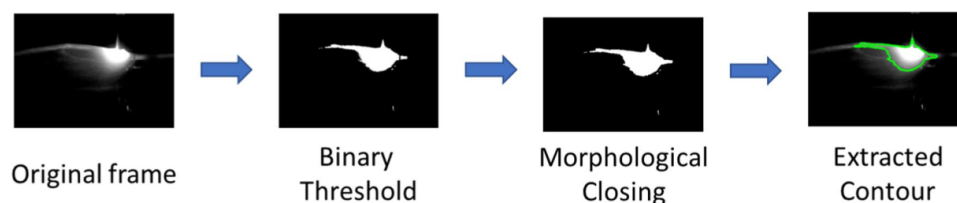
Le couplage des résultats expérimentaux et de modélisation devrait permettre de faire le lien entre caractéristiques du bain fondu et la présence de défauts pour optimiser les pièces produites.

Mon implication dans ce projet a été majoritairement dédiée à la mise en place du système de mesure thermique.

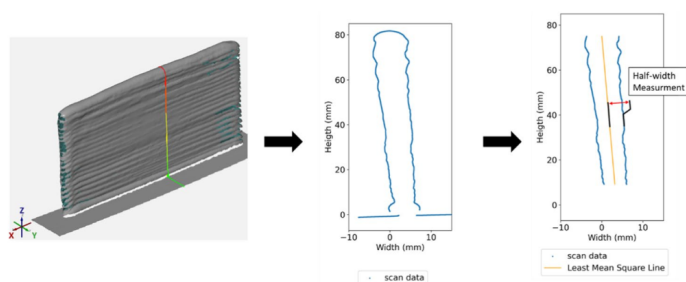
### 3.3.2 Projet ANR PRC METALIC, 2021-2025

Le projet ANR PRC METALIC est réalisé en collaboration avec le G-SCOP à Grenoble. Il est porté par mon collègue Thomas Elguedj. Il s'attaque de façon globale au projet présenté en section 2 sur deux technologies DED : le WAAM CMT application alliage d'aluminium au GSCOP ; le LMD-p application 316L au LaMCoS avec de fortes interactions entre les deux équipes puisque tous les travaux sont co-encadrés par des membres des deux laboratoires.

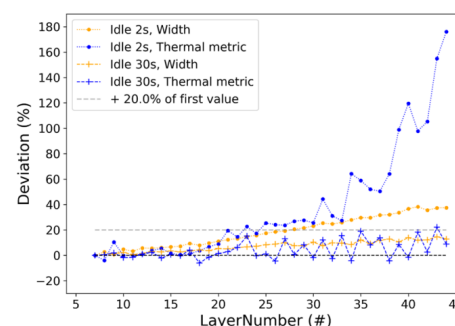
Dans ce contexte, je co-encadre la thèse d'Anthony Dellarre (2021-2024) avec mes collègues du G-SCOP Nicolas Béraud, François Villeneuve et Frédéric Vignat. La thèse est dédiée au contrôle du procédé WAAM-CMT appliqué à la réalisation de pièces en alliage d'aluminium. Dans un premier temps, un système de monitoring d'une métrique thermique associée à l'étendue du bain fondu a été mis au point. La sensibilité géométrique (largeur d'un mur) à la déviation de cette métrique a été évaluée [134] (figure 7). Dans un deuxième temps, les paramètres de réglage les plus intéressants du WAAM-CMT pour agir de manière corrélée sur les apports d'énergie thermique et de matière ont été déterminés [133]. Enfin, une boucle d'asservissement qui s'appuie sur le monitoring de cette métrique thermique pour la maîtrise géométrique est en cours d'implémentation.



(a) Extraction d'une métrique thermique (aire de la zone encadrée par le contour vert), image de la taille du bain fondu.



(b) Mesure de la largeur du mur au niveau de chaque couche au milieu du mur.



(c) Corrélation entre la déviation de la métrique thermique mesurée et la déviation de la largeur du mur au centre du mur au niveau de chaque couche.

FIGURE 7 – Preuve de concept du suivi in-operando du procédé WAAM-CMT par caméra CMOS monochromatique appliquée à la fabrication d'un mur en alliage d'aluminium [134].

Je co-encadre la thèse de Maxime Rey (2023-2026) avec mes collègues du LaMCoS Mady Guillemot, Joel Lachambre, Thomas Elguedj et avec mon collègue du G-SCOP Frédéric Vignat. Maxime travaille à la mise en place d'une boucle de rétroaction appliquée au procédé LMD-p (et WLAM) sur aciers 316L. Il développe un capteur de topographie du cordon au plus proche du bain fondu qui permet aussi la caractérisation de la distance buse-substrat. Ce capteur doit être couplé à la mesure thermique explicitée en section 3.2 en utilisant la même caméra coaxiale. Il doit ensuite réaliser des essais en boucle ouverte fortement instrumentés (déformation du substrat en cours de fabrication via 3D DIC, mesure thermique bichromatique, mesure de la distance substrat-buse, mesure de la température du substrat par thermocouple) pour établir le lien entre monitoring et état résiduel (géométrie, porosité par tomographie aux rayons X, métallographie, MEB EDX, MEB EBSD). Enfin, il devra intégrer la structure d'asservissement élaborée par Anthony Dellarre dans l'architecture de commande de LASCOL en tentant d'augmenter le nombre d'entrées - sorties en terme de pilotage (ie. évaluer le bénéfice de la multi-modalité des capteurs, essayer de maîtriser en plus de la géométrie d'autres caractéristiques de l'état résiduel).

Thomas Elguedj encadre la thèse de Joachim Cornejo Fuentes (2021-2024) avec David Durreisseix (LaMCoS) et Arnaud Duval (LaMCoS). Cette thèse est consacrée à la mise en place d'une méthode numérique d'analyse isogéométrique ultrarapide pour les simulations thermomécaniques.

Deux post-doctorants seront embauchés, l'un pour une montée en TRL sur la fabrication asservie de pièces de géométrie plus complexes. L'autre sur la réduction de modèle de type HOPGD appliquée à la simulation numérique thermomécanique des procédés DED.

### 3.3.3 Projet doctoral financé par INSA-LYON/UCBL1 dans le cadre du GIS HEAD

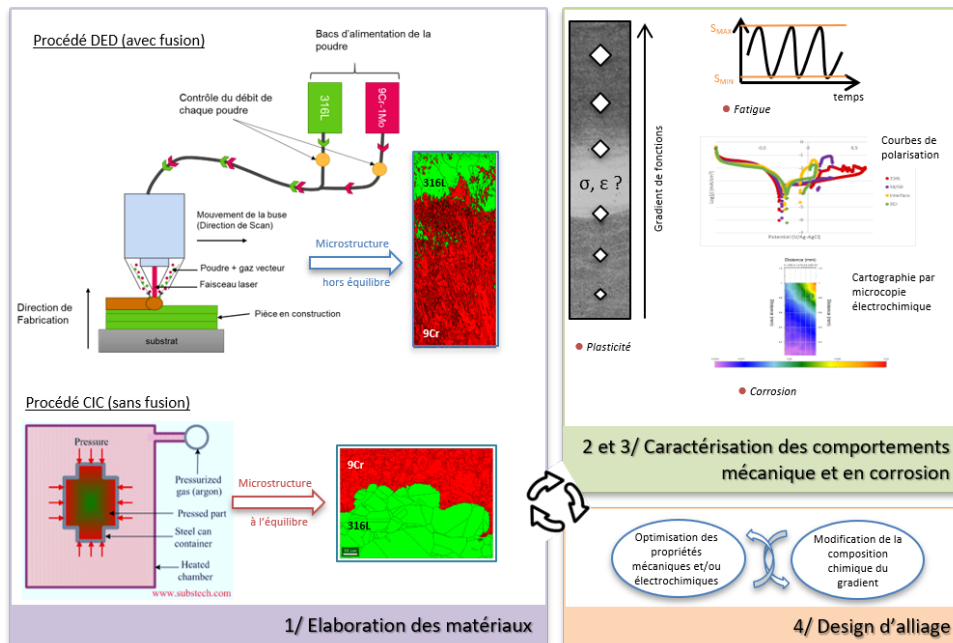


FIGURE 8 – Résumé graphique de la thèse de Mathieu Bossy.

Je co-encadre la thèse de Matthieu Bossy (2023-2026) avec mes collègues de MATEIS Xavier Boulnat, Sabrina Marcelin, Geneviève Foray et mes collègues du LaMCoS Mady Guillemot et Joel Lachambre.

Le développement des réacteurs à Neutrons Rapides refroidis au Sodium (RNR-Na), ouvre la possibilité d'optimiser l'utilisation de l'uranium et de réduire la quantité de déchets produits tout en améliorant les enjeux de sûreté. La liaison pieds d'assemblage/tube hexagonal du coeur d'un RNR-Na nécessite une jonction bi-matériau. Le matériau du tube hexagonal, en contact avec le combustible, est un acier martensitique Fe-9Cr-1Mo. Le critère de choix est sa capacité à se déformer très faiblement sous irradiations. Le matériau du pieds est en acier austénitique 316LN. Il a été choisi pour sa facilité de mise en forme, ses propriétés au fluage à haute température ou à la corrosion. Actuellement, la jonction soudée de ces deux matériaux nécessite un protocole très complexe qui ne permet pas d'exclure complètement les risques de fissuration à chaud lors du soudage.

Aujourd'hui, les techniques de fabrication additive ouvrent une nouvelle voie d'élaboration pour la jonction de matériaux. C'est principalement ce qu'a mis en exergue Flore Villaret, dans le cadre de sa thèse [323–326] co-encadrée par Xavier Boulnat, en utilisant le procédé de fusion de poudres projetées (Laser Metal Deposition with powder, LMD-p), par lequel elle a pu élaborer des aciers à gradient de composition chimique (316L/9Cr) par contrôle des zones de dilution entre les cordons. Il a été montré que la pièce présentait un gradient de teneur en chrome et par conséquent, un gradient de dureté, bien que la microstructure n'ait pu être complètement maîtrisée. La preuve de concept s'est arrêtée à quelques éprouvettes, sans pouvoir mesurer les propriétés mécaniques complexes (résilience, fatigue) et fonctionnelles (corrosion). Ces propriétés sont pourtant essentielles d'un point de vue applicatif et posent aussi plusieurs questionnements liés au rôle du gradient de chrome (et d'autres éléments diffusant comme le carbone) sur le comportement mécanique et électrochimique de ces nouvelles jonctions à gradient.

Comme illustré sur la figure 8, Mathieu contribuera à la problématique en s'attaquant à la caractérisation fonctionnelle des FGMs et en établissant le lien propriétés fonctionnelles - microstructure héritée de la fabrication - histoire thermo-mécanique vécue par les échantillons en cours de fabrication dans le but d'optimiser les compositions chimiques des aciers utilisés. La thèse comporte donc une partie fabrication d'échantillons en acier austénitique 316L mélangé graduellement avec un acier martensitique 9Cr. Les fabrications seront instrumentées afin de connaître l'histoire thermique en chaque point de la pièce et ainsi comprendre les microstructures obtenues. Ensuite, les pièces fabriquées seront testées en traction à différentes températures, en fatigue et en corrosion avec des méthodes de mesures locales. Les résultats de caractérisation seront analysés à la lumière des microstructures héritées du procédé. Enfin, la thèse comporte un aspect design d'alliage pour reformuler le mélange d'aciers le plus adapté à la fabrication de FGMs optimisés fonctionnellement.

### 3.3.4 Laboratoire commun d'étude et de recherche pour la simulation numérique des procédés de fabrication et de réparation

Ce laboratoire commun entre l'INSA de Lyon (LaMCoS, MATEIS), FRAMATOME et EDF est porté par mon collègue Anthony Gravouil. Dans ce cadre, je co-encadre la thèse de Maëlle Moor (2023-2026) avec mon collègue du LaMCoS [Daniel Nelias](#) et mes collègues de MATEIS Joel Courbon et Sophie Cazottes. Les travaux portent sur l'étude de la sensibilité à la fissuration à chaud d'un revêtement multicouche de Norem02 déposé par plasma à arc transféré sur un substrat en 316L.

