

### Contribution à la caractérisation et à la modélisation des procédés de mise en forme et d'assemblage en vue de leur industrialisation

Laurent Langlois

#### ▶ To cite this version:

Laurent Langlois. Contribution à la caractérisation et à la modélisation des procédés de mise en forme et d'assemblage en vue de leur industrialisation. Matériaux. Université de Lorraine, 2022. tel-03885815

## $\begin{array}{c} {\rm HAL~Id:~tel\text{-}03885815} \\ {\rm https://hal.science/tel\text{-}03885815} \end{array}$

Submitted on 6 Dec 2022

**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.







## Habilitation à Diriger des Recherches Ecole Doctorale C2MP, Mécanique des Matériaux

### Présentée par

#### Laurent LANGLOIS

Contribution à la caractérisation et la modélisation des procédés de mise en forme et d'assemblage en vue de leur industrialisation

Soutenance prévue le 23 novembre 2022 à Metz devant le jury composé de :

M. Laurent DUBAR	Professeur, LAMIH	Rapporteur
Mme Katia MOCELLIN	Maitre de Recherche, CEMEF	Rapporteur
M. Guillaume RACINEUX	Professeur, IRGCM	Rapporteur
M. Christophe DESRAYAUD	Professeur, LGF	Examinateur
Mme Véronique FAVIER	Professeure, PIMM	Examinatrice
Mme Marion MARTINY	Professeure, LEM3	Examinatrice
M. Régis BIGOT	Professeur, LCFC	Examinateur

#### Remerciements

Tout d'abord, je tiens à remercier Katia Mocellin, Laurent Dubar, Guillaume Racineux (qui ont accepté d'être rapporteur) et Véronique Favier pour m'avoir fait l'honneur de participer à mon jury et d'évaluer mon parcours. Je remercie également Marion Martiny d'avoir accepté d'être la Marraine scientifique.

Je voudrais remercier Patrick Martin de m'avoir accueilli dans son laboratoire à l'issue de ma thèse. Je le remercie surtout de m'avoir soutenu et accompagné dans une discipline qui était nouvelle pour moi, l'industrialisation.

Régis Bigot m'a accueilli dans son « atelier ». Je le remercie de m'avoir fait confiance et de m'avoir associé à la construction de l'axe fabrication avancée du LCFC. J'ai découvert à ses côtés les métiers de la forge et du soudage, les plus beaux métiers du monde.

La recherche est une activité collective, en particulier, quand elle est expérimentale autour des procédés de fabrications. Je tiens donc à remercier tous les personnels de la plateforme Vulcain, passés et actuels, pour leur aide, leur disponibilité, leur implication et leur esprit d'équipe.

Les travaux présentés dans ce manuscrit sont en très grande partie issus de travaux de thèse. Je voudrais donc adresser une pensée particulière à mes doctorants. Chaque thèse a été l'occasion d'une rencontre humaine et enrichissante, bien au-delà des aspects purement scientifiques.

Je voudrais également remercier les enseignants et enseignants chercheurs de l'axe fabrication avancée du LCFC pour leur soutien et leur esprit d'équipe. Parmi eux, j'e voudrais remercier en particulier Tudor Balan pour ses relectures et les échanges autour de la préparation de ce manuscrit. Je voudrais aussi adresser mes plus vifs remerciements à Sandra Chevret qui fut l'une de mes premières doctorantes et avec qui j'ai grand plaisir aujourd'hui à collaborer en recherche et en enseignement.

Je voudrais remercier l'ensemble des personnes du laboratoire LCFC et de l'ENSAM pour leur soutien dans le fonctionnement de tous les jours. Je voudrais à cette occasion remercier, plus particulièrement, les personnes du département matériaux de l'ENSAM-LEM3 pour m'avoir aidé et fait profiter de leurs compétences en métallurgie.

Les travaux de recherche développés au sein du LCFC depuis plus de vingt ans ont un caractère industriel fort. C'est donc tout naturellement que je voudrais remercier les partenaires industriels pour leur soutien et les échanges fructueux que nous avons eus.

J'ai enfin une petite pensée pour Marcel Berveiller, mon directeur de thèse, qui m'a initié et donné le goût à la recherche.

### Table des matières

lr	troduction	6
l.	Maîtrise des chemins thermomécaniques en mise en forme	7
	Introduction	7
	I.1 Evolution des structures de solidification au cours de la mise en forme	9
	I.1.1 Fermeture de porosité en mise en forme	11
	I.1.2 Caractérisation de la recristallisation d'un acier inoxydable 316 au cours de sa mise forme à chaud depuis sa structure de solidification	
	I.1.3 : Conclusions	33
	I.2 Mise en forme multi-matériaux	34
	Introduction	34
	I.2.1 Mise en forme d'une préforme multi-matériaux préalablement assemblée	35
	I.2.2 Mise en forme et assemblage simultanés d'un bi-matériaux	. 44
	I.2.3 Conclusions et perspectives	52
	I.3 Thixoforgeage	53
	I.3.1 Influence des paramètres de mise en forme sur les écoulements et les défauts des pie thixoforgées	
	I.3.2 Méthode de caractérisation de la structure liquide-solide dans les aciers	56
	I.3.3 : Caractérisation de la structure liquide – solide au cours du thixoforgeage	59
	I.3.4 Modélisation du comportement des aciers à l'état semi-solide	62
	I.3.5 Conclusions	65
	Conclusions	. 66
	II. Caractérisation des procédés en vue de leur industrialisation	68
	II.1 Caractérisation et modélisation du procédé FSW en vue de sa robotisation	69
	II.1.1 Domaine de soudabilité opératoire en FSW	70
	II.1.2 Influence de la variation des paramètres du procédé sur le DSO et sur les efforts soudage	
	II.1.3 Conclusions	82
	II.2 Caractérisation et modélisation du procédé FDS en vue de son industrialisation	83
	II.2.1 : Domaine de fonctionnement	85
	II.2.2 Caractérisation du comportement tribologique à l'interface vis-matière	. 91
	II.2.3 Conclusions	. 94
	II.3 Etude du cycle de vie d'un outillage de laminage transversal	95
	II.3.1 : Méthodologie de conception des outillages de laminage transversal	98

II.3.2 Usure des outillages de laminage transversal et impact sur la stabilité du procéd	é 103
II.3.3 Conclusions	106
Conclusions	107
III Projet scientifique	109
III.1 Evolution des structures métallurgiques en mise en forme à chaud	109
III.1.1 Fermeture de porosités en mise en forme à chaud	110
III.1.2 Identification et caractérisation des mécanismes métallurgiques de transformat structure granulaire d'alliages bruts de coulée	
III.2 Fiabilité et robustesse des processus de mise en forme et d'assemblage	115
III.2.1 Fermeture des cavités Mannesmann en estampage	115
III.2.2 Etude de l'influence des variations des conditions opératoires et des caractés géométriques des lopins sur les propriétés des produits forgés	•
Conclusion générale	120
Références	121

#### Introduction

Les projets de recherche présentés dans ce manuscrit concernent l'industrialisation des procédés de mise en forme et d'assemblage.

Aujourd'hui, le produit est conçu en parallèle de son processus de fabrication et de son système de production. Pour cela, il est nécessaire d'identifier, de caractériser et de modéliser les interactions qu'entretient le procédé avec le produit, le processus de fabrication (la gamme) et les moyens de production (Figure 0.1).

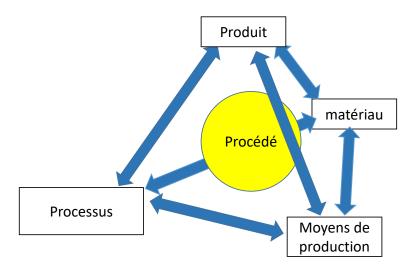


Figure 0.1 : Schéma des interactions entre le procédé et le produit, le matériau, le processus de fabrication et les moyens de production

La simulation numérique des procédés est un outil très utilisé pour formaliser les liens décrits cidessus. Elle permet, par exemple, de valider la gamme de fabrication et de dimensionner les moyens de production. Pour prédire les propriétés physiques de la pièce, il est toutefois nécessaire d'intégrer des modèles d'évolution de la microstructure du matériau. Ces derniers doivent toutefois être validés pour des chargements thermomécaniques complexes et des structures initiales types des procédés industriels. La mise en place d'essais in-situ sur le procédé industriel n'est toutefois pas toujours possible du fait de la productivité, de la taille ou de la faible instrumentation des installations. Il apparaît alors important de pouvoir mettre en place des simulateurs expérimentaux qui permettraient de reproduire les caractères essentiels du chemin thermomécanique et de la structure initiale du matériau vis-à-vis du phénomène à modéliser. Ceci fait l'objet du premier chapitre de ce manuscrit. Une méthodologie de conception de ces simulateurs est mise en place et appliquée à l'évolution de la structure de coulée en mise en forme à chaud, le forgeage multi-matériaux et le forgeage à l'état semisolide (thixoforgeage) des aciers.

Les performances de la simulation numérique ne sont pas toujours suffisantes. Ceci peut être dû aux conditions extrêmes mises en jeu par le procédé ou son caractère multi-physique fort. Dans ce cas, l'approche décrite au paragraphe précédent ne peut être appliquée et les liens entre le procédé et l'ensemble du processus d'industrialisation doivent être établis de façon globale. Une démarche basée sur l'établissement de domaines de fonctionnement du procédé est présentée au deuxième chapitre et appliquée au soudage par friction malaxage, au fluovissage et au laminage transversal.

## I. Maîtrise des chemins thermomécaniques en mise en forme

#### Introduction

Les propriétés du produit et son comportement au cours de la mise en forme dépendent de certaines caractéristiques du matériau liées à sa structure micro et macroscopique. Les évolutions de ces caractéristiques, depuis un état initial, au travers du processus complet de mise en forme doivent donc être maîtrisées de façon à obtenir un produit ayant les propriétés requises.

La maîtrise de ces évolutions peut permettre de réduire ou d'optimiser les gammes de fabrication en évitant, par exemple, des traitements thermiques après mise en forme. Elle peut aussi permettre un choix optimisé du ou des matériaux en réalisant un meilleur compromis entre son coût, son aptitude à la mise en forme et ses propriétés d'emploi.

Le fait de prendre en compte ces phénomènes physiques va impacter l'ensemble du processus d'industrialisation depuis la conception du produit et de sa gamme de fabrication jusqu'au choix et la conception des moyens de production.

La validation des gammes de mise en forme s'appuient sur la simulation numérique. Pour prédire les propriétés des produits mis en forme, il est important d'intégrer dans la simulation des modèles d'évolution des paramètres structuraux concernés. Ces modèles, quand ils existent, ont souvent été identifiés à partir d'essais « simples » sur des simulateurs thermomécaniques comme les machines Gleeble© permettant une maîtrise et une mesure précise des conditions opératoires. L'utilisation de ces modèles dans le cadre de procédés industriels n'est cependant pas toujours validée du fait de la complexité des chargements thermomécaniques ou de la structure initiale du matériau.

L'objectif est d'identifier, de caractériser et de modéliser les phénomènes physiques ayant un impact majeur sur les propriétés du produit ou sur son comportement à la mise en forme. L'ensemble des connaissances acquises et les modèles doivent ensuite pouvoir être intégrés dans les processus d'industrialisation comprenant la conception du produit, de sa gamme de fabrication et la conception des moyens de production et du système de production.

La démarche proposée consiste dans un premier temps à identifier les caractères essentiels du chargement thermomécanique et de l'état initial du produit vis-à-vis du phénomène physique étudié. Une fois cette identification réalisée, des essais de mise en forme peuvent être conçus et mis en œuvre de façon à conduire une étude expérimentale paramétrique sur les caractères retenus. La simulation de l'essai permet d'évaluer les paramètres caractérisant le chemin thermomécanique ; quant aux observations et mesures effectuées avant, pendant et après mise en forme, elles donnent une image de l'évolution des paramètres structuraux suivis. La confrontation entre les résultats de simulation et les mesures expérimentales doivent aboutir à une première caractérisation des phénomènes physiques étudiés. La dernière étape concerne la modélisation du phénomène physique d'intérêt en fonction des paramètres caractéristiques du chargement thermomécanique et de la structure initiale.

Le modèle doit pouvoir être intégré dans la simulation numérique pour pouvoir servir à la validation des gammes de mise en forme. Les connaissances acquises peuvent également être formalisées sous

la forme de règles ou de modèles simplifiés et organisées de façon à constituer une méthodologie d'aide à la conception des produits, des gammes et des moyens de production.

Cette démarche générique a été appliquée à trois procédés :

- l'étirage ou le laminage de lingots issus de coulée avec comme phénomène étudié, la fermeture de porosité et la recristallisation ;
- le forgeage multi-matériaux avec l'évolution des propriétés physiques et géométriques des interfaces entre les matériaux ;
- le thixoforgeage des aciers avec l'évolution de la structure liquide-solide et son couplage avec le comportement rhéologique du matériau.

Les trois parties suivantes traitent dans l'ordre ces trois procédés.

# I.1 Evolution des structures de solidification au cours de la mise en forme

La fabrication de barres ou de pièces forgées de grande taille met en œuvre un lopin initial obtenu par un procédé de fonderie. Il peut s'agir de la coulée continue, d'un processus VIM¹ - VAR² ou encore d'une simple coulée en source dans le cas de la fabrication de lingots. Les lopins issus du processus de fonderie possèdent une structure de solidification. Celle-ci est constituée de grains dendritiques ou basaltiques souvent de grande taille et orientés suivant la direction de solidification. Des porosités sous la forme de retassures ou de soufflures sont également présents. Enfin, les phénomènes de ségrégation ou l'insertion d'impuretés dans le métal liquide au cours de la coulée sont à l'origine de la présence d'inclusions. Le processus de fonderie est conçu de façon à réduire les défauts et affiner la structure de solidification. Dans un grand nombre de cas, cela n'est pas suffisant pour atteindre les caractéristiques d'emploi attendues pour le produit final. L'objectif des procédés de mise en forme par déformation plastique (laminage, étirage, forgeage) outre l'obtention de la géométrie visée, est de provoquer les transformations microstructurales nécessaires pour conférer au produit final les propriétés physiques voulues. Le chemin thermomécanique généré par le processus de mise en forme doit ainsi provoquer :

- la recristallisation de la structure granulaire de solidification de façon à obtenir des grains fins et équiaxes ;
  - la fermeture des porosités ;
  - la fragmentation et la dispersion des inclusions.

Les gammes de mise en forme doivent être conçues pour permettre d'atteindre des spécifications décrites en termes de caractéristiques microstructurales comme une taille de grain minimale ou l'absence de porosité. La maîtrise de ces transformations doit être robuste et, ainsi, tenir compte des variations de conditions inhérentes au processus industriel.

Les travaux menés à ce jour ne concernent que la fermeture de porosité et la recristallisation des structures de coulée.

Pour prédire la structure granulaire et la fermeture des porosités, il est nécessaire de passer par la simulation numérique du processus de mise en forme. Cette dernière doit toutefois intégrer des modèles d'évolution des caractéristiques microstructurales concernées. Pour l'évolution des caractéristiques citées ci-dessus, des modèles sont disponibles dans la littérature (Fanfoni & Tomellini, 1998; Saby et al., 2015). La difficulté vient de l'identification des paramètres des lois d'évolution et de la validation de ces lois pour des structures initiales et les chemins thermomécaniques complexes caractéristiques des processus industriels.

Le contexte industriel rend souvent difficile la mise en place de campagnes expérimentales de caractérisation in-situ qui permettrait la validation directe des modèles. Ces difficultés viennent de la taille des produits mis en forme (forge de pièces dans les secteurs industriels de l'énergie ou de l'aéronautique), de la productivité des installations industrielles (laminage de barres), du coût des

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Vaccum Induction Melting (Fusion par Induction sous Vide)

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Vaccum Arc Remelting (Refusion par Arc sous Vide)

outillages et de l'absence d'installations de mise en forme instrumentées permettant une caractérisation suffisamment complète des essais.

Les travaux menés visent à mettre en place des « simulateurs expérimentaux » permettant de reproduire à échelle réduite les phénomènes de recristallisation ou de fermeture de porosité présents dans les processus industriels. Les chemins thermomécaniques appliqués et la structure initiale du matériau ou de l'éprouvette doivent présenter les caractéristiques essentielles vis-à-vis du phénomène étudié. Ces essais sont développés à une échelle intermédiaire et complémentaire entre l'échelle industrielle et l'échelle des simulateurs thermomécaniques classiques que sont, par exemple, les machines Gleeble.

Les simulateurs expérimentaux peuvent être un ensemble d'essais reproduisant les caractères essentiels du matériau et du processus thermomécanique industriel à différents endroits du produit industriel. Les caractères essentiels du processus doivent être identifiés en lien avec le phénomène physique à reproduire, identification qui s'appuiera notamment sur les modèles existants. L'identification, la caractérisation et la modélisation des phénomènes physiques sont formalisées de façon à définir des critères de représentativité à la base de la conception des essais représentatifs.

#### I.1.1 Fermeture de porosité en mise en forme

Le cas d'étude concerne la fermeture des retassures de coulées dans les aciers au cours du laminage de barres (Problématique illustrée sur la figure I.1).

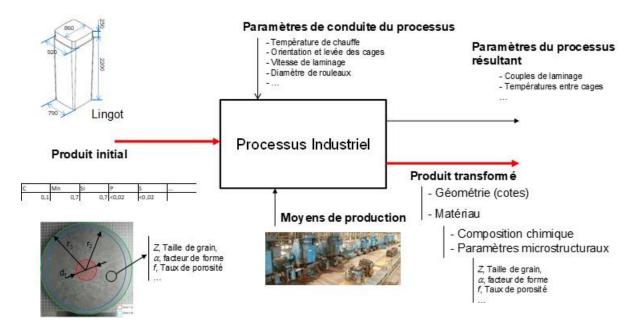


Figure I.1 : Illustration dans le cas de la fermeture des porosités au cours du laminage de barres

La démarche suivie commence par l'identification des critères de représentativité qui serviront ensuite pour la conception et le dimensionnement de l'essai. Cette identification s'appuie sur l'étude du phénomène de fermeture de porosité et les modèles existants. La quantification des critères de représentativité identifiés précédemment sera réalisée par la simulation du processus industriel et l'analyse de la structure initiale des blooms industriels. La validation de la simulation s'appuiera sur les grandeurs mesurées disponibles sur la ligne de production industrielle.

#### I.1.1.a Identification des critères de représentativité

Les critères de représentativité concernent la structure initiale du matériau et le chargement thermomécanique.

#### Caractères essentiels de la structure initiale

Les porosités considérées sont des retassures provenant des phénomènes de ségrégation et du retrait de solidification. Elles se présentent sous la forme de petites cavités inter-dendritiques (microretassures) et de cavités de plus grande taille, centrées et allongées dans l'axe du lingot ou du bloom. Le processus physique conduisant à la formation de ces porosités détermine leurs principales propriétés. Celles-ci sont vides, ne possèdent pas de couche d'oxyde à leur surface interne et leur géométrie est souvent tortueuse (Saby, 2014).

La fermeture d'une porosité au cours de la mise en forme s'opère suivant deux phase (Park & Yang, 1996). Durant la première phase, le volume de la porosité diminue du fait de la déformation plastique sous un état de contrainte compressif. Cette phase aboutit à la mise en contact des surfaces internes de la porosité et la formation de cavités résiduelles. Ces dernières sont refermées au cours de la

deuxième phase de fermeture qui se termine par la cicatrisation de la porosité. Au cours de cette deuxième phase, le phénomène de diffusion participerait à la fermeture et à la cicatrisation du défaut. La tortuosité de la porosité initiale est en grande partie responsable de la formation des cavités résiduelles ce qui retarderait la fermeture complète des porosités au cours de la déformation.

Plusieurs études de la littérature concernent l'influence de l'orientation et de la forme de la porosité sur sa fermeture (Chen et al., 2013; Kakimoto et al., 2010; Saby et al., 2015). Ces études sont le plus souvent numériques et mettent en œuvre de façon explicite (modèle en champ complet) une géométrie idéale de la porosité. Parmi ces formes, les plus utilisées sont les ellipsoïdes. Ces derniers permettent de considérer le volume, les facteurs de forme et l'orientation de l'inclusion par rapport au chargement.

Ces études mettent en évidence l'influence des facteurs de forme de la porosité et de son orientation par rapport aux directions de mise en forme. Dans le cas particulier d'une compression, si la porosité est aplatie suivant un plan contenant la direction de mise en forme, les premiers stades de la déformation peuvent produire une ouverture de la porosité. Cette effet aura un impact dans le cas de chargement multi-passes avec changement de direction de déformation. Les facteurs de forme et l'orientation des porosités à l'issue d'une passe aura une influence sur la fermeture lors de la passe suivante (Feng et al., 2016).

La tortuosité est intégrée dans des modèles à champ complet utilisant la géométrie « réelle » de la porosité (Saby, 2013b). Aucune caractérisation quantitative de la tortuosité par des paramètres n'est proposée dans la littérature. Ceci est dû à la diversité des géométries et aux différentes échelles de tortuosité.

#### Caractères essentiels du chargement thermomécanique

Une grande majorité des études montrent que la déformation plastique équivalente ( $\varepsilon_{\acute{e}q}$ ) et la triaxialité des contraintes ( $T_x$ ) jouent un rôle prépondérant dans la vitesse de fermeture d'une porosité. L'expression de la triaxialité des contraintes est donnée par l'équation (I.1) :

$$T_X = \frac{\sigma_H}{\sigma_{\acute{e}q}} \tag{I.1}$$

avec  $\sigma_H$  la contrainte hydrostatique et  $\sigma_{\mathrm{\acute{e}q}}$  la contrainte équivalente de von Mises.

Dans ses travaux, (Saby, 2013a) montre que l'angle de Lod a également une influence sur la fermeture des porosités.

(Tanaka et al., 1986) proposent, pour caractériser la fermeture d'une porosité au cours d'un chargement monotone, d'introduire un paramètre, Q, appelé l'intégrale hydrostatique. Ce paramètre correspond à l'intégrale de la triaxialité des contraintes sur le chemin de déformation (équation (I.2)).

$$Q = \int_0^{\varepsilon_{\acute{e}q}} \frac{\sigma_H}{\sigma_{\acute{e}q}} d\varepsilon_{\acute{e}q} \tag{I.2}$$

Pour un essai d'écrasement monotone, (Tanaka et al., 1986) proposent une valeur seuil de l'intégrale hydrostatique de 0,21 correspondant à la fermeture complète des porosités. Dans le cas d'un chargement avec une alternance des directions de déformation, (Kakimoto et al., 2010) montrent que ce seuil est plus important.

La vitesse de déformation et la température semblent avoir une influence du second ordre sur la fermeture d'une porosité. Même pour la cicatrisation qui fait intervenir le phénomène de diffusion, (Hibbe & Hirt, 2020) montrent qu'au-delà d'un seuil, la température ne semble plus jouer un rôle majeur.

#### Critères de représentativité retenus

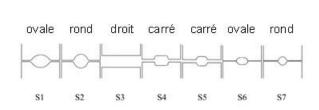
Le simulateur expérimental :

- mettra en œuvre une retassure réelle de façon à présenter toutes les caractéristiques géométriques et physiques des porosités présentes dans les blooms ayant une influence sur la fermeture;
- permettra d'appliquer un chargement thermomécanique avec alternance des directions de déformation. Chaque passe de mise en forme sera caractérisée par la déformation équivalente et la valeur de l'intégrale hydrostatique appliquée.

#### 1.1.1.b Essai représentatif

#### a. Conception du simulateur

Le cas d'application est le laminage de barre sur la ligne LUNA (Aciériste ABS, Udine). Cette ligne est constituée d'une succession de cages de laminage alternant les directions de mise en forme. La forme des rouleaux varie d'une cage à l'autre (ovale, rond, plat et carré). La succession des géométries sur les sept premières cages est illustrée sur la figure I.2. Les produits de départ sont des blooms issus de coulée continue et chauffés à 1250°C pendant quelques heures.





Cage horizontale

Figure I.2 : Géométrie des rouleaux des sept premières cages de la minage de la ligne industrielle LUNA (ABS, Udine)

Pour concevoir l'essai représentatif, le procédé de laminage industriel a été simulé de façon à obtenir en chaque point de la section de la barre laminée, la déformation plastique et l'intégrale hydrostatique (Pondaven et al., 2020). L'essai présenté dans ce qui suit a été dimensionné pour reproduire les grandeurs calculées au centre de la barre, lieu où sont concentrées principalement les retassures. L'essai peut toutefois être adapté pour reproduire les grandeurs en d'autres points de la barre (peau, mi rayon).

L'essai de mise en forme représentatif conçu consiste en une succession d'opérations de forgeage libre d'une éprouvette cylindrique entre des enclumes de forme reproduisant à échelle réduite (1/10ème) la géométrie des cages du laminoir (figure I.3). La zone d'intérêt de l'éprouvette est un cylindre de diamètre initial 27mm. Les éprouvettes sont chauffées à la température de mise en forme (1250°C). L'essai a été robotisé de façon à obtenir une meilleure maîtrise de la position de l'éprouvette au cours de l'essai.

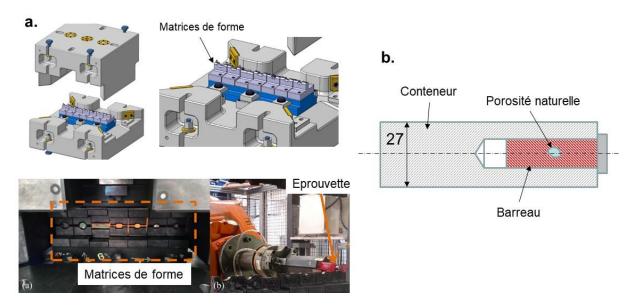


Figure I.3 : Essai de mise en forme représentatif du laminage à chaud de barre, a) CAO et photographies de l'outillage, b) schéma de l'éprouvette (Pondaven, 2021).

Les entrefers de chaque cage sont ajustés de façon à obtenir au centre de l'éprouvette une déformation équivalente et une valeur de l'intégrale hydrostatique, Q, proches de celles obtenues par la simulation du laminage industriel (Chevalier, 2016). L'outillage n'a pas été préchauffé pour les essais et aucune lubrification n'a été appliquée. Il est toutefois possible de jouer sur ces deux paramètres pour améliorer la représentativité de l'essai. La figure I.4 présente les niveaux de déformation équivalente et d'intégrale hydrostatique par cage simulés pour la ligne de laminage et l'essai représentatif.

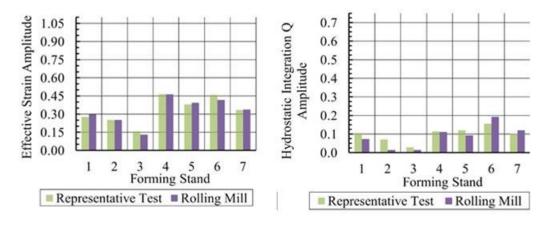


Figure I.4 : Niveau de déformation plastique et d'intégrale hydrostatique par cage simulé au cœur de la barre en laminage (Rolling Mill) et dans l'éprouvette pour l'essai représentatif (Representative Test) (Pondaven et al., 2020).

L'éprouvette est constituée d'un barreau contenant le défaut à étudier, inséré dans un conteneur ayant les dimensions extérieures pour lesquelles les matrices de forme ont été conçues. Un schéma du processus de fabrication de l'éprouvette est donné sur la figure I.5.

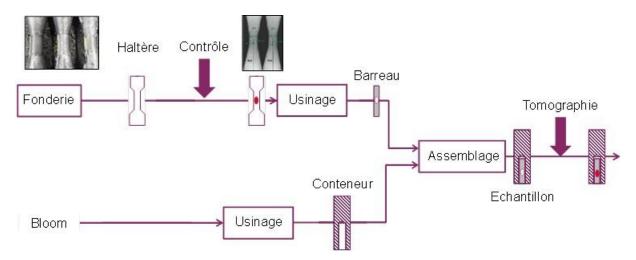


Figure 1.5 : Schéma du processus de fabrication de l'éprouvette contenant une retassure naturelle contrôlée

Les retassures sont produites par fonderie suivant un protocole mis en place par le CTIF<sup>3</sup> dans le cadre de son programme QualiCAST<sup>®</sup>. La retassure est obtenue par une méthode dite « naturelle » basée sur une solidification maîtrisée.

Les conteneurs sont usinés dans un bloom de façon à présenter la bonne composition chimique et une structure métallurgique de solidification. Le barreau est ensuite assemblé dans le conteneur. Un contrôle par tomographie est alors appliqué de façon à obtenir la forme initiale de la retassure ainsi que sa position et son orientation dans le repère de l'éprouvette.

L'essai de mise forme conçus et le processus de fabrication des éprouvettes définis ci-dessus permettent de satisfaire les critères de représentativité suivants :

- des niveaux de déformation équivalente et d'intégrale hydrostatique par cage proches de ceux de la ligne de laminage;
- l'alternance des directions de déformation ;
- une retassure naturelle présentant les propriétés géométriques et physiques des retassures contenues dans un bloom (générée par le même processus physique) ;
- (un matériau de l'éprouvette ayant la bonne composition chimique et présentant une structure brute de solidification).

Les dimensions d'éprouvette permettent par contrôles tomographiques d'obtenir la géométrie initiale de la retassure avec une faible résolution. La figure I.6 illustre le type de résultat obtenu par tomographie aux rayons X pour une des retassures étudiées (état initial avant déformation) avec une résolution de 35µm. Sur cette figure, les dimensions Rx, Ry, Rz, sont les dimensions projetées de la retassure suivant les axes du repère de l'éprouvette.

-

<sup>&</sup>lt;sup>3</sup> CTIF : Centre Technique des Industries de la Fonderie

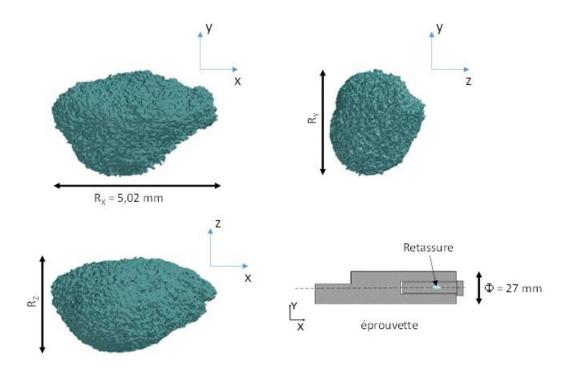


Figure I.6 : Représentation suivant trois vues d'une retassure obtenue par tomographie aux rayons X, la direction x correspond à l'axe de l'éprouvette (Pondaven, 2021).

Les retassures générées par le protocole du CTIF présentent une certaine variabilité de taille et de forme. Leur dimension suivant l'axe de l'éprouvette varie entre 3mm et 6mm pour des dimensions radiales de 2 à 4mm. Elles ne présentent aucune symétrie ce qui impose la définition complète de leur orientation par rapport à la direction de la mise en forme.

#### b. Mise en œuvre et exploitation du simulateur

Les éprouvettes sont contrôlées par tomographie aux rayons X. Ce procédé de contrôle et la première étape de reconstruction permettent d'obtenir la position et la géométrie de la porosité. Les résultats de la tomographie sont sous la forme de voxels associés à un niveau de gris. Pour définir la porosité, il est nécessaire de fixer un seuil de gris délimitant la matière et le vide. En fonction de la valeur de ce seuil, le volume et la géométrie issus de la tomographie varient.

Le volume reconstruit subit ensuite une opération de lissage de façon à supprimer les détails qui ne pourraient pas être pris en compte dans la simulation du fait de leur petite taille. La géométrie issue du lissage sert de référence pour le calcul du volume de la porosité.

L'intégration dans le logiciel de calcul par éléments finis est effectuée par une opération booléenne. Le volume et la surface interne de la porosité sont impactés par cette opération et par la taille de maille entourant la porosité.

Le processus de traitement de la porosité depuis les résultats de la tomographie jusqu'à son intégration dans la modélisation par éléments finis est illustré sur la figure I.7.

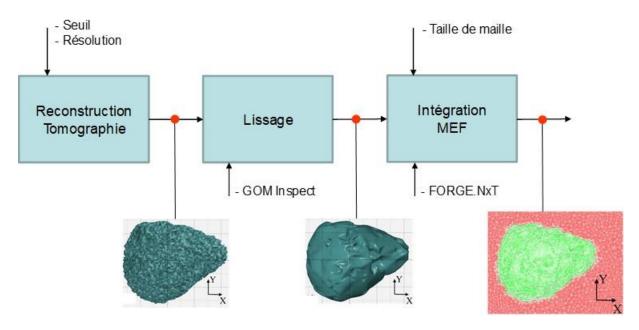


Figure I.7 Processus de traitement de la géométrie de la porosité depuis la géométrie brute issue de tomographie jusqu'à son intégration dans la modélisation par éléments finis (Pondaven, 2021).

#### c. Simulation de l'essai représentatif

La simulation de l'essai a été effectuée avec deux types de représentation de la porosité : l'intégration de la géométrie issue du lissage et l'intégration d'une géométrie « idéale » équivalente (figure I.8). Cette dernière est un ellipsoïde équivalent tel que défini par (Saby, 2013b). Les rapports de forme et l'orientation de l'ellipsoïde sont définies de façon à obtenir la même matrice d'inertie que celle de la porosité. Ensuite, une homothétie est appliquée à l'ellipsoïde sans modification de son orientation de façon à obtenir un volume égal à celui mesuré par la tomographie de la porosité. Une illustration de la transformation est donnée sur la figure I.10.

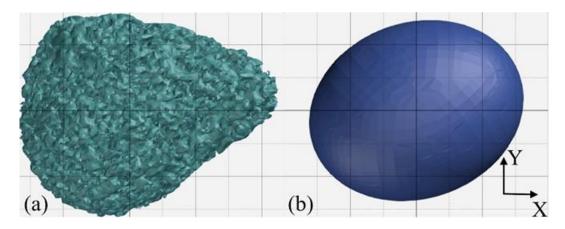


Figure I.8 : a) Porosité « réelle » et b) son ellipsoïde équivalent (Pondaven, 2021)

La représentation simplifiée de la porosité permet de réduire les temps de calcul. Par contre, la dernière étape de la phase de fermeture avec la formation de cavités résiduelles n'est pas prise en compte. Les deux cas sont toutefois étudiés de façon à estimer la pertinence d'utiliser une géométrie équivalente simplifiée.

Une étude de convergence numérique de la simulation de l'essai représentatif effectuée sur une porosité sphérique d'un diamètre proche de celui des porosités des éprouvettes a abouti aux paramètres numériques décrits sur la figure I.9 (Pondaven et al., 2019a).

Au cours de sa fermeture, les surfaces internes de la porosité vont être amenées à entrer en contact. Une loi de frottement dite « unilatéral collant » a été adoptée pour ces derniers. Cette loi n'autorise aucun glissement mais permet le décollement dans le cas où la pression de contact deviendrait nulle. Ce dernier aspect va permettre les réouvertures lors des alternances de direction de déformation.

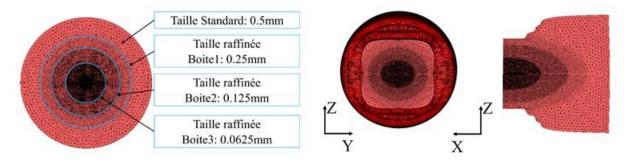


Figure I.9 : Modèle numérique de l'essai représentatif avec l'intégration explicite de la géométrie de la porosité (Pondaven et al., 2019b)

#### d. Modélisation du comportement thermoplastique du matériau

Le comportement thermoplastique du matériau a un impact sur la fermeture des porosités. Il s'agit à la fois d'une influence directe (effet local) et d'une influence indirecte à travers l'influence du comportement du matériau sur les champs de déformation et de contrainte globaux dans la pièce mise en forme. Il apparaît donc nécessaire d'identifier le comportement du matériau et d'évaluer l'impact de celui-ci sur la fermeture de porosité.

Le matériau à l'état initial a une structure de solidification. Sur les macrographies de blooms, on peut observer trois zones avec des tailles de grain et des orientations privilégiées. On note une zone de peau et une zone à cœur avec des grains équiaxes et une zone intermédiaire basaltique. Le comportement thermoplastique du matériau des différentes zones a été étudié par des essais de compression sur plasto-dilatomètre (éprouvette cylindrique Ø6mm\*6mm).

De façon classique, un maximum de contrainte est observé à faible déformation dû à l'activation de la recristallisation dynamique. Au-delà, la contrainte se stabilise sous l'effet combiné de l'écrouissage et de la restauration-recristallisation dynamique. Le seuil de contrainte dépend essentiellement de la température et de la vitesse de déformation.

Les résultats effectués suivant les trois zones et avec des directions de prélèvement différentes n'ont pas permis de mettre en évidence une hétérogénéité et une anisotropie significatives du comportement (Pondaven, 2021).

Deux types de loi ont été testées, des lois phénoménologiques de type Hansel Spittel et des lois physiques du type de celle identifiée par (Quelennec et al., 2011). La performance des lois a été évaluée sur leur capacité à prédire la contrainte en fonction de la déformation pour des conditions d'essai autres que celles ayant servi à l'identification. L'influence de la loi de comportement sur les champs de

paramètres thermomécaniques influençant le phénomène de fermeture de porosité ( $\varepsilon_{\acute{e}q}$ ; Q) a ensuite été estimée.

