



HAL
open science

Etude de la co-forgeabilité d'u multi-matériau : application à un coupe d'acier

Mohammed Enaim

► To cite this version:

Mohammed Enaim. Etude de la co-forgeabilité d'u multi-matériau : application à un coupe d'acier. Autre. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2019. Français. NNT : 2019ENAM0002 . tel-02070878

HAL Id: tel-02070878

<https://pastel.hal.science/tel-02070878>

Submitted on 18 Mar 2019

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.

École doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'ingénieur

Doctorat ParisTech

THÈSE

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers
Spécialité " Génie Mécanique et Procédés de Fabrication "

présentée et soutenue publiquement par

Mohammed ENAIM

le 17 janvier 2019

Etude de la co-forgeabilité d'un multi-matériaux : application à un couple d'aciers

Directeur de thèse : **M. Régis BIGOT**

Co-encadrement de la thèse : **M. Laurent LANGLOIS et Mme Sandra CHEVRET**

Jury

M. Karl DEBRAY, Professeur des Universités, GRESPI, Université de Reims

M. Saïd ETTAQI, Professeur des Universités, ENSAM de Meknès, Maroc

M. Guillaume RACINEUX, Professeur des Universités, GEM, Ecole Centrale de Nantes

M. Régis BIGOT, Professeur des Universités, LCFC, ENSAM de Metz

Mme Sandra CHEVRET, Maître de conférences, LCFC, ENSAM de Metz

M. Laurent LANGLOIS, Maître de conférences, LCFC, ENSAM de Metz

M. Pierre KRUMPIPE, Expert en Forge, CETIM- Saint Etienne

Président

Rapporteur

Rapporteur

Examineur

Examineur

Examineur

Invité

T
H
È
S
E

Remerciements

Ces travaux de thèse ont été réalisés dans le cadre de la collaboration entre le Laboratoire Conception Fabrication Commande (LCFC) de l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers (ENSAM) à Metz et le Centre Technique des Industries Mécaniques (CETIM).

Je tiens à remercier mon directeur de thèse professeur Régis BIGOT pour la confiance qu'il m'a accordée afin de réaliser mes travaux de thèse. Je le remercie pour ses conseils, son soutien et sa direction de mes travaux de recherche. Je remercie aussi Laurent LANGLOIS et Sandra CHEVRET, maîtres de conférences, mes co-encadrants de thèse. Merci pour leurs discussions, leurs conseils et leur encadrement. Je les remercie également pour leur patience lors de la correction de mon manuscrit de thèse. Et finalement je remercie l'expert forge Monsieur Pierre KRUMPIPE pour ses conseils et son suivi de mon travail. Je vous remercie tous de m'avoir accompagné durant mes travaux de thèse.

J'ai rejoint l'équipe Fabrication Avancée de LCFC en 2013 dans le cadre de mon projet de fin d'études effectué avec Madame Sandra CHEVRET. Je la remercie particulièrement de m'avoir proposé ce sujet de thèse après avoir terminé mes travaux de recherche de master. Je la remercie aussi de m'avoir encouragé et soutenu.

J'adresse mes remerciements aux membres de jury qui ont accepté d'évaluer mes travaux de thèse. Je remercie Monsieur Karl DEBRAY, professeur à l'université de Reims, d'avoir accepté de présider le jury. Je remercie également, Monsieur Said ETTAQI, professeur à l'Ecole Nationale Supérieure des Arts et Métiers (ENSAM) de Meknès et Monsieur Guillaume RACINEUX professeur à l'école Centrale de Nantes d'avoir accepté de rapporter ce manuscrit.

Mes remerciements vont également à toute l'équipe Fabrication Avancée et à toute personne qui a participé de près ou de loin au bon déroulement de ma thèse. Je remercie en particulier le professeur Tudor BALAN pour son soutien et sa réactivité avec mes travaux de recherche. Je remercie les techniciens du laboratoire LCFC de m'avoir aidé à réaliser mes travaux expérimentaux sur la plateforme Vulcain : Alex, Sylvio, Daniel et Lionel. Je remercie fortement Marc WARY du laboratoire LEM3 de m'avoir aidé à réaliser mes observations microscopiques sur mes échantillons.

Je tiens à saluer mes collègues avec qui j'ai partagé mon bureau : Adrien, Damien, Jean-François, Fadik, Guillaume, Tanguy. Une énorme pensée à Gabriel VENET pour la superbe fiche de soutenance qu'il m'a réalisée. Je remercie Uzair, Corentin, Muhamed, Edho, Ismail et toute personne avec qui j'ai partagé des bons moments.

Pour conclure, un grand merci à ma famille, mes proches, et particulièrement mes parents qui ont été toujours à mes côtés tout au long de mon parcours scolaire.

Merci à tous

Mohammed ENAIM, Janvier 2019

‘Premier principe : ne jamais se laisser abattre par des personnes ou par des événements.’

Marie Curie

INTRODUCTION GENERALE	8
CHAPITRE 1 : CONTEXTE GENERAL DE L'ETUDE ET ETAT DE L'ART	10
1. INTRODUCTION.....	12
2. CONTEXTE GENERAL DE L'ETUDE.....	12
2.1. LES MULTI-MATERIAUX.....	12
2.2. APPLICATIONS DES MULTI-MATERIAUX.....	13
2.3. FABRICATION DES MULTI-MATERIAUX	15
2.3.1. <i>Métallurgie de poudre : co-frittage</i>	15
2.3.2. <i>Fonderie par centrifugation</i>	15
2.3.3. <i>Thixo-forgeage</i>	16
2.3.4. <i>Forgeage</i>	16
3. FORGEAGE DES MULTI-MATERIAUX.....	16
3.1. PRINCIPE DU FORGEAGE	16
3.2. GAMMES DE FABRICATION DES MULTI-MATERIAUX FAISANT APPEL AU FORGEAGE	17
4. ETABLISSEMENT DE LA LIAISON METALLURGIQUE PAR CO-FORGEAGE.....	20
4.1. PROCEDES TRANSVERSAUX : PROCEDES DE SOUDAGE A L'ETAT SOLIDE.....	20
4.1.1. <i>Soudage à la forge</i>	21
4.1.2. <i>Soudage par brasage</i>	21
4.1.3. <i>Soudage par diffusion</i>	22
4.1.4. <i>Soudage par friction</i>	24
4.2. PARAMETRES INFLUENÇANT LE CO-FORGEAGE	26
4.3. PHENOMENES PHYSIQUES ACCOMPAGNANT LE CO-FORGEAGE	29
4.3.1. <i>Oxydation</i>	29
4.3.2. <i>Diffusion et formation des intermétalliques</i>	36
4.4. MODELISATION DES MECANISMES D'ETABLISSEMENT DE LA LIAISON METALLURGIQUE	40
4.4.1. <i>Modèle de Bay</i>	41
4.4.2. <i>Modèle de Cooper et Allwood</i>	44
4.5. METHODOLOGIE DE CARACTERISATION DES PARAMETRES DE CO-FORGEAGE.....	46
4.6. CARACTERISATION DE L'INTERFACE (LIAISON METALLURGIQUE)	48
5. CONCLUSIONS ET APPROCHE PROPOSEE.....	49
CHAPITRE 2 : MODELISATION ET SIMULATION DES ESSAIS DE CARACTERISATION	52
1. INTRODUCTION.....	54
2. PRINCIPE DES ESSAIS DE CARACTERISATION	54
2.1. BI-POINÇONNEMENT.....	54
2.2. ECRASEMENT	59
2.3. CO-FILAGE	62
3. ETUDE PARAMETRIQUE DE LA SIMULATION DES ESSAIS DE CARACTERISATION	64
3.1. ETUDE PARAMETRIQUE NUMERIQUE DE L'ESSAI DE BI-POINÇONNEMENT	66
3.1.1. <i>Présentation du Modèle Eléments Finis</i>	66
3.1.2. <i>Etude de sensibilité aux paramètres physiques</i>	70
3.2. ETUDE PARAMETRIQUE NUMERIQUE DE L'ESSAI D'ECRASEMENT	74
3.2.1. <i>Présentation du Modèle Eléments Finis</i>	74
3.2.2. <i>Etude de sensibilité aux paramètres physiques</i>	77
3.3. ETUDE PARAMETRIQUE NUMERIQUE DE L'ESSAI DU CO-FILAGE	81

3.3.1.	<i>Présentation du Modèle Eléments Finis</i>	81
3.3.2.	<i>Etude de sensibilité aux paramètres physiques</i>	84
3.3.3.	<i>Etude de sensibilité à la disposition des matériaux et au rapport des diamètres</i>	87
4.	ETUDE DES CONDITIONS, PRESSION ET EXPANSION DE SURFACE, A L'INTERFACE.....	90
4.1.	ETUDE DE SENSIBILITE AUX FROTTEMENTS MATIERE/MATIERE ET OUTIL/MATIERE	92
4.1.1.	<i>Ecrasement et bi-poinçonnement</i>	92
4.1.2.	<i>Co-filage</i>	93
4.2.	ETUDE DE SENSIBILITE AUX ECHANGES THERMIQUES MATIERE/MATIERE ET OUTIL/MATIERE	94
4.2.1.	<i>Ecrasement et bi-poinçonnement</i>	94
4.2.2.	<i>Co-filage</i>	95
5.	CONCLUSION.....	96
CHAPITRE 3 : EXPERIMENTATION DES ESSAIS DE CARACTERISATION		98
1.	INTRODUCTION	100
2.	BI-POINÇONNEMENT	100
2.1.	PROTOCOLE EXPERIMENTAL.....	100
2.2.	GEOMETRIES DES PIECES ET EFFORT DE MISE EN FORME.....	101
2.2.1.	<i>Géométrie de la pièce</i>	102
2.2.2.	<i>Courbes effort-déplacement</i>	103
2.3.	GEOMETRIE ET OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES DE L'INTERFACE	104
2.3.1.	<i>Géométrie de l'interface</i>	104
2.3.2.	<i>Observations microscopiques de l'interface</i>	105
3.	ECRASUREMENT.....	108
3.1.	PROTOCOLE EXPERIMENTAL.....	108
3.2.	GEOMETRIE DES PIECES ET EFFORT DE MISE EN FORME	110
3.2.1.	<i>Géométrie des pièces</i>	113
3.2.2.	<i>Courbes Effort-déplacement</i>	113
3.3.	GEOMETRIE ET OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES DE L'INTERFACE	115
3.3.1.	<i>Géométrie de l'interface</i>	115
3.3.2.	<i>Observations microscopiques de l'interface</i>	117
4.	CO-FILAGE	119
4.1.	PROTOCOLE EXPERIMENTAL.....	120
4.2.	GEOMETRIE DES PIECES ET EFFORT DE MISE EN FORME	123
4.2.1.	<i>Forme de la pièce</i>	123
4.2.2.	<i>Courbes effort-déplacement</i>	124
4.3.	GEOMETRIE ET OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES DE L'INTERFACE	126
4.3.1.	<i>Géométrie de l'interface</i>	126
4.3.2.	<i>Observations microscopiques de l'interface</i>	127
5.	CONCLUSIONS.....	133
CHAPITRE 4 : CONFRONTATION SIMULATION-EXPERIMENTATION		134
1.	INTRODUCTION.....	136
2.	BI-POINÇONNEMENT	136
2.1.	CONFRONTATION SIMULATION-EXPERIENCE	136
2.1.1.	<i>Simulation bi-poinçonnement identifiée</i>	137
2.1.2.	<i>Comparaison des courbes effort-déplacement</i>	139
2.1.3.	<i>Comparaison de la géométrie globale de la pièce</i>	139

2.1.4.	<i>Comparaison de la géométrie de l'interface C45/25CrMo4</i>	141
2.2.	DIAGRAMME PRESSION NORMALE DE CONTACT/EXPANSION DE SURFACE	142
3.	ECRASEMENT	146
3.1.	CONFRONTATION SIMULATION-EXPERIENCE	146
3.1.1.	<i>Simulation écrasement identifiée</i>	146
3.1.2.	<i>Comparaison des courbes effort-déplacement</i>	147
3.1.3.	<i>Comparaison de la géométrie de la pièce et de l'interface C45/25CrMo4</i>	148
3.2.	DIAGRAMME PRESSION NORMALE DE CONTACT/EXPANSION DES SURFACE	149
4.	CO-FILAGE	153
4.1.	CONFRONTATION SIMULATION-EXPERIENCE	153
4.1.1.	<i>Simulation co-filage identifiée</i>	153
4.1.2.	<i>Comparaison des courbes effort déplacement</i>	154
4.1.3.	<i>Comparaison de la géométrie de la pièce et de l'interface C45/25CrMo4s</i>	155
4.2.	DIAGRAMME PRESSION NORMALE DE CONTACT/EXPANSION DES SURFACES.....	156
5.	CONCLUSION	158
	CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES	158
	REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	161

Introduction générale

Les avions et les automobiles sont constitués d'un grand nombre de pièces mécaniques produites par une variété de procédés de fabrication [Mori et al, 2013]. Les automobiles contiennent entre 10000 à 30 000 pièces, et dans les avions le nombre atteint plusieurs millions incluant de nouvelles pièces avec des combinaisons de matériaux [Mori et al, 2013]. La compétition industrielle et la consommation énergétique ont poussé les industrielles de l'automobile et de l'aéronautique à réexaminer la conception de leurs pièces afin de développer des alternatives plus efficaces [Politis et al, 2014]. Le système de transmission dans l'automobile en constitue un bon exemple. Le poids de ce dernier est largement réduit par l'utilisation des alliages d'aluminium ou de magnésium dans la boîte de vitesses [Politis et al, 2014]. Néanmoins, le poids total de la boîte de vitesses reste élevé et nécessite la réduction du poids de ses composantes mécaniques, comme les engrenages, sans pour autant réduire les caractéristiques mécaniques des composants. La solution technique de multi-matériaux répond à cette problématique, par exemple grâce à l'utilisation d'un matériau de structure léger au cœur et un matériau résistant à l'usure et aux pressions de contact pour la denture [Politis et al, 2014]. Ainsi, le multi-matériaux offre la possibilité de combiner un gain de poids et une résistance mécanique élevée avec un compromis optimal entre les deux [Wohletz et Groche, 2014]. L'idée est de placer le bon matériau au bon endroit. D'une part, la variété des propriétés des matériaux composants le multi-matériaux rend ce dernier multifonctionnel et d'autre part, cette variété des matériaux, pose un défi scientifique à surmonter vu leur différence de propriétés chimiques, mécaniques, thermiques et électriques [Martinsen et al, 2015].

Le travail de thèse porte sur le forgeage des multi-matériaux, appelé aussi co-forgeage.

Pour investiguer cette thématique, un projet en partenariat entre le Laboratoire de Conception, Fabrication et Commande (LCFC) et le Centre Technique des Industries Mécaniques (CETIM) a vu le jour. Ces travaux sont réalisés dans le cadre du laboratoire commun LAMFM entre Arts et Métiers ParisTech Campus de Metz et le CETIM. Ils ont été financés par le CETIM, la commission Forge du CETIM et la Région Grand-Est. L'objectif est d'identifier les verrous et de mettre en place une méthodologie scientifique rigoureuse d'obtention de pièce multi-matériaux par co-forgeage (paramètres caractéristiques, choix des matériaux constitutifs, distribution des matériaux, liaison entre les matériaux, etc.) et de son processus de fabrication (gamme de fabrication, gamme de co-forgeage, etc.). Cette méthodologie sera basée sur la confrontation expérimentation et simulation numérique.

Dans le cadre de travaux antérieurs à cette thèse, le LCFC a travaillé sur les multi-matériaux par rechargement de l'acier inoxydable S316L sur l'acier S235 via le procédé GMAW (Gas Metal Arc Welding), puis de forger la nouvelle pièce composée des deux matériaux [Rafiq, 2011].

Les limitations géométriques des procédés d'assemblage et le besoin de réaliser des pièces avec des géométries et des distributions des matériaux plus complexes, nous ont poussés à converger vers le choix du co-forgeage qui permet de dépasser ces obstacles. En plus, le co-forgeage permet aussi de réduire la gamme de fabrication, donc le temps de fabrication des multi-matériaux en réalisant l'assemblage et le forgeage simultanément en une seule opération.

Ce mémoire de thèse comprend quatre chapitres. Le Chapitre 1 concerne la bibliographie. Il va dans un premier temps définir le multi-matériaux, ses applications, les méthodes d'élaboration et la comparaison des différentes gammes possibles de fabrication par forgeage. L'objectif de cette partie est de positionner le contexte de l'étude. Puis, il se consacrera à l'étude de l'établissement de la liaison

métallurgique à l'interface des matériaux par co-forgeage. Les paramètres influençant la co-forgeabilité d'un multi-matériaux, les phénomènes physiques mis en jeu et les verrous seront présentés. Les verrous et les paramètres caractéristiques d'une liaison ayant été identifiés à travers la bibliographie. L'étude paramétrique de la simulation numérique de trois essais de référence (bi-poinçonnement, écrasement et filage) est présentée au Chapitre 2. La simulation a permis de valider le choix des essais proposés. Le Chapitre 3 est consacré à la mise en œuvre de l'expérimentation de ces trois essais de référence et aux résultats associés. Le calage de la simulation numérique sera alors réalisé. Le Chapitre 4 se concentre sur le calage de la simulation numérique et proposera une confrontation entre expérimentation et simulation afin d'identifier les paramètres d'établissement une liaison par co-forgeage.

Chapitre 1 : Contexte général de l'étude et état de l'art

Résumé :

Les deux premières parties de ce chapitre présentent le contexte général de l'étude. Elle définissent tout d'abord la notion de multi-matériaux. Elles présentent ensuite ses applications et les différentes gammes génériques permettant son élaboration. Ces deux premières parties aboutissent sur la mise en évidence des intérêts du co-forgeage. La troisième partie se concentre sur le co-forgeage et plus particulièrement sur l'identification des phénomènes physiques mis en jeu au cours du procédé, leur caractérisation et leur modélisation. A l'issue de ce chapitre, les objectifs de la thèse et la méthodologie suivie pour les atteindre seront explicités.

CHAPITRE 1 : CONTEXTE GENERAL DE L'ETUDE ET ETAT DE L'ART	10
1. INTRODUCTION.....	12
2. CONTEXTE GENERAL DE L'ETUDE.....	12
2.1. LES MULTI-MATERIAUX.....	12
2.2. APPLICATIONS DES MULTI-MATERIAUX.....	13
2.3. FABRICATION DES MULTI-MATERIAUX	15
2.3.1. <i>Métallurgie de poudre : co-frittage</i>	15
2.3.2. <i>Fonderie par centrifugation</i>	15
2.3.3. <i>Thixo-forgeage</i>	16
2.3.4. <i>Forgeage</i>	16
3. FORGEAGE DES MULTI-MATERIAUX.....	16
3.1. PRINCIPE DU FORGEAGE	16
3.2. GAMMES DE FABRICATION DES MULTI-MATERIAUX FAISANT APPEL AU FORGEAGE	17
4. ETABLISSEMENT DE LA LIAISON METALLURGIQUE PAR CO-FORGEAGE.....	20
4.1. PROCESSES TRANSVERSAUX : PROCESSES DE SOUDAGE A L'ETAT SOLIDE.....	20
4.1.1. <i>Soudage à la forge</i>	21
4.1.2. <i>Soudage par brasage</i>	21
4.1.3. <i>Soudage par diffusion</i>	22
4.1.4. <i>Soudage par friction</i>	24
4.2. PARAMETRES INFLUENÇANT LE CO-FORGEAGE	26
4.3. PHENOMENES PHYSIQUES ACCOMPAGNANT LE CO-FORGEAGE	29
4.3.1. <i>Oxydation</i>	29
4.3.2. <i>Diffusion et formation des intermétalliques</i>	36
4.4. MODELISATION DES MECANISMES D'ETABLISSEMENT DE LA LIAISON METALLURGIQUE	40
4.4.1. <i>Modèle de Bay</i>	41
4.4.2. <i>Modèle de Cooper et Allwood</i>	44
4.5. METHODOLOGIE DE CARACTERISATION DES PARAMETRES DE CO-FORGEAGE.....	46
4.6. CARACTERISATION DE L'INTERFACE (LIAISON METALLURGIQUE)	48
5. CONCLUSIONS ET APPROCHE PROPOSEE	49

1. Introduction

Ce premier chapitre est divisé en trois parties. Les deux premières parties abordent le contexte général de l'étude. Elles définissent tout d'abord la notion de multi-matériaux. Elles présentent ensuite ses applications et les différentes gammes génériques permettant son élaboration. Ces deux premières parties servent à positionner les travaux de thèse par rapport aux d'autres travaux produisant le multi-matériaux par d'autres procédés et à justifier le choix du forgeage comme procédé de fabrication dans nos travaux. Une fois le choix a été justifié et le contexte a été défini, la troisième partie détaille les paramètres influençant la co-forgeabilité d'un multi-matériaux et décrit les phénomènes physiques accompagnant le co-forgeage. Ensuite, elle présente quelques procédés de soudage à l'état solide qui mettent en jeu des principes physiques similaires à celui du co-forgeage. Une attention particulière est portée sur ceux intervenant lors de l'établissement de la liaison à l'interface entre les matériaux. A la fin de la troisième partie, les méthodes de caractérisation de la liaison à l'interface en termes de microstructure, composition chimique et propriétés mécaniques sont présentées.

2. Contexte général de l'étude

2.1. Les multi-matériaux

En général, une pièce multi-matériaux est constituée d'au moins deux matériaux assemblés d'une manière continue ou discontinue [Kawasaki et al, 1997]. Une pièce multi-matériaux co-forgée fait appel à la déformation plastique et la diffusion pour créer la liaison métallurgique à l'interface des matériaux. La distribution des matériaux confère un gradient – continu ou discontinu – de propriétés au sein de la même pièce (Figure 1).

L'objectif de la solution multi-matériaux est de mettre aux différents endroits de la pièce un matériau adapté aux sollicitations et fonctions locales [Rafiq, 2011]. Ceci permet de répondre à des cahiers de charges plus complexes et ainsi d'optimiser les coûts matières et/ou le poids des pièces. Par exemple une application peut exiger un matériau dur (en surface) et résilient (en cœur), compromis difficile à atteindre dans le cas d'un seul matériau [Rasheedat et al, 2012].

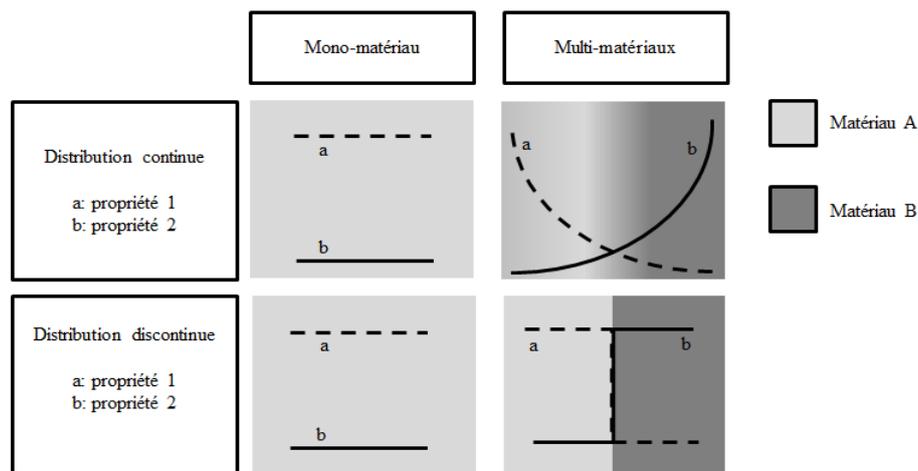


Figure 1: Comparaison entre bi-matériaux avec distribution continue et discontinue [Vaziri et al, 2015].

Lorsque la distribution des matériaux est continue, on parle de pièce multi-matériaux à gradient continu (Functionally Graded Materials-FGM). Ce type de distribution est plus favorable qu'une distribution discontinue où la transition brusque à l'interface des matériaux peut générer des défauts [Wang, 1983 ; Rasheedat et al, 2012].

2.2. Applications des multi-matériaux

Vu leur caractère multi-fonctionnel, les pièces multi-matériaux ont été introduites dans de multiples domaines, parmi ces domaines on cite :

- **Automobile et aéronautique** : La réduction de la consommation d'énergie pour les fabricants d'automobiles et d'avions est un objectif affiché, qui les pousse à opter pour des composantes mécaniques ayant un bon compromis entre performance, poids et coût. La Figure 2 illustre deux composantes bi-matériaux forgées : une bride d'entraînement en aluminium et acier avec une diminution de poids de 1.1 kg (Figure 2-a) et un tambour de frein hybride en aluminium et acier avec une réduction de poids de 4.5 kg (Figure 2-b).



Figure 2: Composantes automobiles bi-matériaux forgées : (a) Bride d'entraînement en aluminium et acier (b) Tambour de frein hybride en aluminium et acier [Leiber].

- **Biomédical** : La plupart des multi-matériaux, dans ce domaine, sont fabriqués par métallurgie de poudre. Un exemple très connu est la fabrication des implants dentaires bi-matériaux composés de titane et de céramique d'hydroxyapatite (HAP). La partie inférieure de l'implant dentaire est constituée de titane pour ses propriétés de biocompatibilité et la partie supérieure est constituée d'hydroxyapatite pour ses propriétés mécaniques [Watari et al, 1997] (Figure 3).

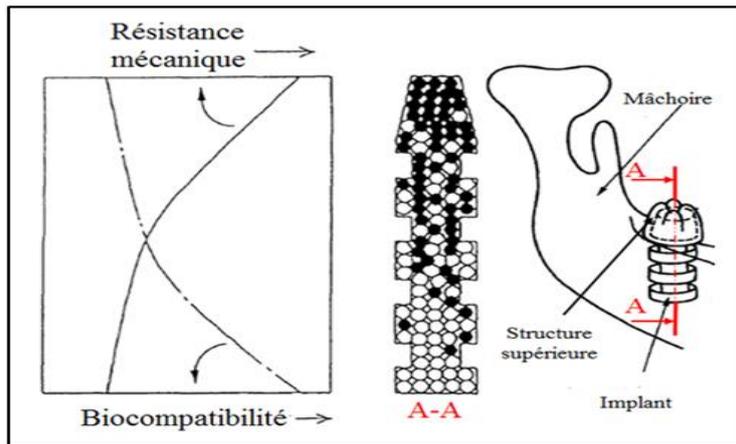


Figure 3: *Implant dentaire bi-matériaux Ti (partie inférieure) / hydroxyapatite (partie supérieure) [Watari et al, 1997].*

- **Défense :** Dans ce domaine, éviter la propagation de la fissure est une des propriétés les plus recherchées. Elle est assurée par des pièces multi-matériaux. Cette propriété est, par exemple, exploitée dans les plaques de blindage et les gilets pare-balles [Lu et al, 2011].
- **Energie :** Les multi-matériaux sont utilisés dans les dispositifs de conversion d'énergie. Ils sont également utilisés comme barrière thermique et comme revêtement protecteur sur des aubes de turbine, dans le moteur à turbine à gaz par exemple (Figure 4). Ces dernières sont exposées à des conditions thermomécaniques sévères. Pour résoudre ce problème, la conception des nouvelles aubes de turbine comprend un métal de faible résistance thermique sur le côté le moins sollicité thermiquement et un matériau céramique de haute résistance thermique sur le côté le plus sollicité thermiquement. Une distribution continue à l'interface est adoptée pour éviter toute concentration de contraintes [Qian et al, 2003].

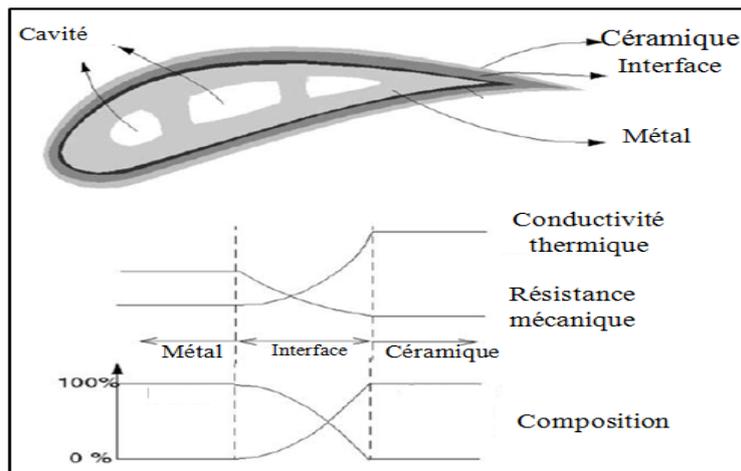


Figure 4: *Aube de turbine multi-matériaux [Qian et al, 2003].*

2.3. Fabrication des multi-matériaux

Le multi-matériaux peut être fabriqué via de nombreux procédés. Le choix d'un procédé est basé sur l'interaction matériaux-forme-procédé [Brechet, techniques de l'ingénieur]. Les fonctions recherchées imposent à la fois le choix des matériaux, de la forme de la pièce et du procédé permettant de l'obtenir. Dans ce qui suit, on présentera quelques procédés de fabrication de multi-matériaux en citant le principe et les restrictions de chaque procédé concernant l'élaboration du multi-matériaux.

2.3.1. Métallurgie de poudre : co-frittage

Le co-frittage des multi-matériaux a été investigué à travers des travaux récents [Auger, 2010 ; Thomazic, 2010 ; Desplanques, 2014]. C'est une technique qui consiste à élaborer une pièce multi-matériaux en passant par trois étapes : le choix des poudres des différents matériaux, la mise en forme et la consolidation [Desplanques, 2014]. Lors du refroidissement, le co-frittage des multi-matériaux connaît l'apparition de contraintes résiduelles engendrant des défauts à l'intérieur de la pièce. Ces contraintes sont capables d'entraver la consolidation de la pièce multi-matériaux frittée. Les facteurs pouvant générer ces contraintes résiduelles sont : la différence de vitesse de déformation et densification entre les matériaux frittés et la différence de coefficients de dilatation thermique [Green et al, 2008]. Aussi, la réaction entre les matériaux à l'interface favorise la naissance des interphases fragilisants l'interface comme l'illustre la figure 5 correspondant au co-frittage d'un acier sur un carbure cimenté [Thomazic, 2010].

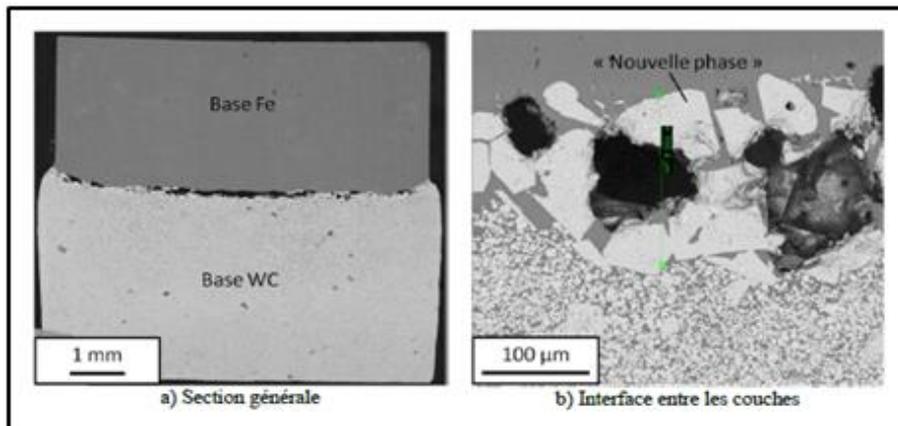


Figure 5: Micrographies du bi-matériaux base Fe/base WC après un frittage à 1300°C pendant une heure [Thomazic, 2010].

2.3.2. Fonderie par centrifugation

A travers la fonderie par centrifugation, on peut obtenir des pièces multi-matériaux de révolution à gradient de propriétés. Tout d'abord les deux matériaux sont coulés ensemble dans un moule cylindrique qui tournera autour de son axe horizontal. Sous l'effet de la force centrifuge, les particules du matériau le moins dense restent près de l'axe et celles du plus dense s'éloignent de l'axe créant ainsi un gradient de composition [Rajan et al, 2010]. Une fabrication réussie de pièces à gradient de propriétés par cette technique à partir de composite à matrice métallique Al-SiC a été réalisée par Rajan et al [Rajan et al, 2010].

2.3.3. Thixo-forgeage

Le thixo-forgeage est un procédé de mise en forme intermédiaire entre le forgeage et la fonderie. Ce procédé fait appel à des matériaux spécifiques composés d'une phase solide avec un point de fusion haut et une phase liquide de bas point de fusion. L'efficacité du procédé à produire des multi-matériaux a été testé par Yang et al [Yang et al, 2010] sur les deux couples de bi-matériaux : (Sn-15%Pb) / (Pb-22%Sn) et (Al-7%Si) / (SiCp/Al-6061 MMC). La liaison métallurgique est formée grâce au mélange des deux phases liquides des matériaux constituant le bi-matériaux, alors que les phases solides restent indépendantes, lors du co-forgeage en matrice fermée. L'interface entre (Sn-15%Pb) et (Pb-22%Sn) présentait une bonne liaison métallurgique. Par contre, l'interface entre (Al-7%Si) et (SiCp/6061 MMC) connaît l'apparition de microfissures. La cause de ces microfissures est attribuée au fait que la phase liquide Al-Si ne remplit pas les interstices entre les particules de SiC présentes à l'interface.

2.3.4. Forgeage

Les multi-matériaux peuvent également être obtenus par forgeage. Si le multi-matériaux est obtenu uniquement par déformation plastique, on parle de co-forgeage, sinon, il est obtenu par un procédé hybride d'assemblage et de forgeage. La différence entre ces deux procédés sera détaillée dans ce qui suit.

3. Forgeage des multi-matériaux

3.1. Principe du forgeage

Les procédés de forgeage englobent l'ensemble des procédés permettant l'obtention d'une pièce par déformation plastique. Selon la température de mise en forme, on distingue trois types de procédés de forgeage : forgeage à chaud, forgeage à mi-chaud et forgeage à froid. Le tableau 1 met en évidence les principales caractéristiques de chacun de ces types.

La mise en forme par forgeage dépend des caractéristiques du matériau forgé, des conditions de contact outil/matière, du flux de matière, des équipements utilisés et des exigences demandées par le produit fini. Ces facteurs influencent la sélection de la géométrie de l'outillage, du matériau et des paramètres de mise en forme (comme la température de la pièce et de l'outillage et la lubrification) [ASM, 2005].

Le forgeage permet d'améliorer certaines caractéristiques mécaniques, comme la ductilité et la fatigue. Ces améliorations sont dues au fait que le forgeage [ASM, 2005] :

- Elimine les ségrégations et les porosités, et favorise une structure métallurgique homogène.
- Oriente les grains de la matière dans le sens de l'écoulement, c'est le phénomène de fibrage.
- Affine la taille des grains.

Tableau 1: Caractéristiques des procédés de forgeage [Thibault, 2008].

Procédé	Forgeage libre	Forge à chaud		Forge à mi-chaud	Forge à froid (extrusion)
		Matriçage	Estampage		
Température	Environ $0,7.T_L$ (T_L : température du liquidus)	Environ $0,7.T_L$	Environ $0,7.T_L$	Comprise entre $0,3.T_L$ et $0,7.T_L$	Inférieure à $0,3.T_L$
Matériau	Tout type de matériau	Métaux non ferreux	Alliages ferreux	Alliages ferreux forgeables à mi-chaud	Alliages ferreux forgeables à froid
Série	Petite	Moyenne-grande	Moyenne-grande	Grande	Grande
Dimensions de la pièce	Tout type de dimension	Petite-moyenne	Petite-moyenne	Petite-moyenne	Petite-moyenne
Complexité possible de la pièce	Faible	Elevée	Elevée	Moyenne, pièce de révolution	Faible, pièce de révolution
Coût de l'outillage	Faible	Elevé	Elevé	Elevé	Elevé
Coût de la main d'œuvre	Elevé	Faible	Faible	Faible	Faible

3.2. Gammes de fabrication des multi-matériaux faisant appel au forgeage

La gamme de fabrication est l'ensemble des opérations successives pour l'élaboration d'une pièce. Le nombre et la nature de ces opérations ont une influence considérable sur les propriétés mécaniques et le coût total du produit fini. La fabrication d'une pièce multi-matériaux peut passer par une opération d'assemblage pour associer les différents matériaux de la pièce. Selon la position de cette opération par rapport à l'opération de forgeage dans la gamme de fabrication, on distingue trois gammes possibles :

➤ Gamme 1 : Assemblage après forgeage

Cette gamme est représentée sur la figure 6. Le lopin est d'abord mis en forme par forgeage puis assemblé avec d'autres matériaux via un procédé d'assemblage pour obtenir un produit multi-matériaux. Une opération de finition peut suivre pour obtenir le produit fini. C'est la gamme de fabrication qu'on qualifiera de « classique ».

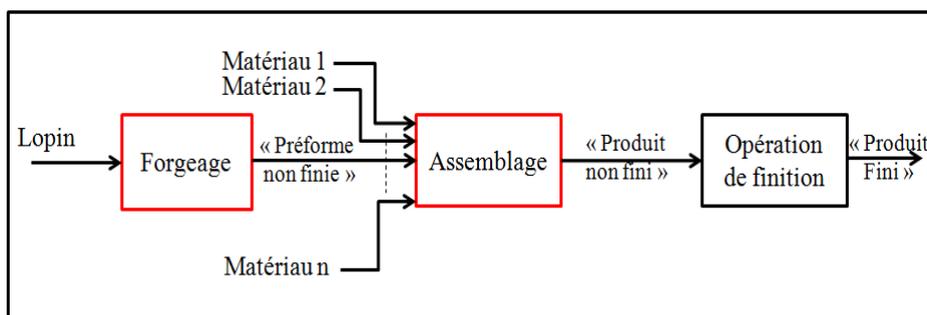


Figure 6: Gamme de fabrication classique : Assemblage après forgeage.

Pour cette gamme, dans le cas de pièces de géométrie complexe, l'opération d'assemblage peut devenir difficile voire impossible à réaliser. De plus, les structures obtenues en fin de mise en forme peuvent être réaffectées thermiquement au voisinage de l'interface soudée. La forme de l'interface

peut également restreindre le choix des procédés d'assemblage. Par exemple, si celle-ci n'est pas une surface plane ou une surface de révolution, il est impossible d'envisager une soudure par friction.

➤ **Gamme 2 : Assemblage avant forgeage**

Cette gamme a fait l'objet de travaux présentés dans la littérature [Rafiq, 2011 ; Domblesky et al, 2006]. L'idée est d'inverser la gamme classique (gamme 1) et donc de réaliser l'assemblage des différents lopins composés des différents matériaux puis les forger ensemble. On obtient alors une pièce multi-matériaux (Figure 7). L'intérêt de cette gamme par rapport à la gamme 1 se résume dans ces points :

- L'assemblage (par exemple par rechargement [Rafiq, 2011]) avant forgeage permet une automatisation plus simple, puisque l'assemblage est réalisé sur des géométries simples. Cela permet également de maîtriser les géométries et les structures métallurgiques obtenues par le procédé d'assemblage.
- Une préforme soudée permet de réduire le nombre de passes de forgeage puisque qu'on peut assembler des formes semi-finies [Domblesky et al, 2006].
- Une fois assemblé, le multi-matériaux bénéficiera éventuellement de l'impact positif des changements métallurgiques apportés par la forge.

La difficulté de cette gamme réside dans la maîtrise de la répartition de matière. Le choix des matériaux peut restreindre celui des procédés d'assemblage aux procédés de soudage à l'état solide ou au brasage.

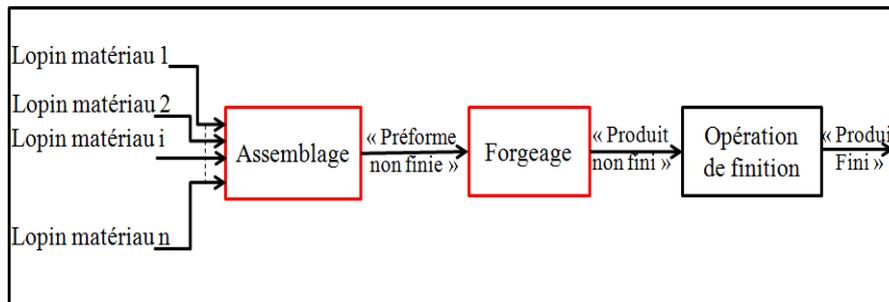


Figure 7: Gamme de fabrication proposée par Rafiq [Rafiq, 2011] : assemblage avant forgeage.

➤ **Gamme 3 : Assemblage et forgeage simultanés (co-forgeage)**

Dans cette gamme, l'assemblage et le forgeage sont réalisés simultanément dans une seule opération (Figure 8). Ceci est appelé co-forgeage. Il est classé parmi les procédés de soudage à l'état solide et présente l'intérêt de :

- Assembler des matériaux difficilement soudables avec les procédés conventionnels par fusion comme Al-Ti, Al-Fe, Al-Cu [Mori et al, 2013].
- Réduire le nombre d'opérations et par conséquent le temps de mise en œuvre, réduisant le coût total du produit fini.
- Réaliser des multi-matériaux avec des distributions et des géométries complexes pour chaque matériau.

- Apporter des changements métallurgiques sur le multi-matériaux ce qui permet d'améliorer ses propriétés mécaniques.

La difficulté en co-forgeage réside dans le fait d'obtenir simultanément la liaison, la géométrie et la distribution des matériaux voulues. Ces difficultés font apparaître plusieurs verrous que sont :

- La différence de contraintes d'écoulement des matériaux ;
- La différence de coefficient de dilatation thermique ;
- La présence d'oxyde en surface des métaux ;
- Et la formation de composés intermétalliques à l'interface.

Le premier verrou rend difficile la maîtrise de l'écoulement relatif des matériaux. La différence de coefficient de dilatation thermique va être à l'origine de déformation et de contraintes résiduelles lors du refroidissement de la pièce si celle-ci est forgée à chaud. Les oxydes en surface des pièces avant forgeage vont jouer le rôle de barrière de diffusion et empêcher l'établissement de la liaison métallurgique. Enfin, la maîtrise de la formation des composés intermétalliques à l'interface est nécessaire afin d'obtenir des interfaces non fragiles.

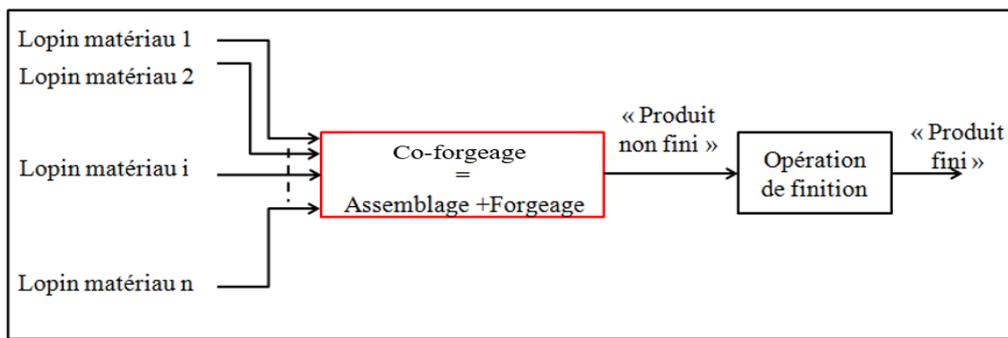


Figure 8: Gamme de fabrication du co-forgeage (assemblage+ forgeage au même temps).

Le Tableau 2 résume les caractéristiques de chacune des trois gammes (1, 2 et 3) :

Tableau 2: Comparaison des trois gammes (1,2 et 3).

Gammes	Description	Distribution matériaux	Complexité géométrique	Gain de temps
1	Forgeage puis assemblage	Simple	Moyenne	Moyen
2	Assemblage puis Forgeage	Complexe	Moyenne	Moyen
3	Assemblage et + forgeage (co-forgeage)	Complexe	Forte	Fort

La gamme 3 présente l'intérêt majeur de ne présenter aucune opération supplémentaire par rapport au forgeage mono-matériau. Elle permet aussi l'assemblage hétérogène d'une grande diversité de métaux. Dans le cas des gammes 2 et 3, sous condition de pouvoir maîtriser la répartition des matériaux au cours de la mise en forme, il est possible d'obtenir des pièces de géométrie complexe, à l'instar du forgeage, avec des distributions de matériaux complexes également. La condition de maîtrise des écoulements relatifs des deux matériaux apparaît toutefois essentielle pour atteindre ce dernier objectif.

La gamme 3 apparaît comme une solution envisageable pour la réalisation de pièces à fonctionnalités améliorées. Cependant, elle n'est pas sans difficulté. Il est nécessaire de maîtriser la répartition des matériaux au cours de la mise en forme et de maîtriser les conditions thermomécaniques aux interfaces pour établir la liaison entre les matériaux.

Dans la section suivante (section 4), les mécanismes physiques à l'origine de l'établissement de la liaison métallurgique et les principaux paramètres gouvernant l'établissement de la liaison en co-forgeage seront présentés.

4. Etablissement de la liaison métallurgique par co-forgeage

Les sections précédentes ont servi à positionner les travaux de thèse et à justifier le choix du co-forgeage comme procédé d'élaboration d'un multi-matériaux. Cette section détaille les paramètres influençant la co-forgeabilité d'un multi-matériaux et décrit les phénomènes physiques accompagnant le co-forgeage. Pour cela, dans un premier temps sont présentés et étudiés quelques procédés de soudage à l'état solide qui mettent en jeu des principes physiques similaires à celui du co-forgeage. Dans un deuxième temps, les paramètres du procédé et du produit co-forgé influençant la co-forgeabilité sont identifiés. Ensuite, les phénomènes physiques mis en jeu au cours du co-forgeage et les modèles d'établissement de la liaison sont présentés. A la fin de cette section, les méthodes de caractérisation de la liaison à l'interface en termes de microstructure, composition chimique et propriétés mécaniques sont présentées.

4.1. Procédés transversaux : procédés de soudage à l'état solide

Les procédés d'assemblage (soudage) à l'état solide s'appliquent à une large variété de matériaux possédant des propriétés physiques (mécaniques, thermiques, métallurgiques, électriques) différentes ou identiques [Yan et Lenard, 2004]. Ils sont aussi appelés procédés d'assemblage par déformation plastique [Kalpajian et Schmid, 2010]. Ces procédés assemblent des matériaux difficilement soudables avec les procédés conventionnels par fusion. Ces procédés sont divisés en deux catégories selon la nature de la liaison créée [Mori et al, 2013] : les procédés qui donnent naissance à une liaison métallurgique (co-laminage, co-extrusion, co-forgeage, etc.) et les procédés qui donnent naissance à une liaison mécanique (clinchage, rivetage, assemblage par formage, etc.). Au contraire de la première catégorie (liaison métallurgique par déformation plastique), la deuxième catégorie (liaison mécanique par déformation plastique) produit des liaisons par obstacles qui n'aboutissent pas à l'établissement d'une liaison métallurgique [Mori et al, 2013].

Dans ce qui suit, on présente quelques procédés de soudage à l'état solide aboutissant à une liaison métallurgique vu les points communs qu'ils présentent avec le co-forgeage. Une attention particulière est accordée aux propriétés de la soudure à l'interface des matériaux car elle constitue une zone critique dans les pièces hybrides.

4.1.1. Soudage à la forge

C'est un procédé de soudage où les pièces à assembler sont chauffées à une température de l'ordre de 0.8 à 0.9 fois la température de fusion [Korinko, 2011]. Les paramètres principaux de ce procédé sont : la température, la déformation totale et la vitesse de déformation [Korinko, 2011]. A haute température, l'oxydation des surfaces est forte et empêche l'établissement de la soudure. Donc, pour évacuer ces oxydes, deux solutions peuvent être appliquées : (1) interposer un produit de nettoyage (équivalent à un flux) qui assurera l'élimination des oxydes par éjection après application de l'effort de forge [Murry, techniques de l'ingénieur], (2) donner une forme de « bombé » aux deux surfaces à assembler afin d'être sûr que la zone centrale se soude en premier pour forcer les oxydes à s'expulser vers l'extérieur (Figure 9) [Korinko, 2011].

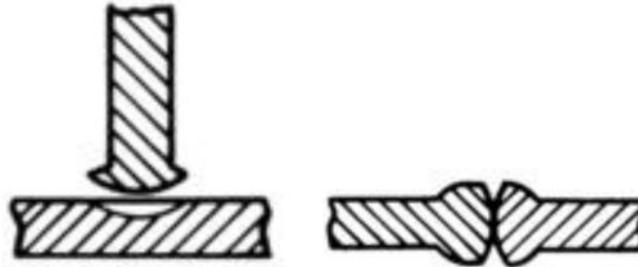


Figure 9: Soudage à la forge [O'Brien, 1991].