Pour les centrales nucléaires de type EPR, FRAMATOME a fait le choix de réduire au maximum la présence de cobalt en contact avec le fluide primaire en limitant l'emploi de Stellite<sup>TM</sup> sur différents équipements ou composants, en particulier la robinetterie. Pour remplacer les alliages base cobalt, l'alliage base fer connu sous le nom de NOREM02 a été sélectionné car il a



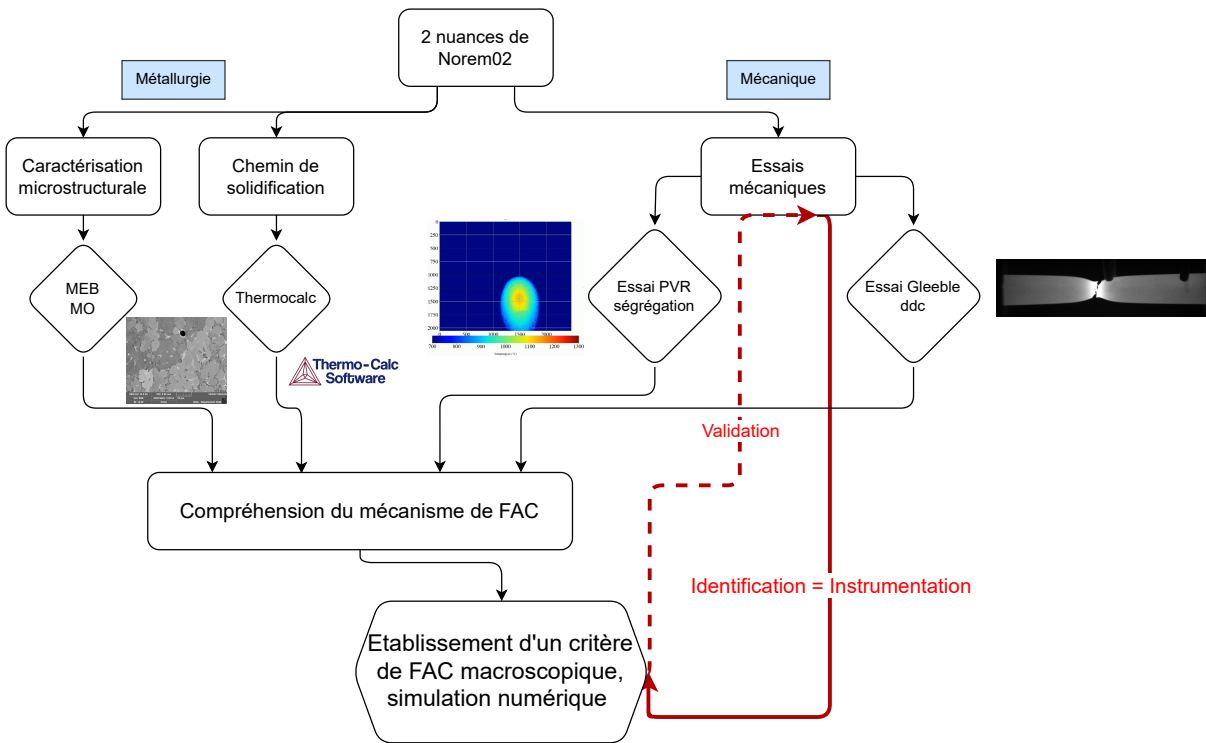


FIGURE 9 – Résumé graphique de la thèse de Maëlle Moor.

été jugé comme le meilleur compromis malgré ses performances tribologiques inférieures à celles des rechargements durs à base de cobalt. Le NOREM02 est donc employé sous forme de dépôt dur pour conférer aux surfaces une dureté et une résistance à l'usure requises pour les vannes et robinets ainsi que pour d'autres applications dans les centrales nucléaires.

Cet alliage est déposé par procédé PTA (Plasma Arc Transféré) à l'aide d'une torche permettant, la création d'un arc plasma pour amorcer la fusion du métal de base, la projection de la poudre NOREM02 ainsi que la protection gazeuse de l'ensemble. Le rechargement par soudage PTA est souvent fait en deux ou trois couches pour atteindre l'épaisseur totale spécifiée de 5 mm mini du dépôt dur sur les robinets EPR. Sa microstructure est principalement austénitique et intègre un réseau continu de carbures primaires de chrome, et de carbures riches en molybdène.

Le retour d'expérience de ce matériau mis en place sur les robinets de l'EPR pour remplacer les dépôts durs en Stellite est mauvais [267] : le NOREM02 est sujet à la fissuration à chaud qui ne peut être évitée que par des précautions opératoires de dépôt très dépendantes de la géométrie des parties revêtues, un contrôle strict des paramètres de soudage, et de certains éléments d'alliage. Cette sensibilité à fissuration peut avoir deux origines :

- Une solidification purement austénitique. Il en résulte comme pour les alliages de nickel ou les aciers à solidification 100% austénitique la présence en fin de solidification de films liquides à bas point de fusion car très enrichis en soufre et phosphore [71, 209]. Ces films constituent des sites privilégiés de déchirure en présence de contraintes associées au dépôt. Ces déchirures peuvent se former soit en fin de solidification soit lors d'une réaffectation si la température de réchauffage atteint la température de fusion de ces films.
- Une diminution de la ductilité à chaud à l'état solide (Ductility Dip Cracking). De nombreux aciers présentent une diminution de leur ductilité à chaud dans une gamme de température variable et généralement centrée sur 900°C. Ce matériau NOREM02 y est

particulièrement sensible. La fissuration est dans ce cas interdendritique.

Il convient de noter que dans les deux mécanismes la présence d'un réseau de carbures primaires, ainsi que des contraintes transitoires de soudage rendent le matériau plus vulnérable à la fissuration à chaud.

L'objectif du projet de recherche est, dans un premier temps, d'étudier le NOREM02 d'une manière systématique à l'aide de plusieurs techniques permettant de quantifier sa sensibilité à la fissuration à chaud par les deux mécanismes déjà cités ci-dessus. Dans un deuxième temps, l'objectif du projet est d'étudier la sensibilité à la fissuration d'un NOREM02 présentant une composition chimique légèrement modifiée. L'ajout d'un composant permettant le raffinement de la microstructure (agent d'inoculation) rend la morphologie des carbures et la taille des dendrites moins sensible à la propagation rapide de fissures. Dans ce cas, une amélioration de la ductilité à chaud est attendue car la continuité du réseau des carbures sera interrompue. Il est prévu d'évaluer deux niveaux de teneur de l'agent d'inoculation de manière à définir lequel présente une meilleure résistance à la fissuration à chaud.

La démarche envisagée est définie sur la figure 9. Tout d'abord, les microstructures de chaque nuance seront caractérisées par microscopie. Les observations seront corrélées à des calculs Thermo-Calc hors-équilibre pour identifier les différentes phases en présence. Ensuite, des essais thermomécaniques seront réalisés. Ils seront particulièrement complexes à maîtriser compte tenu du caractère très fragile du revêtement Norem02. Sur le dispositif Gleeble3500, des essais de traction à différentes températures permettront de mettre en évidence un éventuel creux de ductilité. Des essais PVR, permettront de mettre en évidence la susceptibilité des alliages aux fissures de ségrégations et aux fissures induites par le creux de ductilité. Ces essais fortement hétérogènes seront instrumentés en mesure de champs thermique et cinématique. Nous essaierons ainsi le plus possible de favoriser le dialogue entre essais et calculs pour éventuellement définir ou valider des critères macroscopiques de fissuration à chaud associés à chacun des mécanismes de fissuration, sur chacune des nuances.



# Conclusion

Il est maintenant temps de mettre un point final à ce document. J'espère que j'aurai su trouver un point d'équilibre entre nécessité de synthèse pour ne pas décourager le lecteur et niveau de détails suffisant pour satisfaire sa curiosité scientifique.

A l'heure où j'écris ces mots, cela fait 12 ans que j'exerce le métier d'enseignant-chercheur. C'est un métier passionnant mais exigeant, qui demande un investissement de tous les instants pour monter et faire avancer les projets auxquels on contribue que se soit en formation ou en recherche.

Je ne vais pas ici résumer les contributions et les perspectives aux travaux que j'ai menés collectivement avec mes collègues car cela a été fait tout au long du manuscrit. Mais je vais plutôt exprimer mes interrogations d'enseignant-chercheur citoyen.

Les défis sociétaux auxquels nous devons faire face sont encore immenses. J'espère humblement avoir pu contribuer, même de façon minime, aux enjeux de développement durable qui m'interrogent tout particulièrement. Si certains de mes travaux participent aux efforts de décarbonation de l'énergie, à la nécessité de relocalisation d'une industrie plus durable, à l'économie circulaire (réparation), j'ai aussi pleinement conscience des effets pervers des réponses apportées (effets rebond, utilisation toujours croissante des énergies fossiles malgré le développement des énergies non carbonées, problématiques d'extractivisme, défauts d'approvisionnement des matériaux nécessaires à l'exploitation des énergies non carbonées, limite du recyclage des matériaux high-tech, dépendance de l'Europe sur les ressources naturelles...). Les enjeux de développement durable ne peuvent être résolus que par une prise de conscience individuelle et collective de la nécessité de sobriété. Je n'ai pas encore trouvé de chemin à explorer dans mes travaux de recherche sur cette thématique. Mais c'est une voie qui me tient particulièrement à cœur et qu'il me faudra approfondir pour m'aider à donner du sens à mes travaux de recherche.



# Bibliographie

- [65] Hiroaki ABE, Tomonori ABE, Shiori KISHITA, Sho KANO, Yanfen LI, Huilong YANG, Kyo-suke TAWARA, Yoshitaka MATSUKAWA et Yuhki SATOH : Development of advanced expansion due to compression (A-EDC) test method for safety evaluation of degraded nuclear fuel cladding materials. *Journal of Nuclear Science and Technology*, 52(10):1232–1239, 2015. URL <https://www.tandfonline.com/doi/full/10.1080/00223131.2015.1056560>.
- [66] F. ABED-MERAIM et A. COMBESCURE : SHB8PS—a new adaptative, assumed-strain continuum mechanics shell element for impact analysis. *Computers & Structures*, 80(9):791–803, 2002. ISSN 0045-7949. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0045794902000470>.
- [67] Farid ABED-MERAIM et Alain COMBESCURE : An improved assumed strain solid–shell element formulation with physical stabilization for geometric non-linear applications and elastic–plastic stability analysis. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 80(13):1640–1686, 2009. URL <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/nme.2676>.
- [68] Dong-Gyu AHN : Directed Energy Deposition (DED) Process : State of the Art. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*, 8(2):703–742, 2021. ISSN 2198-0810. URL <https://doi.org/10.1007/s40684-020-00302-7>.
- [69] Tanweer ALAM, Mohd. Kaleem KHAN, Manabendra PATHAK, K. RAVI, Ritu SINGH et S.K. GUPTA : A review on the clad failure studies. *Nuclear Engineering and Design*, 241(9):3658–3677, 2011. ISSN 0029-5493. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0029549311006340>. Seventh European Commission conference on Euratom research and training in reactor systems (Fission Safety 2009).
- [70] Kais AMMAR, Benoît APPOLAIRE, Samuel FOREST, Maeva COTTURA, Yann Le BOUAR et Alphonse FINEL : Modelling inheritance of plastic deformation during migration of phase boundaries using a phase field method. *Meccanica*, 49(11):2699–2717, aug 2014.
- [71] Yoshiaki ARATA, Fukuhisa MATSUDA et Seiji KATAYAMA : Solidification crack susceptibility in weld metals of fully austenitic stainless steels. *Trans. JWRI (Jpn. Weld. Res. Inst.)*, 5(2):135–151, 1976. URL [https://ir.library.osaka-u.ac.jp/repo/ouka/all/8229/jwri06\\_01\\_105.pdf](https://ir.library.osaka-u.ac.jp/repo/ouka/all/8229/jwri06_01_105.pdf).
- [72] Mark ARMSTRONG, Hamid MEHRABI et Nida NAVEED : An overview of modern metal additive manufacturing technology. *Journal of Manufacturing Processes*, 84:1001–1029, 2022. ISSN 1526-6125. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1526612522007459>.

- [73] Stéphane AVRIL, Marc BONNET, Anne-Sophie BRETTELLE, Michel GRÉDIAC, François HILD, Patrick IENNY, Félix LATOURTE, Didier LEMOSSE, Stéphane PAGANO, Emmanuel PAGNACCO et Fabrice PIERRON : Overview of Identification Methods of Mechanical Parameters Based on Full-field Measurements. *Experimental Mechanics*, 48(4):381–402, 2008. ISSN 1741-2765. URL <https://doi.org/10.1007/s11340-008-9148-y>.
- [74] Ning BAI, Xu CHEN et Hong GAO : Simulation of uniaxial tensile properties for lead-free solders with modified Anand model. *Materials & Design*, 30(1):122–128, 2009. ISSN 0261-3069. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306908001295>.
- [75] Yuanli BAI et Tomasz WIERZBICKI : A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence. *International Journal of Plasticity*, 24(6):1071–1096, 2008. ISSN 0749-6419. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641907001246>.
- [76] Yuanli BAI et Tomasz WIERZBICKI : Application of extended Mohr-Coulomb criterion to ductile fracture. *International Journal of Fracture*, 161(1):1–20, 2010. ISSN 1573-2673. URL <https://doi.org/10.1007/s10704-009-9422-8>.
- [77] P. BAJAJ, A. HARIHARAN, A. KINI, P. KÜRNSTEINER, D. RAABE et E.A. JÄGLE : Steels in additive manufacturing : A review of their microstructure and properties. *Materials Science and Engineering : A*, 772:138633, 2020. ISSN 0921-5093. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509319314194>.
- [78] Srikumar BANERJEE et Pradip MUKHOPADHYAY : *Phase transformations : examples from titanium and zirconium alloys*. Elsevier, 2010.
- [79] Yingbin BAO et Tomasz WIERZBICKI : On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. *International Journal of Mechanical Sciences*, 46(1):81–98, 2004. ISSN 0020-7403. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020740304000360>.
- [80] Pierre BARBERIS : Métallurgie du zirconium et du hafnium. *Techniques de l'ingénieur Élaboration et recyclage des métaux*, base documentaire : TIP554WEB.(ref. article : m2360), 2016. URL <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/materiaux-th11/elaboration-et-recyclage-des-metaux-de-transition-42649210/metallurgie-du-zirconium-et-du-hafnium-m2360/>. fre.
- [81] Pierre BARBERIS : Traitements thermiques des alliages de zirconium et de hafnium. *Techniques de l'ingénieur Traitements des métaux*, base documentaire : TIP553WEB.(ref. article : m1345), 2018. URL <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/materiaux-th11/traitements-thermiques-des-aciers-des-alliages-et-des-fontes-42364210/traitements-thermiques-des-alliages-de-zirconium-et-de-hafnium-m1345/>. fre.
- [82] D. BARDEL, M. FONTAINE, T. CHAISE, M. PEREZ, D. NELIAS, F. BOURLIER et J. GARNIER : Integrated modelling of a 6061-T6 weld joint : From microstructure to mechanical properties. *Acta Materialia*, 117:81–90, 2016. ISSN 1359-6454. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645416304360>.