Cette partie de l'étude a montré que la loi physique et la loi de Hansel Spittel intégrant un seuil de contrainte pour une déformation au-delà de 0,8 présentent les meilleures performances avec toutefois un léger avantage pour la première. La deuxième loi est toutefois celle qui a été retenue pour les simulations du fait de son meilleur compromis prédiction / temps de calcul.

#### 1.1.1.c Résultats

L'évolution des porosités a tout d'abord été étudiée au cours de la déformation de la première cage. La figure I.10 présente, suivant deux vues, les géométries issues de tomographie et celle simulée avant et après déformation.

De façon globale, on peut noter que la morphologie de la porosité est reproduite de façon satisfaisante par la simulation.

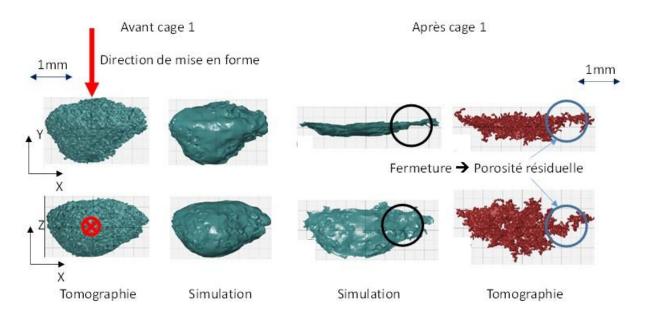


Figure I.10: Evolution de la géométrie d'une porosité au cours d'une frappe (Pondaven, 2021)

Suivant une vue transversale (Direction Z sur la figure I.10), on remarque une sous-estimation de l'épaisseur de la porosité suivant la direction de mise en forme. Ceci peut être dû aux détails de la tortuosité qui ne sont pas pris en compte dans la simulation du fait des différents lissages. Il peut s'agir également de détails de la tortuosité trop étroits à l'état initial pour être détectés par la tomographie et qui vont, du fait de leur orientation, s'ouvrir au cours de la déformation. Leur taille augmentant, ils deviendraient ainsi détectables par la tomographie.

En comparant les images de tomographie avant et après déformation, on voit la formation d'une porosité résiduelle. La simulation permet d'identifier ces zones. La taille de maille et le niveau de détail de la tortuosité pris en compte ne permettent toutefois pas de suivre cette fermeture avec précision. De même, la résolution et la précision des mesures tomographiques ne permettent pas de conclure à la fermeture complète de ces zones.

Sur la figure I.11, est présentée l'évolution du rapport volume courant sur volume initial, V/V<sub>0</sub>, de deux porosités présentant des morphologies différentes. La première porosité a un rapport de forme

hauteur (dimension projetée suivant la direction de mise en forme) sur longueur (dimension projetée suivant l'axe de l'éprouvette) de 1 et la deuxième de 3/5. On note que la porosité présentant le rapport de forme le plus faible est celle qui va voir diminuer son volume le plus rapidement. Ceci est conforme aux résultats obtenus dans la littérature sur des porosités de forme ellipsoïdale. Sur des géométries « réelles », la simulation met en exergue cette tendance sur la première phase de fermeture.

La valeur du rapport  $V/V_0$  mesurée à l'issue de la première cage est comparée à celle simulée. On note une légère surestimation du rapport par la simulation. Ceci peut venir de l'influence des zones proches de la fermeture qui peuvent ne pas être prise en compte dans la mesure car n'apparaissant pas sur les tomographies.

De façon générale, à la fois à cause des limites de la tomographie et de la limite de la simulation en lien avec la taille de maille, les zones de fermeture de la porosité seront difficiles à suivre. Leur identification sera possible à la fois par la tomographie et la simulation mais, une fois les contacts internes établis, le suivi de la géométrie de ces zones n'est plus accessible ni par la mesure ni par la simulation.

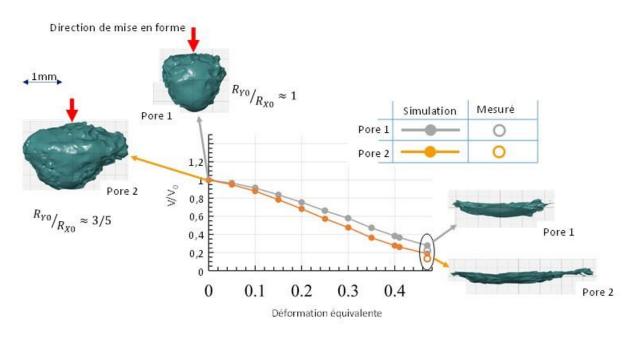


Figure I.11 : Evolution du volume d'une porosité en fonction de la déformation, application à deux porosités différentes (Pondaven, 2021)

La figure I.12 montre l'évolution des longueurs projetées de la porosité. On peut remarquer que l'allongement de la porosité suivant l'axe de l'éprouvette et son élargissement est prédit de façon satisfaisante. Par contre, la longueur projetée dans la direction de la déformation diverge de façon importante. Cette différence provient très probablement de l'ouverture de zones tortueuses de la porosité qui ont une forme aplatie parallèlement à la direction de mise en forme. La protubérance visible sur la tomographie de la porosité 1 n'est pas apparente sur sa tomographie avant déformation. On peut donc imaginer des zones, très fines et non détectables par la tomographie à l'état initial, qui s'ouvrent du fait de leur orientation par rapport à la direction de déformation.

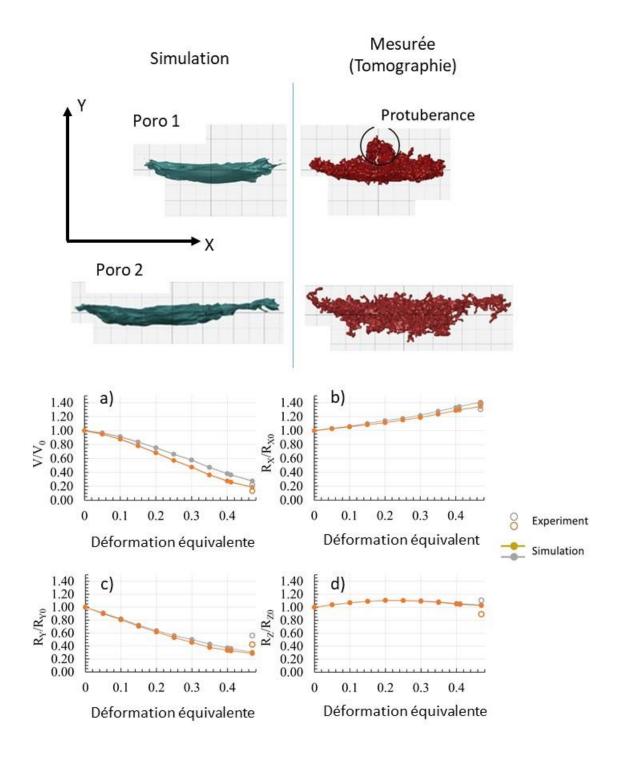


Figure I.12 : Evolution des longueurs projetées de deux porosités au cours de la déformation, évolution a) du volume, b), c) et d) du rapport des longueurs projetées suivant x, y et z respectivement (Pondaven, 2021)

Le modèle à champ complet validé a été utilisé pour simuler un trajet de mise en forme avec un changement de la direction de déformation. Cette simulation a permis de reproduire l'effet de l'alternance des directions de déformation sur la fermeture des porosités. Sur la figure I.13, on peut observer une augmentation du volume de la porosité en début de la deuxième déformation. Ce comportement est dû à la morphologie et l'orientation de la porosité, issues de la passe précédente vis-à-vis de la direction de mise en forme de la passe suivante. Sur la figure I.13, on peut voir qu'à la fin de la première passe, la porosité est aplatie dans un plan perpendiculaire à la direction de

déformation (Y). Au début de la deuxième passe, du fait de la rotation de 90° de l'éprouvette, la porosité devient aplatie dans un plan contenant la direction de déformation. Ceci se traduit par une réouverture au début de la deuxième passe.

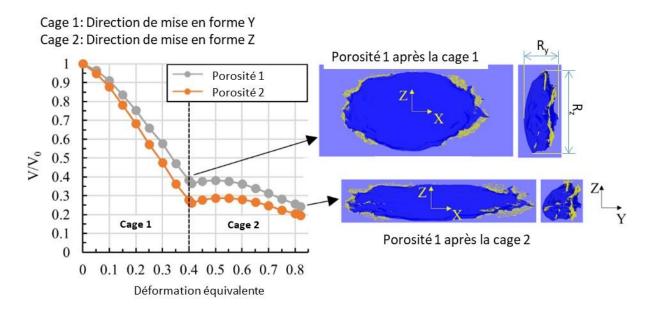


Figure I.13 : Evolution de la géométrie des porosités au cours d'une alternance des directions de mise en forme (Pondaven, 2021)

Des simulations effectuées avec d'autres porosités (issues de mesures tomographiques des éprouvettes CTIF) ont montré que l'alternance des directions de déformation réduit la vitesse de fermeture des porosités mais réduirait la sensibilité de celle-ci à la morphologie initiale du défaut. On peut voir sur la figure I.13 que la porosité présentant le plus faible rapport de volume  $V/V_0$  en fin de la passe 1 est celle qui va nécessiter le plus de déformation en début de la passe 2 pour se refermer à nouveau. Les porosités avec les morphologies et les orientations les plus favorables à leur fermeture lors d'une passe, auront les morphologies les moins favorables par rapport à la direction de déformation de la passe suivante.

Les performances du modèle à champ complet ont également été estimées avec une représentation de la porosité par un ellipsoïde équivalent et comparées avec celles de la simulation intégrant la géométrie « réelle » (voir figure I.14). Les résultats montrent que l'évolution du volume de la porosité sur la première phase de sa fermeture peut être simulée avec la géométrie équivalente. L'effet de réouverture de la porosité en début de deuxième cage est également reproduit. Les géométries réelles étudiées sont assez « proches » de leur ellipsoïde équivalent. Il faudrait confirmer ce résultat pour des géométries présentant une plus forte tortuosité.

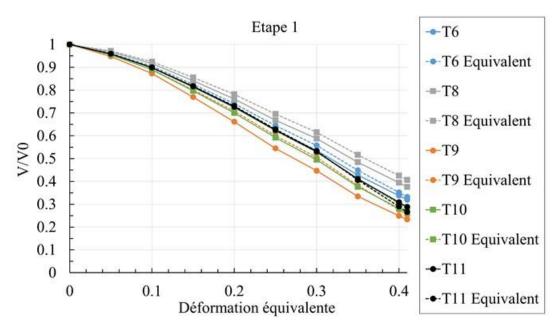


Figure I.14 : comparaison des évolutions de volumes des porosités simulées en champ complet avec le défaut « réel » et le défaut équivalent (Pondaven, 2021)

#### *I.1.1.d Conclusions et perspectives*

Les travaux présentés ont abouti à la mise en place d'un essai représentatif permettant de reproduire les caractères essentiels de l'évolution des porosités en laminage à chaud de barres, en particulier :

- l'alternance des directions de sollicitations avec des niveaux de déformation et de triaxialité (intégrale hydrostatique) par passe équivalents au laminage industriel ;
- une éprouvette avec un défaut naturel contrôlé ayant les caractères géométriques et les propriétés physiques des retassures présentes dans les blooms industriels.

Un modèle à champ complet a été implémenté intégrant de façon explicite la géométrie « réelle » de la porosité ou sa géométrie équivalente. Ce modèle, avec les deux types de géométrie, a été validé expérimentalement dans le cas d'une seule passe.

A court terme, il est nécessaire de valider les performances de la simulation en champs complets à partir de résultats expérimentaux d'essais enchainant les passes de mise en forme avec alternance des directions de déformation. Le modèle ainsi validé pourra ensuite être utilisé pour la mise en place de plan d'expériences numériques.

La sensibilité de la fermeture de la porosité par rapport à sa géométrie reste un sujet non résolu. On voit notamment dans les résultats présentés que des « détails » de la tortuosité peuvent s'ouvrir en fonction de leur orientation par rapport au chargement. Si le début de la fermeture peut être approché en considérant l'ellipsoïde équivalent, la fin de la fermeture et la cicatrisation doivent tenir compte des détails de la tortuosité.

Les travaux ont conduit à la mise en place d'un simulateur expérimental de la fermeture de porosité en laminage de barres. Ce simulateur a été développé à une échelle intermédiaire et complémentaire entre l'échelle industrielle et l'échelle des simulateurs thermomécaniques comme illustré sur la figure I.15.

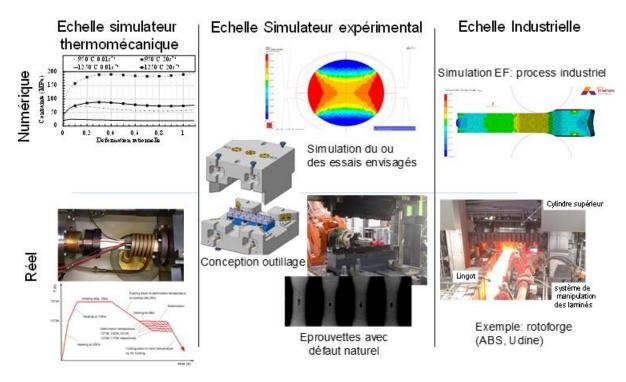


Figure I.15 : Illustration de la démarche dans le cas de l'étude de la fermeture des porosités en laminage à chaud de barres

La partie suivante est dédiée au développement du même type de simulateur expérimental pour l'évolution de la structure granulaire lors du processus de conversion (Etirage et refoulement) de lingot.

# I.1.2 Caractérisation de la recristallisation d'un acier inoxydable 316 au cours de sa mise en forme à chaud depuis sa structure de solidification

Ces travaux, menés dans le cadre d'une thèse en collaboration avec l'Université de Strathclyde (Glasgow) et l'AFRC<sup>4</sup>, concernent la recristallisation de l'acier inoxydable 316 au cours de sa gamme de transformation depuis sa structure de solidification (lingot). La gamme de transformation est constituée de phases d'étirage et de refoulement avec des réchauffes intermédiaires. Le besoin industriel est de pouvoir réduire les gammes de transformation tout en obtenant une structure entièrement recristallisée sous forme de grains équiaxes. La taille des lingots industriels (diamètre > 600mm) ne permet pas la mise en place de campagnes expérimentales à cette échelle. L'idée est donc de développer des simulateurs expérimentaux à des échelles réduites.

Plusieurs échelles sont considérées. L'échelle la plus « petite » met en œuvre des lingots de diamètre 190mm pour une longueur de 600 mm, obtenus par fonderie par induction sous vide (VIM) suivie d'une refusion par arc sous vide (VAR). L'échelle intermédiaire (mise en œuvre sur les moyens de l'AFRC) correspond à des lingots de diamètre 600 mm pour des longueurs de 900 mm, obtenus par fonderie en source. Des essais de compression ont également été effectués sur des lopins (diamètre 60 mm x longueur 60 mm) usinés dans le lingot de diamètre 190 mm.

La première partie des travaux consiste à identifier et à caractériser les phénomènes de recristallisation de la structure de coulée et d'identifier les paramètres clefs pilotant cette dernière.

L'étude bibliographique permet d'identifier les différents mécanismes métallurgiques de recristallisation dans les aciers et en particulier dans les aciers inoxydables austénitiques. On distingue ainsi la recristallisation dynamique qui a lieu au cours de la déformation plastique, la recristallisation post-dynamique qui a lieu dans la continuité de la déformation plastique alors que celle-ci a cessé et la recristallisation statique qui se produit lors de la remontée en température d'une structure écrouie. On note également le grossissement de grain se produisant à haute température et promu par l'énergie des joints de grain. La force motrice des trois premiers phénomènes de recristallisation est liée à l'accumulation des dislocations générées par la déformation plastique.

La recristallisation dynamique peut se présenter sous la forme continue ou discontinue. La première correspond à une subdivision des grains par accumulation des dislocations dans des parois et à la désorientation progressive des sous-grains formés. Le deuxième mécanisme consiste en la création de germes de recristallisation aux joints de grains ou dans des zones de forte accumulation des dislocations et à la propagation de ces germes au détriment de la structure cristallographique existante. Dans les structures cubiques à faces centrées comme dans l'acier 316, la recristallisation dynamique se produit de façon privilégiée suivant le mécanisme de recristallisation discontinue.

La caractérisation des phénomènes de recristallisation montre que ceux-ci sont fonction de la température, de la déformation et de la vitesse de déformation (Sun et al., 2016) et dépendent de la taille de grain initiale (Matsui, 2013). La morphologie des grains et la présence de précipités peuvent

<sup>&</sup>lt;sup>4</sup> Advanced Forming Research Center, Glasgow, UK

également avoir un impact significatif sur la cinétique de recristallisation en particulier au travers de leur influence sur la relation entre la déformation et le taux de dislocations générées.

Un des modèles les plus répandus et utilisés en simulation numérique est le modèle JMAK (Johnson et Mehl, Avrami, Kolmogorov). Ce dernier décrit dans un ensemble de lois la cinétique d'apparition de nouveaux grains et la taille des nouveaux grains formés (Fanfoni & Tomellini, 1998). Ceci permet d'estimer l'évolution de la microstructure au cours des étapes de mise en forme. L'application de ce modèle implique toutefois une séparation des échelles entre la microstructure (échelle granulaire) et la pièce mise en forme (échelle macroscopique). La structure granulaire est caractérisée par des champs de taille de grain (modélisation à champs moyens). Pour des structures où la taille de grain est non négligeable par rapport aux longueurs caractéristiques liées aux gradients des variables thermomécaniques, ce type de modèles ne peut être appliqué.

La figure I.16 illustre la structure initiale du lingot (diamètre 190mm VIM-VAR). On constate une hétérogénéité de structure depuis l'échelle macro- jusqu'à l'échelle microscopique. Le lingot est constitué de grains basaltiques allongés dans le sens de la solidification (Figure 1.16.a). Ces basaltes ont une structure dendritique avec une orientation elle-même en lien avec la direction de solidification (Figure I.16.b et I.16.c). La taille des grains basaltiques est de l'ordre de quelques cm avec des facteurs de formes élevés. Les espaces inter-dendritiques sont occupés par de la ferrite  $\delta$  et de la phase  $\sigma$  (Figure I.16.c et I.16.d).

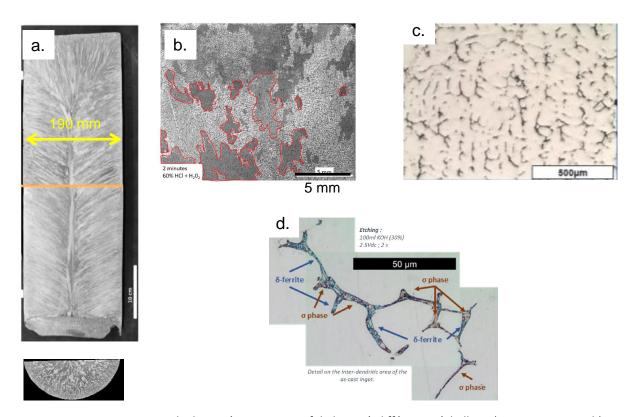


Figure I.16 : Structure initiale du matériau constitutif du lingot à différentes échelles, a) Macrostructure, b) Structure granulaire basaltique, c) Structure intra granulaire et d) Structure au voisinage des joints de grain

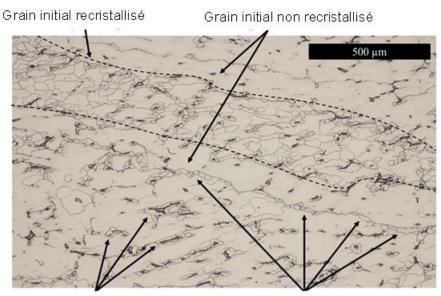
Cette structure, par ses dimensions internes et son hétérogénéité, se différencie de façon significative des structures rencontrées dans la littérature à la base des modèles de recristallisation phénoménologiques ou à champs moyens. Les modèles à champs complets sont souvent appliqués sur un Volume Elémentaire Représentatif (VER), les dimensions de celui-ci devant être grand par rapport aux longueurs internes caractéristiques de la microstructure. Ces dimensions peuvent également avoir

un impact sur la physique de la recristallisation et sur le couplage qu'elle entretient avec les paramètres thermomécaniques comme la température, la déformation et la vitesse de déformation.

Les travaux de thèse ont pour objectif d'identifier les caractères essentiels de la structure initiale et du chargement thermomécanique vis-à-vis de la recristallisation. Cette identification correspond à la première phase de la démarche de conception des simulateurs expérimentaux avant la définition des critères de représentativité.

#### I.I.2.a Essais d'écrasement sur lopins

Des essais d'écrasement sur des lopins extraits des lingots (Diamètre 190 mm) suivant deux directions (axiale et radiale) ont permis d'observer l'initiation de la recristallisation (Figure I.17). Celleci a lieu aux joints de grain et aux interfaces avec les phases secondaires (ferrite  $\delta$  et phase  $\sigma$ ). La recristallisation se poursuit ensuite jusqu'à former des bandes. Ces bandes, du fait de la recristallisation, ont une limite d'écoulement plus faible et ont donc tendance à concentrer la déformation. A l'état initial le lingot présente une texture morphologique et cristallographique en lien avec l'orientation de la solidification. La formation des bandes de recristallisation est également liée à cette direction de solidification puisqu'elle va se concentrer de façon privilégiée autour des joints de grains et des interfaces austénite-ferrite.



Initiation de la recristallisation aux interfaces avec les phases secondaires

Initiation de la recristallisation au joint de grain

Figure I.17: Observation des zones d'initiation de la recristallisation

La texture morphologique et cristallographique et l'orientation des bandes de recristallisation confèrent au matériau un comportement thermoplastique macroscopique anisotrope. Ceci est mis en exergue par la forme du lopin obtenue après écrasement (Figure I.18).

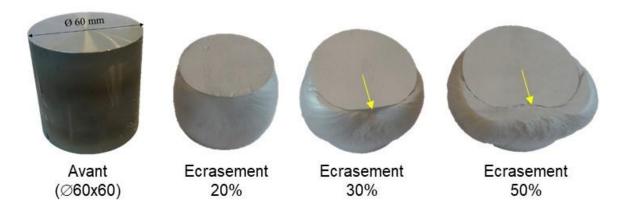


Figure I.18 : Photographie des lopins à l'état initial et après 20%, 30% et 50% d'écrasement (la flèche jaune indique la direction du centre du lingot dont sont extraits les lopins) (Paquette et al., 2021)

Les essais d'écrasement ont été simulés en utilisant une loi de comportement orthotrope (Loi de Hill) avec une orientation du repère d'orthotropie correspondant à l'orientation de la structure de solidification (Figure I.19.a). La représentation de l'influence de la structure initiale et de la recristallisation sur la plasticité au travers d'un comportement macroscopique équivalent orthotrope a ainsi pu être évaluée. En comparant les Figures I.19.b et I.19.c, on note que la prédiction de la géométrie du lopin est nettement meilleure avec la loi orthotrope. De même, la distribution des grains recristallisés est en meilleure correspondance avec les champs de température et de déformation dans le cas de la loi orthotrope que dans le cas de la loi isotrope. On peut noter que la déformation plastique équivalente simulée est plus faible dans le cas de la loi isotrope, ceci pour un même taux d'écrasement.

De ces résultats, il est montré que la caractérisation de la recristallisation de la structure du lingot ne peut être menée sans considérer l'anisotropie du comportement plastique. La simulation par une loi isotrope conduit à une sous-estimation de la déformation plastique équivalente et tendrait à sous-estimer, par exemple, les seuils de déclanchement de la recristallisation.

L'adoption d'une loi de comportement orthotrope se heurte à la même difficulté de dissociation des échelles que pour les lois de recristallisation. Les coefficients identifiés correspondent au comportement orthotrope permettant d'obtenir la forme de lopin la plus proche de celle obtenue expérimentalement. Elle ne permet toutefois pas de rendre compte de l'hétérogénéité de la déformation plastique à l'échelle du grain avec la formation de bandes recristallisées.

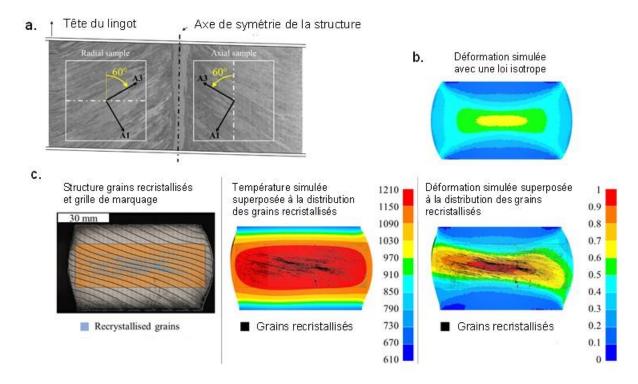


Figure I.19: a) Orientation du repère d'anisotropie correspondant à celle de la structure dans le lingot, b)
Champ de déformation après 30% d'écrasement avec une loi de plasticité isotrope, c) Champs de température
et de déformation après 30% d'écrasement avec une loi de plasticité orthotrope avec superposition de la
distribution des grains recristallisés (Paquette et al., 2021)

Les essais de compression et les observations métallographiques ont permis de mettre en exergue le comportement anisotrope équivalent du matériau à une échelle macroscopique. Cette anisotropie peut résulter d'une combinaison d'effets à différentes échelles de la structure. L'orientation des grains basaltiques est déterminée par la direction de leur solidification. L'ensemble des basaltes présente une texture avec la direction de solidification comme direction cristallographique commune à tous les grains (direction [1 0 0] du cristal Cubique à Faces Centrées). Ceci est une source d'anisotropie présente dès les premiers instants de la déformation.

La recristallisation se concentre autour des joints de grains et aux interfaces entre l'austénite et les phases secondaires. De ce fait, des bandes de recristallisation apparaissent au cours des essais de compression. L'orientation de ces bandes dépend de l'orientation de la structure de solidification et de celle du chargement. Les observations effectuées ont montré par exemple que le taux de recristallisation est plus élevé, à taux d'écrasement égal, dans les lopins axiaux (axe parallèle à l'axe du lingot initial) que dans les lopins radiaux (axe selon le rayon du lingot initial). L'adoucissement associé à la recristallisation peut produire une concentration de la déformation dans ces bandes. Il est possible que par accumulation de déformation, ces zones subissent plusieurs cycles de recristallisation conduisant à une structure granulaire fine et de texture isotrope. Avec la déformation, pourrait donc s'installer une anisotropie structurale avec « l'empilement » de zones recristallisées « isotropes et restaurées » et des zones non recristallisées « écrouies » comme illustré sur la figure I.20.

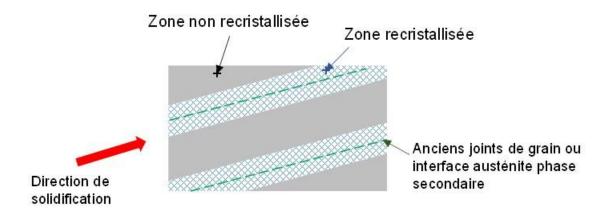


Figure 1.20 : Illustration des différentes échelles d'anisotropie dans la structure de solidification partiellement recristallisée

La loi de Hill orthotrope utilisée permet de prendre en compte l'anisotropie du comportement global du matériau. Elle ne permet toutefois pas de distinguer les différentes origines possibles de cette anisotropie. De la même façon, la simulation ne permet pas de reproduire l'hétérogénéité éventuelle de la déformation à l'échelle de la structure granulaire.

#### I.1.2.b Essais d'étirage

A l'issue des essais d'écrasement, des essais d'étirage en gradin sur les lingots VIM-VAR ont été mis en œuvre sur les moyens de mise en forme de la plateforme Vulcain de l'ENSAM campus de Metz (Figure I.21 a. et b.). Ces essais consistent à réaliser un étirage avec deux taux de réduction différents le long de l'axe du lingot. Le taux le plus élevé est obtenu en appliquant, après une réchauffe, des passes d'étirage supplémentaires (Figure 21.c) sur une partie de la longueur du lingot. Les analyses métallographiques des différents lingots étirés permettent d'observer la structure du matériau à différents stades de sa transformation au cours du processus.

Les gammes réelles d'étirage effectuées sur la plateforme ont été simulées en utilisant la loi de comportement anisotrope identifiée avec les essais d'écrasement. Cette simulation permet d'avoir une estimation du cycle thermomécanique subi par le matériau en chaque endroit du lingot. Les observations métallographiques pourront ainsi être mises en relation avec les champs thermomécaniques simulés (Figure I.22).

L'analyse de la structure dans les lingots étirés montre que l'ensemble des mécanismes de recristallisation sont actifs au cours du processus. A l'issue des deux premières passes d'étirage, on observe une initiation de la recristallisation aux joints de grain (dynamique discontinue). Lors de la réchauffe, toute la zone du lingot ayant subi une déformation supérieure à un seuil d'environ 0,2 (selon la simulation) subit une recristallisation statique. Cette dernière est probablement suivie par un grossissement du grain austénitique lors du maintien en température. Lors de la seconde phase d'étirage, on observe à nouveau de la recristallisation dynamique discontinue.

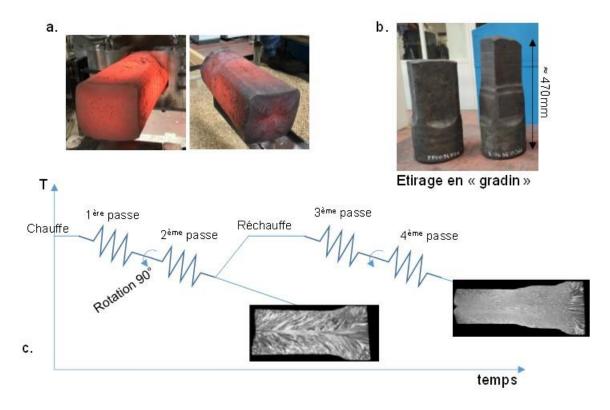


Figure I.21 : Description des gammes d'étirage testées sur les lingots VIM-VAR sur la plateforme VULCAIN, a)
Photo des lingots après les deux premières passes d'étirage, b) Photo des lingots refroidi après deux essais
d'étirage, c) Chronogramme des essais avec macrographies longitudinales des lingots étirés

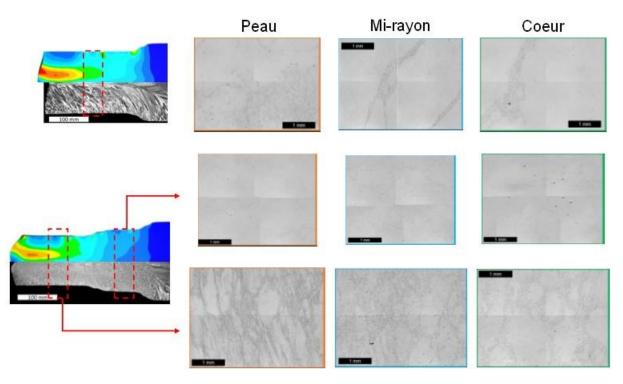


Figure I.22 : Microstructure obtenue dans les lingots étirés, en peau, à mi rayon et à cœur et pour différents chemins thermomécaniques

La figure I.23 illustre la différence de structure obtenue dans le cas d'un lingot refoulé et dans le cas d'un lingot étiré. La simulation des deux opérations permet d'estimer pour chaque cas les niveaux de déformation plastique équivalente atteints dans les pièces.

On note des taux de recristallisation plus importants obtenus dans le lingot refoulé que dans le lingot étiré, ceci pour des déformations plastiques équivalentes simulées du même ordre de grandeur (voire plus élevés dans le cas de l'étirage). Ce résultat montre l'influence de l'orientation du chargement par rapport à la structure initiale du lingot sur la recristallisation. Ce comportement peut sans doute s'expliquer en considérant deux échelles :

- A l'échelle des grains basaltiques avec une influence de l'orientation de la texture cristallographique et morphologique vis-à-vis du chargement. Les plans de glissement activés et le libre parcours moyen des dislocations déterminent l'énergie stockée aux joints de grain pour un taux de déformation donné.
- A l'échelle du lingot, du fait de la distribution axisymétrique de l'anisotropie. L'orientation des bandes de recristallisation qui résulterait localement d'une combinaison entre l'orientation de la structure et du chargement, ne serait pas constante dans le lingot. Dans le cas du refoulement, la déformation globale du lingot ne peut être obtenue par une déformation uniquement concentrée dans les bandes de recristallisation. Il en résulterait une distribution de la déformation plus homogène dans le cas du refoulement.

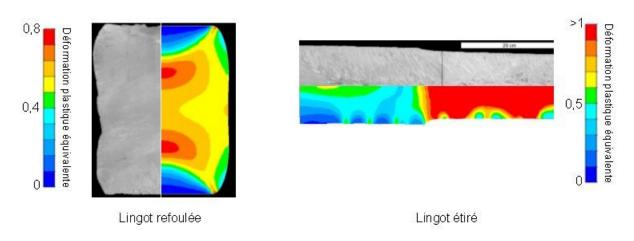


Figure 1.23 : Comparaison des structures entre un lingot refoulé et un lingot étiré.

#### *I.1.2.c Conclusions*

L'étude de la recristallisation des structures de coulées dans des lingots en acier inoxydable 316 au cours du processus de conversion fait appel à plusieurs échelles.

La plus petite échelle, celle des lopins usinés dans les lingots, permet d'identifier les mécanismes de recristallisation à l'œuvre au cours de la déformation plastique et de mettre en évidence le comportement global anisotrope du matériau, anisotropie en lien avec la texture cristallographique et probablement morphologique de la structure initiale. Cette anisotropie peut être approchée par une loi de comportement orthotrope de Hill.

Des essais d'étirage et de refoulement ont ensuite été conduits, à une échelle supérieure, sur des lingots obtenus par VIM avec refusion VAR. La macrostructure n'est pas celle des lingots industriels

obtenus par fonderie en source mais permet de mettre en évidence l'influence de l'orientation des chargements thermomécaniques vis-à-vis de la macrostructure initiale du lingot. De plus, les cycles thermomécaniques sont plus représentatifs avec des temps d'attente entre déformations et des cycles de réchauffe. L'effet de la recristallisation statique au cours de ces derniers a clairement été mis en évidence lors de ces essais.

L'étirage à petite échelle permet de solliciter des structures de solidification avec des chargements thermomécaniques complexes typiques de l'étirage (mise en forme incrémentale avec alternance des directions de déformation et réchauffes intermédiaires...). Il devrait permettre l'étude de l'influence de l'orientation du chargement par rapport à la structure initiale et nourrir, par exemple, les modélisations en champs complets.

Compte tenu de la présence des différents mécanismes de recristallisation (statique, dynamique, grossissement de grain) et de leur dépendance à l'orientation de la structure par rapport au chargement, la mise en place de simulateurs expérimentaux dont le niveau de représentativité permettrait une transposition directe des résultats à l'échelle industrielle est difficilement envisageable.

#### I.1.3: Conclusions

L'objectif de cette partie des travaux de recherche visait à mettre en place des « simulateurs expérimentaux » permettant d'étudier les phénomènes d'évolution microstructurale (recristallisation ou de fermeture de porosité) présents lors de la mise en forme des produits issus de coulée.

En fonction de la complexité des mécanismes mis en œuvre et des caractères essentiels (associés au chargement et à la structure initiale) qu'il faut reproduire pour assurer la représentativité, les résultats obtenus avec le simulateur ne pourront pas forcément être transposables directement à l'échelle industrielle. Leur représentativité et les possibilités d'action offertes sur les chemins thermomécaniques appliqués permettront toutefois l'identification et la caractérisation les phénomènes physiques mis en œuvre et les résultats pourront servir à l'évaluation des performances des modélisations.

Les deux cas d'application (fermeture de porosité et recristallisation des structures de coulée) ont permis de valider la démarche de conception et de mise en œuvre des simulateurs expérimentaux. Cette démarche pourra être étendue à d'autres phénomènes comme les transformations de phases lors des processus de mise en forme et de traitement thermique de certains alliages (alliage de titane, alliage de nickel...).

Dans la partie suivante, la démarche est appliquée à l'étude du forgeage multi-matériaux. Contrairement à la partie précédente, aucun cas d'application n'est envisagé a priori. Il s'agit donc d'identifier les caractères essentiels du chargement thermomécanique et de la structure initiale qui vont avoir un impact sur les propriétés (géométriques et mécaniques) de la pièce multi-matériaux après sa mise en forme.

#### 1.2 Mise en forme multi-matériaux

#### Introduction

Pour réaliser des gains de matière ou optimiser les performances des pièces, il peut être envisagé de fabriquer des pièces multi-matériaux pour lesquelles a été placé « le bon matériau au bon endroit ». Un cas emblématique est celui développé par Behrens et al. (Behrens et al., 2020) consistant à réaliser un pignon arbré avec un acier de cémentation pour la denture et un acier de structure pour le cœur de la pièce.