4.1.2. Soudage par brasage

Principe : La soudure par brasage entre deux pièces est obtenue par l'apport d'un troisième métal qui possède une température de fusion inférieure à celles des pièces à assembler. Il y a le brasage fort et le brasage tendre [Kohl, 1964]. Pour le brasage fort, la température de chauffage est supérieure à 450°C, alors que pour le brasage tendre elle est inférieure à 450°C. Pendant le brasage tendre le mécanisme prédominant est l'adhésion par mouillage tandis que pour le brasage fort c'est la diffusion [Kohl, 1964]. Ce procédé permet d'assembler des couples de matériaux incompatibles avec les procédés conventionnels de soudage par fusion.

Microstructure et propriétés de la soudure : Les travaux de Steward et al [Steward et al, 2000] ont été axés sur l'influence de la température sur la microstructure de la brasure lors du brasage d'un acier inoxydable (SS 304) / (V-5Cr-5Ti) par l'apport de cuivre. Deux échantillons ont été maintenus pendant 300s respectivement à 1120°C et à 1140°C. Les micrographies de la section du joint sont présentées sur la figure 10. Il apparaît d'après cette figure que des couches d'intermétalliques ont été formées aux interfaces SS/Cu et Cu/ V-5Cr-5Ti tout en enregistrant la formation des précipitations au sein de la brasure. La taille de ces précipitations augmente avec la température. En plus de ça, des miro-fissures apparaissent à l'interface Cu/V-5Cr-5Ti. Une région de forte concentration de Fer est observée à cette interface à cause de la migration des atomes de Fer vers le substrat V-5Cr-5Ti formant

ainsi une couche fragile de $2\mu\text{m}$ de FeCr_3 . La résistance à la traction de la brasure était de 85MPa et son allongement était de 0.17% . Cette valeur reste faible comparée à la ductilité de l'acier inoxydable 304 (8%).

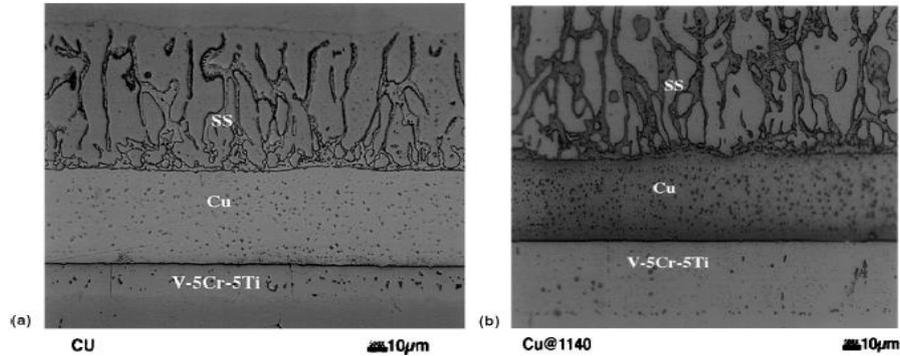


Figure 10: Micrographies de la section du joint acier inoxydable-Cu-(V-5Cr-5Ti) brasé à des températures de (a) 1120°C et de (b) 1140°C [Steward et al, 2000].

4.1.3. Soudage par diffusion

Principe : Pour que deux pièces se soudent par diffusion, il faut : (1) mettre en contact les deux pièces (2) les chauffer à une température de 0.6 à 0.7 fois la température de fusion du métal de base (qui possèdent la plus basse température de fusion) (3) appliquer une pression pendant un certain temps. Un certain niveau de rugosité est demandé pour assurer la déformation plastique à l'interface [Zuruzi et al, 1999].

Microstructure et propriétés de la soudure : Trois paramètres influencent les propriétés de la soudure : la durée, la température et la pression de diffusion. Concernant la durée et la température, l'élévation de l'un des deux paramètres, ou les deux simultanément, élargit la zone de diffusion à l'interface des métaux où des composés intermédiaires se forment [Kolarik et al, 2015 ; Jafarian et al, 2015]. Par exemple lors du soudage par diffusion du couple acier/acier de la même nuance E296 (iso), des particules de carbures de type $(\text{FeMn})_3\text{C}$ se forment à l'interface. La quantité de ces carbures augmente avec la température et la durée de diffusion [Kolarik et al, 2015]. La figure 11 illustre la quantité des carbures formée pour deux durées différentes de la diffusion.

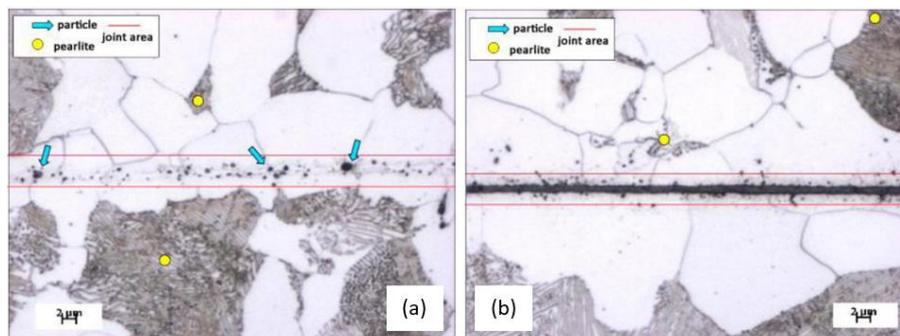


Figure 11: Microstructure de l'interface acier/acier (E296) à $T=1000^\circ$ (a) durée= 600s (b) durée= 900s [Kolarik et al, 2015].

L'intégrité de la soudure reste dépendante de la densité des cavités à la fin de la diffusion. Zhang et al [Zhang et al, 2016] ont étudié en détails l'évolution de la morphologie des cavités inter faciales. Le schéma de la figure 12 illustre les étapes de cette évolution morphologique. Au début de la diffusion, le contact s'établit juste au niveau des aspérités avec superposition des surfaces convexes et concaves comme le montre la Figure 12-a. Après application de la pression, les aspérités se déforment et leur hauteur décroît. Cette décroissance permet aux surfaces convexes, d'un côté et de l'autre de la même cavité, de se mettre en contact et de diviser la grande cavité en de petites cavités (voir Figure 12-b). Malgré l'élargissement de la zone de contact et après un certain stade, l'écoulement plastique des matériaux ne permet pas de mettre en contact toutes les surfaces convexes des deux côtés au sein de la même cavité. La seule solution pour continuer la diffusion et de lisser les surfaces irrégulières. Ce lissage est fait grâce aux mouvements des atomes. Les atomes qui se trouvent sous des surfaces courbées possèdent un potentiel chimique altéré par l'effet de la courbure. La densité très forte des atomes sous les surfaces convexes, comparé aux surfaces concaves, explique la différence de potentiel chimique entre les deux. Cette différence de potentiel engendre un flux d'atomes à partir des surfaces convexes vers les surfaces concaves, ce qui aboutit au lissage des surfaces irrégulières. Sous l'action de ce flux, les petites cavités aux surfaces irrégulières se transforment en cavités elliptiques. Les grandes cavités suivent le même sort grâce à l'effet combiné du triplet écoulement plastique, diffusion inter faciale et diffusion volumique. La taille de ces cavités à la fin de la diffusion diminue en augmentant la température ou la pression [Zhang et al, 2016].

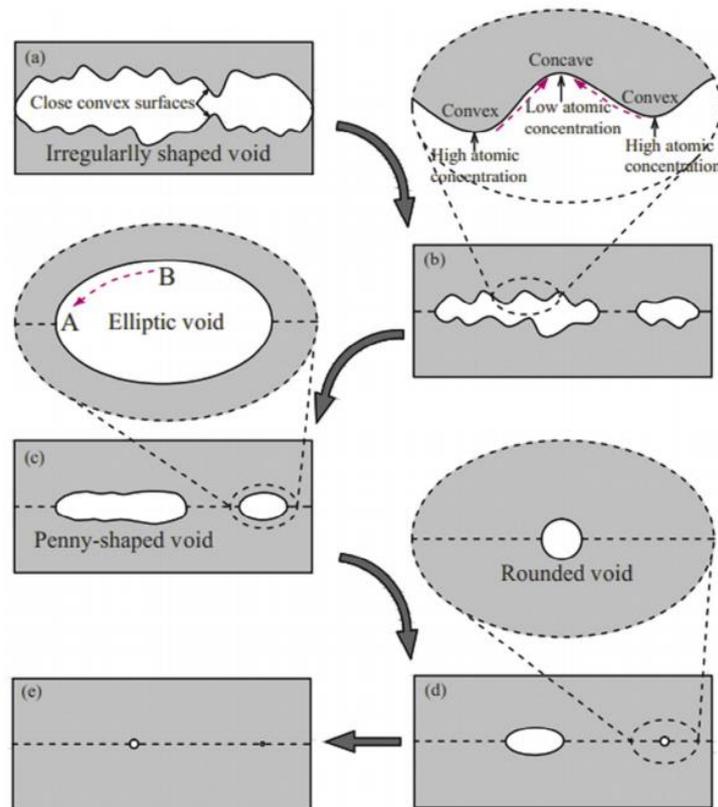


Figure 12: Etapes d'évolution morphologique des cavités [Zhang et al, 2016].

4.1.4. Soudage par friction

Principe : Le soudage de deux pièces par friction est assuré grâce à l'effet thermique généré dans leur plan de joint par la friction obtenue par rotation de l'une sur l'autre, tandis qu'un effort leur est appliqué. Sous l'effet de l'échauffement et de l'effort appliqué les surfaces en contact forment des bourrelets. Après un certain temps, la rotation est arrêtée et un effort de forgeage est appliqué [Sayegh et Cazes, 1980]. Il existe d'autres variétés de ce procédé de soudage en fonction de la nature du mouvement relatif entre les pièces comme illustrée sur la figure 13.

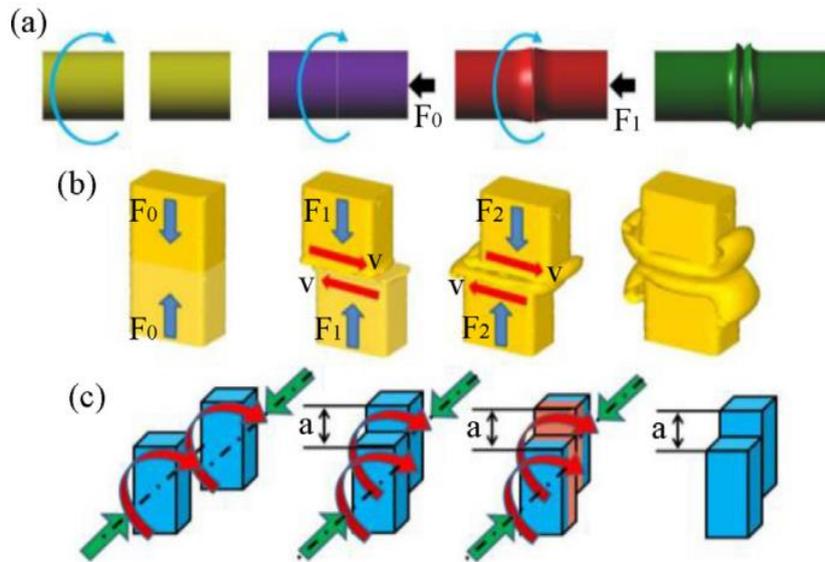


Figure 13: Différents types du soudage par friction. (a) friction par rotation (b) friction linéaire et (c) friction orbitale [Varis et Forst, 1999].

Microstructure et propriétés de la soudure : La tenue mécanique de la soudure est impactée par la pression et la durée de friction [Li et al, 2014 ; Shubhvardhan et Surendan, 2012]. Shubhvardhan et Surendan [Shubhvardhan et Surendan, 2012] ont constaté que les caractéristiques mécaniques de l'interface étaient fonction de la durée et de la pression de frottement exercée lors du soudage par friction de l'acier inoxydable AISI 304 et l'aluminium AA6082. Une durée de friction courte donne lieu à des régions non soudées à l'interface alors qu'une durée de friction longue cause la formation d'intermétalliques à l'interface comme le composé FeAl [Li et al, 2014 ; Shubhvardhan et Surendan, 2012]. Les intermétalliques fragilisent l'interface et détériorent les propriétés mécaniques de la soudure [Sahin, 2010]. La tenue mécanique de la soudure obtenue à l'interface AISI 304/ AA6082 était inférieure à la résistance mécanique de l'aluminium AA6082 (290 MPa).

Dans leurs travaux, Kim et al [Kim et al, 2003] ont montré que l'impact de la pression de forgeage sur la tenue mécanique de la soudure est plus important que celui de la durée et de la pression de friction (voir Figure 14). Les mêmes auteurs remarquent, lors du soudage par friction du couple Cu-Ti, l'existence d'une valeur limite de la pression de forgeage au-delà de laquelle l'augmentation de cette pression ne contribue pas à l'élévation de la résistance mécanique de la soudure quelle que soit la durée de la friction. Cette valeur était de 250 MPa pour le couple Cu-Ti étudié (voir Figure 14). La

valeur maximale de la résistance mécanique de la soudure enregistrée (355 MPa) présente 95% de la résistance mécanique du cuivre.

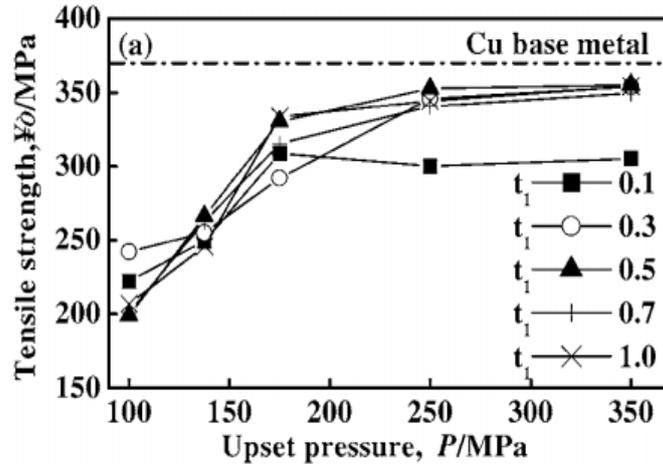


Figure 14: Variation de la résistance mécanique de la soudure en fonction de la pression de forgeage en soudage par friction [Kim et al, 2003].

La microstructure de l'interface Cu/Ti dévoile la naissance d'une zone recristallisée du côté cuivre (Figure 15). Cette zone de recristallisation est le résultat de la différence de conductivité thermique entre le Cu et Ti, le cuivre absorbant la majorité de la chaleur générée par friction. Les essais de microdureté ont indiqué que la largeur de cette zone diminue en augmentant la pression de forgeage et que sa dureté reste inférieure à celle du cuivre.

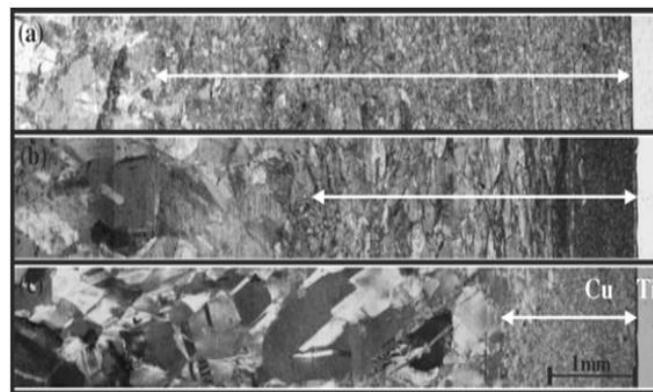


Figure 15: Microstructure de la soudure à l'interface Cu-Ti. (Pression de friction=100 MPa, durée de friction=0.7s, durée de forgeage=6s) (a) pression de forgeage=100 MPa, (b) pression de forgeage=250 MPa, (c) pression de forgeage=325 MPa [Kim et al, 2003].

Conclusion :

L'étude des procédés de soudage hétérogène a mis en évidence l'importance des conditions thermomécaniques appliquées à l'interface, de l'état de surface et du couple température – temps de contact. L'objectif étant d'obtenir un contact parfait géométriquement (sans cavités) et métallurgique (absence de corps intermédiaire comme les oxydes et avec des couches d'intermétalliques de compositions et d'épaisseurs maîtrisées).

Dans le paragraphe qui suit, les paramètres influents dans le cas du co-forgeage sont étudiés.

4.2. Paramètres influençant le co-forgeage

Plusieurs facteurs affectent la tenue mécanique de la liaison métallurgique et la co-forgeabilité. Ces facteurs sont présentés ci-après.

- **Température de mise en forme**

La température de mise en forme est un paramètre primordial pour la co-forgeabilité. En co-laminage, par exemple, l'élévation de la température pendant le co-laminage est bénéfique pour l'établissement de la liaison métallurgique puisque cette élévation élargit la zone de diffusion à l'interface [Yan et al, 2004]. Cependant cela peut conduire à la formation de phases intermétalliques et des oxydes qui affectent négativement la tenue mécanique de la liaison métallurgique à l'interface des matériaux. Néanmoins, Wohletz et Groche [Wohletz et Groche, 2014] ont dressé les principaux atouts du co-forgeage à haute température :

- Le contrôle du flux de matière,
- L'augmentation de la formabilité des matériaux,
- La possibilité de combiner des matériaux avec des contraintes d'écoulements totalement différentes à température ambiante,
- La diminution de l'effort de forgeage grâce à la diminution de la contrainte d'écoulement avec l'élévation de température.

- **Différence de contraintes d'écoulement**

La différence de contraintes d'écoulement est un facteur important en co-forgeage car il conditionne la distribution de la déformation dans la pièce multi-matériaux. Domblesky et al [Domblesky et al, 2006] ont conclu qu'une grande différence de contraintes d'écoulement des matériaux cause une déformation non uniforme des différents matériaux lors du forgeage. La figure 16 montre les résultats d'écrasement à chaud de deux bi-matériaux acier/Cu et acier/Cu chauffés à la température de forgeage la plus faible établie pour l'un des deux matériaux. D'une part, le bi-matériaux Al/Cu a connu une déformation presque uniforme puisque les contraintes d'écoulement de l'aluminium et du cuivre sont respectivement 373 et 345 MPa. D'autre part, le bi-matériau acier/Cu (558MPa / 345MPa) subit une déformation non uniforme avec une partie cuivre très déformée et une partie acier peu (voire pas) déformée.

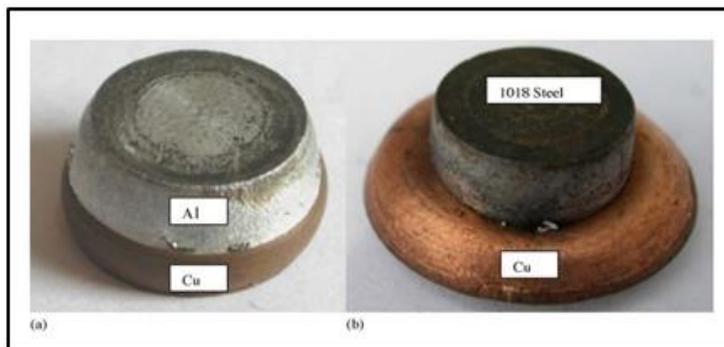


Figure 16 : Deux bi-matériaux après l'écrasement : (a) Aluminium/Cuivre (b) Acier/Cuivre [Domblesky et al, 2006].

- **Différence de coefficients de dilatation thermique**

En co-forgeage à chaud, lors du refroidissement, la dilatation thermique différentielle entre les deux matériaux va générer des déformations et/ou des contraintes résiduelles. Les contraintes de cisaillement atteintes à l'interface peuvent conduire à sa décohésion. La prise en compte du refroidissement après mise en forme est primordiale pour connaître l'état géométrique et mécanique final de la pièce multi-matériaux co-forgée.

- **Frottement outil/matière**

Comme mentionné par Bay et al [Bay et al, 2010], les conditions tribologiques à l'interface entre l'outil et la pièce est un facteur déterminant pour éviter le grippage. Ce contact est caractérisé par une contrainte normale (qui peut aller jusqu'à 3000 MPa), une surface de contact entre les deux pièces (qui peut être multipliée par 10 au cours de la déformation) et une différence de température outillage / pièces (qui peut entraîner une augmentation de température de l'outillage de l'ordre de 200°C). En plus, à l'interface outil/matière, la température locale peut excéder 600 °C et la vitesse relative entre la pièce et l'outil peut facilement atteindre 500 mm/s. Ce qui témoigne de conditions thermomécaniques sévères à cette interface.

Politis et al [Politis et al, 2014] ont conclu que le coefficient de frottement au contact outil/matière influence l'écoulement de la matière à cet endroit : une augmentation du coefficient de frottement provoque une accumulation de la matière sous l'outil et une réduction de flux de matière dans la direction perpendiculaire à l'outillage. Ce contact peut même influencer l'écoulement de la matière dans toute la pièce comme ce qui se passe pendant le test de l'anneau (Figure 17). On constate que lorsque le coefficient de frottement est élevé le diamètre intérieur de l'anneau diminue et que pour des conditions de frottement faible le diamètre augmente [Floc'h, techniques de l'ingénieur]. Ainsi, le contact outil/matière a une influence globale sur l'écoulement au sein de la pièce. Dans le cas du multi-matériaux, le coefficient de frottement peut varier au niveau de contact outil/matière en passant d'un matériau à un autre.

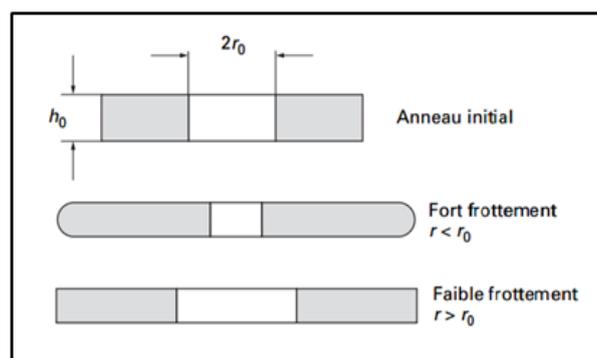


Figure 17 : Influence de frottement dans un test de l'anneau [Floc'h, techniques de l'ingénieur].

- **Frottement matière/matière**

Le frottement matière/matière à l'interface est un facteur majeur d'établissement de la liaison métallurgique. Manesh [Manesh, 2006] a étudié l'effet du frottement Acier/Al en co-laminage sur la

liaison métallurgique et les résultats ont indiqué que la tenue mécanique de la liaison Acier/Aluminium s'améliore avec l'augmentation du frottement à l'interface.

- **Préparation des surfaces**

Les oxydes agissent comme des barrières à l'établissement d'une liaison entre les matériaux, d'où la nécessité de la préparation des surfaces. La préparation de la surface peut se faire d'une manière mécanique, thermique et chimique. C'est une variable qui influence la tenue mécanique de la liaison métallurgique [Bay, 1983]. La figure 18 montre l'effet des différents types de préparation de la surface sur la tenue mécanique de la liaison métallurgique lors du co-laminage de deux plaques d'aluminium. Les résultats montrent clairement que le dégraissage suivi de brossage abouti aux meilleures tenues mécaniques de la liaison métallurgique [Vaidyanath, 1960].

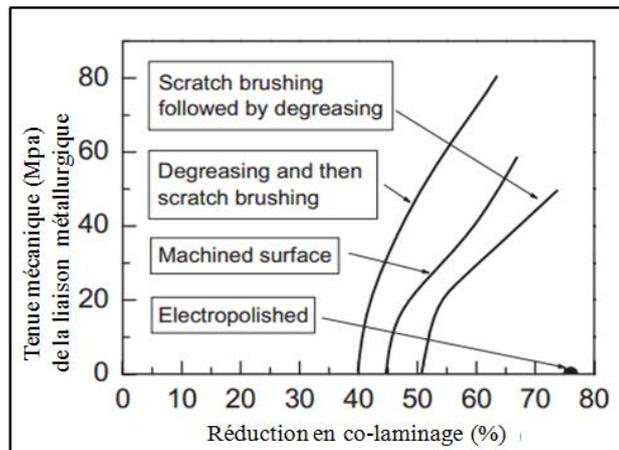


Figure 18 : Effet des différents types de préparation de la surface sur la tenue mécanique de la liaison métallurgique en co-laminage d'aluminium [Vaidyanath, 1960].

- **Expansion de surface et pression de contact**

Au cours de la mise en forme, l'augmentation de la surface de contact entre les pièces ou plus précisément l'extension de surface de contact va être à l'origine de la fragmentation des couches d'oxyde, ces dernières étant, de façon générale, moins ductiles que les métaux de base. La figure 19 présente une schématisation de l'expansion de surface et sa capacité à fragmenter les oxydes. La fragmentation de la couche d'oxyde permet la mise en contact direct des métaux nus, interfaces par lesquelles la diffusion va pouvoir avoir lieu. Plus l'expansion de surface est importante, plus la proportion de contact direct entre les deux métaux est importante et donc meilleure sera la tenue de l'interface. Ce mécanisme est une des bases du modèle développé par Bay [Bay, 1983] dans le cas du co-laminage.

Un autre paramètre important est la pression de contact à l'interface. Cette dernière va permettre d'extruder la matière dans les cavités générées par la fragmentation des couches d'oxydes. Ce dernier mécanisme est également développé dans le modèle de Bay [Bay, 1983]. Ce modèle est présenté plus en détail dans partie 4.4, « **Modélisation des mécanismes d'établissement de la liaison métallurgique** ».

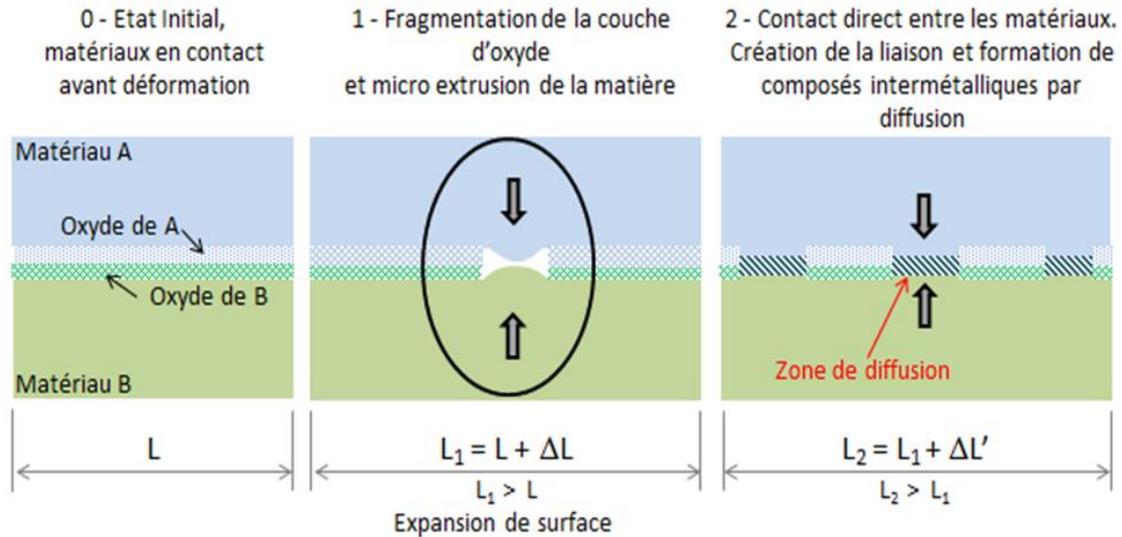


Figure 19 : Schématisation du mécanisme présentant l'expansion et la fragmentation des oxydes [Bay, 1983].

- **Temps de mise en œuvre**

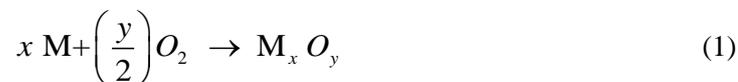
En forgeage à froid, le temps de mise en œuvre n'a pas un effet prépondérant sur la liaison métallurgique, par contre en forgeage à chaud un temps de mise en œuvre élevé favorise le phénomène de diffusion et conduit à la formation des intermétalliques à l'interface. L'épaisseur de ces intermétalliques augmente avec le temps de mise en œuvre, pouvant conduire à une fragilisation de l'interface. Par conséquent, l'interface présentera une accroche mécanique faible entre les matériaux [Jafarian et al, 2015].

4.3. Phénomènes physiques accompagnant le co-forgeage

4.3.1. Oxydation

4.3.1.1. Mécanisme

L'oxyde est le produit de la réaction entre un métal M et le dioxygène O_2 . Cette réaction est régie par l'équation suivante :



Une fois le métal en contact avec le dioxygène, l'oxydation se déclenche suivant le processus ci-dessous [Kofstad, 1988] :

- i) Adsorption de l'oxygène sur la surface du métal.
- ii) Formation des premiers germes d'oxyde et croissance latérale pour former un film d'oxyde continu.
- iii) Croissance normale à la surface de la couche d'oxyde.

Dès les premiers moments de l'étape (iii), le film d'oxyde sépare les deux réactifs (métal et O_2). Donc, la réaction ne continue que s'il y a diffusion des deux réactifs à travers le film d'oxyde (Figure

20). Dans l'exemple de la figure 20, le film est un composé ionique M^{n+}/O^{2-} et sa croissance, suivant la normale à la surface (étape (iii)), peut se faire suivant trois modes de croissance :

- **Croissance cationique** : les cations M^{n+} diffusent vers l'extérieur et la croissance se fait à l'interface oxyde/gaz.
- **Croissance anionique** : les anions O^{2-} diffusent vers le métal et la croissance se fait à l'interface métal/oxyde.
- **Croissance mixte** : lorsque les deux modes anionique et cationique coexistent et par conséquent la croissance s'effectue à l'intérieur de la couche d'oxyde.

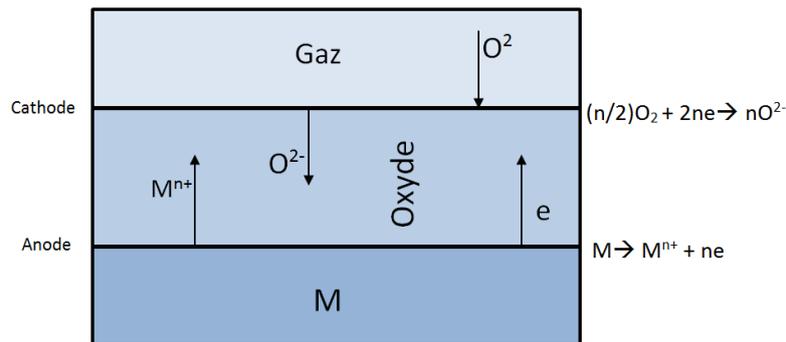


Figure 20 : Mécanismes de croissance de la couche d'oxyde [Kofstad, 1988].

L'oxydation d'un métal peut aboutir à la formation d'une seule couche d'oxyde ou bien d'une séquence de couches d'oxydes. Le comportement total de l'oxydation à couches multiples est déterminé par la nature des oxydes dans les différentes couches formées [Kofstad, 1988].

4.3.1.2. Aspect thermodynamique de l'oxydation

La réaction de l'oxydation ne se produit que si son enthalpie libre standard, ΔG^0 , est négative. L'enthalpie libre standard de réaction, ΔG^0 , l'enthalpie standard de réaction, ΔH^0 , et l'entropie standard de réaction ΔS^0 sont reliées par l'équation de Gibbs-Helmholtz suivante :

$$\text{Oxydation} \Rightarrow (\Delta G^0 = \Delta H^0 - T \cdot \Delta S^0) \leq 0 \quad (2)$$

Avec T : la température de la réaction

Souvent on suppose que ΔH^0 et ΔG^0 ne sont pas influencées par la température ; on les remplace par deux constantes A et B :

$$\Delta G^0 = A + B.T \quad (3)$$

Thermodynamiquement l'oxyde se forme si la pression partielle de l'oxygène est plus grande que la pression de dissociation de l'oxyde à l'équilibre avec le métal. Ceci se traduit par :

$$\text{Oxydation} \Rightarrow P_{O_2} \geq \exp\left(-\frac{2\Delta G^0(M_xO_y)}{yRT}\right) \quad (4) \text{ [Kofstad, 1988]}$$

Avec R : constante des gaz parfaits

En résumé, pour déclencher l'oxydation il faut que les deux conditions décrites par les équations (2) et (4) soient remplies. Les valeurs de ΔG^0 et de P_{O_2} pour l'oxydation des métaux par une mole d' O_2 sont rassemblées dans un diagramme appelé diagramme d'Ellingham (Figure 21).

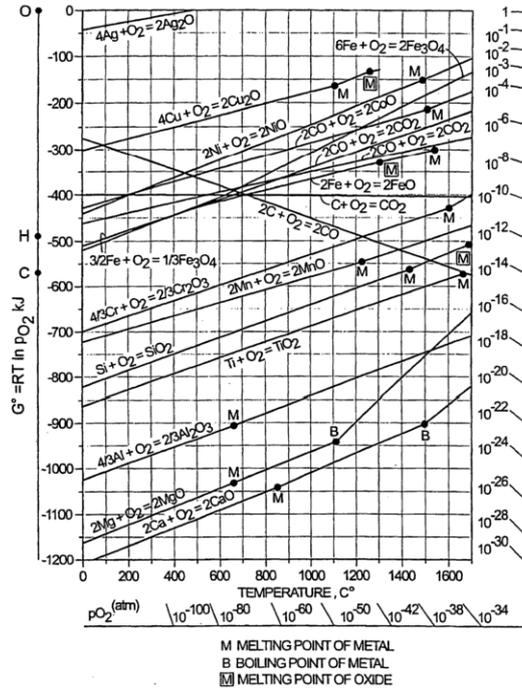


Figure 21 : Diagramme d'Ellingham.

4.3.1.3. Cinétiques de l'oxydation

La thermodynamique prédit les réactions possibles, alors que l'étude de la cinétique renseigne sur la vitesse de la réaction. Cette dernière dépend des facteurs matériau et environnementaux [ASM, 2003] et qui sont :

- Les facteurs environnementaux :
 - Température
 - Temps/Cycle thermique
 - Espèces corrosives et leur activité (pression et concentration d'oxygène, etc.)
 - Caractéristiques de chimisorption** et de dissociation.
 - Etat de contraintes.
- Les facteurs matériau sont :
 - Composition du matériau
 - Energie libre de formation des oxydes
 - Coefficient d'inter-diffusion entre le matériau et l'oxyde.
 - Coefficient de dilatation thermique entre le matériau et l'oxyde.
 - Solubilité de dioxygène dans la couche d'oxyde et dans le matériau
 - La taille de l'échantillon et sa forme.

La figure 22 montre les différentes lois représentatives de la cinétique de croissance de la couche d'oxyde. Donc, la croissance de la couche d'oxyde peut suivre une loi linéaire, parabolique, cubique ou logarithmique. Les lois parabolique et linéaire sont les lois utilisées à haute température tandis que la loi logarithmique est employée pour modéliser l'oxydation à des températures inférieures à 300-400°C [Kofstad, 1988]. La cinétique de l'oxydation est représentée par les constantes K_{log} , K_C , K_P et K_L , qui lient l'épaisseur de la couche par unité de surface produit au temps d'oxydation.

La cinétique dépend aussi de la nature de la couche : poreuse ou compacte [Sarrazin et al, 2000]. Une couche d'oxyde poreuse favorise la diffusion rapide du dioxygène dans la couche. Alors que dans une couche compacte, la diffusion lente limite la vitesse de croissance de la couche.

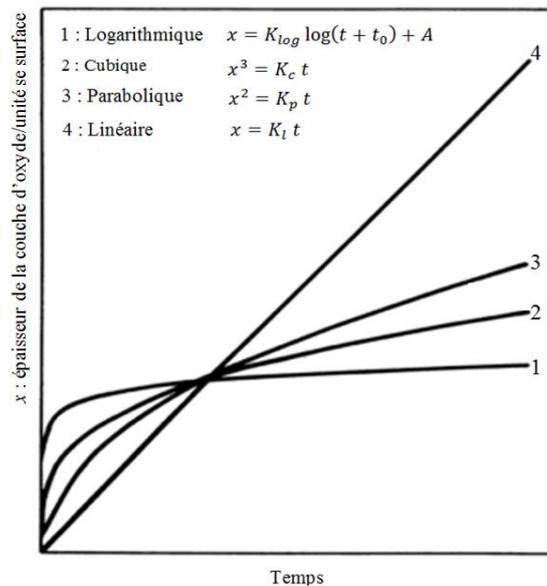


Figure 22 : Différentes lois représentatives de la cinétique de croissance de la couche d'oxyde [ASM, 2003].

4.3.1.4. Propriétés mécaniques de la couche d'oxyde et de l'interface métal/oxyde

Analyse de l'interface métal/oxyde : Pendant le co-forgeage de deux métaux avec des surfaces oxydées, l'analyse des propriétés de la couche d'oxyde comme l'intégrité de la couche et son adhérence à l'interface métal/oxyde s'avère nécessaire. La nécessité de cette analyse vient du fait que les oxydes en surface agissent comme des barrières à l'établissement de la liaison métallique.

L'adhérence de la couche au métal dépend du mode de croissance de la couche [Perusin, 2004] :

- **Croissance cationique :** Le métal diffuse vers l'interface oxyde/gaz et laisse des lacunes à l'interface métal/oxyde. Une fois formées, les lacunes (à l'échelle du réseau cristallin) ont tendance à :
 - Se condenser à l'interface métal/oxyde pour donner naissance à des cavités, comme le cas de l'oxydation du fer où la couche d'oxyde se décolle du fait de la présence des lacunes à l'interface Fer/oxyde [Dunnington et al, 1952].

- Être annihilées par la montée de dislocations. Ceci est adopté par Pieraggi et Rapp [Pieraggi et Rapp, 1988] comme modèle pour expliquer, dans le cas de l'oxydation du nickel Ni, la bonne accroche Ni/NiO même avec une croissance cationique. Une autre explication de Appleby et Tylecote [Appleby et Tylecote, 1970] attribuent la bonne adhérence Ni/NiO à la meilleure plasticité de la couche d'oxyde NiO à haute température.
- Être injectées dans le cœur du métal suite à la diffusion des lacunes métalliques depuis l'interface métal/oxyde [Decaon et al, 1985].
- **Croissance anionique** : La croissance se fait à l'interface métal/oxyde et la couche se trouve adhérente au métal. La couche est en compression et le métal est en tension [Gateau, 2010].

Rapport de Pilling et Bedworth (RPB) : Ce rapport permet de déterminer le type de contrainte généré suite à la réaction de l'oxydation. C'est un rapport entre le volume d'oxyde formé et celui de métal consommé pour le former :

$$RPB = \frac{\frac{1}{x} V(M_xO_y)}{V(M)} \quad (5)$$

Selon la valeur de RPB, on a :

- $RPB < 1$: Couche d'oxyde en traction.
- $RPB \geq 1$: Couche d'oxyde en compression.
- $RPB \geq 2$: Fissuration ou décollement de la couche.

Influence de la géométrie des surfaces : L'état de contraintes dans la couche d'oxyde dépend à la fois du profil de la surface (convexe, concave, plat) et du site de croissance (interface oxyde/dioxygène ou interface métal/oxyde) [ASM, 2003]. La figure 23 illustre l'effet de ces deux facteurs sur l'état de contraintes au sein de la couche.

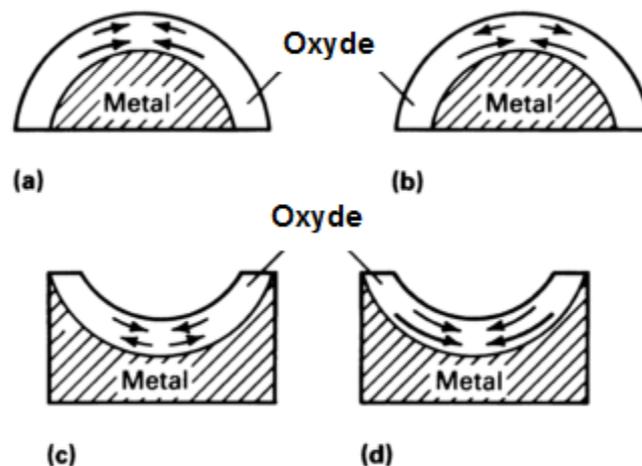


Figure 23 : Etat de contraintes dans la couche d'oxyde sur des surfaces courbées : (a) croissance par diffusion cationique sur une surface convexe. (b) croissance par diffusion anionique sur une surface convexe. (c) croissance par diffusion cationique sur une surface concave. (d) croissance par diffusion anionique sur une surface concave [ASM, 2003].

4.3.1.5. Exemple d'oxydation de quelques métaux

Dans ce qui suit, on présentera les oxydes qui se forment lors de l'oxydation des alliages métalliques suivants : aciers, aluminium et ses alliages, cuivre et ses alliages, titane et ses alliages. L'étude des propriétés de ces oxydes dans les conditions de forgeage (température de forgeage, pression atmosphérique, etc.) est importante pour le co-forgeage.

• Oxydation des aciers

A haute température, l'oxydation du fer produit trois couches superposées : Wustite FeO accroché au métal puis la couche de magnétite Fe₃O₄ et la couche d'hématite Fe₂O₃ à la surface. D'après le diagramme de phases Fe-O (Figure 24), les trois couches coexistent au-dessus de 570°C, alors qu'en dessous de cette température seules les deux couches de magnétite et d'hématite se forment.

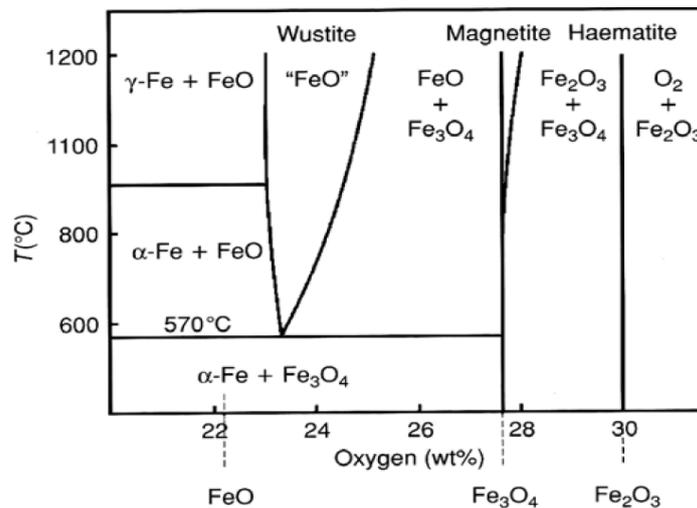


Figure 24 : Diagramme binaire Fe-O.

Le mécanisme d'oxydation du fer est illustré sur la figure 25. A l'interface Fer/wustite se produit les cations ferreux Fe²⁺ via la réaction $Fe \rightarrow Fe^{2+} + 2e^-$. Les cations et les électrons diffusent à travers la couche de FeO vers l'interface wustite/magnétite, où la magnétite est réduite en wustite suivant la réaction : $Fe^{2+} + 2e^- + Fe_3O_4 \rightarrow 4FeO$. Cette diffusion donne naissance à des lacunes et des trous électroniques en sens inverse. De même, à l'interface magnétite/hématite, l'hématite est transformée en magnétite : $Fe^{n+} + ne^- + 4Fe_2O_3 \rightarrow 3 Fe_3O_4$. La grande densité des défauts dans la couche de wustite rend celle-là plus épaisse par rapport aux deux autres oxydes. Mrowec [Mrowec, 1967] a déterminé dans le cadre de ses travaux les épaisseurs relatives des trois couches à 1000°C : 95% de FeO, 4% de Fe₃O₄ et 1% de Fe₂O₃.

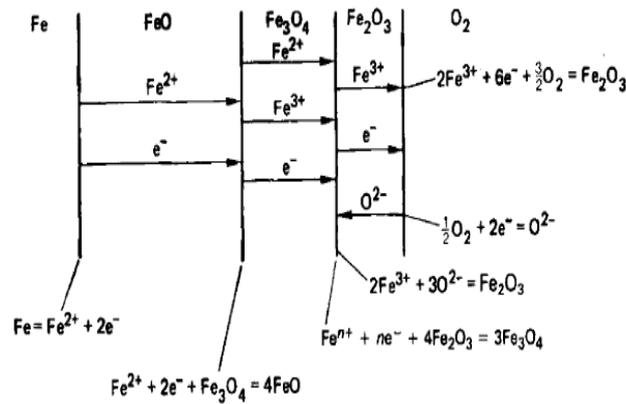


Figure 25 : Mécanismes d'oxydation du fer pur à haute température [Birks et Meier, 1983].

• Oxydation des alliages de titane

D'après le diagramme de phases Ti-O (Figure 26), une séquence de couches d'oxyde peut être formée TiO, Ti₂O₃, Ti₃O₅ et TiO₂. Cependant, à une température proche de 1000°C, seul le TiO₂ est détecté [Kofstad, 1988]. Le dioxyde de titane TiO₂ existe sous trois polymorphes : l'anatase (tétraogonal), la brookite (orthorhombique) et le rutile (tétraogonal). Au-delà de 700°C, on ne trouve que le TiO₂ sous sa forme stable le rutile [Kofstad, 1988].

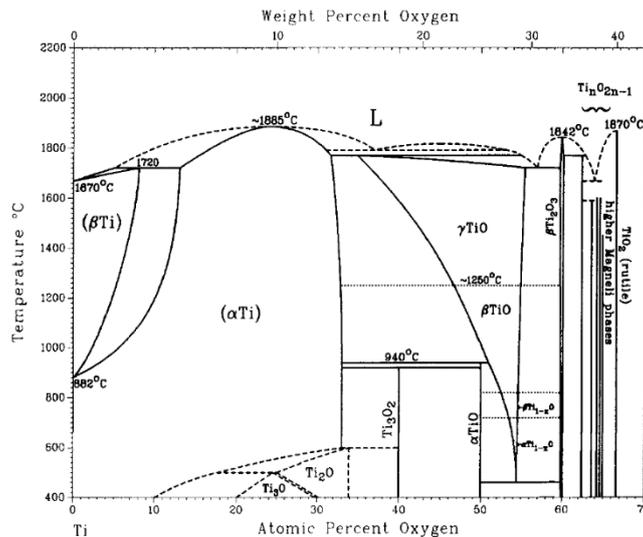


Figure 26 : Diagramme de phases Ti-O [Murray et Wriedt, 1987].

Au-delà de 400°C, l'épaisseur de la couche d'oxyde de titane augmente et passe de l'échelle des nanomètres à celle des micromètres. A partir de 650°C, la couche d'oxyde devient épaisse et fragile. Sous cette couche, une zone de diffusion de la phase α (zone blanche sur la figure 27) est stabilisée par la diffusion de l'oxygène. L'épaisseur augmente avec l'élévation de la température. Elle peut être révélée par micrographie après attaque métallographique à l'acide lactique ou au bifluorure d'ammonium [Milliet, Techniques de l'ingénieur].

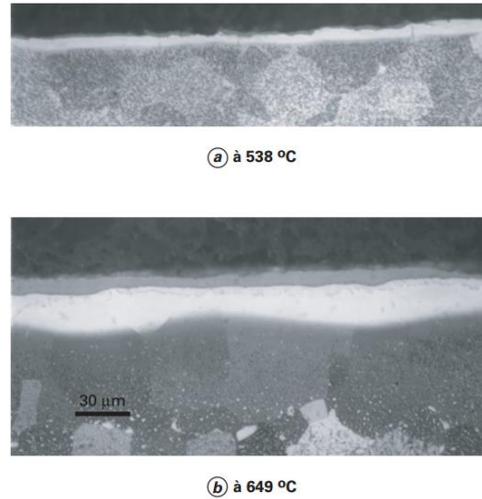


Figure 27 : Oxydation du titane commercialement pur (Ti-40) pendant 500h à (a) 538°C et à (b) 649°C [Millet, Techniques de l'ingénieur].

- **Oxydation des alliages d'aluminium**

L'oxydation d'aluminium aboutit à formation d'alumine de formule chimique Al_2O_3 . L'alumine existe sous différents polymorphes : les phases métastables $\gamma-Al_2O_3$, $\kappa-Al_2O_3$, $\theta-Al_2O_3$ et la phase stable $\alpha-Al_2O_3$ [Salles, 2015 ; Kofstad, 1988]. Le degré de cristallinité de l'alumine est lié à la température de sa formation. En dépassant la température de 300°C, l'alumine transite d'une phase amorphe à une phase cristalline [Snijders et al, 2005]. Le $\alpha-Al_2O_3$ présente une bonne résistance mécanique en compression, une bonne stabilité dimensionnelle à basse et à hautes températures [Microcertec]. Sa cinétique de croissance est parabolique.

Conclusion :

Nous venons de présenter le mécanisme, la cinétique de formation, les propriétés mécaniques des oxydes et des exemples de formation des oxydes de quelques métaux les plus courants. Au travers de cette section, il est déduit que les propriétés mécaniques et métallurgiques, les épaisseurs et les vitesses de formation de ces couches vont dépendre de l'alliage considéré, des conditions thermomécaniques (principalement la température) et de la pression partielle d'oxygène. En co-forgeage, la température de mise en forme et l'atmosphère de chauffage vont donc conditionner la nature et l'épaisseur des oxydes en surface.