- 
- [83] D. BARDEL, M. PEREZ, D. NELIAS, S. DANCETTE, P. CHAUDET et V. MASSARDIER : Cyclic behaviour of a 6061 aluminium alloy : Coupling precipitation and elastoplastic modelling. *Acta Materialia*, 83:256–268, 2015. ISSN 1359-6454. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645414007149>.
- [84] D. BARDEL, M. PEREZ, D. NELIAS, A. DESCHAMPS, C.R. HUTCHINSON, D. MAISONNETTE, T. CHAISE, J. GARNIER et F. BOURLIER : Coupled precipitation and yield strength modelling for non-isothermal treatments of a 6061 aluminium alloy. *Acta Materialia*, 62:129–140, 2014. ISSN 1359-6454. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S135964541300726X>.
- [85] F.C. BARDI et S. KYRIAKIDES : Plastic buckling of circular tubes under axial compression—part I : Experiments. *Int. J. Mech. Sci.*, 48(8):830–841, 2006. ISSN 0020-7403. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020740306000622>.
- [86] F. BARLAT, H. ARETZ, J.W. YOON, M.E. KARABIN, J.C. BREM et R.E. DICK : Linear transformation-based anisotropic yield functions. *International Journal of Plasticity*, 21(5):1009–1039, 2005. ISSN 0749-6419. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641904001160>.
- [87] Cengiz BAYKASOĞLU, Oncu AKYILDIZ, Merve TUNAY et Albert C. TO : A process-microstructure finite element simulation framework for predicting phase transformations and microhardness for directed energy deposition of Ti6Al4V. *Additive Manufacturing*, 35:101252, 2020. ISSN 2214-8604. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860420306242>.
- [88] Benoît BEAUBIER, J-E DUFOUR, François HILD, Stéphane ROUX, Sylvain LAVERNHE et Karine LAVERNHE-TAILLARD : CAD-based calibration and shape measurement with stereoDIC. *Experimental Mechanics*, 54(3):329–341, 2014. URL <https://hal.science/docs/00/97/43/63/PDF/EXME2014b-ccsd.pdf>.
- [89] Gauthier BEAURIN, Jean-Philippe MATHIEU, Elise GAUTHIER, Daniel NELIAS, Michel CORET et Felix ARNOLDI : Microstructural and mechanical properties evolutions of plasma transferred arc deposited Norem02 hardfacing alloy at high temperature. *Materials Science and Engineering : A*, 528(15):5096–5105, 2011. ISSN 0921-5093. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509311002528>.
- [90] RE BEDWORTH et NB PILLING : The oxidation of metals at high temperatures. *J Inst Met*, 29(3):529–582, 1923. URL <https://iopscience.iop.org/article/10.1149/1.2781124/pdf>.
- [91] Allison M. BEESE, Meng LUO, Yaning LI, Yuanli BAI et Tomasz WIERZBICKI : Partially coupled anisotropic fracture model for aluminum sheets. *Engineering Fracture Mechanics*, 77(7):1128–1152, 2010. ISSN 0013-7944. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013794410001050>.
- [92] Michel BELLET, Joël KEUMO TEMATIO et Yancheng ZHANG : The inherent strain rate method for thermo-mechanical simulation of directed energy deposition additive manufacturing. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 124(18):4058–4074, 2023. URL <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/nme.7293>.



- [93] A. Amine BENZERGA et Jean-Baptiste LEBLOND : Ductile Fracture by Void Growth to Coalescence. In Hassan AREF et Erik van der GIESSEN, éditeurs : *Advances in Applied Mechanics*, volume 44 de *Advances in Applied Mechanics*, pages 169–305. Elsevier, 2010. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S006521561044003X>.
- [94] Max BIEGLER, Beatrix A. M. ELSNER, Benjamin GRAF et Michael RETHMEIER : Geometric distortion-compensation via transient numerical simulation for directed energy deposition additive manufacturing. *Science and Technology of Welding and Joining*, 25(6):468–475, 2020. URL <https://doi.org/10.1080/13621718.2020.1743927>.
- [95] Michael BILLONE, Yong YAN, Tatiana BURTSEVA et Robert DAUM : Cladding embrittlement during postulated loss-of-coolant accidents. Rapport technique, 2008. URL <https://doi.org/10.2172/946677>.
- [96] Jérôme BLAIZOT, Thibaut CHAISE, Daniel NÉLIAS, Michel PEREZ, Sophie CAZOTTES et Philippe CHAUDET : Constitutive model for nickel alloy 690 (Inconel 690) at various strain rates and temperatures. *International Journal of Plasticity*, 80:139–153, 2016. ISSN 0749-6419. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0749641915001631>.
- [97] S.R. BODNER, M. NAVEH et A.M. MERZER : Deformation and buckling of axisymmetric viscoplastic shells under thermomechanical loading. *International Journal of Solids and Structures*, 27(15):1915–1924, 1991. ISSN 0020-7683. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/002076839190185I>.
- [98] Philippe BOSSIS, Dominique PECHEUR, Karine HANIFI, Joël THOMAZET et Martine BLAT : *Comparison of the high burn-up corrosion on M5 and low tin Zircaloy-4*. ASTM International, 2006.
- [99] Philippe BOSSIS, Bénédicte VERHAEGHE, Sylvie DORIOT, Didier GILBON, Valérie CHABRETOU, Agnès DALMAIS, Jean-Paul MARDON, Martine BLAT et Alain MIQUET : In PWR comprehensive study of high burn-up corrosion and growth behavior of M5® and recrystallized low-tin Zircaloy-4. In *Zirconium in the Nuclear Industry : 15th International Symposium*. ASTM International, 2009. URL <https://www.astm.org/jai101314.html>.
- [100] Vincent BOUINEAU, Gilles BÉNIER, Dominique PÊCHEUR, Joël THOMAZET, Antoine AMBARD et Martine BLAT : Analysis of the waterside corrosion kinetics of Zircaloy-4 fuel cladding in French PWRs. *Nuclear Technology*, 170(3):444–459, 2010. URL <https://doi.org/10.13182/NT10-A10330>.
- [101] Blaise BOURDIN, Gilles A FRANCFORT et Jean-Jacques MARIGO : Numerical experiments in revisited brittle fracture. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 48(4):797–826, 2000. URL [https://doi.org/10.1016/S0022-5096\(99\)00028-9](https://doi.org/10.1016/S0022-5096(99)00028-9).
- [102] Jean-Christophe BRACHET, Didier HAMON, Matthieu LE SAUX, Valérie VANDENBERGHE, Caroline TOFFOLON-MASCLET, Elodie ROUESNE, Stéphane URVOY, Jean-Luc BÉCHADE, Caroline RAEPSAET, Jean-Luc LACOUR *et al.* : Study of secondary hydriding at high temperature in zirconium based nuclear fuel cladding tubes by coupling information from neutron radiography/tomography, electron probe micro analysis, micro elastic recoil detection analysis and laser induced breakdown spectroscopy microprobe. *Journal of Nuclear Materials*, 488:267–286, 2017. URL <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2017.03.009>.

- 
- [103] PW BRIDGMAN : The stress distribution at the neck of a tension specimen. *Trans. Amer. Soc.*, 1943.
- [104] WG BURGERS : On the process of transition of the cubic-body-centered modification into the hexagonal-close-packed modification of zirconium. *Physica*, 1(7-12):561–586, 1934. URL [https://doi.org/10.1016/S0031-8914\(34\)80244-3](https://doi.org/10.1016/S0031-8914(34)80244-3).
- [105] Vincent BUSSE : *Mécanismes d'endommagement de la couche d'oxyde des gaines de crayons de combustible en situation accidentelle de type RIA*. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2009. URL <http://theses.insa-lyon.fr/publication/2009ISAL0027/these.pdf>.
- [106] Tae Y BYOUN, RC BLOCK et TT SEMLER : Experimental investigation of resonance self-shielding and the Doppler effect in uranium and tantalum. Rapport technique, 1972. URL <https://ntrs.nasa.gov/api/citations/19730021983/downloads/19730021983.pdf>.
- [107] D. CAMPELLO, N. TARDIF, J. DESQUINES, M.-C. BAIETTO, M. CORET, A. MAYNADIER et P. CHAUDET : Validation of a multimodal set-up for the study of zirconium alloys claddings behaviour under simulated LOCA conditions. *Strain*, 54(5):e12279, jun 2018. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01862731v1>.
- [108] D. CAMPELLO, N. TARDIF, M. MOULA, M.C. BAIETTO, M. CORET et J. DESQUINES : Identification of the steady-state creep behavior of Zircaloy-4 claddings under simulated Loss-Of-Coolant Accident conditions based on a coupled experimental/numerical approach. *International Journal of Solids and Structures*, 115-116:190–199, jun 2017. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01544673v1>.
- [109] Damien CAMPELLO : *Développement d'essais de ballonnement instrumentés pour la caractérisation et la simulation du fluage secondaire de gaines en Zr-4 dans des conditions thermo-mécaniques représentatives d'un APRP*. Thèse de doctorat, Université de Lyon, 2016. URL <https://theses.hal.science/tel-01920700/file/these.pdf>.
- [110] Th. CAMUS, D. MAISONNETTE, O. BAULIN, O. SENNINGER, G. GUILLEMOT et Ch.-A. GANDIN : Three-dimensional modeling of solidification grain structures generated by laser powder bed fusion. *Materialia*, 30:101804, 2023. ISSN 2589-1529. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S258915292300131X>.
- [111] Muriel CARIN : *Numerical Simulation of Additive Manufacturing Processes*, chapitre 4, pages 201–242. John Wiley & Sons, Ltd, 2022. ISBN 9781394163380. URL <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/9781394163380.ch4>.
- [112] Bernard CAZALIS, Jean DESQUINES, Christophe POUSSARD, Marc PETIT, Yann MONERIE, Christian BERNAUDAT, Pascal YVON et Xavier AVERTY : The PROMETRA program : Fuel cladding mechanical behavior under high strain rate. *Nuclear Technology*, 157(3):215–229, 2007. URL <https://doi.org/10.13182/NT07-A3814>.
- [113] A. CHABOT, M. RAUCH et J.-Y. HASCOËT : Towards a multi-sensor monitoring methodology for AM metallic processes. *Welding in the World*, 63(3):759–769, 2019. ISSN 1878-6669. URL <https://doi.org/10.1007/s40194-019-00705-4>.
- [114] Ahmed CHAIEB : *Comportement anisotherme et rupture des gaines combustibles en alliages de zirconium : Application à la situation d'accident d'insertion de réactivité*

- (RIA). Thèse de doctorat, Paris Sciences et Lettres (ComUE), 2019. URL <https://pastel.archives-ouvertes.fr/tel-02497015/document>.
- [115] RH CHAPMAN, JL CROWLEY, G HOFMANN et AW LONGEST : *Zirconium cladding deformation in a steam environment with transient heating*. ASTM International, 1979.
- [116] Robert H CHAPMAN, James L CROWLEY et Albert W LONGEST : Effect of bundle size on cladding deformation in LOCA simulation tests. Rapport technique, 1982. URL [https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/\\_Public/14/724/14724003.pdf](https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/14/724/14724003.pdf).
- [117] Winston H CHEN : Necking of a bar. *International Journal of Solids and Structures*, 7 (7):685–717, 1971. URL [https://doi.org/10.1016/0020-7683\(71\)90088-6](https://doi.org/10.1016/0020-7683(71)90088-6).
- [118] Ze CHEN, Changjun HAN, Ming GAO, Sastry Yagnanna KANDUKURI et Kun ZHOU : A review on qualification and certification for metal additive manufacturing. *Virtual and Physical Prototyping*, 17(2):382–405, 2022. URL <https://doi.org/10.1080/17452759.2021.2018938>.
- [119] Raphaël CHOSSON : *Etude expérimentale et modélisation du comportement en fluage sous pression interne d'une gaine en alliage de zirconium oxydée en atmosphère vapeur*. Thèse de doctorat, Mines ParisTech, 2014.
- [120] J. CHRISTOFFERSEN et J.W. HUTCHINSON : A class of phenomenological corner theories of plasticity. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 27(5):465–487, 1979. ISSN 0022-5096. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0022509679900267>.
- [121] Alain COMBESCURE et Jean-Francois JULLIEN : Creep buckling of cylinders under uniform external pressure : Finite element simulation of buckling tests. *International Journal of Solids and Structures*, 124:14–25, 2017. ISSN 0020-7683. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768317302366>.
- [122] Shaun COOKE, Keivan AHMADI, Stephanie WILLERTH et Rodney HERRING : Metal additive manufacturing : Technology, metallurgy and modelling. *Journal of Manufacturing Processes*, 57:978–1003, 2020. ISSN 1526-6125. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1526612520304503>.
- [123] Joaquín CORNEJO FUENTES, Thomas ELGUEDJ, David DUREISSEIX et Arnaud DUVAL : A cheap preconditioner based on fast diagonalization method for matrix-free weighted-quadrature isogeometric analysis applied to nonlinear transient heat transfer problems. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 414:116157, 2023. ISSN 0045-7825. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0045782523002815>.
- [124] Léna COSTECALDE, Adrien LEYGUE, Michel CORET et Erwan VERRON : Data-Driven Identification of hyperelastic models by measuring the strain energy density field. *Rubber Chemistry and Technology*, 10 2023. ISSN 0035-9475. URL <https://doi.org/10.5254/rct-23.386903>.
- [125] Adrien COUET, Arthur T MOTTA et Robert J COMSTOCK : Hydrogen pickup measurements in zirconium alloys : Relation to oxidation kinetics. *Journal of Nuclear Materials*, 451(1-3):1–13, 2014. URL <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2014.03.001>.