Trois gammes génériques de réalisation de pièce multi-matériaux sont envisageables. Celles-ci sont illustrées sur la figure 1.24. De façon « conventionnelle » (Figure I.24.a), l'assemblage des matériaux est effectué après les opérations de mise en forme. Il peut s'agir, par exemple, d'une opération de rechargement pour déposer en surface d'une pièce forgée un matériau avec des propriétés superficielles spécifiques. La deuxième gamme consiste à réaliser une préforme multi-matériaux par un procédé d'assemblage et de procéder ensuite à sa mise en forme (Figure I.24.b). La dernière solution consiste à réaliser l'assemblage et la mise en forme de façon simultanée, les conditions de mise en forme générant à l'interface entre les matériaux les conditions nécessaires à l'établissement d'une liaison (Figure I.24.c).

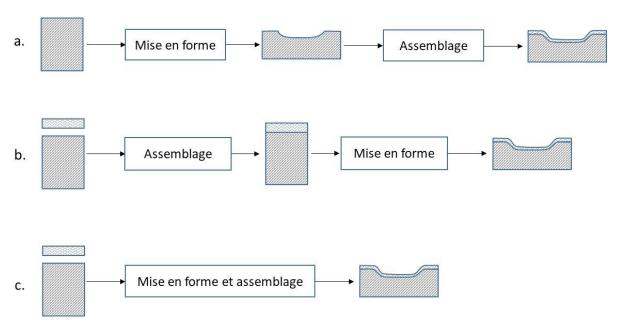


Figure I.24 : Gammes génériques de réalisation de pièces multi-matériaux

Les propriétés physiques à l'interface peuvent avoir un impact important sur les propriétés globales de la pièce. La nature de la liaison et la structure au voisinage de l'interface vont définir ses propriétés mécaniques ou physiques (résistance thermique, résistance électrique, diffusion chimique...).

Les travaux effectués concernent l'étude des deux dernières gammes.

## I.2.1 Mise en forme d'une préforme multi-matériaux préalablement assemblée

Dans le cas de la deuxième gamme générique (Figure I.24 b), deux voies principales sont envisageables pour obtenir la préforme multi-matériaux : les procédés d'assemblage ou la fabrication additive. Dans le premier cas, il s'agit d'apporter les deux matériaux sous la forme de préformes et de les assembler avec un procédé d'assemblage. L'autre voie consiste à s'appuyer sur une préforme réalisée dans l'un des matériaux et d'apporter le second matériau par un procédé de rechargement ou de fabrication additive.

Dans la première voie, on peut distinguer les procédés d'assemblage par fusion et les procédés d'assemblage à l'état solide. Pour les premiers, l'interface est constituée d'une zone fondue dont la composition chimique résulte de la dilution entre les deux matériaux et d'une zone affectée thermiquement. Les contraintes liées à la dilution des deux matériaux et au passage par l'état liquide font que les possibilités de soudage hétérogène sont restreintes. De façon générale, seuls des assemblages d'alliages de même nature sont envisageables. Quelques exceptions existent comme les jonctions entre superalliages à base nickel ou cobalt avec les aciers.

Les procédés de soudage à l'état solide (soudage par friction, soudage par diffusion...) ou le brasage sont des procédés sans dilution des métaux de base. Les couples de matériaux qu'il est possible d'assembler sont, de ce fait, beaucoup plus nombreux. On note, par exemple, la possibilité de réaliser des jonctions acier/aluminium, acier/cuivre par friction (Domblesky et al., 2006) ou des assemblages acier/aluminium (Acarer & Demir, 2008) ou acier/superalliage à base cobalt par placage par explosion (Ettaqi et al., 2008). Même s'il n'y a pas de dilution, les procédés à l'état solide génèrent de la diffusion, phénomène affectant la composition chimique et la structure au voisinage de l'interface.

Pour la deuxième voie utilisant les procédés de fabrication additive, il peut exister de la dilution entre le substrat et le matériau d'apport. Dans le cas de la fusion à l'arc, les premiers cordons de soudure déposés auront une composition chimique fonction du taux de dilution du procédé. Dans le cas où le dépôt comporte plusieurs couches de cordons en surface de la pièce, les couches ultérieures auront un taux de dilution plus faible. Au-delà d'un certain nombre de couches, il pourra même être considéré que la dilution est nulle. D'autres procédés comme la projection thermique ne génèrent pas de dilution entre le revêtement et le substrat.

La mise en forme de préformes multi-matériaux soudées est répandue dans le cas des métaux en feuilles. Il peut s'agir de l'emboutissage de flans soudés par laser ou FSW, de la mise en forme de tôles co-laminées ou plaquées par explosion. Pour la mise en forme des produits massifs, les exemples d'applications sont moins nombreux. On peut toutefois noter les travaux de (Michl et al., 2020) qui ont étudié le cas du laminage circulaire d'une préforme obtenue par fabrication additive. Behrens et al. ont étudié le cas du forgeage d'un lopin revêtu par soudage laser (Behrens et al., 2020).

La figure I.25 propose une classification des préformes multi-matériaux obtenues par assemblages avant mise en forme.

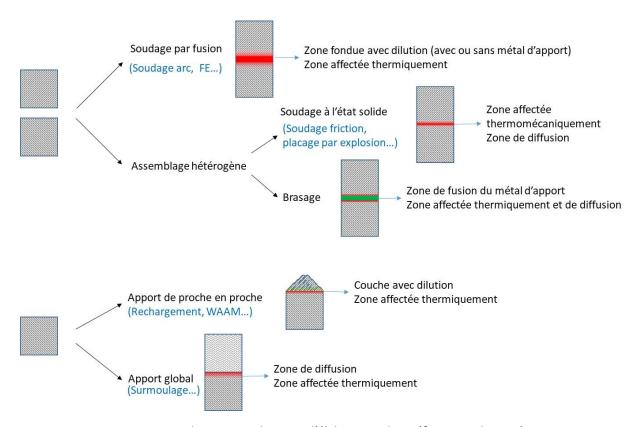


Figure 1.25 : Les deux principales voies d'élaboration des préformes multi-matériaux

L'aspect multi-matériaux implique des contraintes supplémentaires à la mise en forme. La notion de forgeabilité doit être revue de façon à intégrer les différentes échelles (J. Wang et al., 2014) que sont la forgeabilité intrinsèque des différents matériaux (micro), le comportement de l'interface sous les sollicitations de mise en forme (meso) et la maîtrise de la répartition globale des matériaux au cours de la déformation (macro).

Les premiers travaux menés dans cette thématique ont visé à caractériser ces différentes échelles de forgeabilité au travers d'un essai d'écrasement d'un lopin revêtu par rechargement par soudage à l'arc (MAG).

L'étude a porté sur l'essai d'écrasement d'un lopin en acier non allié C15 revêtu par un acier inoxydable austénitique 316L. Les dimensions du lopin bi-matériaux et la composition chimique des deux matériaux sont données sur la figure I.26. La couche d'acier inoxydable est constituée d'une juxtaposition de cordons annulaires déposés par le procédé MAG. La macrographie met en évidence l'ondulation de l'interface entre les deux matériaux. L'utilisation du procédé MAG et le recouvrement entre les cordons aboutissent à un taux de dilution moyen de la couche de rechargement de l'ordre de 15%.

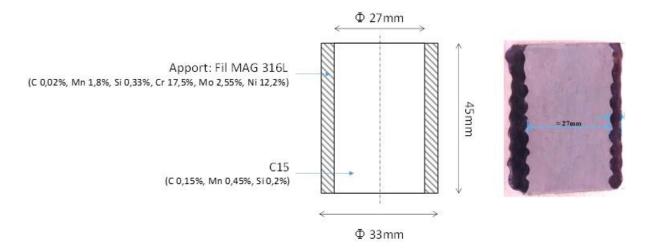


Figure I.26: Dimensions et composition chimique du lopin bi-matériaux, macrographie d'un lopin bi-matériaux

La forgeabilité du lopin bi-matériaux est étudiée au travers d'un essai d'écrasement. Un plan d'expériences a été mis en place et concerne la température de mise en forme et le frottement outil/pièces. Les trois températures testées sont 750°C, 900°C et 1050°C. 750°C correspond à la température de mise en forme à mi-chaud de l'acier C15, 1050°C est une température de forgeage à chaud pour les deux aciers et 900°C est une température limite basse pour la mise en forme à chaud des deux aciers.

Trois niveaux de frottement sont appliqués. Le niveau le plus faible est obtenu par l'utilisation de tas plans lisses lubrifiés (huile graphitée), le niveau intermédiaire par l'utilisation de tas plans lisses secs et le niveau le plus élevé est obtenu par des tas plans striés.

Pour chaque condition (température et frottement), différents essais sont effectués afin d'obtenir le taux d'écrasement correspondant à l'apparition de fissures. Le taux d'écrasement,  $\delta$ , est défini par l'équation (I.3) :

$$\delta = 1 - \frac{h}{h_0} \tag{1.3}$$

où  $\delta$  est le taux d'écrasement, h et  $h_0$  sont respectivement la hauteur courante et la hauteur initiale du lopin.

Les essais permettent d'encadrer la valeur du taux d'écrasement pour lequel apparaissent les fissures. Les fissures sont détectées par un contrôle par ressuage après un refroidissement à l'air calme du lopin jusqu'à la température ambiante.

Les résultats expérimentaux mettent en évidence l'apparition de deux types de fissuration de la couche rechargée (Figure I.27). La fissuration longitudinale est celle observée de façon conventionnelle lors des essais d'écrasement de lopin mono-matériau ductile. La fissuration circonférentielle est spécifique au lopin rechargé. La fissuration circonférentielle n'apparaît que pour les essais réalisés à 1050°C avec des tas striés. Le tableau I.1 donne les conditions d'apparition des deux types de fissure.

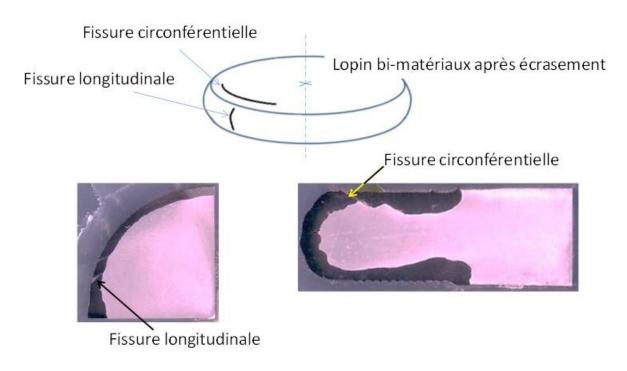


Figure I.27 : Positionnement des fissures sur le lopin bi-matériaux après écrasement (J. Wang et al., 2014)

		Taux d'écrasement				
		60%	63%	73%		
Frottement	Lisse lubrifié	Essai non réalisé	Non	Non		
	Lisse sec	Essai non réalisé	Non	Longitudinale		
È	Strié Non		Essai non réalisé	Longitudinale et circonférentielle		

Tableau I.1: occurrence des deux types de fissuration pour les essais réalisés à 1050°C (J. Wang et al., 2014)

Des coupes macrographiques permettent d'obtenir la répartition des deux matériaux après écrasement. On peut noter que la forme extérieure dépend majoritairement du taux d'écrasement mais que plus le frottement est élevé, plus la surface couverte par l'acier inoxydable est importante. Le maximum est atteint pour les outils striés (voir la macrographie de la figure I.27).

Pour pouvoir interpréter l'apparition des deux types de fissurations, la simulation de l'essai d'écrasement a été menée. Un modèle des tranches a été développé pour obtenir une première approximation de l'état de contrainte dans les deux matériaux (Figure I.28).

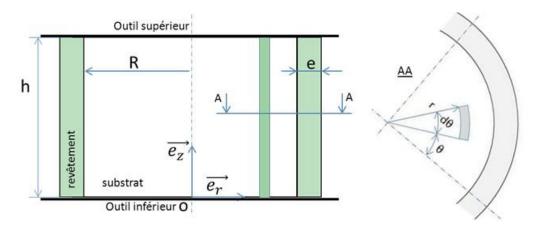


Figure I.28 : Modèle des tranches de l'essai d'écrasement d'un lopin rechargé

Dans ce modèle, un frottement de type viscoplastique est considéré (voir équation (1.4)) :

$$\tau = -\alpha \sigma_0 v_g^{P_f}$$
(1.4)

où  $\tau$  est la contrainte tangentielle de frottement,  $\sigma_0$  la contrainte d'écoulement du matériau,  $v_g$  la vitesse de glissement à l'interface outil/matière et  $\alpha$ ,  $P_f$  sont les coefficients de la loi de frottement. Les coefficients sont considérés identiques aux contacts substrat/outil et revêtement/outil.

Le modèle permet d'aboutir à l'expression des contraintes radiales dans les deux matériaux :

$$\sigma_{rr} = K \Big( \sigma_{0s} (r^{P_f+1} - R^{P_f+1}) + \sigma_{0r} (R^{P_f+1} - (R+e)^{P_f+1}) \Big) \qquad r \in [0; R]$$

$$\sigma_{rr} = K \sigma_{0r} (r^{P_f+1} - (R+e)^{P_f+1}) \qquad r \in [R; R+e]$$
(1.5)
$$(1.6)$$

avec:

$$K = \alpha \frac{2^{1-P_f}}{h} \left(\frac{\dot{h}}{h}\right)^{P_f} \frac{1}{P_f + 1} \tag{1.7}$$

 $\sigma_{0s}$ ,  $\sigma_{0r}$  sont respectivement la contrainte d'écoulement dans le substrat et dans la couche rechargée, h,  $\dot{h}$ , sont la hauteur courante et la vitesse de mise en forme, R, e sont respectivement le rayon interne du substrat et l'épaisseur du revêtement. Il est à noter que les hypothèses à la base du modèle des tranches font que la déformation plastique et la vitesse de déformation plastique sont uniformes dans tout le lopin bi-matériaux. Ces deux grandeurs ainsi que les dimensions du lopin bi-matériaux ne dépendent que des dimensions initiales du lopin, de sa hauteur courant et de la vitesse de mise en forme.

L'équation montre qu'une augmentation de la contrainte d'écoulement dans le revêtement provoque une augmentation de la valeur absolue de la contrainte radiale et de la pression dans le substrat. Le fait que le substrat soit confiné entre les outils et le revêtement fait que son état de contrainte va dépendre de la contrainte d'écoulement dans le revêtement. Malgré sa plus faible contrainte d'écoulement, et dû au fait qu'il n'y a pas de surface libre par laquelle fluer, la pression dans le substrat va pouvoir augmenter en solliciter en retour le revêtement.

Ceci est illustré par la figure I.29 sur laquelle a été tracée la répartition de la contrainte radiale dans le bi-matériaux en fonction du rapport entre les contraintes d'écoulement dans le revêtement et celle dans le substrat,  $\rho_{\sigma}$ .

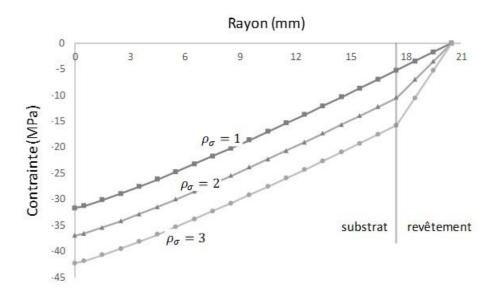


Figure I.29 : Distribution de la contrainte radiale dans le lopin bi-matériaux en fonction du rapport entre les contraintes d'écoulement du revêtement et du substrat, la contrainte d'écoulement dans le substrat est prise arbitrairement égale à 100 MPa.

Les mêmes tendances ont été mises en évidence quelle que soit la loi de frottement utilisée (J. Wang et al., 2014).

La simulation avec un modèle par éléments finis a également été développée avec deux représentations différentes de l'interface : une interface rectiligne et une interface présentant une ondulation (sinusoïdale) permettant de rendre compte des ondulations de l'interface et de la variation d'épaisseur de la couche rechargée. Une étude de convergence numérique a été développée de façon à fixer la taille de maille dans la couche rechargée et dans le lopin tout en minimisant les discontinuités de taille de maille à l'interface. Pour tenir compte de la nature de la liaison soudée, un contact bilatéral collant et un coefficient d'échange thermique très élevé sont imposés à l'interface. Les éléments de la modélisation par éléments finis sont donnés sur la figure I.30.

Le frottement outil/matière a été représenté par un modèle de Coulomb limité Tresca pour les tas lisses avec deux niveaux pour prendre en compte le fait qu'ils sont lubrifiés ou non. Un contact bilatéral collant a été adopté pour les tas striés.

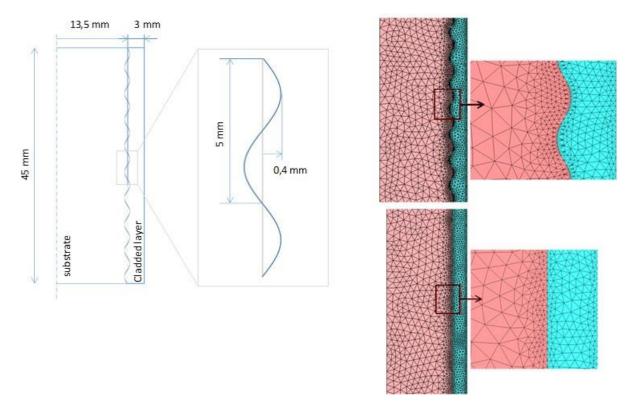


Figure I.30 : Détails de la mise en données pour la modèle par éléments finis de l'essai d'écrasement d'un lopin rechargé (J. Wang et al., 2014)

Les résultats expérimentaux et numériques sont comparés suivant la géométrie du lopin et de l'interface (répartition de la matière), l'effort de mise en forme et la distribution du critère d'endommagement de Latham et Cockcroft,  $\lambda_c$ .

Ce dernier (équation (I.8)) a été choisi pour sa simplicité d'implémentation. Il ne s'agissait pas pour cette étude de rechercher un modèle de représentation de l'endommagement du revêtement mais simplement de pouvoir regarder l'influence du frottement et des ondulations de l'interface sur la valeur et la distribution dans la pièce d'un critère d'endommagement.

$$\lambda_c = \int_0^\varepsilon \frac{\max(0; \sigma_I)}{\sigma_{eq}} d\varepsilon \tag{1.8}$$

où  $\varepsilon$ , est la déformation équivalente,  $\sigma_{eq}$  est la contrainte équivalente de von Mises et  $\sigma_I$  est la plus grande des contraintes principales.

Les résultats obtenus montrent que la simulation permet d'obtenir la géométrie de l'interface (Figure I.31). Malgré l'utilisation d'une loi de comportement du revêtement issue de la base de données du logiciel FORGE correspondant au matériau d'apport sans dilution, la simulation permet d'obtenir une bonne prédiction de la répartition de la matière. L'utilisation du critère de Latham et Cockcroft permet de prédire la localisation des deux types de fissuration et la comparaison des résultats avec des coefficients de frottement différents permet de retrouver l'ordre de l'occurrence des deux types de fissuration (résultat du tableau 1). Pour le cas étudié, on peut estimer la valeur limite de ce critère à 0.6 (Figure I.31).

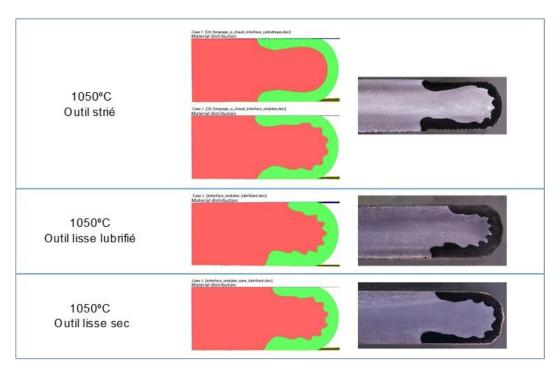


Figure I.30 : Distribution des deux matériaux simulée et observée pour un taux d'écrasement de 70% à 1050°C pour les trois conditions tribologiques (J. Wang et al., 2014)

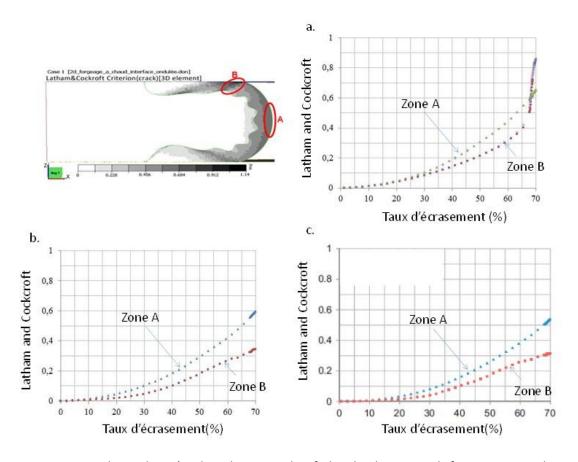


Figure I.31 : Evolution du critère de Latham et Cockcroft dans les deux zones de fissurations pour les écrasements à 1050°C effectués avec a. des tas striés et b. des tas lisses non lubrifiés et c. des tas lisses lubrifiés (J. Wang et al., 2014)

La composition chimique du revêtement résulte du mélange entre le matériau d'apport et le matériau du substrat. Son état initial est une structure de solidification avec un effet de recuit produit par le recouvrement des passes de rechargement. La loi de comportement utilisée ne permet donc pas d'obtenir une bonne correspondance entre les efforts mesurés et simulés. La mauvaise représentation du comportement du revêtement n'a que peu d'incidence sur la géométrie du bi-matériaux et sur la distribution (qualitative) du critère d'endommagement du fait que la disposition initiale des matériaux ne laisse aucune surface libre par laquelle le substrat pourrait s'écouler. Le comportement du revêtement va être à l'origine d'une montée en pression du substrat, ce phénomène mis en évidence par le modèle des tranches.

Avec l'augmentation du frottement, la surface couverte par le revêtement est plus important se traduisant par une épaisseur moyenne plus faible et un état de contrainte et une expansion plus élevés. Ceci explique qu'avec l'outil strié des fissurations apparaissent à 1050°C pour un taux d'écrasement de 70% alors qu'aucune fissure n'est détectée pour les tas plans lisses lubrifiés. L'état de contrainte dans le revêtement va fortement dépendre de sa forme et de l'interaction mécanique (échelle macroscopique) entre le substrat et le revêtement.

La forgeabilité du bi-matériaux regroupant à la fois l'aptitude à maitriser la distribution des matériaux au cours de la mise en forme et l'absence de fissuration met en œuvre les propriétés intrinsèques de chaque matériau et leur répartition initiale. La sollicitation dans les matériaux dépend des contraintes d'écoulement de chaque matériau et de leur répartition initiale entre les outils. La gamme de mise en forme doit donc définir une répartition initiale des matériaux compatibles avec le procédé d'assemblage envisagé et une direction de mise en forme permettant d'obtenir la forme finale sans atteindre la limite de ductilité de chacun des matériaux.

Il aurait été intéressant de poursuivre par l'étude du comportement rhéologique et de la ductilité à chaud du matériau du revêtement. Ce dernier est constitué d'un mélange entre le substrat et le matériau d'apport et, en fonction du procédé d'assemblage utilisé, peut présenter une composition chimique et une structure hétérogènes. La caractérisation rhéologique du matériau du substrat est nécessaire pour estimer les efforts de mise en forme et pour prédire la distribution des matériaux dans les cas où le substrat n'est pas confiné par le revêtement et les outils.

La résistance de l'interface aux sollicitations de mise en forme peut également être une limitation. Dans le cas d'une liaison soudée, il semblerait que l'interface n'est pas un point faible de la pièce mise en forme. Par contre, la forme de cette interface ou les propriétés d'une éventuelle zone affectée par le procédé d'assemblage peuvent avoir une influence sur la forgeabilité. Dans le cas des aciers et d'un forgeage à chaud, les structures de la zone affectée sont retransformées en austénite. Ceci devraient limiter son influence sur le forgeage.

La partie suivante est dédiée au co-forgeage multi-matériaux. Il s'agit d'étudier la possibilité, au cours de la mise en forme, d'établir une liaison métallurgique entre les matériaux.

### 1.2.2 Mise en forme et assemblage simultanés d'un bi-matériaux

Ce procédé correspond à la troisième gamme générique (figure I.24) permettant d'obtenir des pièces multi-matériaux. Le caractère solide du procédé a permis d'envisager des assemblages hétérogènes. Les travaux développés concernent l'assemblage d'un acier non allié et d'un acier faiblement allié.

Le mécanisme physique d'établissement d'une liaison métallique par déformation à l'état solide a été proposé par (Bay, 1979). Celui-ci est illustré par la figure I.32. Dans cette représentation, l'expansion de la surface de contact va provoquer la fragmentation des couches d'oxyde. Cette fragmentation va mettre à nu les deux matériaux. La pression de contact va provoquer l'extrusion de la matière à travers les interstices formées entre les fragments d'oxydes. L'extrusion se termine avec la mise en contact et la soudure des deux matériaux nus par diffusion. Ce mécanisme physique est donc piloté par la pression de contact et l'expansion de surface. La température va agir sur la contrainte d'écoulement des matériaux lors de l'extrusion et sur la cinétique de diffusion entre les deux matériaux lors de la soudure. La température pourra également avoir un impact sur le comportement des oxydes. La viscosité du matériau et la cinétique de diffusion font que le temps de contact est également un paramètre ayant un impact sur la qualité de la liaison obtenue. Il est d'ailleurs à noter que dans le cas des assemblages hétérogènes, une diffusion trop importante peut conduire à la formation de couches intermétalliques « épaisses » conférant à l'interface un comportement potentiellement fragile. Le mouvement relatif entre les deux matériaux (vitesse et longueur de glissement) va influencer la liaison en favorisant la fragmentation des oxydes.

La description de ce mécanisme fait apparaître cinq paramètres majeurs pilotant l'établissement de la liaison en co-forgeage :

- l'expansion de surface de chaque matériau ;
- la pression de contact ;
- la température ;
- le temps de contact;
- la vitesse et la longueur de glissement à l'interface.

La gamme de co-forgeage doit donc permettre l'obtention de la répartition des matériaux visée et générer le long de l'interface les conditions (sur les 5 paramètres listés ci-dessus) nécessaires à l'établissement d'une liaison métallurgique.

Les paramètres caractérisant la structure initiale de l'interface vis-à-vis de l'établissement d'une liaison métallique sont :

- l'état de surface ;
- la nature et le comportement de la couche d'oxyde à la surface des deux matériaux;
- la composition chimique et la nature métallurgique des deux métaux à assembler.

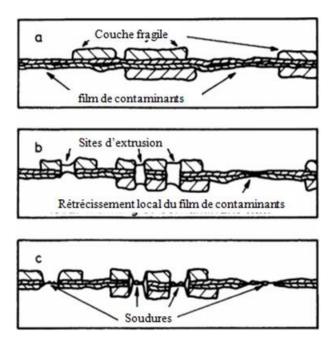


Figure I.32 : Mécanismes d'établissement d'une liaison par déformation, a) état initial, b) fragmentation des couches d'oxyde et extrusion de la matière dans les espaces créés et c) établissement de la liaison

L'étude du co-forgeage a concerné deux aciers, un faiblement alliés et un non allié, de façon à limiter le nombre de verrous. L'utilisation de deux aciers permet de limiter fortement la différence de coefficient de dilatation thermique et d'éviter la formation de composés intermétalliques. La différence de limite d'écoulement à chaud est faible par rapport à ce qu'on pourrait avoir avec deux alliages de nature différente comme l'alliage d'aluminium et l'acier de l'étude de (Groche et al., 2014). La couche d'oxyde en surface est fragile et présente peu de liaison avec le substrat.

L'approche adoptée pour l'étude du co-forgeage des deux aciers reprend dans le principe celle de Groche et al. (Groche et al., 2014). Un ensemble d'essais de co-forgeage a été mené. L'analyse des pièces obtenues permet d'obtenir la qualité de la liaison le long de l'interface et un calcul par éléments finis permet d'estimer les niveaux de pression de contact, d'expansion de surface et la température le long de cette même interface. Les paramètres des lois de frottement et d'échange thermique outil/pièces et matière/matière sont déterminés par une confrontation des résultats de la simulation aux résultats expérimentaux en ce qui concerne les efforts de mise en forme et la géométrie de la pièce multi-matériaux (forme globale et géométrie de l'interface).

### I.2.2.a Essais de co-forgeabilité

Les deux aciers étudiés sont un acier non allié C45 et un acier faiblement allié 25CrMo4. Trois essais simples ont été identifiés, l'essai d'écrasement, l'essai de bi-poinçonnement et l'essai de co-filage. Un schéma de principe des trois essais avec les dimensions mises en œuvre est donné sur la figure I.33. Ces trois essais permettent de solliciter de façon « simple » l'interface et d'obtenir trois modes d'expansion de surface différents illustrés sur la figure I.34.

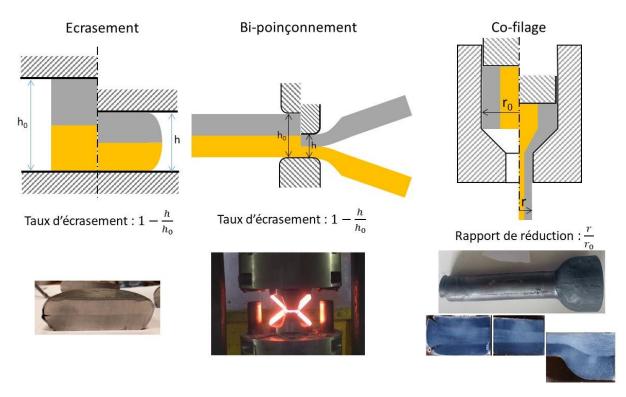


Figure I.33 : Schéma de principe des trois essais de co-forgeage mis en œuvre (Enaim, 2019)

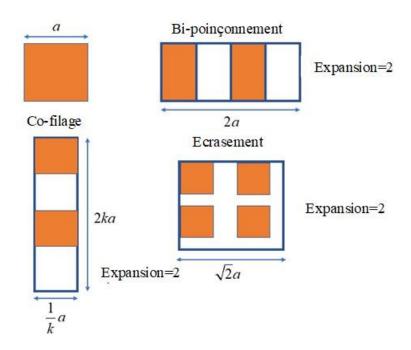


Figure I.34: Modes d'expansion de surface obtenus avec les trois essais simples étudiés (Enaim, 2019)

Il est à noter que dans le cas de l'essai d'écrasement et le bi-poinçonnement, la disposition des deux matériaux est en série par rapport à la direction de mise en forme. L'effort de mise en forme est entièrement repris par l'interface et l'expansion de surface n'est pas contrôlée par les paramètres de forgeage comme le taux d'écrasement. Dans le cas du co-filage, la disposition initiale des matériaux est parallèle à la direction de mise en forme. Dans le convergent, l'effort de forgeage est partiellement

repris par l'interface. L'expansion de surface des deux matériaux, sans être complètement fonction des paramètres de l'essai, est relativement encadrée.

Les essais ont été réalisés à 1100°C et à 750°C. Ces deux températures correspondent au forgeage à chaud et à mi-chaud pour les deux aciers mis en œuvre. Pour évaluer l'effet de l'oxydation de l'interface lors de la chauffe des lopins, l'essai d'écrasement a été réalisé avec et sans conteneur.

#### 1.2.2.b Simulation EF des essais

Une des difficultés de la simulation du forgeage multi-matériaux réside dans la modélisation du comportement thermique et tribologique de l'interface. En fonction des sollicitations à l'interface, l'établissement d'une liaison métallique est attendue. C'est-à-dire qu'entre le début et la fin de la mise en forme, aux endroits où s'établit une liaison métallique, le comportement de l'interface peut évoluer de façon importante passant d'un simple contact à une soudure avec continuité métallurgique. De ce fait, le coefficient d'échange thermique doit pouvoir passer d'une valeur conventionnelle pour un contact solide-solide à chaud en forge (sans lubrification) à un coefficient très élevé contribuant à un saut de température à l'interface le plus faible possible. De même, le frottement doit pouvoir passer d'une loi conventionnelle pour un contact à chaud vers un contact bilatéral collant. Cette évolution peut être en partie prise en compte en utilisant des lois de frottement et d'échange thermique avec des coefficients variables dépendant des paramètres à l'interface. Toutefois, le processus de soudage est irréversible, c'est-à-dire que les coefficients de frottement et d'échange thermique dépendent de l'histoire thermomécanique et tribologique de l'interface. Par exemple, le coefficient d'échange thermique va augmenter avec l'expansion de surface et la pression de contact. Mais une fois la liaison établie, si ces deux paramètres chutent, le coefficient d'échange gardera la valeur acquise. Par contre, si les deux paramètres n'ont pas permis l'établissement d'une liaison, les coefficients peuvent chuter avec la chute des deux paramètres. Il y a également un effet direct du temps à travers le phénomène de diffusion nécessaire à l'établissement de la liaison. Cet effet du temps est difficile à intégrer dans la modélisation.

Une deuxième difficulté réside dans la gestion numérique du contact à l'interface entre les deux pièces. Lors d'un contact outil pièce, la position des nœuds de la pièce est corrigée de façon à limiter la pénétration du maillage de la pièce dans le maillage de l'outil. L'outil ne se déformant pas (ou peu dans le cas d'un outil déformable), l'outil est « maître » et la pièce est « esclave ». C'est sur cette dernière que sont systématiquement appliquées les corrections. Par contre, dans le cas d'un contact entre deux corps déformables, les corrections ne peuvent pas être appliquées que sur un seul des deux objets. Ceci a conduit à une facettisation de la surface des deux pièces, l'objet déclaré esclave « épousant petit à petit les erreurs du maître ». Cette difficulté n'a pas permis d'utiliser la variable interne au logiciel FORGE (*DSurf*) avec un calcul 3D pour gérer le contact. Les simulations ont été effectuées avec un calcul en 2D et le calcul de l'expansion de surface a été effectué a posteriori avec l'utilisation de capteur associé au deux maillages en contact.

Les premières simulations permettant le dimensionnement et une première évaluation de l'expansion de surface et de la pression de contact utilisent des lois avec des coefficients constants.

Les coefficients des lois d'interface outil/matière et matière/matière sont fixés par comparaison de la géométrie de la pièce obtenue et de la géométrie de l'interface. La figure I.35 illustre le type de résultat obtenu pour l'essai de bi-poinçonnement. Les grandeurs comparées dans ce cas particulier sont les deux angles d'ouverture de la pièce et les épaisseurs des deux matériaux dans la zone amincie

située entre les poinçons. Dans le cas particulier du co-filage, la géométrie de l'extrémité de la pièce et l'effort de filage servent à fixer la valeur des coefficients des lois.

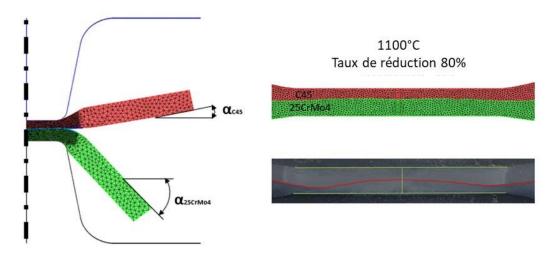


Figure I.35 : Géométrie de la pièce bi-matériaux et répartition des matériaux pour le bi-poinçonnement réalisé à 1000°C (Enaim, 2019)

Cette étape de la démarche a mis en évidence les limites associées à l'utilisation de loi de comportement thermique et tribologique de l'interface avec des coefficients fixes ne dépendant pas de l'expansion de surface. L'évolution des échanges thermiques à l'interface jouent un rôle important dans l'évolution de la contrainte d'écoulement des deux matériaux, la différence entre les deux matériaux étant à l'origine des variations d'angle d'ouverture de la pièce finale.

### 1.2.2.c Exploitations des résultats

L'analyse métallographique de l'interface des pièces co-forgées à 1100°C met en évidence la formation d'une structure granulaire traversant l'interface initiale (Figure I.36).

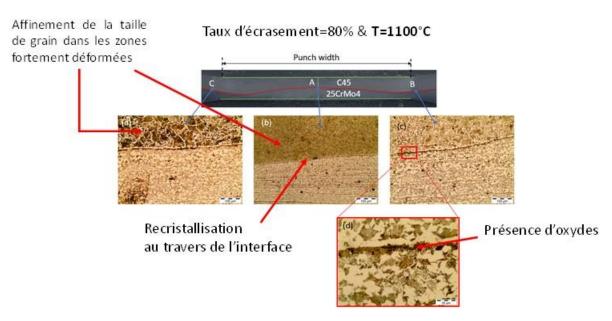


Figure I.36 : Observation de la structure des pièces bi-poinçonnées à 1100°C avec un taux d'écrasement de 80% (Enaim et al., 2018)

Des oxydes sont observés le long de l'interface. Au centre de la pièce bi-poinçonnée, la densité superficielle des oxydes est beaucoup plus faible qu'en bord de zone de bi-poinçonnement. Ceci est à mettre en relation avec le taux d'expansion qui est plus important au centre de la pièce et génère donc un espacement entre les particules plus important. Les essais mécaniques globaux montrent que pour le taux d'écrasement de 50%, la liaison établie est globalement très fragile. Le caractère fragile de la liaison disparaît pour des taux de déformation supérieurs à 70%.

La figure I.37 montre le même type de résultats pour l'essai de co-filage réalisé à 1100°C avec la mise en correspondance des valeurs de l'expansion de surface et de la pression de contact estimées par la simulation. L'essai de co-filage a l'avantage pour un seul essai de présenter les états intermédiaires de déformation tout au long de l'interface.