L'objectif idéal derrière ces travaux est d'établir des liaisons entre les alliages sans présence d'oxyde à l'interface. Quand cette condition est atteinte, des mécanismes de diffusion à l'interface nécessaires à l'établissement de la liaison vont avoir lieu. Ces mécanismes vont provoquer la formation de composés intermétalliques dont la nature et l'épaisseur vont être déterminant de la qualité de la liaison établie. Il est donc nécessaire d'étudier les mécanismes de diffusion et de formation des composés intermétalliques.

4.3.2. Diffusion et formation des intermétalliques

Principe de la diffusion [Guiraldenq, Techniques de l'ingénieur] : La diffusion à l'état solide correspond à des sauts d'atomes dans les défauts cristallins, sous l'effet de l'agitation thermique. Ce

phénomène ne prend de l'importance qu'à haute température entre $T_f/2$ et T_f (T_f étant température de fusion). La diffusion a plusieurs applications dans le domaine industriel : frittage, traitements thermiques, soudage, corrosion, etc. Elle est régie par les deux lois de Fick (équations (6) et (7)). Ces deux lois permettent de calculer le coefficient de diffusion. Ce dernier caractérise la mobilité des atomes à une température donnée (équation (9)).

- Première loi de Fick

Cette loi exprime le flux d'atomes passant à travers une surface unité dans un régime permanent, elle s'exprime comme suit :

$$\vec{j} = -D \overrightarrow{\text{grad}}(C) \quad (6)$$

Avec j : Flux d'atomes dans la direction x

D : Coefficient de diffusion ($\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$)

- Deuxième loi de Fick

Cette loi exprime le régime non permanent, d'où l'introduction de la variation de la concentration en fonction du temps :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_x \frac{\partial C}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(D_y \frac{\partial C}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(D_z \frac{\partial C}{\partial z} \right) \quad (7)$$

Si la diffusion est supposée isotrope et homogène, D devient une constante et on obtient :

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 C}{\partial z^2} \right) \quad (8)$$

- Loi d'Arrhenius

Le coefficient de diffusion est fonction de la température :

$$D = D_0 \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \quad (9)$$

Avec Q : énergie d'activation (J/mole),

R : constante molaire des gaz ($= 8,314 \text{ J} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{mol}^{-1}$),

T : température de diffusion (K),

D_0 : facteur de fréquence.

Formation des intermétalliques : Un composé intermétallique est un composé chimique où la liaison entre les atomes n'est plus complètement métallique mais devient partiellement covalente ou ionique. Dans le cas de co-forgeage, les alliages métalliques en contact à l'interface se diffusent l'un dans l'autre donnant naissance à des composés intermédiaires. La nature de ces composés dépend des éléments d'alliages. Le plus souvent ces composés intermédiaires sont des intermétalliques. La figure 28 montre un exemple de composé intermétallique TiAl_3 formé dans la zone de diffusion du couple Ti/Al. Les diagrammes binaires et ternaires constituent des outils performants pour la prédiction des intermétalliques susceptibles de se former, mais toutes les phases présentes dans ces diagrammes ne

peuvent pas nécessairement se former car la formation des phases dépend de trois facteurs [Kidson, 1961] : les potentiels chimiques, les conditions de germination au début de l'inter-diffusion et la mobilité des éléments.

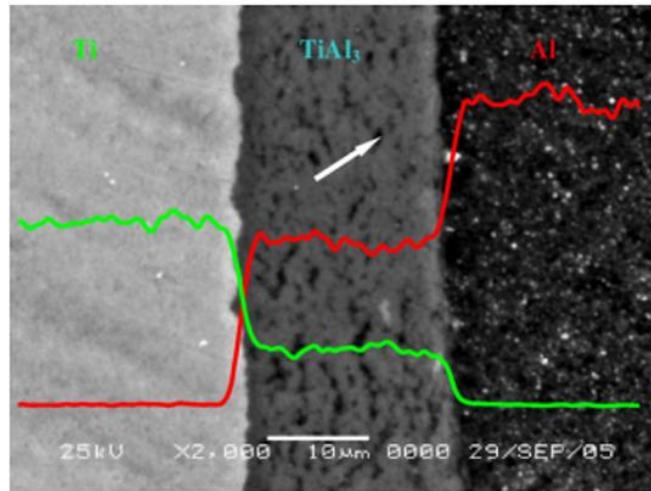


Figure 28 : Formation de composé intermétallique $TiAl_3$ après diffusion entre l'aluminium et le titane à 600° pendant 48h [Jiang et al, 2009].

Mécanisme et cinétique de formation : Calvo et al [Calvo et al, 1988] ont expliqué le mécanisme de formation des intermétalliques par diffusion entre l'aluminium et le cuivre (Figure 29). Ce mécanisme s'explique comme suit : tout d'abord les oxydes présents à l'interface se fragmentent sous l'effet de la pression appliquée et le cisaillement suite à la déformation plastique des micro-aspérités (élargissement des surfaces) (Figure 29 (a) et (b)). Ensuite, des zones de contact entre métaux vierges se créent, endroit où les premiers germes des intermétalliques naissent (Figure 29 (c) et (d)). L'épaisseur de ces intermétalliques continue à croître tant que les conditions de diffusion sont remplies. La croissance de l'épaisseur suit une loi parabolique [Springer et al 2011] (équations (10 et 11)).

$$e = k\sqrt{\Delta t} \quad ; \quad k = k_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (10 ; 11)$$

Avec

- e : l'épaisseur des intermétalliques (mm),
- K : constante de vitesse de croissance ($mm/s^{(1/2)}$),
- Q : énergie d'activation (J/mole)
- Δt : durée de diffusion (s),
- R : constante des gaz ($= 8,314 \text{ J} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{mol}^{-1}$),
- T : température absolue (K).

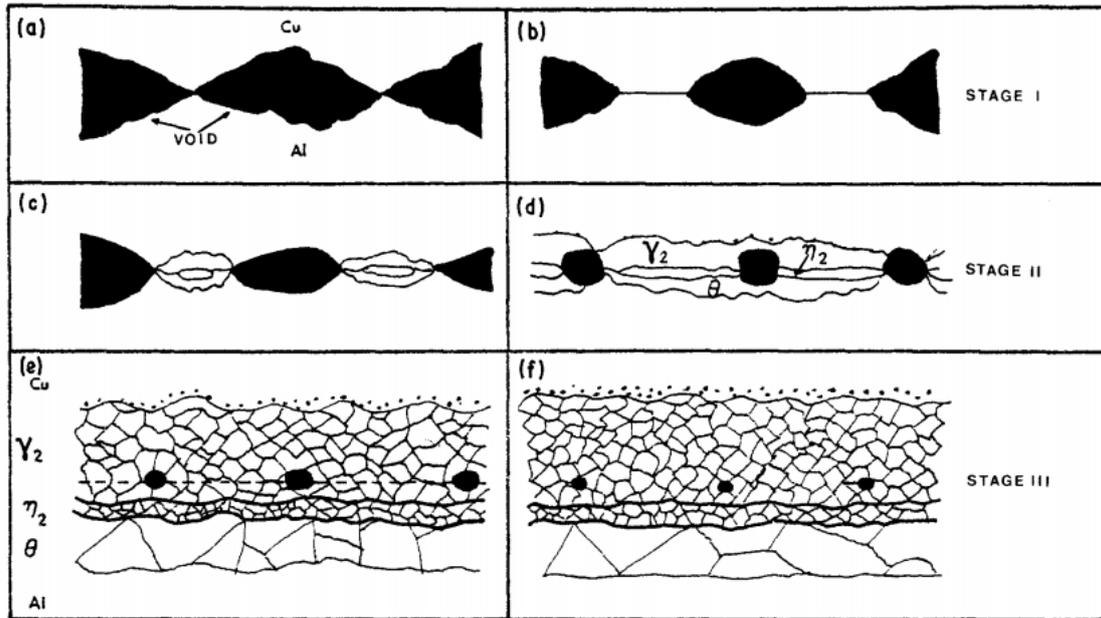


Figure 29 : Mécanisme de formation des intermétalliques (illustration sur le couple Al/Cu) [Calvo et al, 1988].

Propriétés mécaniques des intermétalliques : L'un des problèmes des procédés de soudage à l'état solide est la formation des phases intermédiaires ou des intermétalliques à l'interface. Ces intermétalliques sont des composés fragiles, peu souhaités, car ils sont à l'origine de la propagation des fissures à l'interface entre deux métaux et de la réduction des propriétés mécaniques de la liaison [Chen et al, 2006 ; Calvo et al, 1988]. Chen et al. [Chen et al, 2006] ont mené l'expérimentation suivante : laminage à froid d'une plaque d'aluminium et de cuivre suivi d'une mise au four de l'assemblage à différentes températures (250°C, 300°C, 400°C, 500°C) de 15 à 90 minutes, pour créer une liaison par diffusion. La figure 30, présente l'évolution des caractéristiques mécaniques qu'ils obtiennent en fonction de la température de post-traitement et de l'épaisseur des composés intermétalliques mesurées. Les résultats montrent que les caractéristiques mécaniques de l'assemblage dépendent de l'épaisseur des intermétalliques formés entre Al et Cu. Les auteurs expliquent cela par une propagation des fissures plus facile au sein de la couche des intermétalliques (Figure 30 (a) et (b)). Beaucoup d'auteurs montrent l'existence d'une épaisseur critique des intermétalliques pour optimiser les propriétés mécaniques [Chen et al 2006 ; Springer et al 2011]. Au-delà de cette épaisseur les propriétés mécaniques chutent comme illustré sur la figure 30-c pour le couple Al/Cu.

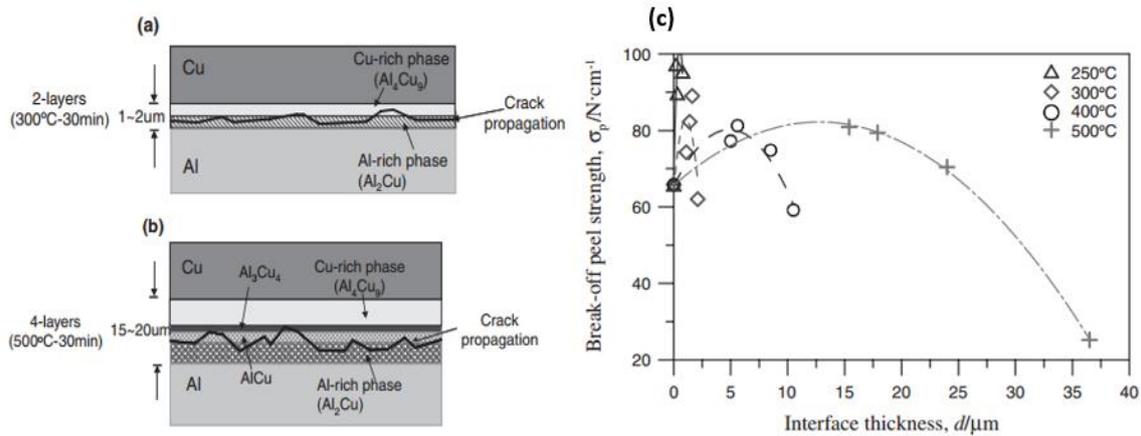


Figure 30 : (a) Influence de l'épaisseur des intermétalliques sur les propriétés mécaniques. (b) illustration des couches d'intermétalliques obtenues pour deux post-traitements différents. (c) Résultat de l'essai de pelage en fonction de l'épaisseur des intermétalliques [Chen et al 2006].

Conclusion :

Le phénomène de diffusion entre deux métaux se produit à haute température avec un certain niveau de pression exercée, c'est le cas du co-forgeage aussi. Une fois les conditions de formation des intermétalliques remplies, l'épaisseur de ces derniers augmente dans les zones de contact vierge entre les métaux. L'épaisseur dépend de la nature des matériaux, de la pression, de la température et de la durée de maintien en température. La nature et l'épaisseur de ces intermétalliques définiront les propriétés mécaniques et métallurgiques des pièces assemblées.

En co-forgeage, la diffusion peut commencer dès la chauffe si les deux métaux sont pré-positionnés ensemble. Elle est accentuée pendant la déformation et continue pendant le refroidissement. La vitesse de refroidissement a un rôle prépondérant dans la détermination des intermétalliques présents à la fin du refroidissement. C'est pour ces raisons, le contrôle du temps de mise en œuvre et de la vitesse de refroidissement vont être d'une importance cruciale pour éviter la fragilisation l'interface.

4.4. Modélisation des mécanismes d'établissement de la liaison métallurgique

Le travail de thèse se focalise sur les matériaux métalliques donc la liaison entre les matériaux sera une liaison métallique. Cette dernière se produit grâce aux électrons de valence qui forment un bain d'électrons permettant ainsi l'assemblage aux interfaces des matériaux métalliques [Callister, 2000]. Avoir une liaison métallurgique saine est un souci primordial pour la forgeabilité du multi-matériaux. De ce fait, la compréhension des mécanismes d'établissement de cette liaison est nécessaire pour éviter tout ce qui peut nuire à sa tenue mécanique. La majorité des travaux qui étudient les mécanismes d'établissement de la liaison sont faits sur du co-laminage. Les modèles qui seront présentés modélisent la liaison métallurgique créée pendant le soudage à l'état solide.

4.4.1. Modèle de Bay

La base de la création de la liaison métallurgique à froid est la théorie de Bay [Bay, 1983]. Selon cette théorie une grande déformation plastique, d'au moins d'une des deux surfaces en contact, est demandée. Ce degré de déformation est présenté par X, élargissement de la surface ou, Y, l'exposition de la surface :

$$X = \frac{A_1 - A_0}{A_0} \quad Y = \frac{A_1 - A_0}{A_1} \quad (12; 13)$$

Où A_0 et A_1 sont respectivement la surface initiale et la surface finale de l'interface. Dans le cas du co-laminage ou de compression de deux cylindres bout à bout, $Y=R$, le taux de réduction.

Pour que la liaison s'établisse à l'interface, une valeur seuil Y' de l'exposition de la surface Y doit être atteinte. La figure 31 donne cette valeur seuil pour différents couples de matériaux co-laminés à froid selon Li et al [Li et al, 2008]. Au-delà de la valeur seuil, la résistance mécanique à l'interface (σ_b) augmente rapidement, mais elle ne peut pas excéder la plus basse contrainte d'écoulement des deux matériaux, c'est-à-dire :

$$\max(\sigma_b) = \min(\sigma_{Y,1}; \sigma_{Y,2}) \quad (14) \text{ [Bambach et al, 2014]}$$

Où $\sigma_{Y,1}$ et $\sigma_{Y,2}$ sont les contraintes d'écoulement des deux matériaux assemblés.

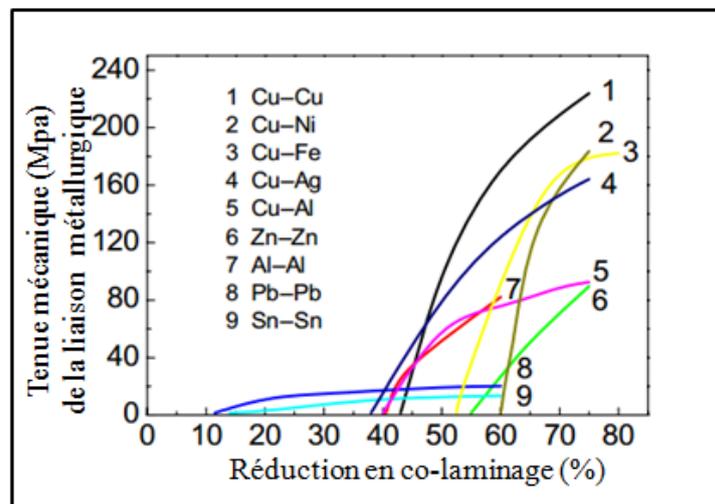


Figure 31 : Tenue mécanique de la liaison métallurgique en fonction de la réduction (Y= réduction) en co-laminage pour différentes combinaisons des matériaux [Li et al, 2008].

Selon Bay [Bay, 1983] deux mécanismes expliquent la formation de la liaison métallurgique à l'interface (Figure 32) :

Mécanisme 1 : Ce mécanisme est initié par la fracture de la couche fragile formée suite à la préparation de la surface. A cause de sa déformation élasto-plastique, la couche se fissure et les matériaux s'extrudent à travers ces fissures (Figure 32-b) à une **pression normale suffisante (P_n)**.

Mécanisme 2 : Il est caractérisé par le rétrécissement du film des contaminants et des oxydes. A un **degré de déformation suffisante (expansion de surface)**, le film des contaminants se fissure et les matériaux se joignent entre eux (Figure 32-c).

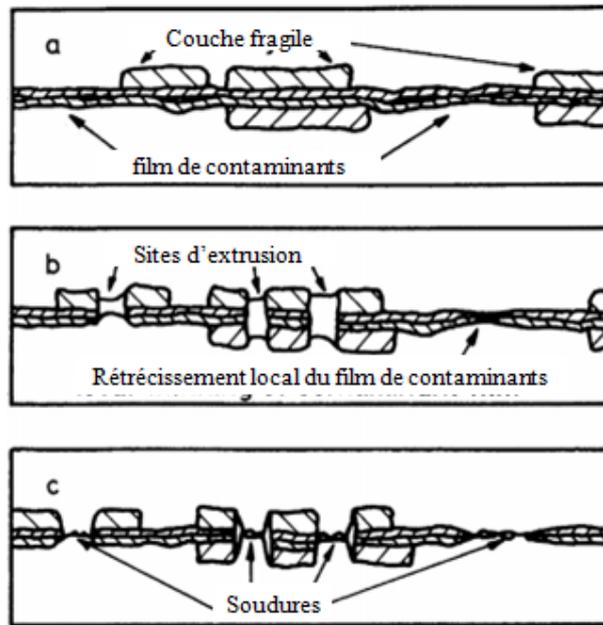


Figure 32 : Schéma des mécanismes d'établissement de la liaison métallurgique [Bay, 1983].

Ces deux mécanismes peuvent être activés séparément ou simultanément. Les équations (15), (16) et (17) donnent l'expression de la résistance mécanique de l'interface (σ_b) en fonction des mécanismes activés selon la modélisation de Bay [Bay, 1983].

$$\text{Mécanismes 1 et 2} \Rightarrow \sigma_b = \beta \cdot \frac{Y - Y'}{1 - Y'} \cdot \sigma_n + (1 - \beta) \cdot Y \cdot (\sigma_n - p_E) \quad \text{si } \sigma_n \geq p_E \text{ et } Y \geq Y' \quad (15)$$

$$\text{Mécanisme 1} \Rightarrow \sigma_b = (1 - \beta) \cdot Y \cdot (\sigma_n - p_E) \quad \text{si } \sigma_n \geq p_E \text{ et } Y < Y' \quad (16)$$

$$\text{Mécanisme 2} \Rightarrow \sigma_b = \beta \cdot \frac{Y - Y'}{1 - Y'} \cdot \sigma_n \quad \text{si } \sigma_n < p_E \text{ et } Y \geq Y' \quad (17)$$

Le paramètre β renseigne sur les proportions de surfaces où chaque mécanisme est activé. Il représente la fraction de surface où le mécanisme 2 est activé. Selon Bay et al [Bay et al, 1985], la détermination de β est basée sur les observations par microscopie électronique à balayage (MEB). Ce paramètre dépend fortement du mode de préparation de surface.

P_E représente la pression d'extrusion à travers les fissures. Bombach et al [Bombach et al, 2014] résumant dans leurs travaux les principales relations qui permettent le calcul de P_E en se basant sur le modèle développé par Zhang et Bay [Zhang et Bay, 1996] illustré sur la figure 33. Ce modèle est développé pour le procédé du co-laminage à froid. Il caractérise la couche fragmentée par sa ductilité G , et son ratio géométrique entre l'épaisseur moyen et la largeur moyenne (t/w). Il caractérise aussi les fissures par la largeur moyenne (e). Ce modèle considère trois zones décrivant l'extrusion à travers les fissures : la première est la zone I qui correspond à la zone de déformation extrudée à travers le plan BC, la deuxième correspond à la zone II extrudée jusqu'au plan BC et la troisième zone est une zone

morte déterminée par l'angle (α) (voir Figure 33). Les équations (18) et (19) expriment les ratios (t/w) et la largeur (e/w) en fonction de (α), (G) et (Y).

$$\frac{t}{w} = \frac{1}{4 \tan(\alpha)} \left[\frac{1}{(1-G)Y} + 1 \right] \quad (18)$$

$$\frac{e}{w} = \frac{(1-G)Y}{1-(1-G)Y} \quad (19)$$

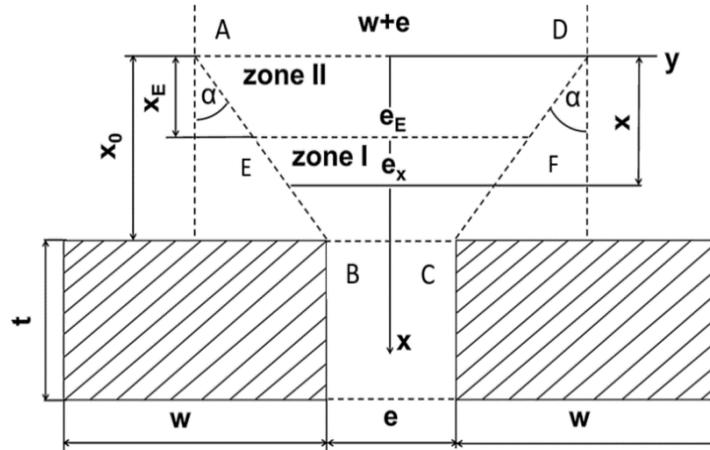


Figure 33 : Modèle de Zhang et Bay présentant l'extrusion à travers les couches d'oxydes fissurées [Bambach et al, 2014].

D'après le modèle de Zhang et Bay [Zhang et Bay, 1996], la pression d'extrusion P_E est le résultat de la sommation entre P_i l'énergie interne dissipée dans la zone de déformation, P_f l'énergie dissipée tout au long de la zone morte et P_r l'énergie redondante dissipée dans le plan d'entrée AD et le plan de sortie BC (voir figure 33). Autrement la pression P_E s'exprime comme suit :

$$P_E = P_i + P_f + P_r \quad (20)$$

Avec

$$P_i = -2 \cdot \tan(\alpha) \cdot \left[\int_0^{x_E} \frac{s_0}{e_x} dx + \int_{x_E}^{x_0} \frac{s_0}{e_x} dx \right] \quad (21)$$

$$P_f = \frac{1}{\cos(\alpha)^2} \int_{x_E}^{x_0} \frac{s_0}{e_x} dx \quad (22)$$

$$P_r = \frac{\tan(\alpha)}{2 \cdot \sqrt{3}} \left[C(B + \varepsilon_{x=0})^n + C(B + \varepsilon_{x=0} + \varepsilon_{x=x_E})^n \right] \quad (23)$$

Et $s_0 = \frac{2}{\sqrt{3}} C(B + \varepsilon)^n$, représente la loi d'érouissage de Swift avec C , B and n des paramètres matériaux.

4.4.2. Modèle de Cooper et Allwood

Cooper et Allwood [Cooper et Allwood, 2014b] ont développé un nouveau modèle de soudage par compression de deux nuances d'aluminium basé sur le modèle de Bay. Ils postulent que quand deux surfaces sont compressées ensemble, le contact initial se fait juste au niveau des aspérités. Par conséquent il est nécessaire de différencier la surface nominale de contact (A_n) de la surface réelle de contact (A_c). La surface A_c est une fraction de la surface A_n et est égale au ratio entre la pression normale P_n divisée par la contrainte d'écoulement du matériau σ_Y . Réellement la surface de contact ne présente que 80% (Equation 25).

$$A_c = 0.8 \frac{P_n}{\sigma_Y} A_n \quad (24)$$

Avec l'application d'une contrainte de cisaillement, τ_{app} , en plus de la pression normale P_n , l'équation 24 devient :

$$A_c = \frac{0.8A_n}{\sigma_Y} \sqrt{P_n^2 + 3(\tau_{app})^2} \quad (25)$$

Pendant le soudage par compression, de l'air emprisonné à l'interface oxyde une fraction η de cette dernière. L'expression de cette fraction est donnée par l'équation 26. L'estimation de cette fraction se fait par caractérisation de la rugosité des surfaces. Dans leurs travaux, Cooper et Allwood [Cooper et Allwood, 2014b] s'appuient sur la description de O'Callaghan and Probert [O'Callaghan et Probert, 1987] de la rugosité équivalente. Ces derniers utilisent les moyennes quadratiques des hauteurs équivalentes, r_{eq} , et des inclinaisons équivalentes, ψ_{eq} , des aspérités pour le calcul de la rugosité.

$$\eta = 50000 \cdot r_{eq} \cdot \cos(\psi_{eq}) \cdot \frac{298}{T} \quad (26)$$

Avec T : la température absolue à l'interface.

Après déformation, des nouvelles zones de contact vierge entre métaux se créent (Figure 34). Celles-ci constituent une fraction de la surface finale de contact et est donnée par l'équation 27. Ces zones de contact vierge sont le résultat de fissuration de la couche d'oxydes. A travers ces fissures, sont créés des « micro-ponts » par des micro-extrusions nécessitant une pression d'extrusion donnée par l'équation 28 (les paramètres de l'équation sont sur la figure 34).

$$v = \frac{\varepsilon - \eta}{1 + \varepsilon} \quad (27)$$

$$p_E = \sigma_Y \ln\left(\frac{\lambda + e}{e}\right) + \frac{\sigma_Y t_c}{e} \quad (28)$$

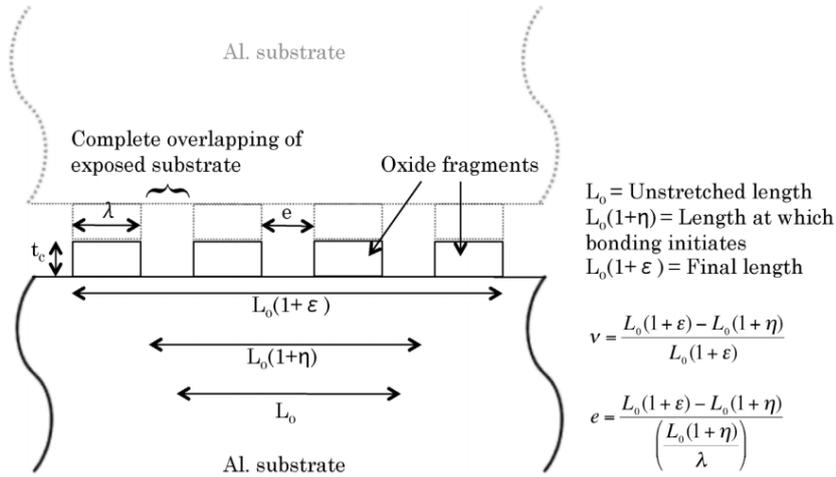


Figure 34 : Mécanisme d'expansion des surfaces [Cooper et Allwood, 2014b].

A la température ambiante les résistances mécaniques en traction et en cisaillement de l'interface sont données respectivement par les équations 29 et 30 :

$$\sigma_b = \left(\frac{0.8}{\sigma_Y} \sqrt{P_n^2 + 3(\tau_{app})^2} \right) \times v \times \left(0.8 \frac{P_n - p_E}{\sigma_Y} \right) \times \sigma_0 \quad (29)$$

$$\tau_b = \frac{1}{\sqrt{3}} \left(\frac{0.8}{\sigma_Y} \sqrt{P_n^2 + 3(\tau_{app})^2} \right) \times v \times \left(0.8 \frac{P_n - p_E}{\sigma_Y} \right) \times \sigma_0 \quad (30)$$

Avec σ_0 est la contrainte d'écoulement au cœur du matériau (loin de l'interface), σ_Y contrainte d'écoulement « locale » à l'interface. Les autres paramètres sont déjà définis.

Conclusion :

Les modèles existants jusqu'à présent ne traitent que de la soudure à l'état solide à froid. Deux modèles sont présentés dans cette section : modèle de Bay et le modèle de Cooper et Allwood. A travers ces modèles, on obtient une tenue mécanique de l'interface en fonction des paramètres locaux comme l'expansion de surface, la pression normale de contact et la contrainte de cisaillement appliquée. Dans le cadre de nos travaux de thèse, le co-forgeage sera réalisé à mi-chaud et à chaud. Dans ces conditions des différences majeures sont identifiées en comparaison avec le co-forgeage à froid :

- Activation des phénomènes thermiques de contraction et de dilatation ;
- Oxydation forte des surfaces des matériaux ;
- Et diffusion des éléments à l'interface.

Cooper et Allwood [Cooper et Allwood, 2014a] ont montré que l'importance de la durée et de la température du co-forgeage ne peut être expliquée par la théorie de Bay [Bay, 1983]. L'effet de ces deux paramètres est lié principalement au rôle prépondérant du mécanisme de diffusion à haute température.

A partir de 100°C la diffusion peut affecter la tenue mécanique de la liaison métallurgique. Les phénomènes de diffusion sont à l'origine de la formation de couches d'intermétalliques pouvant conduire à une fragilisation de la liaison.

Jusqu'à maintenant il n'existe pas des modèles d'établissement de la liaison métallurgique à chaud qui prennent en compte tous les phénomènes physiques mis en jeu lors du co-forgeage à chaud.

4.5. Méthodologie de caractérisation des paramètres de co-forgeage

Le co-forgeage de deux matériaux dépend de plusieurs paramètres déjà cités dans la partie 4.2 de ce rapport. Parmi ces paramètres l'expansion de surface et la pression normale de contact représentent les deux des paramètres clés sur lesquelles s'appuient de nombreux travaux de recherche.

Dans leurs travaux, Groche et al [Groche et al, 2014] étudient le co-forgeage à froid d'un acier C15 sur un aluminium AW 6082-T6. Ils ont testé le co-forgeage de trois configurations :

Tableau 3: Configurations, états et épaisseurs, testées dans le cadre du co-forgeage acier - aluminium [Groche et al, 2014].

Config.	Matériaux : 6082		Matériaux : C15	
	Etat	Epaisseur	Etat	Epaisseur
1	Vieillissement artificiel T6	10mm	Etat de livraison	20mm
2	Vieillissement artificiel T6	15mm	Etat de livraison	15mm
3	Vieillissement artificiel T6	15mm	Recuit d'adoucissement	15mm

Ils estiment les deux paramètres, pression de contact et expansion de surface, par simulation numérique. Leur modèle fait intervenir une loi de frottement matière / matière uniforme et constante. L'évolution de la nature du contact au cours de la déformation n'est pas prise en compte.

Avant d'interpréter les résultats de simulation, un calage simulations-expériences a eu lieu sur les grandeurs macroscopiques que sont l'effort de mise en forme, la géométrie obtenue et la répartition des matériaux observée expérimentalement par macrographie. Les graphes de la figure 35 présentent les résultats de simulation sur les trois combinaisons testées. Trois conclusions sont tirées des graphes de l'élargissement de surface : (i) les deux matériaux connaissent une expansion de surface différente de part et d'autre de la liaison, (ii) avoir des lopins d'épaisseurs initiales similaires (ratio de 1) avant co-forgeage favorise l'élargissement de surface (iii) l'état thermique initial des matériaux semblent également avoir une importance non négligeable sur l'élargissement de surface. Les graphes de la contrainte normale de contact montrent que dans tous les cas la contrainte normale de contact atteint une valeur égale à deux fois la contrainte d'écoulement du matériau le plus dur. Cette valeur de

contrainte normale de contact a été déterminée par Bay [Bay, 1983] comme la valeur seuil pour extruder le matériau et créer des liaisons à travers les fissures entre oxydes fragmentés.

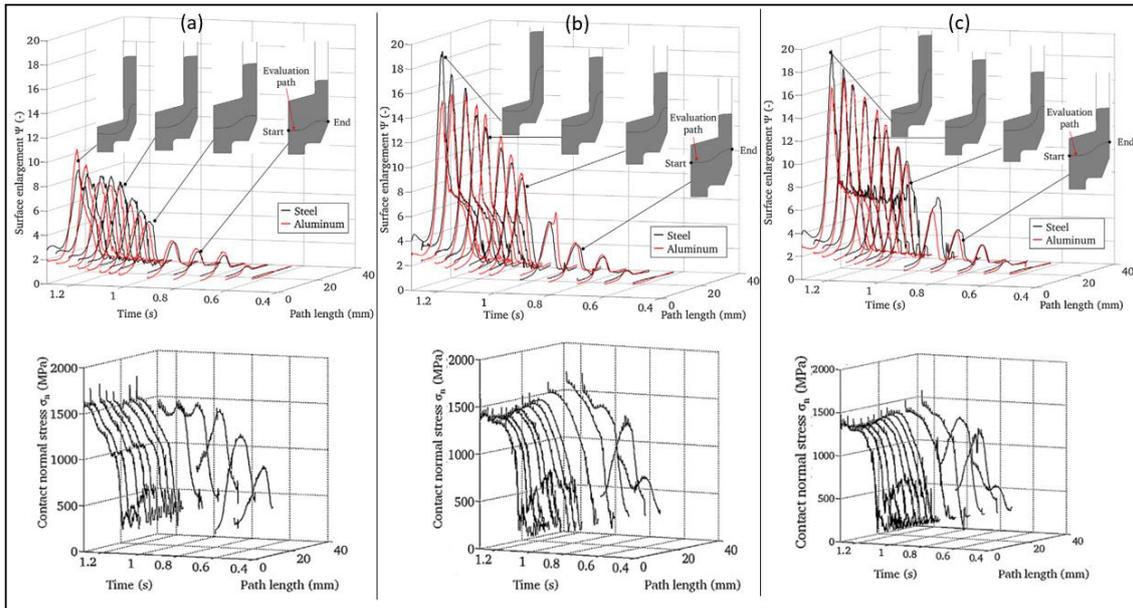


Figure 35 : L'influence du traitement thermique et du ratio d'épaisseurs sur l'élargissement de surface et la contrainte normale de contact à l'interface du bi-matériaux C15/Al 6082 T6 : (a) configuration 1, (b) configuration 2 et (c) configuration 3 [Groche et al, 2014].

Sur le graphe de la figure 36 Groche et al [Groche et al, 2014] ont investigué l'élargissement de surface en fonction de la contrainte normale de contact à la fin du co-forgeage. Trois zones caractéristiques ont été identifiées zones I, II et III. Pour chacune de ces zones, l'élargissement de surface et la contrainte normale de contact ont été calculée par la méthode des éléments finis. La liaison s'établit aux zones I et II, pour lesquelles la contrainte de contact et l'élargissement de surface sont les plus élevés, alors qu'aucune liaison n'est constatée dans la zone III. Ceci corrobore le fait que la pression nécessaire à l'établissement de la liaison décroît quand l'expansion augmente. Cette tendance est celle constatée et modélisée par le modèle de Bay [Bay, 1983]. Dans le cas, où les deux paramètres ont des valeurs basses, il y a absence totale de la liaison.

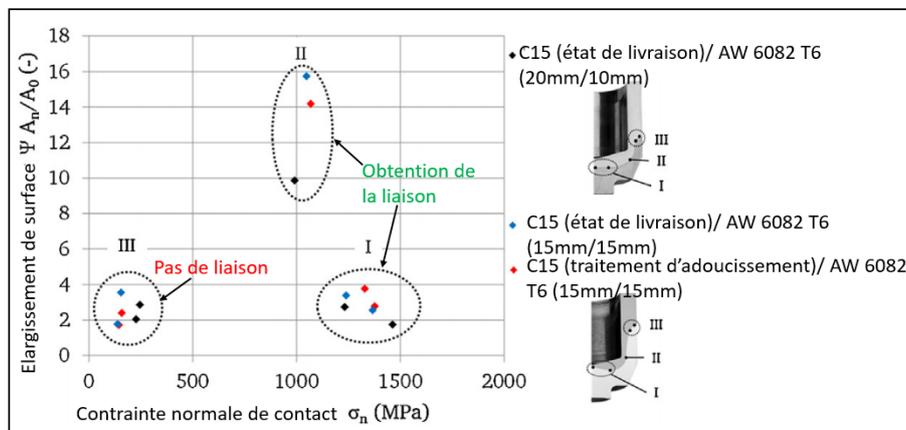


Figure 36 : Elargissement de surface et contrainte normale aux différentes positions d'un bi-matériau acier/aluminium forgé à froid [Groche et al, 2014].

La conclusion de cette étude est que l'expansion de surface obtenue en co-forgeage va dépendre de la distribution initiale des matériaux des lopins et des contraintes d'écoulement des deux matériaux.

4.6. Caractérisation de l'interface (liaison métallurgique)

- **Microstructure et composition**

Pour caractériser la microstructure de l'interface deux techniques peuvent être utilisées : microscopie optique et microscopie électronique à balayage (MEB). La composition chimique de la liaison à l'interface peut être identifiée par la technique de diffraction des rayons X. Cette technique se base sur l'interaction des rayons X avec les structures cristallines. Cette technique peut être utilisée pour déterminer la composition chimique des phases formées à l'interface (intermétalliques, carbures, etc.) et pour observer le phénomène de diffusion.

La composition chimique à l'interface pourra également être caractérisée au MEB avec l'utilisation de la sonde EDS. La nature cristallographique des composés formés ne pourra toutefois pas être identifiée par cette technique.

- **Propriétés mécaniques**

La liaison à l'interface peut être caractérisée par deux types de tests : des tests destructifs et d'autres non destructifs. D'une part, les tests destructifs, les trois tests de traction (Figure 37), de cisaillement en traction (Figure 38-b) ou de pelage (Figure 38-a) peuvent être utilisés. D'autre part, le test non destructif le plus utilisé est appelé test de résistivité électrique [Manesh ,2006]. La différence des résistivités des matériaux à l'interface est considérée comme étant la résistivité de l'interface. Si une liaison saine s'établit à l'interface, sa résistivité électrique tend vers zéro. La présence des composés intermétalliques et les inclusions d'oxyde à l'interface vont également avoir une influence sur la résistivité globale.

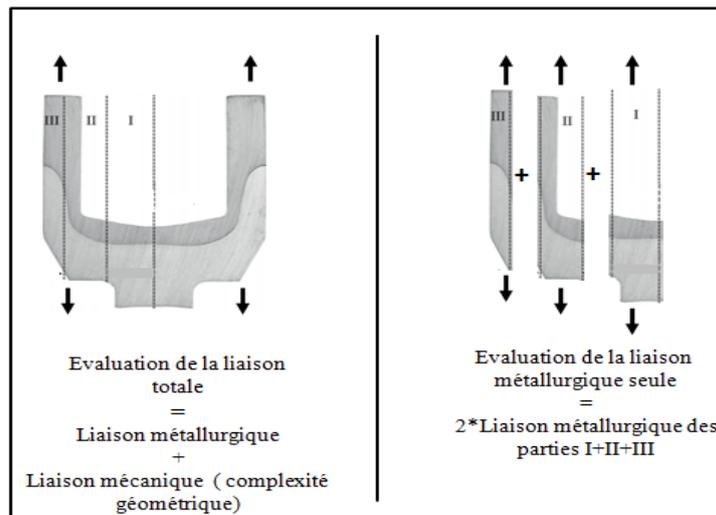


Figure 37 : Test de traction pour évaluer la liaison totale (mécanique + métallurgique) et la liaison métallurgique seule [Wohletz et Groche, 2014].

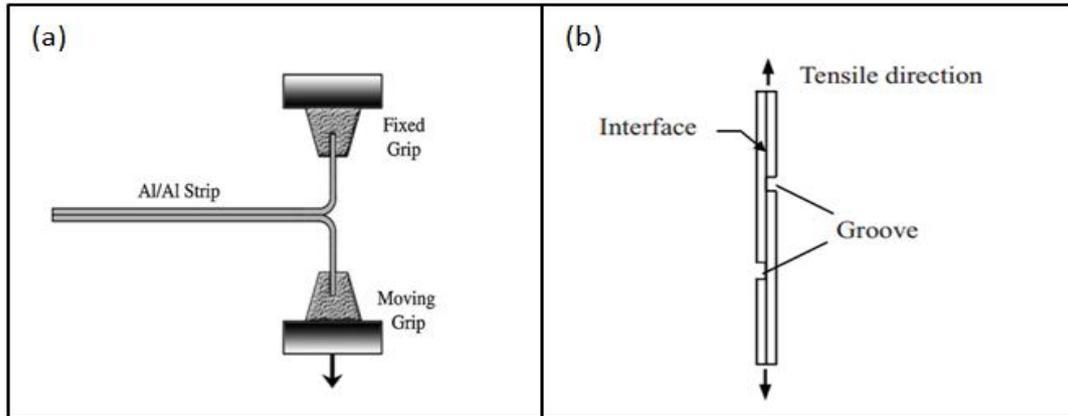


Figure 38 : Tests d'évaluation de la liaison métallurgique : (a) test de pelage (b) test de cisaillement en traction [Li et al, 2008].

Conclusion :

Après l'élaboration du multi-matériaux, il sera nécessaire de caractériser la liaison obtenue. Les macrographies permettront de révéler l'interface. La présence d'oxydes ou d'intermétalliques à l'interface pourront certainement être visualisés. En revanche, l'appréciation de l'établissement d'une liaison entre les matériaux ou la caractérisation mécanique semblent être beaucoup plus difficile à évaluer. Le choix d'un test ou d'un autre dépendra à la fois des matériaux composant le multi-matériaux et de la géométrie de la pièce obtenue après co-forgeage.

5. Conclusions et approche proposée

Le co-forgeage étant un procédé à l'état solide, il permet la soudure de matériaux hétérogènes. La soudure et la mise en forme ont lieu simultanément ce qui permet d'obtenir des pièces de géométries complexes (à l'instar du forgeage) multi-matériaux sans ajouter d'opération d'assemblage. Ce procédé présente toutefois des difficultés. L'une d'entre elles est d'arriver à produire à l'interface entre les matériaux les conditions chimiques et thermomécaniques nécessaires à l'établissement d'une liaison métallique. Pour cela, la préparation des surfaces, les modes de chauffage et de transfert four-pressé doivent réduire au maximum la présence des oxydes. De même, au cours de la mise en forme, les interfaces doivent subir des expansions pour aider à la fragmentation des couches d'oxyde présentes. La pression de contact joue également un rôle important dans la mesure où elle contribue à augmenter la surface réelle de contact et à favoriser l'extrusion du métal vierge dans les interstices générés par la fragmentation des oxydes. Le temps de maintien à haute température, temps pendant lequel la diffusion a lieu au travers les interfaces soudées, doit être encadré afin d'obtenir une diffusion suffisante et d'éviter la formation de composés intermétalliques en forte épaisseur pouvant conférer à la liaison un caractère fragile. Après co-forgeage, si celui-ci est effectué à chaud, la dilatation thermique différentielle des matériaux conduit à l'apparition de déformations et de contraintes résiduelles au cours du refroidissement. En fonction de la géométrie du multi-matériaux forgé, les sollicitations à l'interface peuvent être de tout type (traction, compression, cisaillement) et conduire à sa décohésion.

L'ensemble de ces caractéristiques ont conduit à l'identification de quatre verrous scientifiques pour le co-forgeage :

- La maîtrise des écoulements de matière du fait de la différence de contraintes d'écoulement
- La maîtrise des états de déformation et de contraintes résiduelles du fait de la différence de dilatation thermique entre les matériaux
- La gestion des oxydes présents en surface des matériaux
- La formation de composés intermétalliques potentiellement fragilisant à l'interface

Il existe peu de modèles permettant de définir les conditions d'établissement d'une liaison métallique lors de la mise en forme. Le modèle de Bay a été développé dans le cadre du co-laminage et s'applique essentiellement à la déformation à froid. Ces modèles, cependant, permettent d'obtenir des tendances et d'identifier des paramètres clefs de l'établissement d'une liaison métallurgique par déformation plastique.

Les travaux de thèse présentés dans ce mémoire sont consacrés à la caractérisation de la co-forgeabilité à chaud. Pour s'affranchir d'un certain nombre de verrous, l'étude sera restreinte au co-forgeage à chaud et à mi-chaud de deux aciers de compositions différentes. Dans ce cas, les contraintes d'écoulement et les coefficients de dilatation thermique des deux matériaux seront proches. Les deux matériaux étant de même nature (acier), la diffusion des éléments au travers de l'interface ne générera pas de composés intermétalliques susceptibles de fragiliser l'interface. Le verrou associé à la formation des oxydes quant à lui demeure.

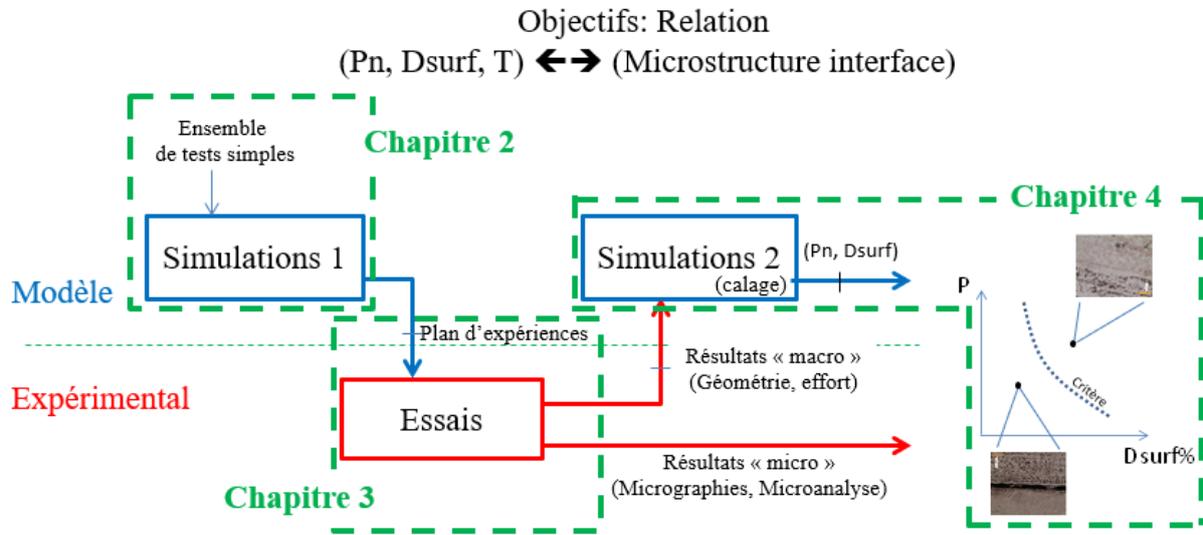
La caractérisation de la co-forgeabilité va s'appuyer sur un ensemble d'essais de mise en forme simples. Le choix des paramètres de mise en forme et/ou des paramètres géométriques du « lopin » bi-matériaux doit permettre de générer à l'interface des conditions thermomécaniques variables maîtrisées.

Le dimensionnement des essais, des plans d'expériences et la relation entre les paramètres du procédé et les conditions thermomécaniques à l'interface seront obtenus par simulation par méthode des éléments finis. Le choix des essais et la mise en place des modèles font l'objet du chapitre 2.

Les essais seront ensuite mis en place et conduit expérimentalement sur les moyens de mise en forme disponibles sur la plateforme Vulcain d'Arts et Métiers ParisTech de Metz. La géométrie des pièces bi-matériaux obtenues (forme extérieure et répartition des matériaux) et les efforts de mise en forme seront analysés. Le chapitre 3 est consacré à cette partie du travail.

Enfin, les résultats expérimentaux du chapitre 3 seront confrontés avec les résultats numériques afin d'identifier les paramètres de la simulation s'approchant au mieux de l'expérience. De plus, une caractérisation métallurgique et une caractérisation numérique des sollicitations thermomécaniques des interfaces seront menées en parallèle (chapitre 4). L'objectif de cette partie est de mettre en relation les caractères de la liaison métallurgique éventuellement obtenue expérimentalement et les paramètres décrivant les conditions thermomécaniques appliquées aux interfaces. A l'issue de cette partie, un critère concernant les conditions minimales nécessaires à l'obtention d'une liaison métallurgique en co-forgeage sera esquissé.