- 
- [126] Adrita DASS et Atieh MORIDI : State of the Art in Directed Energy Deposition : From Additive Manufacturing to Materials Design. *Coatings*, 9(7), 2019. ISSN 2079-6412. URL <https://www.mdpi.com/2079-6412/9/7/418>.
- [127] MR DAYMOND, RA HOLT, S CAI, P MOSBRUCKER et SC VOGEL : Texture inheritance and variant selection through an hcp-bcc-hcp phase transformation. *Acta Materialia*, 58 (11):4053–4066, 2010. URL <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.03.012>.
- [128] Arthur Hellouin de MENIBUS : *Formation de blisters d'hydrures et effet sur la rupture de gaines en Zircaloy-4 en conditions d'accident d'injection de reactivite*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2012. URL <https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00818358/document>.
- [129] Victor DE RANCOURT, Kais AMMAR, Benoît APPOLAIRE et Samuel FOREST : Homogenization of viscoplastic constitutive laws within a phase field approach. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 88:291–319, 2016. ISSN 0022-5096. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022509615303938>.
- [130] T. DEBROY, H.L. WEI, J.S. ZUBACK, T. MUKHERJEE, J.W. ELMER, J.O. MILEWSKI, A.M. BEESE, A. WILSON-HEID, A. DE et W. ZHANG : Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 92:112–224, 2018. ISSN 0079-6425. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0079642517301172>.
- [131] T. DEBROY, W. ZHANG, J. TURNER et S.S. BABU : Building digital twins of 3D printing machines. *Scripta Materialia*, 135:119–124, 2017. ISSN 1359-6462. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646216305991>.
- [132] J DEBUIGNE : *Contribution à l'étude de l'oxydation du zirconium et de la diffusion de l'oxygène dans l'oxyde et dans le métal*. Thèse de doctorat, Faculté des sciences de l'université de Paris, 1966.
- [133] Anthony DELLARRE, Nicolas BÉRAUD, Nicolas TARDIF, Frédéric VIGNAT, François VILLENEUVE et Maxime LIMOUSIN : Caractérisation d'un poste de soudure Cold Métal Transfer pour le pilotage du procédé Wire Arc Additive Manufacturing. *In 18ème colloque national S. mart*, 2023.
- [134] Anthony DELLARRE, Nicolas BÉRAUD, Nicolas TARDIF, Frédéric VIGNAT, François VILLENEUVE et Maxime LIMOUSIN : Qualify a NIR camera to detect thermal deviation during aluminum WAAM. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 127(1):625–634, 2023. ISSN 1433-3015. URL <https://doi.org/10.1007/s00170-023-11587-8>.
- [135] J DESQUINES, D DROUAN, S GUILBERT et P LACOTE : Embrittlement of pre-hydrided Zircaloy-4 by steam oxidation under simulated LOCA transients. *Journal of Nuclear Materials*, 469:20–31, 2016. URL <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2015.11.008>.
- [136] J DESQUINES, DA KOSS, AT MOTTA, B CAZALIS et M PETIT : The issue of stress state during mechanical tests to assess cladding performance during a reactivity-initiated accident (RIA). *Journal of Nuclear Materials*, 412(2):250–267, 2011. URL <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2011.03.015>.

- [137] C DOMINGUEZ : Effect of pre-oxide and hydrogen on creep of Zircaloy-4 at 1123 K. *Journal of Nuclear Materials*, 511:446–458, 2018. URL <https://hal.science/hal-02881782/file/201800000033pre-oxide-creep-jd-pm-corr-th-lr.pdf>.
- [138] Benoît DOMPIERRE : *Fiabilité mécanique des assemblages électroniques utilisant des alliages du type SnAgCu*. Thèse de doctorat, Ecole centrale de Lille, 2011. URL <https://www.theses.fr/2011ECLI0001.pdf>.
- [139] John-Eric DUFOUR, Benoît BEAUBIER, François HILD et Stéphane ROUX : CAD-based displacement measurements with stereo-DIC. *Experimental Mechanics*, 55(9):1657–1668, 2015. URL <https://link.springer.com/article/10.1007/s11340-015-0065-6>.
- [140] Matthieu DUNAND et Dirk MOHR : Hybrid experimental–numerical analysis of basic ductile fracture experiments for sheet metals. *International Journal of Solids and Structures*, 47(9):1130–1143, 2010. ISSN 0020-7683. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768309004764>.
- [141] José Luis DÁVILA, Paulo Inforçatti NETO, Pedro Yoshito NORITOMI, Reginaldo Teixeira COELHO et Jorge Vicente Lopes da SILVA : Hybrid manufacturing : a review of the synergy between directed energy deposition and subtractive processes. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 110(11):3377–3390, 2020. ISSN 1433-3015. URL <https://doi.org/10.1007/s00170-020-06062-7>.
- [142] Blas ECHEBARRIA, Roger FOLCH, Alain KARMA et Mathis PLAPP : Quantitative phase-field model of alloy solidification. *Physical review E*, 70(6):061604, 2004. URL <https://arxiv.org/pdf/cond-mat/0404164>.
- [143] Alexander EDWARDS, Daniel WEISZ-PATRAULT et Éric CHARKALUK : Analysis and fast modelling of microstructures in duplex stainless steel formed by directed energy deposition additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 61:103300, 2023. ISSN 2214-8604. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860422006893>.
- [144] F ERBACHER, HJ NEITZEL et K WIEHR : *Studies on Zircaloy Fuel Clad Ballooning in a Loss-of-Coolant Accident—Results of Burst Tests with Indirectly Heated Fuel Rod Simulators*. ASTM International, 1979.
- [145] FJ ERBACHER et S LEISTIKOW : Zircaloy fuel cladding behavior in a loss-of-coolant accident : A review. *Zirconium in the Nuclear Industry ASTM STP*, 939:451, 1987.
- [146] Deniz Sera ERTAY, Mohamed A. NAIEL, Mihaela VLASEA et Paul FIEGUTH : Process performance evaluation and classification via in-situ melt pool monitoring in directed energy deposition. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 35:298–314, 2021. ISSN 1755-5817. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1755581721001085>.
- [147] M. R. ESLAMI et M. SHARIYAT : Elastic, Plastic, and Creep Buckling of Imperfect Cylinders Under Mechanical and Thermal Loading. *Journal of Pressure Vessel Technology*, 119(1):27–36, 02 1997. ISSN 0094-9930. URL <https://doi.org/10.1115/1.2842263>.
- [148] Mohammad H. FARSHIDIANFAR, Farzad KHODABAKHSHI, Amir KHAJEPOUR et Adrian P. GERLICH : Closed-loop control of microstructure and mechanical properties in additive manufacturing by directed energy deposition. *Materials Science and Engineering : A*,

- 
- 803:140483, 2021. ISSN 0921-5093. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092150932031546X>.
- [149] Jérôme FAVERGEON : *Anisotropie dans l'oxydation du zirconium et de ses alliages : conséquences cinétiques, texturales et mécaniques, apports expérimentaux et de modélisation*. Thèse de doctorat, Dijon, 2001.
- [150] Simon FORD et Mélanie DESPEISSE : Additive manufacturing and sustainability : an exploratory study of the advantages and challenges. *Journal of Cleaner Production*, 137: 1573–1587, 2016. ISSN 0959-6526. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0959652616304395>.
- [151] T FORGERON, JC BRACHET, F BARCELO, A CASTAING, J HIVROZ, JP MARDON et C BERNAUDAT : Experiment and modeling of advanced fuel rod cladding behavior under LOCA conditions : Alpha-beta phase transformation kinetics and EDGAR methodology. *ASTM Special Technical Publication*, 1354:256–278, 2000.
- [152] Stéphane FRECHINET : *Transformations et comportements du Zircaloy-4 en conditions anisothermes*. Thèse de doctorat, Paris, ENMP, 2001.
- [153] F. FREEMAN, L. CHECHIK, B. THOMAS et I. TODD : Calibrated closed-loop control to reduce the effect of geometry on mechanical behaviour in directed energy deposition. *Journal of Materials Processing Technology*, 311:117823, 2023. ISSN 0924-0136. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092401362200334X>.
- [154] Yanzhou FU, Austin R.J. DOWNEY, Lang YUAN, Tianyu ZHANG, Avery PRATT et Yunusa BALOGUN : Machine learning algorithms for defect detection in metal laser-based additive manufacturing : A review. *Journal of Manufacturing Processes*, 75:693–710, 2022. ISSN 1526-6125. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1526612522000093>.
- [155] Toyoshi FUKETA, Hideo SASAJIMA, Yukihide MORI et Kiyomi ISHIJIMA : Fuel failure and fission gas release in high burnup PWR fuels under RIA conditions. *Journal of Nuclear Materials*, 248:249–256, 1997. URL [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(97\)00173-6](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(97)00173-6).
- [156] Toyoshi FUKETA, Hideo SASAJIMA et Tomoyuki SUGIYAMA : Behavior of high-burnup PWR fuels with low-tin Zircaloy-4 cladding under reactivity-initiated-accident conditions. *Nuclear Technology*, 133(1):50–62, 2001. URL <https://www.tandfonline.com/doi/abs/10.13182/NT01-A3158>.
- [157] Alexis GAILLAC : Mise en forme des alliages de zirconium et de hafnium. *Techniques de l'ingénieur Mise en forme des métaux et fonderie*, base documentaire : TIP552WEB.(ref. article : m3190), 2018. URL <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/materiaux-th11/mise-en-forme-des-aciers-aluminium-autres-metiaux-et-alliages-42356210/mise-en-forme-des-alliages-de-zirconium-et-de-hafnium-m3190/>. fre.
- [158] AM GARDE, HM CHUNG et TF KASSNER : Micrograin superplasticity in Zircaloy at 850° C. *Acta Metallurgica*, 26(1):153–166, 1978. URL [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(78\)90212-2](https://doi.org/10.1016/0001-6160(78)90212-2).

- [159] GL GARNER, BA HILTON et E MADER : Performance of Alloy M5 R Cladding and Structure. In *Proceedings of the 2007 LWR Fuel Performance Meeting/TopFuel 2007*, 2007. URL <https://inis.iaea.org/search/searchsinglerecord.aspx?recordsFor=SingleRecord&RN=40094652>.
- [160] GEORGE GERARD et ARTHUR C. GILBERT : A Critical Strain Approach to Creep Buckling of Plates and Shells. *Journal of the Aerospace Sciences*, 25(7):429–434, 1958. URL <https://doi.org/10.2514/8.7723>.
- [161] Nathalie GEY, E GAUTIER, Michel HUMBERT, A CERQUEIRA, JL BECHADE et P ARCHAMBAULT : Study of the  $\alpha/\beta$  phase transformation of Zy-4 in presence of applied stresses at heating : analysis of the inherited microstructures and textures. *Journal of Nuclear Materials*, 302(2-3):175–184, 2002. URL [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(02\)00789-4](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(02)00789-4).
- [162] A. GHahremaninezhad et K. Ravi-Chandar : Ductile failure behavior of polycrystalline Al 6061-T6. *International Journal of Fracture*, 174(2):177–202, 2012. ISSN 1573-2673. URL <https://doi.org/10.1007/s10704-012-9689-z>.
- [163] M GRIFFITHS : A review of microstructure evolution in zirconium alloys during irradiation. *Journal of Nuclear Materials*, 159:190–218, 1988. URL [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(88\)90093-1](https://doi.org/10.1016/0022-3115(88)90093-1).
- [164] Yannick GUÉRIN et Jean HENCKES : Conception et fabrication de combustibles à base d'uranium. *Techniques de l'ingénieur Génie nucléaire*, base documentaire : TIP180WEB.(ref. article : bn3620), 2008. URL <https://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/energies-th4/cycle-du-combustible-nucleaire-de-la-mine-a-la-fabrication-du-combustible-42201210/conception-et-fabrication-de-combustibles-a-base-d-uranium-bn3620/>. fre.
- [165] A. L. GURSON : Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth : Part I—Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 99(1):2–15, 01 1977. ISSN 0094-4289. URL <https://doi.org/10.1115/1.3443401>.
- [166] G HACHE et HM CHUNG : The history of LOCA embrittlement criteria. Rapport technique, 2001. URL <https://www.osti.gov/servlets/purl/791155>.
- [167] Donald L HAGRMAN et Gregory A REYMANN : MATPRO-Version 11 : A handbook of materials properties for use in the analysis of light water reactor fuel rod behavior. Rapport technique, 1979. URL <https://www.osti.gov/servlets/purl/6442256/MATPRO-Version11:ahandbookofmaterialspropertiesforuseintheanalysisoflightwaterreactorfuelrodbehavior.pdf>.
- [168] James C. HALEY, Julie M. SCHOENUNG et Enrique J. LAVERNIA : Observations of particle-melt pool impact events in directed energy deposition. *Additive Manufacturing*, 22:368–374, 2018. ISSN 2214-8604. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S221486041730547X>.