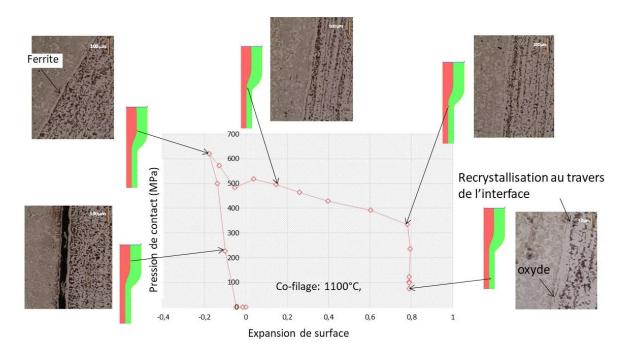
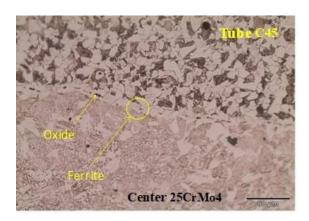


Figure I.37 : Microstructure à l'interface de la pièce co-filée à 1100°C le long de l'interface en correspondance avec la pression de contact et l'expansion de surface simulées (Enaim, 2019)

Comme dans le cas du bi-poinçonnement, on retrouve une interface avec, aux zones de liaison, une structure granulaire traversant l'interface et la présence de particules d'oxydes. La liaison s'établit dans le convergent de l'outillage.

La comparaison entre les pièces co-filées à chaud et à mi-chaud (Figure I.38) montre une répartition moins fragmentée des particules d'oxyde avec toutefois des zones de liaison. La structures des deux matériaux se démarquent nettement de chaque côté de l'interface.



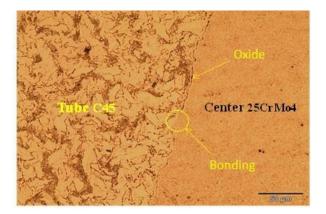


Figure I.38 : Comparaison entre les structures obtenues par co-filage à 1100°C (à gauche) et à mi-chaud 700°C (à droite), tout autre paramètre identique (Enaim, 2019)

### 1.2.2.d Conclusions et perspectives

Sur des critères uniquement qualitatifs issus des observations métallographiques à l'interface, les domaines d'établissement d'une liaison ont été tracés en fonction de la pression de contact et de l'expansion de surface maximales atteintes au cours de la mise en forme (Figure I.39). On retrouve comme pour Groche et al. (Groche et al., 2014) un domaine de liaison situé pour les valeurs élevées de pression de contact et d'expansion de surface, la pression de contact nécessaire à l'établissement de la liaison étant d'autant plus faible que l'expansion de surface est élevée.

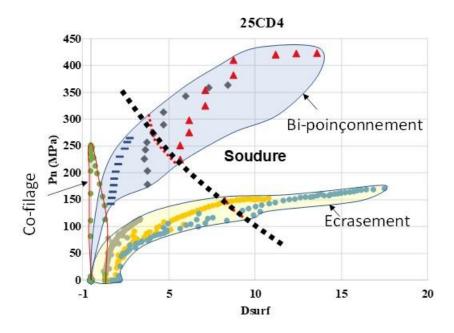


Figure I.39 : Qualité de l'interface en fonction de l'expansion de surface et de la pression de contact

On peut remarquer que l'essai de co-filage ne présente pas les mêmes caractéristiques. Cet essai présente une expansion de surface de l'ordre de 2 mais sous la forme d'un allongement dans la direction de filage de l'ordre de 3,5 pour une contraction dans le sens ortho-radial de l'ordre de 0,5. De plus, le maximum de pression de contact n'est pas atteint pour le maximum de l'expansion de surface comme dans le cas des deux autres essais. Enfin, l'effort de mise en forme n'est que

partiellement repris par l'interface, la disposition initiale des matériaux étant parallèle à la direction de mise en forme.

Les essais développés ont mis en exergue l'importance de l'oxydation de l'interface au cours de la chauffe avant mise en forme. L'essai de co-filage et l'essai d'écrasement sous containers sont ceux pour lesquels la quantité initiale d'oxyde est la plus faible et présentant les meilleures qualités d'interface. Une attention particulière doit donc être portée sur la préparation et la protection de l'interface au cours du processus de mise en forme.

La simulation des essais est fortement entravée par la difficulté à introduire des lois d'interface (frottement et échange thermique) dépendant de l'expansion de surface. Pour améliorer l'évaluation de la pression de contact et de l'expansion de surface, il apparaît nécessaire d'améliorer les modèles d'interface et de les intégrer à la simulation numérique des essais. Il est déjà possible d'introduire des coefficients dépendant de la pression de contact mais cette loi doit avoir un caractère irréversible, les coefficients devant demeurer constants à partir du moment où la liaison est considérée établie.

Les niveaux d'expansion de surface à atteindre associés à la maîtrise de la distribution des matériaux ainsi que la protection nécessaire de l'interface au cours du chauffage, rendent difficiles le co-forgeage des aciers. La mise en forme et la soudure simultanées semblent difficiles à réaliser dans le cas d'une opération de mise en forme.

### 1.2.3 Conclusions et perspectives

Deux voies d'obtention d'une pièce forgée bi-matériaux ont été explorées. La première voie correspond au forgeage d'une préforme multi-matériaux préalablement obtenue par un procédé d'assemblage. La deuxième voie consiste à utiliser l'opération de forgeage pour réaliser simultanément la répartition des matériaux et l'assemblage.

Les travaux réalisés pour la première voie ont permis de définir trois échelles de forgeabilité : l'échelle microscopique correspondant à la forgeabilité intrinsèque de chaque matériau, l'échelle mésoscopique prenant en compte le comportement de l'interface et de la zone potentiellement affectée par l'assemblage. La dernière échelle, macroscopique, prend en compte les interactions mécaniques entre les différents matériaux de la pièce et leurs effets sur la répartition globale des deux matériaux.

Les travaux menés sur le co-forgeage ont mis en évidence la difficulté à conjuguer la maîtrise de la répartition des matériaux et l'application des sollicitations thermomécaniques nécessaires à l'établissement d'une liaison à l'interface entre les matériaux. Ceci a été montré dans le cas d'un couple d'aciers, cas d'application présentant pourtant le moins de difficultés.

La voie la plus prometteuse semble donc la gamme consistant à réaliser une préforme multimatériaux avant la mise en forme. Les procédés de rechargement ou les procédés de fabrication additive par soudage (par exemple, Wire Arc Additive Manufacturing WAAM) apparaissent comme des candidats intéressants pour la réalisation de ces préformes. Leur souplesse permet d'envisager des préformes de géométries plus ou moins complexes et permettent une certaine maîtrise de la répartition initiale des matériaux. Il est toutefois nécessaire d'étudier les phénomènes de dilution avec le substrat et, sans doute, de caractériser le comportement rhéologique du matériau déposé pour pouvoir simuler la mise en forme. Cette thématique pourrait être développée en lien avec les travaux menés dans le laboratoire sur le WAAM (Z. Wang et al., 2021).

### I.3 Thixoforgeage

Pour diminuer les efforts et réduire le nombre d'opérations dans les gammes de mise en forme et améliorer la mise au mille, une des solutions envisageables consiste à porter l'alliage métallique à l'état semi-solide. A cet état, les contraintes d'écoulement sont considérablement réduites par rapport à celles à l'état solide et la ductilité autorise de grandes déformations. Dans le cas du thixoforgeage, l'état semi-solide est atteint par fusion partielle en chauffant à une température intermédiaire entre le solidus et le liquidus de l'alliage. Ce procédé est déjà industrialisé dans le cas des alliages à bas point de fusion comme l'aluminium. Par contre, pour les alliages à haut point de fusion, comme les aciers, les difficultés liées aux hautes températures à atteindre et à maintenir ont retardé le développement des applications industrielles.

Le caractère semi-solide du matériau lui confère un comportement très différent de celui à l'état solide. En particulier, le comportement acquiert une forte sensibilité à la température et à la vitesse de déformation. Certains défauts spécifiques comme la fissuration à chaud apparaissent également. La température est un paramètre majeur pilotant le taux de liquide. De faibles variations de celle-ci peuvent occasionner des variations significatives de la fraction liquide qui font qu'aux gradients thermiques dans la pièce au cours de la mise en forme peut être associée une forte hétérogénéité de la contrainte d'écoulement. La vitesse de déformation va jouer un rôle sur la structure liquide-solide en agissant notamment sur la cohésion des zones solides (Suery & Flemings, 1982). Le thixoforgeage appliqué aux aciers a la particularité également de mettre en œuvre des températures très élevées de l'ordre de 1400°C.

Les processus d'industrialisation du forgeage à chaud ne peuvent pas être extrapolés directement au thixoforgeage. Les défauts spécifiques de ce procédé, les températures mises en œuvre et le comportement rhéologique particulier de l'acier à l'état semi-solide nécessitent de reconsidérer toutes les étapes du processus d'industrialisation. Ceci concerne les règles métiers de conception des pièces et des outillages, le chauffage et le transfert des lopins avant mise en forme et, bien évidemment, la simulation du procédé. Le processus d'industrialisation du thixoforgeage des aciers est à reconsidérer entièrement.

Les travaux développés ont permis d'identifier et de caractériser les phénomènes clefs du thixoforgeage ainsi que les interactions entre le procédé de thixoforgeage et son processus d'industrialisation(Becker, 2008).

Dans un premier temps, les principaux paramètres de thixoforgeage ayant un impact sur l'apparition des défauts et la qualité des pièces ont été identifiés. Cette identification a fait apparaître le rôle majeur joué par la thermique et ses liens avec la structure liquide-solide du matériau. La deuxième partie de l'étude a consisté à tester différentes méthodes pour caractériser la structure liquide-solide dans les aciers. Cette caractérisation est rendue difficile par les hautes températures et les transformations allotropiques dans ces alliages au cours du refroidissement. Les techniques de caractérisation ont ensuite été appliquées à une opération de thixoforgeage et ont permis de mettre en évidence les différents stades du comportement rhéologique de l'acier à l'état semi-solide lors de la mise en forme. Ces observations ont guidé ensuite l'évolution du modèle de comportement de l'acier à l'état semi-solide développé par (Rouff, 2003; Cézard et al., 2005) pour la simulation du thixoforgeage.

### I.3.1 Influence des paramètres de mise en forme sur les écoulements et les défauts des pièces thixoforgées

Afin d'étudier l'influence des conditions de mise en forme sur les propriétés de la pièce thixoforgée un essai de filage a été mis en place permettant la maitrise de la vitesse de mise en forme et du champ de température initial (Becker, 2008). Un schéma de principe et une photographie du dispositif expérimental sont donnés sur la figure I.40.

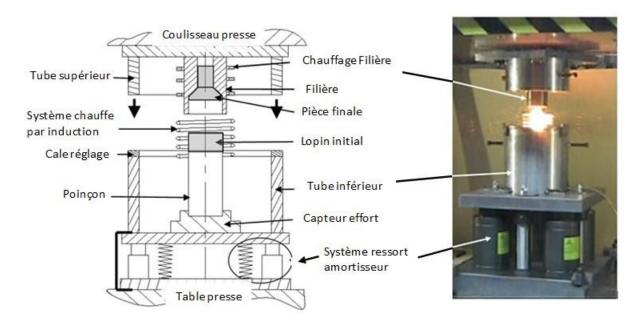


Figure I.40 : Schéma de principe et photographie du dispositif expérimental d'étude de filage (Becker et al., 2010)

La maîtrise du champ de température initial est obtenue par l'intégration du moyen de chauffe par induction dans l'outillage. Ceci évite l'étape de transfert du lopin semi-solide vers l'outillage pendant laquelle les échanges avec l'air et avec le préhenseur produisent une perturbation du champ de température. Le champ de température initial n'est pas homogène mais l'absence de transfert permet de réduire les hétérogénéités.

Une mobilité supplémentaire a été ajoutée dans l'outillage pour contrôler l'évolution de la vitesse de mise en forme en fin de filage. Sur un outillage conventionnel, le filage subit une décélération en fin de mise en forme correspondant à la décélération du coulisseau de la machine. Un système de cale permet de reporter la phase de décélération après la fin du filage.

Ce dispositif a permis la mise en place d'un plan d'expériences pour caractériser l'effet des paramètres de filage sur l'écoulement, la macrostructure et les défauts dans les pièces filées. Pierre Cézard, dans ces travaux de thèse (Cézard, 2006), a montré que la structure initiale du lopin, les échanges thermiques et leur influence sur la température du matériau jouaient un rôle essentiel en thixoforgeage du fait de la sensibilité de la structure liquide solide et en particulier de la fraction liquide à ce paramètre. Les paramètres du plan d'expériences sont ceux qui ont été identifiés comme ayant un impact important sur la structure liquide solide du matériau au cours du filage. Il s'agit de la température initiale du lopin, de la vitesse de mise en forme et de la température de préchauffage des outillages. Un autre paramètre étudié est la présence ou non d'un revêtement sur l'outillage jouant le rôle de barrière thermique. La vitesse de mise en forme aura un rôle double, un premier rôle, direct,

sur le comportement du matériau par son action sur la structure liquide-solide et un second, indirect, à travers le temps de contact avec les outils et la puissance dissipée par déformation plastique et par frottement à l'interface outil matière. La température de préchauffage de l'outillage comme la présence du revêtement auront un rôle sur les échanges thermiques entre la matière filée et les outils.

La figure I.41 illustre les différents types de pièces obtenues en fonction des conditions opératoires. On remarque que pour la température de mise en forme la plus faible (1429°C), les pièces obtenues ne présentent pas de défaut. Par contre, on retrouve l'effet rhéofluidisant du matériau avec un effort maximal de filage plus faible pour la vitesse de mise en forme la plus élevée. Cet effet peut être un effet direct ou indirect comme décrit ci-dessus.

On voit également que la température initiale et le taux de liquide qui est associé jouent un rôle important avec pour des taux de liquide trop importants des phénomènes d'éjection. L'utilisation d'outillages préchauffés, réduisant les hétérogénéités thermiques entre la peau et le cœur, permet toutefois de réduire cet effet.

	Vitesse [mm/s]	Température filière [°C]	Température lopin [°C]	Effort max [kN]	Qualité pièce	A A
SSe	40	Cold	1429	320	I OK	і п
Vitesse	200			190	II OK	44
initial		Cold	1429	190	III OK	100
Température initial du lopin	200		1445	135	IV NO OK	<sup>1</sup> 0 1
Temp			1450	85	V NO OK	V IV II
ature til	200	Cold	1447	120	VI NO OK	
Température d'outil		Hot		90	VII OK	VII VI

Figure I.41 : tableau synthétique des résultats de filage à l'état semi-solide (Becker, 2008)

La macrostructure des pièces filées, présentées sur la figure I.42, fait apparaître des zones dans la pièce ayant suivi des chemins thermomécaniques très différents. On remarque notamment des zones de déformation plastique à l'état solide avec la formation du fibrage classique du forgeage à chaud. D'autres zones, au contraire, présentent des structures sans fibrage qui semblent être restées à l'état semi-solide tout au long de la mise en forme. La matière en contact avec la filière s'est solidifiée au cours de la mise en forme du fait des échanges thermiques. Cette partie va constituer un « volume à très faible déformation » qui va modifier l'écoulement dans la filière. La taille et la forme de ces zones dépendent des paramètres de mise en forme, en grande partie à travers leur influence sur le champ de température dans la pièce. Cet effet a été mis en évidence par une simulation numérique du filage comme illustré sur la figure I.42. Pour la vitesse de déformation la plus faible, l'épaisseur de la zone morte dans la filière est la plus importante. Pour cette même pièce, on remarque également un fibrage sur la totalité de la longueur filée, ce qui tendrait à montrer qu'une partie de l'écoulement dans la filière s'est produit à l'état solide.

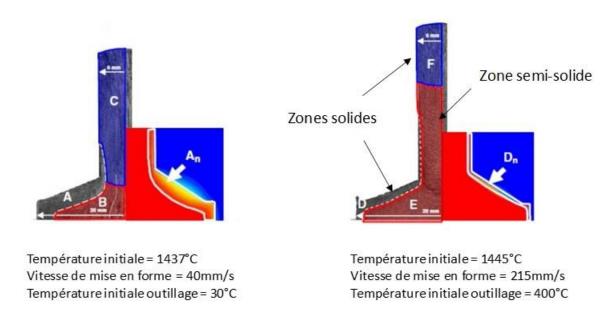


Figure 1.42 : Macrographie de deux pièces filées sous deux conditions de vitesse de mise en forme et de température initiale d'outillage différentes (Becker et al., 2010)

Ces résultats montrent le rôle prépondérant joué par la thermique et par la vitesse de déformation à travers leur impact sur la structure liquide-solide du matériau. Cet impact se traduit par une grande hétérogénéité de comportement associée à l'hétérogénéité de structure liquide solide dans la pièce au cours de sa mise en forme.

Pour comprendre le comportement complexe de l'acier au cours de sa mise en forme à l'état semisolide il apparaît nécessaire de pouvoir caractériser la structure liquide solide à haute température. La haute température et la métallurgie particulière des aciers rendent toutefois cette caractérisation délicate. Ceci fait l'objet du paragraphe suivant.

### I.3.2 Méthode de caractérisation de la structure liquide-solide dans les aciers

Le comportement de la structure liquide-solide est déterminé par le taux de liquide mais également par la répartition et la forme des zones liquides. Des grains équiaxes entourés de liquide possèdent ainsi une contrainte d'écoulement plus faible qu'une structure agglomérée.

Les taux de liquide peuvent être estimés par des méthodes calorimétriques ou à partir des diagrammes de phase. Ces méthodes permettent de relier la température au taux de liquide mais pour des vitesses de chauffage qui ne sont pas représentatives de conditions réelles. De plus, aucune information n'est accessible concernant la taille et la morphologie de la structure solide-liquide alors que celles-ci ont un impact significatif sur le comportement rhéologique.

La caractérisation de la structure liquide-solide peut être effectuée à température ambiante après trempe du matériau depuis un état semi-solide. La trempe permet de figer la structure obtenue à haute température en limitant la diffusion des éléments d'alliage. C'est le cas des alliage d'aluminium où les

zones liquides plus chargées en éléments d'alliage vont se solidifier en donnant des structures eutectiques.

Dans les travaux développés dans la thèse de Guochao Gu (Gu, 2013)<sup>5</sup>, quatre méthodes de caractérisation de la structure liquide-solide ont été évaluées et comparées. Elles ont été appliquées à trois nuances d'acier : C38LTT, 100Cr6 et acier rapide M2. Le tableau I.2 donne les compositions chimiques des aciers étudiés.

	С	Mn	Si	Cr	N	Мо	٧	W
C38LTT	0,4	1,42	0,6	0,13	0,09	0,03	0,09	-
100Cr6	0,99	0,33	0,23	1,43	0,21	0,08	-	-
M2	0,85	0,25	0,035	4,1	0,2	5	1,9	6,4

Tableau I.2 : Composition chimique des aciers étudiés (% massique ; complément en fer)

Les deux premiers aciers présentent des intérêts industriels pour le thixoforgeage, la nuance LTT ayant été spécialement développée pour ce procédé. La dernière nuance est utilisée car elle présente un taux important de carbures d'éléments d'alliage de forte masse atomique. Les carbures primaires de ces éléments d'alliage vont constituer les premières zones liquides au cours de la chauffe.

Les quatre méthodes étudiées sont la calorimétrie, la métallographie quantitative par MEB et sonde EDS, la microtomographie aux rayons X et la microscopie confocale.

La métallographie quantitative (MEB avec sonde EDS) permet d'obtenir une image en 2D de la structure et la répartition, dans celle-ci, des éléments chimiques avec un numéro atomique supérieur à celui de l'oxygène. La microtomographie aux Rayons X permet d'obtenir une image en 3D de la structure au travers de la variation d'absorption du rayonnement. Cette technique ne peut toutefois s'appliquer qu'à des volume restreints (quelques mm³) et est difficilement accessible (synchrotron ESRF). La microscopie confocale permet d'obtenir une image 2D de la structure d'un échantillon qu'il est possible de chauffer jusqu'à l'état semi-solide. Il est donc possible avec cette technique d'observer in-situ la structure liquide-solide à haute température en surface de l'échantillon.

Pour les deux premiers aciers, seule la technique de microscopie confocale a permis d'observer la structure liquide-solide. Il a notamment été observé que la fusion débute aux joints de grain austénitique pour se propager ensuite à l'ensemble de la structure. Après refroidissement jusqu'à l'ambiante, il n'est plus possible de distinguer les zones liquides observées à haute température. La métallographie quantitative par MEB et sonde EDS ne permet pas non plus d'identifier les zones qui ont été liquides à haute température. Ceci vient des changements de phase au cours de la trempe et de la grande vitesse de diffusion des éléments d'addition de ces aciers (Cr, Mn). Ni la structure, ni la répartition des éléments d'additions ne permettent de révéler les zones de fusion avant la trempe. La microtomographie se heurte aux mêmes difficultés. A celles-ci vient s'ajouter également le fait que les éléments d'additions ont des masses atomiques proches de celle du fer et ne présentent donc pas un contraste d'absorption des rayons-X suffisant.

Pour l'acier M2, les résultats obtenus ont permis de valider l'utilisation des techniques de métallographies quantitatives par MEB avec sonde EDS pour quantifier et caractériser la structure liquide-solide (Figure I.43). Ceci vient de ce que dans cet acier, le premier liquide formé provient de la fusion des carbures primaires des éléments d'alliages (Mo, W, V et Cr). La ségrégation des éléments

٠

<sup>&</sup>lt;sup>5</sup> La thèse de Guochao GU a été co-encadrée par Raphaël PESCI du laboratoire LEM3, spécialiste des techniques de caractérisation des matériaux (RX, MEB, Tomographie...)

d'alliage carburigènes au cours de la fusion partielle de l'acier va provoquer la formation de nouveaux carbures au cours de la trempe.

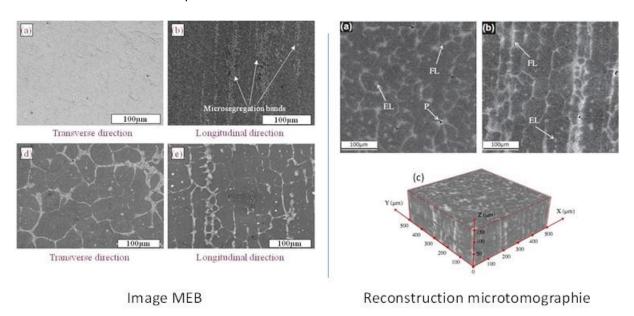


Figure I.43 : Observation de la structure de l'acier M2 après trempe depuis l'état semi-solide par métallographie qualitative (MEB) et microtomographie. Observation des carbures issus de la solidification des zones de fusion.

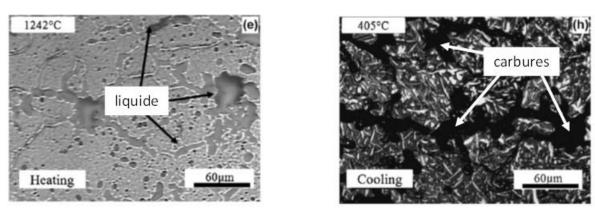


Figure I.44 : Image de la structure de l'acier M2 par microscopie confocale à 1242°C et après refroidissement à 405°C (Gu, 2013)

L'observation et la quantification des carbures permettent d'obtenir une évaluation du taux de liquide et une image (2D ou 3D) de la structure liquide-solide à haute température (Figure I.45). Les observations effectuées avec le microscope confocal (Figure I.44) ont permis de valider que les carbures obtenus après refroidissement proviennent bien des zones liquides formées à haute température. La présence dans cet acier du molybdène et du tungstène permet la formation de carbures stables dès les plus hautes températures dans l'austénite. La différence significative de masse atomique entre ces deux éléments et le fer limite les vitesses de diffusion et correspond à un fort contraste d'absorption des rayons-X pour la microtomographie. La comparaison des résultats obtenus par métallographie MEB et tomographie (Figure I.45) a permis de valider l'utilisation de la première pour la caractérisation de la structure liquide-solide du l'acier M2.

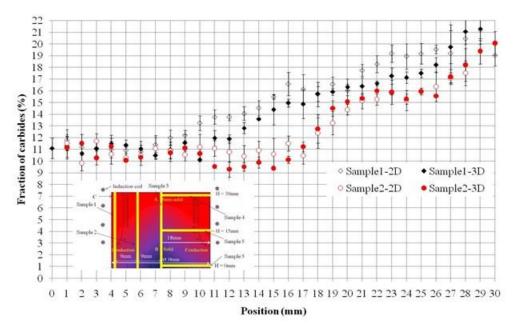


Figure I.45 : Comparaison des mesures des fractions de carbure effectuées par la métallographie quantitative (2D) et par microtomographie (3D) en différents points d'un lopin chauffé de façon hétérogène jusqu'à l'état semi-solide (Gu, 2013)

### I.3.3 : Caractérisation de la structure liquide – solide au cours du thixoforgeage

La technique de métallographie par MEB et sonde EDS validée précédemment a été utilisée pour caractériser la structure après thixoforgeage d'une pièce en acier M2.

Le cas d'étude est une opération d'extrusion dont le principe est illustré sur la figure I.46 Les paramètres de l'étude sont la température initiale de l'acier et celle de l'outillage. Au cours de l'opération, la course et l'effort de mise en forme sont mesurés. Les pièces thixoforgées sont ensuite découpées suivant un plan axial. La technique de caractérisation de la structure liquide (MEB et sonde EDS) est ensuite appliquée.

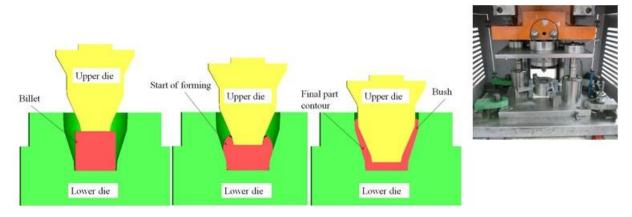


Figure I.46: Schéma de l'opération de thixoforgeage et photographie de l'outillage (Gu, 2013).

Sur la figure I.47 sont présentées l'évolution de l'effort en fonction du déplacement au cours du thixoforgeage et la macrographie de la pièce obtenue.

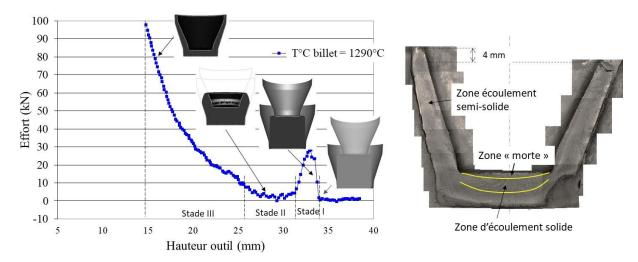


Figure I.47 : a) Evolution de l'effort en fonction du déplacement lors du thixoforgeage d'une pièce en acier M2, b) Macrographie de la pièce obtenue, (Gu et al., 2015)

L'opération de thixoforgeage comporte trois stades. Le premier stade engendrant un pic d'effort correspond à la désagglomération du squelette solide présent à l'état initial. Une fois la structure désagglomérée, la structure du matériau est constituée de particules solides entourées de liquide. La contrainte d'écoulement correspondante est faible, le matériau acquiert un comportement quasi fluide. Ce comportement est celui du deuxième stade de la mise en forme. Le refroidissement de la pièce par échange thermique avec les outils et les phénomènes de ségrégation du liquide réduisent le taux de liquide dans certaines zones de la pièce. Dans ces dernières, les interactions entre particules solides conduisent à leur déformation plastique. Le matériau reprend dans ces zones un comportement plastique de type solide. Ce phénomène cumulé à l'augmentation de la surface de contact entre la pièce et les outils, constituant le troisième stade de l'opération de thixoforgeage, provoque une remontée de l'effort de mise en forme.

La macrographie de la pièce finale confirme que le fond de la pièce a, dans les derniers instants de la mise en forme, un comportement de type plasticité solide. Les parois latérales semblent, quant à elles, avoir conservé un comportement semi-solide jusqu'à la fin de la mise en forme.

Les métallographies de la figure I.48 confirment le caractère solide de la déformation dans le bas de la pièce (Points 1, 2, 3, 5, 6). On voit aussi que dans la partie haute de la pièce, la structure est constituée de particules solides entourées de carbures correspondant aux zones liquides à haute température (Point 8, 9, 10, 11, 12, 13). Les points 4 et 7 présentent également ce type de structure. Leur taux de liquide important provient probablement d'un effet d'éjection du liquide vers les surfaces libres de la pièce au cours de la mise en forme. Les mesures par MEB avec la sonde EDS permettent d'estimer le taux de liquide en fin de mise en forme à environ 11% pour le bas de la pièce et 27% dans sa partie haute. Cette différence provient à la fois des hétérogénéités du champ thermique et des phénomènes de macro ségrégation du liquide au travers des particules solides. Ceci est à l'origine d'une hétérogénéité significative de la composition chimique dans la pièce finale.

Ces résultats ont permis de mettre en évidence les différents stades de comportement du matériau et les différentes structures liquide-solide associées. La modélisation de comportement du matériau doit tenir compte de ces différents stades.

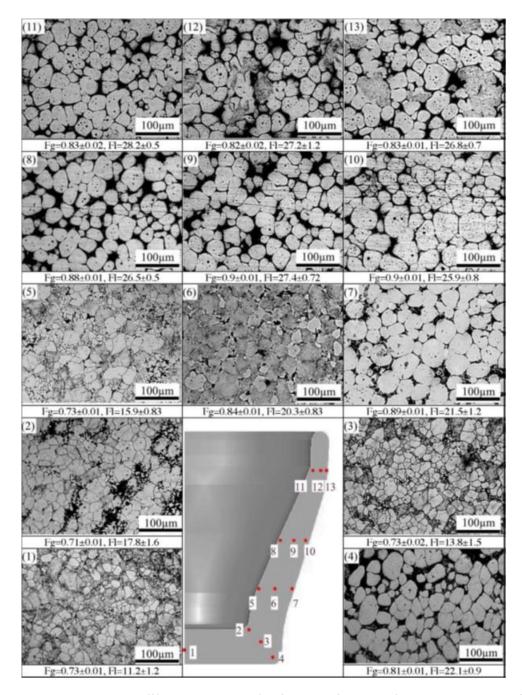


Figure I.48 : Microstructure en différents lieux de la pièce finale,  $F_g$ : facteur de forme des grains et  $F_l$ : fraction liquide (Gu, 2013)

### 1.3.4 Modélisation du comportement des aciers à l'état semi-solide

La conception de l'opération de thixoforgeage (conception des outillages, choix des dimensions initiales du lopin et des conditions opératoires) peut s'appuyer sur la simulation numérique. Cette dernière doit intégrer une loi rhéologique qui doit couvrir le comportement du matériau depuis l'état solide à haute température jusqu'à l'état semi-solide avec un taux de liquide pouvant aller jusqu'à 30%. Le comportement à l'état semi solide doit prendre en compte l'effet thixotrope correspondant à la désagglomération du squelette solide avec la déformation. Elle doit également rendre compte de la forte sensibilité du comportement à la température. Enfin, la nature semi-solide de la structure du matériau, qu'elle soit agglomérée ou désagglomérée, confère au matériau un comportement différent en traction en en compression.

Un premier modèle a été mis en place dans les travaux de thèse de (Rouff, 2003) et amélioré par (Cézard et al., 2005). Celui-ci s'appuie sur une approche micromécanique multi-échelles dite de l'inclusion enrobée. Le schéma de l'approche (Figure I.49) consiste à considérer deux phases. La première correspond aux particules solides contenant des zones liquides piégées. La deuxième phase correspond au liquide entourant les particules solides contenant les pontages solides. Cette deuxième phase, appelée phase active, va concentrer l'essentiel de la déformation. L'ensemble est ensuite considéré dans un volume élémentaire représentatif (VER) ayant le comportement du matériau homogénéisé. Les variables d'état permettant de décrire la structure liquide solide sont les fractions de liquide et de solide dans la particule solide et dans la phase active.

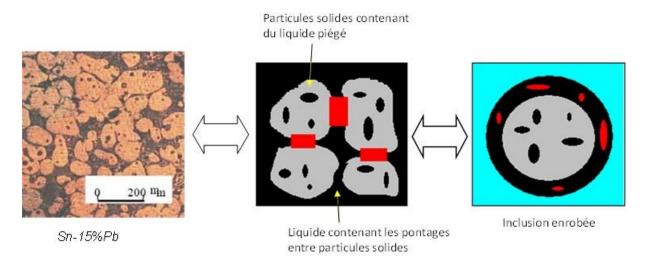


Figure 1.49 : Schéma de principe de la représentation de la structure pour la modélisation micromécanique du comportement à l'état semi-solide (Cezard et al., 2004)

La méthode comprend deux transitions d'échelle. La première permet d'obtenir le comportement de chaque phase tandis que la seconde correspond à l'étape d'homogénéisation au niveau du VER. Cette approche permet de tenir compte de l'évolution de la fraction liquide en distinguant le liquide entourant les particules et celui piégé dans les particules. Elle permet aussi au travers d'une variable interne de gouverner les pontages entre particules solides et, par son évolution avec les grandeurs thermomécaniques, de représenter le phénomène d'agglomération et de désagglomération.

Une loi va permettre de décrire l'évolution des variables d'état décrivant la structure en fonction des paramètres thermomécaniques. L'évolution de la fraction de solide dans la zone active, pilotant la cohésion entre les particules solides, va évoluer avec la température (fusion et solidification) et avec

la vitesse de cisaillement dans la zone active (rupture des ponts solides). Telle que considérée dans le premier modèle, la structure ne peut aller que vers une plus grande désagglomération.

La thèse de Traidi (Traidi, 2016)<sup>6</sup> a eu pour objectif d'améliorer le modèle précédent en intégrant les phénomènes clefs identifiés expérimentalement par les essais des thèses de (Becker, 2008) et (Gu, 2013). Plus précisément, la loi de comportement développée couvre l'état semi-solide et solide à haute température de l'acier. Le comportement élastique du squelette semi-solide connecté initial est pris en compte, permettant ainsi de mieux représenter les premiers instants de la déformation. Enfin, l'évolution de la désagglomération, déjà pris en compte dans le modèle précédent, est améliorée en introduisant une dépendance de la désagglomération à la température et au signe de la pression hydrostatique. Dans le cas d'une compression, le système peut aller vers une cohésion plus élevée avec une augmentation de la fraction solide dans la zone active. Le fait que les particules solides soient entourées de liquide confère au matériau un comportement en traction très différent de celui en compression. La ductilité, par exemple, est considérablement réduite en traction avec l'apparition de fissures entre les particules solides pour des taux de liquides entre 0,1 et 0,2.

Il est à noter que le type de modèle adopté ne permet pas de prendre en compte le phénomène de ségrégation. L'augmentation des contacts entre particules solides sous un état de compression vient de l'éjection du liquide entre les particules.

Les paramètres du modèle de Traidi ont été identifiés pour l'acier C38LTT (Température de solidus  $\approx 1330^{\circ}$ C) par des essais à chaud sur machine Gleeble©. La figure I.50 présente la comparaison entre les mesures et les résultats du modèle pour des essais de traction effectués à différentes températures et à une vitesse de 0.1 mm.s<sup>-1</sup>.

Si on considère la courbe obtenue à 1340°C, on remarque trois stades dans la déformation. Le premier stade correspond à la déformation élastique du squelette solide aggloméré. Ce stade se traduit par une montée rapide de l'effort de traction. Le deuxième stade est gouverné par la déformation viscoplastique de la zone semi-solide située entre les particules solides. Avec la déformation, les pontages entre particules disparaissent petit à petit provoquant la chute de l'effort de traction du troisième stade. A 1350°C, le taux d'agglomération initial est plus faible. Le deuxième stade de déformation viscoplastique du squelette solide est quasi inexistant conférant au matériau un comportement fragile.

La prise en compte de l'élasticité du squelette et l'amélioration des lois d'évolution de la désagglomération ont permis la mise en place d'un modèle couvrant la forte diversité de comportements en fonction de la température, de la vitesse de déformation et de la nature de la contrainte (traction ou compression).

.

<sup>&</sup>lt;sup>6</sup> La thèse de Khalil TRAIDI a été dirigée par Véronique FAVIER du PIMM qui a également co-encadré les travaux de thèse de C. Rouf et P. Cézard

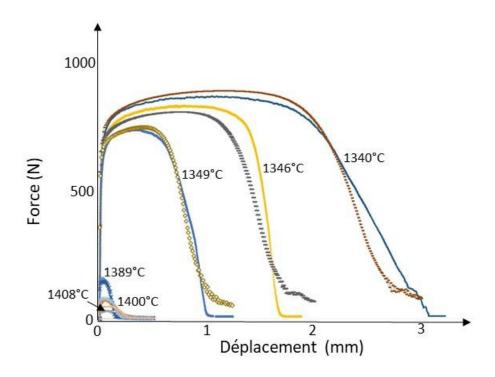


Figure I.50 : Courbe Force vs Déplacement en traction à différentes températures (vitesse de chauffe 10°C/s et vitesse de déplacement 0,1mm.s<sup>-1</sup>), acier C38LTT (Traidi, 2016)

La loi de comportement a été implémentée dans le logiciel de simulation Forge.NxT© sous la forme d'une loi utilisateur. Les résultats obtenus dans le cas d'une opération de filage inverse ont montré qu'il était possible d'identifier les zones susceptibles de présenter de la fissuration à chaud. De même, la localisation de la déformation liée à la chute de viscosité du matériau avec la chute du taux de solide est reproduite. Les variables internes du modèle de comportement, en particulier, le taux de liquide dans la phase active, permettent d'obtenir une image de la structure liquide-solide au cours et en fin de mise en forme et d'en déduire les défauts potentiels (Traidi, 2016).