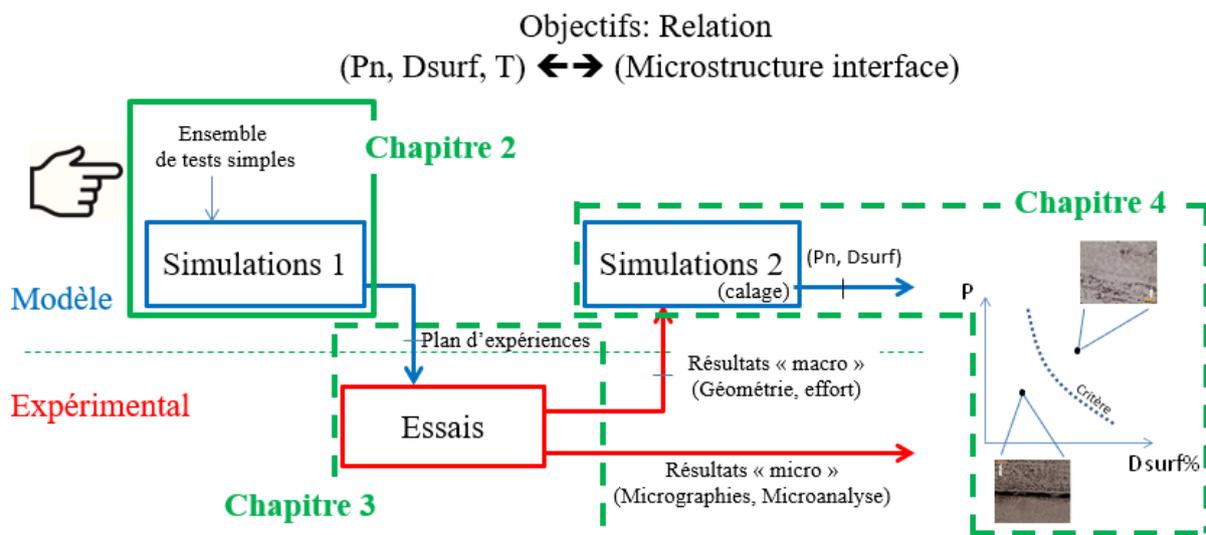
Le schéma méthodologique ci-dessous schématise les liens existants entre les différents chapitres qui suivent.



Chapitre 2 : Modélisation et simulation des essais de caractérisation

Résumé :

Dans ce chapitre, les essais de caractérisation retenus sont présentés. Leur choix, modélisation, dimensionnement et simulation sont abordés. Le schéma méthodologique ci-dessous visualise le lien entre ce chapitre et les chapitres qui suivent. Le couple de matériaux étudié est le C45/25CrMo4. Ce couple présente moins de verrous à surmonter et qui seront expliqués en détail dans ce chapitre. Après une première modélisation simplifiée qui a permis un premier dimensionnement des essais, dans un premier temps l'étude paramétrique numérique a été évoquée et a conduit à élaborer un modèle numérique cohérent et stable pour chaque essai, ainsi elle a permis d'étudier la sensibilité du modèle aux paramètres physiques suivants : le frottement et l'échange thermique aux interfaces matière/matière (C45/25CrMo4) et outil/matière. Dans un deuxième temps, la sensibilité des deux paramètres clés d'établissement de la liaison métallurgique, pression de contact (P_n) et expansion des surfaces (D_{surf}), au frottement et échanges thermiques aux interfaces matière/matière et outil/matière a été investiguée.



CHAPITRE 2 : MODELISATION ET SIMULATION DES ESSAIS DE CARACTERISATION	52
1. INTRODUCTION.....	54
2. PRINCIPE DES ESSAIS DE CARACTERISATION	54
2.1. BI-POINÇONNEMENT.....	54
2.2. ECRASEMENT	59
2.3. CO-FILAGE	62
3. ETUDE PARAMETRIQUE DE LA SIMULATION DES ESSAIS DE CARACTERISATION.....	64
3.1. ETUDE PARAMETRIQUE NUMERIQUE DE L'ESSAI DE BI-POINÇONNEMENT	66
3.1.1. <i>Présentation du Modèle Eléments Finis</i>	66
3.1.2. <i>Etude de sensibilité aux paramètres physiques</i>	70
3.2. ETUDE PARAMETRIQUE NUMERIQUE DE L'ESSAI D'ECRASEMENT	74
3.2.1. <i>Présentation du Modèle Eléments Finis</i>	74
3.2.2. <i>Etude de sensibilité aux paramètres physiques</i>	77
3.3. ETUDE PARAMETRIQUE NUMERIQUE DE L'ESSAI DU CO-FILAGE	81
3.3.1. <i>Présentation du Modèle Eléments Finis</i>	81
3.3.2. <i>Etude de sensibilité aux paramètres physiques</i>	84
3.3.3. <i>Etude de sensibilité à la disposition des matériaux et au rapport des diamètres</i>	87
4. ETUDE DES CONDITIONS, PRESSION ET EXPANSION DE SURFACE, A L'INTERFACE.....	90
4.1. ETUDE DE SENSIBILITE AUX FROTTEMENTS MATIERE/MATIERE ET OUTIL/MATIERE	92
4.1.1. <i>Ecrasement et bi-poinçonnement</i>	92
4.1.2. <i>Co-filage</i>	93
4.2. ETUDE DE SENSIBILITE AUX ECHANGES THERMIQUES MATIERE/MATIERE ET OUTIL/MATIERE	94
4.2.1. <i>Ecrasement et bi-poinçonnement</i>	94
4.2.2. <i>Co-filage</i>	95
5. CONCLUSION.....	96

1. Introduction

L'analyse des résultats de la littérature permettent de poser l'hypothèse suivante : la pression de contact et l'expansion de surface sont deux paramètres clefs pour caractériser l'aptitude au co-forgeage d'un couple de matériaux.

Trois essais de caractérisation ont été mis en place :

- Le bi-poinçonnement (BP) ;
- L'écrasement (EC) ;
- Et le co-filage (CF).

Ces essais ont été choisis dans un premier temps car ils correspondent à des géométries et des sollicitations « simples ».

La méthode sera appliquée au cas du couple d'aciers C45/25CrMo4. Le choix de ce couple vient du fait que les verrous identifiés au chapitre 1 sont moins sévères : des contraintes d'écoulement proches, des oxydes facilement fragmentables (calamines), pas ou peu de formation de composés intermétalliques fragilisant l'interface lors de la mise en forme et des coefficients de dilatation/contraction thermique quasi-identiques.

Dans un premier temps, le principe de chaque essai est détaillé et un modèle simplifié est mis en place pour estimer les niveaux de pressions de contact et d'expansion de surface accessibles. Dans un deuxième temps, les essais seront modélisés et simulés par méthode par éléments finis. Ces modèles permettront d'obtenir une description plus complète du chargement thermomécanique à l'interface et de prendre en compte l'ensemble des conditions des tests.

2. Principe des essais de caractérisation

Cette partie est dédiée au développement d'un modèle analytique pour les essais de caractérisation afin d'explorer le domaine pression de contact – expansion de surface accessible par chaque essai.

Les modèles analytiques simplifiés vont être obtenus en considérant l'application de chaque essai à un mono-matériau. Ceci, reviendrait dans le cas du bi-matériaux, à négliger la différence de contrainte d'écoulement et à considérer l'établissement d'une soudure dès les premiers instants de la déformation. La modélisation ne prend donc pas en compte les phénomènes physiques présents à l'interface tels que l'oxydation et la diffusion. Le modèle ne considère pas de glissement relatif ni de décollement entre les matériaux à l'interface.

Les modèles font également intervenir une loi de frottement outil/matière de type Tresca constante et uniforme au cours de la déformation.

2.1. Bi-poinçonnement

Le schéma de la figure 39 présente le lopin bi-matériaux avant et après bi-poinçonnement avec les paramètres essentiels pour l'étude analytique. Le modèle s'appuie, outre les

hypothèses posées ci-dessus : tout plan d'abscisse x et de normale \vec{x} reste plan et de normale \vec{x} au cours de la déformation (modèle des tranches).

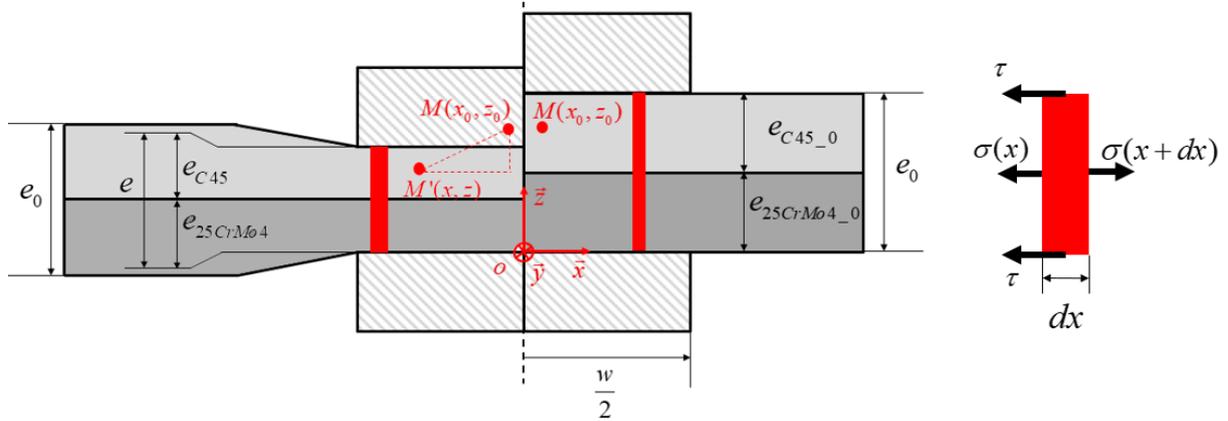


Figure 39 : Schéma pour le calcul analytique du bi-poinçonnement.

D'après le principe de conservation du volume :

$$x_0 \times e_0 = x \times e \quad (31)$$

Donc l'expansion de surface peut être exprimée par la relation suivante :

$$D_{surf} = \frac{S - S_0}{S_0} = \frac{S}{S_0} - 1 = \frac{x}{x_0} - 1 = \frac{e_0}{e} - 1 \quad (32)$$

La symétrie du problème conduit à un vecteur vitesses et tenseur des vitesses de déformations sous la forme :

$$\vec{v} \begin{pmatrix} v_x(x) \\ 0 \\ v_z(z) \end{pmatrix}; \dot{\epsilon} = \begin{pmatrix} v_{x,x} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & v_{z,z} \end{pmatrix} \quad (33); (34)$$

La conservation du volume nous donne que :

$$v_{x,x} + v_{z,z} = 0 \Rightarrow v_{x,x} = -v_{z,z} \quad (35)$$

En considérant l'équation 35 et les conditions limites, le tenseur de déformation devient :

$$\dot{\epsilon} = \begin{pmatrix} \dot{\epsilon} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -\dot{\epsilon} \end{pmatrix} = \frac{\dot{\epsilon}}{e} \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -1 \end{pmatrix} \quad (36)$$

De l'expression précédente, on constate, dans le plan de l'interface, une vitesse de déformation portée par \vec{x} . L'expansion de surface obtenue est ainsi unidirectionnelle.

Le tenseur des contraintes et le tenseur déviatorique ont comme expressions :

$$\sigma = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{xy} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{xy} & \tau_{yz} & \sigma_{zz} \end{pmatrix}; \quad \sigma^D = \sigma - \frac{1}{3}tr(\sigma)I \quad (37); (38)$$

En considérant le critère de plasticité de von Mises, le tenseur des contraintes déviatorique est proportionnel au tenseur des vitesses de déformation, on a :

$$\sigma^D = \begin{pmatrix} \frac{1}{2}(\sigma_{xx} - \sigma_{zz}) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{1}{2}(\sigma_{xx} - \sigma_{zz}) \end{pmatrix} = \frac{1}{2} \begin{pmatrix} \sigma_{xx} - \sigma_{zz} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{zz} - \sigma_{xx} \end{pmatrix} \quad (39)$$

La contrainte équivalente de von Mises est donnée par l'équation suivante :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \sigma^D : \sigma^D} = \sqrt{3} |\sigma_{xx} - \sigma_{zz}| \quad (40)$$

Lors de l'essai, la contrainte de Von Mises est égale à la contrainte d'écoulement :

$$\sigma_{eq} = \sigma_0 \Rightarrow |\sigma_{xx} - \sigma_{zz}| = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \quad (41)$$

Les conditions limites en sortie de la zone entre les poinçons ($x = \frac{w}{2}$) sont les suivantes : la contrainte normale suivant x est nulle et la contrainte normale suivant z est négative.

On obtient donc :

$$\sigma_{xx} - \sigma_{zz} = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \Rightarrow \sigma_{xx} = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} + \sigma_{zz} \quad (42)$$

L'équilibre d'une tranche donne :

$$\sigma_{xx}(x+dx) \times e - \sigma_{xx}(x) \times e - 2\tau dx = 0 \Rightarrow \frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial x} = \frac{2\tau}{e} \Rightarrow \sigma_{xx} = \frac{2\tau}{e} x + C^{te} \quad (43)$$

Avec $\tau = \bar{m} \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}$ représente la contrainte tangentielle à l'interface poinçon/matière.

A $x = \frac{w}{2}$, on a

$$\sigma_{xx} = 0 \Rightarrow C^{te} = -\frac{\tau w}{e}, \quad (44)$$

et donc :

$$\sigma_{xx} = \frac{2\tau}{e} \left(x - \frac{w}{2} \right) \quad (45)$$

Par conséquent, on obtient :

$$\sigma_{zz} = \frac{2\tau}{e} \left(x - \frac{w}{2} \right) - \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \left(\frac{\bar{m}}{e} \left(x - \frac{w}{2} \right) - 1 \right) \quad (46)$$

Donc la pression normale de contact s'écrit sous la forme :

$$P_n = -\sigma_{zz} = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \left(\frac{\bar{m}}{e} \left(\frac{w}{2} - x \right) + 1 \right) \quad (47)$$

Avec $x \in \left[0; \frac{w}{2} \right]$

L'expression de la pression en fonction de l'expansion devient :

$$P_n = a(x) \times D_{surf} + b(x) \quad \text{avec } x \in \left[0; \frac{w}{2} \right] \quad (48)$$

Avec

$$a(x) = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \frac{\bar{m}}{e_0} \left(\frac{w}{2} - x \right)$$

$$b(x) = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \left(1 + \frac{\bar{m}}{e_0} \left(x + \frac{w}{2} \right) \right)$$

En un point donné, la pression de contact P_n est une fonction affine de l'expansion de surface D_{surf} et pour un taux d'écrasement donné, la pression est une fonction affine de la distance depuis le centre des poinçons comme illustré sur la figure 40.

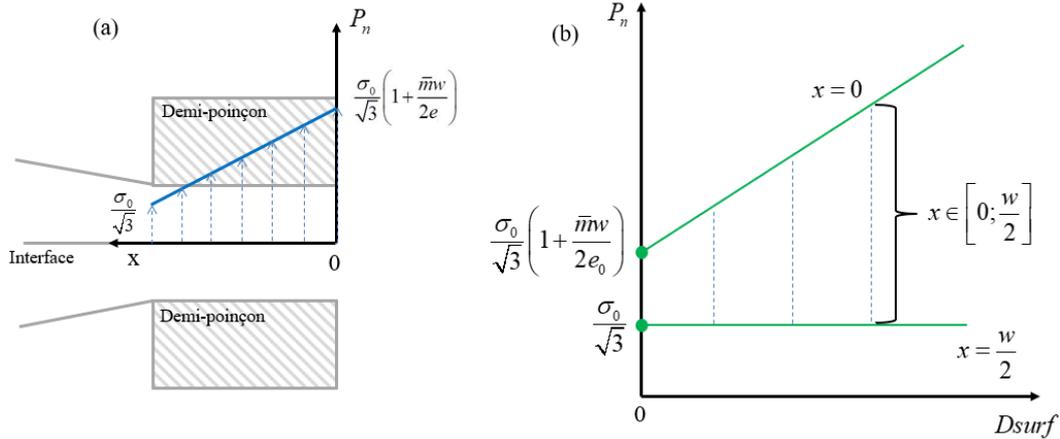


Figure 40 : Allure de l'évolution pression normale de contact-expansion de surface pour le bi-poinçonnement. a) Répartition le long de l'interface pour un taux d'écrasement donné et b) Domaine pression de contact – expansion de surface accessible par l'essai.

D'après le modèle simplifié, pour un même taux de bi-poinçonnement, on obtient une expansion de surface uniforme le long de l'interface avec une évolution linéaire de la pression de contact. Cette pression augmente avec la contrainte d'écoulement du matériau et le coefficient de frottement outil/matière. Le dimensionnement de l'essai, en particulier le rapport entre la largeur du poinçon et l'épaisseur des tôles jouent un rôle essentiel dans l'expression de la pression.

Les dimensions de la pièce bi-matériaux ont été choisies de manière à produire un test de déformation plane. Le dimensionnement a été basé sur la méthodologie développée par Loveday et al [Loveday et al, 2006] pour le cas d'un mono-matériau. Leurs travaux ont abouti aux inégalités de la figure 41 liant la largeur du poinçon w et les dimensions de l'échantillon a_0 , b_0 et e_0 . Dans le cadre de cette thèse ces inégalités sont appliquées sous réserve que le comportement global en bi-poinçonnement en mono et en bi-matériaux restent proches. Selon ces inégalités et avec un choix d'une largeur de poinçon $w=30\text{mm}$, les dimensions des échantillons seront : $a_0=80\text{mm}$, $b_0=120\text{mm}$ et $e_0=20\text{mm}$. Les épaisseurs initiales des deux matériaux avant déformation sont identiques et égales à :

$$e_{C45_0} = e_{25CrMo4_0} = 10\text{mm}.$$

En appliquant l'équation 48 avec les dimensions données ci-dessus, on obtient au milieu de l'interface ($x=0$) le rapport pression de contact sur contrainte d'écoulement en cisaillement, s_0 , suivant :

$$\frac{P_n}{s_0} = 1 + \frac{3}{4}\bar{m}(1 + D_{surf}) \quad (49)$$

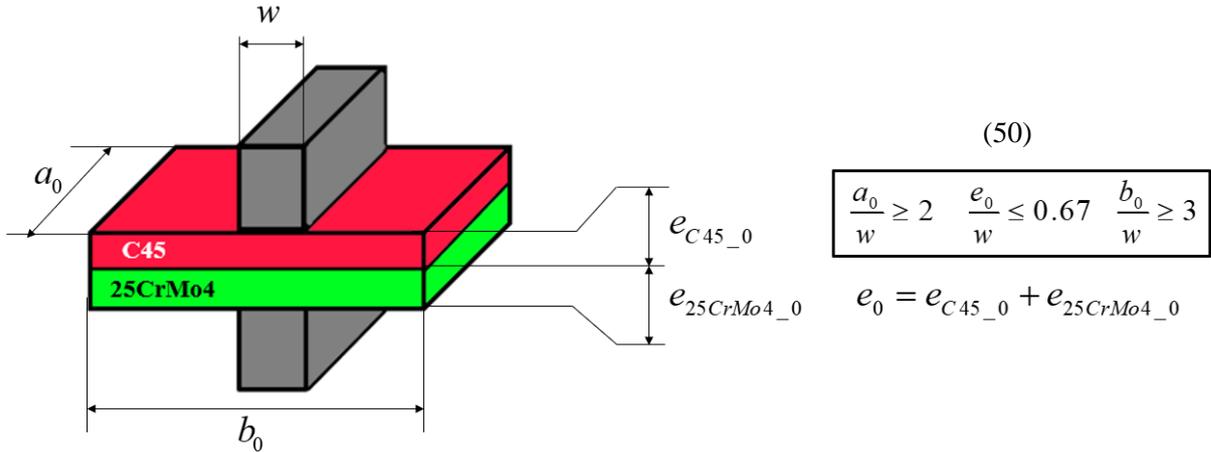


Figure 41 : Dimensions de la pièce bi-matériaux utilisée en bi-poinçonnement.

2.2. Ecrasement

Le schéma de la figure 42 présente le lopin bi-matériaux avant et après l'écrasement avec les paramètres essentiels pour l'étude analytique. Le modèle des tranches développé s'appuie sur l'hypothèse qu'au cours du mouvement chaque cylindre centré sur l'axe du lopin reste cylindrique et centré.

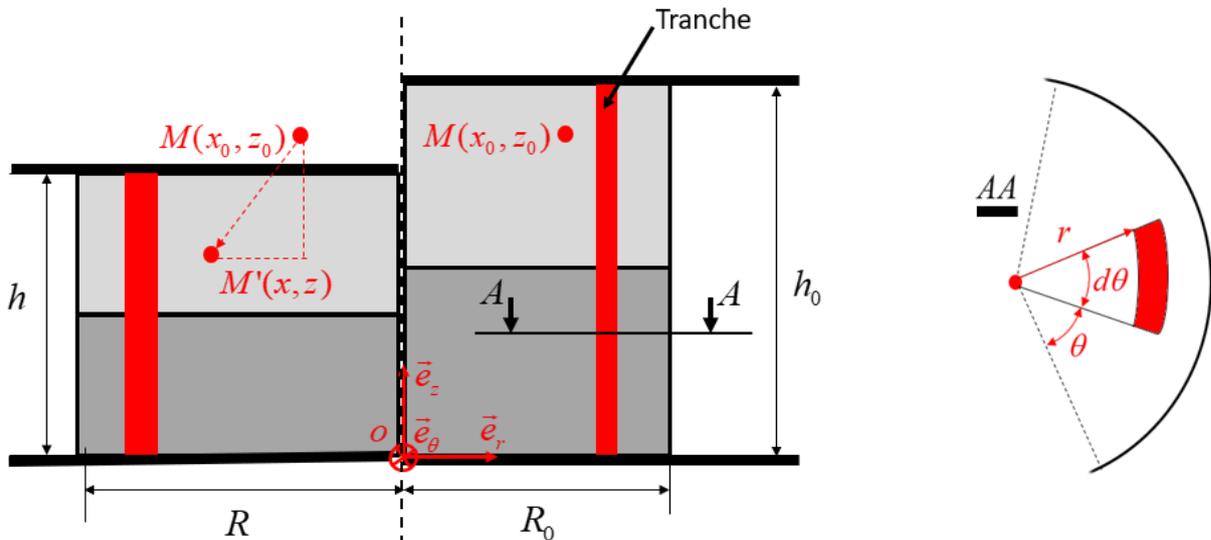


Figure 42 : Schéma pour le calcul analytique de l'écrasement.

En considérant la conservation du volume, l'expansion de surface est fonction du taux d'écrasement $\frac{h_0}{h}$ est donnée par l'équation :

$$D_{surf} = \frac{S - S_0}{S_0} = \frac{S}{S_0} - 1 = \frac{h_0}{h} - 1 \quad (51)$$

En suivant la même méthodologie développée en bi-poinçonnement, on obtient :

$$\dot{\epsilon} = \frac{\dot{h}}{h} \begin{pmatrix} -\frac{1}{2} & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{1}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (52)$$

$$\sigma = \begin{pmatrix} \sigma_{rr} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{rr} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{rr} - \sigma_0 \end{pmatrix} \quad (53)$$

Du tenseur des vitesses de déformation (Equation 52) on peut constater que l'expansion de surface est équibiaxée contrairement à celle obtenue en bi-poinçonnement qui est unidirectionnelle.

L'équilibre de la tranche suivant la direction \vec{e}_r conduit à l'expression de la contrainte radiale suivante :

$$\frac{\partial \sigma_{rr}}{\partial r} = \frac{2\tau}{h} \Rightarrow \sigma_{rr} = \frac{2\tau}{h} r + C^{te} \quad \text{avec} \quad \tau = \bar{m} \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \quad (54)$$

En appliquant la condition limite : $\sigma_{rr}(R) = 0$

L'expression de la pression normale de contact devient :

$$\Rightarrow P_n = -\sigma_{zz} = \sigma_0 \left(1 - \frac{2\bar{m}}{\sqrt{3}h} \left(r - R_0 \sqrt{\frac{h_0}{h}} \right) \right) \quad (55)$$

En introduisant l'expression de l'expansion de surface, la pression normale de contact devient :

$$P_n = -\sigma_{zz} = \sigma_0 \left(1 - \frac{2\bar{m}}{\sqrt{3}} \frac{D_{surf} + 1}{h_0} \left(r - R_0 \sqrt{D_{surf} + 1} \right) \right) \quad (56)$$

La pression de contact P_n en fonction de l'expansion de surface D_{surf} accessible par l'essai d'écrasement est illustré sur la figure 43.

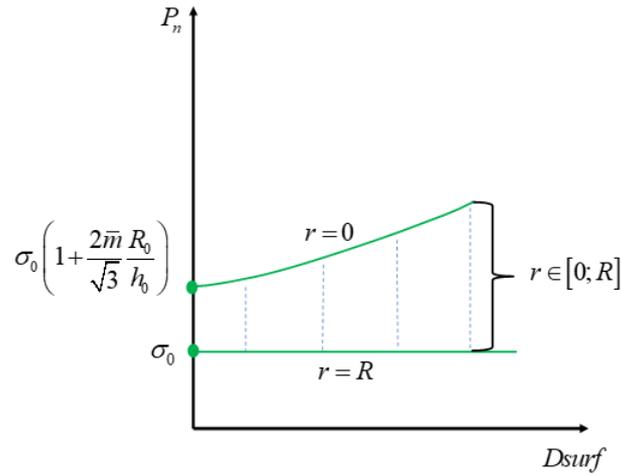


Figure 43 : Allure de la pression normale de contact / expansion de surface pour l'essai d'écrasement.

De la même façon que pour l'essai de bi-poinçonnement, l'expansion de surface est uniforme le long de l'interface pour un taux d'écrasement donné. La pression de contact au niveau du bord libre des lopins est constante durant tout l'essai et est égale à la contrainte d'écoulement en traction du matériau. Ces constats sont sans doute très liés à l'hypothèse cinématique forte sous-jacentes à la méthode des tranches.

Les dimensions des lopins ont été choisies de façon à éviter le flambement. La hauteur de chaque lopin est de 45 mm pour un diamètre de 45 mm également. En considérant ces dimensions, on obtient au centre de l'interface le rapport pression de contact sur expansion de surface suivant :

$$\frac{P_n}{s_0} = \sqrt{3} + \frac{1}{2} \bar{m} (1 + D_{surf})^{3/2} \quad (57)$$

En considérant un coefficient de frottement de Tresca de 0.5, on obtient l'évolution du rapport $\frac{P_n}{s_0}$ de la figure 44. Sur cette même figure a été tracé le rapport obtenu pour l'essai de bi-poinçonnement avec les dimensions définies précédemment.

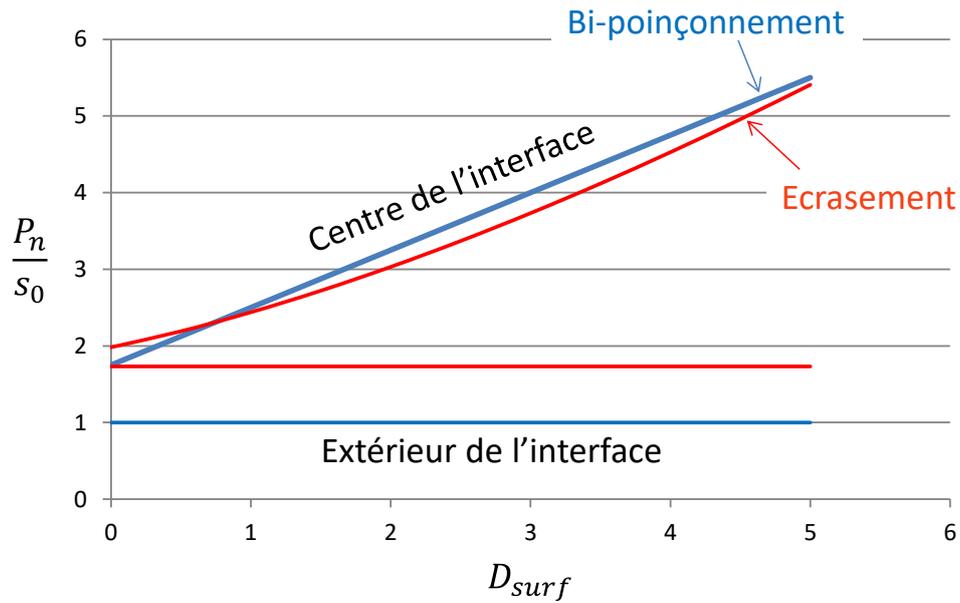


Figure 44 : Evolution du rapport entre la pression de contact et la contrainte d'écoulement en cisaillement en fonction de l'expansion de surface au centre et à l'extérieur de l'interface pour l'essai d'écrasement et de bi-poinçonnement pour $\bar{m} = 0.5$.

On peut remarquer sur cette figure que pour une même expansion de surface (D_{surf}), les pressions de contact maximum atteintes au centre de l'interface pour les deux essais sont proches. Par contre, l'expansion de surface est obtenue par deux modes de déformation différents, allongement unidirectionnel pour le bi-poinçonnement et expansion équilibrée pour l'essai d'écrasement.

On constate également que l'essai de bi-poinçonnement permet d'appliquer des pressions de contact plus faibles pour une même expansion de surface.

2.3. Co-filage

Le schéma de la figure 45 présente le lopin bi-matériaux avant et après co-filage avec les paramètres essentiels pour l'étude analytique. Le modèle s'appuie sur les hypothèses suivantes :

- Une section plane perpendiculaire à l'axe du lopin reste plane et perpendiculaire à l'axe après le passage par le convergent ;
- Les contraintes d'écoulements sont identiques pour les deux aciers ;

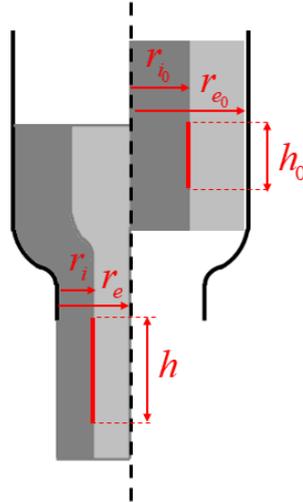


Figure 45 : Schéma pour le calcul analytique du co-filage.

La conservation des volumes entre l'état initial et l'état après déformation conduit à :

$$h = h_0 \left(\frac{r_{e_0}}{r_e} \right)^2 \quad (58)$$

$$r_i = r_{i_0} \frac{r_e}{r_{e_0}} \quad (59)$$

Dans le cas du co-filage, l'expansion de surface s'exprime comme suit :

$$D_{surf} = \frac{S - S_0}{S_0} = \frac{r_{e_0}}{r_e} - 1 \quad (60)$$

A la sortie du convergent l'expansion est toujours positive puisque $r_{e_0} > r_e$. Cependant dans cet essai l'expansion de surface est obtenue par un allongement axial et un rétrécissement ortho-radial.

Conclusion :

En conclusion, l'étude analytique des trois essais de caractérisation montre que ces essais permettront :

- D'atteindre une même expansion de surface et pression de contact avec des chemins différents et avec des modes d'expansion différents. Pour une même valeur d'expansion de surface, le bi-poinçonnement applique une dilatation unidirectionnelle (mode 1), l'écrasement fait subir à la surface une dilatation bidirectionnelle (expansion équibiaxée) (mode 2) et le filage l'obtient par un allongement dans le sens longitudinal et une contraction ortho-radiale (mode 3). Ces considérations sont illustrées sur la figure 46.
- L'essai de bi-poinçonnement et d'écrasement permettent d'obtenir des valeurs de pression de contact maximales proches pour une même expansion de surface. Par

contre, l'expansion n'est pas générée suivant le même mode (voir point précédent) et la pression minimale appliquée est plus faible dans le cas du bi-poinçonnement.

- Contrairement aux essais de bi-poinçonnement et d'écrasement, chaque point de l'interface subit le même chemin pression de contact – expansion de surface. Seuls les points situés dans le convergent à la fin de l'essai n'auront suivi qu'une partie de ce chemin. D'après l'équation 60, l'obtention d'autres expansions de surface passe par un changement de la géométrie de la filière et non par la course de mise en forme ni par un changement de ratio de diamètre (diamètre du cylindre intérieur sur diamètre extérieur). Dans l'étude paramétrique numérique développée dans la suite de ce chapitre, il est toutefois proposé de faire varier le ratio de diamètre, notamment, pour évaluer son effet sur la pression de contact. Pour des raisons liées au coût et au déroulement des essais, cette solution a été préférée à celle consistant à modifier la géométrie de la filière.

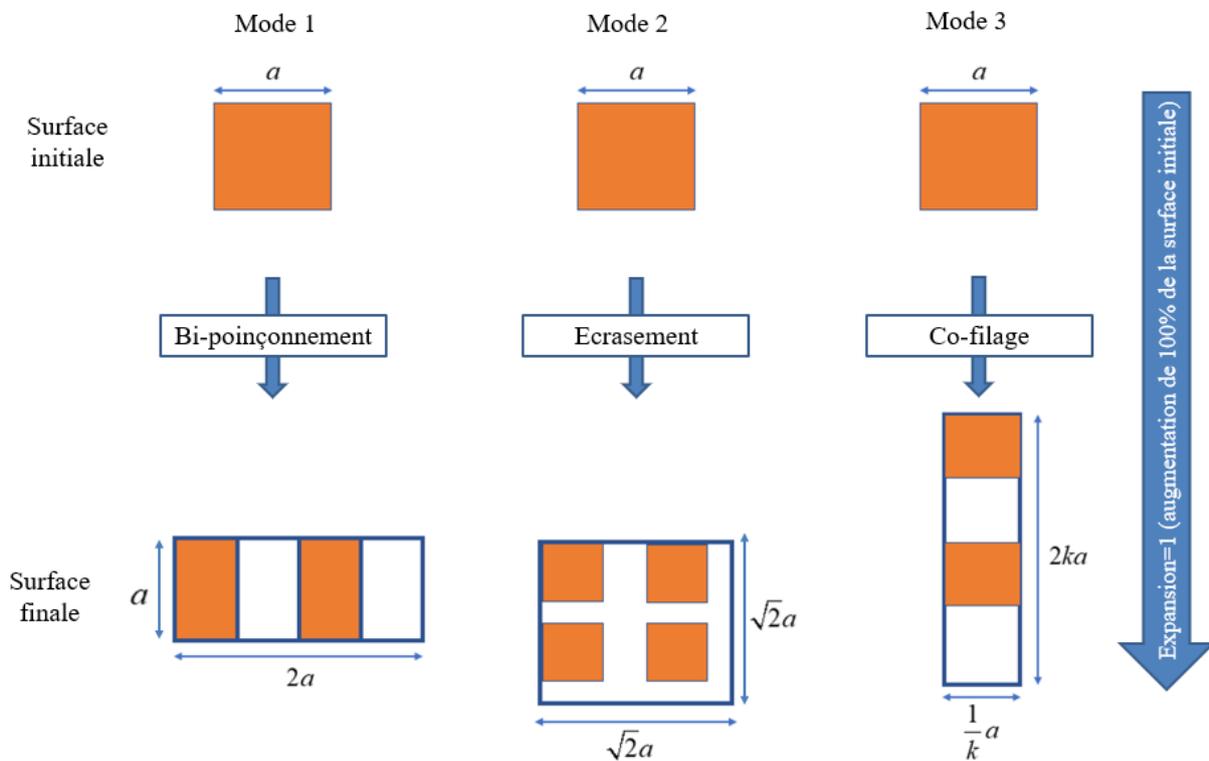


Figure 46 : Illustration des différents modes d'expansion en fonction de l'essai.

3. Etude paramétrique de la simulation des essais de caractérisation

La simulation numérique, dans notre cas, a été faite sur une pièce bi-matériaux C45/25CrMo4. L'ensemble des simulations sont réalisées sous le logiciel FORGE® Nxt 1.01 développé par TRANSVALOR. Les paramètres de la simulation concernés par cette étude sont catégorisés en paramètres numériques et paramètres physiques. La première catégorie contient : la taille de mailles du lopin bi-matériaux et le pas de temps. L'étude de cette première catégorie de paramètres permettra de définir un modèle numérique cohérent et

stable. La deuxième catégorie concerne les coefficients de frottement aux interfaces outil/matière et matière/matière et les coefficients d'échange thermiques aux mêmes interfaces. Dans un premier temps, les lois rhéologiques, thermiques et tribologiques utilisées dans tous les essais sont présentées.

La modélisation du contact repose sur l'hypothèse que le frottement à l'interface des deux matériaux, C45 et 25CrMo4, reste constant et uniforme tout au long de la déformation. Ceci veut dire qu'il n'y a pas d'évolution du frottement en fonction des conditions à l'interface. L'apparition éventuelle d'une soudure au cours de l'essai n'est pas prise en compte dans le modèle éléments finis.

Pendant la déformation d'une pièce bi-matériaux, pour les trois essais de caractérisation, le domaine de déformation plastique est rapidement atteint ce qui nous conduit au choix d'une loi de type TRESCA afin de gérer le frottement à l'interface outil/matière et matière/matière. Cette loi est décrite par l'équation 61. Le coefficient de frottement de Tresca pour les deux types d'interface (outil/matière et matière/matière) sera différent.

$$\vec{\tau} = -\bar{m} \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \frac{\Delta\vec{v}}{\|\Delta\vec{v}\|} \quad (61)$$

Où

$\vec{\tau}$: la cission normale admissible à partir de laquelle le glissement est freiné.

\bar{m} : le coefficient de frottement compris entre 0 et 1.

σ_0 : la contrainte équivalente de Von Mises.

$\Delta\vec{v}$: la vitesse de glissement à l'interface.

La loi de contact utilisée permet le décollement des matériaux à l'interface.

Les échanges thermiques à l'interface outil/matière et matière/matière seront modélisés par une loi d'échange par conduction (Equation 62). L'énergie dissipée par frottement est répartie entre les solides suivant une loi de partage faisant intervenir les effusivités des deux matériaux en contact.

$$\phi_c = \lambda_c \Delta T \quad (62)$$

Avec λ_c coefficient d'échange thermique en (W/m²/K), ΔT le saut de température au travers de l'interface en K et ϕ_c la densité surfacique de flux de chaleur en W/m².

Les échanges par rayonnement avec l'extérieur sont également pris en compte. Les valeurs de l'émissivité et de la température extérieure ont été fixées à $\eta=0.88$ et $T_{\text{ext}}=20^\circ\text{C}$ respectivement. Pour les trois essais étudiés, la déformation se passe en quelques secondes. Ceci nous conduit à considérer que le type d'échange thermique le plus influent sur les résultats de la simulation est celui de la conduction. Dans ce sens un plan d'expérience sur le coefficient d'échange thermique a été réalisé pour chaque essai.

Deux températures pour chaque essai seront testées : co-forgeage à chaud avec une température initiale de lopins de 1100°C. A chaud, le comportement thermo-visco-plastique des matériaux sera modélisé par la loi de Hansel et Spittel. L'équation 63 donne la version "simplifiée" de la loi à cinq paramètres. Cette loi relie la contrainte d'écoulement σ_0 à la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$, la déformation ε et la température T. Les coefficients de la loi rhéologiques utilisées pour la simulation sont donnés le tableau 4 et sont issus de la base de données de FORGE®.

$$\sigma_0 = A e^{m_1 T} \varepsilon^{m_2} e^{\frac{m_4}{\varepsilon}} \dot{\varepsilon}^{m_3} \quad (63)$$

Avec :

- A : la consistance du matériau
- T : la température en Celsius
- m_1 : la sensibilité à la température
- m_2, m_4 : la sensibilité à l'écoulement dynamique
- m_3 : la sensibilité à la vitesse de déformation

Tableau 4: Coefficients de la loi de Hansel Spittel des matériaux C45 et 25CrMo4.

material	A	m ₁	m ₂	m ₃	m ₄
C45	1521.306	-0.00269	-0.12651	0.14542	-0.05957
25CrMo4	1232.986	-0.00254	-0.05621	0.1455	-0.0324

Les lois rhéologiques des deux matériaux utilisés pour les essais n'ont pas été identifiées spécifiquement. Dans un premier temps, les matériaux utilisés pour les trois essais ont la même désignation mais sont dans des formats différents, des tôles d'épaisseur 10 mm pour le bi-poinçonnement et des barres de diamètre 45 mm pour l'essai d'écrasement et le co-filage. Il aurait donc été nécessaire de procéder à des identifications pour les deux types de format. Dans un deuxième temps, l'étude numérique a pour but d'évaluer l'influence de chaque paramètre sur les sollicitations à l'interface, l'objectif étant plus d'obtenir des tendances que des valeurs précises de pression de contact et d'expansion de surface. Pour une caractérisation plus précise de ces grandeurs, il demeure nécessaire de réaliser une identification des paramètres des lois de comportement des deux aciers.

3.1. Etude paramétrique numérique de l'essai de bi-poinçonnement

3.1.1. Présentation du Modèle Eléments Finis

Le but de cette section est de présenter le modèle éléments finis adopté pour simuler l'essai du bi-poinçonnement sous le logiciel FORGE® Nxt 1.0.1. Les dimensions de la pièce bi-matériaux sont celles présentées dans la **partie 2.1**.

Le modèle 2D est composé d'un lopin bi-matériaux constitué de deux pièces parallélépipédiques déformables, et d'un outillage rigide. Pendant la mise en forme, deux zones de déformation sont observées dans le lopin bi-matériaux : une zone, entre les poinçons, fortement déformée et une zone non déformée. Dans l'étude paramétrique, la première zone a été finement maillée par rapport à la seconde via une boîte de maillage.

L'étude paramétrique a été conduite à une température de 1100°C pour la pièce et 150°C pour l'outillage. Le comportement thermomécanique des matériaux est modélisé par une loi de comportement de type Hansel Spittel, alors que le frottement aux interfaces matière/matière et outil/matière est modélisé par une loi de type Tresca avec un coefficient de 0.3. Les échanges thermiques aux interfaces matière/matière et outil/matière suivent une loi de conduction-convection avec un coefficient de $\lambda = 10^4 \text{ W/K.m}^2$.

Initialement la pièce est posée sur le poinçon inférieur et un temps d'attente de 7s est imposé avant que le poinçon supérieur ne vienne en contact avec les tôles (le poinçon supérieur garde une distance de 1mm par rapport à la pièce pendant 7s). Ce temps correspond à celui des essais expérimentaux (voir chapitre 3). Le poinçon supérieur est animé d'un mouvement vertical (presse hydraulique) à une vitesse de 30mm/s. La figure 47 illustre la mise en données du modèle de simulation du bi-poinçonnement.

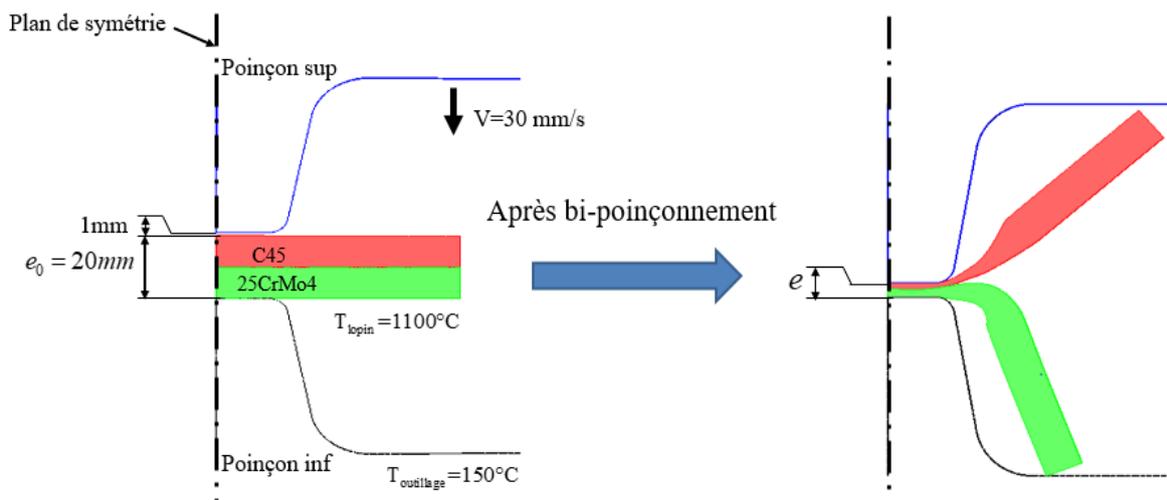


Figure 47 : *Modèle éléments finis du bi-poinçonnement.*

Une étude paramétrique sur les paramètres numériques de la simulation, la taille de mailles, la largeur de la boîte de maillage et le pas de temps a été réalisée. A l'issue de cette étude, une modélisation dite de référence a été mise en place.

La valeur initiale des paramètres physiques de cette simulation de référence est fixée de façon arbitraire mais vraisemblable. Le tableau 5 regroupe l'ensemble des paramètres de la simulation de référence retenue.

Tableau 5: Paramètres de la simulation de référence pour l'étude paramétrique des paramètres physiques de l'essai du bi-poinçonnement.

	Paramètre	Valeur
Paramètres numériques	Taille de mailles	0.3 mm
	Largeur de la boîte de maillage	40 mm
	Pas de temps	0.01s
Paramètres physiques	Température initiale du lopin bi-matériaux	1100°C
	Température outillage	150°C
	Taux d'écrasement (TE)	80%
	Temps d'attente avant écrasement	7s
	Coefficient de frottement à l'interface outil/matière	0.3
	Coefficient de frottement à l'interface matière/matière	0.3
	Coefficient d'échanges thermiques à l'interface outil/matière	10^4 W/K.m ²
	Coefficient d'échanges thermiques à l'interface matière/matière	10^4 W/K.m ²

L'analyse de la courbe effort-déplacement de la simulation de référence présente trois zones (voir figure 48) : une première (zone I) où l'effort augmente fortement à cause du phénomène de durcissement caractérisant la loi de Hansel Spittel, une deuxième (zone II) avec un effort variant peu (zone de transition) et une troisième zone III où l'effort augmente rapidement suite à l'accumulation des frottements, du refroidissement global de la matière et de l'augmentation de la vitesse de déformation (l'essai étant conduit à vitesse de mise en forme constante).

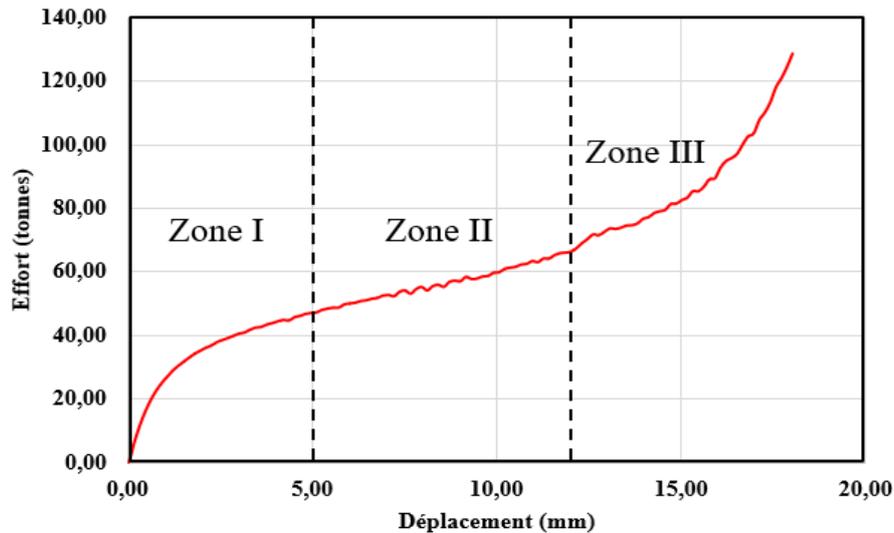


Figure 48 : Courbe effort-déplacement de la simulation de référence.

A l'issue de l'essai, la pièce bi-matériaux présente une forme de X. La « flexion » de chacune des tôles est due en partie à un gradient de déformation dans la section comme illustré sur la figure 49.a. Ce gradient est dû au frottement outil/matière mais également au gradient thermique lié aux échanges avec les outils. Dans le cas de la tôle inférieure, ce phénomène est très marqué du fait du temps de pose (voir figure 49.b).

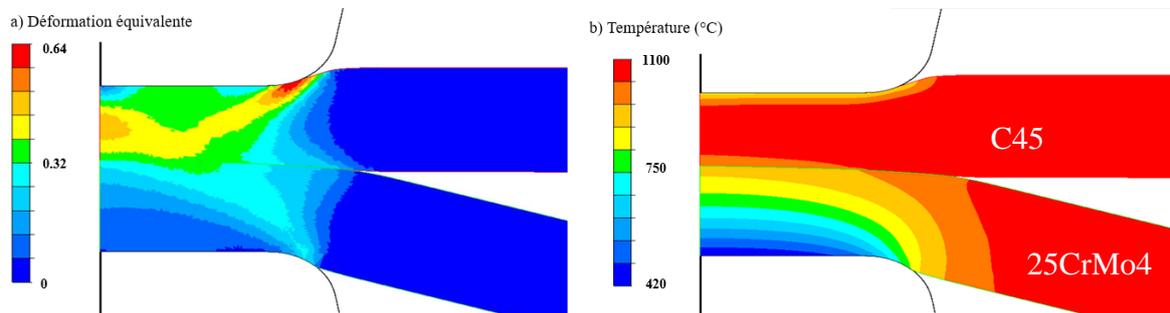


Figure 49 : Répartition de la (a) température et de la (b) déformation plastique équivalente dans les tôles pour une course de 6mm.