- 
- [169] James C. HALEY, Julie M. SCHOENUNG et Enrique J. LAVERNIA : Modelling particle impact on the melt pool and wettability effects in laser directed energy deposition additive manufacturing. *Materials Science and Engineering : A*, 761:138052, 2019. ISSN 0921-5093. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S092150931930838X>.
- [170] S.S. HALTOM, S. KYRIAKIDES et K. RAVI-CHANDAR : Ductile failure under combined shear and tension. *International Journal of Solids and Structures*, 50(10):1507–1522, 2013. ISSN 0020-7683. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768312005203>.
- [171] F. HANNARD, T. PARDOEN, E. MAIRE, C. LE BOURLLOT, R. MOKSO et A. SIMAR : Characterization and micromechanical modelling of microstructural heterogeneity effects on ductile fracture of 6xxx aluminium alloys. *Acta Materialia*, 103:558–572, 2016. ISSN 1359-6454. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645415300094>.
- [172] Ce HAO, Zhanwei LIU, Huimin XIE, Kai ZHAO et Sheng LIU : Real-time measurement method of melt pool temperature in the directed energy deposition process. *Applied Thermal Engineering*, 177:115475, 2020. ISSN 1359-4311. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359431120329574>.
- [173] IJ HASTINGS, AD SMITH, PJ FEHRENBACH et TJ CARTER : Fission gas release from power-ramped UO<sub>2</sub> fuel. *Journal of Nuclear Materials*, 139(2):106–112, 1986. URL [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(86\)90028-0](https://doi.org/10.1016/0022-3115(86)90028-0).
- [174] D HE, JC ZHU, S ZAEFFERER, D RAABE, Y LIU, ZL LAI et XW YANG : Influences of deformation strain, strain rate and cooling rate on the Burgers orientation relationship and variants morphology during  $\beta \rightarrow \alpha$  phase transformation in a near  $\alpha$  titanium alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 549:20–29, 2012. URL <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.03.110>.
- [175] Wei HE, Wenxiong SHI, Jiaqiang LI et Huimin XIE : In-situ monitoring and deformation characterization by optical techniques ; part I : Laser-aided direct metal deposition for additive manufacturing. *Optics and Lasers in Engineering*, 122:74–88, 2019. ISSN 0143-8166. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0143816619304397>.
- [176] Thomas HELFER, Bruno MICHEL, Jean-Michel PROIX, Maxime SALVO, Jérôme SERCOMBE et Michel CASELLA : Introducing the open-source mfront code generator : Application to mechanical behaviours and material knowledge management within the PLEIADES fuel element modelling platform. *Computers & Mathematics with Applications*, 70(5):994–1023, 2015. ISSN 0898-1221. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0898122115003132>.
- [177] Armin HERMANN, Suresh K YAGNIK et Didier GAVILLET : Effect of local hydride accumulations on Zircaloy cladding mechanical properties. *Journal of ASTM International*, 4(10):1–20, 2007. URL <https://www.astm.org/jai101143.html>.
- [178] Dirk HERZOG, Vanessa SEYDA, Eric WYCISK et Claus EMMELMANN : Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*, 117:371–392, 2016. ISSN 1359-6454. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645416305158>.



- [179] François HILD et Stéphane ROUX : Comparison of local and global approaches to digital image correlation. *Experimental Mechanics*, 52(9):1503–1519, 2012. URL <https://hal.science/docs/00/75/07/56/PDF/EXME2012b-ccsd.pdf>.
- [180] R. HILL : A general theory of uniqueness and stability in elastic-plastic solids. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 6(3):236–249, 1958. ISSN 0022-5096. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0022509658900292>.
- [181] WF HOSFORD : A generalized isotropic yield criterion. *Journal of Applied Mechanics*, 39(2):607–609, 1972.
- [182] William F HOSFORD : On yield loci of anisotropic cubic metals. In *Proceedings of the Seventh North American Metal working Conference SME*, pages 191–197, 1979.
- [183] Thomas JR HUGHES et Farzin SHAKIB : Pseudo-corner theory : a simple enhancement of J2-flow theory for applications involving non-proportional loading. *Engineering computations*, 3(2):116–120, 1986. URL <https://www.emerald.com/insight/content/doi/10.1108/eb023649/full/html>.
- [184] CEL HUNT et EM SCHULSON : Recrystallization of zircaloy-4 during transient heating. *Journal of Nuclear Materials*, 92(2-3):184–190, 1980. URL [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(80\)90101-4](https://doi.org/10.1016/0022-3115(80)90101-4).
- [185] J. W. HUTCHINSON et B. BUDIANSKY : Analytical and Numerical Study of the Effects of Initial Imperfections on the Inelastic Buckling of a Cruciform Column. In Bernard BUDIANSKY, éditeur : *Buckling of Structures*, pages 98–105, Berlin, Heidelberg, 1976. Springer Berlin Heidelberg. ISBN 978-3-642-50992-6.
- [186] John W. HUTCHINSON : Plastic Buckling. volume 14 de *Advances in Applied Mechanics*, pages 67–144. Elsevier, 1974. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0065215608700310>.
- [187] Nicolas JACQUET : *Elasto-visco-plastic buckling of thick shells*. Thèse de doctorat, Université de Lyon, 2021. URL <https://theses.hal.science/tel-03219143/file/these.pdf>.
- [188] Nicolas JACQUET, Nicolas TARDIF, Thomas ELGUEDJ et Christophe GARNIER : Numerical study and experiments on the elasto-visco-plastic bifurcation buckling of thick anisotropic plates. *Thin-Walled Structures*, 166:108070, sep 2021. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-03270386v1>.
- [189] Nicolas JACQUET, Nicolas TARDIF, Thomas ELGUEDJ et Christophe GARNIER : Buckling of thick elasto-visco-plastic egg shells under external pressure : Experiments and bifurcation analysis. *International Journal of Solids and Structures*, page 111591, mar 2022. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-03637577>.
- [190] T. JAILIN, N. TARDIF, P. CHAUDET, J. DESQUINES, M. CORET, M.-C. BAIETTO et V. GEORGENTHUM : Measuring both thermal and kinematic full-fields using a single CMOS camera during high temperature tests. *Optics and Lasers in Engineering*, 158:107107, nov 2022. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-03709173v1>.

- 
- [191] T. JAILIN, N. TARDIF, J. DESQUINES, P. CHAUDET, M. CORET, M.-C. BAIETTO et V. GEORGENTHUM : Thermo-mechanical behavior of Zircaloy-4 claddings under simulated post-DNB conditions. *Journal of Nuclear Materials*, 531:151984, apr 2020. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-02437246>.
- [192] T. JAILIN, N. TARDIF, J. DESQUINES, P. CHAUDET, M. CORET, M.-C. BAIETTO et V. GEORGENTHUM : FEMU based identification of the creep behavior of Zircaloy-4 claddings under simulated RIA thermo-mechanical conditions. *Journal of Nuclear Materials*, 561:153542, apr 2022. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-0355525v1>.
- [193] T. JAILIN, N. TARDIF, J. DESQUINES, M. CORET, M.-C. BAIETTO et V. GEORGENTHUM : Experimental study and modelling of the phase transformation of Zircaloy-4 alloy under high thermal transients. *Materials Characterization*, 162:110199, apr 2020. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-02489746v1>.
- [194] Thomas JAILIN : *Étude expérimentale et modélisation du comportement d'un tube de gainage lors d'un accident de réactivité en phase post-crise ébullition*. Thèse de doctorat, Université de Lyon, 2020. URL <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-03125761/document>.
- [195] Loïc JEGOU, Joel LACHAMBRE, Nicolas TARDIF, Mady GUILLEMOT, Anthony DELLARRE, Abderrahime ZAOUI, Thomas ELGUEDJ, Valerie KAFTANDJIAN et Nicolas BERAUD : Bichromatic melt pool thermal measurement based on a Red, Green, and Blue camera : Application to additive manufacturing processes. *Optics & Laser Technology*, 167:109799, 2023. ISSN 0030-3992. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0030399223006928>.
- [196] Gordon R. JOHNSON et William H. COOK : Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*, 21(1):31–48, 1985. ISSN 0013-7944. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0013794485900529>.
- [197] François JOSSE, Alain RASSINEUX, Jean-Christophe ROUX, Alexey SOVA et Eric FEULVARCH : Nouvelle approche numérique de la tension de surface pour la simulation numérique des procédés DED. In *15ème colloque national en calcul des structures*, 2022. URL <https://hal.science/hal-03717667/document>.
- [198] Djillali KADDOUR, Stéphane FRECHINET, AF GOURGUES, Jean-Christophe BRACHET, L PORTIER et André PINEAU : Experimental determination of creep properties of zirconium alloys together with phase transformation. *Scripta materialia*, 51(6):515–519, 2004. URL <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.05.046>.
- [199] Georges Cailletaud KAIS AMMAR, Benoît Appolaire et Samuel FOREST : Combining phase field approach and homogenization methods for modelling phase transformation in elastoplastic media. *European Journal of Computational Mechanics*, 18(5-6):485–523, 2009. URL <https://doi.org/10.3166/ejcm.18.485-523>.
- [200] Kenneth T KAVANAGH et Ray W CLOUGH : Finite element applications in the characterization of elastic solids. *International Journal of Solids and Structures*, 7(1):11–23, 1971. URL [https://doi.org/10.1016/0020-7683\(71\)90015-1](https://doi.org/10.1016/0020-7683(71)90015-1).

- [201] S KAWASAKI, H UETSUKA et T FURUTA : Multirods burst tests under loss-of-coolant conditions. Rapport technique, 1983.
- [202] Mohd Kaleem KHAN, Manabendra PATHAK, Anuj K DEO et Ritu SINGH : Burst criterion for zircaloy-4 fuel cladding in an inert environment. *Nuclear Engineering and Design*, 265:886–894, 2013. URL <https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2013.08.071>.
- [203] Mohd Kaleem KHAN, Manabendra PATHAK, Siddharth SUMAN, Anuj DEO et Ritu SINGH : Burst investigation on zircaloy-4 claddings in inert environment. *Annals of Nuclear Energy*, 69:292–300, 2014. URL <https://doi.org/10.1016/j.anucene.2014.02.017>.
- [204] Mojtaba KHANZADEH, Sudipta CHOWDHURY, Mark A. TSCHOPP, Haley R. DOUDE, Mohammad MARUFUZZAMAN et Linkan BIAN : In-situ monitoring of melt pool images for porosity prediction in directed energy deposition processes. *IISE Transactions*, 51(5):437–455, 2019. URL <https://doi.org/10.1080/24725854.2017.1417656>.
- [205] K.S KIM, S.H HUH et K SUGANUMA : Effects of cooling speed on microstructure and tensile properties of Sn–Ag–Cu alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 333(1):106–114, 2002. ISSN 0921-5093. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509301018287>.
- [206] Seong Gyoon KIM, Won Tae KIM et Toshio SUZUKI : Interfacial compositions of solid and liquid in a phase-field model with finite interface thickness for isothermal solidification in binary alloys. *Physical Review E*, 58(3):3316, 1998. URL <https://journals.aps.org/pre/pdf/10.1103/PhysRevE.58.3316>.
- [207] T. KIRCHDOERFER et M. ORTIZ : Data-driven computational mechanics. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 304:81–101, 2016. ISSN 0045-7825. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0045782516300238>.
- [208] G.L. KNAPP, T. MUKHERJEE, J.S. ZUBACK, H.L. WEI, T.A. PALMER, A. DE et T. DEBROY : Building blocks for a digital twin of additive manufacturing. *Acta Materialia*, 135:390–399, 2017. ISSN 1359-6454. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645417305141>.
- [209] V KUJANPAA, N SUUTALA, T TAKALO et T MOISIO : Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds. *Weld. Res. Int. ;(United Kingdom)*, 9(2), 1979. URL <https://www.osti.gov/etdeweb/biblio/5053860>.
- [210] S. KYRIAKIDES, F. C. BARDI et J. A. PAQUETTE : Wrinkling of Circular Tubes Under Axial Compression : Effect of Anisotropy. *Journal of Applied Mechanics*, 72(2):301–305, 03 2005. ISSN 0021-8936. URL <https://doi.org/10.1115/1.1839590>.
- [211] Lucian LĂZĂRESCU, Ioan NICODIM, Ioan CIOBANU, Dan Sorin COMȘA et Dorel BANABIC : Determination of material parameters of sheet metals using the hydraulic bulge test. *Acta Metallurgica Slovaca*, 19(1):4–12, 2013. URL <https://pdfs.semanticscholar.org/4844/de34bb17a2bd097b9466fb5eb8004a4b20b7.pdf>.
- [212] M LE SAUX, T GUILBERT et JC BRACHET : An approach to study oxidation-induced stresses in Zr alloys oxidized at high temperature. *Corrosion Science*, 140:79–91, 2018. URL <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2018.06.016>.