Les simulations ont montré une certaine instabilité numérique. Ceci est sans doute dû à la forte sensibilité du comportement du matériau à la température et à la vitesse de déformation couplée à la dissipation plastique. Ce comportement a tendance à former des zones de fortes concentration de la déformation plastique, la vitesse de déformation y jouant un rôle fluidisant par un effet direct sur la loi de comportement et par un effet thermique au travers de la dissipation plastique.

#### 1.3.5 Conclusions

Le comportement rhéologique particulier de l'acier à l'état semi-solide impacte l'ensemble du processus d'industrialisation du thixoforgeage des aciers depuis la simulation avec la nécessité d'intégrer des lois de comportement spécifiques jusqu'à la conception des outillages qui doivent résister à des températures de l'ordre de 1400°C.

La forte sensibilité du comportement du matériau à la température et à la vitesse de déformation est à l'origine de fortes hétérogénéités de comportement au cours de la mise en forme. Le couplage entre ce comportement et la dissipation plastique peut provoquer des phénomènes de localisation de la déformation plastique. Les écoulements peuvent ainsi devenir fortement hétérogènes comme l'ont montré les essais de filage effectués dans la thèse de Eric Becker.

La conception du processus de mise en forme doit donc tenir compte de cette forte sensibilité à la thermique et à la vitesse de déformation. Les conditions de mise en forme comme la température initiale du lopin et de l'outillage doivent être définies et respectées avec précision. De même, l'hétérogénéité du champ de température initial doit également être maîtrisée. Les cycles de chauffe par induction doivent ainsi être conçus de façon à obtenir un champ de température permettant le transfert du lopin vers l'outillage mais dont l'hétérogénéité thermique est maîtrisée.

Le pouvoir prédictif de la simulation est relativement limité et ne permet pas une validation du processus de mise en forme. Les simulations par éléments finis intégrant la loi de comportement micromécanique présentent certaines instabilités numériques rendant difficile l'interprétation des résultats. Certains phénomènes comme la concentration de la déformation peuvent être attribués au comportement particulier du matériau ou à des artefacts numériques. La prédiction du défaut de fissuration à chaud demeure délicate malgré les évolutions apportées à la loi de comportement.

Ces travaux ont contribué à la mise en place, par E. Becker et R. Bigot, d'une méthodologie d'industrialisation du procédé de thixoforgeage des aciers. Cette méthodologie s'appuie sur un ensemble de règles métiers permettant la conception de l'outillage et un premier choix des paramètres opératoires, des campagnes expérimentales permettant ensuite d'optimiser le processus.

Les principales perspectives concernent le développement de la simulation du thixoforgeage. Il ne s'agit pas forcément d'améliorer la loi de comportement mais d'adapter les techniques numériques de simulation au cas particulier de comportement des aciers à l'état semi-solide.

### Conclusions

L'objectif des études présentées dans ce premier chapitre est d'identifier, de caractériser et de modéliser les phénomènes physiques ayant un impact majeur sur les propriétés du produit et sur son aptitude à la mise en forme afin de les intégrer dans le processus d'industrialisation.

Dans le cas de la fermeture des porosités, les caractères essentiels du chargement thermomécaniques ont été identifiés. Ces derniers ont servi de critères de représentativité pour la conception et la mise en place d'un simulateur expérimental du laminage industriel de barres. Pour ce qui est des porosités, les caractères essentiels liés à la nature physique de la porosité ont également été reproduits. La difficulté restante est liée à l'identification des caractères essentiels décrivant la géométrie de la porosité vis-à-vis de sa fermeture. La taille, les facteurs de formes et l'orientation de la porosité semblent être suffisants pour décrire le premier stade de la fermeture. Par contre, le deuxième stade avec la formation de cavités résiduelles et la cicatrisation finale est un verrou restant à lever.

Dans le cas de l'évolution des structures de solidification grossières et texturées, les phénomènes clefs ont été identifiées. Des premiers essais de caractérisation ont été mis en place. Les résultats ont montré une anisotropie significative de la plasticité et de la recristallisation en lien avec l'orientation cristalline et morphologique de la structure initiale. La distribution de l'anisotropie dans le lingot visàvis de la direction de mise en forme joue un rôle prépondérant dans le taux de recristallisation obtenu. L'un des principaux verrous restant à lever sur cette partie du travail est la mise en place d'un modèle de recristallisation, l'absence d'échelle intermédiaire et le couplage entre la recristallisation et la plasticité n'autorisant pas l'utilisation d'un modèle à champ moyen ou d'un modèle à champ complet avec transition d'échelle.

Pour le forgeage multi-matériaux, l'expansion de surface, la pression de contact et la température à l'interface entre les matériaux ont été identifiés comme des caractères essentiels du chargement thermomécanique vis-à-vis de l'établissement d'une liaison métallique. Des essais ont été mis en place qui ont permis une première caractérisation de la qualité des interfaces obtenues dans le cas d'un couple d'aciers. Il s'agit maintenant de mettre en place un modèle permettant de tenir compte de l'aspect progressif et irréversible de l'établissement de la liaison en fonction de la pression et de l'expansion de surface.

Pour le thixoforgeage, les caractères essentiels décrivant la structure liquide-solide et leur évolution avec les paramètres thermomécaniques ont été identifiés, caractérisés et modélisés. L'un des principaux verrous restants concerne la simulation numérique du thixoforgeage intégrant le modèle de comportement du matériau.

Il apparaît difficile, par les simulateurs expérimentaux, d'obtenir des résultats transposables directement au processus industriel. Ceci vient de la difficulté de reproduire quantitativement à petite échelle tous les caractères essentiels du chargement et de la structure initiale associés aux phénomènes à reproduire. Par contre, leur niveau de représentativité est suffisant pour identifier et caractériser les phénomènes physiques. Ils ont ainsi permis de mettre en exergue les interactions thermomécaniques mises en jeu à l'échelle globale de la pièce lors de la mise en forme. C'est le cas, par exemple, de l'effet de la répartition initiale des matériaux en forgeage multi-matériaux ou celle de l'anisotropie liée à l'orientation de la structure de coulée en étirage des lingots. Il s'agit également de l'impact sur les écoulements de la formation des zones à faible déformation en thixoforgeage. De ce fait, ils constituent des cas permettant d'évaluer les performances des modèles et d'envisager leur

évolution. Les simulateurs expérimentaux permettent une étude des procédés à une échelle intermédiaire et complémentaire entre les simulateurs thermomécaniques (petite échelle) et l'échelle industrielle. Ils peuvent ainsi constituer une étape essentielle dans le transfert des caractérisations et modélisations à petite échelle vers les applications industrielles.

# II. Caractérisation des procédés en vue de leur industrialisation

Les procédés de mise en forme étudiés au chapitre précédent bénéficient de la possibilité d'être simulés par des méthodes aux éléments finis. Celle-ci permet d'obtenir les champs des principales variables thermomécaniques (température, déformation, contrainte, etc.). Moyennant l'intégration des « bons modèles », il est possible de relier les propriétés microstructurales dans la pièce aux paramètres de conduite du procédé et aux caractéristiques initiales des matériaux mis en forme.

Ce chapitre traite de procédés pour lesquels la simulation est difficile voire impossible. Les difficultés peuvent être liées à l'aspect multi-physique fort du procédé comme dans le cas des procédés de soudage à l'arc. Il peut s'agir également de difficultés de caractérisation du comportement du matériau ou du frottement du fait des conditions extrêmes générées par le procédé. L'absence d'une simulation performante réduit les possibilités d'obtenir une image des champs thermomécaniques générés par le procédé et d'utiliser ces derniers pour établir le lien entre les paramètres du procédé et les caractéristiques de la pièce produite.

L'industrialisation du procédé doit donc pouvoir être menée malgré une connaissance partielle de la physique des procédés et l'incapacité d'une simulation complète. L'approche adoptée s'apparente à celle déployée de façon conventionnelle pour les procédés de soudage par fusion avec la définition des domaines de soudabilité opératoire. Cette approche débute avec l'identification des principaux paramètres de conduite du procédé. Il s'agit ensuite d'établir, pour l'application étudiée, l'ensemble des jeux de paramètres permettant d'éviter les défauts types du procédé, d'obtenir des propriétés de la pièce conformes à son cahier des charges et applicables par les moyens de production envisagés. Il s'agit dans un dernier temps d'étudier la fiabilité et la robustesse de ce domaine vis-à-vis des conditions opératoires, des propriétés initiales (géométriques et métallurgiques) de la pièce et vis-à-vis de variations inhérentes aux moyens de production. La modélisation nécessaire des liens entre les paramètres de conduite du procédé et les performances du procédé peut prendre différentes formes, depuis des surfaces réponses jusqu'à des modèles analytiques multi-physiques.

Dans ce qui suit seront présentés, dans l'ordre, les résultats obtenus par cette approche pour le soudage par friction malaxage (FSW<sup>7</sup>), le fluovissage (FDS<sup>8</sup>) et le laminage transversal (CWR<sup>9</sup>). Plus précisément, la partie suivante sera consacrée à la caractérisation et la modélisation des interactions mécaniques outil/matière en FSW en vue de sa robotisation. Une deuxième partie concernera la caractérisation du FDS en vue de son intégration dans le processus d'industrialisation. Une dernière partie sera consacrée à la mise en place d'une méthodologie de conception des outillages de CWR.

<sup>&</sup>lt;sup>7</sup> Friction Stir Welding

<sup>&</sup>lt;sup>8</sup> Flow Drill Screw-Driving

<sup>&</sup>lt;sup>9</sup> Cross Wedge Rolling

## II.1 Caractérisation et modélisation du procédé FSW en vue de sa robotisation

Le FSW (Friction Stir Welding) est un procédé d'assemblage à l'état solide de proche en proche. L'assemblage est obtenu grâce à l'action d'un outil tournant à l'interface entre les pièces à assembler. La liaison se forme par pression et déformation plastique, l'énergie dissipée par l'interaction mécanique entre l'outil et la matière permettant de chauffer cette dernière jusqu'à un état dit « pâteux » ou « viscoplastique avancé ».

A l'instar des procédés de soudage par friction, la matière reste à l'état solide, ce qui permet d'éviter certains défauts des procédés de soudage par fusion comme la fissuration à chaud ou la formation de soufflures. Ceci présente un avantage particulier pour l'assemblage des alliages d'aluminium des séries 2000 (Al-Cu) et 7000 (Al-Zn), sensibles à la fissuration à chaud, alliages d'aluminium présentant les meilleurs rapports propriétés mécaniques / densité et très prisés dans le secteur industriel du transport. De même que pour les procédés de soudage à l'arc ou laser, la soudure est obtenue de proche en proche au fur et à mesure du déplacement de l'outil. Il est possible ainsi de réaliser des soudures de formes complexes.

Pour tirer profit au maximum des capacités géométriques du procédé, sa robotisation est envisagée. Celle-ci se heurte, cependant, à une difficulté liée à l'amplitude des efforts outil/matière. Seuls les robots de forte capacité (>500kg) sont envisageables moyennant toutefois une stratégie de correction des trajectoires pour compenser la déflexion de la structure porteuse sous l'action des efforts de soudage.

Les travaux de recherche visent à caractériser une opération de FSW en vue de sa robotisation. L'approche adoptée s'appuie sur la notion de domaine de soudabilité opératoire (DSO). Ce dernier regroupe l'ensemble des jeux de paramètres de soudage conduisant à une soudure respectant les contraintes de son cahier des charges. Le DSO est défini expérimentalement et est attaché à une application (matériau, épaisseur, outil...). Au DSO peut être superposées les capabilités des moyens de production. Ceci consiste à identifier le sous-domaine du DSO accessible par les moyens de soudage envisagés. Dans le cas de la robotisation du FSW, il s'agit de définir le sous-domaine dans lequel les déformations du robot sous les efforts de soudage produiront une déviation de l'outil acceptable. Il s'agit donc d'un côté de définir la déviation acceptable de l'outil et de caractériser les efforts outil/matière en fonction des paramètres de soudage pour estimer les déformations de la structure porteuse.

Pour une configuration nominale donnée (épaisseur, matériau, outil...), les efforts de soudage vont dépendre des principaux paramètres de conduite du procédé mais également de paramètres qui vont subir des variations comme le jeu de soudage ou la géométrie de l'outil (Hattingh et al., 2008). L'identification des paramètres dont les variations sont susceptibles d'avoir un effet significatif sur les efforts de soudage et la déviation des outils est un travail préalable nécessaire à l'étude de la fiabilité et de la robustesse du DSO.

L'approche adoptée a consisté, dans un premier temps, à caractériser et à modéliser les interactions mécaniques outil-matière en fonction des principaux paramètres de conduite du procédé puis à étudier la fiabilité et la robustesse des résultats obtenus lorsque la configuration de soudage subit des variations.

La première partie du travail a été développée dans le cadre des travaux de thèse de Sandra Zimmer-Chevret (Zimmer, 2009) et l'étude de robustesse a été menée dans le cadre du projet ANR COROUSSO (programme ARPEGE). Les deux projets ont été menés en collaboration avec l'Institut de Soudure.

### II.1.1 Domaine de soudabilité opératoire en FSW

Cette partie du travail a été effectuée dans le cadre de la thèse de (Zimmer, 2009)<sup>10</sup>. L'application support des études est la soudure bout-à-bout d'un alliage d'aluminium 6082 T651 d'épaisseur 6mm.

Une opération de soudage FSW comporte deux phases principales : la phase de plongée pendant laquelle l'outil est inséré par déformation plastique à l'interface entre les pièces et la phase de soudage à proprement parler. Un temps d'attente est appliqué entre les deux phases pour assurer une bonne qualité de la soudure dès les premiers instants de la phase de soudage.

L'outil est constitué d'un épaulement et d'un pion. De façon schématique, le premier sert à confiner la matière malaxée autour du pion et à apporter une grande partie de l'énergie par son frottement à la surface des pièces à assembler. Le rôle du pion est principalement de malaxer la matière, la dissipation plastique qu'il génère apportant une partie de l'énergie de soudage.

Les paramètres de conduite majeurs du procédé sont (Figure II.1), pour la phase de pénétration, la fréquence de rotation ( $N_p$ ) et la vitesse de plongée ( $V_p$ ) de l'outil et, pour la phase de soudage, la fréquence de rotation (N), la vitesse d'avance ( $V_a$ ) et l'effort axial ( $F_z$ ). Une des particularités du procédé vient du pilotage de l'outil en effort suivant son axe pendant la phase de soudage. Ceci permet d'avoir une action directe sur la pression dans la zone malaxée et de pouvoir compenser les manques de matières liés, par exemple, au jeu de soudage.

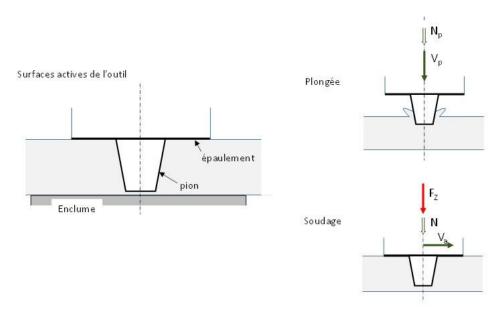


Figure II.1 : Description de l'outil FSW et principaux paramètres de conduite du procédé pour la phase de plongée et de soudage

<sup>&</sup>lt;sup>10</sup> Ces travaux de thèse ont été menés en collaboration avec l'Institut de Soudure

Les domaines de soudabilité opératoire sont établis par des plans d'expériences suivant les principaux paramètres de conduite du procédé. Dans le cas du FSW, deux DSO peuvent être construits, un pour chaque phase du procédé.

La figure II.2 donne pour l'ensemble des jeux de paramètres de la phase de plongée testé les valeurs maximales de l'effort ( $F_z$ ) et du couple (C) mesurées. Sur l'ensemble du plan d'expériences, aucune défaillance du procédé n'est observée pour cette phase.

Ces résultats permettent de mettre en évidence une chute du couple maximum de soudage et de l'effort maximum de plongée avec une augmentation de la vitesse de rotation. Ceci met en évidence l'effet prépondérant joué par la température de la zone malaxée sur les interactions mécaniques outil/matière. Augmenter la vitesse de rotation consiste à malaxer plus rapidement un matériau plus chaud. Le malaxage plus rapide tendrait à accroître la vitesse de cisaillement du matériau qui par un effet de viscosité pourrait conduire à un couple de malaxage plus élevé. L'augmentation de la vitesse de rotation accroît la puissance développée par le procédé (voir Equation (II.1)) et contribue à l'augmentation de la température et donc à la chute de la viscosité du matériau de la zone malaxée. Cet effet, prépondérant, tend à réduire le couple de malaxage.

$$P = F_z V_p + C N \approx C N \tag{II.1}$$

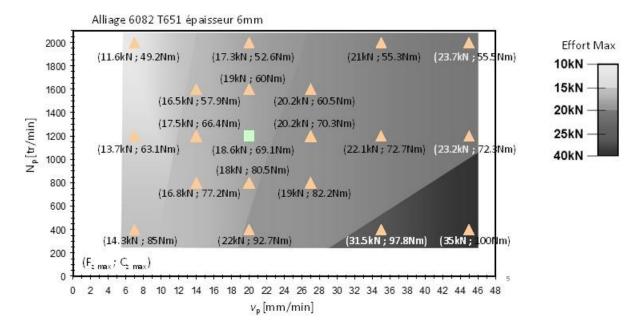


Figure II.2 : Cartographie de l'effort et du couple lors de la phase de pénétration en fonction de la fréquence de rotation et de la vitesse de pénétration (Zimmer et al., 2010).

La figure II.3 illustre l'évolution de l'effort et du couple lors d'une plongée. De façon générale, une première montée d'effort est observée en début de pénétration suivie d'un plateau. La pénétration se termine avec un deuxième pic d'effort correspondant à l'entrée en contact de l'épaulement avec la matière extrudée par la pénétration du pion et la surface supérieure des pièces. Le couple de soudage croît légèrement tout au long de la phase de pénétration pour atteindre un maximum lors de l'accostage de l'épaulement.

La figure II.4 illustre l'évolution de l'effort et du couple de soudage en fonction de la vitesse de rotation. On peut noter, comme déjà évoqué plus haut, que l'effort maximum et le couple de soudage augmentent avec une baisse de la vitesse de rotation. Les essais réalisés à faibles fréquences de

rotation montrent également l'existence probable de plusieurs modes de malaxage. On voit que pour l'essai à 400 tr/min, sur tout le début de la pénétration, l'effort est très élevé et le couple faible. Au cours de la pénétration, se produit une montée brutale du couple. La valeur que prend celui-ci devient « cohérente » par rapport aux valeurs obtenues pour les autres fréquences de rotation. Ce comportement peut s'expliquer par une transition de comportement tribologique à l'interface outil/matière avec la montée en température et l'adoucissement de l'alliage. Lorsque la fréquence de rotation est faible, la puissance est également faible, se traduisant par une montée en température de la matière plus lente. La température de malaxage est atteinte après un temps plus long. Le changement de nature du frottement passant probablement d'un régime de type « coulomb » vers un régime viscoplastique accroît le couple et la puissance apportée par le procédé. Par un couplage, l'augmentation du couple produit une montée en température de la zone de pénétration expliquant sans doute le caractère brutal de la transition.

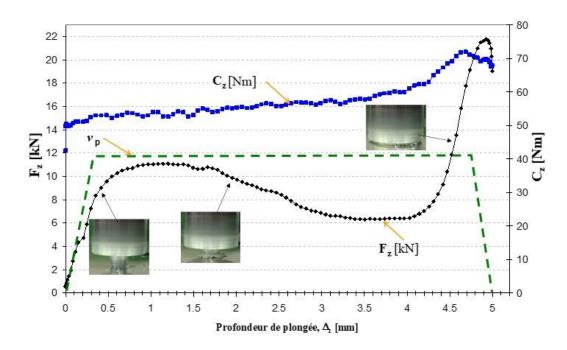


Figure II.3 : Evolution de l'effort et du couple lors de la phase de pénétration pour un alliage d'aluminium 6082 T651 en épaisseur 6mm (Zimmer et al., 2010).

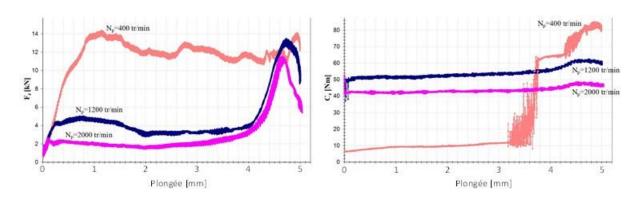


Figure II.4 : Evolution de l'effort et du couple lors de la phase de pénétration pour différentes vitesses de rotation (Zimmer et al., 2010)

La même approche a été appliquée pour étudier la phase de soudage. Les paramètres d'entrée de l'étude paramétrique sont l'effort de soudage, la fréquence de rotation et la vitesse d'avance. Les sorties sont l'occurrence des défauts (Figure II.5) et l'amplitude des interactions mécaniques outil/matière.

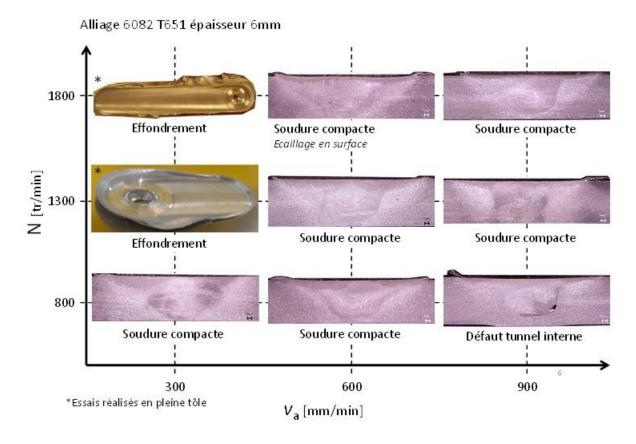


Figure II.5: Défauts de soudage Fz de 14 kN (Zimmer, 2009),

L'étude expérimentale paramétrique a permis dans un premier temps d'identifier les défauts de soudage et de confirmer les informations de la littérature concernant leur position dans le domaine de soudabilité (Mishra & Ma, 2005). L'apparition du défaut tunnel et de l'effondrement de la soudure est en lien avec le rapport entre la pression et la température atteinte dans la zone de malaxage. Cette dernière peut être reliée à l'énergie nominale de soudage correspondant au rapport entre la puissance et la vitesse d'avance. L'équation (II.2) donne l'expression de la puissance développée en fonction des paramètres de conduite du procédé et des composantes des actions mécaniques outil/matière.

$$P = F.V_a + C_z.\omega \approx C_z.\omega \tag{II.2}$$

avec  $\omega$  la vitesse de rotation de l'outil.

L'énergie nominale,  $E_n$ , devient donc :

$$E_n = \approx C_z \cdot \frac{\omega}{V_a} \tag{II.3}$$

Le couple atteint dépend des paramètres du procédé. Une surface réponse sous la forme d'une loi puissance a permis de relier le couple de soudage aux paramètres du procédé. Le modèle obtenu dans le cas particulier de l'étude, est donné à titre d'exemple par l'équation (II.4).

$$C_z = 125. V_a^{0.04}. \omega^{-0.35}. F_z^{0.12}$$
 (II.4)

Cette équation fait apparaître une faible influence de la vitesse d'avance sur le couple. Le paramètre prépondérant est la fréquence de rotation et dans une moindre mesure l'effort de soudage. La difficulté de ce type de modèle est l'absence de sens physique des paramètres. La faible influence de la vitesse d'avance ne peut donc pas être interprétée comme une propriété fondamentale du procédé mais peut être due au cas particulier étudié (forme de l'outil, comportement thermomécanique du matériau...).

En introduisant l'équation (II.4) dans l'expression de l'énergie nominale, on obtient :

$$E_n = 125. V_a^{-0.96}. \omega^{+0.65}. F_z^{0.12}$$
(II.5)

L'équation (II.5) permet de confirmer que le défaut tunnel apparaît pour les conditions de soudage dites « froides » avec une faible énergie nominale (faible vitesse de rotation et grande vitesse d'avance) et l'effondrement pour des conditions dites « chaudes » à forte énergie nominale. Le défaut tunnel apparaît lorsque la pression exercée dans la zone malaxée ne permet pas de refermer la matière après le passage du pion, cette fermeture nécessitant d'autant plus de pression que la température de la matière est basse.

Pour étudier la robotisation du procédé, un modèle statistique d'évolution de l'effort d'avance,  $F_{x_0}$  et de l'effort transverse  $F_y$  a été mis en place. Quelle que soit la forme de la loi utilisée, les performances des modèles obtenus ne sont pas satisfaisantes, en particulier, pour la composante transverse des efforts.

Sur la figure II.6, est montrée l'évolution de l'effort d'avance et transverse moyen en fonction de la vitesse d'avance et de la fréquence de rotation pour un effort de soudage,  $F_z$ , de 10kN. On peut noter qu'à l'apparition du défaut tunnel est associée une montée de l'effort d'avance et une grande variation de l'effort transverse. Le défaut de brûlure, obtenu avec les vitesses de rotation les plus élevées semble couplé à une augmentation de l'effort transverse.

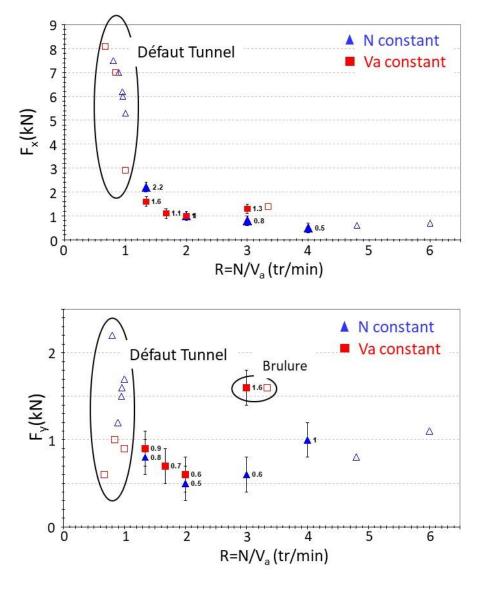


Figure II.6 : Evolution de l'effort de soudage et de l'effort transverse en fonction de la fréquence de rotation et de la vitesse d'avance pour un effort de soudage de 10kN (Zimmer, 2009)

Pour comprendre l'origine thermomécanique de la composante transverse des efforts exercés par la matière sur l'outil, un modèle simplifié a été mis en place. Dans ce modèle, la forme de l'outil a été simplifiée et consiste en un épaulement plat et un pion cylindrique de section circulaire. Un schéma décrivant les principaux paramètres du modèle est donné sur la figure II.7.

La vitesse relative d'un point M de la surface de l'outil par rapport aux pièces à assembler est donnée en fonction de la vitesse de rotation et de la vitesse d'avance (Equation (II.6)).

$$\vec{V}^{M} \in outil/pi\grave{e}ce = (V_a - r\omega\sin\theta)\vec{x} + r\omega\cos\theta\vec{y}$$
 (II.6)

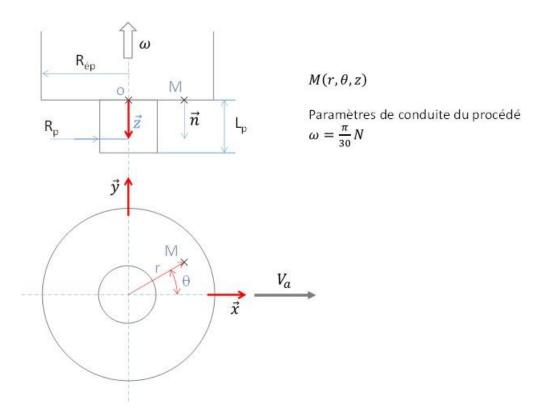


Figure II.7 : Modélisation simplifiée de l'outil

Le vecteur contrainte,  $\overrightarrow{df}$ , exercé par la matière au point M de l'interface outil/matière est constitué d'une composante normale et d'une composante tangentielle :

$$\overrightarrow{df} = -p \, \overrightarrow{n} - \tau \frac{\overrightarrow{v}_g}{\|\overrightarrow{v}_g\|} \tag{II.7}$$

où p est la pression de contact,  $\tau$  la contrainte tangentielle de frottement,  $\vec{n}$  le vecteur normal au contact et  $\vec{V}_g$  la vitesse de glissement de l'outil sur la matière.

En première approximation, il va être supposé que la vitesse de glissement est parallèle à la vitesse relative de l'outil par rapport aux pièces au point M. Ceci revient à négliger la vitesse d'écoulement de la matière au contact avec l'outil. Cette hypothèse peut être forte, en particulier dans le cas d'outil comportant des filets ou des gorges.

En considérant séparément la contribution du pion et de l'épaulement, on obtient l'expression des deux composantes d'effort (avance et transverse) des équations (II.8) et (II.9).

$$F_{x} = -\int_{R_{p}}^{R_{\acute{e}p}} \int_{0}^{2\pi} \tau \frac{(V_{a} - r\omega\sin\theta)}{[(V_{a} - r\omega\sin\theta)^{2} + (r\omega\cos\theta)^{2}]^{\frac{1}{2}}} r. d\theta. dr + \int_{0}^{L_{p}} \int_{0}^{2\pi} -p. R_{p}\cos\theta. d\theta. dz + \int_{0}^{L_{p}} \int_{0}^{2\pi} \tau\sin\theta R_{p}. d\theta. dz$$
 (II.8)

$$F_{y} = -\int_{R_{p}}^{R_{\acute{e}p}} \int_{0}^{2\pi} \tau \frac{r\omega \cos \theta}{[(V_{a} - r\omega \sin \theta)^{2} + (r\omega \cos \theta)^{2}]^{\frac{1}{2}}} r. d\theta. dr + \int_{0}^{L_{p}} \int_{0}^{2\pi} -p. R_{p} \sin \theta. d\theta. dz - \int_{0}^{L_{p}} \int_{0}^{2\pi} \tau \cos \theta R_{p}. d\theta. dz$$
 (II.9)

On peut noter que si on considère une répartition uniforme de la pression de contact et de la contrainte tangentielle autour du pion, la composante transverse de l'effort devient nulle et la composante axiale ne dépend plus que de la vitesse d'avance.

La composante transverse peut être due à une différence de contrainte tangentielle entre l'avant et l'arrière de l'outil (épaulement et pion) et à une différence de pression entre les côtés avance et retrait du pion. La direction de l'effort transverse tendrait à venir d'une contrainte tangentielle plus élevée à l'avant et une pression plus élevée du côté retrait. Ceci est appuyé par le fait que la température de la matière à l'arrière du pion est plus élevée comme montré par les travaux de simulation de Zhang et al. (Zhang et al., 2005) (Figure II.8). La contrainte d'écoulement est ainsi plus faible et, si on considère un frottement viscoplastique, la contrainte tangentielle de frottement est plus faible également. La montée en température à l'arrière de l'outil sous l'épaulement peut provoquer une fusion partielle de l'alliage comme en témoignerait la formation des brulures (Figure II.8). A cette fusion partielle est associée une chute importante de la contrainte tangentielle ce qui expliquerait la valeur plus élevée de l'effort transverse mise en exergue sur la figure II.6. L'augmentation de l'effort transverse ne peut être due à l'augmentation de la température moyenne mais à un accroissement de la différence de température entre l'avant et l'arrière de l'outil (épaulement et pion).

La différence de pression de contact entre le côté avance et retrait peut expliquer également l'augmentation de l'effort transverse. Cette différence s'accroît avec la baisse de température de la zone malaxée, le défaut tunnel étant l'étape ultime de cette chute avec l'apparition d'une cavité du côté avance.

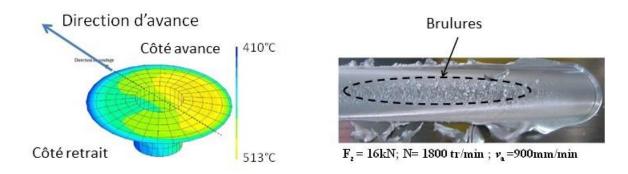


Figure II.8 : répartition de la température à l'interface outil/matière (Zhang et al., 2005) et photo d'un cordon de soudure présentant des brulures (Zimmer, 2009)

Ces interprétations sont à considérer avec prudence compte tenu de l'hypothèse forte concernant la direction de la contrainte tangentielle. De même, les considérations sur le champ de température sont basées sur des résultats de simulation et non sur des mesures expérimentales très difficiles (voire impossibles) à effectuer dans la zone de malaxage.

La forte dépendance de la composante transverse de l'effort au comportement tribologique à l'interface outil matière et à son couplage avec la température explique sans doute la difficulté rencontrée pour sa modélisation. La valeur de cette composante est liée aux variations de température

et de vitesse de glissement autour de l'outil conduisant probablement à une forte hétérogénéité de comportement tribologique.

L'approche adoptée par le biais des domaines de soudabilité opératoire a permis d'identifier les principaux défauts du procédé. La nature viscoplastique du comportement tribologique à l'interface outil/matière a été mise en évidence. La chute du couple de soudage avec une augmentation de la vitesse de rotation a confirmé le caractère thermomécanique du procédé avec un effet prépondérant de la température au travers de l'énergie nominale développée. Un modèle phénoménologique exprimant le couple en fonction des paramètres de conduite du procédé a été mis en place avec succès. Ce même type de modèle n'a pas pu être défini ni pour l'effort d'avance ni pour l'effort transverse.

Le DSO a été établi à partir d'essais réalisés sur coupons. Ces derniers sont de forme simple (tôles planes rectangulaires) et sont conçus de façon à reproduire la configuration de soudage (épaisseur, matériau, disposition des pièces, surfaces actives de l'outil), sur des soudures rectilignes.

Les conditions nominales de l'application réelle étudiée vont être différentes de celles mises en œuvre sur les coupons. Par exemple, la trajectoire de la soudure ne sera pas rectiligne ou le processus d'obtention des pièces avant soudage va générer une structure initiale différente de celle des coupons. A cela vient s'ajouter le fait que les conditions réelles vont subir des variations. Il peut s'agit de dispersions aléatoires comme le jeu de soudage ou de dérive comme l'évolution de la géométrie de l'outil au fur et à mesure de son usure.

La partie suivante est dédiée à l'étude de la fiabilité et de la robustesse du DSO vis-à-vis des variations des conditions de soudage et à l'impact de ces dernières sur la valeur des efforts outil/matière.

## II.1.2 Influence de la variation des paramètres du procédé sur le DSO et sur les efforts de soudage

La première étape consiste à identifier les paramètres sujets à variations et à estimer son impact potentiel sur l'occurrence des défauts et les efforts de soudage. Il s'agit d'identifier un ensemble de paramètres jugés pertinents qui constitueront les entrées d'un plan d'expériences.

L'influence d'un paramètre sur le DSO est jugée par son influence sur les défauts et les efforts de soudage et sur la maitrise de ce paramètre dans le processus d'industrialisation du procédé. Un paramètre comme le diamètre de l'épaulement auquel les défauts et les efforts de soudage sont très sensibles mais qui est très bien maîtrisé du fait des faibles dispersions d'usinage ne sera pas considéré comme un paramètre influent.

Les sources de variation pour une application donnée peuvent être identifiée en étudiant le processus d'industrialisation et les interactions procédé-produit-processus-moyens de production (Figure II.9). Par exemple, les dispersions du processus de fabrication des pièces avant soudage vont conduire à la présence d'un jeu de soudage et à une différence d'épaisseur entre les pièces. Pour ce qui est des moyens de production, l'outil a ses propres variations géométriques qui proviennent des dispersions d'usinage (géométrie initiale) mais surtout de son usure au cours de la fabrication. La déformation des moyens de production sous l'action des efforts de soudage peut conduire à un décalage et une désorientation de l'outil. L'enclume et le système de bridage, par leur effet thermique, peuvent également être source de variation des conditions de soudage. L'ensemble des paramètres dont l'influence sur le DSO et les efforts de soudage a été étudiée est regroupé dans le tableau II.1.

Provenance de l'écart	Produit	Moyens de production	Processus de fabrication
	Courbures de la trajectoire et des pièces	Désorientation de l'outil  Variation vitesse d'avance et de l'effort de soudage  Géométrie de l'outil  Nature de l'enclume	Jeu de soudage  Différence d'épaisseur  Qualité métallurgique

Tableau II.1: Liste des paramètres dont l'influence sur le DSO et les efforts de soudage a été étudiée.

La figure II.1.9 illustre l'ensemble des paramètres retenus pour l'étude de fiabilité et de robustesse du procédé.