L'évolution de l'orientation des deux tôles (formant le X) présente deux stades. Un premier où sous l'effet des gradients thermiques la tôle inférieure fléchit plus rapidement que la tôle supérieure. Ce stade prend fin lorsque la tôle inférieure entre en contact avec l'outil inférieur (Point B sur la figure 50). A partir de ce moment, correspondant à peu près à une course de 13 mm, la flexion de la tôle inférieure cesse. La tôle supérieure subit alors l'action de la pression appliquée par la tôle inférieure bloquée (Point A sur la figure 50) et voit sa flexion augmenter sensiblement avec la course d'écrasement.

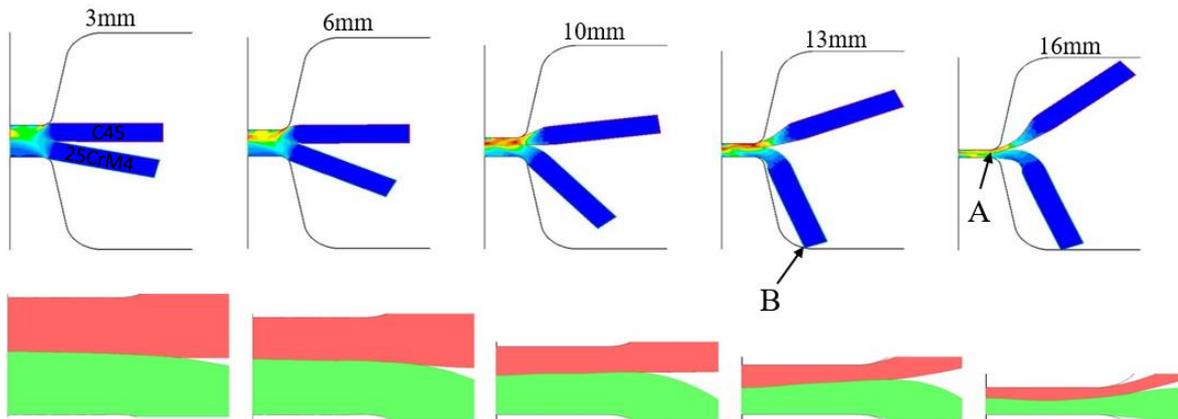


Figure 50 : Evolution de la forme de la pièce bi-matériaux et de l'interface au cours du bi-poinçonnement en fonction de la course d'écrasement.

L'évolution de la forme de l'interface présente également plusieurs stades :

- Au début du bi-poinçonnement, la déformation se concentre principalement dans la tôle supérieure (celle ayant la plus haute température). L'interface prend une forme bombée avec un amincissement de la tôle supérieure plus important à son centre qu'à ses extrémités (course 3 mm).
- L'interface pour une course de 10 mm présente le caractère inverse, ceci se prononçant avec la course de bi-poinçonnement.
- En fin d'essai, on remarque que l'évolution de l'épaisseur des tôles le long de l'interface n'est plus monotone, l'épaisseur de la tôle supérieure présentant, dans le cas de la simulation de référence, un maximum à environ mi-largeur du poinçon.

Pendant la totalité de l'essai, on peut constater que la tôle supérieure a une épaisseur plus faible que la tôle inférieure. Ce constat est sans doute très lié au cas étudié et notamment aux paramètres de la simulation. Toutefois, on peut voir que l'évolution de la géométrie globale de la pièce bi-poinçonnée et de l'interface vont être impactées par les frottements et les échanges thermiques outil/matière. Ces deux paramètres vont jouer un rôle important au travers de l'hétérogénéité de déformation qu'ils génèrent directement pour ce qui est du frottement et indirectement au travers de l'hétérogénéité en température pour les échanges thermiques.

L'étude de l'influence des coefficients de frottement et d'échanges thermiques au contact outil/matière et matière/matière font donc l'objet de la partie qui suit.

3.1.2. Etude de sensibilité aux paramètres physiques

3.1.2.1. Coefficient de frottement à l'interface outil/matière

Le coefficient de frottement est un paramètre fondamental à prendre en compte lors de la simulation. Ce coefficient agit sur l'écoulement de la matière à l'interface outil/matière et va influencer l'écoulement dans toute la pièce. Pour évaluer cette influence dans le cas du bi-poinçonnement, une étude paramétrique a été réalisée. Deux types de loi ont été testés : Tresca et collant. Les coefficients de Tresca testés sont : 0 (glissant), 0.3 (référence) et 0.7. Les deux cas glissant et collant représentent des cas extrêmes de frottement. La figure 51

montre les résultats de l'influence du frottement outil/matière sur la géométrie de la pièce et de l'interface (rapport des épaisseurs) et sur l'effort de mise en forme. Comme le montre la figure 51-b, la forme de l'interface est très sensible au frottement outil/matière. Ceci est dû au changement des épaisseurs relatives des deux matériaux dans la zone déformée entre poinçons suite à une différence d'écoulement de la matière. Un frottement fort empêche l'écoulement de la matière suivant la direction orthogonale à l'effort de mise en forme appliqué et génère une concentration de la déformation au voisinage de l'interface. Sur la figure 51-a, l'effort évolue en deux phases : une première phase de la déformation où l'effort varie peu avec des courbes quasi-superposées et une deuxième phase pendant laquelle l'effort augmente significativement avec le frottement. L'influence du frottement est surtout sensible en fin de mise en forme.

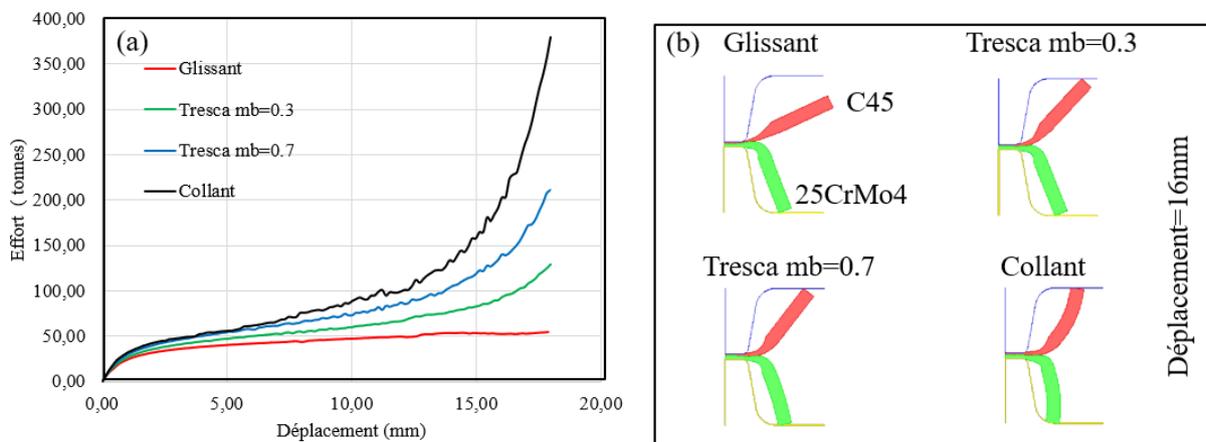


Figure 51 : L'influence du frottement sur les courbes effort-déplacement pour différentes conditions de frottement à l'interface outil/matière (a) et sur la géométrie de la pièce (b).

3.1.2.2. Coefficient de frottement à l'interface matière/matière

Deux types de loi de frottement ont été utilisés : une loi de Tresca avec trois valeurs du coefficient de frottement ($mb=0$ (glissant), $mb=0.3$ (référence), $mb=0.7$) et une loi de type collant. Les résultats ont montré que le changement de frottement à l'interface matière/matière influence peu la géométrie de la pièce (angles d'ouverture des tôles et forme de l'interface). De même, l'effort de mise en forme varie peu avec le coefficient de frottement.

3.1.2.3. Coefficient d'échange thermique à l'interface outil/matière

Le coefficient d'échange thermique à l'interface outil/matière a une influence sur le champ de température dans la pièce bi-matériaux et par conséquent sur la contrainte d'écoulement des matériaux. Trois simulations avec les mêmes paramètres de simulation, excepté le coefficient d'échange thermique à l'interface outil/matière ont été conduites. Les coefficients d'échange thermique testés sont : (a) $\lambda_{\text{faible}} = 2 \cdot 10^3 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique faible), (b) $\lambda_{\text{moyen}} = 10^4 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique moyen=référence) et (c) $\lambda_{\text{fort}} = 2 \cdot 10^4 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique fort).

Pour un échange thermique faible, la pièce garde une température élevée aboutissant à une contrainte d'écoulement plus faible. La baisse de la contrainte d'écoulement correspond à un effort de mise en forme moins important. La variation de la contrainte d'écoulement en fonction du coefficient d'échange thermique est à l'origine des variations géométriques observées sur la pièce bi-matériaux (géométrie globale de la pièce et forme de l'interface) (voir figure 52).

L'influence du coefficient d'échange thermique est surtout sensible pour la tôle inférieure qui subit un refroidissement par contact avec l'outil inférieure pendant le temps d'attente. Le gradient thermique obtenu dans la tôle inférieure est associé à un gradient de sa limite d'écoulement, la matière le long de l'interface ayant une limite d'écoulement plus faible. Ce gradient de limite d'écoulement est à l'origine de la différence d'angle obtenue pour la tôle inférieure en fin d'essai.

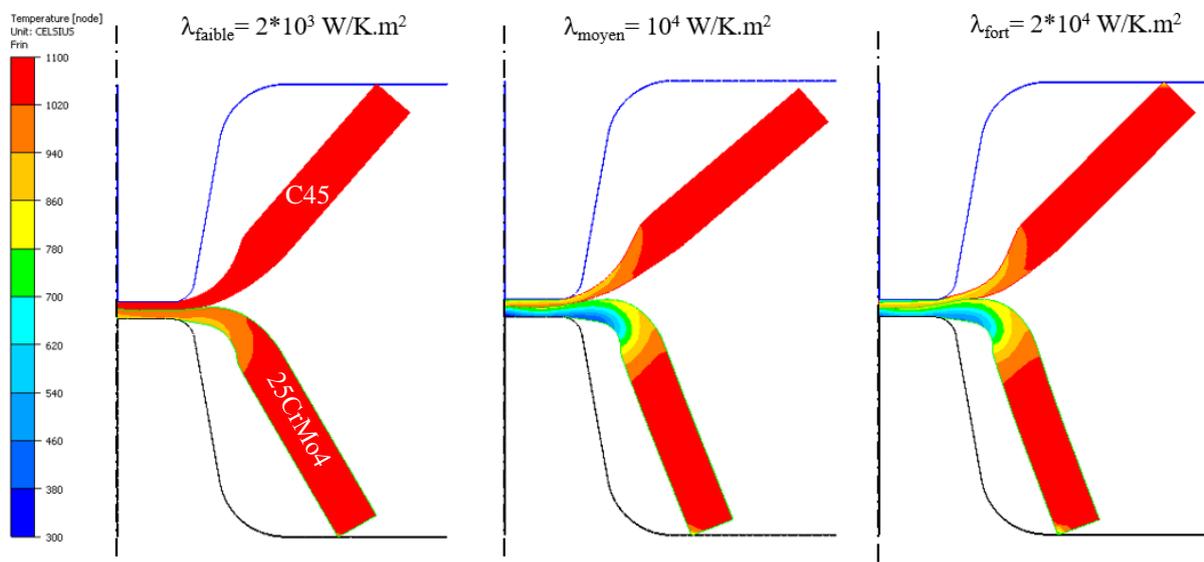


Figure 52 : Champ de température et forme globale à un TR=80% (déplacement=16mm) pour des coefficients d'échange thermique différents à l'interface outil/matière.

3.1.2.4. Coefficient d'échange thermique à l'interface matière/matière

Comme dans le cas d'échange thermique à l'interface outil/matière, la même étude a été réalisée sur l'influence de l'échange thermique à l'interface matière/matière sur le modèle éléments finis du bi-poinçonnement. Trois simulations avec les mêmes paramètres de simulation sauf le coefficient d'échange thermique à l'interface matière/matière ont été comparées. Les trois valeurs de coefficient d'échange thermique testées sont : (a) $\lambda_{faible} = 2 \cdot 10^3 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique faible), (b) $\lambda_{moyen} = 10^4 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique moyen=référence) et (c) $\lambda_{fort} = 2 \cdot 10^4 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique fort).

La figure 53 montre le champ de température à la fin de la déformation. En passant d'un échange thermique faible à un échange thermique fort, la température proche de l'interface varie d'environ 100°C. Ce changement n'a pas entraîné de variations significatives de l'effort

de mise en forme. Par contre, la géométrie de la pièce se trouve influencée (angles d'ouverture des tôles et forme de l'interface) (voir figure 53). L'influence de ce coefficient vient de son effet sur la dissymétrie du champ thermique. Avec un fort coefficient d'échange, la chaleur de la tôle supérieure peut plus facilement diffuser vers la tôle inférieure réduisant ainsi le gradient thermique dans la tôle supérieure. Ceci se traduit par un angle de flexion de la tôle supérieure plus faible.

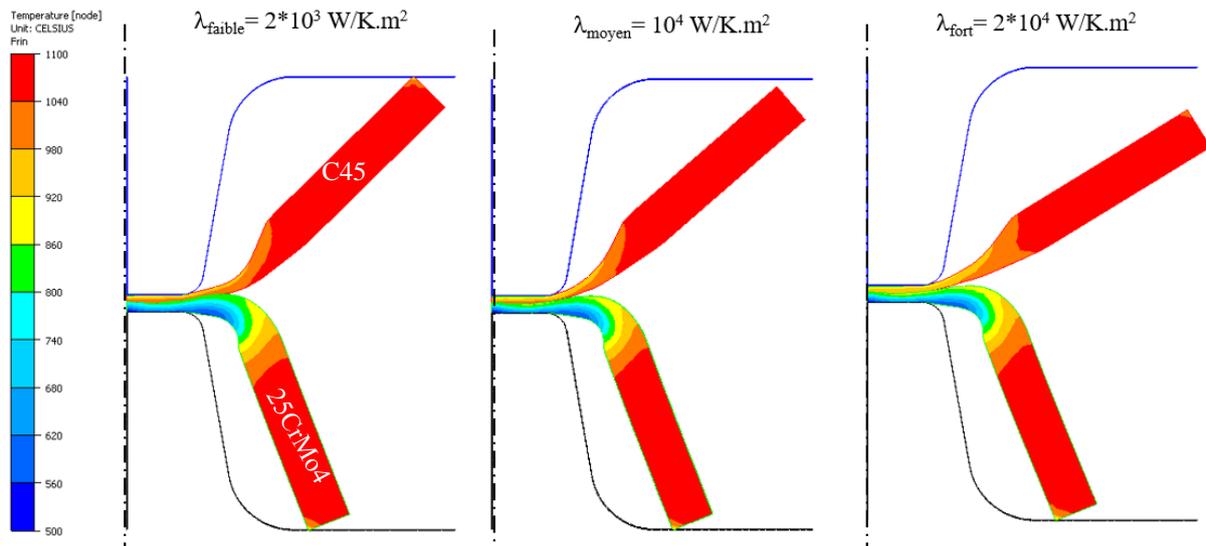


Figure 53 : Champ de température et forme globale de la pièce à un TR=80% (déplacement=16mm) pour des coefficients d'échange thermique différents à l'interface matière/matière.

Conclusion :

L'étude numérique a permis de faire le lien entre les paramètres physiques de la simulation d'un côté et les efforts de mise en forme et la géométrie de la pièce de l'autre. La mesure des angles de flexion des deux tôles ainsi que de l'effort de bi-poinçonnement devraient permettre d'identifier les coefficients de frottement à l'interface outil/matière. Tous les résultats présentés dans cette partie sont établis pour un taux de d'écrasement de 80%.

Les efforts et la géométrie de la pièce après bi-poinçonnement semblent peu sensibles à la valeur du frottement et, dans une moindre mesure, des échanges thermiques à l'interface matière/matière. Si ce constat est confirmé, cela veut dire que la non-prise en compte de l'évolution des conditions d'interface au fur et à mesure de la déformation n'engendre pas d'erreur majeure sur le résultat de simulation. Par contre, cela veut dire aussi qu'il n'est pas possible d'observer l'évolution de la qualité de l'interface au travers des grandeurs macroscopiques mesurées (effort et géométrie).

3.2. Etude paramétrique numérique de l'essai d'écrasement

3.2.1. Présentation du Modèle Eléments Finis

Le modèle numérique de l'essai d'écrasement est réalisé en 2D axisymétrique. Il consiste en l'écrasement d'un lopin bi-matériaux composé de deux demi lopins cylindriques superposés. Dans un premier temps et de façon arbitraire, le cylindre du haut est en C45 et celui du bas en 25CrMo4. Les dimensions de chaque lopin sont identiques avec une hauteur **de 46mm pour un diamètre de 45mm**. Le lopin bi-matériaux est écrasé par des tas plans définis comme corps rigides. Le modèle 2D de l'essai est donné par la figure 54. L'étude paramétrique a été conduite à une température de 1100°C pour la pièce et 150°C pour l'outillage. Le comportement des deux matériaux, C45 et 25CrMo4, est modélisé par la même loi de Hansel Spittel que pour l'essai précédent. Aux interfaces outil/matière et matière/matière, la loi de frottement de Tresca avec un coefficient de 0.3 est adoptée. Les échanges thermiques aux interfaces matière/matière et outil/matière suivent une loi de conduction avec un coefficient égale à $\lambda = 10^4 \text{ W/K.m}^2$. L'écrasement est effectué sous une presse hydraulique avec une vitesse de 30mm/s.

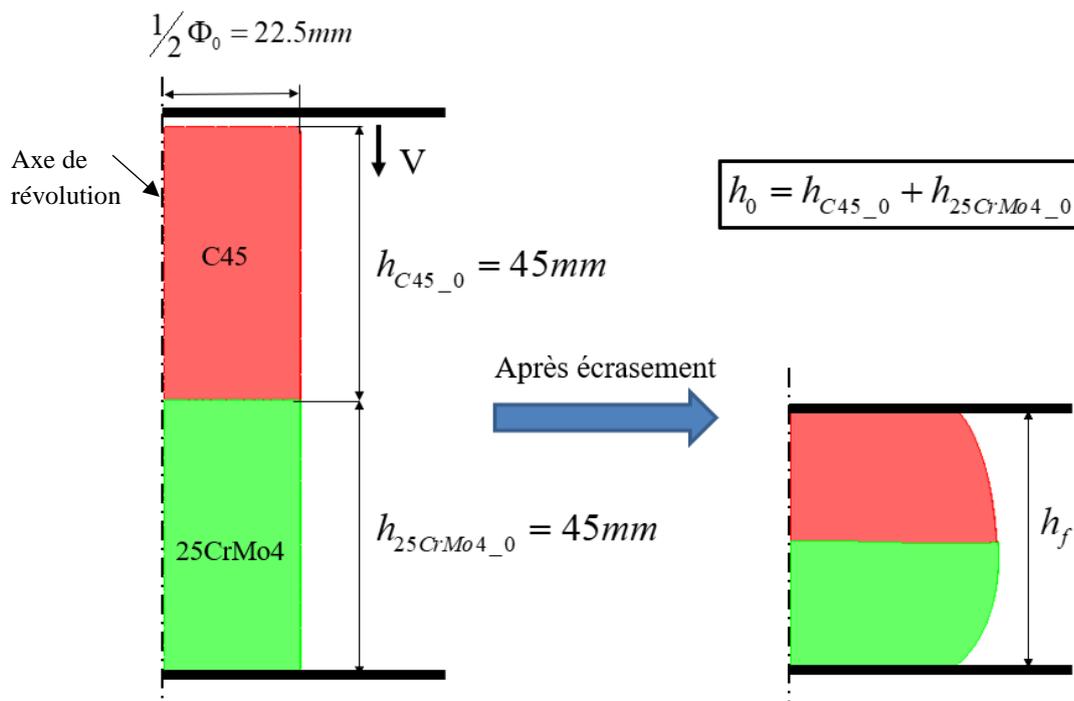


Figure 54 : Modèle éléments finis de l'écrasement.

L'étude de convergence des paramètres numériques, similaire à celle réalisée pour l'essai de bi-poinçonnement a été menée. Cette étude a permis de mettre en place la simulation de référence dont les paramètres sont regroupés dans tableau 6.

Tableau 6 : Paramètres de la simulation de référence pour l'étude paramétrique des paramètres physiques de l'essai de l'écrasement.

	Paramètre	Valeur
Paramètres numériques	Taille de mailles	0.5 mm
	Pas de temps	0.01s
Paramètres physiques	Température initiale du lopin bi-matériaux	1100°C
	Température outillage	150°C
	Taux d'écrasement	80%
	Temps d'attente avant écrasement	7s
	Coefficient de frottement à l'interface outil/matière	0.3
	Coefficient de frottement à l'interface matière/matière	0.3
	Coefficient d'échanges thermiques à l'interface outil/matière	10^4 W/K.m ²
	Coefficient d'échanges thermiques à l'interface matière/matière	10^4 W/K.m ²

L'analyse de la courbe effort-déplacement de la simulation de référence montre qu'elle peut être divisée en trois zones (voir figure 55) : une première (zone I) où l'effort augmente rapidement, une deuxième (zone II) avec une augmentation faible de l'effort et une troisième zone (Zone III) où l'effort croît rapidement du fait à la fois de l'accumulation des frottements, de l'augmentation du diamètre du lopin et de l'augmentation de la vitesse de déformation. On peut ajouter à ces effets celui du refroidissement du lopin dont l'amplitude croît avec l'augmentation de la surface de contact outil/matière.

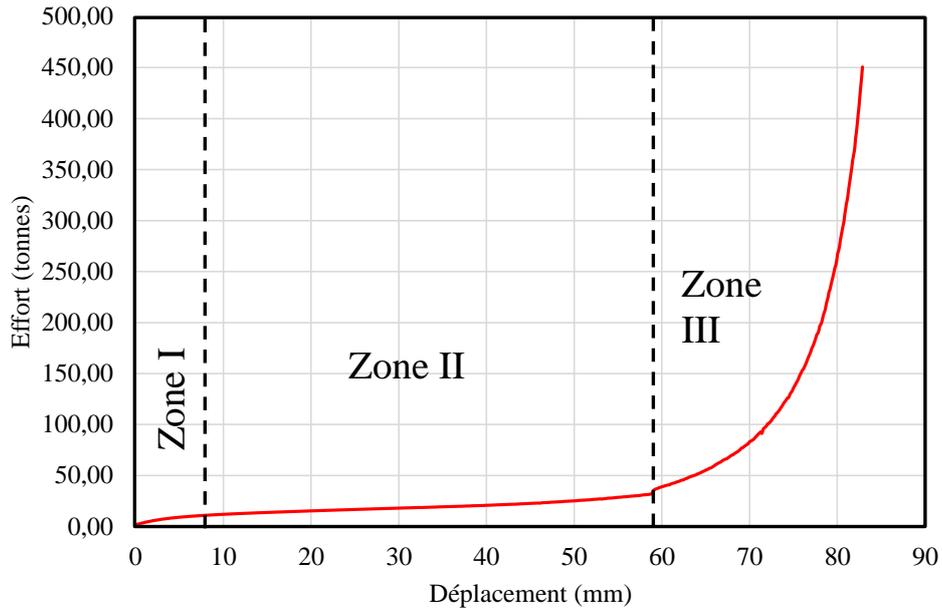


Figure 55 : Courbe effort-déplacement pour la simulation de référence de l'écrasement.

Le frottement et le refroidissement des bases (contact lopin/outil supérieur et contact lopin/outil inférieur) des lopins du fait des échanges thermiques avec les outils (voir champ de température sur la figure 56-b) amènent à une concentration de la déformation autour de l'interface (voir figure 57-a). La pièce bi-matériaux acquiert la forme en « tonneau » classique de l'essai d'écrasement.

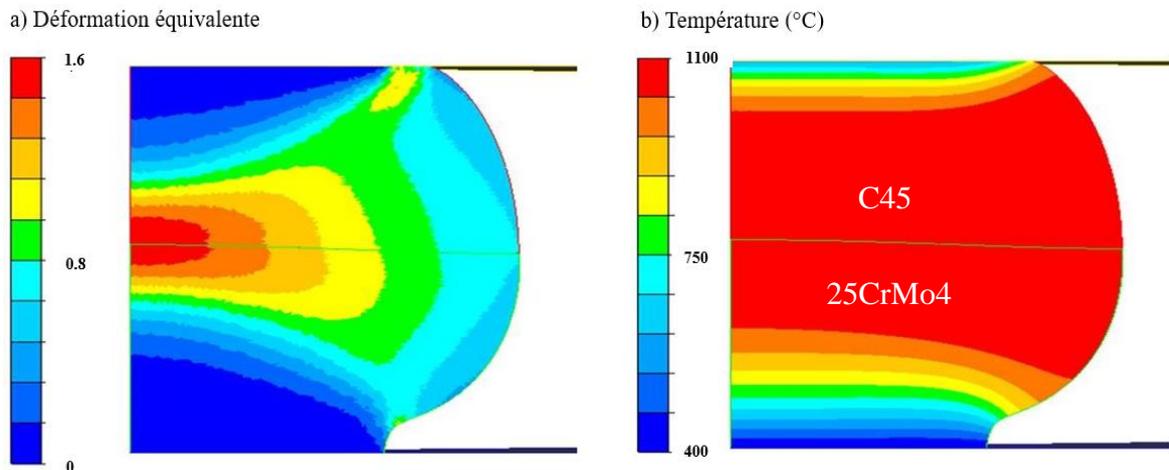


Figure 56 : Cartographies en déformation équivalente et en température du lopin bi-matériaux après une course d'écrasement de 45mm (hauteur initiale de 90 mm).

A cette forme en tonneau sont associées pour un mono-matériau des contraintes normales axiales positives (traction) en périphérie de lopin. L'interface ne pouvant accepter ce type de contrainte, on constate après une certaine course d'écrasement un décollement en périphérie de l'interface. Ceci est illustré par la figure 57 (a) et (b).

La répartition de matière est également présentée sur la figure 57 (b) pour les hauteurs d'écrasement de 33mm et 21mm. Il peut être noté que l'épaisseur du lopin supérieur est plus

faible que celle du lopin inférieur. On peut constater que l'interface présente une forme bombée, le lopin supérieur ayant une épaisseur plus faible en son centre qu'à sa périphérie.

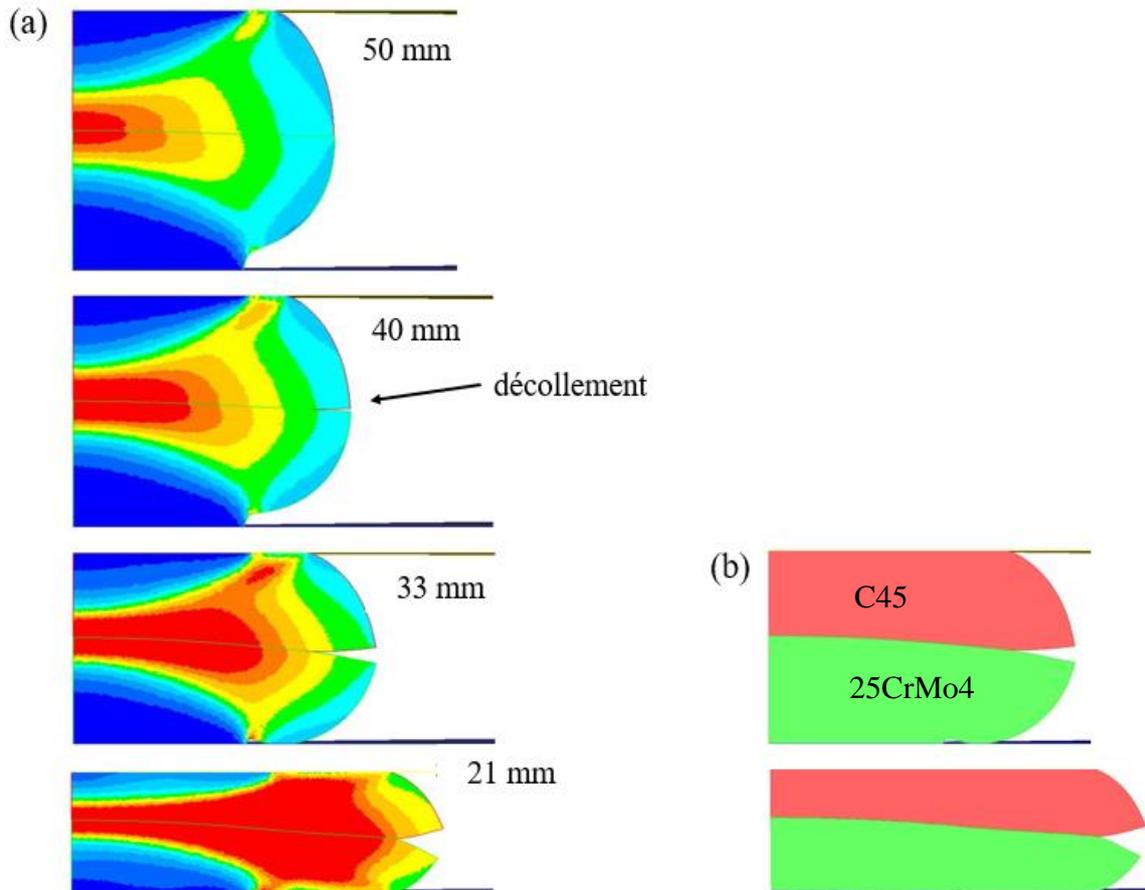


Figure 57: Evolution de la géométrie du lopin bi-matériaux et de l'interface au cours de l'essai d'écrasement. (a) Visualisation de la déformation équivalente, (b) répartition de matière.

Comme pour l'essai de bi-poinçonnement, les frottements et les échanges thermiques outil/matière semblent jouer un rôle important sur la géométrie du lopin multi-matériaux et sur la forme de l'interface. Ces paramètres font l'objet de l'étude paramétrique présentée dans la partie suivante.

3.2.2. Etude de sensibilité aux paramètres physiques

3.2.2.1. Coefficient de frottement à l'interface outil/matière

La figure 58 montre l'évolution de l'effort de mise en forme en fonction du déplacement (Figure 58-a) et l'aspect de l'interface (Figure 58-b) pour différentes conditions de frottement à l'interface outil/matière. Deux types de loi de frottement ont été utilisés : une loi de Tresca avec trois valeurs du coefficient de frottement ($m_b=0$ (glissant), $m_b=0.3$ (référence), $m_b=0.7$) et une loi de type collant. L'analyse de la figure 58-a montre bien que la courbe de l'effort en fonction du déplacement pour un frottement donné peut être divisée en deux zones : une zone I située à des déplacements inférieurs à 60mm (correspondant à un TE=65%) et une deuxième zone II située à des déplacements supérieurs à 60mm. Dans la zone I, quel que soit le

frottement imposé à l'interface outil/matière, l'effort augmente lentement et il est peu sensible au frottement à l'interface outil/matière. Dans la zone II ($TE \geq 65\%$), l'effort devient sensible au frottement à l'interface outil/matière. Dans cette zone, l'augmentation du coefficient de frottement induit une augmentation de l'effort de mise en forme. Dans la même zone et pour un frottement donné, l'augmentation de l'effort est due à l'augmentation de diamètre du lopin bi-matériaux, à l'augmentation de la contrainte d'écoulement à travers l'augmentation de la vitesse d'écoulement et à l'augmentation de la pression hydrostatique par l'accumulation des efforts tangentiels de frottement au contact outil/matière. La figure 58-b démontre que la forme de l'interface et l'ouverture à l'extrémité sont influencées par le frottement outil/matière : plus le frottement augmente plus l'interface a tendance à devenir horizontale et à équilibrer les épaisseurs des matériaux en fin de mise en forme.

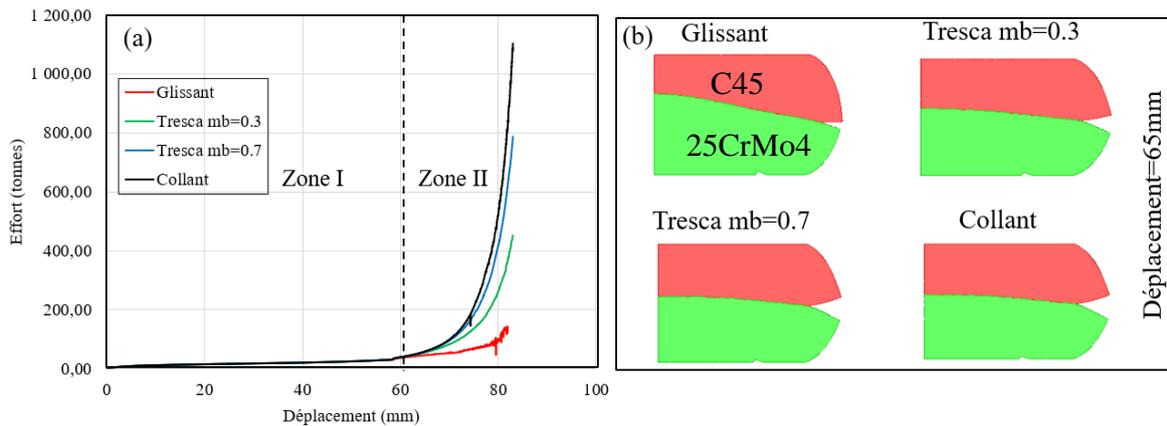


Figure 58 : Influence du coefficient de frottement à l'interface outil/matière en écrasement : (a) influence sur l'effort et (b) influence sur la géométrie.

3.2.2.2. Coefficient de frottement à l'interface matière/matière

Quatre simulations avec des conditions de frottement différentes à l'interface matière/matière ont été comparées : glissant (Tresca $mb=0$), Tresca $mb=0.3$ (référence), Tresca $mb=0.7$ et collant. Concernant la géométrie de la pièce, aucun effet majeur n'a été constaté. Au niveau de la courbe effort déplacement, aucun impact du frottement matière/matière significatif a été constaté. Seul, pour le cas de frottement glissant, la valeur finale de l'effort relevée est plus petite de 50 tonnes que dans les autres cas (voir figure 59).

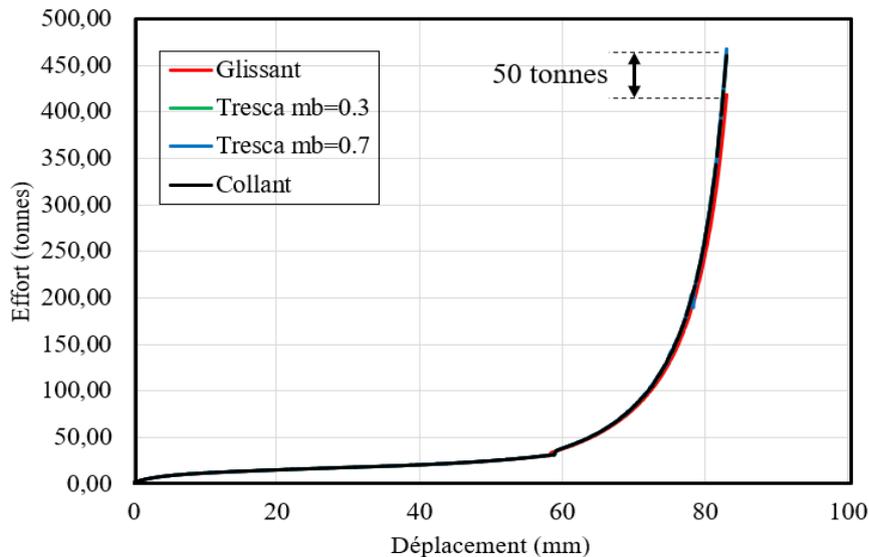


Figure 59 : Influence du coefficient de frottement à l'interface outil/matière sur l'effort en écrasement.

3.2.2.3. Coefficient d'échange thermique à l'interface outil/matière

Afin de voir l'influence du coefficient d'échange thermique à l'interface outil/matière, trois simulations avec la même mise en données, sauf le coefficient d'échange thermique à l'interface outil/matière ont été conduites. Les coefficients d'échange thermique testés sont : (a) $\lambda_{\text{faible}} = 2 \cdot 10^3 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique faible), (b) $\lambda_{\text{moyen}} = 10^4 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique moyen=référence) et (c) $\lambda_{\text{fort}} = 2 \cdot 10^4 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique fort).

Le champ de température permet de visualiser, d'une manière indirecte, l'effet de l'échange thermique sur la pièce. L'analyse a été faite pour deux taux d'écrasement : 50% et 70%. Les résultats du champ de température sont représentés sur la figure 60. Pour un TE de 50%, l'augmentation du coefficient d'échange thermique à l'interface outil/matière provoque une chute drastique de la température au contact outil inférieur/matière. En effet, la température passe de 1100°C à 270°C pour des coefficients d'échange thermique égaux à : $\lambda_{\text{moyen}} = 10^4 \text{ W/K.m}^2$ ou $\lambda_{\text{fort}} = 2 \cdot 10^4 \text{ W/K.m}^2$. Pendant le temps d'attente imposé, 7 secondes avant le début de l'écrasement, la partie inférieure du lopin se refroidit à cause de l'échange thermique avec l'outil inférieur. Ceci provoque une chute de la température et bloque la déformation de la matière au contact outil inférieur/matière.

On constate également qu'un coefficient d'échange thermique faible, à travers son effet sur l'hétérogénéité en température, induit un effet « tonneau » plus faible se traduisant sur la pièce par un décollement retardé à la périphérie de l'interface (voir TE=70%).

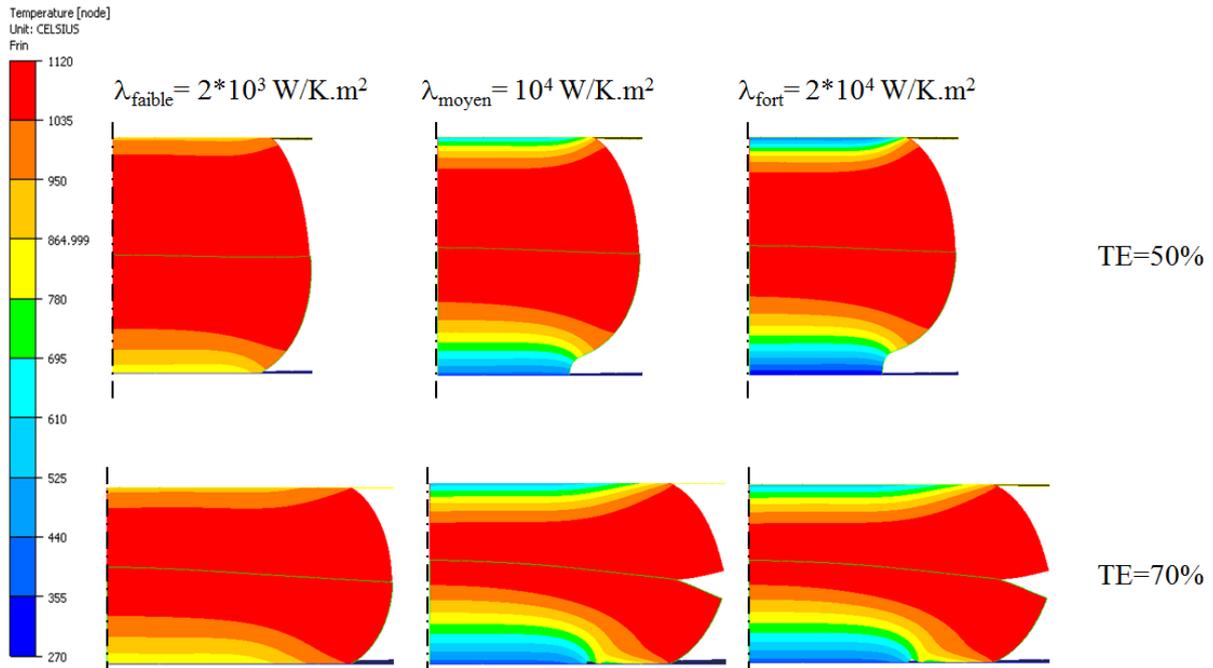


Figure 60 : Champ de température pour des simulations de l'essai de l'écrasement avec différents coefficients d'échange thermique (λ) entre l'outil et la matière et à différents taux d'écrasement (TE).

3.2.2.4. Coefficient d'échange thermique à l'interface matière/matière

L'étude de l'influence du coefficient d'échange thermique à l'interface matière/matière a montré qu'il ne présente que très peu d'effet sur l'effort de mise en forme ou la géométrie de la pièce. Ceci est dû au fait que la pièce bi-matériaux massive se comporte thermiquement comme un mono-matériau puisqu'il y a absence de saut de température à l'interface matière/matière (les deux côtés de l'interface restant aux alentours de 1100°C). La figure 61 illustre cette conclusion en observant le champ de température dans la pièce pour deux taux d'écrasement différents et deux coefficients d'échange thermique différents.

Contrairement à l'essai de bi-poinçonnement, l'interface est « loin » des surfaces de contact outil/matière. L'écart de température entre les demi-lopins supérieur et inférieur demeure très faible malgré les 7s de temps de pose. Le coefficient d'échange thermique à l'interface matière/matière n'a donc pas d'effet sur les flux de chaleur et les champs de température dans les pièces.

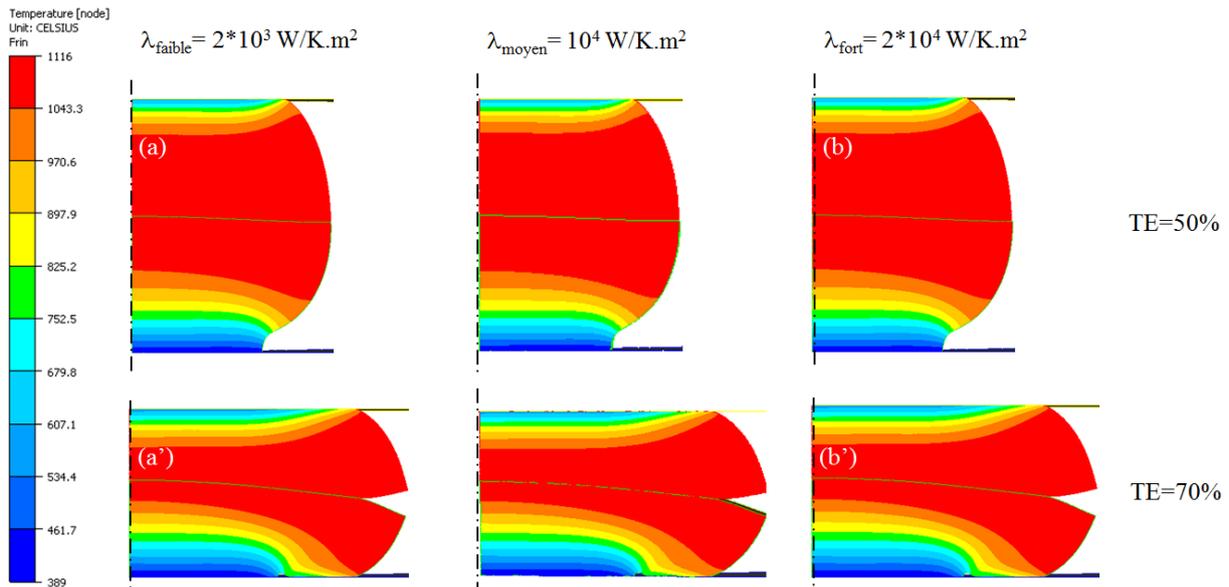


Figure 61 : Champ de la température pour des simulations de l'essai de l'écrasement avec différents coefficients d'échange thermique (λ) à l'interface matière/matière et à différent taux d'écrasement (TE). La simulation de référence est celle avec un $\lambda = 10^4$ W/K.m²

Conclusion :

Dans cette partie, le lien entre les paramètres de la simulation d'un côté et l'effort de mise en forme et la géométrie des pièces a été étudié. Il apparaît que le frottement et les échanges thermiques outil/matière ont un effet important sur l'effort d'écrasement et sur la géométrie de l'interface, notamment, l'amplitude du décollement à l'interface matière/matière. Cependant, il apparaît difficile de distinguer les effets de chaque paramètre pris séparément. Que ce soit le frottement outil/matière ou les échanges thermiques, leur effet sur les efforts ou la forme de la pièce bi-matériaux semblent similaires. Ce constat peut être une source de difficulté pour identifier la valeur de ces paramètres sur la base des mesures expérimentales.

Comme pour l'essai de bi-poinçonnement, les résultats en termes d'effort de mise en forme et de géométrie de l'interface semblent peu sensibles au coefficient de frottement et d'échange thermique matière/matière. Là encore, cela tendrait à montrer que la non-prise en compte d'une loi de frottement évolutive au cours de l'essai n'engendre pas d'erreur majeure sur les résultats de simulation. L'effort et la géométrie de la pièce déformée ne pourront toutefois pas être utilisés comme signature de l'établissement d'une liaison.

3.3. Etude paramétrique numérique de l'essai du co-filage

3.3.1. Présentation du Modèle Eléments Finis

Le modèle 2D axisymétrique éléments finis de l'essai du co-filage est représenté sur la figure 62. Il consiste au filage d'un lopin bi-matériaux composé de l'assemblage d'un lopin cylindrique creux (tube) en C45 et d'un lopin cylindrique en 25CrMo4. Les dimensions des deux lopins formant le lopin bi-matériaux sont présentées à l'état avant co-filage sur la figure

62-a. Un jeu de 0.5mm a été prévu entre le lopin et la coquille pour faciliter le chargement du lopin avant filage. Le lopin bi-matériaux est défini comme étant un corps déformable. Le poinçon et la coquille sont définis comme des corps rigides. Le comportement des deux matériaux, C45 et 25CrMo4, est modélisé par la même loi de Hansel Spittel que pour les cas précédents. Aux interfaces outil/matière et matière/matière, la loi de Tresca est adoptée pour modéliser le frottement. A l'état initial, le poinçon entre en contact avec le lopin bi-matériaux après un temps d'attente fixé à 7 secondes. Une fois ce temps écoulé, le poinçon pousse la matière vers le convergent avec une vitesse de 30mm/s sous une presse hydraulique. A la sortie du convergent le lopin a subi un rapport de filage de 24/45 (=diamètre de sortie/diamètre lopin).

Une étude de convergence de maillage de la simulation du co-filage a été menée. L'étude de l'influence du pas de temps a mis en évidence la difficulté de gestion des contacts entre objets déformables par la simulation, en particulier lors de l'entrée du bi-matériaux dans le convergent. On obtient une forte influence du pas de temps sur la forme de l'extrémité de la pièce co-filée, cette forme ne converge pas malgré l'application d'un pas de temps très faible. Cette étude a toutefois permis de définir les paramètres d'une simulation de référence (Voir tableau 7).

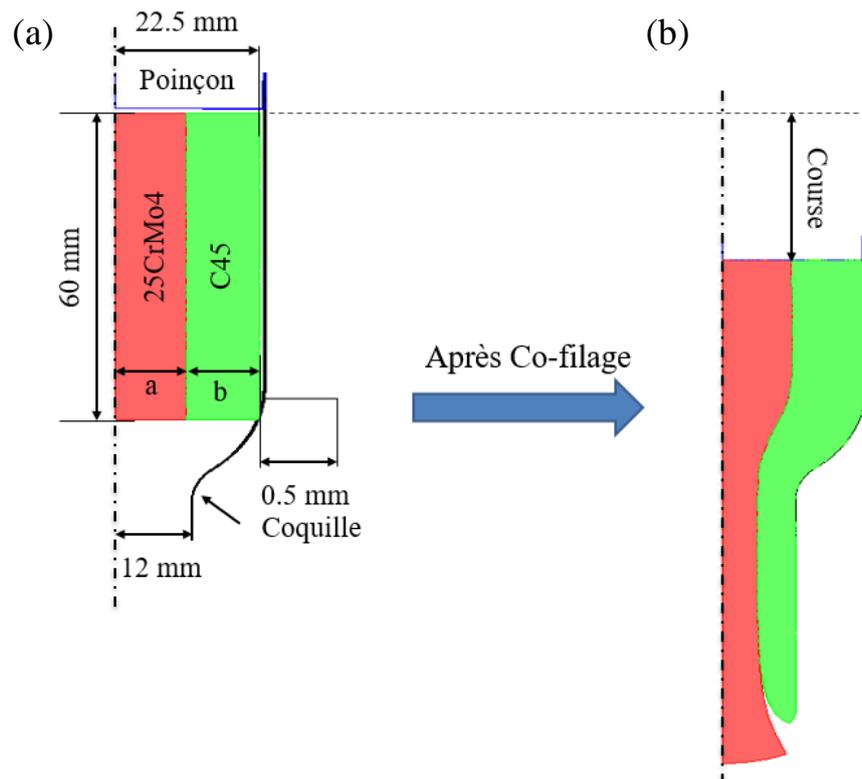


Figure 62 : Modèle éléments finis du co-filage (a) avant filage et (b) en cours de filage.

Tableau 7 : Paramètres de la simulation de référence pour l'étude paramétrique des paramètres physiques de l'essai de co-filage.