- 
- [213] Mathieu LE SAUX : *Comportement et rupture de gaines en Zircaloy-4 détendu vierges hydrurées ou irradiées en situation accidentelle de type RIA*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2008. URL <https://pastel.archives-ouvertes.fr/tel-00395361/document>.
- [214] Matthieu LE SAUX, Jacques BESSON, S CARASSOU, C POUSSARD et X AVERTY : A model to describe the anisotropic viscoplastic mechanical behavior of fresh and irradiated Zircaloy-4 fuel claddings under RIA loading conditions. *Journal of Nuclear Materials*, 378(1):60–69, 2008. URL <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2008.04.017>.
- [215] JB LEBLOND et J DEVAUX : A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steels including effect of austenite grain size. *Acta Metallurgica*, 32(1):137–146, 1984. URL [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90211-6](https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90211-6).
- [216] Clément LEMAIGNAN : *Science des matériaux pour le nucléaire*. EDP Sciences, 2012. URL <https://www.degruyter.com/document/doi/10.1051/978-2-7598-0164-0/html>.
- [217] Clément LEMAIGNAN et Arthur T. MOTTA : *Zirconium Alloys in Nuclear Applications*. John Wiley & Sons, Ltd, 2006. ISBN 9783527603978. URL <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/9783527603978.mst0111>.
- [218] D R LESUER, G J KAY et M M LEBLANC : Modeling Large-Strain, High-Rate Deformation in Metals. 7 2001. URL <https://www.osti.gov/biblio/15005327>.
- [219] Jiaqiang LI, Qiyuan DUAN, Junsong HOU, Huimin XIE et Sheng LIU : In-situ monitoring of substrate deformation in directed energy deposition process using the coherent gradient sensing method. *Additive Manufacturing*, 36:101547, 2020. ISSN 2214-8604. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860420309192>.
- [220] Longfei LI, Kun YU, Kaihua ZHANG et Yufang LIU : Study of Ti-6Al-4V alloy spectral emissivity characteristics during thermal oxidation process. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 101:699–706, 2016. ISSN 0017-9310. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0017931015310735>.
- [221] Michael LIU, Abhishek KUMAR, Satish BUKKAPATNAM et Mathew KUTTOLAMADOM : A Review of the Anomalies in Directed Energy Deposition (DED) Processes & Potential Solutions - Part Quality & Defects. *Procedia Manufacturing*, 53:507–518, 2021. ISSN 2351-9789. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2351978921001189>. 49th SME North American Manufacturing Research Conference (NAMRC 49, 2021).
- [222] Y. LU, N. BLAL et A. GRAVOUIL : Adaptive sparse grid based HOPGD : Toward a nonintrusive strategy for constructing space-time welding computational vademecum. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 114(13):1438–1461, 2018. URL <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/nme.5793>.
- [223] Y. LU, N. BLAL et A. GRAVOUIL : Datadriven HOPGD based computational vademecum for welding parameter identification. *Computational Mechanics*, 64(1):47–62, 2019. ISSN 1432-0924. URL <https://doi.org/10.1007/s00466-018-1656-8>.
- [224] Ye LU, Nawfal BLAL et Anthony GRAVOUIL : Multi-parametric space-time computational vademecum for parametric studies : Application to real time welding simulations. *Finite*

- Elements in Analysis and Design*, 139:62–72, 2018. ISSN 0168-874X. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0168874X16305832>.
- [225] D. MAISONNETTE, D. BARDEL, V. ROBIN, D. NELIAS et M. SUERY : Mechanical behaviour at high temperature as induced during welding of a 6xxx series aluminium alloy. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 149:55–65, 2017. ISSN 0308-0161. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0308016116300242>.
- [226] D. MAISONNETTE, M. SUERY, D. NELIAS, P. CHAUDET et T. EPICIER : Effects of heat treatments on the microstructure and mechanical properties of a 6061 aluminium alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 528(6):2718–2724, 2011. ISSN 0921-5093. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509310014048>.
- [227] AR MASSIH : High-temperature creep and superplasticity in zirconium alloys. *Journal of Nuclear Science and Technology*, 50(1):21–34, 2013. URL <https://doi.org/10.1080/00223131.2013.750054>.
- [228] Florent MATHIEU, Hugo LECLERC, Francois HILD et Stéphane ROUX : Estimation of elastoplastic parameters via weighted FEMU and integrated-DIC. *Experimental Mechanics*, 55(1):105–119, 2015. URL <https://hal.science/hal-01166755/file/EXME2015b-ccsd.pdf>.
- [229] F. A. McCLINTOCK : A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes. *Journal of Applied Mechanics*, 35(2):363–371, 06 1968. ISSN 0021-8936. URL <https://doi.org/10.1115/1.3601204>.
- [230] Frank A McCLINTOCK : Plasticity aspects of fracture. In *Engineering fundamentals and environmental effects*, pages 47–225. Elsevier, 1971. URL <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-449703-0.50007-2>.
- [231] Lars Pilgaard MIKKELSEN : On the analysis of viscoplastic buckling. *International Journal of Solids and Structures*, 30(11):1461–1472, 1993. ISSN 0020-7683. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/002076839390071E>.
- [232] A MIQUET, D CHARQUET et CH ALLIBERT : Solid state phase equilibria of Zircaloy-4 in the temperature range 750-1050°C. *Journal of Nuclear Materials*, 105(2-3):132–141, 1982. URL [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(82\)90367-1](https://doi.org/10.1016/0022-3115(82)90367-1).
- [233] Alain MOAL, Vincent GEORGENTHUM et Olivier MARCHAND : SCANAIR : A transient fuel performance code : Part One : General modelling description. *Nuclear Engineering and Design*, 280:150–171, 2014. URL <https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2014.03.055>.
- [234] Gergely MOLNÁR : Gergely Molnár personal webpage. URL [https://www.molnar-research.com/tutorials\\_PH.html](https://www.molnar-research.com/tutorials_PH.html).
- [235] Gergely MOLNÁR, Aurélien DOITRAND, Rafaël ESTEVEZ et Anthony GRAVOUIL : Toughness or strength? regularization in phase-field fracture explained by the coupled criterion. *Theoretical and applied fracture mechanics*, 109:102736, 2020. URL <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2020.102736>.
- [236] Gergely MOLNÁR, Anthony GRAVOUIL, Rian SEGHIR et Julien RÉTHORÉ : An open-source Abaqus implementation of the phase-field method to study the effect of plasticity on the

- 
- instantaneous fracture toughness in dynamic crack propagation. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 365:113004, 2020. URL <https://doi.org/10.1016/j.cma.2020.113004>.
- [237] Romain MONIER : *Etude expérimentale du comportement dynamique des phases liquides en soudage par court-circuit contrôlé*. Thèse de doctorat, Université de Montpellier, 2016. URL [https://theses.hal.science/tel-01833201/file/These\\_Monier.pdf](https://theses.hal.science/tel-01833201/file/These_Monier.pdf).
- [238] Mohammad MONTAZERI, Abdalla R. NASSAR, Christopher B. STUTZMAN et Prahalada RAO : Heterogeneous sensor-based condition monitoring in directed energy deposition. *Additive Manufacturing*, 30:100916, 2019. ISSN 2214-8604. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860419303586>.
- [239] T. F. MORGENEYER, L. HELFEN, H. MUBARAK et F. HILD : 3d digital volume correlation of synchrotron radiation laminography images of ductile crack initiation : An initial feasibility study. *Experimental Mechanics*, 53(4):543–556, 2013. ISSN 1741-2765. URL <https://doi.org/10.1007/s11340-012-9660-y>.
- [240] Simon MORVILLE, Muriel CARIN, Patrice PEYRE, Myriam GHARBI, Denis CARRON, Philippe LE MASSON et Rémy FABBRO : 2D longitudinal modeling of heat transfer and fluid flow during multilayered direct laser metal deposition process. *Journal of Laser Applications*, 24(3):032008, 06 2012. ISSN 1042-346X. URL <https://doi.org/10.2351/1.4726445>.
- [241] Julien MORYOUSEF : *Étude du ballonnement des gaines combustibles en Zircaloy-4 en situation d'Accident de Perte de Réfrigérant Primaire*. Thèse de doctorat, Université Paris sciences et lettres, 2021. URL <https://www.theses.fr/2021UPSLM019.pdf>.
- [242] Arthur T MOTTA et Long-Qing CHEN : Hydride formation in zirconium alloys. *Jom*, 64(12):1403–1408, 2012. URL [http://www.mmm.psu.edu/AMotta2012JOM\\_Hydrideformation.pdf](http://www.mmm.psu.edu/AMotta2012JOM_Hydrideformation.pdf).
- [243] Arthur T MOTTA, Adrien COUET et Robert J COMSTOCK : Corrosion of zirconium alloys used for nuclear fuel cladding. *Annu. Rev. Mater. Res.*, 45(1):311–343, 2015. URL <https://www.annualreviews.org/doi/pdf/10.1146/annurev-matsci-070214-020951>.
- [244] Arthur T MOTTA, Aylin YILMAZBAYHAN, Robert J COMSTOCK, Jonna PARTEZANA, George P SABOL, B LAI et Z CAI : *Microstructure and growth mechanism of oxide layers formed on Zr alloys studied with micro-beam synchrotron radiation*. ASTM International, 2005. URL [https://www.nuce.psu.edu/motta/Publications/2005\\_Motta\\_JASTMI.pdf](https://www.nuce.psu.edu/motta/Publications/2005_Motta_JASTMI.pdf).
- [245] Fumihisa NAGASE et Toyoshi FUKETA : Fracture behavior of irradiated Zircaloy-4 cladding under simulated LOCA conditions. *Journal of nuclear science and technology*, 43(9):1114–1119, 2006. URL <https://doi.org/10.1080/18811248.2006.9711202>.
- [246] K. NAHSHON et J.W. HUTCHINSON : Modification of the Gurson Model for shear failure. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 27(1):1–17, 2008. ISSN 0997-7538. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0997753807000721>.
- [247] Vaibhav NAIN, Thierry ENGEL, Muriel CARIN et Didier BOISSELIER : Conventional Meso-Scale and Time-Efficient Sub-Track-Scale Thermomechanical Model for Directed Energy

- Deposition. *Materials*, 15(12), 2022. ISSN 1996-1944. URL <https://www.mdpi.com/1996-1944/15/12/4093>.
- [248] A. NEEDLEMAN et V. TVERGAARD : Aspects of Plastic Postbuckling Behavior. In H.G. HOPKINS et M.J. SEWELL, éditeurs : *Mechanics of Solids*, pages 453–498. Pergamon, Oxford, 1982. ISBN 978-0-08-025443-2. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B9780080254432500203>.
- [249] J. NEGGERS, F. MATHIEU, F. HILD, S. ROUX et N. SWIERGIEL : Improving full-field identification using progressive model enrichments. *International Journal of Solids and Structures*, 118-119:213–223, 2017. ISSN 0020-7683. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768317301191>.
- [250] Chi-Toan NGUYEN : *Microstructure changes during fast  $\beta$  cycles of zirconium alloys*. The University of Manchester (United Kingdom), 2018.
- [251] Chi-Toan NGUYEN, Javier ROMERO, Antoine AMBARD, Michael PREUSS et João Quinta da FONSECA : The effect of cold work on the transformation kinetics and texture of a zirconium alloy during fast thermal cycling. *Materials Science and Engineering : A*, 746:424–433, 2019. URL <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.047>.
- [252] Fuda NING et Weilong CONG : Microstructures and mechanical properties of Fe-Cr stainless steel parts fabricated by ultrasonic vibration-assisted laser engineered net shaping process. *Materials Letters*, 179:61–64, 2016. ISSN 0167-577X. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0167577X1630790X>.
- [253] E. B. Djeumen NKWECHEN : *Étude du comportement au fluage des gaines en alliage de zirconium pré-oxydées sous sollicitations thermomécaniques représentatives d'un accident de perte de réfrigérant primaire*. Thèse de doctorat, Université de Lyon opérée au sein de l'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2022. URL <https://hal.science/tel-03860745/>.
- [254] Javier E Romero OSPINA : *Texture Evolution During Beta-quenching of a Zirconium Alloy*. The University of Manchester (United Kingdom), 2010. URL <https://core.ac.uk/download/pdf/40031067.pdf>.
- [255] Moshe PALEY et Jacob ABOUDI : Viscoplastic bifurcation buckling of plates. *AIAA Journal*, 29(4):627–632, 1991. URL <https://doi.org/10.2514/3.10631>.
- [256] J PAPIN, B CAZALIS, JM FRIZONNET, J DESQUINES, F LEMOINE, V GEORGENTHUM, F LAMARE et M PETIT : Summary and interpretation of the CABRI REP-Na program. *Nuclear technology*, 157(3):230–250, 2007. URL <https://doi.org/10.13182/NT07-A3815>.
- [257] R. PAPIRNO et R. GOLDMAN : Experimental creep buckling of aluminum cylinders in axial compression. *Experimental Mechanics*, 9(8):356–365, 1969. ISSN 1741-2765. URL <https://doi.org/10.1007/BF02327713>.
- [258] M PARISE, O SICARDY et G CAILLETAUD : Modelling of the mechanical behavior of the metal-oxide system during Zr alloy oxidation. *Journal of nuclear materials*, 256(1):35–46, 1998. URL [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(98\)00045-2](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(98)00045-2).