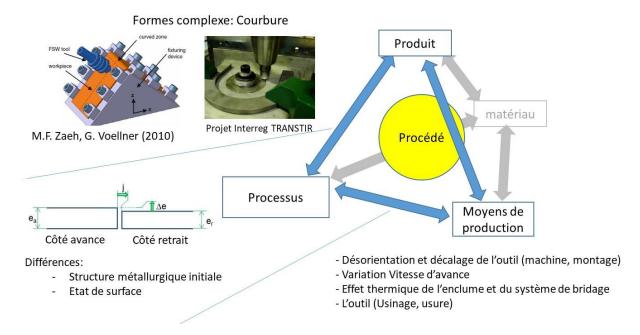


Figure II.9 : Schéma des interactions du processus d'industrialisation

Il n'est pas envisageable de reconstruire un DSO complet en intégrant chaque variation. De même, l'effet d'un couplage entre les variations n'a pas été étudié. La démarche consiste pour quelques points de fonctionnement à regarder l'impact des variations sur l'apparition des défauts de soudage, le couple et les composantes d'effort d'avance et transverse.

La figure II.10.a illustre le type d'éprouvette réalisée pour l'étude particulière de l'effet du jeu de soudage. En soudage FSW, l'accostage idéal est à jeu nul. Les contraintes de montage des pièces et les dispersions de fabrication des pièces avant soudage ne permettent pas d'atteindre ce jeu nul. Les jeux testés varient par leur valeur, la longueur sur laquelle ils s'étendent le long de la ligne de joint et leur position par rapport à la ligne de joint nominale (côté avance et retrait).

Sur la figure II.10.b sont représentées les valeurs moyennes de l'effort d'avance et transverse en fonction de la valeur du jeu (pour une éprouvette de type A, Figure II.10.a). Sur cette figure on constate qu'à un jeu de soudage sont systématiquement associées une baisse de l'effort d'avance et une augmentation de l'effort transverse. On peut noter que les valeurs de jeu testées les plus élevées n'appartiennent pas au domaine de soudabilité puisque les soudures présentent le défaut tunnel. Pour la valeur de jeu de 0,6mm correspondant à 1/10ème de l'épaisseur des tôles, il n'y a pas de défaut tunnel mais l'effort transverse est significativement plus élevé. Après la zone de jeu, les efforts de soudage reprennent les valeurs nominales moyennant une période de transition. De même, si un défaut tunnel est observé dans la zone de jeu, celui-ci disparaît une fois revenu dans une zone sans jeu.

Les tentatives d'interprétation de ces résultats ne sont pas satisfaisantes du fait des couplages existant entre les paramètres et des influences contradictoires de certains paramètres. Sans considérer les deux jeux générant un défaut tunnel, on constate que le couple de soudage varie très peu avec l'apparition du jeu. La puissance ou l'énergie nominale développée par le procédé demeure donc constante sur toute la longueur de la soudure. Par contre, on constate un enfoncement de l'outil lorsqu'il y a un jeu de soudage. La compacité de la soudure est obtenue pour une pénétration de l'outil plus importante, ceci étant rendu possible par le pilotage en effort de l'outil suivant son axe. Une simple considération géométrique sur le volume du jeu et le volume malaxé par l'outil permet de retrouver la valeur de la pénétration additionnelle en fonction de la valeur du jeu. Dans la zone avec jeu, on a donc une soudure effectuée avec une puissance identique mais avec un outil plus pénétré.

Le volume de matière à malaxer plus faible, particulièrement à l'avant du pion pourrait justifier la plus faible valeur de l'effort d'avance. La pénétration plus importante de l'outil pourrait de son côté être à l'origine d'un accroissement du déséquilibre entre l'avant et l'arrière de l'épaulement provoquant ainsi un accroissement de l'effort transverse.

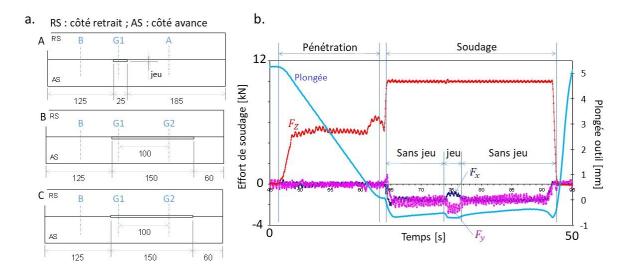


Figure II.10 : a) Schéma des coupons avec des jeux de soudage, b) Variation des efforts avec l'apparition des jeux de soudage (jeu de 1mm)

La démarche a été appliquée sur l'ensemble des paramètres du Tableau II.1. Les jeux de soudage, les écarts d'épaisseur, l'orientation de l'outil comme la nature de l'enclume ont un impact significatif sur l'apparition du défaut et sur les efforts de soudage. Avec une variation du jeu de soudage qui resterait acceptable du point de vue du défaut tunnel, on peut obtenir une variation des efforts d'avance et transverse de l'ordre de 20%. On obtient des variations du même ordre de grandeur avec une variation de l'angle de soudage de 1°.

#### II.1.3 Conclusions

L'objectif des travaux de thèse visaient à mettre en place une méthodologie de caractérisation du procédé en vue de son industrialisation. La simulation du procédé étant difficile et le « coût » d'un essai relativement faible, cette méthodologie s'appuie sur des plans d'expériences. Un premier ensemble de paramètres de conduite du procédé est identifié et sert de paramètres d'entrée pour l'étude expérimentale. Les grandeurs de sortie du plan d'expériences sont l'occurrence des défauts types du procédé et les efforts de soudage, ces derniers étant importants pour la qualification du moyen de soudage.

Un deuxième ensemble de paramètres est ensuite considéré. Il regroupe les paramètres que l'on juge être en mesure de déplacer de façon significative les frontières du domaine de soudabilité et de modifier l'amplitude des efforts de soudage. Ils sont retenus à la fois du fait de la sensibilité supposée des défauts et des efforts à ces paramètres et de l'amplitude de leur variation dans le processus de fabrication de la pièce.

Pour l'application étudiée, la fiabilité et la robustesse des modèles phénoménologiques des composantes des efforts de soudage vis-à-vis des variations des conditions de soudage n'est pas suffisante pour permettre une estimation fiable de la déformation du robot de soudage et de la déviation de l'outil associée. Ce constat a contribué au choix de la stratégie de compensation de la déviation d'outil pour la robotisation du procédé (Qin et al., 2016). Deux axes ont ainsi été explorés :

- Une correction on-line de la trajectoire avec la mesure des efforts outil/matière par le robot et la broche en cours de soudage et un calcul en temps réel de la déviation de l'outil par un modèle élasto-dynamique du robot. Le calcul de la déformée du robot permet de calculer la correction à apporter à la trajectoire de l'outil. La correction en temps réel est envisageable du fait de la robustesse du procédé vis-à-vis du décalage de l'outil en lien avec la largeur de la zone malaxée. Malgré cette robustesse, le calcul de la déformée du robot n'est pas toujours assez rapide, en particulier pour les grandes vitesses d'avance. Il a été envisagé de développer un modèle réduit du robot avec une approximation de son comportement élasto-dynamique par zone de son espace de travail.
- Une première correction off-line à partir des efforts moyens mesurés sur les coupons et une maîtrise accrue des paramètres susceptibles de faire varier les efforts de soudage comme les jeux. Cette approche peut être couplée à la première, la correction à apporter étant en partie estimée à priori et en partie calculée en temps réel à partir des mesures effectuées par les moyens de production.

La première solution ne nécessite aucun modèle des efforts de soudage. Il est même possible de piloter le robot sans aucune connaissance de la valeur des efforts. La deuxième solution nécessite une caractérisation des efforts ainsi qu'une maîtrise des conditions de soudage.

Ces travaux ont été menés par l'axe robotisation du LCFC dans le cadre du projet ANR COROUSSO et dans le cadre de la thèse de Ives KOLEGAIN (CIFRE avec l'Institut de Soudure) sous l'encadrement scientifique de Gabriel ABBA, François LEONARD et Sandra ZIMMER-CHEVRET.

# II.2 Caractérisation et modélisation du procédé FDS en vue de son industrialisation

L'approche mise en place pour l'étude de la robotisation du FSW a été éprouvée dans le cas du procédé FDS. Pour ce dernier, il s'agit de définir l'ensemble des jeux de paramètres de conduite du procédé conduisant à une liaison sans défaut avec comme grandeur d'intérêt le temps de cycle (application dans le secteur industriel de l'automobile).

Le fluovissage est un procédé permettant l'assemblage de tôles, de profilés ou de pièces minces par l'intermédiaire d'une vis auto-perforeuse et auto-taraudeuse. Le procédé présente un intérêt particulier dans le secteur de la construction automobile. La possibilité offerte par le procédé de réaliser des assemblages hétérogènes permet un plus large choix de matériaux pour atteindre un meilleur compromis poids/résistance (Meschut et al., 2014). Dans ce cadre, l'assemblage entre alliage d'aluminium et acier présente un intérêt majeur.

L'opération de fluovissage se décompose en trois étapes comme illustré sur la figure II.11. La première étape s'apparente à du fluo-perçage avec la formation d'un trou par déformation plastique. Celui-ci est ensuite taraudé par déformation plastique lors de la deuxième étape. Enfin, l'assemblage est serré au couple avec la mise en contact de la tête de vis avec la surface supérieure de l'assemblage. Il existe deux configurations possibles avec ou sans pré-trou dans la pièce supérieure.

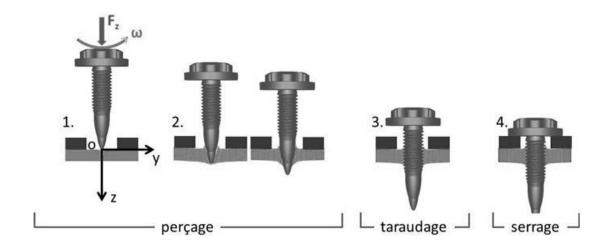


Figure II.11: Principe du fluovissage, configuration avec un pré-trou dans la tôle supérieure (Aslan et al., 2019)

A chaque étape correspond une zone de la vis. Celle-ci est caractérisée par son diamètre, la géométrie de sa pointe et son revêtement. La section transversale de la pointe de vis présente des lobes (3 ou 4 sur les vis commerciales) et la section longitudinale est en forme d'ogive simple ou double. Le détail de la géométrie d'une vis est présenté sur la figure II.12.

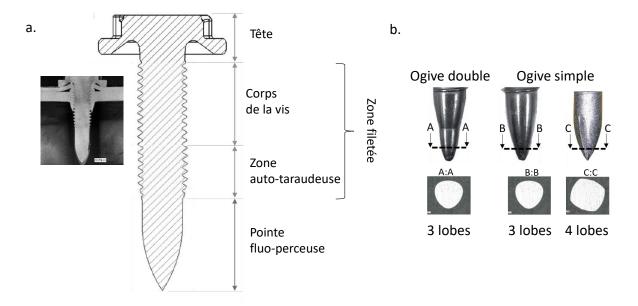


Figure II.13 : Description d'une vis de fluovissage, a) Schéma d'une vis avec ses différentes zones, b) Les différentes formes de pointe (Aslan, 2020)

Les paramètres de conduite du procédé sont la vitesse de rotation de la vis et, suivant les configurations, l'effort axial appliqué par la visseuse ou la vitesse de pénétration de la vis.

La pénétration de la vis, lors de l'étape de perçage, est obtenue par déformation plastique des pièces comme lors de la phase de plongée en FSW. Cette pénétration est facilitée par l'échauffement de la matière dû au frottement vis-pièce. Ceci est surtout vrai dans le cas des alliages d'aluminium pour lesquels des adoucissements notables sont obtenus à partir de 300°C.

Pour les mêmes raisons que pour le procédé FSW, la simulation du fluovissage est délicate. Le rôle majeur joué par le frottement et les forts gradients de température, de déformation et de vitesse de déformation dans la zone de perçage rendent difficile la simulation. De plus, les plages de température, de déformation et de vitesse de déformation sur lesquelles doit être identifiée la loi de comportement du matériau ne sont pas connues. L'approche adoptée est du même type que celle utilisée pour caractériser le FSW. Elle s'appuie sur la définition d'un domaine de fonctionnement construit par des plans d'expériences avec en entrée les paramètres de conduite du procédé. Ce plan d'expériences a pour premier objectif d'identifier les phénomènes défaut bordant le domaine de fonctionnement. D'autres paramètres intéressant le processus d'industrialisation du procédé sont également considérés comme le temps de cycle.

Les domaines de fonctionnement ne sont valables que pour la configuration étudiée, à savoir, un couple de matériaux/épaisseurs et une vis. Les résultats obtenus, même s'ils ne sont valables directement que pour la configuration étudiée, permettent toutefois une identification des phénomènes physiques à la base du procédé et des paramètres clefs du procédé.

Ces travaux ont fait l'objet de la thèse (Aslan, 2020) en collaboration avec l'IRT\_M2P dans le cadre du projet PIRAMID.

### II.2.1: Domaine de fonctionnement

Les études expérimentales menées font apparaître l'étape de fluo-perçage comme la plus critique. C'est donc sur celle-ci que les études se sont concentrées. Les principaux paramètres de conduite du procédé, lors de la phase de perçage, sont la vitesse de rotation de la vis, N, et l'effort axial exercé sur la vis,  $F_Z$ . Au cours des essais, les grandeurs mesurées sont la pénétration de la vis,  $D_Z$ , et le couple de fluo-perçage,  $C_Z$ .

Sur la figure II.14 sont présentées les évolutions de la pénétration et du couple de fluo-perçage pour une configuration donnée. Trois phases sont identifiées. La pénétration de la vis débute par l'indentation de la pointe de vis à la surface de la tôle. La vis progresse ensuite plus lentement avec une vitesse quasi-constante. La pénétration de la vis possède un point d'inflexion correspondant au moment où la pointe de vis traverse la pièce. A partie de cet instant, la descente s'accélère pour atteindre un maximum lorsque l'ogive de la vis a totalement traversé la pièce. Le couple suit une évolution du même type que la pénétration avec toutefois un montée plus rapide en début de perçage.

Les macrographies de la figure II.14, obtenues par des essais interrompus, illustrent les différentes phases du fluo-perçage. A la fin du perçage, la matière repoussée par la vis au-dessus et en dessous de la tôle forme une bague.

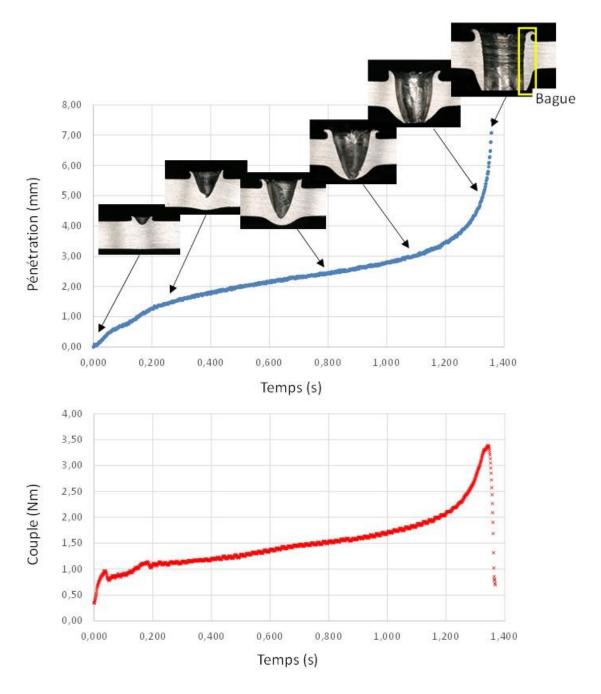


Figure II.14 : Evolution de la pénétration et du couple de fluo-perçage en fonction du temps pour l'essai réalisé dans l'alliage aluminium AA5182-0 en épaisseur 2,5mm avec la vis à simple ogive et trois lobes à Fz=0,8kN et N=3000tr/min

Sur la figure II.15 est représenté de façon schématique le domaine de fonctionnement de la phase de fluo-perçage pour la même configuration. Deux défauts et un mode de défaillance du procédé sont identifiés. Lorsque l'effort est insuffisant, la vis ne traverse pas la tôle d'aluminium. Dans une zone à grande vitesse de rotation et faible effort, le début de la pénétration de la vis s'accompagne de la formation d'un copeau. Celui-ci se retrouve coincé entre la tête de vis et la pièce en fin de fluovissage ce qui peut perturber le serrage. Pour les efforts importants et les vitesses de rotation faible, on observe des fissures dans la partie inférieure de la bague.

Pour les résultats obtenus avec une tôle en acier DP600 en épaisseur 1,5mm (Aslan et al., 2019), seules trois zones sont identifiées, un zone conduisant à la fissuration de la partie inférieure de la

bague, une zone de rupture de la vis et une zone d'effondrement de la vis. La zone de fluo-perçage sans défaut n'est pas observée sur les intervalles de vitesse de rotation et d'effort balayés par le plan d'expériences.

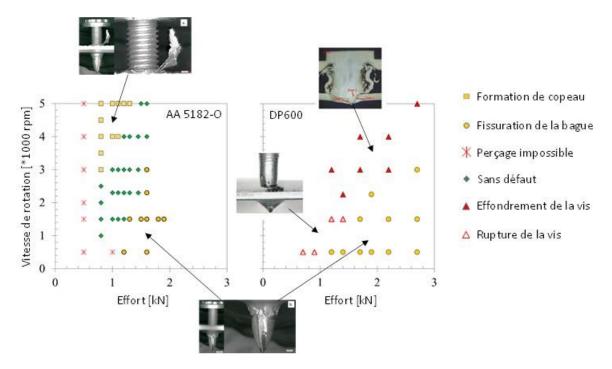


Figure II.15 : Domaine de fonctionnement du procédé de fluo-perçage, alliage aluminium AA5182-0 en épaisseur 2,5mm et Acier DP600 en épaisseur 1,5mm avec une vis à simple ogive et trois lobes (Aslan et al., 2019)

L'occurrence des défauts observés semblent en lien avec l'effort et la température atteinte dans la zone de perçage. La montée en température résulte de la puissance apportée par le procédé, compensée en partie par l'évacuation de la chaleur par conduction dans les pièces depuis la zone de perçage.

L'effort nécessaire pour traverser la pièce va dépendre de la température de la matière. La contrainte d'écoulement chute avec la température favorisant ainsi l'écoulement de la matière le long de la pointe de vis pour former la bague.

De même qu'en FSW, lors du fluo-perçage la puissance, *P*, développée correspond en grande majorité à celle associée au couple (Voir équation (II.11)). Il est à noter que cette puissance se répartit entre la pièce et la vis.

$$P = F_z \cdot V_Z + C_z \cdot \omega \approx C_z \cdot \omega \tag{II.11}$$

avec  $\omega$  la vitesse de rotation et  $V_Z$  la vitesse de pénétration de la vis. Le couple de perçage va dépendre du comportement tribologique à l'interface vis-matière. Ce comportement va dépendre de la température atteinte à l'interface et dans la zone de perçage. Il existe donc un couplage entre la puissance apportée par le procédé et la température dans la zone de perçage, la nature du frottement étant fonction de la température à l'interface vis-matière.

Pour les efforts faibles, la puissance dissipée est limitée et la température atteinte dans la zone de perçage ne provoque pas un adoucissement suffisant du matériau pour permettre la pénétration de la vis et probablement passer dans un mode de frottement viscoplastique. Pour des efforts importants mais pour des vitesses de rotation faibles, l'échauffement est suffisant pour permettre la pénétration

de la vis mais pas suffisant pour conférer au matériau la ductilité nécessaire au passage de la vis. Ceci se traduirait par la formation de fissures ductiles dans la bague.

La figure II.17 présente la répartition du temps de cycle et de l'énergie totale de perçage ainsi que le couple et la puissance pour une pénétration de 3 mm en fonction de l'effort et de la vitesse de rotation. Ces répartitions sont obtenues grâce à des surfaces d'interpolation de type polynomial ou puissance construites à partir des résultats expérimentaux.

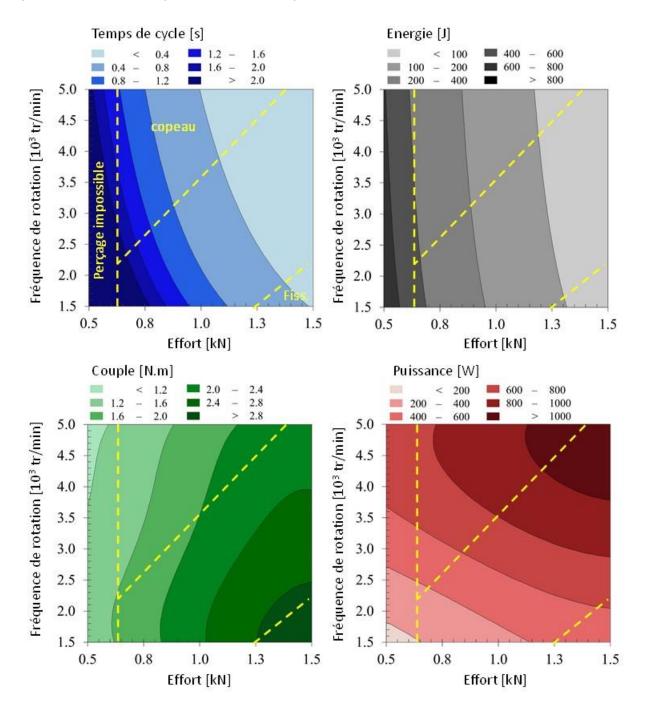


Figure II.17 : Répartition des temps de cycle, de l'énergie, du couple et de la puissance pour une pénétration de 3 mm en fonction de la fréquence de rotation et de l'effort de vissage (Aslan et al., 2019)

On peut noter que des perçages effectués avec les temps les plus courts sont aussi ceux effectués avec le minimum d'énergie mais avec la plus grande puissance. La forte puissance apportée permet

d'augmenter rapidement la température dans la zone de perçage sans « laisser le temps » à la conduction thermique d'évacuer la chaleur vers les pièces.

Pour essayer de comprendre le lien entre les paramètres de conduite du procédé et les observations, une modélisation thermique simplifiée de la phase de perçage en FDS a été mise en place (Figure II.18). Celle-ci consiste à faire le bilan énergétique de la zone de perçage entre la puissance apportée par la vis et le flux de chaleur évacué par conduction dans la pièce. Ce dernier est supposé proportionnel à l'écart de température entre la zone de perçage et la température initiale des pièces.

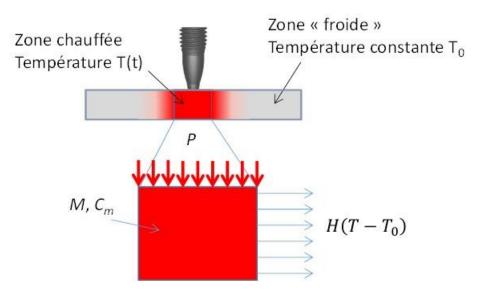


Figure II.18 : Modélisation simplifiée de l'étape de fluo-perçage en FDS

Le bilan énergétique de la zone de perçage aboutit à l'expression de la température de l'équation (II.12) :

$$\theta(t) = \frac{P}{H} \left( 1 - Exp\left( -\frac{H}{MC_m} t \right) \right) \tag{II.12}$$

où H est le coefficient d'échange thermique global entre la zone de perçage et la partie "froide" de la pièce ; M et  $C_m$  sont la masse et la capacité calorifique massique de la matière dans la zone chauffée ; P est la puissance apportée par le procédé. Ces grandeurs sont supposées constantes en première approximation.

A partir de l'équation (II.12), on peut déterminer le temps nécessaire pour atteindre une température donnée,  $\theta_p$ , dans la zone de perçage.

$$t_p = -\frac{MC_m}{H} \ln\left(1 - \frac{H\theta_p}{P}\right) \tag{II.13}$$

Le temps pour atteindre une température donnée est une fonction décroissante de la puissance. On peut notamment noter que le temps possède une asymptote verticale pour une puissance égale à  $H\theta_p$ . Pour que la température atteigne la valeur  $\theta_p$ , il faut que la puissance soit au moins suffisante au maintien de cette température et compense donc les pertes par conductivité dans les pièces à cette température.

La force nécessaire pour percer la tôle va décroître avec la contrainte d'écoulement du matériau et donc avec une augmentation de la température. Une force appliquée plus faible va conduire à un

temps de perçage plus long par un double effet, la nécessité d'atteindre dans la zone de perçage une température plus élevée et une baisse de la puissance (Figure II.17).

Pour une température à atteindre donnée, une baisse de la puissance va conduire à une augmentation du temps de perçage et à une augmentation de l'énergie évacuée par conduction dans les pièces. Le temps de perçage s'en trouve augmenter et la zone adoucie autour de la zone de perçage est plus Large. Ceci explique que la fissuration de la bague est obtenue pour les faibles vitesses de rotation et les efforts importants.

Les résultats mettent en évidence le rôle joué par la puissance développée par le procédé. Celle-ci peut être réduite au produit du couple et de la vitesse de rotation. Le couple de perçage est une fonction complexe de la vitesse de rotation et de l'effort de perçage. Le lien entre le couple, l'effort de perçage et la vitesse de rotation fait intervenir le comportement tribologique à l'interface vis-matière. Ce comportement va dépendre de la nature des surfaces en contact, de la température atteinte à l'interface et du comportement du matériau. Le frottement à l'interface vis-matière a donc fait l'objet d'études plus approfondies.

### II.2.2 Caractérisation du comportement tribologique à l'interface vismatière

Les observations métallographiques et les mesures de dureté au voisinage du perçage, pour l'alliage AA5182, montrent l'existence de trois zones (Figure II.18) : une zone de l'ordre de 100  $\mu$ m de large où la structure est très fine, une seconde zone recouvrant la bague avec une taille de grain plus faible que dans les tôles de base et ayant probablement subi un écrouissage et la zone de base où aucune modification notable n'est constatée par rapport à l'état initial.

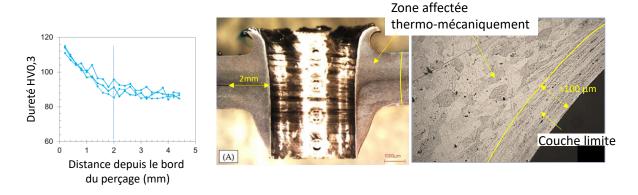


Figure II.18 : Observation métallographique et mesure de dureté dans la zone de perçage pour l'alliage d'aluminium AA5182-0 en épaisseur 2,5mm

La première zone s'apparente à une couche limite. Cette zone est le lieu des températures les plus élevées et semblerait être le siège de grandes déformations et vitesses de déformations. La seconde zone est affectée thermo-mécaniquement avec de faibles déformations. La plus grande dureté de ces deux premières zones pourrait s'expliquer par de l'écrouissage et l'affinement de la taille de grain. Le fait que le matériau est à l'état recuit initialement le rend peu sensible à un éventuel adoucissement thermique.

L'estimation de la température et de la vitesse de déformation dans la zone de contact vis-matière n'est pas envisageable par des mesures directes. Les tentatives d'estimation de ces champs par des méthodes inverses depuis des mesures en dehors de la zone de déformation se sont avérées peu précises (Aslan, 2020). Ceci est sans doute dû au fait que la forte différence de comportement entre la couche limite et la zone affectée thermo-mécaniquement rend très difficile l'extrapolation des résultats de mesure au-delà de la zone de mesure. La simulation numérique du procédé a également été utilisée malgré les difficultés décrites ci-dessus (Aslan, 2020). Une étude paramétrique sur les coefficients de frottement (Loi de Coulomb Limitée Tresca) a permis toutefois de mettre en évidence l'effet du frottement sur la température dans la zone de perçage. Les ordres de grandeurs des températures obtenues permettraient de confirmer l'adoucissement de l'alliage d'aluminium dans la zone de perçage. Les mesures de température et les résultats de simulations sont toutefois à prendre avec précaution compte tenu des limitations évoquées ci-dessus.

De ce fait, l'étude du comportement tribologique à l'interface vis-matière a été abordée à travers l'estimation d'un coefficient de frottement équivalent du type de celui défini par (Jun & Blau, 2008) dans leur étude du procédé de fluo-perçage. Ce coefficient correspond au rapport entre la contrainte tangentielle équivalente de frottement,  $\tau_{éq}$ , et la pression de contact équivalente,  $p_{éq}$ , qui,

uniformément réparties sur la surface de contact vis-matière, donneraient l'effort et le couple de perçage mesurés.

La surface de contact est approchée par l'intersection entre la tôle et la géométrie de la pointe de vis (Figure II.19). Deux configurations sont considérées en fonction que la vis a traversé ou pas la tôle. La vitesse de glissement en un point M de l'interface est supposée correspondre à la projection de la vitesse relative vis/tôle dans le plan tangent localement au profile de la vis. Cela signifie que l'écoulement plastique de la matière le long de la vis formant la bague n'est pas pris en compte. De même, les lobes de la vis ne sont pas pris en compte de façon explicite. Le profil de la vis, r(z), est approché par un (ogive simple) ou deux polynômes (ogive double).

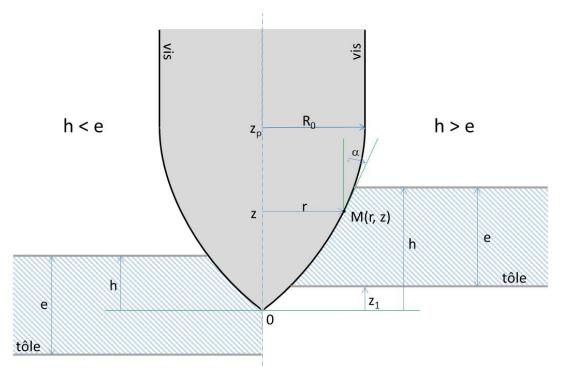


Figure II.19: Modélisation du contact vis-matière lors de l'étape de perçage

Le modèle permet d'obtenir l'expression de l'effort et du couple de perçage en fonction de la pression de contact équivalente et de la contrainte tangentielle équivalente, de la vitesse de rotation, de la vitesse de pénétration de la vis,  $V_z$ , et du profil de la vis (r(z)).

$$F_z = 2\pi \cdot p_{\acute{e}q} \int_{z_1}^h \tan \alpha \, r dz - 2\pi \cdot \tau_{\acute{e}q} \int_{z_1}^h \sin \gamma \, r dz \tag{II.13}$$

$$C_z = 2\pi \cdot \tau_{\acute{e}q} \int_{z_1}^h -\cos\gamma \, r^2 dz \tag{II.14}$$

où  $\tan \alpha$  définit la tangente au profile de la vis et  $\tan \gamma$  définit le rapport entre la composante axiale et la composante ortho radiale de la vitesse de glissement. h et  $z_1$  sont les altitudes encadrant le contact vis/matière (Figure II.19)

$$\tan \alpha = \frac{dr}{dz}(z) \tag{II.15}$$

$$\tan \gamma = \frac{V_z \cos \alpha}{r(z)\omega} \tag{II.16}$$

Au cours de l'opération de fluo-perçage, l'effort, le couple, la vitesse de rotation et la pénétration de la vis sont mesurés. Connaissant le profil de la vis, il est donc possible de calculer la pression de contact et la contrainte tangentielle équivalentes à partir des équations II.2.4 et II.2.5.

Le coefficient de frottement équivalent,  $\mu_{\acute{e}q}$ , est alors calculé comme :

$$\mu_{\acute{e}q} = \frac{\tau_{\acute{e}q}}{p_{\acute{e}q}} \tag{II.17}$$

Sur la figure II.20 sont présentés les résultats obtenus pour le perçage de la tôle en alliage aluminium AA5182-0 en épaisseur 2,5mm avec la vis de section circulaire (sans lobe) avec une ogive double.

Le coefficient de frottement chute rapidement en début de perçage pour atteindre un premier plateau. Après une pénétration correspondant à l'épaisseur de la tôle le coefficient de frottement chute à nouveau pour atteindre un deuxième plateau, le début de ce dernier correspondant à la longueur de la première ogive.

Le coefficient de frottement équivalent au début du perçage est sans doute fortement surévalué du fait d'une sous-estimation de la surface réelle de contact entre la pointe de vis et la tôle par le modèle. La forme de l'indentation, observable sur la figure II.14 en début de pénétration, montre que la surface de contact ne peut être réduite à l'intersection entre la pointe de vis et la tôle initiale.

La comparaison entre les courbes obtenues pour différents paramètres de perçage a tendance à confirmer le caractère viscoplastique du comportement tribologique à l'interface vis/matière. L'échauffement de l'alliage d'aluminium et l'adoucissement qui lui est associé semble jouer un rôle majeur sur le procédé et sur son efficacité énergétique au travers de son effet sur le frottement. Par exemple, le coefficient de frottement diminue avec l'augmentation de l'effort. Si la contrainte tangentielle est limitée par la contrainte d'écoulement du matériau (dépendant de la température et de la vitesse de déformation), l'augmentation de l'effort ne fera qu'augmenter la pression de contact. Le rapport entre la contrainte tangentielle et la pression de contact sera ainsi plus faible.

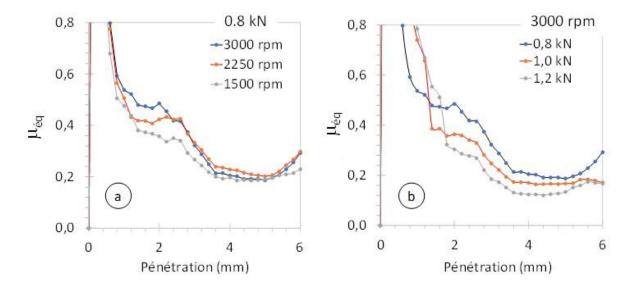


Figure II.20 : Evolution du coefficient de frottement équivalent au cours du perçage d'une tôle en alliage d'aluminium AA5182-0 en épaisseur 2,5mm avec, a) différentes vitesses de rotation et b) différentes forces de perçage (Aslan, 2020)

Dans le cas de l'acier, on note un coefficient de frottement équivalent plus faible que dans l'alliage d'aluminium. Ceci pourrait s'expliquer par une température atteinte dans la zone de perçage insuffisante pour adoucir l'acier et permettre l'initiation d'un comportement viscoplastique.

Le coefficient de frottement équivalent calculé pour une vis avec lobes est plus important qu'avec une vis sans lobe. Ce résultat semble naturel mais montre qu'on peut capter ce type d'effet avec le modèle simplifié mis en place. L'effet du revêtement de la vis a également été mis en évidence avec un coefficient plus élevé pour les vis non revêtues.

#### II.2.3 Conclusions

L'identification du domaine de fonctionnement de l'étape de fluoperçage du procédé FDS pour deux configurations (AA5182-O ép. 2,5mm et DP600 ép. 1,5mm) a permis d'identifier les principaux phénomènes défaut du procédé. La démarche peut s'appliquer pour d'autres configurations pour obtenir « rapidement » le domaine de fonctionnement du procédé et faire le choix d'un jeu de paramètres suivant le critère d'optimisation voulu comme le temps de cycle. L'étendue du domaine de fonctionnement peut également donner une image de la robustesse du procédé et du jeu de paramètres retenu.

Les résultats obtenus ont également permis de confirmer le couplage thermomécanique fort mis en jeu par le procédé, tout du moins, dans le cas des alliages d'aluminium. La température atteinte dans la zone de perçage ainsi que l'effort de perçage apparaissent comme deux paramètres clefs du procédé.

Une compréhension plus approfondie du procédé nécessiterait une détermination plus précise du champ de température et d'écoulement autour de la vis. Cet objectif peut être atteint par la simulation mais celle-ci se heurte pour l'instant à plusieurs limites. La loi de comportement du matériau doit couvrir de large plage de température, de déformation et de vitesse de déformation dont les maximums ne sont pas connus. De même, le frottement à l'interface vis/matière a lieu sous des conditions extrêmes pour lesquelles des lois doivent être identifiées.

Compte tenu des difficultés à comprendre et caractériser les phénomènes physiques à la base du procédé, le frottement vis/pièce a été caractérisé de façon globale au travers d'un coefficient de frottement équivalent. Ce dernier est sensible au matériau, à la présence de lobes, de revêtements et aux paramètres du procédé.

La démarche mise en place est proche de celle utilisée dans le cas du FSW. Elle tire profit du fait que les essais sont « peu coûteux » et que des plans d'expériences conséquents peuvent être mis en œuvre. L'inconvénient majeur de cette approche vient de ce que les résultats et les modèles phénoménologiques établis ne peuvent pas être extrapolés à d'autres configurations.

Les travaux ont été menés dans le cas d'une jonction avec un pré-trou dans la tôle supérieure. Il serait important d'éprouver la méthode pour des assemblages hétérogène acier/aluminium sans pré-trou.

Enfin, il serait intéressant d'identifier les sources de variations des conditions du processus de fluovissage et d'étudier la fiabilité et la robustesse des domaines de fonctionnement vis-à-vis de ces variations.

# II.3 Etude du cycle de vie d'un outillage de laminage transversal

Le laminage transversal est un procédé de mise en forme à chaud, principalement développé pour la réalisation de pièces axisymétriques. Contrairement au laminage de barre ou au laminage à retour, l'axe de la pièce est parallèle aux axes des rouleaux de laminage. Les variations de rayon de la pièce sont obtenues par l'action de coins entrant progressivement dans la matière provoquant, en parallèle de la réduction des diamètres, un allongement du laminé. La figure II.21 illustre le principe du procédé.