	Paramètre	Valeur
Paramètres numériques	Taille de mailles	0.5 mm
	Pas de temps	0.01s
Paramètres physiques	Température initiale du lopin bi-matériaux	1100°C
	Température outillage	150°C
	Course	47 mm
	Temps d'attente	7s
	Coefficient de frottement à l'interface outil/matière	0.3
	Coefficient frottement à l'interface matière/matière	0.3
	Coefficient d'échanges thermiques à l'interface outil/matière	10^4 W/K.m ²
Coefficient d'échanges thermiques à l'interface matière/matière	10^4 W/K.m ²	

La courbe effort-déplacement est constituée de trois zones (voir figure 63). La zone I où l'effort augmente de façon presque linéaire correspondant au refoulement du lopin pour compenser le jeu de 0.5 mm entre la coquille et le lopin. La zone II correspond à l'entrée dans le convergent avec la formation de l'extrémité s'accompagnant d'une augmentation rapide de l'effort. Enfin, la zone III représente l'effort développé lors du passage de la matière par le convergent.

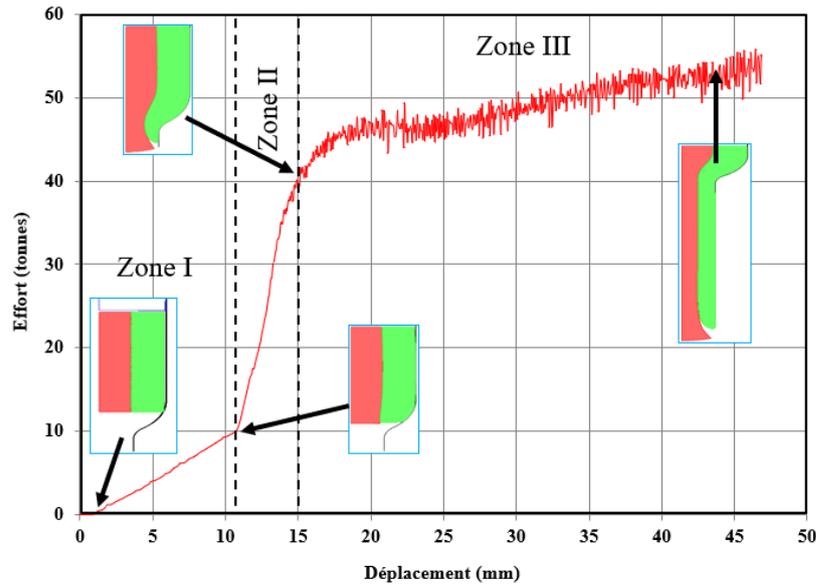


Figure 63 : Evolution de l'effort de co-filage et de la forme de la pièce obtenue par simulation de l'essai de co-filage (paramètres du tableau 7).

De façon générale, sur la forme de la pièce co-filée, on obtient quatre zones :

- L'extrémité présentant un décollement, le cylindre intérieur étant plus long que le tube.
- La partie filée pour laquelle la section varie très peu le long de la pièce.
- La partie demeurée dans le convergent à l'issue de l'essai et n'ayant donc subi qu'une partie du filage.
- Une partie demeurée dans le container et n'ayant subi que le refoulement.

Le rapport de diamètre dans la partie filée respecte la relation de l'expansion de surface présentée par l'équation 60.

Dans la partie qui suit, l'étude paramétrique numérique sur l'influence du frottement et des échanges thermiques est abordée.

3.3.2. Etude de sensibilité aux paramètres physiques

3.3.2.1. Coefficient de frottement à l'interface outil/matière

Comme le cas des deux essais précédents, l'effort en co-filage augmente si le coefficient de frottement outil/matière augmente (voir figure 64-a). En effet, l'augmentation du coefficient de frottement fait augmenter les efforts tangentiels à l'interface outil/matière. Ces efforts résistent à l'écoulement de la matière et engendrent un effort plus grand dès l'entrée de la matière dans le convergent (entre 10mm et 15mm). Pendant la phase de refoulement l'effort change peu avec le coefficient de frottement.

La simulation réalisée avec un coefficient de frottement de 0.7 présente une instabilité avec le « pincement » du cylindre intérieur (figure 64-b).

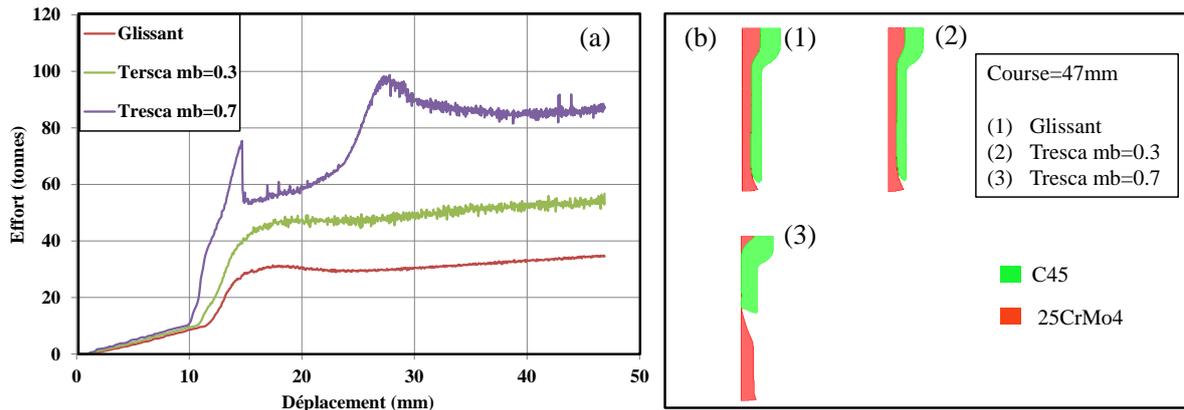


Figure 64 : Influence du coefficient de frottement outil/matière : (a) évolution de l'effort de co-filage (b) influence sur la géométrie.

3.3.2.2. Coefficient de frottement à l'interface matière/matière

Suivant le frottement imposé à l'interface matière/matière en co-filage, le glissement entre les deux matériaux sera plus ou moins important. Les résultats de l'effet du frottement matière/matière sont observés sur l'effort de mise en forme et sur la géométrie globale de la pièce filée. La figure 65 montre les résultats obtenus pour quatre simulations avec des conditions de frottement différentes à l'interface matière/matière : glissant (Tresca $mb=0$), Tresca $mb=0.3$, Tresca $mb=0.7$ et collant. La figure 65-a montre l'évolution des courbes effort-déplacement pour les différentes conditions de frottement. Ces résultats tendent à montrer que le frottement matière/matière a surtout une influence sur l'entrée du bi-matériaux dans la filière. Dans la partie filée, on retrouve (sauf cas particulier du frottement glissant), le même rapport de diamètres (diamètre noyau/diamètre tube) quelle que soit la valeur du frottement (Figure 65-b).

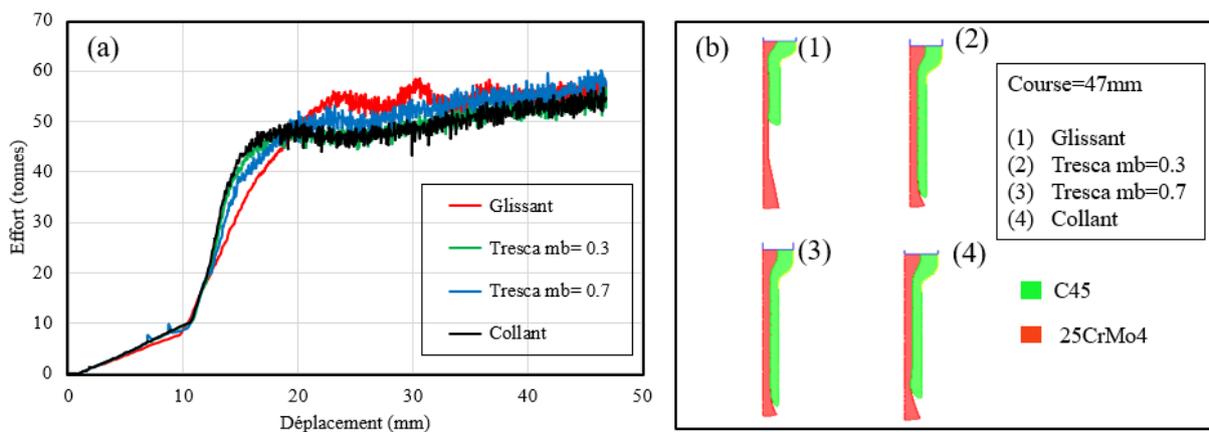


Figure 65 : Influence du coefficient de frottement à l'interface matière/matière en écrasement : (a) influence sur l'effort et (b) influence sur la géométrie.

3.3.2.3. Coefficient d'échange thermique à l'interface outil/matière

Dans le but d'étudier l'impact du coefficient d'échange thermique à l'interface outil/matière sur la simulation du co-filage, trois valeurs du coefficient d'échange thermique ont été testées : $\lambda_{\text{faible}} = 2 \cdot 10^3 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique faible), $\lambda_{\text{moyen}} = 10^4 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique moyen) et $\lambda_{\text{fort}} = 2 \cdot 10^4 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique fort).

Au cours du co-filage, seul le tube extérieur est en contact avec la filière. La valeur de l'échange thermique outil/matière va surtout avoir un impact sur le refroidissement du tube et sur la différence de température entre le tube et le cylindre intérieur (voir figure 66). L'augmentation de l'échange thermique outil/matière, tout autre paramètre restant égal par ailleurs, se traduit par un accroissement de la différence de contrainte d'écoulement entre les deux matériaux. Cette différence va se traduire par une variation de la géométrie de l'extrémité de la pièce filée visualisable sur la figure 66. On constate notamment une augmentation de la différence de longueur entre le cylindre et le tube avec l'accroissement du coefficient d'échange thermique.

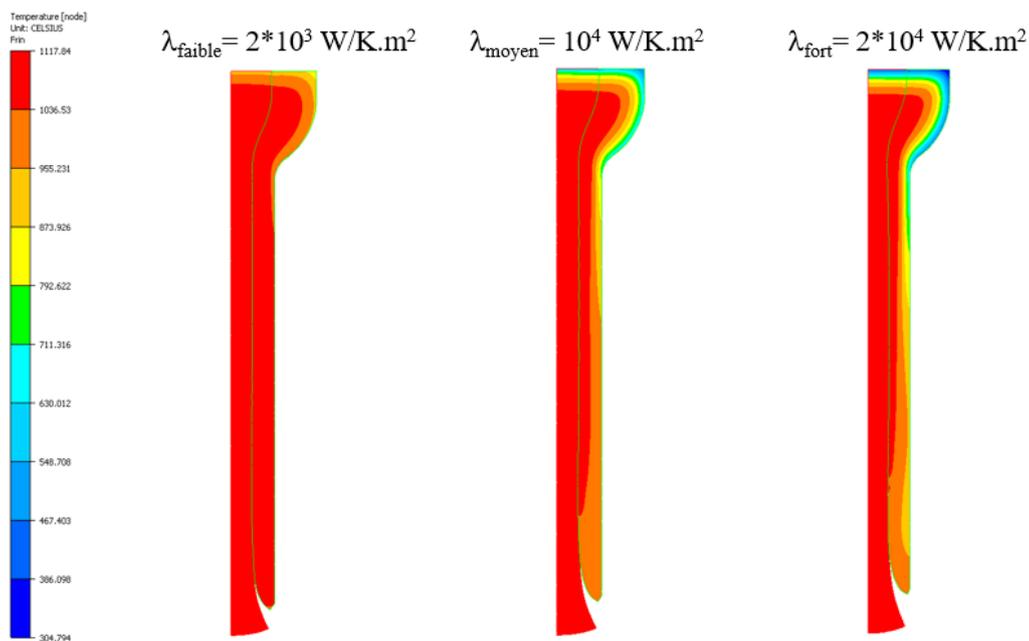


Figure 66 : Champ de la température pour des simulations de l'essai de co-filage avec différents coefficients d'échange thermique (λ) à l'interface outil/matière à une course de 47mm.

3.3.2.4. Coefficient d'échange thermique à l'interface matière/matière

Trois simulations avec la même mise en données et des coefficients d'échange thermique différents à l'interface matière/matière ont été comparées afin d'évaluer l'impact de ce paramètre sur la simulation du co-filage. Les valeurs du coefficient d'échange thermique testées sont : $\lambda_{\text{faible}} = 2 \cdot 10^3 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique faible), $\lambda_{\text{moyen}} = 10^4 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique moyen) et $\lambda_{\text{fort}} = 2 \cdot 10^4 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique fort). Les résultats de l'étude sont reportés sur la figure 67. Suivant la même figure, un coefficient d'échange thermique

faible à l'interface matière/matière conduit à une grande différence d'écoulement de la partie centrale par rapport à la partie extérieure. Cette différence vient du fait que la partie centrale (cœur) de la pièce bi-matériaux garde une température assez élevée par rapport à la partie extérieure. Dans le cas d'un échange thermique matière/matière élevé, le flux de chaleur à l'interface permet de compenser la perte de chaleur du tube avec la filière. La différence de température et de contraintes d'écoulement associées entre le tube et le cylindre s'en trouvant ainsi réduite. Ceci se traduit par une déformation plus homogène et réduisant la différence des longueurs filées entre les deux pièces.

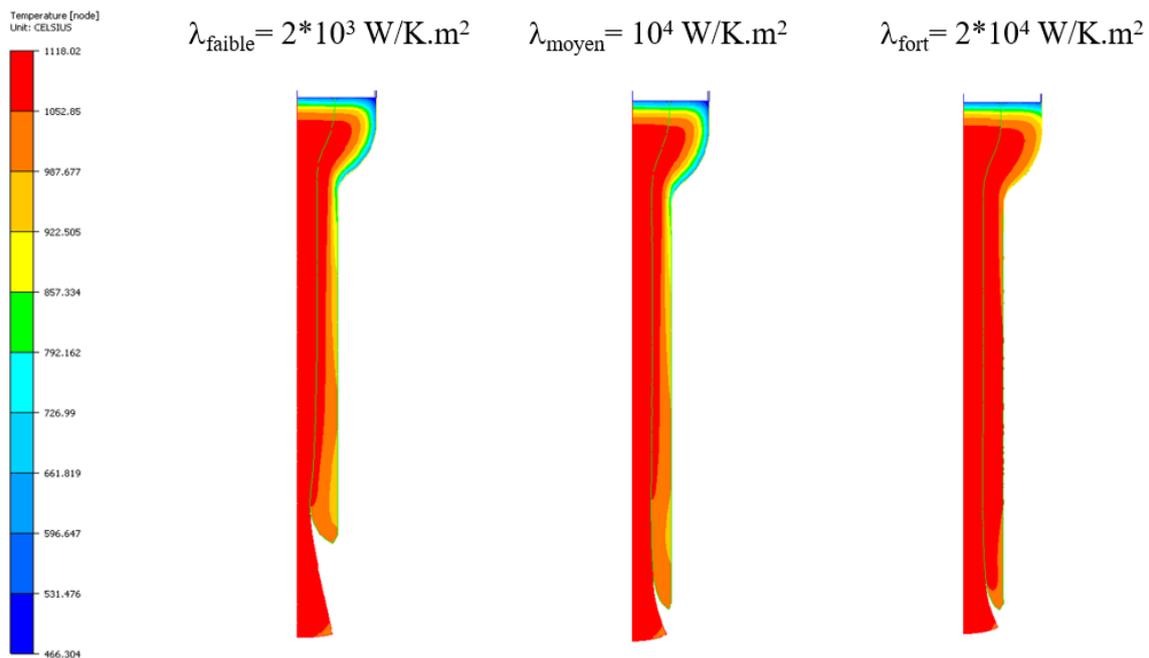


Figure 67 : Champ de la température pour des simulations de l'essai de co-filage avec différents coefficients d'échange thermique (λ) à l'interface matière/matière à une course de 47mm.

3.3.3. Etude de sensibilité à la disposition des matériaux et au rapport des diamètres

3.3.3.1. Disposition des matériaux

La disposition des matériaux étudiée dans l'étude paramétrique correspondait à un cylindre en C45 et un tube en 25CrMo4. L'objectif de cette partie est d'étudier l'effet d'une inversion de la disposition des matériaux. L'influence de la disposition des matériaux n'a pas été étudiée pour le bi-poinçonnement et l'écrasement dans la mesure où ces derniers sont « géométriquement symétriques ». Seul le temps d'attente en début d'essai va introduire une dissymétrie thermique. Dans le cas du co-filage, la disposition des matériaux semble susceptible de jouer un rôle plus important, en particulier dans la phase d'entrée dans le convergent.

La figure 68 illustre les deux configurations. L'étude montre que la disposition des matériaux a finalement peu d'effet sur les efforts de mise en forme et la géométrie finale. Ceci

vient sans doute de la faible différence de contrainte d'écoulement des matériaux dans l'intervalle de température et pour les vitesses de déformation de l'essai.

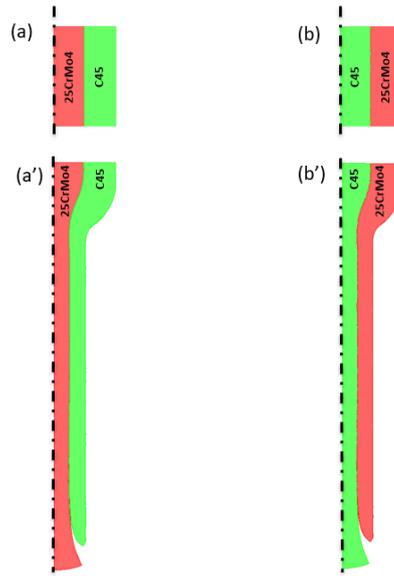


Figure 68 : Influence de disposition des matériaux sur la géométrie de la pièce.

3.3.3.2. Rapport des diamètres

Le rapport de diamètres entre la partie centrale et la partie extérieure du lopin est un paramètre important en co-filage. Elle a une grande influence sur la géométrie finale de la pièce. Pour évaluer cette influence trois rapports de diamètres, diamètre partie centrale/diamètre partie extérieure, sont étudiés : 5/22.5, 11/22.5 et 16/22.5. La figure 69 illustre les trois cas avant et après co-filage.

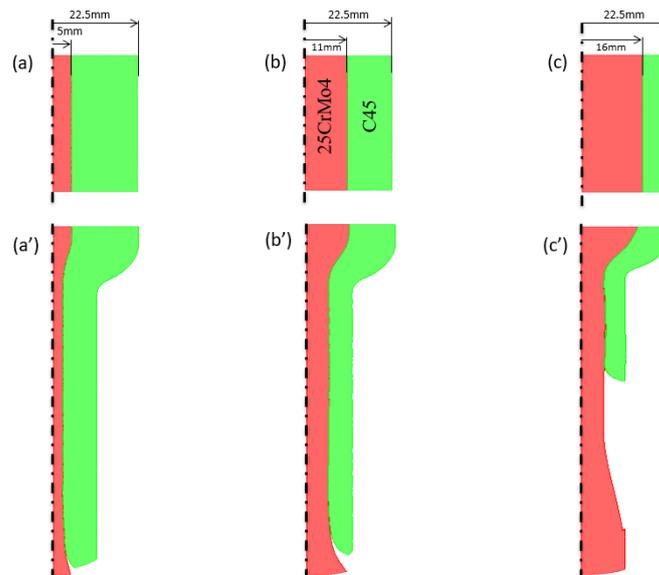


Figure 69 : Influence du rapport des diamètres des matériaux sur la géométrie de la pièce.

Pour les deux premiers cas, on retrouve dans la partie filée le rapport de diamètres initial alors que pour le cas avec le tube le plus fin, la partie filée est considérablement réduite et ne

respecte pas le rapport de diamètres initial. Ceci provient sans doute de la difficulté de gestion de l'entrée dans la filière.

Conclusion :

L'étude numérique du co-filage a permis de mettre en évidence certaines difficultés numériques liées à la gestion du contact entre deux objets déformables. Dans l'essai de co-filage ceci s'est traduit par la difficulté à simuler correctement l'entrée du bi-matériaux dans la filière.

La géométrie de l'extrémité de la pièce filée semble sensible à la valeur des coefficients de frottement et d'échange thermique mais cette sensibilité est difficile à établir du fait des difficultés numériques.

La géométrie de la pièce filée, hors extrémité, semble peu sensible au frottement et aux échanges thermiques outil/matière et matière/matière. L'effort de filage, par contre, est sensible aux paramètres d'interface outil/matière mais il est, comme dans le cas de l'essai d'écrasement, difficile de distinguer l'effet du frottement de celui des échanges thermiques.

Conclusion de l'étude paramétrique des essais :

Les modèles de simulation par éléments finis ont été mis en place pour les trois essais de caractérisation choisis.

Une première étape a consisté à déterminer les paramètres numériques tels que les tailles de maille et les pas de temps. Lors de cette étude des difficultés numériques liées à la gestion des contacts entre corps déformables sont apparues. Ces difficultés sont surtout sensibles pour l'essai de co-filage même si elles existent également pour les deux autres essais.

La deuxième étape de l'étude paramétrique a consisté à évaluer la sensibilité des résultats de simulations concernant les efforts de mise en forme et la géométrie des pièces aux frottements et aux échanges thermiques outil/matière et matière/matière. Le frottement et les échanges thermiques outil/matière jouent un rôle important tant sur les efforts que sur la géométrie des pièces bi-matériaux obtenues.

Il apparaît que le frottement matière/matière semble avoir peu d'effet quel que soit l'essai considéré. Ceci est d'autant plus important comme résultat que le modèle ne tient pas compte d'une éventuelle évolution du frottement au cours des essais.

Le coefficient d'échange thermique matière/matière quant à lui peut avoir un effet important dans la mesure où il va déterminer les sauts de température à l'interface. Dans le cas où l'interface matière/matière est proche de l'interface outil/matière (essai de bi-poinçonnement et co-filage), un coefficient d'échange thermique (matière/matière) fort va réduire la différence de température entre les matériaux et agir ainsi à la fois sur les efforts et sur la géométrie de la pièce bi-matériaux formée.

Il est à noter que la difficulté de gestion des interfaces entre solides déformables peut perturber à la fois le flux de chaleur entre les matériaux mais également la transmission « mécanique » des contraintes tangentielles de frottement. C'est sans doute cet effet qui rend difficile la simulation de l'engagement de matière au cours de l'essai de co-filage.

La simulation numérique de l'essai a pour but d'estimer les pressions de contact et les expansions de surface obtenues au cours des essais. Ceci est l'objet de la partie suivante.

4. Etude des conditions, pression et expansion de surface, à l'interface.

La pression normale de contact et l'expansion de surface (que l'on appellera conditions de surface) sont les deux paramètres clés identifiés dans l'étude bibliographique régissant l'établissement de la liaison. Dans cette partie l'objectif est dans un premier temps de regarder quelles sont les valeurs de pression et d'expansion de surface obtenues lors de l'essai le long de l'interface et dans un deuxième temps d'étudier la sensibilité des conditions d'interface aux paramètres du procédé.

La méthode suivie pour obtenir les valeurs de la pression et de l'expansion de surface à l'interface est la même pour les essais d'écrasement et de bi-poinçonnement. La méthode se base sur un ensemble de capteurs numériques rattachés des deux côtés de l'interface, côté C45 et côté 25CrMo4. Deux capteurs successifs constituent un élément. L'ensemble des éléments se déplacent au cours de la déformation et enregistrent des informations nécessaires pour le calcul de la pression P_n et de l'expansion de surface D_{surf} . La pression P_n pour un élément donné est la moyenne pondérée entre les valeurs des pressions relevées aux capteurs qui le composent, tandis que son expansion de surface est calculée en considérant la surface d'un tronc de cône (méthode expliquée sur la figure 70).

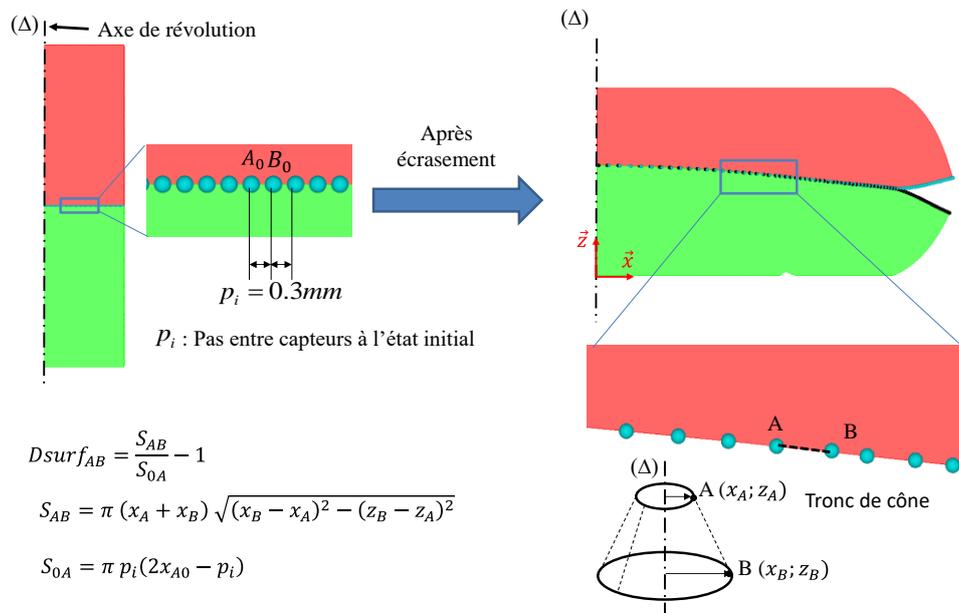


Figure 70 : Méthode de calcul de l'expansion de surface, D_{surf} , pour l'essai de l'écrasement.

La longueur de l'interface dans l'essai de bi-poinçonnement varie peu, alors qu'elle varie de façon plus significative au cours des essais d'écrasement et de co-filage. C'est pour cette raison que la méthode suivie pour obtenir les valeurs de la pression et de l'expansion de surface à l'interface diffère de celle suivie pour les deux autres essais : quand les éléments se déplacent, le prélèvement des valeurs de P_n et de D_{surf} est fait à des positions fixes à l'interface par rapport à l'outillage. A un taux d'écrasement donné, chaque position fixe est localisée (via un algorithme de localisation) dans un élément donné. Une fois localisée, une moyenne pondérée (pondération via l'écart de positions entre les deux capteurs composant l'élément et la position fixe appartenant aux mêmes éléments) est utilisée pour calculer la pression P_n . La valeur de l'expansion de surface affectée à la position fixe est égale à l'expansion D_{surf} de l'élément auquel elle appartient. La méthode de calcul de D_{surf} de chaque élément est illustrée sur la figure 71. L'implémentation des deux méthodes est faite à l'aide du logiciel Matlab.

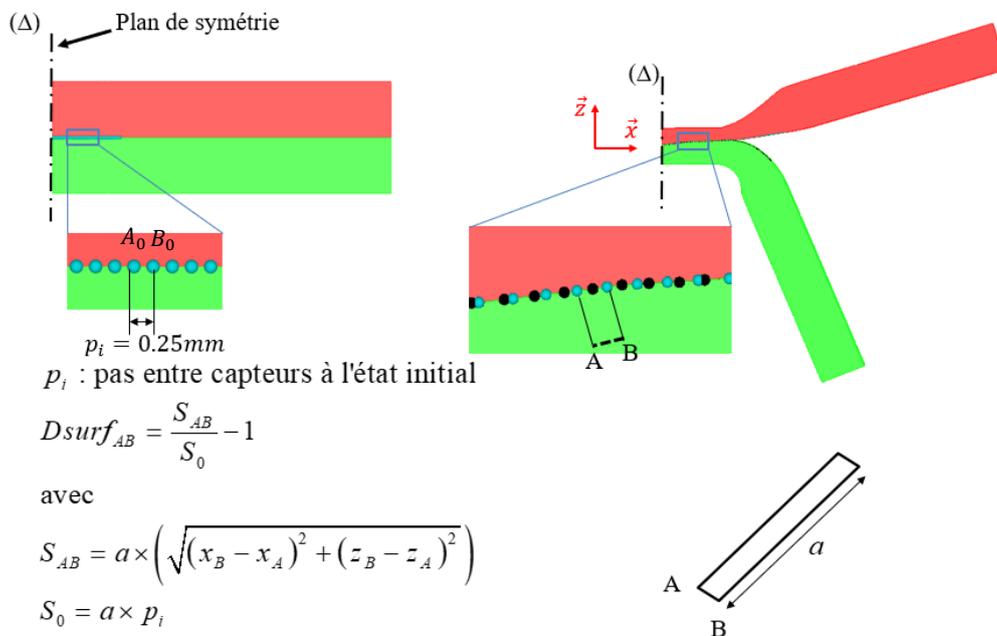


Figure 71 : Méthode de calcul de l'expansion de surface D_{surf} pour l'essai de l'écrasement.

Ces deux paramètres sont dépendants des conditions thermomécaniques et tribologiques locales à l'interface des matériaux. Par conséquent, une étude de la sensibilité de ces deux paramètres aux conditions imposées à l'interface s'avère nécessaire. Quel que soit l'essai, on part du principe que les deux côtés de l'interface matière/matière possèdent des expansions des surfaces différentes du fait de leur glissement relatif, tandis que la pression normale de contact est identique (principe de réciprocité des actions mutuelles). Dans la suite de l'étude, trois graphes seront systématiquement présentés : deux donnant l'expansion des surfaces des deux côtés de l'interface et un présentant la pression normale de contact. Les simulations de référence utilisées pour cette partie sont les mêmes que celles de l'étude paramétrique des trois essais.

4.1. Etude de Sensibilité aux frottements matière/matière et outil/matière

4.1.1. Ecrasement et bi-poinçonnement

Afin d'étudier la sensibilité de la pression P_n et de l'expansion D_{surf} pour les essais de bi-poinçonnement et d'écrasement, quatre simulations avec des conditions de frottement différentes aux interfaces matière/matière et outil/matière par rapport aux simulations références ont été comparées (les deux simulations de référence pour l'écrasement et le bi-poinçonnement possèdent un coefficient de frottement Tresca 0.3).

Les résultats ont montré que la pression P_n et l'expansion D_{surf} en bi-poinçonnement et en écrasement sont très influencées par le frottement et l'échange thermique outil/matière, par contre elles sont peu influencées par le frottement imposé à l'interface matière/matière. Les deux figures 72 et 73 illustrent respectivement l'effet du frottement outil/matière sur l'évolution de la pression normale de contact et de l'expansion le long de l'interface entre les deux matériaux pour l'essai du bi-poinçonnement et de l'écrasement. D'après les deux figures, l'augmentation du coefficient de frottement à l'interface outil/matière fait augmenter les valeurs de D_{surf} et de P_n . L'augmentation de la pression de contact avec le coefficient de frottement reste cohérente avec les modèles analytiques développés au début de ce chapitre. L'augmentation de l'expansion de surface s'explique par le fait que l'augmentation du frottement resserre la déformation au centre des pièces autour de l'interface. Il est à noter que la longueur de l'interface en écrasement varie en fonction du frottement outil/matière.

Les valeurs maximales de D_{surf} et de P_n pour les deux essais sont enregistrées au centre des échantillons. Vers les extrémités, que ce soit en bi-poinçonnement et en écrasement, les pièces ont tendance à s'ouvrir pendant la déformation et par conséquent à faire chuter les valeurs de D_{surf} et surtout de P_n .

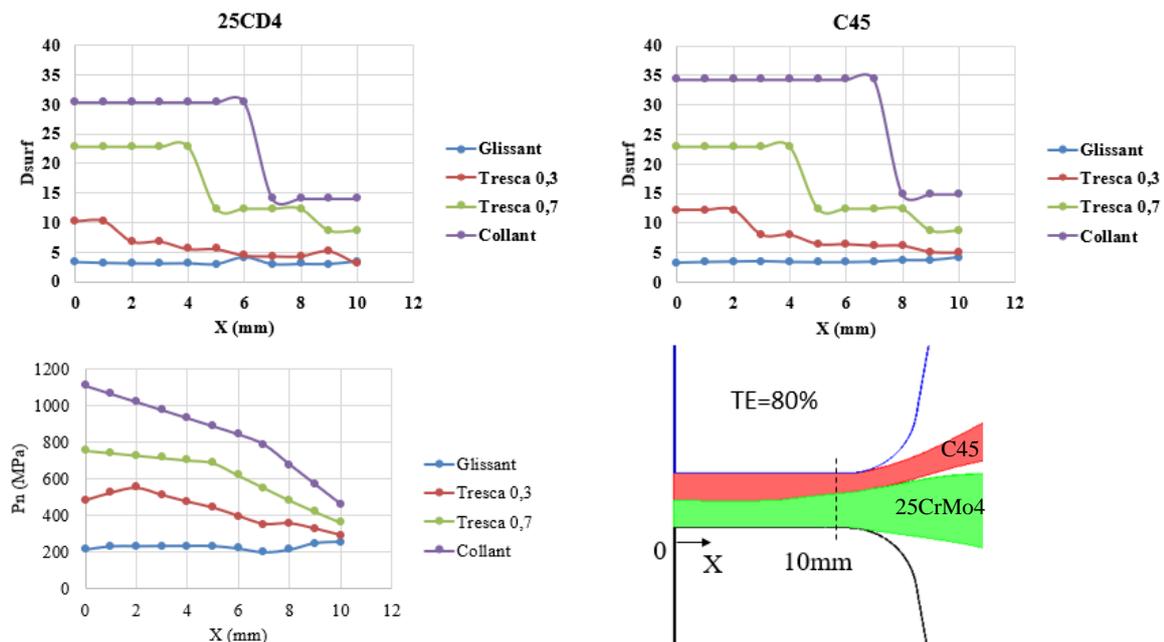


Figure 72 : Effet du frottement outil/matière sur D_{surf} et P_n en bi-poinçonnement.

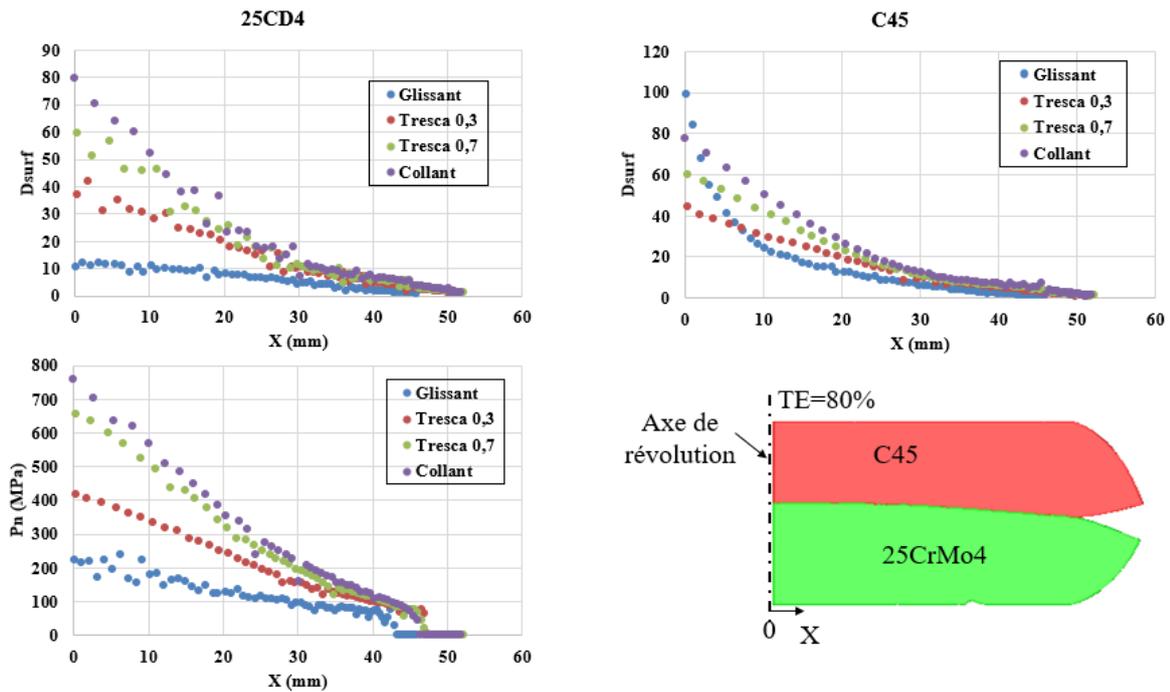


Figure 73 : Effet du frottement outil/matière sur D_{surf} et P_n en écrasement.

4.1.2. Co-filage

L'influence des frottements matière/matière et outil/matière sur la pression P_n et l'expansion D_{surf} en co-filage, a été étudiée différemment des deux autres essais. En co-filage, toute la matière filée suit le même chemin d'écoulement : refoulement pour compenser du jeu lopin-container, entrée dans le convergent, puis passage et sortie du convergent. Ceci nous conduit à étudier les valeurs de P_n et de D_{surf} en suivant le chemin parcouru par un seul élément à l'interface des deux matériaux. Les résultats des simulations en co-filage ont toujours montré que la gestion de contact à l'interface des matériaux est un point problématique qui se pose à la simulation de l'essai. La figure 74 montre les résultats des simulations tracés sous forme du graphe pression/expansion.

Pour les valeurs de frottement testées, les pressions de contact obtenues sont du même ordre de grandeur. Ces courbes n'ont pas été tracées pour la valeur du coefficient de frottement de 0.7 dans la mesure où pour cette valeur on constate un « pincement » de la partie centrale (voir figure 64-b).

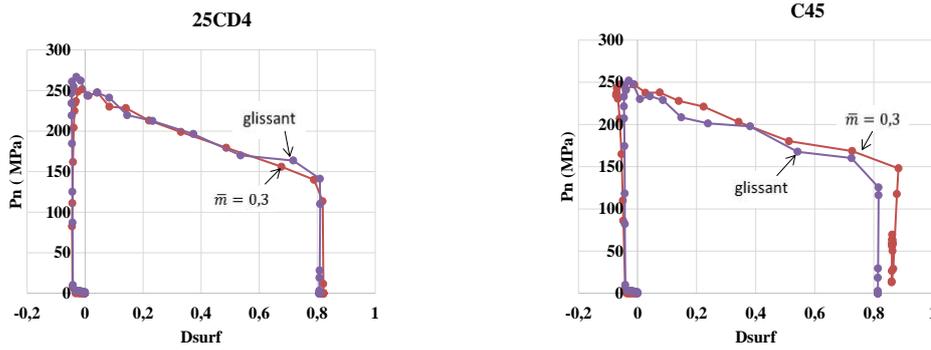


Figure 74 : Effet du frottement outil/matière sur D_{surf} et P_n en co-filage.

4.2. Etude de Sensibilité aux échanges thermiques matière/matière et outil/matière

4.2.1. Ecrasement et bi-poinçonnement

Trois valeurs du coefficient d'échange thermique ont été testées : $\lambda_{faible} = 2 \cdot 10^3 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique faible), $\lambda_{moyen} = 10^4 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique moyen) et $\lambda_{fort} = 2 \cdot 10^4 \text{ W/K.m}^2$ (échange thermique fort). L'influence de ce coefficient sur la pression P_n et l'expansion D_{surf} pour les essais du bi-poinçonnement et de l'écrasement a été étudiée. Les résultats concernant les deux essais sont représentés sur les figures 75 et 76. L'augmentation de l'échange thermique outil/matière conduit à une augmentation de la pression de contact au travers de son effet sur la température et donc sur la contrainte d'écoulement. Par son effet de concentration de la déformation au centre des pièces, l'augmentation du coefficient d'échange thermique outil/matière amène une plus grande expansion de surface au centre. Ces constats peuvent être étendus à l'essai d'écrasement avec toutefois une influence plus forte sur l'expansion de surface au centre de l'essai. La longueur de l'interface C45/25CrMo4 se trouve peu influencer par l'échange thermique outil/matière. Ceci vient du fait que l'interface C45/25CrMo4 est loin des interfaces outil/matière.

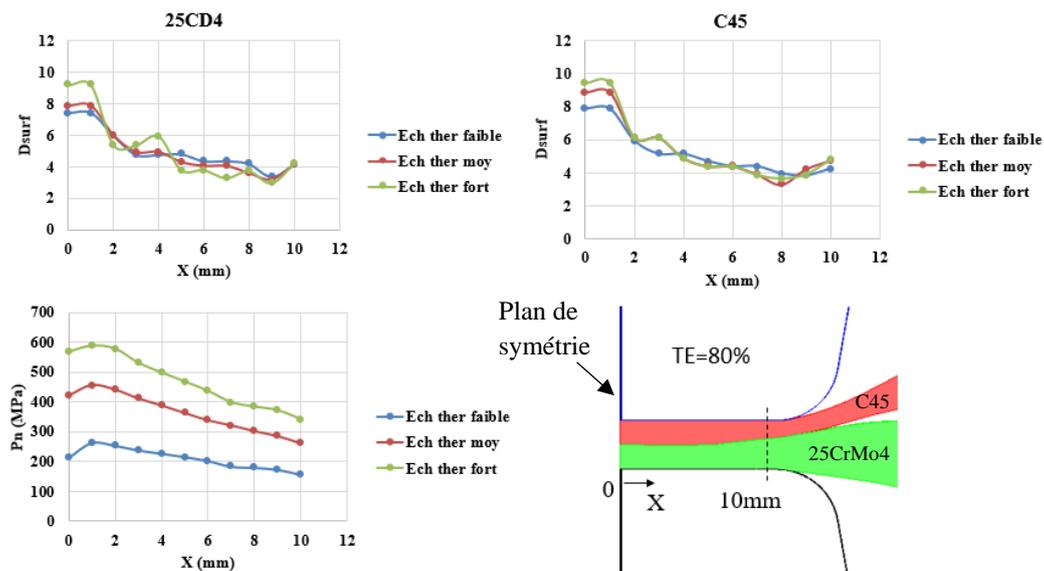


Figure 75 : Effet de l'échange thermique outil/matière sur D_{surf} et P_n en bi-poinçonnement.

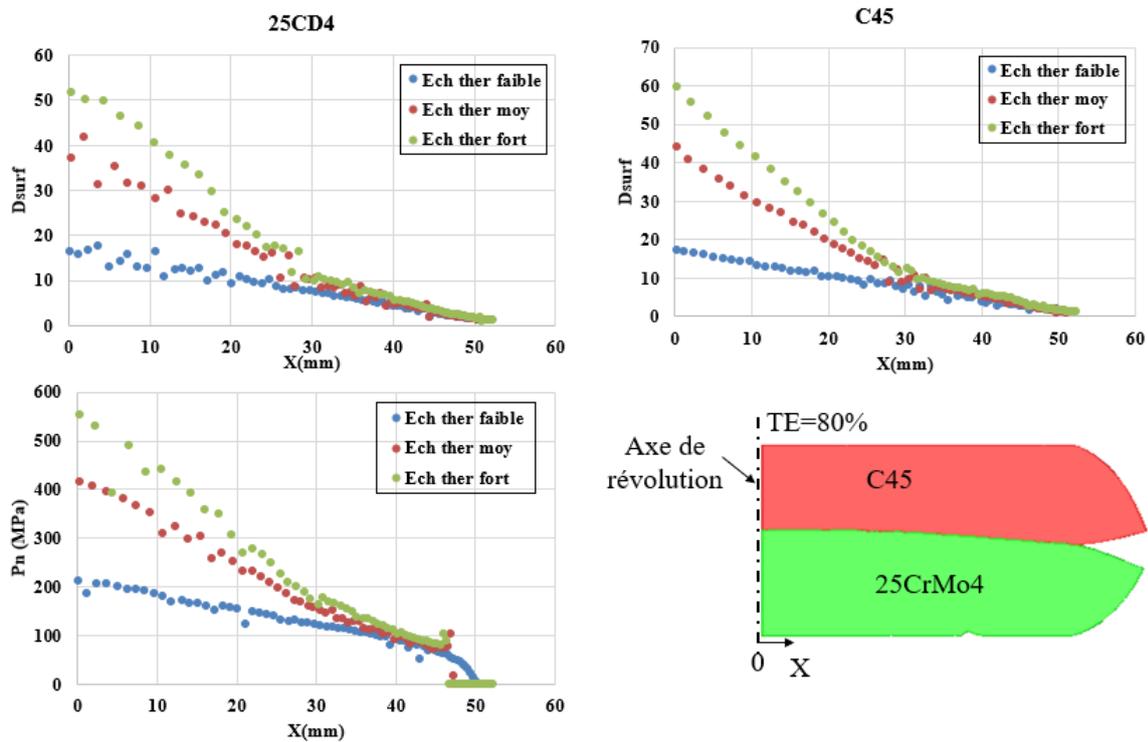


Figure 76 : Effet de l'échange thermique outil/matière sur D_{surf} et P_n en écrasement.

4.2.2. Co-filage

L'étude de l'effet de l'échange thermique outil/matière sur D_{surf} et P_n montrent bien que plus l'échange thermique est fort, plus la valeur de pression P_n augmente dès l'entrée dans le convergent (voir figure 77). La valeur de D_{surf} est peu influencée, la répartition de matière obtenue étant essentiellement pilotée par le rapport de réduction de la filière.

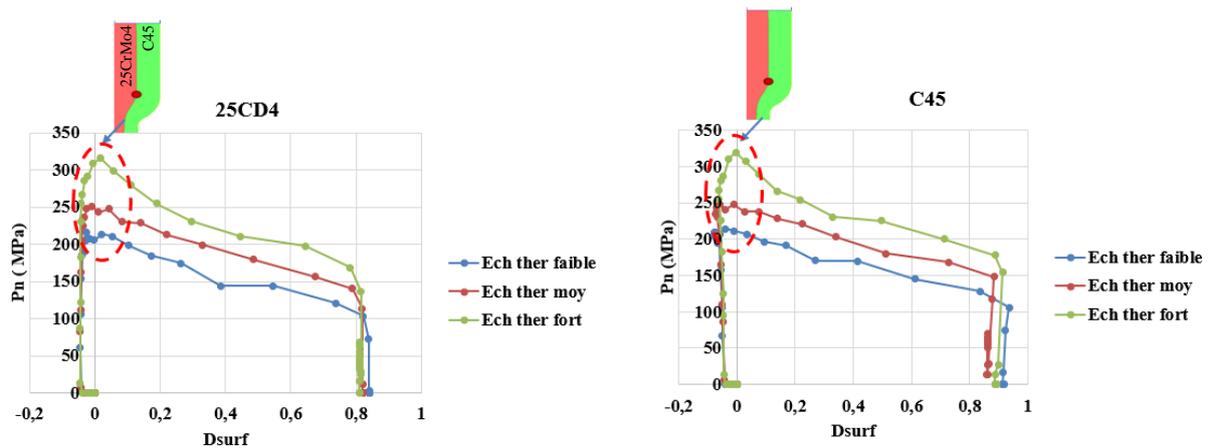


Figure 77 : Effet de l'échange thermique outil/matière sur D_{surf} et P_n en co-filage.

Conclusion :

L'étude de sensibilité des conditions de l'interface (pression de contact / expansions de surface) montrent que quel que soit l'essai, le frottement outil/matière et les échanges thermiques outil/matière jouent un rôle important. Il apparaît donc que ces coefficients doivent impérativement être identifiés pour espérer obtenir une estimation réaliste des conditions d'interface.

La non-prise en considération de l'évolution des propriétés de l'interface matière/matière au cours de la déformation avec la création éventuelle d'une liaison métallurgique semble avoir relativement peu d'effet sur l'estimation des conditions d'interface. Seul le coefficient d'échange thermique matière/matière peut jouer un rôle significatif dans le cas des essais de bi-poinçonnement et de co-filage pour lesquels l'interface matière/matière est proche de l'interface outil/matière.

5. Conclusion

Dans ce chapitre, dans un premier temps, une première modélisation simplifiée a permis un premier dimensionnement des essais de caractérisation envisagés (essai de bi-poinçonnement, d'écrasement et de co-filage). Les deux premiers essais permettent de balayer des domaines pression de contact – expansion de surface assez proches mais suivant des modes d'expansion différents. L'essai de co-filage quant à lui diffère des deux autres dans la mesure où l'interface subit le même chargement à l'interface.

Dans un deuxième temps, les essais de caractérisations ont été modélisés par méthodes aux éléments finis pour obtenir une description plus fine des chargements aux interfaces et étudier l'influence des paramètres d'interface que sont les coefficients de frottement et les coefficients d'échange thermique outil/matière et matière/matière. Cette partie du travail a été menée en deux temps :

- La mise en place du modèle et l'étude de l'influence des paramètres sur les caractéristiques macroscopiques que sont les efforts de mise en forme et la géométrie des pièces. Cette partie avait pour but de définir la nécessité et la possibilité d'identification des paramètres d'interface outil/matière et matière/matière par comparaison expérience-simulation des grandeurs macroscopiques.
- L'étude de l'influence des paramètres d'interface outil/matière et matière/matière sur les pressions de contact et les expansions de surface à l'interface matière/matière, grandeurs qui selon la bibliographie pilotent l'établissement de la liaison métallurgique au cours de la déformation.