- 
- [259] Tao PENG, Karel KELLENS, Renzhong TANG, Chao CHEN et Gang CHEN : Sustainability of additive manufacturing : An overview on its energy demand and environmental impact. *Additive Manufacturing*, 21:694–704, 2018. ISSN 2214-8604. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860417302646>.
- [260] P PEYRE, P AUBRY, R FABBRO, R NEVEU et A LONGUET : Analytical and numerical modelling of the direct metal deposition laser process. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 41(2):025403, jan 2008. URL <https://dx.doi.org/10.1088/0022-3727/41/2/025403>.
- [261] Patrice PEYRE : *The Physics of Metal Additive Manufacturing Processes*, chapitre 3, pages 151–199. John Wiley & Sons, Ltd, 2022. ISBN 9781394163380. URL <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/9781394163380.ch3>.
- [262] Duc Khai Nguyen PHAM, Nawfal BLAL et Anthony GRAVOUIL : Tangent space Data Driven framework for elasto-plastic material behaviors. *Finite Elements in Analysis and Design*, 216:103895, 2023. ISSN 0168-874X. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0168874X22001688>.
- [263] Gabriele PISCOPO et Luca IULIANO : Current research and industrial application of laser powder directed energy deposition. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 119(11):6893–6917, 2022. ISSN 1433-3015. URL <https://doi.org/10.1007/s00170-021-08596-w>.
- [264] Auriane PLATZER, Adrien LEYGUE, Laurent STAINIER et Michael ORTIZ : Finite element solver for data-driven finite strain elasticity. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 379:113756, 2021. ISSN 0045-7825. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S004578252100092X>.
- [265] Laurence PORTIER, Thierry BREDEL, Jean Christophe BRACHET, Valerie MAILLOT, Jean Paul MARDON et Anne LESBROS : Influence of long service exposures on the thermal-mechanical behavior of Zy-4 and M5™ alloys in LOCA conditions. *Journal of ASTM International*, 2(2):1–24, 2005. URL <https://www.astm.org/jai12468.html>.
- [266] Thomas POTTIER, Franck TOUSSAINT et Pierre VACHER : Contribution of heterogeneous strain field measurements and boundary conditions modelling in inverse identification of material parameters. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, 30(3):373–382, 2011. URL <https://hal.science/hal-00596629/file/publi-1-HAL.pdf>.
- [267] Zaiqing QUE, Matias AHONEN, Iikka VIRKKUNEN, Pekka NEVASMAA, Paavo RAUTALA et Hannu REINVAL : Study of cracking and microstructure in Co-free valve seat hardfacing. *Nuclear Materials and Energy*, 31:101202, 2022. ISSN 2352-1791. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2352179122000862>.
- [268] Dierk RAABE, Franz ROTERS, Frédéric BARLAT et Long-Qing CHEN : *Continuum scale simulation of engineering materials : fundamentals-microstructures-process applications*. John Wiley & Sons, 2004. URL <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/pdfdirect/10.1002/9783527631520.fmatter>.
- [269] Georges REPETTO, Cristina DOMINGUEZ, Benoît DURVILLE, S CARNEMOLLA, Claudio C CAMPELLO, Nicolas TARDIF et Michel GRADECK : The R&D PERFROI project on thermal mechanical and thermal hydraulics behaviors of a fuel rod assembly during a loss of



- coolant accident. In *International Topical Meeting on Nuclear Reactor Thermal Hydraulics (NURETH-16)*, volume 1. Omnipress, 2015. URL <https://www.osti.gov/biblio/1399906>.
- [270] Julien RÉTHORÉ : *UFreckles v2*, 2018.
- [271] Edward W. REUTZEL et Abdalla R. NASSAR : A survey of sensing and control systems for machine and process monitoring of directed-energy, metal-based additive manufacturing. *Rapid Prototyping Journal*, 21(2):159–167, janvier 2015. ISSN 1355-2546. URL <https://doi.org/10.1108/RPJ-12-2014-0177>.
- [272] J RIBIS, F ONIMUS, J-L BÉCHADE, S DORIOT, A BARBU, C CAPPELAERE et C LE-MAIGNAN : Experimental study and numerical modelling of the irradiation damage recovery in zirconium alloys. *Journal of nuclear materials*, 403(1-3):135–146, 2010. URL <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2010.06.012>.
- [273] J.R. RICE et D.M. TRACEY : On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 17(3):201–217, 1969. ISSN 0022-5096. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0022509669900337>.
- [274] IG RITCHIE et A ATRENS : The diffusion of oxygen in alpha-zirconium. *Journal of Nuclear Materials*, 67(3):254–264, 1977. URL [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(77\)90097-6](https://doi.org/10.1016/0022-3115(77)90097-6).
- [275] J ROMERO, M PREUSS et J Quinta DA FONSECA : Texture memory and variant selection during phase transformation of a zirconium alloy. *Acta materialia*, 57(18):5501–5511, 2009. URL <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.07.046>.
- [276] HE ROSINGER, PC BERA et WR CLENDENING : Steady-state creep of Zircaloy-4 fuel cladding from 940 to 1873 K. *Journal of Nuclear materials*, 82(2):286–297, 1979. URL [https://doi.org/10.1016/0022-3115\(79\)90011-4](https://doi.org/10.1016/0022-3115(79)90011-4).
- [277] Marco ROSSI, Fabrice PIERRON et Michaela ŠTAMBORSKÁ : Application of the virtual fields method to large strain anisotropic plasticity. *International Journal of Solids and Structures*, 97-98:322–335, 2016. ISSN 0020-7683. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768316301755>.
- [278] Stéphane ROUX et François HILD : Optimal procedure for the identification of constitutive parameters from experimentally measured displacement fields. *International Journal of Solids and Structures*, 184:14–23, 2020. ISSN 0020-7683. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768318304542>. Physics and Mechanics of Random Structures : From Morphology to Material Properties.
- [279] Peter RUDLING, Lars Olof JERNKVIST, Friedrich GARZAROLLI, Ron ADAMSON, Tahir MAHMOOD, Alfred STRASSER et Charles PATTERSON : Nuclear fuel behaviour under ria conditions. *Advanced Nuclear Technology International Europe AB : Tollerated, Sweden*, 2016. URL [https://antinternational.com/docs/samples/ZIRAT\\_IZNA/RIA\\_report-SAMPLE.pdf](https://antinternational.com/docs/samples/ZIRAT_IZNA/RIA_report-SAMPLE.pdf).
- [280] Julien RÉTHORÉ, MUHIBULLAH, Thomas ELGUEDJ, Michel CORET, Philippe CHAUDET et Alain COMBESURE : Robust identification of elasto-plastic constitutive law parameters from digital images using 3D kinematics. *International Journal of Solids and Structures*,

- 
- 50(1):73–85, 2013. ISSN 0020-7683. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768312003836>.
- [281] A. SALAHOUELHADJ, F. ABED-MERAÏM, H. CHALAL et T. BALAN : Application of the continuum shell finite element SHB8PS to sheet forming simulation using an extended large strain anisotropic elastic-plastic formulation. *Archive of Applied Mechanics*, 82(9):1269–1290, 2012. ISSN 1432-0681. URL <https://doi.org/10.1007/s00419-012-0620-x>.
- [282] A. SAMMARI et J.F. JULLIEN : Creep buckling of cylindrical shells under external lateral pressure. *Thin-Walled Structures*, 23(1):255–269, 1995. ISSN 0263-8231. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0263823195000156>. Buckling Strength of Imperfection-sensitive Shells.
- [283] P SAUNDERS : General interpolation equations for the calibration of radiation thermometers. *Metrologia*, 34(3):201, 1997. URL <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/0026-1394/34/3/1/pdf>.
- [284] Martin SCALES, Nicolas TARDIF et Stelios KYRIAKIDES : Ductile failure of aluminum alloy tubes under combined torsion and tension. *International Journal of Solids and Structures*, 97-98:116–128, oct 2016. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01802248v1>.
- [285] I. SCHEIDER, W. BROCKS et A. CORNEC : Procedure for the Determination of True Stress-Strain Curves From Tensile Tests With Rectangular Cross-Section Specimens . *Journal of Engineering Materials and Technology*, 126(1):70–76, 01 2004. ISSN 0094-4289. URL <https://doi.org/10.1115/1.1633573>.
- [286] Luke SCIME et Jack BEUTH : Using machine learning to identify in-situ melt pool signatures indicative of flaw formation in a laser powder bed fusion additive manufacturing process. *Additive Manufacturing*, 25:151–165, 2019. ISSN 2214-8604. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860418306869>.
- [287] T. SENTENAC, R. GILBLAS et F. BUGARIN : Trichromatic thermoreflectometry for an improved accuracy of true temperature field measurement on a multi-material part. *International Journal of Thermal Sciences*, 145:105980, 2019. ISSN 1290-0729. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1290072918317927>.
- [288] Thierry SENTENAC et Remi GILBLAS : Noise effect on the interpolation equation for near infrared thermography. *Metrologia*, 50(3):208, 2013. URL [https://hal.science/hal-01687307/file/noise-effect\(1\).pdf](https://hal.science/hal-01687307/file/noise-effect(1).pdf).
- [289] Nima SHAMSAEI, Aref YADOLLAHI, Linkan BIAN et Scott M. THOMPSON : An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part II : Mechanical behavior, process parameter optimization and control. *Additive Manufacturing*, 8:12–35, 2015. ISSN 2214-8604. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860415000329>.
- [290] Deheng SHI, Fenghui ZOU, Zunlue ZHU et Jinfeng SUN : Modeling the effect of surface oxidation on the normal spectral emissivity of steel 316L at 1.5  $\mu\text{m}$  over the temperatures ranging from 800 to 1100K in air. *Infrared Physics & Technology*, 71:370–377, 2015. ISSN 1350-4495. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1350449515001073>.

- [291] J.C. SIMO : A J2-flow theory exhibiting a corner-like effect and suitable for large-scale computation. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 62(2):169–194, 1987. ISSN 0045-7825. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0045782587900223>.
- [292] JC SIMO et TJR HUGHES : Interdisciplinary applied mathematics. *Mechanics and Materials, Computational Inelasticity*. Springer-Verlag, New York, 1998.
- [293] Ziyad SMOQI, Benjamin D. BEVANS, Aniruddha GAIKWAD, James CRAIG, Alan ABUL-HAJ, Brent ROEDER, Bill MACY, Jeffrey E. SHIELD et Prahalada RAO : Closed-loop control of meltpool temperature in directed energy deposition. *Materials & Design*, 215:110508, 2022. ISSN 0264-1275. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0264127522001290>.
- [294] Lijun SONG, Vijayavel BAGAVATH-SINGH, Bhaskar DUTTA et Jyoti MAZUMDER : Control of melt pool temperature and deposition height during direct metal deposition process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 58(1):247–256, 2012. ISSN 1433-3015. URL <https://doi.org/10.1007/s00170-011-3395-2>.
- [295] Siddharth SUMAN, Mohd Kaleem KHAN, Manabendra PATHAK, RN SINGH et JK CHAKRAVARTY : Rupture behaviour of nuclear fuel cladding during loss-of-coolant accident. *Nuclear Engineering and Design*, 307:319–327, 2016. URL <https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2016.07.022>.
- [296] David SVETLIZKY, Mitun DAS, Baolong ZHENG, Alexandra L. VYATSKIKH, Susmita BOSE, Amit BANDYOPADHYAY, Julie M. SCHOENUNG, Enrique J. LAVERNIA et Noam ELIAZ : Directed energy deposition (DED) additive manufacturing : Physical characteristics, defects, challenges and applications. *Materials Today*, 49:271–295, 2021. ISSN 1369-7021. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1369702121001139>.
- [297] David SVETLIZKY, Baolong ZHENG, Alexandra VYATSKIKH, Mitun DAS, Susmita BOSE, Amit BANDYOPADHYAY, Julie M. SCHOENUNG, Enrique J. LAVERNIA et Noam ELIAZ : Laser-based directed energy deposition (DED-LB) of advanced materials. *Materials Science and Engineering : A*, 840:142967, 2022. ISSN 0921-5093. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509322003744>.
- [298] H.W SWIFT : Plastic instability under plane stress. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1(1):1–18, 1952. URL [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(52\)90002-1](https://doi.org/10.1016/0022-5096(52)90002-1).
- [299] Shiho TAKEMURA, Ryo KOIKE, Yasuhiro KAKINUMA, Yohei SATO et Yohei ODA : Design of powder nozzle for high resource efficiency in directed energy deposition based on computational fluid dynamics simulation. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 105(10):4107–4121, 2019. ISSN 1433-3015. URL <https://doi.org/10.1007/s00170-019-03552-1>.
- [300] Zi-jue TANG, Wei-wei LIU, Yi-wen WANG, Kaze Mojtaba SALEHEEN, Zhi-chao LIU, Shi-tong PENG, Zhao ZHANG et Hong-chao ZHANG : A review on in situ monitoring technology for directed energy deposition of metals. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 108(11):3437–3463, 2020. ISSN 1433-3015. URL <https://doi.org/10.1007/s00170-020-05569-3>.

- 
- [301] Nicolas TARDIF et Stelios KYRIAKIDES : Determination of anisotropy and material hardening for aluminum sheet metal. *International Journal of Solids and Structures*, 49 (25):3496–3506, dec 2012. URL <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01802256v1>.
- [302] S TEICHTMEISTER, D KIENLE, F ALDAKHEEL et M-A KEIP : Phase field modeling of fracture in anisotropic brittle solids. *International Journal of Non-Linear Mechanics*, 97:1–21, 2017. URL <https://doi.org/10.1016/j.ijnonlinmec.2017.06.018>.
- [303] Ronan THIEURMEL : *Identification des conditions de rupture fragile des gainages combustibles en alliage de zirconium oxydés sous vapeur d'eau à haute température et trempés sous charge axiale*. Thèse de doctorat, Paris Sciences et Lettres (ComUE), 2018. URL <https://www.theses.fr/2018PSLEM022/abes>.
- [304] Ronan THIEURMEL, Jacques BESSON, Édouard POUILLIER, Aurore PARROT, Antoine AMBARD et Anne-Françoise GOURGUES-LORENZON : Contribution to the understanding of brittle fracture conditions of zirconium alloy fuel cladding tubes during LOCA transient. *Journal of Nuclear Materials*, 527:151815, 2019. URL <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2019.151815>.
- [305] Scott M. THOMPSON, Linkan BIAN, Nima SHAMSAEI et Aref YADOLLAHI : An overview of Direct Laser Deposition for additive manufacturing; Part I : Transport phenomena, modeling and diagnostics. *Additive Manufacturing*, 8:36–62, 2015. ISSN 2214-8604. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860415000317>.
- [306] My-Thu TRAN : *Caractérisation des microstructures trempées et sélection des variants dans le Zircaloy-4*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne, 2015. URL <https://theses.hal.science/tel-01227329/document>.
- [307] Gwenaél TRÉGO : *Comportement en fluage à haute température dans le domaine biphasé ( $\alpha + \beta$ ) de l'alliage M5®*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2011. URL <https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00688207/document>.
- [308] Nicolas TRIANTAFYLIDIS, Patrick MASSIN et Yves M. LEROY : A sufficient condition for the linear instability of strain-rate-dependent solids. *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences - Series IIB - Mechanics-Physics-Chemistry-Astronomy*, 324(3):151–157, 1997. ISSN 1251-8069. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1251806999800190>.
- [309] VD TRINH : Development and validation of finite elements of type solid-shells reduced integration stabilized usable for non linear cinematic and behavior problems. *Theses, Arts et Métiers ParisTech, Apr*, 2009.
- [310] Isabelle TURQUE : *Effet de fortes teneurs en hydrogène sur les propriétés métallurgiques et mécaniques des gaines en alliage de zirconium après incursion à haute température*. Thèse de doctorat, Paris Sciences et Lettres (ComUE), 2016. URL <https://www.theses.fr/2016PSLEM066/abes>.
- [311] Viggo TVERGAARD : Plastic buckling of axially compressed circular cylindrical shells. *Thin-Walled Structures*, 1(2):139–163, 1983. ISSN 0263-8231. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/0263823183900186>.