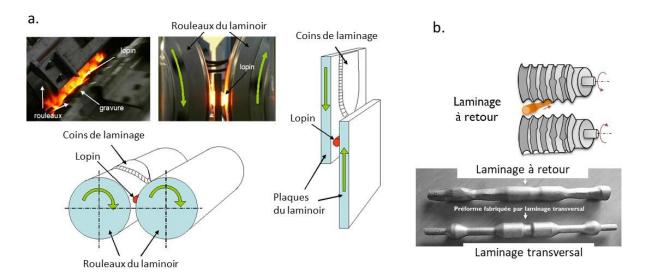


Figure II.21 : a) Principe du laminage transversal pour ses deux versions (laminoir à rouleaux et laminoir à plaques), b) Comparaison entre le laminage transversal et le laminage à retour pour la réalisation de préforme de bielle

L'avantage de ce procédé est de permettre des variations de sections non accessibles par les autres procédés de laminage (Figure II.21 b.). Grâce au laminage transversal, il est donc possible d'obtenir des préformes contribuant à une meilleure mise au mille en estampage. Les gains de matière ainsi obtenus ne sont pas négligeables, en particulier, pour les grandes séries du secteur automobile.

Les difficultés associées à ce procédé sont toutefois multiples :

- Les défauts du laminage transversal sont spécifiques à ce procédé (Fu & Dean, 1993). La connaissance du forgeage n'apporte que peu d'atout pour la maîtrise du laminage transversal et ses défauts.
- Le frottement joue un rôle essentiel dans l'engagement de la matière en rotation entre les rouleaux. Il existe une compétition entre la rotation du laminé et son glissement entre les rouleaux, ce dernier provoquant des phénomènes de strictions dans la pièce.
- Les paramètres principaux du procédé sont des paramètres géométriques associés à la définition de l'outillage et plus particulièrement aux coins de mise en forme. Le coût d'un outillage rend difficile la mise en place d'étude expérimentales paramétriques.
- La simulation du procédé par éléments finis est délicate à mettre en œuvre en grande partie du fait du rôle majeur joué par le frottement. Certains défauts comme la formation de cavité Mannesmann se heurte également à la difficulté de modélisation de l'endommagement pour ce type de sollicitations.

Un outillage de laminage est constitué de coins. De façon générale, à une réduction sur le laminé correspond un coin de laminage. La réduction de diamètre est définie par un taux de réduction,  $\varepsilon_r$ , correspondant au rapport entre la diminution de diamètre et le diamètre initial du lopin :

$$\varepsilon_r = \frac{\Phi_i - \Phi_r}{\Phi_i} \tag{II.18}$$

Le coin est composé de trois zones (Figure II.22 a et b), une zone de pénétration, une zone d'étirement et une zone de calibrage. Dans la première zone, le coin pénètre dans le laminé jusqu'à atteindre la profondeur voulue. Dans la zone d'étirement, la réduction de diamètre est élargie jusqu'à la largeur requise. A l'issue de la zone d'étirement, le profil de la réduction n'étant obtenu que suivant deux génératrices, il est nécessaire de faire tourner le profilé d'au moins un demi-tour supplémentaire pour obtenir un laminé axisymétrique. C'est le rôle de la zone de calibrage.

Pour les profilés présentant un plan de symétrie, les réductions les plus proches du plan de symétrie sont réalisées en premier. Pour chaque réduction, la déformation est initiée au plus proche du plan de symétrie de façon à toujours repousser la matière vers les extrémités du lopin. La disposition et la forme des coins dans le cas d'un laminé présentant deux réductions et un plan de symétrie est illustrée sur la figure II.16.c. Les deux réductions sont réalisées simultanément de façon à équilibrer les efforts appliqués sur le laminé.

Les principaux paramètres de conduite du procédé sont les angles définissant la forme du coin, à savoir, l'angle de formage et l'angle d'étirement (Figure II.22), la zone la plus critique étant la zone d'étirement du coin.

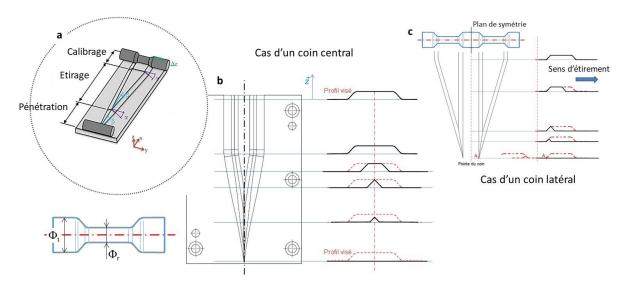


Figure II.22 : a) Définition des différentes zones et des angles d'un coin, b) évolution de la section laminée pour, b) un coin central (laminoir à plaque) et c) un coin latéral au cours du laminage

Le choix des paramètres géométriques définissant les coins de mis en forme est contraint par l'apparition d'un certain nombre de défauts. Ces derniers ont été répertoriés par (Fu & Dean, 1993), les trois principaux sont la striction, la création de cavité interne par effet Mannesmann et le glissement ou la torsion du laminé entre les outils (Figure II.23).

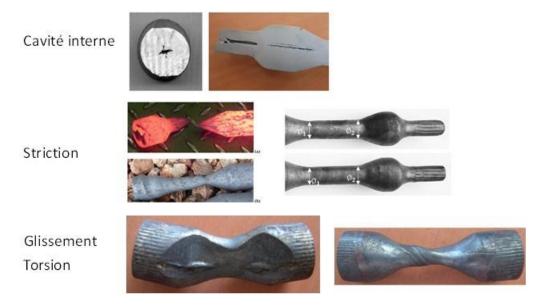


Figure II.23 : Illustration des principaux défauts liés au procédé de laminage transversal

La première partie des travaux menés portent sur la mise en place d'une méthodologie de conception des outillages de laminage transversal. La deuxième partie est consacrée à l'étude de l'impact des variations des conditions de mise en forme avec une attention particulière portée sur l'effet de l'usure des outillages sur la stabilité du laminage transversal.

### II.3.1: Méthodologie de conception des outillages de laminage transversal

L'objectif de ces travaux est de mettre en place une méthodologie de conception des outillages de laminage transversal à partir de la géométrie du laminé visée. Il s'agit donc de définir l'architecture de l'outillage (nombre, position et types de coins pour chaque réduction) et, pour chaque coin, de choisir les angles de formage et d'étirement de façon à éviter les défauts types du procédé (Gutierrez et al., 2014).

### II.3.1.1 : Règles de conception

Cette méthodologie s'appuie sur la définition d'un domaine de fonctionnement. Il s'agit de définir l'ensemble des jeux de paramètres (angle de formage  $\alpha$ , angle d'étirement  $\beta$ ) permettant d'obtenir une réduction sans défaut. Dans la littérature, il existe un certain nombre de règles définissant pour chaque défaut les conditions à respecter. Celles-ci sont sous la forme d'inégalité mettant en jeu les angles du coin et peuvent faire intervenir le taux de réduction visé.

De façon générale, l'ensemble des auteurs s'accordent sur une plage d'admissibilité entre 20° et 30° de l'angle de formage et entre 8° et 10° pour l'angle d'étirement. Pour les angles de formage et d'étirement trop faibles, il y a risque de formation de cavités internes alors que pour des valeurs trop élevées il y a risque de striction.

Le tableau II.2 regroupe les principales règles disponibles dans la littérature en fonction du défaut considéré (Mangin, 2012). Une majorité de ces règles font intervenir le produit des tangentes des deux angles. Ces deux angles, et le produit de leur tangente, vont définir le mode de recouvrement du profil obtenu par un coin par le coin opposé après un demi-tour du laminé. Sur la figure II.24 est représenté un modèle simplifié de ce recouvrement. La position du profil antérieur par rapport au profil du coin actuel fait apparaître deux longueurs,  $L_{\beta}$  et  $L_{\alpha}$ . La première longueur définit le décalage axial de l'arête du coin par rapport à celle du coin opposé et la deuxième longueur correspond à l'écart axial entre l'arête et le fond de la réduction.  $L_{\beta}$  (équation (II.19)) est fonction de l'angle d'étirement et du diamètre de roulement du laminé qui peut être approché par le diamètre intérieur de la réduction.

$$L_{\beta} = \frac{\pi}{2} (\Phi_i + \Phi_e) \tan \beta \tag{II.19}$$

 $L_{\alpha}$  est fonction de l'angle de formage et de la profondeur de la réduction :

$$L_{\alpha} = \frac{1}{2} (\Phi_e - \Phi_i) \frac{1}{\tan \alpha} \tag{II.20}$$

Le rapport entre les deux longueurs,  $\delta_r$ , (donné par l'équation (II.21)) va déterminer le mode de recouvrement.

$$\delta_r = \frac{L_\beta}{L_\alpha} = \pi \frac{(\Phi_i + \Phi_e)}{(\Phi_e - \Phi_i)} \tan \beta \tan \alpha \tag{II.21}$$

Lorsque ce rapport vaut 1, l'arête du coin arrive en vis-à-vis de l'arête du profil obtenu par le coin opposé (Figure II.18 c). Si on adopte une représentation très simplifiée de l'écoulement, cette situation correspond à un « équilibre » entre le volume de matière repoussé axialement et radialement. Si  $\delta_r$  est supérieur à 1, le volume repoussé axialement est plus faible. Ceci se traduit par une ovalisation du

diamètre de la réduction qui conjugué à la rotation du laminé va favoriser la formation de cavités internes. Lorsque que  $\delta_r$  est inférieur à 1, le volume repoussé axialement est plus important. Ceci se traduit par une mise en tension de la réduction pouvant conduire à l'apparition de striction. En s'appuyant sur cette représentation simplifiée du laminage transversal, on fait apparaître le produit des tangentes et le taux de réduction comme des paramètres déterminant du laminage transversal.

Défaut	Règle	N°	Réf
	$\delta_{min} \le \delta \le \delta_{max}$	Rg II.3.1	
Cavité interne	$tan(\alpha) \cdot tan(\beta) \ge k$ k = 0.04	Rg II.3.2	(Fu & Dean, 1993)
	$(0.15 + 0.0038\alpha)\beta^{0.325} \ge M$ $M \in [0.35; 0.45]$	Rg II.3.3	(Hayama, 1979)
Striction	$\tan \alpha \tan \beta \le 0.08$	Rg II.3.4	
Glissement	$(0.15 + 0.0038\alpha)\beta^{0.925} \le 1.93$	Rg II.3.5	

Tableau II.2 : Ensemble de règles de choix des angles de formage et d'étirement considérant les différents défauts

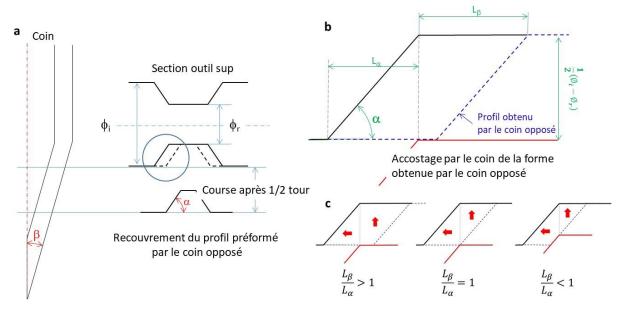


Figure II.24 : Schématisation simplifiée du recouvrement par un coin du profil obtenu par le coin opposé

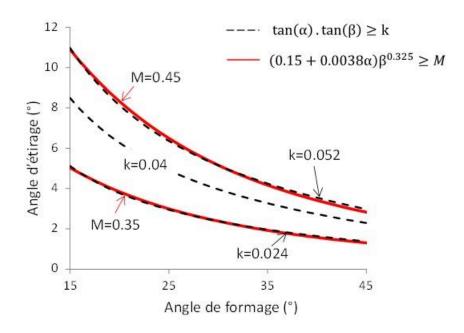


Figure II.25 : Comparaison des règles Rg II.3.2 et Rg II.3.3

L'ensemble des règles du tableau 1 peut être regroupé sur un unique diagramme définissant ainsi un domaine de fonctionnement du procédé (Figure II.26).

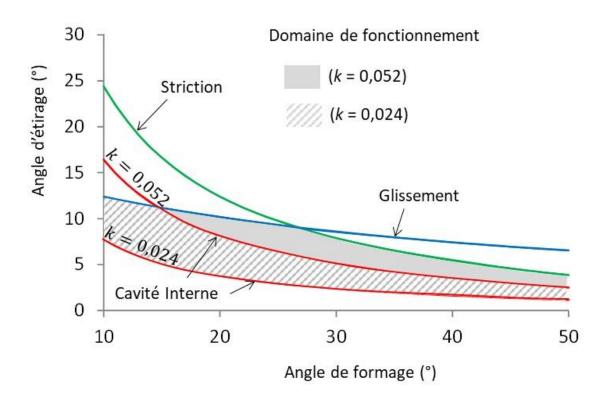


Figure II.20 : Domaine de fonctionnement du procédé de laminage transversal selon les règles du tableau II.3.1

### II.3.1.2 Indice de confiance

Les conditions et la configuration de laminage à la base de l'établissement des règles du tableau II.2 ne correspondent pas à celles du cas industriel traité. Dans beaucoup d'articles, les conditions d'essais ou de simulation fournies sont incomplètes. La température, la vitesse de mise en forme ou la composition chimique de l'acier ne sont pas toujours données. Les essais ou les simulations à la base de l'établissement de la règle mettent en œuvre le plus souvent un laminé avec une seule réduction centrale symétrique (forme haltère) ce qui peut présenter des différences significatives avec le cas réel, en particulier, pour les coins latéraux.

Les limites du domaine de fonctionnement ne permettent finalement que d'indiquer un risque d'apparition d'un défaut. Pour estimer ce risque, un indice de confiance a été mis en place pour chaque règle. Un couple d'angle  $(\alpha, \beta)$  sera associé à trois indices, un pour chaque défaut type (cavité interne, glissement et striction). Chaque indice de confiance sera l'agrégat d'un indice de fiabilité, d'un indice de robustesse et d'un indice de maturité.

Si on considère le défaut de cavité interne, l'indice de fiabilité,  $I_{f/c}$ , peut être associé au coefficient k correspondant au couple d'angles choisi. Si k est supérieur à 0,052, l'indice de fiabilité est considéré égal à 1 et s'il est inférieur à 0,024, l'indice de fiabilité est considéré nul. Entre ces deux valeurs, on peut, par exemple, considérer une évolution linéaire de l'indice de fiabilité par rapport à la valeur k. On obtient alors :

$$I_{f/c} = \frac{\tan \alpha \tan \beta - 0.024}{0.028}$$
 (II.22)

L'indice de robustesse est calculé en considérant une variation de la valeur des deux angles ( $\varepsilon_{\alpha}$ ,  $\varepsilon_{\beta}$ ) autour de leur valeur nominale. Cette variation peut correspondre, par exemple, à un écart lié à la fabrication ou à l'usure de l'outillage. Cette variation définit une zone dans le domaine de fonctionnement autour du jeu de paramètres nominal (Figure II.21). L'indice de robustesse peut être défini comme la moyenne des indices de fiabilité calculés au extrémités de la zone de variation.

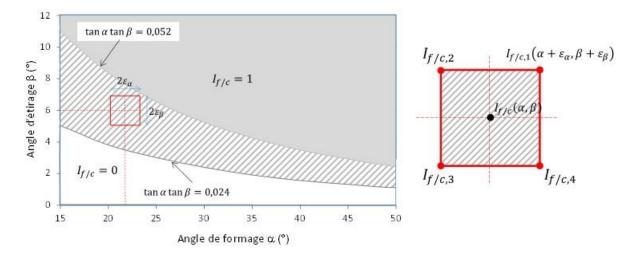


Figure II.21 : Définition de l'indice de fiabilité et de robustesse, application au défaut de cavités internes

L'indice de maturité permet de prendre en compte l'expérience du concepteur. L'utilisation, par exemple, de la même nuance d'acier chez le même fournisseur peut permettre d'attribuer un indice de fiabilité de 1 à une valeur plus faible de k (par exemple, 0,045 au lieu de 0,052).

L'indice de fiabilité rend compte, pour une configuration donnée (un matériau, une température, une vitesse de laminage...) de la probabilité d'occurrence du défaut considéré. L'indice de robustesse va prendre en compte la variation potentielle des angles par rapport à leur valeur nominale. L'indice de maturité va prendre en compte l'expérience du concepteur concernant la configuration donnée.

Lors de la conception d'un outillage de laminage transversal, l'ensemble des indices de confiances permet d'identifier les zones critiques et les risques de défauts encourus. L'outillage peut être modifié en conséquence, par exemple, en ajoutant des bandes de roulement pour éviter un risque de glissement.

La méthodologie a été développée sous la forme d'un outil informatique (COLT pour Conception des Outillage de Laminage Transversal) pour le cas particulier des préformes de bielles. A partir d'une définition paramétrée du laminée visé, l'outil aide au choix des paramètres géométriques définissant l'outillage. L'outil fournit l'ensemble de ces paramètres avec les indices de confiance associés ainsi que l'ensemble des points caractéristiques de l'outillage. Ces derniers peuvent être repris par les logiciels de CAO pour la définition détaillée de l'outillage et l'intégration de ce dernier dans la simulation par éléments finis.

Le domaine d'application industrielle de ce procédé concerne principalement la phase de répartition des gammes d'estampage de pièces en grande série. Ceci est dû à la meilleure mise au mille obtenue, la robustesse du procédé et son temps de cycle réduit par rapport aux autres procédés de répartition comme le laminage à retour. Les temps de développement et de mise au point ainsi que le coût de fabrication de l'outillage sont, par contre, des inconvénients majeurs pour les petites et moyennes séries.

La durée de vie de l'outillage va avoir un impact important sur la productivité. Les modes d'usure des outillages de laminage transversal et son impact sur le comportement du procédé sont peu documentés dans la littérature. La compréhension des modes de dégradations des coins de mise en forme et des défauts apparaissant sur les laminés à grand nombre de cycles pourrait permettre la formalisation de règles de conception complémentaires. Le choix des paramètres géométriques des coins pourrait être effectué de façon à ce que la forme usée reste le plus longtemps possible dans le domaine de fonctionnement du procédé.

### II.3.2 Usure des outillages de laminage transversal et impact sur la stabilité du procédé

Le cas d'étude de cette partie est le laminage d'une préforme de bielle. Le dessin de la préforme et un schéma de l'outillage sont donnés sur la figure II.22.

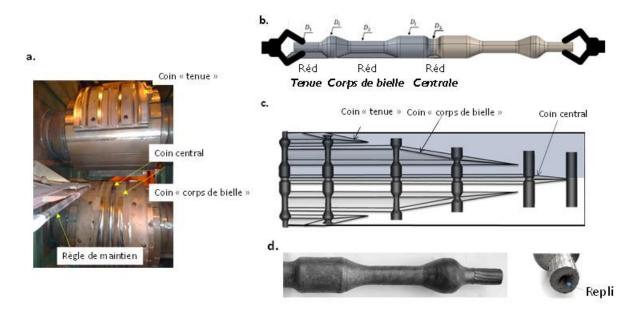


Figure II.22 : Outillage de laminage transversal d'une préforme de bielle, a) Photo de l'outillage monté sur le laminoir, b) Définition du laminé visé, c) Schéma développé de l'outillage, d) photos d'un laminé

Le laminé visé comporte 5 réductions, une réduction centrale, deux réductions correspondant au corps de bielle et deux réduction aux extrémités qui serviront à la tenue de la préforme par deux robots au cours de l'estampage. L'outillage comporte un coin central et deux paires de coins latéraux réparties symétriquement de chaque côté du coin central. La disposition des coins le long de l'outillage est telle que la pénétration d'un coin ne débute que lorsque l'action du ou des coins précédents est terminée. Des stries sont usinées sur les flancs des coins pour favoriser la rotation du laminé et réduire ainsi le risque de glissement. Des règles sont disposées de chaque côté de la pièce pour assurer son maintien entre les rouleaux. Le laminé obtenu comporte un repli important dans la réduction correspondant aux tenues. Ce repli est toléré dans la mesure où cette réduction ne se retrouvera pas dans l'ébauche de bielle après estampage. L'outillage se présente sous la forme de segments montés sur les rouleaux du laminoir. De façon à résister à l'usure, l'outillage est en acier à outil (X38CrMoV5) trempé - revenu et sa surface a été nitrurée.

L'étude de l'usure des outillages de laminage transversal est menée en trois phases :

- l'identification des zones d'usure par comparaison des scans 3D des outillages avant et après production;
- l'observation métallographique des zones d'usure identifiées à l'étape précédente ;
- la simulation du laminage transversal pour obtenir une image des sollicitations thermomécaniques et tribologiques à l'interface outil/pièce.

La figure II.23 illustre le type de résultat obtenu pour les deux premières étapes. On note que l'usure maximale est obtenue sur les flancs et les arêtes des coins du « corps de bielle ». Au-delà de sa zone

de calibrage, ce coin n'est plus sensé produire de la déformation et ne devrait donc plus être soumis à des sollicitations importantes. On peut cependant remarquer que l'usure est présente de façon significative sur toute la longueur du coin. L'usure est présente sur les deux flancs du coin et en particulier sur le flanc intérieur qui n'est pas celui qui va produire l'étirage.

Les observations métallographiques montrent que la profondeur d'usure est supérieure à l'épaisseur de la couche de nitruration. La zone usée devient donc un « point faible » de la surface.

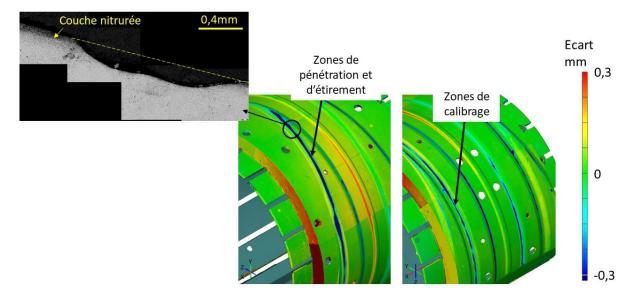


Figure II.23 : Identification et caractérisation des zone d'usure de l'outillage de laminage transversal (Gutierrez, 2017)

La répartition de l'usure à la surface de l'outillage est estimée par simulation en regardant la distribution du coefficient d'Archard. Les résultats obtenus sont illustrés sur la figure II.24.

D'après la simulation, la localisation de l'usure sur le flanc du coin serait due à la présence de stries imprimées sur le laminé par le coin opposé. Ces stries viennent s'appliquer sur le flan du coin et y provoquer un surcroît d'usure.

L'usure du flanc va former une surépaisseur sur le laminé qui sera déformée par le coin opposé après un demi-tour. Cette surépaisseur va, à son tour, provoquer un surcroît d'usure à l'endroit de son contact avec le coin opposé. Ce mécanisme peut expliquer un phénomène de propagation de la zone d'usure le long du coin depuis la zone de pénétration jusqu'au-delà de la zone de calibrage.

L'impact de l'usure de l'outillage a été étudié numériquement. Pour cela, deux simulations ont été mises en œuvre, une première avec la géométrie obtenue par Scan 3D de l'outillage neuf et une seconde avec celle de l'outillage usé. Entre ces deux simulations, seule la géométrie initiale de l'outillage est différente, les autres paramètres de la simulation sont maintenus constants. Les deux laminés simulés sont présentés sur la figure II.25.

Outre la trace des zones d'usure de l'outillage à la surface du laminé, on observe un glissement avec l'outil usé lors de la formation de la réduction des tenues. Cette dernière comporte deux phases. Lors de la phase de pénétration, l'extrémité du lopin va prendre la forme d'une collerette (Figure II.25) dont les bords seront ensuite refermés par les flancs du coin.

Avec l'usure de l'outillage, les sections du laminé sont plus grandes. Le volume du lopin initial étant identique, cela se traduit par une quantité de matière restante plus faible pour former la tenue. La

collerette, comme indiqué sur la figure II.25 (cercles noirs), se retrouve en contact avec le dessus du coin et non son flanc, ceci rendant plus difficile son repli. Cette défaillance du laminage n'est donc pas due à un effet local lié à la géométrie du coin usé mais à un effet global à travers l'impact de l'usure sur la répartition de la matière.

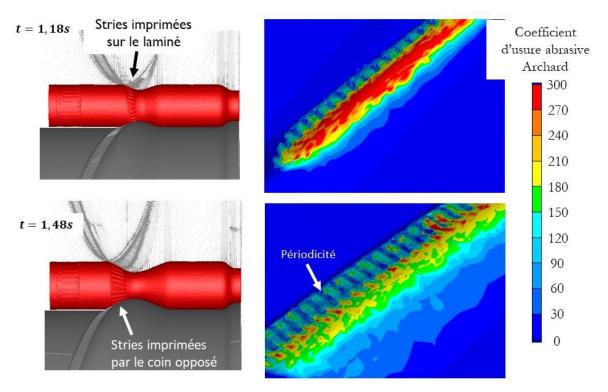


Figure II.24: Distribution du coefficient d'Archard à la surface du coin de « corps de bielle » (Gutierrez, 2017)

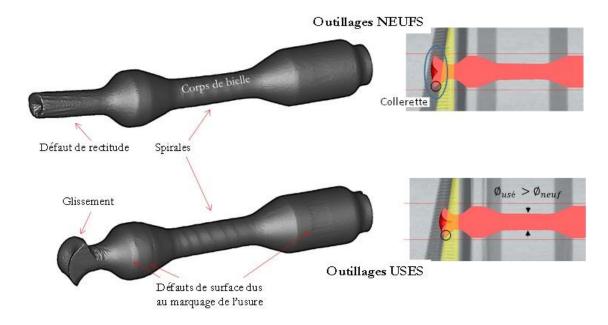


Figure II.25 : Géométrie des laminés obtenus par simulation avec l'outil neuf et l'outil usé (Gutierrez, 2017)

#### II.3.3 Conclusions

Que ce soit pour l'apparition des défauts ou l'usure de l'outillage, l'un des points clefs du laminage transversal réside dans le recouvrement par le coin, du profil obtenu par le coin opposé. Les sollicitations thermomécaniques dans le laminé, à l'origine de l'apparition des cavités ou de la striction, vont dépendre de la nature de ce recouvrement et de la forme de la « tache » de contact outil/pièce se répartissant entre le dessus et le flanc du coin. Cette forme dépend en grande partie de l'angle d'étirement et de l'angle de formage, le produit de leur tangente pouvant ainsi être défini comme un des paramètres clefs du procédé.

De la même façon, les surépaisseurs localisées laissées à la surface du laminé vont provoquer un surcroît de sollicitation et une usure localisée sur le coin opposé et participer ainsi à la propagation des zones d'usure le long des coins. Ces volumes d'usure vont se retrouver à la surface du laminé et vont contribuer à la diminution du volume de matière lors de la formation des dernières réductions.

Les règles intégrées dans la méthodologie de conception des outillages sont le plus souvent basées sur le cas de la formation d'une réduction centrale symétrique. On peut constater dans le cas industriel traité, que la réduction de la tenue s'éloigne fortement de ce cas. Les critères de choix des paramètres du coin pour la formation de ce type de réduction doivent être revus. Ceci pourrait permettre, par exemple, de définir le coin qui permettrait la formation de la tenue avec le minium de matière et donc le plus robuste vis-à-vis de l'usure.

Lors de la conception des outillages de laminage transversal, on s'aperçoit que le défaut Mannesmann peut représenter une contrainte importante. En particulier, il ne permet pas les taux de réduction faibles ni les angles d'étirement supérieurs à 12°. Cette dernière contrainte va avoir un impact sur la longueur des outils. Pour une largeur de réduction donnée, plus l'angle d'étirement est faible, plus long sera le coin. Cette contrainte pourrait toutefois être relâchée en partie en considérant la possibilité de refermer la cavité par l'opération d'estampage. Il faudrait pour cela obtenir une estimation de la taille et de l'étendue de la porosité et vérifier que les champs thermomécaniques appliqués par l'opération d'estampage (déformation plastique et triaxialité des contraintes) sont suffisants pour refermer et cicatriser le défaut.

### Conclusions

Dans ce chapitre, ont été présentés les travaux menés dans le cadre des études de trois procédés, le FSW, le FDS et le CWR.

Pour les deux premiers procédés, une démarche de définition du domaine de fonctionnement a été mise en place à partir de campagnes expérimentales. L'objectif de ces dernières est d'identifier les phénomènes défauts spécifiques au procédé et d'obtenir l'évolution de certaines grandeurs intéressant l'industrialisation. Dans le cas du FSW, il s'agit des interactions mécaniques outil-matière qui vont être à l'origine de la déformation des moyens de production provoquant une déviation et une désorientation de l'outil. Dans le cas du FDS, il s'agit particulièrement du temps de cycle qui va impacter le processus de fabrication. Pour le CWR, le domaine de fonctionnement est construit à partir de règles issues de la littérature et construites à partir de modèles simplifiés, de résultats de plan d'expériences numériques ou de l'expérience des auteurs.

Au-delà de la définition du domaine de fonctionnement, les résultats obtenus ont contribué à l'identification des phénomènes clefs à la base du procédé. Par exemple, la chute du couple avec l'augmentation de la vitesse de rotation en FSW comme en FDS a mis en évidence le caractère thermomécanique du procédé et laisse supposer un frottement viscoplastique à l'interface outil/matière (ou vis/matière).

Les domaines de fonctionnement sont établis en considérant un ensemble restreint de paramètres de conduite du procédé. Ils ont été identifiés du fait de leur impact majeur sur les propriétés de la pièce et l'occurrence des défauts. Un grand nombre d'autres paramètres sont susceptibles de subir des variations avec un impact significatif sur la pièce produite. Il s'agit alors d'étudier la fiabilité et la robustesse de l'ensemble du domaine de fonctionnement.

Ces variations peuvent être de différentes natures. Dans le cas du CWR, il s'agit de différences concernant les conditions d'établissement des règles de conception, ces dernières étant souvent établies pour des géométries modèles (forme d'haltère) sans mention du matériau, de la température ou de la vitesse de mise en forme. On retrouve le même type d'écart en FSW avec la construction du DSO sur des coupons rectilignes alors que la pièce étudiée peut présenter des trajectoires courbes.

Il peut également s'agir de paramètres subissant une variation autour de leur valeur nominale comme les épaisseurs de tôle en FDS ou le jeu d'accostage en FSW. Le diamètre et la longueur initiale du lopin en CWR aura le même type de comportement. Parmi ces variations, il y a celles qui vont avoir lieu autour de la valeur nominale (longueur d'un lopin découpé) et celles qui vont subir des dérives. Cette dernière catégorie correspond, par exemple, à l'évolution de la géométrie de l'outil en FSW ou en CWR au fur et à mesure de son usure.

L'identification des paramètres ayant un impact potentiel sur les performances du procédé a été effectuée suivant une « méthode » faisant intervenir le « bon sens » ou l'expérience du fabricant. Elle s'est également appuyée sur l'analyse du processus de fabrication d'une pièce en considérant les interactions procédé-produit-processus-moyens de production. Il s'agit, par exemple, de regarder quelles sont les dispersions liées à la pièce avant l'opération d'assemblage ou de mise en forme induites par les procédés antérieurs de la gamme. Dans le cas du FSW, les jeux de soudage constatés proviennent des dispersions de fabrication des pièces brutes avant soudage. La découpe automatisée du lopin par cisaillage sur la ligne d'estampage des ébauches de bielles génère une dispersion de masse de l'ordre de quelques pourcents.

Ces études ont mis en évidence le besoin d'une méthodologie plus structurée d'identification de ces paramètres et d'évaluation de leur impact. Celle-ci aboutirait à une identification plus complète et l'analyse de la sensibilité des performances du procédé permettrait d'identifier les plus critiques d'entre eux. La modélisation de l'impact de ces variations pourrait servir à évaluer la fiabilité et la robustesse du procédé et, éventuellement, à en tenir compte dès les phases de conception du produit, de sa gamme de fabrication et de conception/choix des moyens de production dans le processus d'industrialisation.

### III Projet scientifique

Le projet scientifique est constitué de deux volets. Le premier s'inscrit dans la continuité de la caractérisation et de la modélisation de l'évolution des microstructures en mise en forme à chaud à travers la mise en place de simulateurs expérimentaux. Le deuxième volet concerne l'étude de la robustesse d'un processus de mise en forme ou d'assemblage en considérant l'effet des variations des conditions opératoires et des caractères géométriques et métallurgiques initiaux du produit.

## III.1 Evolution des structures métallurgiques en mise en forme à chaud

Cette partie du projet s'intéresse à la simulation expérimentale de l'évolution de la structure métallurgique au cours de la mise en forme à chaud. L'objectif des simulateurs expérimentaux est d'identifier et caractériser les mécanismes métallurgiques mis en œuvre et de produire des cas de chargement thermomécanique représentatifs des processus industriels sur lesquels identifier et valider les modèles.

Une partie du travail concernera la poursuite de l'étude de l'évolution de la structure de coulée au cours des processus de conversion (étirage, laminage, forgeage libre). Pour ces structures, on s'intéressera principalement aux porosités et à la recristallisation.

Une deuxième partie du travail, à plus long terme, s'intéressera à l'évolution de la structure granulaire et des phases au cours des processus de mise en forme à chaud. Cette partie inclut une thématique importante sur les phénomènes de recristallisation mais également sur les phénomènes de transformation de phase comme dans certains alliages à base nickel ou alliages de titane. Ces transformations peuvent avoir lieu au cours de la mise en forme ou au cours des traitements thermiques appliqués après mise en forme.

L'objectif des travaux n'est pas de modéliser les phénomènes mais de mettre en place des essais permettant de les reproduire dans des conditions métallurgiques et thermomécaniques proches des conditions industrielles mais maitrisées. Ceci permettra de mieux comprendre ces phénomènes et les interactions qu'ils entretiennent avec les paramètres du procédé et les caractères métallurgiques de la structure initiale du matériau.

Dans un premier temps, sera présenté le projet concernant la fermeture de porosité. Puis dans une seconde partie seront présentés les développements envisagés sur l'évolution de la structure granulaire avec un effort particulier porté sur la recristallisation des structures de coulée.

### III.1.1 Fermeture de porosités en mise en forme à chaud

Les travaux menés jusqu'à aujourd'hui ont permis la mise en place de simulateurs expérimentaux pour la caractérisation et la modélisation de la fermeture de porosités en mise en forme à chaud avec, comme application particulière, le laminage de barres.

Ces travaux se sont concentrés sur l'évolution d'une seule retassure sur la première phase de sa fermeture. Plusieurs verrous restent à lever.

- La structure des blooms ou des lingots présentent des zones avec des ensembles de porosités ou des retassures centrales allongées sur une grande partie de leur longueur.
- La fermeture de porosité dépend en grande partie de la géométrie (taille, morphologie et orientation) de la retassure initiale, celle-ci pouvant varier de façon importante dans un même lingot. L'étude de l'influence des paramètres de mise en forme sur la vitesse de fermeture des porosités doit donc intégrer cette diversité géométrique.
- La fermeture complète et la cicatrisation des porosités ne peuvent être simulées par les modèles développés jusqu'à aujourd'hui ni être suivies par les techniques de tomographie. La taille des cavités obtenues en fin de fermeture est trop faible pour être suivie par des modèles à champs complets quelle que soit la taille de maillage utilisée. De même, il existe un seuil endessous duquel les porosités résiduelles ne peuvent être détectées par les techniques de tomographie.
- Dans d'autres alliages, certaines porosités ont une nature différente des retassures. Il s'agit, par exemple, des porosités hydrogène dans les alliages d'aluminium provenant du dégazage du métal liquide lors de sa solidification.

Le projet de recherche proposé, ci-après, vise à contribuer à lever les deux premiers verrous identifiés.

#### III.1.1.1 Evolution du simulateur : chemin thermomécanique

Le projet consiste dans un premier temps à reprendre l'essai développé dans les thèses de (Chevalier, 2016) et (Pondaven, 2021) en utilisant des enclumes de forme « standard ». Il s'agit de disposer d'un ensemble fini de sollicitations dites standards pour la caractérisation de la fermeture des porosités. Par rapport à l'essai actuel, les sollicitations seront moins représentatives du laminage à chaud industriel mais conservera certains critères jugés primordiaux comme l'état compressif au centre de l'éprouvette et l'alternance des directions de mise en forme. L'utilisation de ces outils permettra de diversifier les cas de chargement applicables et de jouer sur certains paramètres thermomécaniques au-delà des « simples » déformation équivalente et triaxialité des contraintes. Par l'utilisation d'enclumes de forme différente, il sera possible, par exemple, d'atteindre un même niveau de déformation équivalente et de triaxialité avec un allongement et un élargissement différents. La figure III.1 illustre le cas d'enclumes en V du type de celles utilisées dans les travaux de (Banaszek & Stefanik, 2006) ou (Kukuryk, 2019).