Les principaux résultats obtenus montrent qu'il sera difficile dans le cas de l'essai de bi-poinçonnement ou d'écrasement de distinguer les effets du frottement de celui des échanges thermiques à l'interface outil/matière.

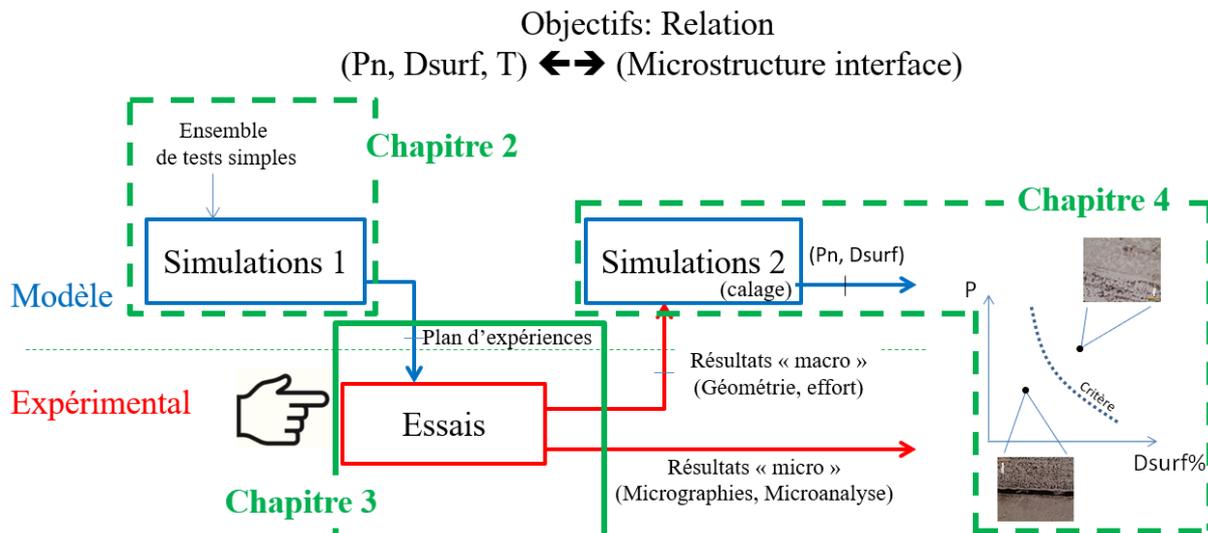
Les caractéristiques macroscopiques et les sollicitations à l'interface sont peu sensibles aux frottements et aux échanges thermiques à l'interface matière/matière. Ceci est vrai dans le cas de l'essai d'écrasement et dans une moindre mesure pour les deux autres essais pour lesquels l'interface matière/matière est « proche » de l'interface outil/matière. Il semblerait donc que la non-prise en compte de l'évolution des conditions d'interface associée à l'établissement éventuelle d'une liaison métallurgique n'induit pas d'erreur majeure dans l'évaluation des conditions d'interface (pression de contact en fonction de l'expansion de surface).

Dans le chapitre suivant, l'expérimentation des trois essais de caractérisation sont mis en œuvre. Les résultats expérimentaux obtenus serviront de base pour la confrontation simulation expérimentation étudiée dans le chapitre 4.

Chapitre 3 : Expérimentation des essais de caractérisation

Résumé :

L'investigation expérimentale des trois essais de caractérisation, le bi-poinçonnement, l'écrasement et le co-filage, fait l'objet de ce chapitre. Le dimensionnement des plans d'expériences a été appuyé sur les résultats du chapitre 2. Le schéma méthodologique ci-dessous représente le lien de ce chapitre (chapitre 3) avec les autres chapitres de la thèse. Le protocole expérimental, les mesures et les résultats expérimentaux de chaque essai sont présentés. Les résultats expérimentaux analysés sont : la forme globale des pièces à la fin des essais, la distribution des deux matériaux C45 et 25CrMo4 (forme de l'interface) et les courbes effort – déplacement obtenues grâce à l'instrumentation du moyen de mise en forme. Les liaisons à l'interface C45/25CrMo4 obtenues à la fin des essais ont été analysées.



CHAPITRE 3 : EXPERIMENTATION DES ESSAIS DE CARACTERISATION	98
1. INTRODUCTION.....	100
2. BI-POINÇONNEMENT	100
2.1. PROTOCOLE EXPERIMENTAL.....	100
2.2. GEOMETRIES DES PIECES ET EFFORT DE MISE EN FORME.....	101
2.2.1. <i>Géométrie de la pièce</i>	102
2.2.2. <i>Courbes effort-déplacement</i>	103
2.3. GEOMETRIE ET OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES DE L'INTERFACE	104
2.3.1. <i>Géométrie de l'interface</i>	104
2.3.2. <i>Observations microscopiques de l'interface</i>	105
3. ECRASEMENT.....	108
3.1. PROTOCOLE EXPERIMENTAL.....	108
3.2. GEOMETRIE DES PIECES ET EFFORT DE MISE EN FORME	110
3.2.1. <i>Géométrie des pièces</i>	113
3.2.2. <i>Courbes Effort-déplacement</i>	113
3.3. GEOMETRIE ET OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES DE L'INTERFACE	115
3.3.1. <i>Géométrie de l'interface</i>	115
3.3.2. <i>Observations microscopiques de l'interface</i>	117
4. CO-FILAGE	119
4.1. PROTOCOLE EXPERIMENTAL.....	120
4.2. GEOMETRIE DES PIECES ET EFFORT DE MISE EN FORME	123
4.2.1. <i>Forme de la pièce</i>	123
4.2.2. <i>Courbes effort-déplacement</i>	124
4.3. GEOMETRIE ET OBSERVATIONS MICROSCOPIQUES DE L'INTERFACE	126
4.3.1. <i>Géométrie de l'interface</i>	126
4.3.2. <i>Observations microscopiques de l'interface</i>	127
5. CONCLUSIONS.....	133

1. Introduction

Le chapitre précédent a été consacré à la mise en place de la simulation numérique des trois essais de caractérisation retenus. Une étude paramétrique numérique a permis de faire le lien entre les paramètres des essais et les sollicitations à l'interface (pression de contact et expansion de surface). Ce chapitre est dédié aux aspects expérimentaux du travail de thèse. Pour chaque essai de caractérisation sont présentés, dans un premier temps, la géométrie des pièces obtenues, la morphologie des interfaces et les efforts de mise en forme. Dans un deuxième temps, les microstructures obtenues à l'interface sont analysées.

La première partie de ce chapitre est consacré à l'essai de bi-poinçonnement.

2. Bi-poinçonnement

L'essai du bi-poinçonnement d'un bi-matériaux est utilisé dans ces travaux pour étudier la possibilité de création de la liaison métallurgique à l'interface de deux nuances d'aciers, C45 et 25CrMo4, suivant un mode de déformation plane. Selon ce mode, l'expansion des surfaces à l'interface des matériaux est obtenue suivant une dilatation unidirectionnelle. L'expansion de surface et la pression normale de contact à l'interface sont identifiées comme étant les deux paramètres clés d'établissement de la liaison. L'objectif de cette partie est de présenter l'effet du taux d'écrasement sur l'établissement de la liaison à l'interface à une température de 1100°C via l'essai du bi-poinçonnement.

2.1. Protocole expérimental

L'objectif de l'essai du bi-poinçonnement est de caractériser l'établissement de la liaison métallurgique à l'interface des deux aciers C45 et 25CrMo4 suivant le mode 1 (voir chapitre 2) de déformation. L'essai consiste à bi-poinçonner des lopins bi-matériaux composés de deux pièces parallélépipédiques avec comme dimensions 120×80×10 pour chaque pièce. Les deux pièces sont superposées comme le montre la figure 78-a. Les pièces supérieure et inférieure sont constituées respectivement de l'acier au carbone C45 et de l'acier faiblement allié 25CrMo4. Au plan de joint des deux matériaux, deux points de soudure TIG ont été réalisées afin de maintenir les deux pièces ensemble pendant la chauffe et le transfert entre le four et la presse. Ces points de soudure sont placés de telle manière à ne pas perturber la déformation pendant le déroulement de l'essai.

Avant le bi-poinçonnement, la préparation des lopins bi-matériaux passe par les étapes suivantes : découpage plasma, dégraissage suivi du sablage afin d'enlever les couches d'oxydes et de contaminants sur les surfaces, ensuite la chauffe dans un four électrique jusqu'à des températures de 1100°C pendant 2 heures sous argon pour limiter l'oxydation et finalement la forge sous une presse hydraulique de 600 tonnes avec une vitesse de forgeage de 30mm/s (Figure 78-b). Trois taux d'écrasement ont été testés : 50%, 70% et 80%. Le contrôle de ces taux pendant l'essai est réalisé via des cales composées des chandelles et d'empilement de plaques.

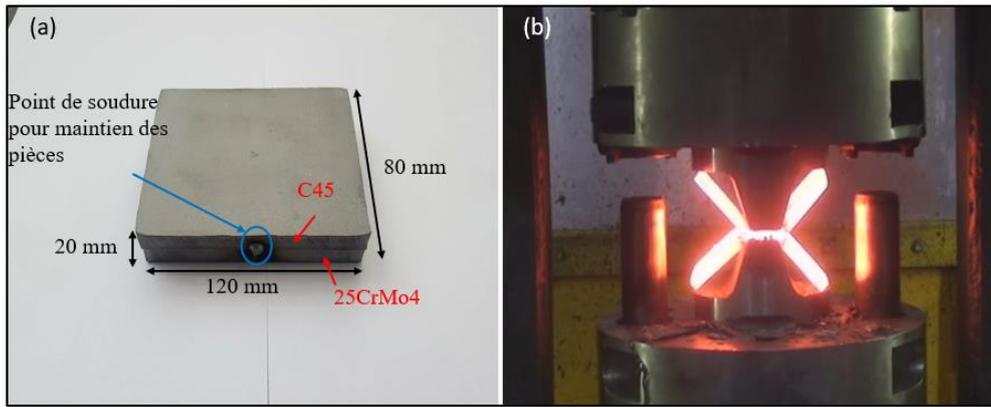


Figure 78 : Dispositif expérimental de l'essai de bi-poinçonnement : (a) pièces bi-matériaux et (b) essai du bi-poinçonnement sous la presse hydraulique.

Les entrées/sorties de l'essai du bi-poinçonnement sont illustrées sur la figure 79. D'une part, les entrées concernent principalement la température initiale du lopin, le taux d'écrasement et les matériaux composants le bi-matériaux. D'autre part, les données de sortie, à savoir la géométrie de la pièce et de l'interface ainsi que les courbes effort-déplacement, serviront à identifier les paramètres de la simulation (voir quatrième chapitre). Chaque taux d'écrasement est testé trois fois pour évaluer la répétabilité de l'essai.

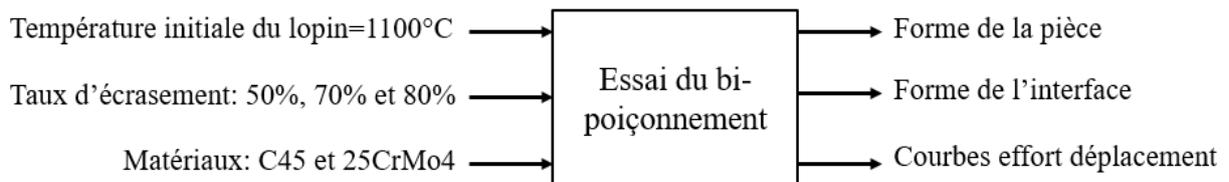


Figure 79 : Entrée/sorties de l'expérimentation de l'essai du bi-poinçonnement.

2.2. Géométries des pièces et effort de mise en forme

L'analyse des résultats expérimentaux issus des essais de bi-poinçonnement a été réalisée à travers les éléments de sorties présentés sur la figure 79 et qui sont :

- **Forme globale de la pièce** : celle-ci est traduite par les angles d'ouverture des tôles α_{C45} et $\alpha_{25CrMo4}$ et l'épaisseur de la zone bi-poinçonnée après déformation e_f (voir figure 80-a). En raison de l'asymétrie des pièces après le bi-poinçonnement, les valeurs des angles de droite et de gauche, α^1_{C45} et α^2_{C45} pour le C45 et $\alpha^1_{25CrMo4}$ et $\alpha^2_{25CrMo4}$ pour le 25CrMo4, ont été prises.
- **Forme de l'interface** : elle définit la répartition des deux matériaux entre les poinçons. Elle est le résultat de la variation des épaisseurs relatives $e_{C45}(x)$ et $e_{25CrMo4}(x)$ des deux matériaux tout au long de l'interface entre les poinçons (voir figure 80-b).
- **Courbes effort déplacement** : L'instrumentation de la presse hydraulique permet d'obtenir les courbes de l'effort de mise en forme en fonction du déplacement.

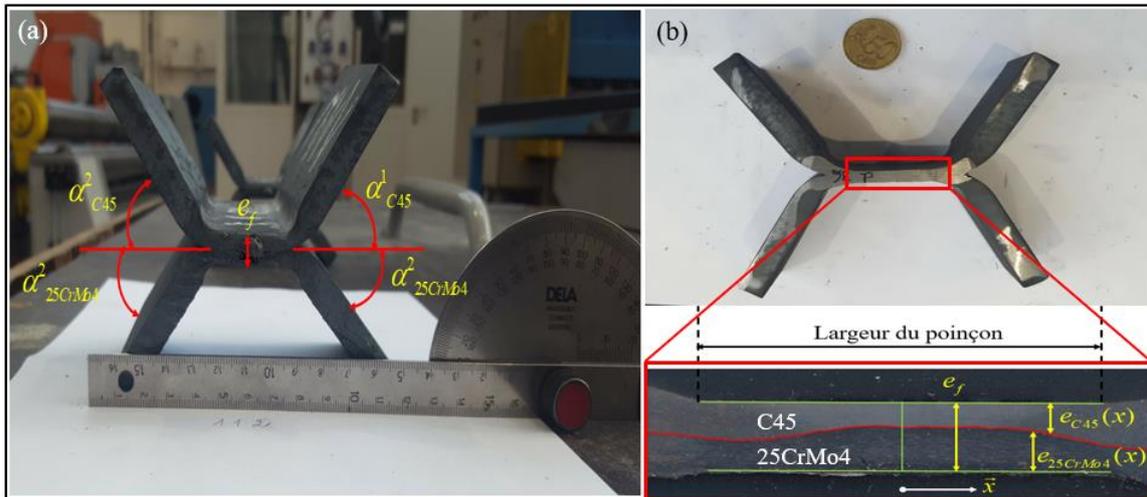


Figure 80 : Résultats expérimentaux : (a) forme globale de la pièce et (b) forme de l'interface.

2.2.1. Géométrie de la pièce

La forme globale de la pièce est fortement dépendante du taux d'écrasement réalisé. Afin d'identifier cette dépendance les angles d'ouvertures moyens et les épaisseurs finales des zones bi-poinçonnées ont été mesurées et comparées. Les résultats des mesures sont répertoriés dans le tableau 8. Les valeurs des angles des deux côtés de la pièce sont prises pour chaque matériau vu l'asymétrie obtenue à la fin du bi-poinçonnement.

Globalement, les valeurs des angles d'ouvertures augmentent avec l'augmentation du taux d'écrasement. Les ouvertures du matériau du bas, 25CrMo4, sont plus petites que celles du matériau du haut, C45 ($\alpha^1_{C45} \geq \alpha^1_{25CrMo4}$ et $\alpha^2_{C45} \geq \alpha^2_{25CrMo4}$). Ceci est surtout vrai pour le faible taux d'écrasement (50%). Pour les taux d'écrasement de 70% et 80%, l'écart entre les deux matériaux se resserre, ceci étant certainement l'effet du contact entre les tôles et l'outillage.

Tableau 8 : Mesures expérimentales des angles d'ouverture et des épaisseurs finales des pièces bi-poinçonnées.

N°. Pièces	Presse	Chauffe	Taux d'écrasement théorique visé	Taux d'écrasement réel obtenu	Épaisseur e_f de la pièce bi-poinçonnée	α^1_{C45}	α^2_{C45}	$\alpha^1_{25CrMo4}$	$\alpha^2_{25CrMo4}$		
110	Presse hydraulique	-T= 1100°C - Chauffe sous atmosphère inerte (Argon)	50%	53.00%	9.4 mm	56°	51°	44°	56°		
111				53.50%	9.3 mm	52°	55°	46°	51°		
112				53.50%	9.3 mm	53°	51°	44°	52°		
113			-Effort max :600T -Vitesse : 30mm/s -Arrêt sur cales	- Chauffe sous atmosphère inerte (Argon)	70%	70.00%	6 mm	64°	56°	55°	66°
114						71.00%	5.8 mm	64°	57°	60°	60°
115						71.50%	5.7 mm	66°	55°	65°	53°
116						71.00%	5.8 mm	66°	50°	54°	62°
107					80%	79.00%	4.2 mm	66°	51°	63°	57°
108						79.50%	4.1 mm	62°	58°	63°	54°
109						79.00%	4.2 mm	66°	57°	64°	55°

2.2.2. Courbes effort-déplacement

L'effet du taux d'écrasement sur la courbe effort-déplacement est illustré sur la figure 81. Trois taux d'écrasement (TE) ont été testés et pour chaque taux d'écrasement trois pièces ont été bi-poinçonnées. La figure 81-a montre les résultats des trois essais réalisés avec un TE=50%. Sur cette figure les trois pièces bi-poinçonnées (110, 111 et 112) ne présentent pas la même course parcourue durant le bi-poinçonnement. La course théorique visée est de 10 mm alors que les courses mesurées sont respectivement de 8.5mm, 9.5mm et 9.5 mm. Ceci provient sans doute de la rigidité des cales utilisées pour limiter la course de la presse. La course d'arrêt dépend de l'effort maximal exercé par la presse en fin d'essai quand le coulisseau vient se poser sur les cales. Cet effort peut varier d'un essai à l'autre expliquant la différence de course. Pour chaque essai, la course réelle d'écrasement est donc recalculée à partir de l'épaisseur de la pièce bi-poinçonnée.

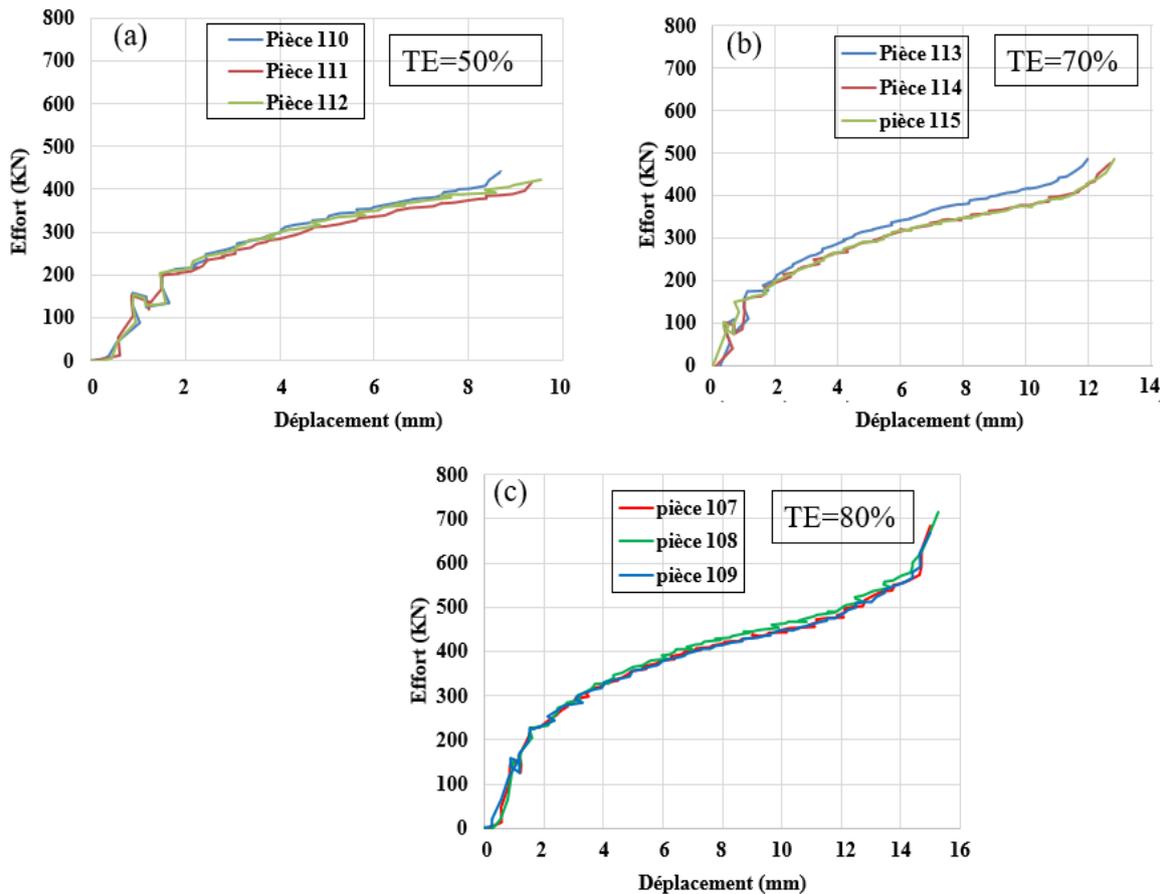


Figure 81 : Courbe des efforts-déplacement pour différents taux d'écrasement : (a) TE=50% ; (b) TE=70% et (c) TE=80%.

2.3. Géométrie et observations microscopiques de l'interface

2.3.1. Géométrie de l'interface

Trois échantillons avec les trois taux d'écrasement 50%, 70% et 80% ont été préparés pour un test simple de liaison. Ce test correspond à un choc simple (Marteau-burin) visant à évaluer qualitativement la liaison à l'interface C45/25CrMo4. Ce test a bien montré l'établissement d'une liaison à l'interface C45/25CrMo4 excepté pour le taux d'écrasement de 50% où l'échantillon a été séparé facilement après le choc. Trois autres échantillons, avec les trois taux d'écrasement 50%, 70% et 80%, ont été préparés pour observations visuelles et microscopiques des interfaces. La figure 82 montre la géométrie des interfaces obtenues dans la zone sous poinçons. Les observations visuelles de l'interface montrent qu'après bi-poinçonnement le matériau C45 (matériau du haut) se déforme plus que le matériau 25CrMo4 et donne lieu à une forme convexe au milieu de l'échantillon pour les cas taux d'écrasement égale à 50% et 70%. Cette forme convexe devient plus prononcée dans le cas TE=70%. Avec l'augmentation du taux d'écrasement à 80%, la forme convexe s'atténue et l'interface a tendance à devenir plate. L'épaisseur de la tôle en 25CrMo4 est plus importante que celle en C45 pour tous les taux d'écrasement testés. Le rapport des épaisseurs entre les matériaux (épaisseur C45/épaisseur 25CrMo4) augmente avec le taux d'écrasement. Cette dissymétrie

est sans doute le fait de la différence de contrainte d'écoulement entre les deux aciers et de l'effet des échanges thermiques durant la phase de pose.

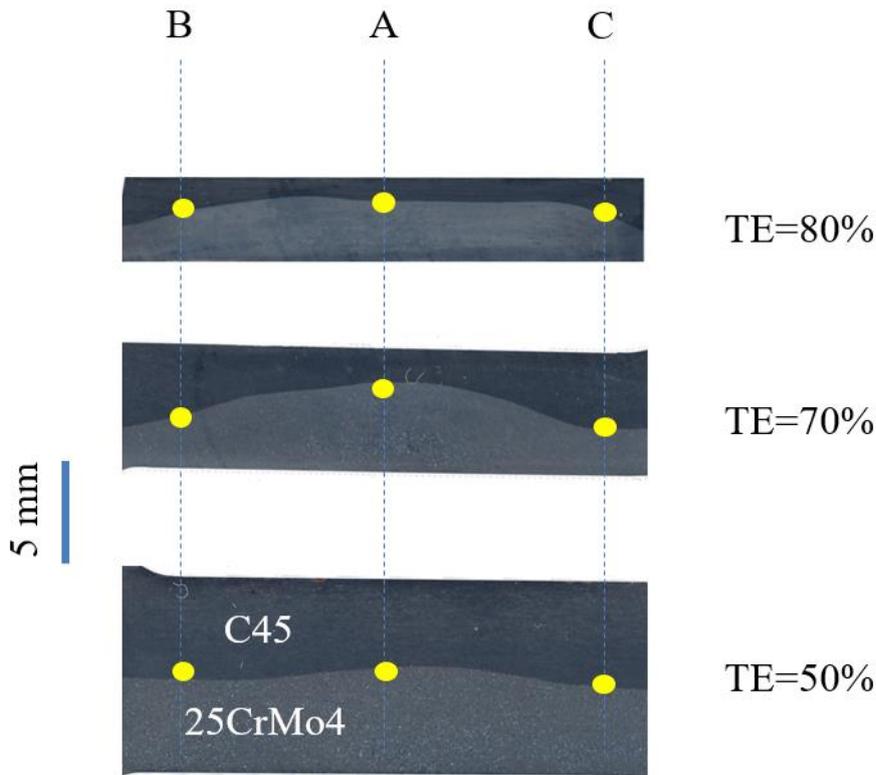


Figure 82 : Forme de l'interface C45/25CrMo4 pour différents taux d'écrasement et les positions A, B et C des observations réalisées sous microscope optique.

2.3.2. Observations microscopiques de l'interface

La figure 83 visualise les micrographies réalisées sous microscope optique de l'interface aux différents positions A, B et C illustrées sur la figure 82 pour des échantillons bi-poinçonnés à des taux d'écrasement de 50%, 70% et 80% et à une température de 1100°C.

La figure 83-a montre les micrographies pour un échantillon bi-poinçonné à un taux d'écrasement de 50%. Ils montrent la présence d'une ligne de séparation noire d'épaisseur environ 1µm entre le C45 et 25CrMo4. Un zoom sur la partie centrale de l'échantillon (position A) met en évidence la présence d'agglomération d'oxydes de fer. Ces oxydes sont formés pendant la chauffe et au cours de la mise forme. La dissémination de ces particules le long de l'interface confère le caractère fragile de la liaison, caractère révélé par la séparation des deux matériaux après un test de choc simple.

Quel que soit le taux d'écrasement, il apparaît à l'interface une ligne de ferrite. Cette ligne est sans doute provoquée par la diffusion du carbone depuis l'acier C45 vers l'acier 25CrMo4. Ceci confirmerait l'établissement d'une liaison métallurgique sur toute l'interface, au moins, depuis un taux d'écrasement de 50%.

A l'interface, on peut également observer la présence de particules d'oxyde. L'analyse métallographique pour les taux d'écrasement 70% (Figure 83-b) et 80% (Figure 83-c) montre

la présence d'oxydes fragmentés dont la densité diminue en passant du centre (position A) aux extrémités (positions B et C).

Les observations métallographiques mettent en évidence un affinement de la structure granulaire avec le taux d'écrasement. Ceci est dû à l'influence du taux de déformation et de la vitesse de déformation sur les phénomènes de recristallisation dynamique. On peut noter également que du fait de la faible épaisseur de la pièce en fin de bi-poinçonnement pour les taux d'écrasement de 80% (4mm) et la faible vitesse de mise en forme (30mm/s), la température peut subir une chute importante ayant un impact non négligeable sur les phénomènes de recristallisation. L'affinement des grains étant le résultat de l'accroissement de la déformation et de la vitesse de déformation ainsi que de la chute en température.

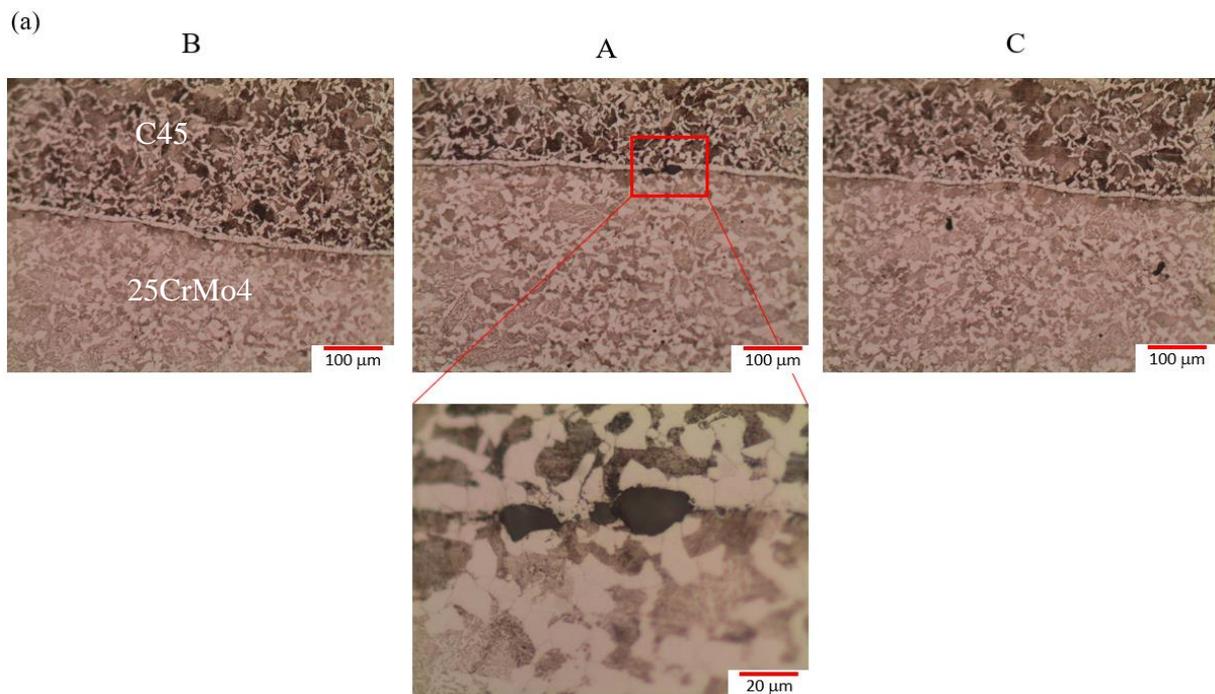


Figure 83-a : Micrographies de l'interface des pièces bi-poinçonnées avec un taux d'écrasement de 50% à 1100°C.

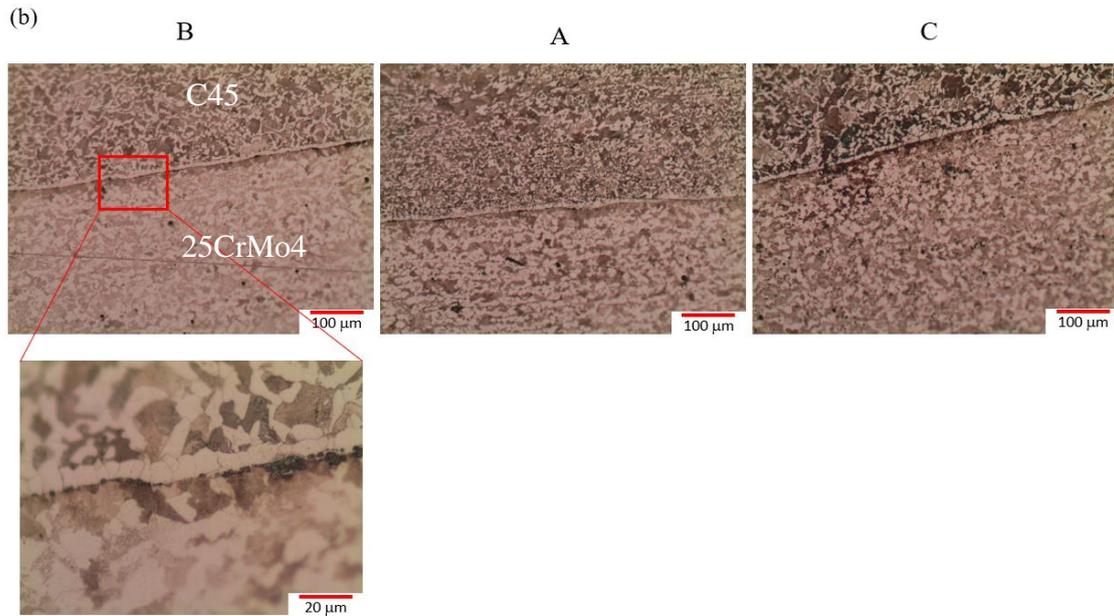


Figure 83-b : Micrographies de l'interface des pièces bi-poinçonnées avec un taux d'écrasement de 70% à 1100°C

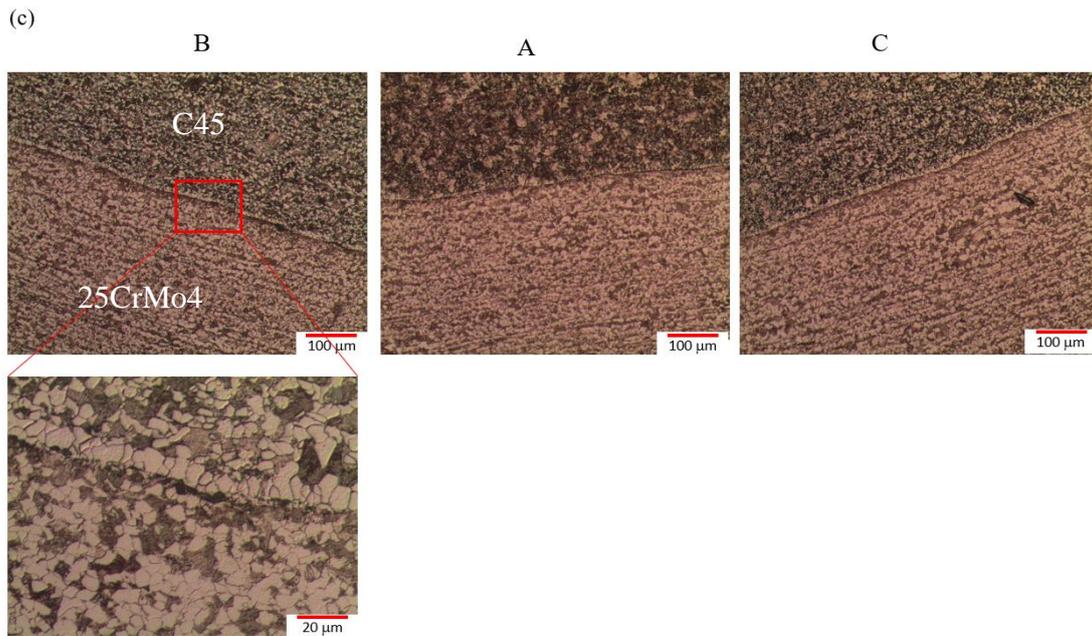


Figure 83-c : Micrographies de l'interface des pièces bi-poinçonnées avec un taux d'écrasement de 80%.

En conclusion, pour tous les essais on peut observer la formation d'une liaison métallurgique à l'interface entre les matériaux. Toutefois, on peut également observer la présence de particules d'oxyde à l'interface dont la densité semble liée à l'expansion de surface subie au cours de la déformation.

La partie suivante est dédiée à l'essai d'écrasement.

3. Ecrasement

3.1. Protocole expérimental

Deux campagnes expérimentales ont été réalisées pour l'essai d'écrasement, la première sans container et la deuxième avec container. Le container en acier S235 est utilisé pour limiter l'oxydation pendant la chauffe et la mise en forme. La figure 84 montre les dimensions des lopins bi-matériaux et du container. Le lopin bi-matériaux est composé de deux demi-lopins cylindriques superposés : le demi-lopin du haut est en C45 et celui du bas est en 25CrMo4. Le diamètre et la hauteur du lopin bi-matériaux, ϕ_0 et h_0 , ont été choisis de telle façon à obtenir un élancement faible pour éviter le flambage lors de la compression.

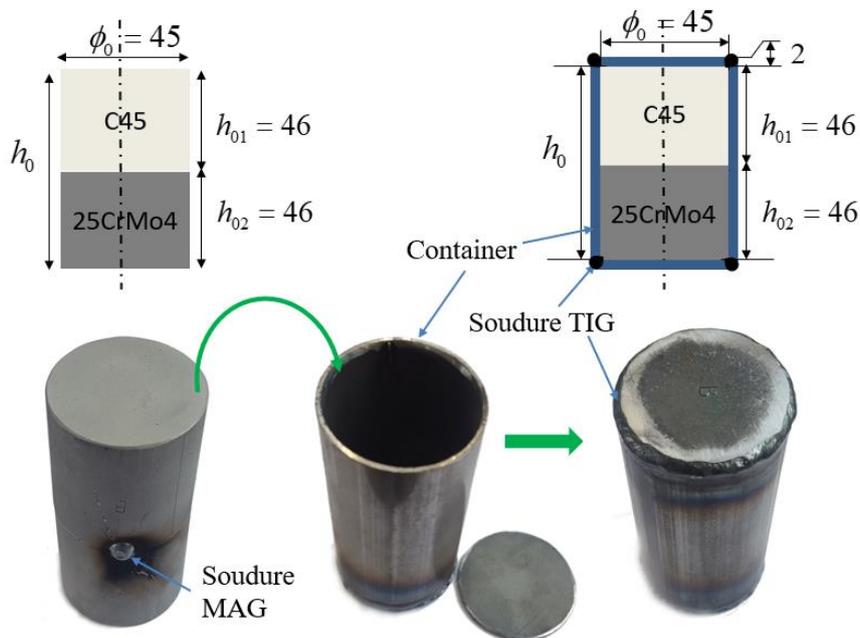


Figure 84 : Dimensions des échantillons de l'essai d'écrasement sans et avec container.

Le cheminement suivi par les lopins bi-matériaux sans container est le suivant : tout d'abord, les demi-lopins ont été dégraissés à l'acétone et sablés afin d'enlever les oxydes et les contaminants en surface ; ensuite ils ont été superposés et maintenus l'un sur l'autre par deux points de soudure MAG réalisés dans leur plan de joint comme le montre la figure 84. Contrairement à l'essai de bi-poinçonnement, la position des points de soudage peuvent avoir une influence sur la déformation de la pièce notamment en contrariant le mouvement relatif des deux matériaux. Les tailles des points de soudure ont été réduites au maximum pour atténuer leur influence sur la déformation.

Par la suite, les lopins ont été chauffés dans un four électrique jusqu'à une température de 1100°C ou 750°C pendant 2h sous atmosphère inerte (argon) ; finalement ils ont été écrasés entre tas plans par une presse hydraulique de 600 tonnes et avec une vitesse d'écrasement de 30mm/s. Celle-ci est instrumentée afin de permettre la mesure de l'effort de mise en forme en fonction du déplacement. Le temps écoulé entre le posage des lopins sur le tas plan inférieur et le moment où le tas plan supérieur touche la pièce est estimé à 7s. Les écrasements ont été effectués avec comme lubrifiant de l'eau graphitée à l'interface outil/matière. Les taux

d'écrasement testés sont de 50%, 70% et 90%. Les taux d'écrasement sont réglés par arrêt de la presse sur des cales (voir figure 85).

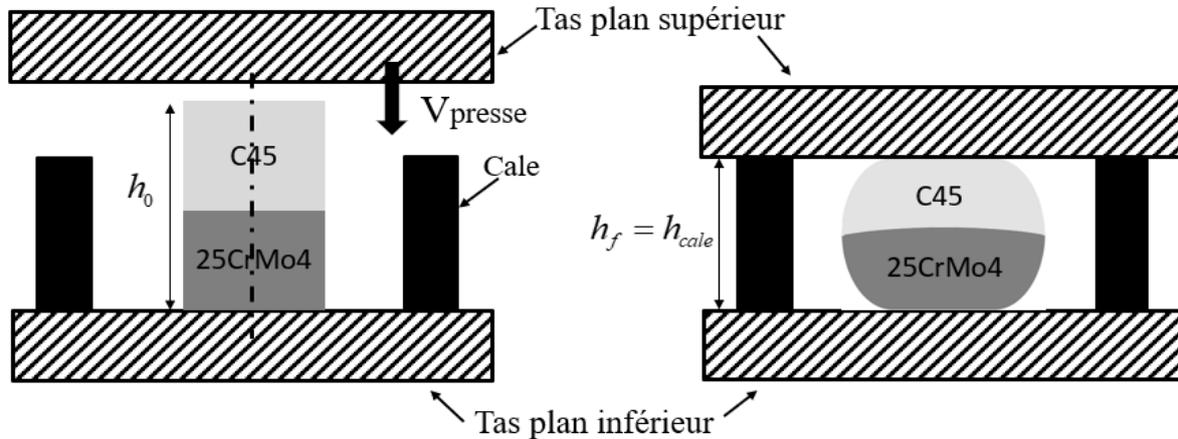


Figure 85 : Ecrasement lopin C45/25CrMo4 entre tas plans avec utilisation des cales pour le contrôle du taux d'écrasement.

Les lopins bi-matériaux protégés par un container suivent le même cheminement que les lopins bi-matériaux sans container sauf qu'avant l'étape de la chauffe, ils ont été introduits dans des containers remplis d'argon. Ces containers ont été fermés par des soudure TIG étanches (voir figure 84). Le principe de l'essai est illustré sur la figure 86.

L'objectif des deux campagnes expérimentales est de comparer la qualité de la soudure dans le cas de lopins protégés ou pas. Pour arriver à cette fin, il fallait réaliser des écrasements équivalents entre les deux cas avec et sans container. Autrement dit, il fallait prendre en compte l'épaisseur du container dans le calcul du taux d'écrasement du lopin. L'équation 64 donne le taux d'écrasement réalisé pour les lopins protégés.

$$TE_{ac} = \frac{h_0}{h_{f_{ac}} - 2e_{c_f}} \quad (64)$$

Avec :

- TE_{ac} : taux d'écrasement des lopins avec container
- h_0 : hauteur initiale des lopins sans container
- $h_{f_{ac}}$: hauteur finale de l'ensemble écrasé lopin+container
- e_{c_f} : épaisseur finale du container=1mm

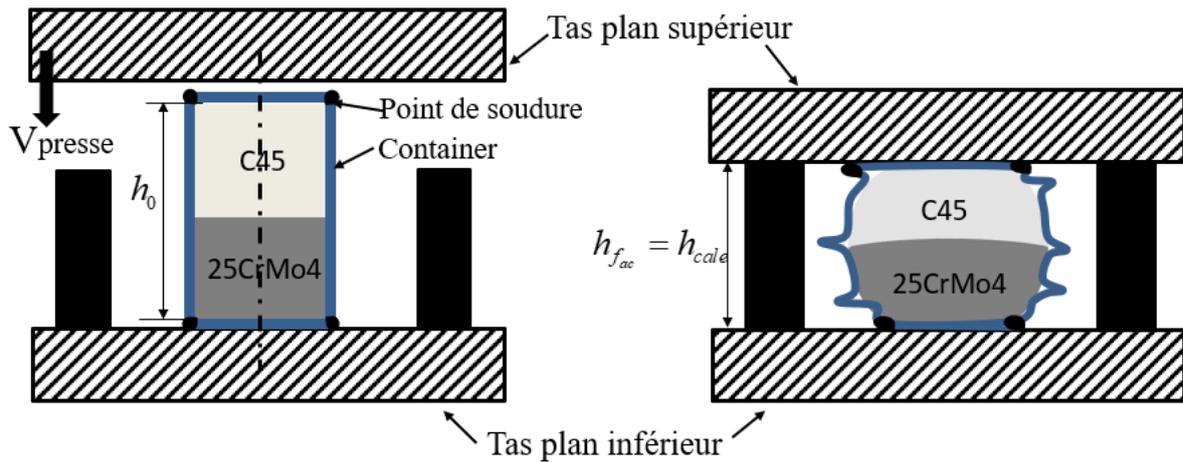


Figure 86 : *Ecrasement lopin C45/25CrMo4 avec container entre tas plans avec utilisation des cales pour le contrôle du taux d'écrasement.*

La figure 87 illustre les données d'entrée et de sortie de l'essai d'écrasement. Les données de sortie serviront à identifier les paramètres de la simulation dans la section qui suit. Les taux d'écrasement théoriques visés sont 50%, 70% et 90%. Pour des questions de répétabilité, chaque taux d'écrasement a été testé trois fois.

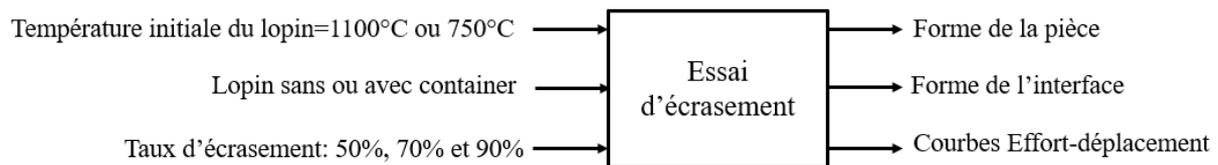


Figure 87 : *Entrée/sorties de l'expérimentation de l'essai d'écrasement.*

3.2. Géométrie des pièces et effort de mise en forme

Les résultats expérimentaux issus des essais d'écrasement ont été analysés sur la base des éléments de sortie présentés sur la figure 87 et qui sont :

- **Géométrie de la pièce** : c'est la forme générale du lopin bi-matériau obtenue après l'écrasement. Elle est caractérisée par la **hauteur** de la pièce écrasée, **l'ouverture aux extrémités** au niveau de l'interface, ainsi que les **diamètres des bases** inférieure (contact outil inférieur/pièce) et supérieure (contact outil supérieur/pièce).
- **Géométrie de l'interface** : elle est déterminée par les épaisseurs relatives des deux matériaux tout au long de l'interface.
- **Courbes effort déplacement** : Ce sont les courbes de l'effort de mise en forme en fonction du déplacement obtenues grâce à l'instrumentation de la presse hydraulique.

Après écrasement des lopins bi-matériaux sans container, les mesures des principales dimensions des pièces, telles que la hauteur et les diamètres des bases (inférieure et supérieure), ont été effectuées. Ces mesures sont regroupées dans le tableau 9.

De la même façon que pour les essais de bi-poinçonnement, l'analyse des résultats met en évidence un décalage entre les taux d'écrasement théoriques visés et les taux d'écrasement réels obtenus. L'écart maximal entre le taux d'écrasement théorique visé et le taux d'écrasement réel mesuré pour tous les essais est de l'ordre de 3%. Cet écart sera considéré comme négligeable.

Tableau 9 : Mesures expérimentales des essais d'écrasement sans container.

N°. Pièce	Presse	Chauffe	TE théorique visé	TE réel obtenu	Hauteur finale de la pièce	∅ Base inf	∅ Base sup
161	Presse hydraulique	-T=1100°C - Chauffe sous atmosphère inerte (Argon)	50%	49 %	46.8 mm	47	56
164				49%	46.7 mm	48	55
167				49%	46.7 mm	47	55
162			70%	72%	25.7 mm	73	79
165				72%	25.4 mm	72	77
168				73%	25.2 mm	73	78
163			90%	88%	10.8 mm	125	128
166				87%	11.7 mm	125	126
169				88%	10.8 mm	125	127
184			-Effort max: 600T -Vitesse : 30mm/s -Arrêt sur cales	-T=700°C - Chauffe sous atmosphère inerte (Argon)	50%	49%	46.9 mm
187	49%	46.5 mm				45	60
190	49%	46.6 mm				45	58
185	70%	72%			26 mm	70	79
188		73%			25 mm	69	78
191		73%			24.8 mm	71	80
186	90%	87%			12 mm	121	124
189		88%			11 mm	122	124
192		88%			11 mm	120	124

Tableau 10 : Mesures expérimentales des essais d'écrasement avec container.

N°. Pièce	Presse	Chauffe	TE _{ac} théorique visé	TE _{ac} réel obtenu	Hauteur finale de la pièce+ container	
151	Presse hydraulique	-T=1100°C - Chauffe sous atmosphère inerte (Argon)	50%	50%	48 mm	
154				49.5%	48.5 mm	
157				49.5%	48.5 mm	
152			70%	70%	29.5 mm	
155				71%	28.5 mm	
158				72%	27.7 mm	
153			90%	89%	12 mm	
156				88%	12.7 mm	
159				88%	12.7 mm	
174		-Effort max: 600T -Vitesse : 30mm/s -Arrêt sur cales	-T=700°C -Chauffe sous atmosphère inerte (Argon)	50%	49%	49.2 mm
177					49%	49.1 mm
180					49%	49 mm
175				70%	72%	28.2 mm
178					72%	28 mm
181					72%	27.4 mm
176	90%			87%	14.2 mm	
179				87%	14.2 mm	
182				88%	13.3 mm	

3.2.1. Géométrie des pièces

Une analyse de l'aspect général de la pièce conduit à deux constatations :

- i) Pour tous les essais, la partie supérieure de la pièce (matériau C45) est plus déformée que la partie inférieure (matériau 25CrMo4).
- ii) A partir du taux d'écrasement 70%, des fissures longitudinales apparaissent en périphérie des pièces pour les deux températures testées 700°C et 1100°C. La figure 88 illustre la forme de trois pièces écrasées à des taux d'écrasement différents et à une température de 1100°C.