- [312] Viggo TVERGAARD : Material failure by void growth to coalescence. *Advances in applied Mechanics*, 27:83–151, 1989. URL [https://doi.org/10.1016/S0065-2156\(08\)70195-9](https://doi.org/10.1016/S0065-2156(08)70195-9).
- [313] Viggo TVERGAARD et Alan NEEDLEMAN : Buckling localization in a cylindrical panel under axial compression. *International Journal of Solids and Structures*, 37(46):6825–6842, 2000. ISSN 0020-7683. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768399003169>.
- [314] Toshiyuki UEDA, Lukas HELFEN et Thilo F. MORGENEYER : In situ laminography study of three-dimensional individual void shape evolution at crack initiation and comparison with Gurson–Tvergaard–Needleman-type simulations. *Acta Materialia*, 78:254–270, 2014. ISSN 1359-6454. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645414004492>.
- [315] Hiroshi UETSUKA, Teruo FURUTA et Satoru KAWASAKI : Fracture-bearing capability of zircaloy cladding on thermal-shock during the reflood stage of a loss-of-coolant accident in LWRs. Rapport technique, 1983. URL [https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/\\_Public/15/059/15059459.pdf](https://inis.iaea.org/collection/NCLCollectionStore/_Public/15/059/15059459.pdf).
- [316] Muhammad Zain ul ABDEIN, Daniel NELIAS, Jean-François JULLIEN et Dominique DELOISON : Prediction of laser beam welding-induced distortions and residual stresses by numerical simulation for aeronautic application. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(6):2907–2917, 2009. ISSN 0924-0136. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0924013608005542>.
- [317] Muhammad Zain ul ABDEIN, Daniel NÉLIAS, Jean-François JULLIEN, Frédéric BOITOUT, Luc DISCHERT et Xavier NOE : Finite element analysis of metallurgical phase transformations in AA 6056-T4 and their effects upon the residual stress and distortion states of a laser welded T-joint. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 88(1):45–56, 2011. ISSN 0308-0161. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0308016110001766>.
- [318] Muhammad Zain ul ABDEIN, Daniel NÉLIAS, Jean-François JULLIEN et Dominique DELOISON : Experimental investigation and finite element simulation of laser beam welding induced residual stresses and distortions in thin sheets of AA 6056-T4. *Materials Science and Engineering : A*, 527(12):3025–3039, 2010. ISSN 0921-5093. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509310000869>.
- [319] Muhammad Zain ul ABDEIN, Daniel NÉLIAS, Jean-François JULLIEN et Asim Imdad WAGAN : Thermo-mechanical characterisation of AA 6056-T4 and estimation of its material properties using Genetic Algorithm. *Materials & Design*, 31(9):4302–4311, 2010. ISSN 0261-3069. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306910002104>.
- [320] K UNE et S ISHIMOTO : Dissolution and precipitation behavior of hydrides in Zircaloy-2 and high Fe Zircaloy. *Journal of nuclear materials*, 322(1):66–72, 2003. URL [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(03\)00320-9](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(03)00320-9).
- [321] Ana VAFADAR, Ferdinando GUZZOMI, Alexander RASSAU et Kevin HAYWARD : Advances in Metal Additive Manufacturing : A Review of Common Processes, Industrial Applications, and Current Challenges. *Applied Sciences*, 11(3), 2021. ISSN 2076-3417. URL <https://www.mdpi.com/2076-3417/11/3/1213>.

- 
- [322] Laurent VAN BELLE, Guillaume VANSTEENKISTE et Jean Claude BOYER : Investigation of residual stresses induced during the selective laser melting process. *Key engineering materials*, 554:1828–1834, 2013. URL <https://hal.science/docs/00/82/46/55/PDF/KEM.554-557.1828.pdf>.
- [323] Flore VILLARET : *Développement d'une jonction austéno-martensitique à gradient de composition chimique par fabrication additive*. Thèse de doctorat, Université de Lyon, 2020. URL <https://theses.hal.science/tel-03177235/document>.
- [324] Flore VILLARET, Xavier BOULNAT, Pascal AUBRY, Yasuhide YANO, Satoshi OHTSUKA, Damien FABRÈGUE et Yann DE CARLAN : Laser Beam Direct Energy Deposition of graded austenitic-to-martensitic steel junctions compared to dissimilar Electron Beam welding. *Materials Science and Engineering : A*, 824:141794, 2021. ISSN 0921-5093. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509321010601>.
- [325] Flore VILLARET, Xavier BOULNAT, Pascal AUBRY, Julien ZOLLINGER, Damien FABRÈGUE et Yann DE CARLAN : Modelling of delta ferrite to austenite phase transformation kinetics in martensitic steels : Application to rapid cooling in additive manufacturing. *Materialia*, 18:101157, 2021. ISSN 2589-1529. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2589152921001605>.
- [326] Flore VILLARET, Yann DE CARLAN, Pascal AUBRY, Damien FABRÈGUE, Jérôme GARNIER et Xavier BOULNAT : Duplex and graded austenitic-to-martensitic steels by powder metallurgy : Interface diffusion and strength composite effect. *Materials Science and Engineering : A*, 882:145405, 2023. ISSN 0921-5093. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509323008298>.
- [327] E VOCE : The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. *Journal of the Institute of Metals*, 74:537–562, 1948.
- [328] C.M. WANG et Tun Myint AUNG : Plastic buckling analysis of thick plates using p-Ritz method. *International Journal of Solids and Structures*, 44(18):6239–6255, 2007. ISSN 0020-7683. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768307000947>.
- [329] Weizhuo WANG, John E MOTTERSHEAD, Christopher M SEBASTIAN et Eann A PATTERSON : Shape features and finite element model updating from full-field strain data. *International Journal of Solids and Structures*, 48(11-12):1644–1657, 2011. URL <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2011.02.010>.
- [330] Y WANG et AG KHACHATURYAN : Shape instability during precipitate growth in coherent solids. *Acta metallurgica et materialia*, 43(5):1837–1857, 1995. URL [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(94\)00406-8](https://doi.org/10.1016/0956-7151(94)00406-8).
- [331] Guoqiang WEI et Lei WANG : Effects of cooling rate on microstructure and microhardness of lead-free Sn-3.0Ag-0.5Cu solder. In *2012 13th International Conference on Electronic Packaging Technology & High Density Packaging*, pages 453–456, 2012.
- [332] Daniel WEISZ-PATRAULT : Fast simulation of temperature and phase transitions in directed energy deposition additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 31:100990, 2020. ISSN 2214-8604. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860419309972>.

- [333] Daniel WEISZ-PATRAULT, Pierre MARGERIT et Andrei CONSTANTINESCU : Residual stresses in thin walled-structures manufactured by directed energy deposition : In-situ measurements, fast thermo-mechanical simulation and buckling. *Additive Manufacturing*, 56:102903, 2022. ISSN 2214-8604. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2214860422002998>.
- [334] K WIEHR, FJ ERBACHER et HJ NEITZEL : Influence of a cold control rod guide thimble on the ballooning behaviour of zircaloy claddings in a LOCA. In *Proceedings of a CSNI specialist meeting on safety aspects of fuel behaviour in off-normal and accident conditions, Espoo, Finland, 1-4 September 1980*, 1981. URL <https://inis.iaea.org/search/searchsinglerecord.aspx?recordsFor=SingleRecord&RN=13689815>.
- [335] WIKIPÉDIA : Réacteur à eau pressurisée. URL [https://fr.wikipedia.org/wiki/Réacteur\\_à\\_eau\\_pressurisée](https://fr.wikipedia.org/wiki/Réacteur_à_eau_pressurisée).
- [336] Sarah J. WOLFF, Stephen LIN, Eric J. FAIERSON, Wing Kam LIU, Gregory J. WAGNER et Jian CAO : A framework to link localized cooling and properties of directed energy deposition (DED)-processed Ti-6Al-4V. *Acta Materialia*, 132:106–117, 2017. ISSN 1359-6454. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645417303208>.
- [337] Sarah J. WOLFF, Samantha WEBSTER, Niranjan D. PARAB, Benjamin ARONSON, Benjamin GOULD, Aaron GRECO et Tao SUN : In-situ Observations of Directed Energy Deposition Additive Manufacturing Using High-Speed X-ray Imaging. *JOM*, 73(1):189–200, 2021. ISSN 1543-1851. URL <https://doi.org/10.1007/s11837-020-04469-x>.
- [338] M. K. YEH et S. KYRIAKIDES : On the Collapse of Inelastic Thick-Walled Tubes Under External Pressure. *Journal of Energy Resources Technology*, 108(1):35–47, 03 1986. ISSN 0195-0738. URL <https://doi.org/10.1115/1.3231239>.
- [339] Jian ZHANG, Minglu WANG, Weibo WANG et Wenxian TANG : Buckling of egg-shaped shells subjected to external pressure. *Thin-Walled Structures*, 113:122–128, 2017. ISSN 0263-8231. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0263823116304220>.
- [340] Y. ZHANG, A. YAMANAKA, S. COOREMAN, T. KUWABARA et S. COPPIETERS : Inverse identification of plastic anisotropy through multiple non-conventional mechanical experiments. *International Journal of Solids and Structures*, page 112534, 2023. ISSN 0020-7683. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768323004316>.

## Résumé

Dans ce manuscrit, je résume les travaux que j'ai co-encadrés en tant qu'enseignant chercheur à l'INSA de Lyon au sein de l'équipe *MécanIque MultiÉchelle pour les SolIdeS* du *Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures*. Ces travaux contribuent à répondre aux enjeux sociétaux liés à l'intégrité des structures sous sollicitations extrêmes. Le terme *intégrité* se rapporte à des phénomènes pouvant conduire à la défaillance d'un composant (par flambage, localisation des déformations, rupture ductile) ou d'un assemblage (perte d'efficacité due à des déformations irréversibles). Le terme *extrême* se rapporte à des conditions de chargement complexe (charge-ments mécaniques multi-axiaux, thermomécanique, environnement oxydant) conduisant à une réponse de la structure qui est fortement dépendante de couplages entre plusieurs physiques (thermique, élasto-visco-plasticité, transformations métallurgiques).

Nous répondons à ces problématiques par le développement de simulateurs expérimentaux à façon, par le développement d'une instrumentation multimodale adaptée, et par un fort dialogue entre les résultats expérimentaux et la modélisation des phénomènes mis en jeu.

La sûreté nucléaire est un des enjeux traités dans ce manuscrit. Nous nous sommes intéressés au comportement des gaines en alliage de zirconium, première barrière de sécurité contenant les combustibles, dans les conditions d'accidents dimensionnant les réacteurs à eau pressurisée. Le ballonnement des gaines pendant l'accident peut conduire à limiter l'efficacité des solutions de mitigation de l'accident. Nos contributions résident principalement dans l'identification du comportement au fluage des gaines en prenant en compte les transitoires thermiques et mécaniques, les transformations métallurgiques induites, l'état initial de la gaine oxydée lors de son fonctionnement et l'effet de l'environnement oxydant.

Dans le cadre du développement des réacteurs de quatrième génération, certains composants du réacteur sont soumis à des pressions externes et des températures nécessitant un dimensionnement au flambage par fluage. Nous avons développé, implémenté et validé expérimentalement un critère de flambage de structures épaisses élasto-visco-plastiques.

La rupture ductile des alliages métalliques est un autre mode de ruine qu'il faut maîtriser pour répondre à des enjeux de fabrication (procédés de mise en forme) ou des enjeux de dimensionnement de structures susceptibles de résister à des chocs. Compte tenu de la complexité des trajets de déformation induite par la localisation des déformations qui précède la rupture ductile, nous démontrons la nécessité de choisir et d'identifier proprement le comportement plastique de l'alliage métallique en déformations finies (critère de plasticité, anisotropie, loi d'écrouissage) avant de proposer des critères de rupture. Nous alimentons les discussions autour de l'importance de la prise en compte du troisième invariant des contraintes dans les critères de rupture.

Enfin, le manuscrit présente le projet de recherche mené actuellement sur la maîtrise de l'état résiduel des pièces issues des procédés de fabrication additive *Directed Energy Deposition*. Il s'agit, en amont de la fabrication, de proposer des outils de fabrication assistée par ordinateur dans le but de régler les paramètres procédé. Il s'agit ensuite de proposer un monitoring in-operando pour détecter d'éventuelles déviations du process et de les corriger en cours de fabrication par l'implémentation d'une boucle de rétroaction.

**Mots-clés:** fluage, rupture ductile, flambage élasto-visco-plastique, thermomécanique expérimentale, instrumentation multimodale, dialogue essais calculs, fabrication additive LMD-p.