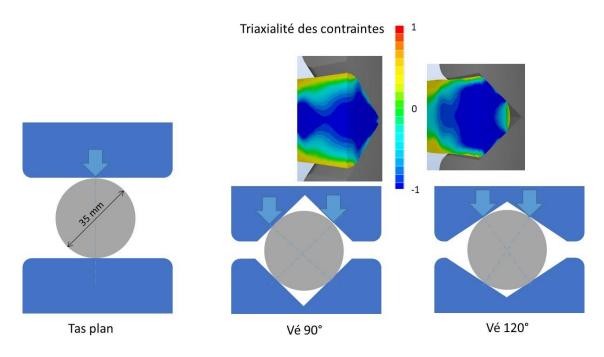


Figure III.1 : Evolution du simulateur expérimental avec des enclumes de forme, illustration des niveaux de triaxialité atteints estimés par la simulation pour des enclumes en V

Cet essai permettra d'accueillir des lopins de diamètre plus grand contenant les zones de lingots ou de bloom avec les plus fortes densités de porosités. La taille sera toutefois limitée par les capacités de contrôle par tomographie. Les contrôles par tomographie permettront d'avoir une image de la structure des porosités initiales et de suivre son évolution après chaque opération. L'interaction entre les porosités pourra ainsi être étudiée sur des cas de chargement représentatifs des processus industriels.

Cet essai sera également utilisé pour étudier l'influence de la variabilité géométrique des porosités sur leur fermeture. Un ou plusieurs chemins thermomécaniques types pourront ainsi être définis et appliqués sur une diversité morphologique de porosité. Cette diversité sera obtenue parmi les retassures naturelles contrôlées produites par le processus du CTIF ou par extraction d'éprouvettes dans des blooms industriels. L'application de l'essai à des porosités de géométrie différente pourrait permettre de valider une modélisation par éléments finis à champ complet. Le plan d'expérience tiendra compte de la diversité morphologique des porosités décrites par son volume, les rapports de demi-axe de l'ellipsoïde équivalent et par l'orientation du repère de ce dernier par rapport au chargement.

Les résultats expérimentaux et les résultats numériques appliqués à un grand nombre de morphologies et d'orientations permettraient à leur tour de nourrir un méta modèle dont le type sera à définir. Ceci peut être envisageable en particulier si on se restreint au cas particulier du laminage de barres et non au forgeage en général. Cette dernière partie du projet pourrait être menée (sous la forme d'un projet ANR...) en collaboration avec le CEMEF qui dispose des compétences et d'une grande expérience dans le domaine de la simulation de la fermeture de porosité (Saby, 2013b) et des techniques de machine learning.

### III.1.1.2 Caractérisation de la morphologie de la porosité vis-à-vis de sa fermeture

Une partie des travaux va porter sur la caractérisation de la morphologie de la porosité au-delà des paramètres définissant l'ellipsoïde équivalent ((Saby, 2014) (Feng et al., 2017)). Il s'agit de trouver un ensemble de paramètres capable de caractériser de façon quantitative la tortuosité de la porosité. L'étude de la pertinence de ces paramètres vis-à-vis de la fermeture pour des chemins thermomécaniques représentatifs du laminage sera ensuite conduite pour validation. L'idée est de saisir les caractères essentiels décrivant la géométrie et, en particulier, la tortuosité de la porosité vis-à-vis de sa fermeture.

L'une des voies explorées sera la possibilité d'utiliser une description modale de la surface de la porosité. A la surface de l'ellipsoïde définie par ses trois demi-axes, seront superposées des fonctions décrivant les modulations de la surface autour de l'ellipsoïde. L'une des difficultés viendra sans doute de ce que des détails très localisés de la surface, par un effet d'ouverture, peuvent conduire à la formation de cavités résiduelles et avoir ainsi un impact significatif sur le niveau de déformation nécessaire à la fermeture. Un détail localisé de la tortuosité, probablement difficile à capter par cette approche, pourrait avoir un impact significatif sur la fermeture.

Dans les travaux menés jusqu'à aujourd'hui, le processus de génération des porosités a été choisi de façon à fournir des géométries présentant certaines similitudes (taille, orientation et morphologie) et de jouer sur les paramètres de l'essai pour faire varier de chemin thermomécanique. Il s'agit donc maintenant de figer le chemin thermomécanique et de regarder l'influence des variabilités géométriques (taille, forme et orientation, tortuosité) de la porosité.

# III.1.2 Identification et caractérisation des mécanismes métallurgiques de transformation de la structure granulaire d'alliages bruts de coulée

Cette partie du projet est la suite de la thèse d'Arthur Paquette développée en collaboration avec l'Université de Strathclyde (Glasgow). Les travaux ont pour objectif l'identification et la caractérisation des mécanismes d'évolution de la structure granulaire au cours du processus de conversion de lingots en acier inoxydable 316. Le processus de conversion est composé d'une succession d'opérations d'étirage et de refoulement avec des réchauffes intermédiaires. La structure initiale du lingot est composée de grains basaltiques de grandes tailles (jusqu'à quelques cm) allongés et texturés suivant la direction de solidification. L'acier majoritairement austénitique présente d'autres phases dans les espaces inter-dendritiques (ferrite, carbures, carbonitrures et phase sigma).

L'étude menée jusqu'à aujourd'hui a montré que la texture morphologique et cristallographique de la structure initiale est responsable d'une dépendance du déclanchement des mécanismes de recristallisation à la direction de déformation. Ainsi, on constate une grande différence de taux de recristallisation entre un refoulement (direction de mise en forme suivant l'axe du lingot) et un étirage (direction de mise en forme radiale) pour un même niveau de déformation plastique généré et une structure initiale identique. De même, cette texture confère au matériau un comportement plastique anisotrope, les directions d'anisotropie étant corrélées à l'orientation de la structure initiale du matériau.

La taille de la structure initiale et les hétérogénéités des champs thermomécaniques (déformation, vitesse de déformation, température estimées par simulation par éléments finis avec un modèle de comportement anisotrope) rendent difficiles l'utilisation des modèles de recristallisation à champs moyens.

La mise en place d'un simulateur expérimental qui permettrait une transposition directe des résultats est rendue difficile du fait du couplage entre la recristallisation et la plasticité (en particulier son anisotropie). Dans la méthodologie mise en place, le chemin thermomécanique à appliquer est estimé et validé par la simulation numérique du procédé industriel et du simulateur. Celle-ci ne peut être conduite de façon fiable faute d'une loi de comportement intégrant le couplage entre la recristallisation et la plasticité.

Pour étudier la recristallisation de ces structures et son couplage avec la plasticité, il est proposé de revenir à des essais de compression sur des lopins de petites tailles extraits de blooms suivant différentes directions par rapport à sa structure. Des plans d'expériences mettant en jeux le taux d'écrasement et la direction de déformation seraient conduits pour caractériser la sensibilité des mécanismes de recristallisation à ces paramètres. Les lieux d'amorçage de la recristallisation et sa propagation dans la structure initiale feraient l'objet d'une attention particulière.

Une modélisation à champ complet pourrait être envisagée à l'échelle du lopin. Celle-ci intégrerait l'orientation cristallographique et morphologique de la structure initiale vis-à-vis de la direction de solidification. Cette modélisation serait utilisée pour obtenir une estimation des conditions d'amorçage des mécanismes de recristallisation. La simulation de la propagation de celle-ci et son impact sur le comportement du matériau semblent beaucoup plus difficiles à mettre en place. A l'aide de la simulation en champ complet et des observations métallurgiques, il est espéré pouvoir dissocier l'anisotropie induite par la structure cristallographique initiale de celle induite par l'apparition de la structure des bandes de recristallisation (Figure III.2). Une des difficultés de cette approche vient de la

description de la structure du matériau et du niveau de détail nécessaire pour reproduire les phénomènes étudiés. Ainsi, s'il est nécessaire de prendre en compte la structure dendritique des basaltes, le nombre d'éléments et les temps de calcul peuvent devenir rédhibitoires.

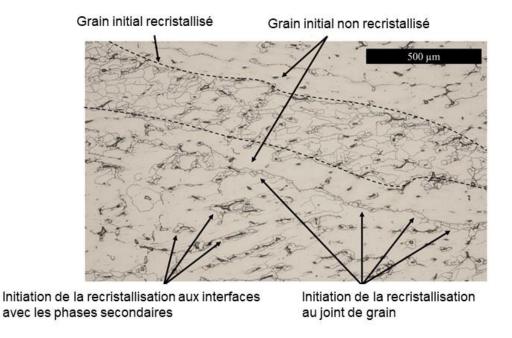


Figure III.2 : Apparition des zones de recristallisation à petits grains lors de la déformation à chaud de la structure de solidification

Cette partie du travail pourrait faire l'objet d'une poursuite de la collaboration avec l'AFRC et l'Université de Strathclyde en continuité des travaux de thèse d'A. PAQUETTE.

# III.2 Fiabilité et robustesse des processus de mise en forme et d'assemblage

### III.2.1 Fermeture des cavités Mannesmann en estampage

Le défaut Mannesmann (cavité interne) restreint les capacités géométriques du laminage transversal alors que l'opération d'estampage qui suit pourrait refermer les cavités formées. Une des caractéristiques du défaut Mannesmann est sa sensibilité à certains paramètres matériaux difficiles à maitriser comme les taux d'inclusions. La cavité se forme par un mécanisme d'endommagement ductile très sensible à la présence d'inclusions dans les aciers. Cette sensibilité est prise en compte dans les règles de dimensionnement des outillages de laminage transversal au travers de coefficients, ces derniers étant toutefois difficiles à quantifier pour un acier donné. La simulation par éléments finis permet de prédire la position des cavités (Figure III.3) mais n'est toutefois pas capable de déterminer ni la taille ni la forme des cavités formées. Ces deux paramètres sont cependant essentiels pour déterminer la capacité de l'estampage à les refermer.

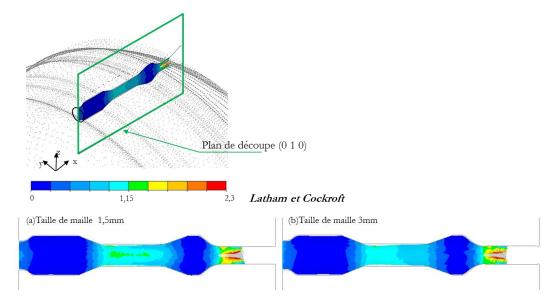


Figure III.3 : Simulation du laminage de l'ébauche de bielle avec estimation du coefficient de Latham et Cockcroft en fonction de la taille de maille (Gutierrez, 2017)

Il s'agit donc d'étudier, dans un premier temps pour une gamme de laminage transversal donnée, la variabilité géométrique des cavités obtenues. L'outillage mis en œuvre sera conçu de façon à générer un défaut Mannesmann. L'ébauche sera un haltère avec une réduction de diamètre faible conduisant, selon les règles de conception, à la formation d'une cavité interne. Les paramètres de l'essai permettront d'obtenir des rapports de réduction variables de façon à pouvoir agir sur la géométrie des cavités formées. Une étude de sensibilité de la formation de cette cavité selon les conditions opératoires de laminage sera également conduite. La taille des haltères sera déterminée de façon à permettre le contrôle de la cavité formée par tomographie aux rayons X et à pouvoir être laminé sur le banc de laminage transversal de la plateforme Vulcain du laboratoire.

La première partie de l'étude consistera à caractériser la dispersion géométrique des cavités obtenues avec les mêmes conditions opératoires et la même nuance d'acier de départ (même coulée). Il s'agit, ici, d'étudier la répétabilité du procédé vis-à-vis de la formation des cavités internes et d'obtenir une évaluation des dispersions géométriques (volumes, sections, longueurs projetées). Vu le nombre d'essais nécessaires, toutes les pièces ne seront pas contrôlées par tomographie. Des contrôles radiographiques simples suivant deux directions seront également envisagés.

Il s'agira ensuite de regarder la sensibilité de la géométrie des cavités obtenues à la variation des conditions opératoires et des paramètres géométriques initiaux du lopin. Les paramètres qui feront l'objet de l'étude de sensibilité seront en nombre restreint pour maintenir les campagnes expérimentales à des tailles raisonnables. Parmi ces paramètres, on trouvera la composition chimique de l'acier (même nuance mais coulée ou fournisseur différent), la température de laminage et le diamètre du lopin initial (agissant sur le taux de réduction effectif). La répartition statistique des paramètres géométriques caractérisant la cavité sera comparée à celle obtenue avec les conditions nominales.

Dans un deuxième temps, l'essai d'estampage et sa simulation numérique seront mis en place pour étudier la fermeture de la cavité. Cette partie du travail aboutira, dans un premier temps, à la validation du modèle numérique par une confrontation avec les résultats expérimentaux. Des essais interrompus, permettant l'observation de la cavité à des étapes intermédiaires de la mise en forme seront envisagés. Ces essais permettront d'observer les états intermédiaires de fermeture des cavités et fourniront des données supplémentaires pour la validation des simulations numériques. L'état de fermeture final de la cavité sera estimé par des observations métallographiques.

Le travail consistera ensuite à réaliser les essais d'estampage d'une partie des ébauches laminées. Les ébauches retenues pourront être classifiées suivant des critères en lien avec leur fermeture (volume, facteur de forme...) qui restent toutefois à être définis. La simulation numérique sera appliquée à un panel plus large de porosités caractérisées.

Cette partie du projet est en lien fort avec les travaux menés dans le cadre de la fermeture des retassures en mise en forme à chaud de produits bruts de coulée. Le processus de génération de la porosité est différent mais présente toutefois quelques similitudes. Les cavités obtenues sont vides, sans oxyde en surface et leur géométrie présente une certaine « tortuosité » (Figure III.4). De plus, leur forme allongée représente une similarité avec les retassures centrales dans les blooms. Elles pourront donc également être utilisées pour l'étude de fermeture de ce type de cavité sur le simulateur expérimental du laminage.





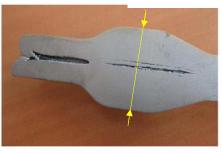


Figure III.4 : Coupe macrographique d'une cavité Mannesmann dans une zone à faible taux de réduction d'une pièce laminée

III.2.2 Etude de l'influence des variations des conditions opératoires et des caractéristiques géométriques des lopins sur les propriétés des produits forgés

Cette partie du travail fait l'objet d'une thèse en cours (Simon FAYS<sup>11</sup>). Cette dernière est dédiée à l'étude de la propagation des variations dans le processus de mise en forme d'une pièce estampée. Dans ce qui suit, les variations concernent les propriétés géométriques et métallurgiques du lopin initial, les conditions opératoires de la gamme de mise en forme et les moyens de production.

Le processus servant de cas d'étude comporte une opération de débit du lopin, d'un ébauchage par forgeage libre et d'un estampage (Figure III.5).

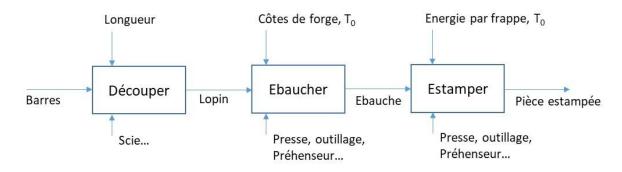


Figure III.5 : Synoptique de la gamme d'estampage avec une ébauche obtenue par forgeage libre

La valeur nominale des dimensions du lopin et des cotes de forgeage libre permet d'obtenir de façon fiable une pièce estampée conforme à son cahier des charges. Pour cela, des surépaisseurs ont notamment été ajoutées pour « absorber » l'effet des variations décrites ci-dessus.

L'objectif des travaux de thèse est d'étudier l'impact des variations sur l'apparition des défauts, les paramètres géométriques du produit estampé final et certaines grandeurs du processus comme l'énergie consommée ou le nombre de frappes d'estampage.

L'identification, la caractérisation et la modélisation de ces influences devraient permettre d'améliorer la fiabilité et la robustesse de la gamme de mise en forme. Cela pourrait permettre, par exemple, d'adapter les cotes de forgeage en fonction des dimensions initiales mesurées sur le lopin. De même, une pièce estampée donnée pourrait être obtenue à partir de différents formats de lopin, ce qui rendrait la production plus robuste vis-à-vis des approvisionnements en matière. Les paramètres les plus sensibles pourront également être identifiés de façon à guider les améliorations du processus de mise en forme et à mieux cibler le développement de l'instrumentation. La meilleure maîtrise de l'impact des variations devrait enfin permettre de réduire le volume initial du lopin et améliorer ainsi la mise au mille.

La première difficulté vient du grand nombre et de la diversité de nature des variations. Le lopin, qui dans le cas d'étude est de forme nominale parallélépipédique, peut être décrit par un nombre de

<sup>&</sup>lt;sup>11</sup> Thèse dirigée par R. BIGOT et co-encadrée par C. BAUDOUIN et L. LANGLOIS, Financement par SetForge Bouzonville

paramètres très différent en fonction des hypothèses admises quant à sa géométrie. On peut ainsi prendre en compte ses côtés, les rayons d'arrête, les défauts d'orientation de ces faces, les défauts de forme des faces, etc. La description complète du lopin peut comporter à elle seule un très grand nombre de paramètres. La question est donc d'identifier un ensemble « restreint » de paramètres décrivant le lopin et caractéristique de son aptitude à produire une pièce estampée conforme au travers de la gamme étudiée. La difficulté vient également du recensement « exhaustif » des paramètres dont la variation aura une influence significative sur la conformité de la pièce finale. Cette influence dépendra de la sensibilité des propriétés de la pièce estampée vis-à-vis du paramètre et de l'amplitude de variation du paramètre. Si, par exemple, le succès de la gamme est très sensible au volume du lopin mais que celui-ci est maîtrisé, ce paramètre pourra finalement avoir peu d'influence.

La méthodologie proposée comporte trois étapes :

- 1. Identification des paramètres dont les variations sont susceptibles d'avoir un impact sur les propriétés finales du produit mis en forme. L'identification de celles-ci fait également partie de cette étape de la démarche.
- 2. Etude de la sensibilité des propriétés du produit final aux variations. La difficulté majeure de cette étape vient du grand nombre et de la diversité de nature des paramètres. De même, les amplitudes de variation de certains paramètres peuvent être difficiles à définir. Le résultat de l'étude de sensibilité doit permettre de définir un sous-ensemble de paramètres jugés les plus influents.
- 3. Etude paramétrique sur le sous-ensemble de paramètres identifié à l'étape précédente. Les résultats de cette étude peuvent prendre la forme d'un méta-modèle reliant les propriétés du produit final aux paramètres du sous-ensemble.

Pour les procédés de mise en forme, les étapes 2 et 3 peuvent s'appuyer sur la simulation numérique, celle-ci pouvant être validée par des essais expérimentaux.

Les résultats obtenus (étude de sensibilité, modèle...) seront très spécifiques au cas d'étude. Audelà de ces résultats, l'objectif est de mettre en place une méthodologie générique pour l'étude de l'effet des variations (conditions opératoires et propriétés du lopin initial) sur une gamme de mise en forme. Il s'agit de décrire cette méthodologie sous la forme d'étapes et d'associer à chacune d'entre elles les outils méthodologiques à employer. Il s'agit, par exemple, de choisir la méthode d'identification des paramètres dont les variations sont susceptibles d'avoir un impact sur le produit mis en forme. Il s'agit également, en fonction du nombre de paramètres et de leur nature, de définir la méthode pour l'étude de sensibilité. Une classification des paramètres en fonction de leur nature, de la possibilité à être intégrés dans la simulation, de la possibilité d'être mesurés, etc. sera également proposée.

Dans les travaux en cours, seuls les propriétés géométriques des pièces sont prises en considération. Or, les procédés de mise en forme ont un impact majeur sur la structure métallurgique et donc sur les propriétés physiques obtenues dans la pièce. L'impact des variations sur le chemin thermomécanique et les transformations métallurgiques devront être pris en compte dans la méthodologie. Le recours à la simulation pour les études de sensibilité se heurtera alors à certaines limites des modèles d'évolution des microstructures.

Les travaux en cours visent à étudier la fiabilité et la robustesse d'un processus de mise en forme existant. Un objectif à plus long terme sera de regarder comment intégrer l'effet des variations dès la phase de conception du processus de mise en forme et éventuellement dès la conception du produit mis en forme lui-même dans un contexte de conception simultanée du produit, de son processus de fabrication et du système de production.

L'étude de la fiabilité et de la robustesse sera également réalisée dans le cas des procédés pour lesquels la simulation est peu performante comme les procédés de soudage. L'étude de sensibilité et l'étude paramétrique devront s'appuyer sur des plans d'expériences. Cette partie du projet a été initiée dans le cadre d'une thèse faisant partie du projet ANR RobustAM sur le procédé de fabrication additive par arc fil (WAAM). Ce travail est co-dirigé par Pascal LAFON du laboratoire (LASMIS) de l'Université Technologique de Troyes.

### Conclusion générale

Les travaux de recherche présentés dans ce manuscrit concernent l'industrialisation des procédés de mise en forme et d'assemblage. L'objectif est d'identifier, de caractériser et de modéliser les liens entre le procédé et l'ensemble du processus d'industrialisation incluant la conception du produit, de son processus de fabrication et le choix ou la conception des moyens de production.

La première partie a été dédiée aux procédés de mise en forme au travers de la conception et la mise en œuvre de simulateurs expérimentaux. Ces derniers ont pour objectif d'identifier et de reproduire à une échelle réduite et/ou dans un environnement maitrisé, les phénomènes microstructuraux présents à l'échelle industrielle. Les simulateurs doivent pour cela reproduire les caractères essentiels du chargement thermomécanique et de la structure initiale du matériau vis-à-vis du phénomène à simuler. Les résultats des simulateurs ne peuvent pas, de façon générale, être transposés directement à l'échelle industrielle. Par contre, ils constituent des cas représentatifs du procédé industriel sur lesquels évaluer les performances des modélisations et envisager leur évolution. L'évolution des modèles d'évolution des paramètres microstructuraux et des simulateurs peut être conduite en parallèle, l'amélioration des performances des premiers permettant une meilleure identification des caractères essentiels à la base de la conception des seconds. L'objectif final est de mettre en place la simulation numérique du procédé avec l'intégration des modèles d'évolution microstructurale pour permettre la validation des gammes de mise en forme et le choix et dimensionnement des moyens. Il est également important de formaliser les connaissances acquises sous la forme de règles ou de modèles permettant, en retour, de prendre en compte les contraintes et les potentialités du procédé dès la phase de conception des produits et des gammes.

La deuxième partie du manuscrit a été dédiée à des procédés pour lesquels les performances de la simulation numérique ont été jugées insuffisantes. L'approche adoptée est globale et consiste à établir, pour l'application visée, un domaine de fonctionnement reliant les principaux paramètres de conduite du procédé à l'occurrence de ses défauts types, les propriétés de la pièce et certaines grandeurs intéressant l'industrialisation (temps de cycle, capabilité des moyens de production...). Le domaine de fonctionnement peut être établi à partir de plans d'expériences. Dans ce cas, l'absence de sens physique des modèles obtenus rend très délicate leur extrapolation à d'autres applications que celles ayant permis leur établissement. L'analyse des résultats peut toutefois permettre d'identifier les phénomènes physiques à la base du procédé et d'en obtenir une première caractérisation. Lorsque des plans d'expériences ne peuvent être réalisés, il est envisageable de s'appuyer sur des modélisations simplifiées du procédé et de prendre en compte l'impact des fortes hypothèses à la base des modèles par l'introduction de notions de logique floue comme les indices de confiance.

Les perspectives des travaux consistent, dans un premier temps, à poursuivre la construction de la méthodologie de conception des simulateurs expérimentaux, en particulier, dans le cas de l'évolution des structures de coulées en mise en forme. Il s'agit, également, d'étudier la fiabilité et la robustesse des domaines de fonctionnement et des modèles mis en place vis-à-vis des variations des conditions opératoires et des propriétés géométriques et physiques de la pièce avant mise en forme ou avant assemblage. Une méthodologie permettant l'identification de ces variations et l'étude de leur impact sur les propriétés de la pièce, le processus de fabrication et les moyens de production, reste à être construite.

### Références

- Acarer, M., & Demir, B. (2008). An investigation of mechanical and metallurgical properties of explosive welded aluminum–dual phase steel. *Materials Letters*, 62(25), 4158-4160. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2008.05.060
- Aslan, F. (2020). *Compréhension et maîtrise du procédé de fluovissage* [Thèse de doctorat]. Arts et Métiers Campus de Metz.
- Aslan, F., Langlois, L., & Balan, T. (2019). Experimental analysis of the flow drill screw driving process.

  International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 104(5-8), 2377-2388. Scopus.

  https://doi.org/10.1007/s00170-019-04097-z
- Banaszek, G., & Stefanik, A. (2006). Theoretical and laboratory modelling of the closure of metallurgical defects during forming of a forging. *Journal of Materials Processing Technology*, *177*(1), 238-242. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.04.023
- Bay, N. (1979). Cold pressure welding—The mechanisms governing bonding. *Journal of Manufacturing*Science and Engineering, Transactions of the ASME, 101(2), 121-127. Scopus.

  https://doi.org/10.1115/1.3439484
- Becker, E. (2008). *Investigations experimentales et numeriques pour l'identification des parametres* clefs du procede de thixoforgeage de l'acier sur le produit mis en forme [These de doctorat, Paris, ENSAM]. https://www.theses.fr/2008ENAM0038
- Becker, E., Favier, V., Bigot, R., Cezard, P., & Langlois, L. (2010). Impact of experimental conditions on material response during forming of steel in semi-solid state. *Journal of Materials Processing Technology*, *210*(11), 1482-1492. Scopus. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.04.006
- Behrens, B.-A., Uhe, J., Wester, H., Matthias, T., & Büdenbender, C. (2020). *FE-based layer design of deposition-welded semi-finished parts for the production of hybrid bevel gear*. 47, 309-314. Scopus. https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.04.235

- Cézard, P. (2006). Impact des effets thermiques sur le comportement du matériau lors de la mise en forme des aciers à l'état semi-solide : analyses expérimentale et numérique [These de doctorat, Paris, ENSAM]. https://www.theses.fr/2006ENAM0031
- Cézard, P., Favier, V., Bigot, R., Balan, T., & Berveiller, M. (2005). Simulation of semi-solid thixoforging using a micro-macro constitutive equation. *Computational Materials Science*, *32*(3-4), 323-328. https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2004.09.036
- Cezard, P., Favier, V., Bigot, R., Berveiller, M., & Robelet, M. (2004). *Micro-macro modeling of the steady state semi-solid behaviour and finite element simulation*. 362-365. Scopus.
- Chen, K., Liu, K., Chen, H., & Yang, Y. (2013). Function Representation for the Strain Field during the Steel Forging and Its Application on the Deformation of Void Defects. *Steel Research International*, 84(10), 948-955. https://doi.org/10.1002/srin.201200272
- Chevalier, D. (2016). Contribution à la compréhension du couplage thermomécanique en laminage à chaud sur l'évolution des défauts de coulée [Thèse de doctorat]. Arts et Métiers Campus de Metz.
- Domblesky, J., Kraft, F., Druecke, B., & Sims, B. (2006). Welded preforms for forging. *Journal of Materials Processing Technology*, 171(1), 141-149. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.06.066
- Enaim, M. (2019). Etude de la co-forgeabilité d'u multi-matériau : application à un coupe d'acier [These de doctorat]. Arts et Métiers Campus de Metz.
- Enaim, M., Langlois, L., Zimmer-Chevret, S., Bigot, R., & Krumpipe, P. (2018). *Characterization of hot bonding of bi-metal C45/25CrMo4 by plane strain compression test.* 1960. Scopus. https://doi.org/10.1063/1.5034859
- Ettaqi, S., Langlois, L., & Bigot, R. (2008). Cobalt-based superalloy layers deposited on X38CrMoV5 steel base metal by explosion cladding process. *Surface and Coatings Technology*, *202*(14), 3306-3315. Scopus. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2007.12.008

- Fanfoni, M., & Tomellini, M. (1998). The Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov model: A brief review.

  Nuovo Cimento Della Societa Italiana Di Fisica D Condensed Matter, Atomic, Molecular and

  Chemical Physics, Biophysics, 20(7), 1171-1182. Scopus. https://doi.org/10.1007/BF03185527
- Feng, C., Cui, Z., Liu, M., Shang, X., Sui, D., & Liu, J. (2016). Investigation on the void closure efficiency in cogging processes of the large ingot by using a 3-D void evolution model. *Journal of Materials Processing Technology*, 237, 371-385. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.06.030
- Feng, C., Cui, Z., Shang, X., & Liu, M. (2017). An evolution model for elliptic-cylindrical void in viscous materials considering the evolvements of void shape and orientation. *Mechanics of Materials*, 112, 101-113. https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2017.06.002
- Fu, X. P., & Dean, T. A. (1993). Past developments, current applications and trends in the cross wedge rolling process. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, *33*(3), 367-400. https://doi.org/10.1016/0890-6955(93)90047-X
- Groche, P., Wohletz, S., Erbe, A., & Altin, A. (2014). Effect of the primary heat treatment on the bond formation in cold welding of aluminum and steel by cold forging. *Journal of Materials Processing*Technology, 214(10), 2040-2048. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.12.021
- Gu, G. (2013). Caractérisation des propriétés d'emploi des aciers thixoforgés : vers la maîtrise du processus de fabrication [Thèse de doctorat, Arts et Métiers Campus de Metz]. https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00935539
- Gu, G., Pesci, R., Langlois, L., Becker, E., & Bigot, R. (2015). Microstructure investigation and flow behavior during thixoextrusion of M2 steel grade. *Journal of Materials Processing Technology*, 216, 178-187. Scopus. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.09.009
- Gutierrez, C. (2017). Contribution à l'amélioration du processus d'industrialisation du laminage transversal [These de doctorat, Paris, ENSAM]. http://www.theses.fr/2017ENAM0027

- Gutierrez, C., Mangin, P., Langlois, L., & Bigot, R. (2014). Development of a tool design method in cross wedge rolling: Description and applications. *Key Engineering Materials*, *611-612*, 1694-1701. Scopus. https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.611-612.1694
- Hattingh, D. G., Blignault, C., van Niekerk, T. I., & James, M. N. (2008). Characterization of the influences of FSW tool geometry on welding forces and weld tensile strength using an instrumented tool.

  \*\*Journal of Materials Processing Technology, 203(1-3), 46-57.\*\*

  https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.10.028
- Hibbe, P., & Hirt, G. (2020). Analysis of the bond strength of voids closed by open-die forging.

  \*\*International Journal of Material Forming, 13(1), 117-126. Scopus.\*\*

  https://doi.org/10.1007/s12289-019-01474-7
- Jun, Q., & Blau, P. J. (2008). A new model to calculate friction coefficients and shear stresses in thermal drilling. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 130(1), 0145021-0145024. Scopus. https://doi.org/10.1115/1.2815341
- Kakimoto, H., Arikawa, T., Takahashi, Y., Tanaka, T., & Imaida, Y. (2010). Development of forging process design to close internal voids. *Journal of Materials Processing Technology*, *210*(3), 415-422. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.09.022
- Kukuryk, M. (2019). Experimental and FEM analysis of void closure in the hot cogging process of tool steel. *Metals*, *9*(5). Scopus. https://doi.org/10.3390/met9050538
- Mangin, P. (2012). *Identification des paramètres clés du laminage transversal : vers la formalisation des connaissances scientifiques et technologiques* [These de doctorat, Paris, ENSAM]. http://theses.fr/2012ENAM0017
- Matsui, T. (2013). High temperature deformation and dynamic recrystallization behavior of alloy718.

  \*\*Materials\*\* Transactions, 54(4), 512-519. Scopus.

  https://doi.org/10.2320/matertrans.M2012202

- Meschut, G., Hahn, O., Janzen, V., & Olfermann, T. (2014). Innovative joining technologies for multimaterial structures. *Welding in the World*, *58*(1), 65-75. Scopus. https://doi.org/10.1007/s40194-013-0098-3
- Michl, D., Sydow, B., & Bambach, M. (2020). Ring Rolling of Pre-forms Made by Wire-arc Additive

  Manufacturing. *Procedia Manufacturing*, 47, 342-348.

  https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.04.275
- Mishra, R. S., & Ma, Z. Y. (2005). Friction stir welding and processing. 78.
- Paquette, A., Rahimi, S., Violatos, I., Langlois, L., Dumont, C., Blaizot, J., Rosochowska, M., & Bigot, R. (2021, mars 30). On the evolution of microstructure and mechanical properties of type 316 austenitic stainless steel during ingot to billet conversion process. Https://Popups.Uliege.Be/Esaform21. ESAFORM 21. https://doi.org/10.25518/esaform21.929
- Park, C. Y., & Yang, D. Y. (1996). A study of void crushing in large forgings I: Bonding mechanism and estimation model for bonding efficiency. *Journal of Materials Processing Technology*, *57*(1), 129-140. https://doi.org/10.1016/0924-0136(95)02055-1
- Pondaven, C. (2021). Contribution à l'étude du phénomène de fermeture de porosités en laminage à chaud : mise en place d'une modélisation expérimentale et numérique à représentativité améliorée [PhD thesis, Arts et Métiers, campus de Metz]. http://www.theses.fr/s190944
- Pondaven, C., Langlois, L., Bigot, R., & Chevalier, D. (2020). Fem-based methodology for the design of reduced scale representative experimental testing allowing the characterization of defect evolution during hot rolling of bars. *Metals*, *10*(8), 1-20. Scopus. https://doi.org/10.3390/met10081035
- Pondaven, C., Langlois, L., Chevalier, D., & Bigot, R. (2019a). Finite elements method modelling of void closure during multi directional hot forming of steel. 2113. Scopus. https://doi.org/10.1063/1.5112538

- Pondaven, C., Langlois, L., Chevalier, D., & Bigot, R. (2019b). Finite elements method modelling of void closure during multi directional hot forming of steel. *AIP Conference Proceedings*, *2113*(1), 040004. https://doi.org/10.1063/1.5112538
- Qin, J., Léonard, F., & Abba, G. (2016). Real-Time Trajectory Compensation in Robotic Friction Stir Welding Using State Estimators. *IEEE Transactions on Control Systems Technology*, *24*(6), 2207-2214. Scopus. https://doi.org/10.1109/TCST.2016.2536482
- Quelennec, X., Bozzolo, N., Jonas, J. J., & Loge, R. (2011). A New Approach to Modeling the Flow Curve of Hot Deformed Austenite. *ISIJ International*, *51*(6), 945-950. https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.945
- Rouff, C. (2003). Contribution à la caractérisation et à la modélisation du comportement d'un acier à l'état semi-solide : application au thixoforgeage [These de doctorat, Paris, ENSAM]. http://www.theses.fr/2003ENAM0003
- Saby, M. (2013a). Three-dimensional analysis of real void closure at the meso-scale during hot metal forming processes. *Computational Materials Science*, 8.
- Saby, M. (2013b). *Understanding and modeling of void closure mechanisms in hot metal forming*processes [Phdthesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris]. https://pastel.archivesouvertes.fr/pastel-00979301
- Saby, M. (2014). Understanding and Modeling of Void Closure Mechanisms in Hot Metal Forming

  Processes: A Multiscale Approach. *Procedia Engineering*, 6.
- Saby, M., Bouchard, P.-O., & Bernacki, M. (2015). Void closure criteria for hot metal forming: A review.

  \*\*Journal of Manufacturing Processes, 19, 239-250.\*\*

  https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2014.05.006
- SUERY, M., & FLEMINGS, M. C. (1982). EFFECT OF STRAIN RATE ON DEFORMATION BEHAVIOR OF SEMI-SOLIDDENDRITIC ALLOYS. *METALL TRANS A, 13*(N 10), 1809-1819. Scopus. https://doi.org/10.1007/bf02647837

- Sun, C., Xiang, Y., Zhou, Q., Politis, D. J., Sun, Z., & Wang, M. (2016). Dynamic recrystallization and hot workability of 316LN stainless steel. *Metals*, *6*(7). Scopus. https://doi.org/10.3390/met6070152
- Tanaka, M., Ono, S., & Tsuneno, M. (1986). Factors contributing to crushing of voids during forging. *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, *27*(306), 927-934. Scopus.
- Traidi, K. (2016). Caractérisation et modélisation micromécanique du comportement des alliages métalliques à l'état semi-solide pour la simulation du thixoforgeage des aciers [These de doctorat, Paris, ENSAM]. http://www.theses.fr/2016ENAM0048
- Wang, J., Langlois, L., Rafiq, M., Bigot, R., & Lu, H. (2014). Study of the hot forging of weld cladded work pieces using upsetting tests. *Journal of Materials Processing Technology*, *214*(2), 365-379. Scopus. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.09.009
- Wang, Z., Zimmer-Chevret, S., Léonard, F., & Abba, G. (2021). Prediction of bead geometry with consideration of interlayer temperature effect for CMT-based wire-arc additive manufacturing. *Welding in the World*, 65(12), 2255-2266. Scopus. https://doi.org/10.1007/s40194-021-01192-2
- Zhang, H. W., Zhang, Z., & Chen, J. T. (2005). The finite element simulation of the friction stir welding process. *Materials Science and Engineering: A, 403*(1-2), 340-348. https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.05.052
- Zimmer, S. (2009). *Contribution a l'industrialisation du soudage par friction malaxage* [These de doctorat, Paris, ENSAM]. http://www.theses.fr/2009ENAM0035
- Zimmer, S., Langlois, L., Laye, J., & Bigot, R. (2010). Experimental investigation of the influence of the FSW plunge processing parameters on the maximum generated force and torque.

  International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 47(1-4), 201-215. Scopus. https://doi.org/10.1007/s00170-009-2188-3