Figure 88 : Photographies de trois pièces écrasées à des taux d'écrasement différents et à une température de 1100°C.

3.2.2. Courbes Effort-déplacement

L'objectif de ce paragraphe est d'étudier l'influence du taux d'écrasement, de la température d'écrasement et le container sur la courbe effort déplacement. L'influence de chaque élément est représentée sur les figures 89.a, 89.b et 89.c. L'analyse des courbes effort-déplacement de ces figures fait dégager les conclusions suivantes :

- 1) Généralement l'effort augmente avec l'augmentation du taux d'écrasement. Une analyse précise de la courbe effort déplacement conduit à l'identification de trois zones : une première zone ($0 \leq TE \leq 5\%$) où l'effort augmente fortement, une deuxième zone ($5\% \leq TE \leq 45\%$) avec un effort variant peu et une troisième zone ($TE \geq 45\%$) où l'effort augmente rapidement suite à l'accumulation des frottements. Cette montée en effort est également due à la chute de température des matériaux au fur et à mesure de l'essai et à l'augmentation de la vitesse de déformation (la vitesse de mise en forme étant constante).
- 2) Une diminution de la température fait augmenter l'effort d'écrasement par son effet sur la contrainte d'écoulement des matériaux. L'effet de la température est sensible sur toute la courbe d'effort.
- 3) Dans les mêmes conditions (taux d'écrasement et température d'écrasement), un lopin bi-matériaux avec container développe un effort légèrement plus faible qu'un lopin bi-matériaux sans container. Le container agit comme frein à l'échange

thermique avec l'extérieur et par conséquent le lopin bi-matériaux protégé garde une température plus élevée, chose qui conduit à une contrainte d'écoulement plus faible, c'est-à-dire, un effort d'écrasement plus faible.

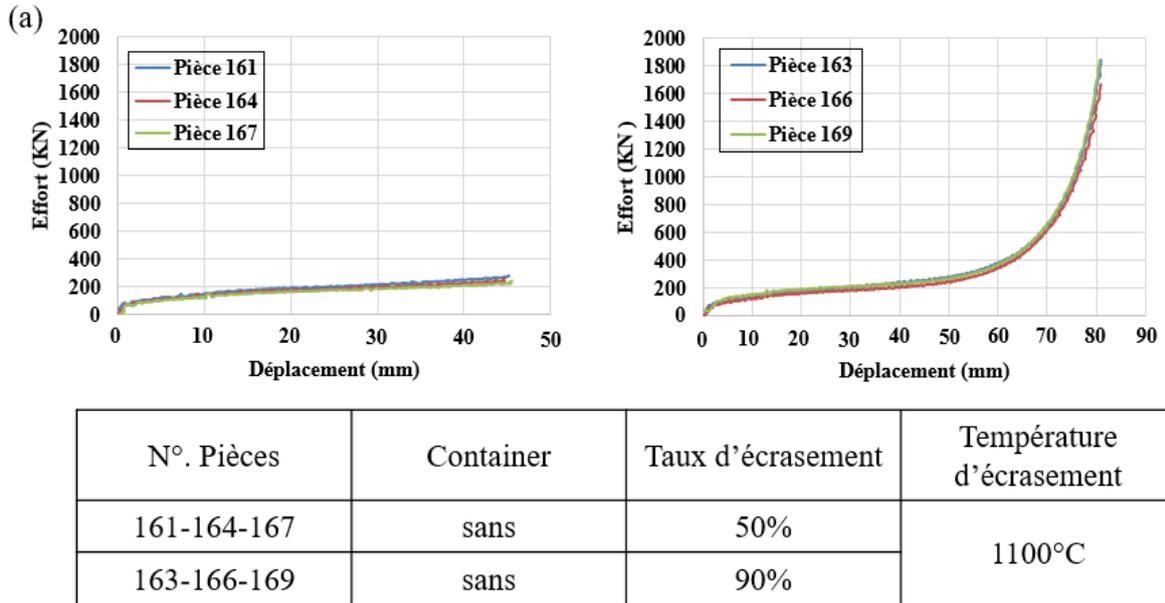


Figure 89-a : Courbes effort déplacement pour deux taux d'écrasement différents.

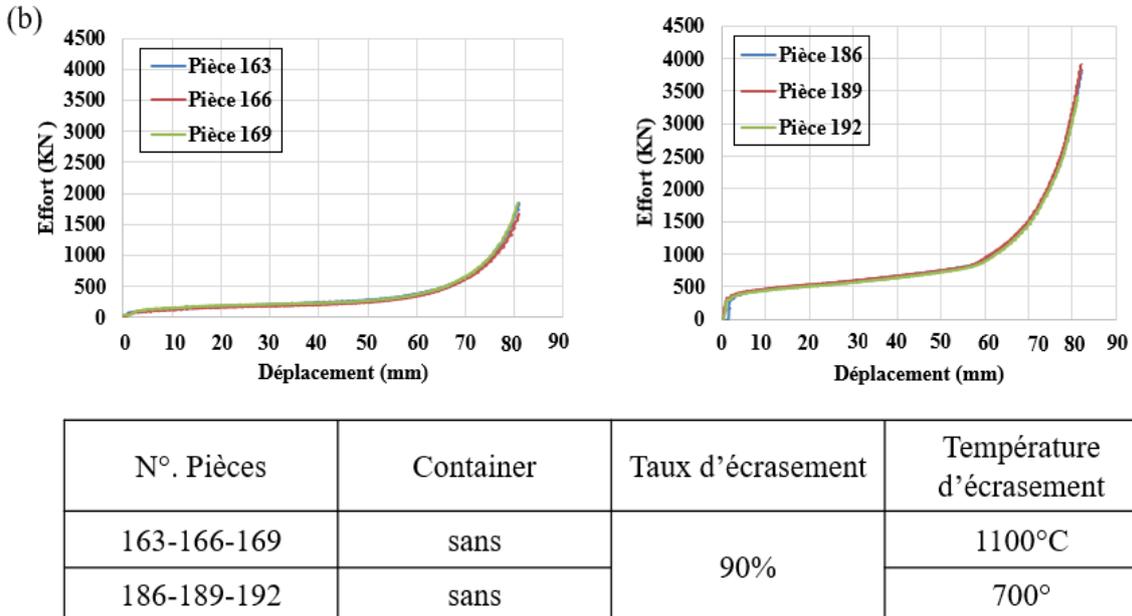
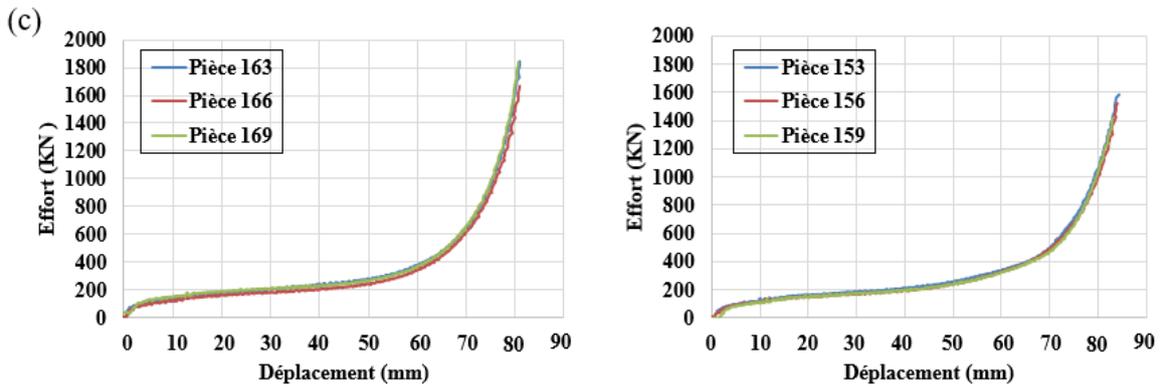


Figure 89-b : Courbes effort déplacement pour deux essais d'écrasement réalisés à deux températures différentes.



N°. Pièces	Container	Taux d'écrasement	Température d'écrasement
163-166-169	sans	90%	1100°C
153-156-159	avec		1100°C

Figure 89-c : Courbes effort déplacement pour deux essais d'écrasement effectués avec et sans container.

3.3. Géométrie et observations microscopiques de l'interface

3.3.1. Géométrie de l'interface

La forme de l'interface entre les deux matériaux a été comparée pour deux cas de figure : écrasement sans container à 1100°C et à 700°C, et écrasement avec container aux mêmes températures. Une évaluation qualitative de la liaison a été effectuée via un test de choc simple (Marteau-burin). La liaison obtenue avec le taux d'écrasement de 50% est très fragile qu'elle soit avec ou sans container. Trois autres échantillons pour chaque cas avec les trois taux d'écrasement 50%, 70% et 90%, ont été préparés pour observations visuelles des interfaces. Les figures 90 et 91 montrent respectivement la forme de l'interface pour les échantillons sans et avec container.

La figure 90 montre la forme globale et la distribution de matière pour les essais d'écrasement sans container effectués avec des taux d'écrasement de 50%, 70% et 90%. On constate que l'épaisseur d'acier C45 (lopin supérieur) est systématiquement plus faible que celle de l'acier 25CrMo4 et ce quelle que soit la température de l'essai. Avec un taux d'écrasement de 70%, on constate que l'épaisseur du lopin en C45 croît avec le rayon, le phénomène étant plus prononcé pour l'écrasement à mi-chaud. Avec un taux d'écrasement de 90%, on obtient à mi-chaud une forte variation de l'épaisseur de l'acier C45 entre le centre et la périphérie alors que celle-ci semble se rééquilibrée à 1100°C.

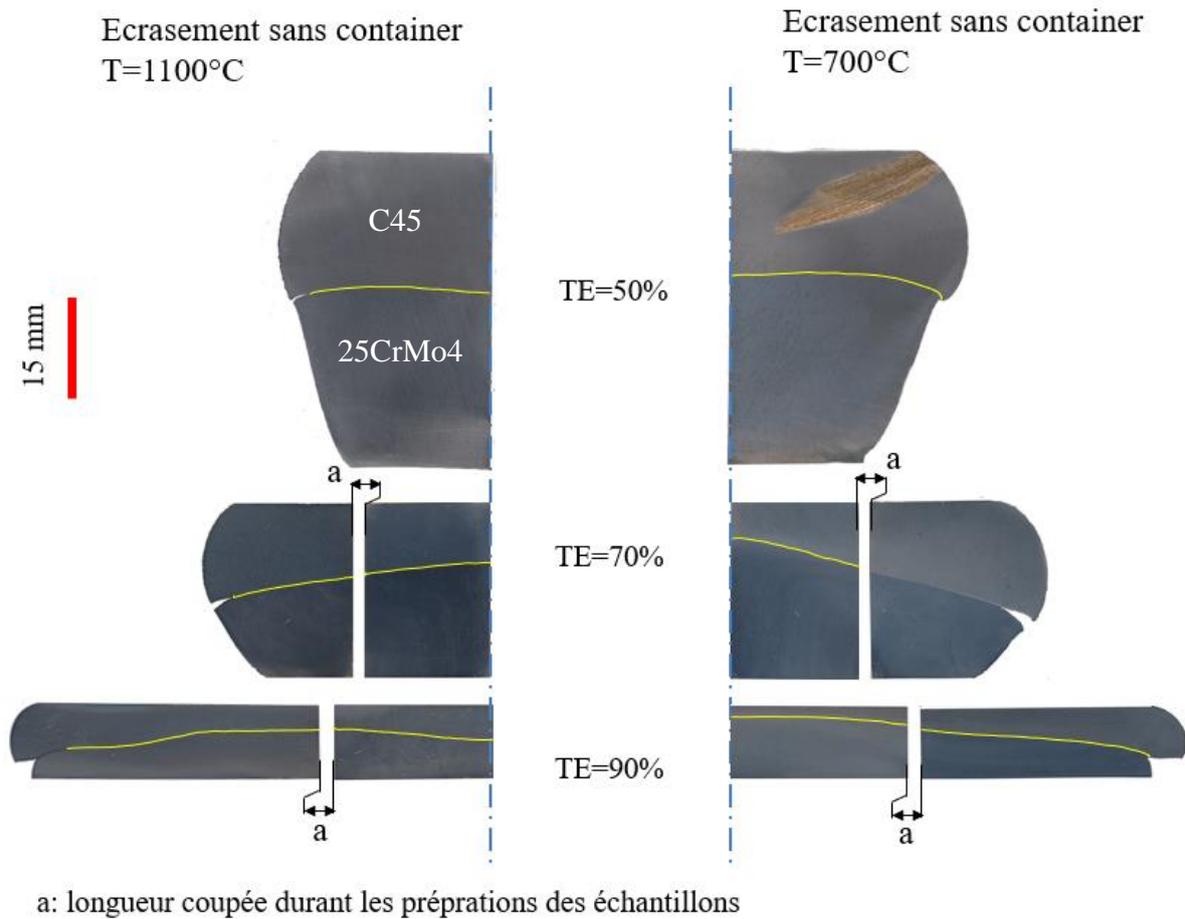
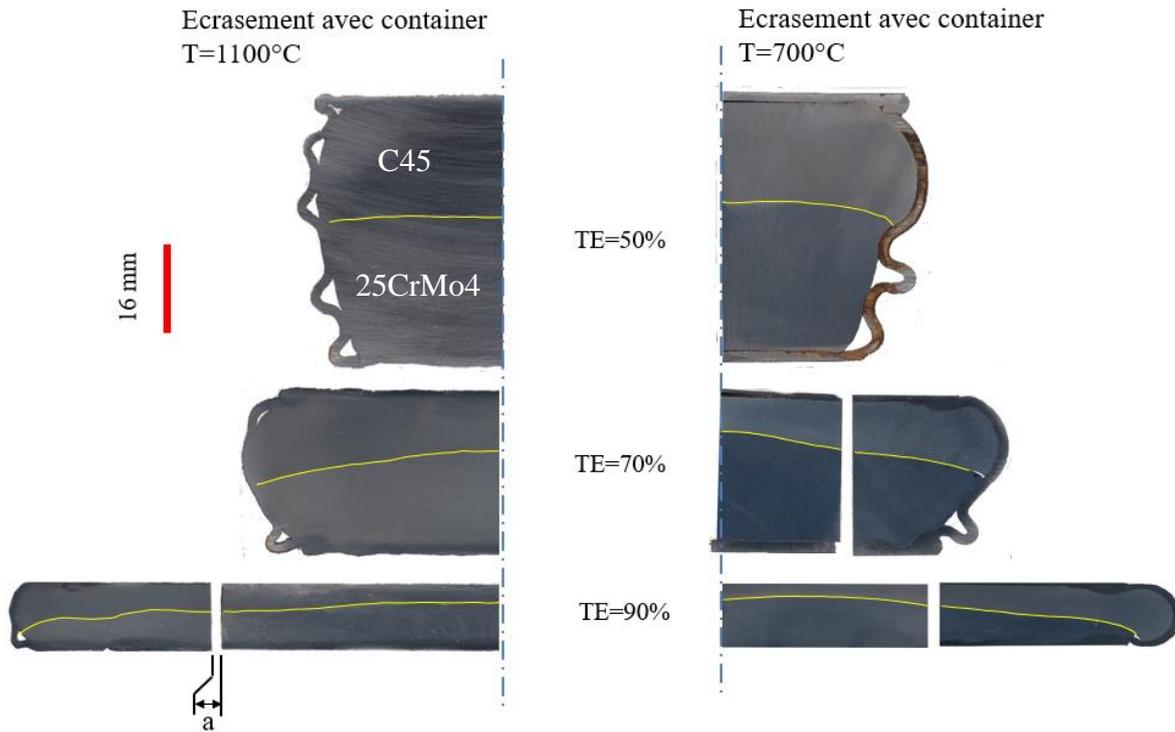


Figure 90 : Ecrasement sans container à 1100°C et à 700°C.

La figure 91 montre la forme globale et la répartition des matières dans le cas des essais d'écrasement réalisés en container. Les variations d'épaisseur des deux matériaux suivent les mêmes évolutions que pour les essais sans container. Toutefois, on note que les différences d'épaisseur sont moindres. La différence d'épaisseur est le résultat de la différence de contrainte d'écoulement des deux matériaux. Cette dernière vient de la différence de comportement intrinsèque des matériaux et de la différence de température. Le lopin inférieur subit un refroidissement plus important du fait de son contact pendant le temps de pose de 7s. Ce refroidissement est moindre dans le cas de l'écrasement en container, ce dernier agissant comme barrière thermique pendant la pose du lopin. Ceci explique très probablement le moindre déséquilibre constaté entre les épaisseurs entre l'écrasement en container et sans container.



a: longueur coupée durant les préparations des échantillons

Figure 91 : Ecrasement avec container à 1100°C et à 700°C Observations microscopiques de l'interface.

3.3.2. Observations microscopiques de l'interface.

Les figures 92, 93 et 94 illustrent les microstructures obtenues à l'interface pour les essais d'écrasement effectués sans container à différents taux d'écrasement (figure 92), au même taux d'écrasement mais avec et sans container (figure 93) et avec le même taux d'écrasement à chaud et à mi-chaud (figure 94).

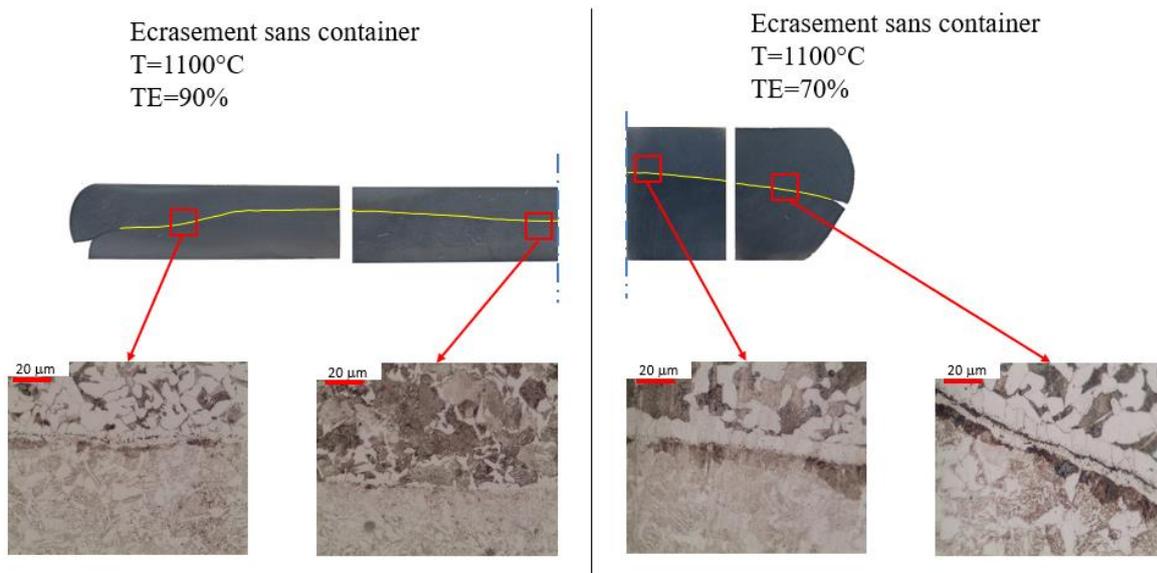


Figure 92 : Microstructure à l'interface obtenue pour deux taux d'écrasement sans container à 1100°C (matériau haut : C45 et matériau bas : 25CrMo4).

Sur la figure 92, on peut observer que la densité d'oxyde au centre des échantillons pour 70% et 90% d'écrasement est très faible. On observe quelques particules d'un diamètre de l'ordre du micron noyées dans la couche de ferrite à l'interface. Sur la périphérie des échantillons, la densité des particules d'oxyde augmente. Dans le cas du taux d'écrasement de 90%, celles-ci sont toutefois moins denses. Là encore, ces particules sont noyées dans une couche de ferrite à l'interface. Cette couche de ferrite comme dans le cas des autres essais peut être due à la diffusion du carbone depuis l'acier C45 et/ou à une décarburation liée à l'oxydation.

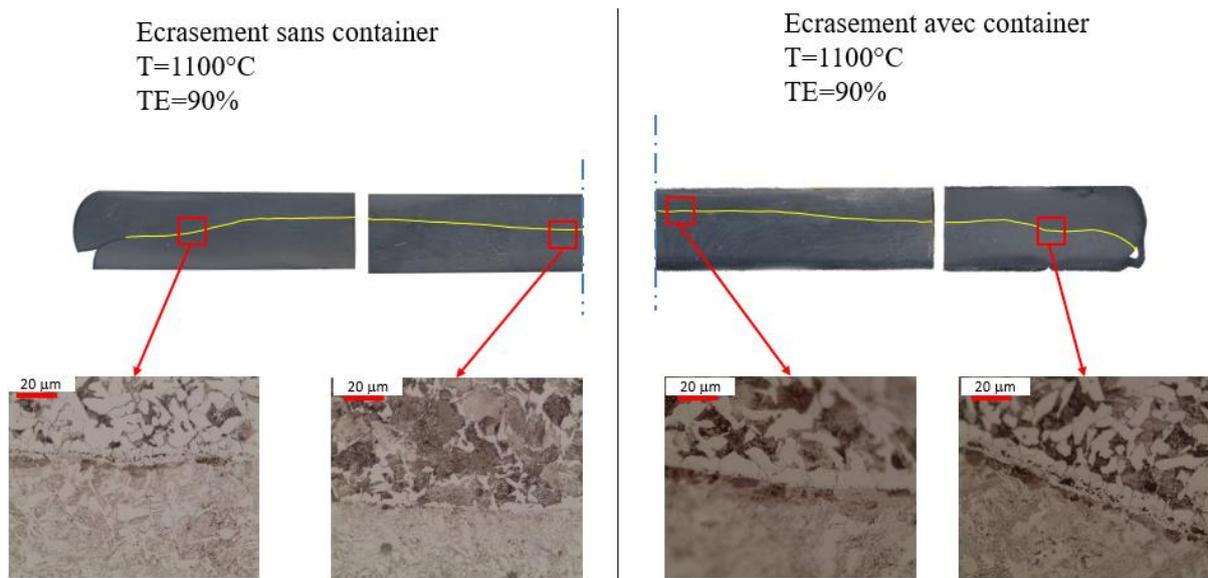


Figure 93 : Microstructure obtenue à l'interface pour un taux d'écrasement de 90% à 1100°C avec et sans container (matériau haut : C45 et matériau bas : 25CrMo4).

De façon générale, l'utilisation d'un container réduit la densité des particules d'oxyde à l'interface (voir figures 92 et 93). Par contre, en périphérie, la densité d'oxyde reste importante malgré l'utilisation du container. Cette oxydation provient de l'air piégé au cours de la fermeture du container et à son ouverture par fissuration au cours de la déformation (notamment pour les forts taux d'écrasement).

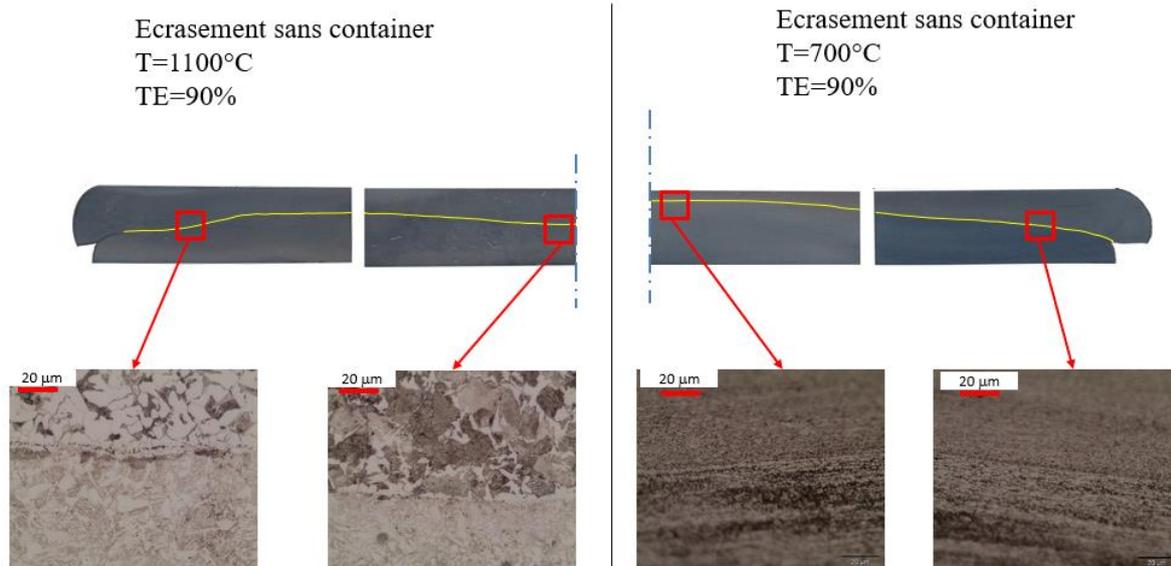


Figure 94 : Microstructure obtenue à l'interface pour un taux d'écrasement de 90%, sans container à 700°C et 1100°C (matériau haut : C45 et matériau bas : 25CrMo4).

Les observations métallographiques à l'interface de l'échantillon écrasée à 700°C fait apparaître une structure granulaire beaucoup plus fine et déformée (voir figure 94). Ceci vient du fait que la mise en forme a lieu dans le domaine ferrito-perlitique des deux aciers, domaine pour lequel il y a peu de recristallisation associée à la déformation. Au centre de l'interface de la pièce écrasée à 700°C, on observe peu de particules d'oxyde. Ceci provient sans doute de la plus faible quantité d'oxyde initiale et de la très forte expansion de surface subie par l'acier C45 (mise en évidence par son épaisseur très faible). De plus, l'écoulement relatif du C45 par rapport au 25CrMo4 peut provoquer une « abrasion » des oxydes à la surface de ce dernier. En périphérie des pièces, on observe des particules oxydes à l'interface.

Il est à noter que pour cet essai, les oxydes sont sous la forme de petits fragments « sphériques » répartis le long de l'interface avec une densité plus ou moins élevée en fonction de l'expansion de surface obtenue.

La partie suivante est dédiée à l'essai de Co-filage.

4. Co-filage

L'objectif de l'essai de co-filage du bi-matériaux C45/25CrMo4 est d'étudier la possibilité de création de la liaison métallurgique à l'interface des deux matériaux suivant le mode 3 (voir chapitre 2). Ce mode suggère que l'expansion des surfaces est obtenue par un allongement dans une direction et une contraction, plus faible, selon la direction perpendiculaire. Les niveaux de pression et d'expansion atteints par cet essai en comparaison avec l'essai de bi-poinçonnement sont : une faible expansion avec des valeurs moyennes de pression. L'objectif est de voir si sous ces conditions de pression et d'expansion et avec deux températures de co-filage différentes, 1100°C (chaud) et 750°C (mi-chaud), la liaison métallurgique s'établit ou pas.

4.1. Protocole expérimental

L'essai consiste à filer à travers une filière des lopins bi-matériaux composés de deux pièces : une bague en C45 et un noyau en 25CrMo4 ou l'inverse. Les lopins bi-matériaux et la filière (coquille) utilisés pour réaliser l'essai sont représentés sur les figures 95-a et 95-b. La bague et le noyau sont usinés avec un ajustement H7/m6 et ils sont assemblés par une presse hydraulique manuelle (voir Figure 95-c).

Après usinage et montage de la bague et du noyau, le lopin bi-matériaux est chauffé dans un four électrique jusqu'à des températures de 750° ou 1100°C pendant 2 heures sous argon pour limiter l'oxydation. Ils sont ensuite posés à l'intérieur de la coquille. Après un temps de posage estimé à 7s, le lopin bi-matériaux est filé sous une presse hydraulique de 600 tonnes avec une vitesse de filage de 30mm/s pour une course de 40mm.

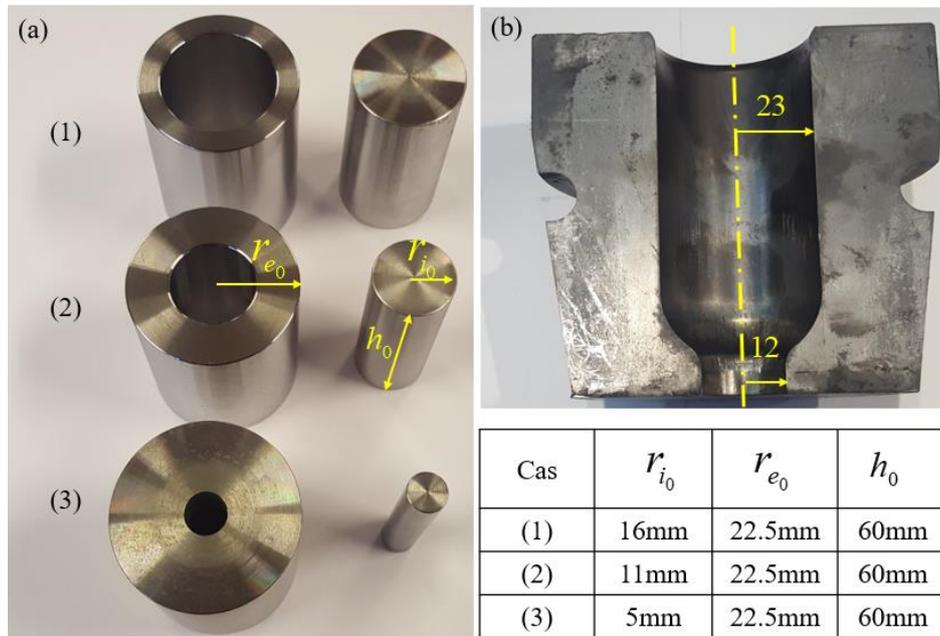


Figure 95 a-b. Noyau et bague initial avant assemblage et photographie de la filière

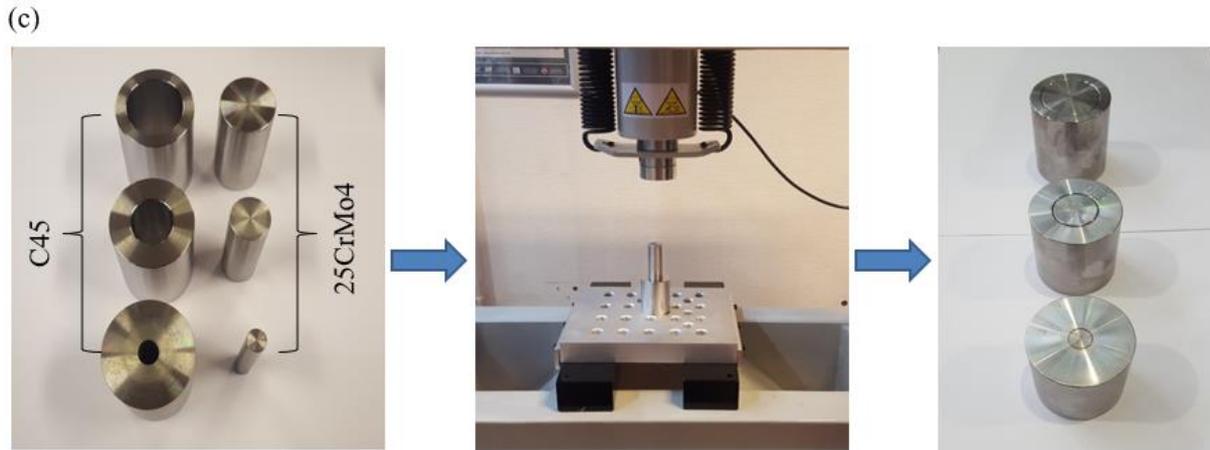


Figure 95-c : assemblage des lopins bi-matériaux pour le co-filage.

Les données d'entrée de l'essai sont : la température initiale du lopin (1100°C ou 750°C), la course de filage, la disposition des matériaux (C45 constitue le noyau ou la bague) et les épaisseurs initiales du noyau (r_{i_0}) et de la bague ($r_{e_0} - r_{i_0}$). Pour chaque température, les trois rapports d'épaisseurs noyau/bague (voir Figure 95-a-b) sont filés et chaque rapport d'épaisseurs est filé trois fois pour vérifier la répétabilité de l'essai.

A la sortie de l'essai, les données concernant la forme globale de la pièce, la forme de l'interface et les courbes effort-déplacement, sont utilisées pour l'identification des paramètres de la simulation du co-filage dans le chapitre 4. Les données d'entrée/sortie de l'essai sont représentées sur la figure suivante :

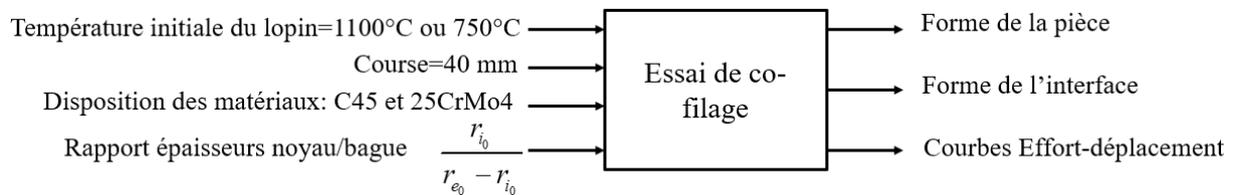


Figure 96 : Entrée/sorties de l'expérimentation de l'essai du bi-poinçonnement.

La combinaison entre les différents niveaux des paramètres d'entrée aboutit à un plan d'expériences composé de 32 pièces bi-matériaux filées. Ce plan d'expériences est présenté dans le tableau suivant :

Tableau 11 : Plan d'expérience pour l'essai de co-filage.

N° pièce	Disposition et épaisseurs des matériaux	Température	Course filage
194	Noyau : C45 & bague : 25CrMo4	1100°C	40mm
195	C45 $\rightarrow r_{i_0} = 5mm$ 25CrMo4 $\rightarrow r_{e_0} - r_{i_0} = 17.5mm$		
196	Noyau : 25CrMo4 & bague : C45		
197	25CrMo4 $\rightarrow r_{i_0} = 5mm$		
198	C45 $\rightarrow r_{e_0} - r_{i_0} = 17.5mm$		
199	Noyau : C45 & bague : 25CrMo4		
200	C45 $\rightarrow r_{i_0} = 16mm$		
201	25CrMo4 $\rightarrow r_{e_0} - r_{i_0} = 6.5mm$		
202	Noyau : 25CrMo4 & bague : C45		
203	25CrMo4 $\rightarrow r_{i_0} = 16mm$		
204	C45 $\rightarrow r_{e_0} - r_{i_0} = 6.5mm$		
205	Noyau : C45 & bague : 25CrMo4		
206	C45 $\rightarrow r_{i_0} = 11mm$ 25CrMo4 $\rightarrow r_{e_0} - r_{i_0} = 11.5mm$		
207	Noyau : 25CrMo4 & bague : C45		
208	25CrMo4 $\rightarrow r_{i_0} = 11mm$		
209	C45 $\rightarrow r_{e_0} - r_{i_0} = 11.5mm$		
210	Noyau : C45 & bague : 25CrMo4	750°C	
211	C45 $\rightarrow r_i = 5mm$ 25CrMo4 $\rightarrow r_{e_0} - r_{i_0} = 17.5mm$		
212	Noyau : 25CrMo4 & bague : C45		
213			

214	25CrMo4 $\rightarrow r_{i_0} = 5mm$ C45 $\rightarrow r_e - r_i = 17.5mm$		
215	Noyau : C45 & bague : 25CrMo4		
216	C45 $\rightarrow r_{i_0} = 11mm$ 25CrMo4 $\rightarrow r_{e_0} - r_{i_0} = 11.5mm$		
217	Noyau : 25CrMo4 & bague : C45		
218	25CrMo4 $\rightarrow r_{i_0} = 11mm$		
219	C45 $\rightarrow r_{e_0} - r_{i_0} = 11.5mm$		
220	Noyau : C45 & bague : 25CrMo4		
221	C45 $\rightarrow r_{i_0} = 16mm$		
222	25CrMo4 $\rightarrow r_{e_0} - r_{i_0} = 6.5mm$		
223	Noyau : 25CrMo4 & bague : C45		
224	25CrMo4 $\rightarrow r_{i_0} = 16mm$		
225	C45 $\rightarrow r_{e_0} - r_{i_0} = 6.5mm$		

4.2. Géométrie des pièces et effort de mise en forme

Les éléments de sorties de l'essai de co-filage, présentés sur la figure 96, serviront de base pour l'analyse des résultats expérimentaux. Ces éléments sont :

- **Forme globale de la pièce filée** : elle est représentée par la longueur filée, la partie non filée et la forme de l'extrémité.
- **Répartition de la matière** : il s'agit des épaisseurs relatives entre les deux matériaux.
- **Courbes effort déplacement** : c'est l'évolution de l'effort de mise en forme en fonction du déplacement.

Les résultats expérimentaux de ces éléments seront détaillés dans la suite de cette section.

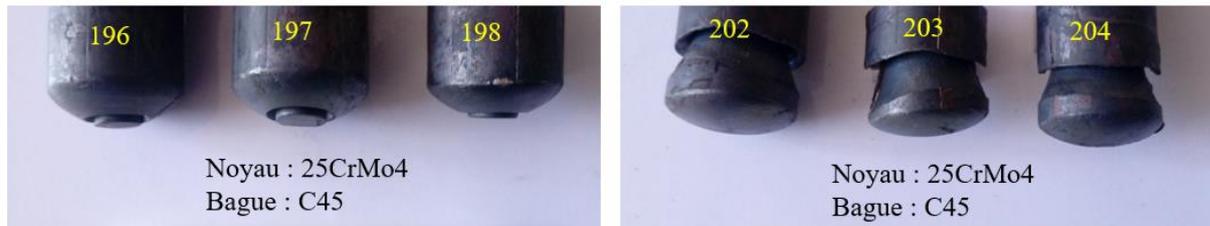
4.2.1. Forme de la pièce

Les pièces bi-matériaux filées sont composées de deux parties : la partie non filée et la partie filée. La partie filée est caractérisée par une extrémité qui correspond au début de l'engagement des matériaux dans le convergent de la filière. La forme de l'extrémité à la fin du co-filage est dépendante de plusieurs facteurs : les échanges thermiques à l'interface

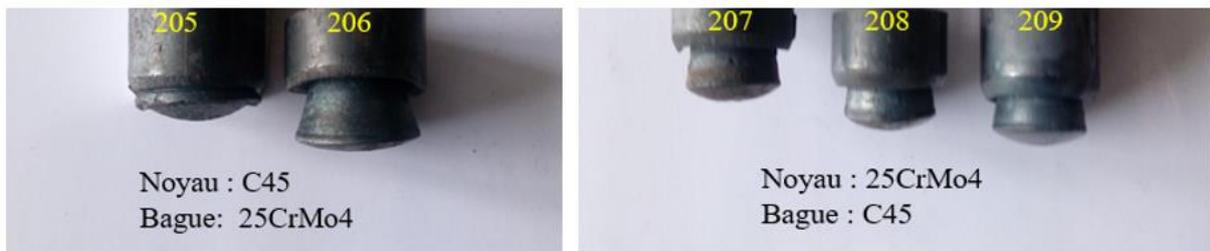
outil/matière, le frottement à l'interface matière/matière, la température de co-filage, la disposition des matériaux et du rapport des épaisseurs entre le noyau et la bague. La figure 97 illustre l'influence du rapport des épaisseurs, la disposition des matériaux et la température de co-filage.

De façon générale, le noyau est systématiquement plus allongé que la bague. La différence de longueur augmente si : i) la température de co-filage est plus grande (voir figure 97-c), ii) le diamètre de noyau est plus grand (voir figure 97-a). Par contre, la disposition des matériaux (C45 noyau ou bague) semble avoir peu d'influence sur la forme de l'extrémité (voir figure 97-b).

(a)



(b)



(c)

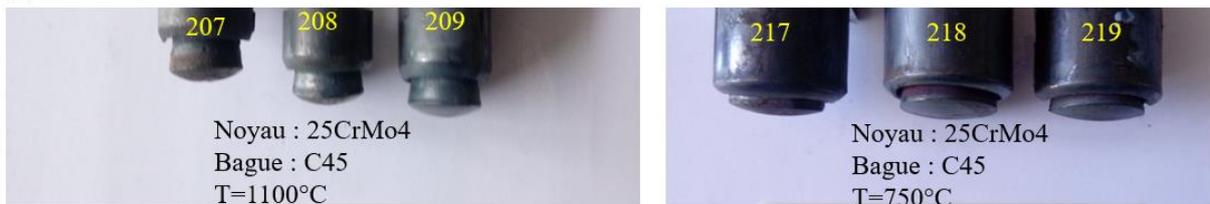


Figure 97 : Influence de (a) rapport d'épaisseurs, (b) disposition des matériaux et (c) la température de co-filage sur la forme de l'extrémité.

4.2.2. Courbes effort-déplacement

Dans le but d'étudier l'effet du rapport des épaisseurs, de la température du co-filage et de la disposition des matériaux sur l'effort de co-filage, les courbes effort-déplacement expérimentales ont été tracées et comparées (voir figure 98).

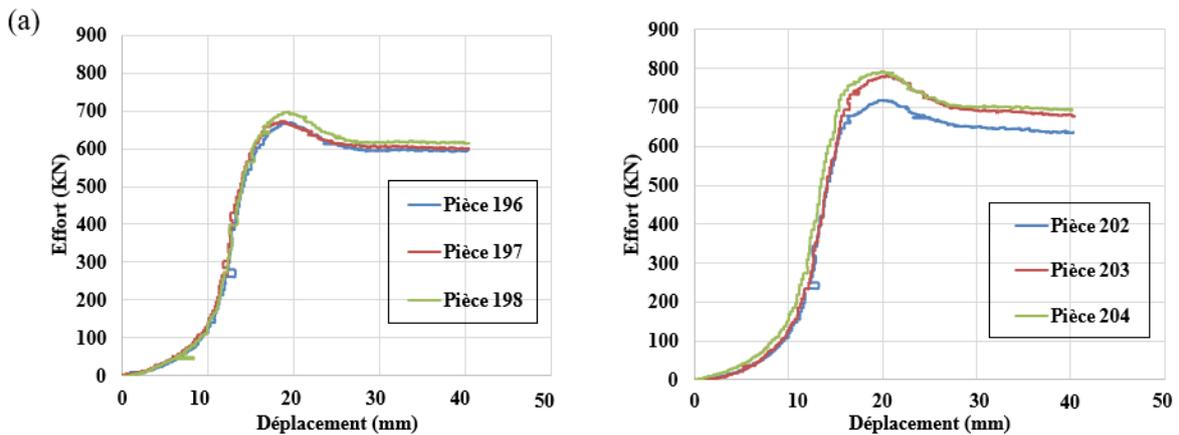
On constate dans un premier temps que la courbe d'effort présente les mêmes caractéristiques que celles mises en évidence par la simulation au chapitre précédent. On constate notamment un pic d'effort en début de filage correspondant à l'engagement de la matière dans le convergent.

L'analyse des courbes d'effort en fonction du déplacement montre également que :

1) L'effort maximal de co-filage augmente avec l'augmentation de l'épaisseur du noyau (voir figure 98-a). Ceci s'explique par le fait que la bague se trouve bloquée entre le noyau volumineux et la coquille et rendrait plus difficile l'engagement du bi-matériaux dans le convergent. L'étude paramétrique numérique au chapitre précédent avait également montré le rôle thermique joué par l'interface et le refroidissement plus important de la bague quand celle-ci est plus mince, l'interface jouant le rôle de « barrière thermique » empêchant la bague de bénéficier de la chaleur diffusée depuis le noyau.

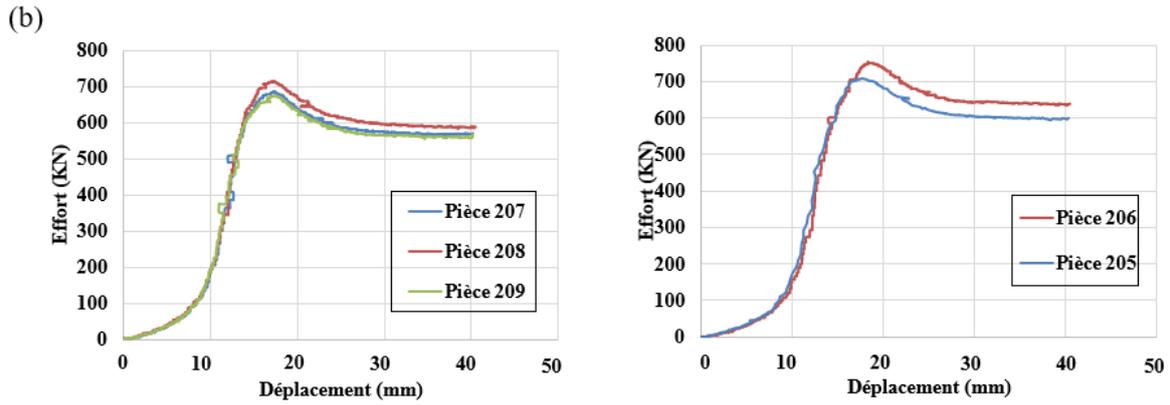
2) L'effort de co-filage est peu influencé par le changement de disposition des matériaux (C45 noyau ou bague) (voir figure 98-b). Ceci vient de la faible différence de contrainte d'écoulement entre les deux matériaux.

3) L'effort de co-filage augmente considérablement avec la diminution de la température de co-filage de 1100°C à 750°C (voir figure 98-c). Cette dernière constatation s'explique simplement par l'effet de la température sur la contrainte d'écoulement des deux aciers.



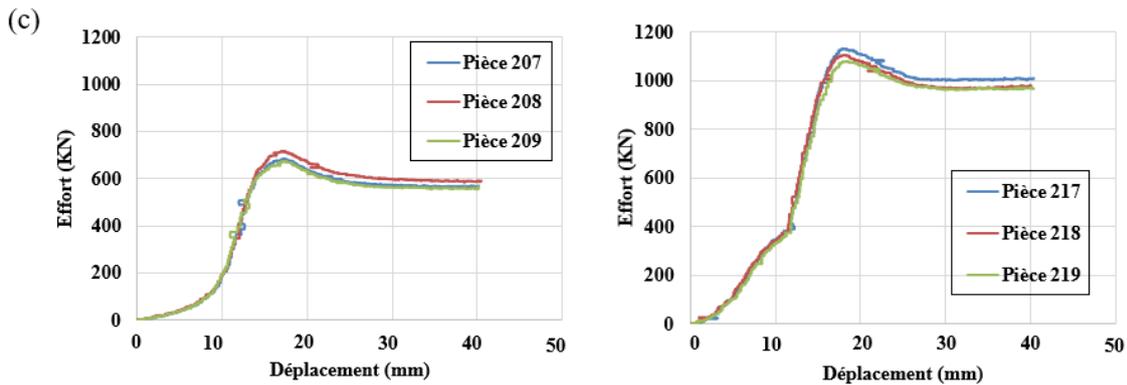
N° pièces	Noyau	Bague	Température co-filage	Course co-filage
196-197-198	25CrMo4 (5mm)	C45 (17.5mm)	1100°C	40 mm
202-203-204	25CrMo4 (16mm)	C45 (6.5mm)		

Figure 98.a : Courbes effort – déplacement pour deux essais de co-filage effectué avec des rapports géométriques différents.



N° pièces	Noyau	Bague	Température co-filage	Course co-filage
205-206	C45 (11mm)	25CrMo4 (11.5mm)	1100°C	35 mm
207-208-209	25CrMo4 (11mm)	C45 (11.5mm)		

Figure 98.b : Courbes effort – déplacement pour deux essais de co-filage avec inversion de la position des matériaux (noyau – bague)



N° pièces	Noyau	Bague	Température co-filage	Course co-filage
207-208-209	25CrMo4 (11mm)	C45 (11.5mm)	1100°C	40 mm
217-218-219	25CrMo4 (11mm)	C45 (11.5mm)	750°C	

Figure 98.c : Courbes effort – déplacement pour deux essais de co-filage avec deux températures différentes.

4.3. Géométrie et observations microscopiques de l'interface

4.3.1. Géométrie de l'interface

Les pièces co-filées ont été découpées longitudinalement et transversalement, polies et attaquées au Nital 4% afin de révéler la forme de l'interface entre les deux matériaux. La figure 99 illustre la forme de l'interface obtenue pour l'échantillon 205 ce qui correspond au co-filage d'un lopin bi-matériaux possédant un noyau en 25CrMo4 (11mm) et une bague en

C45 (11.5mm) à une température de 1100°C. Cette figure montre que le rapport initial des épaisseurs reste conservé après passage à travers le convergent. C'est le cas pour toutes les pièces co-filées quelles que soient les conditions imposées (température de co-filage, disposition des matériaux et rapport des épaisseurs). Par contre, la forme de l'extrémité change en fonction des facteurs déjà cités précédemment.

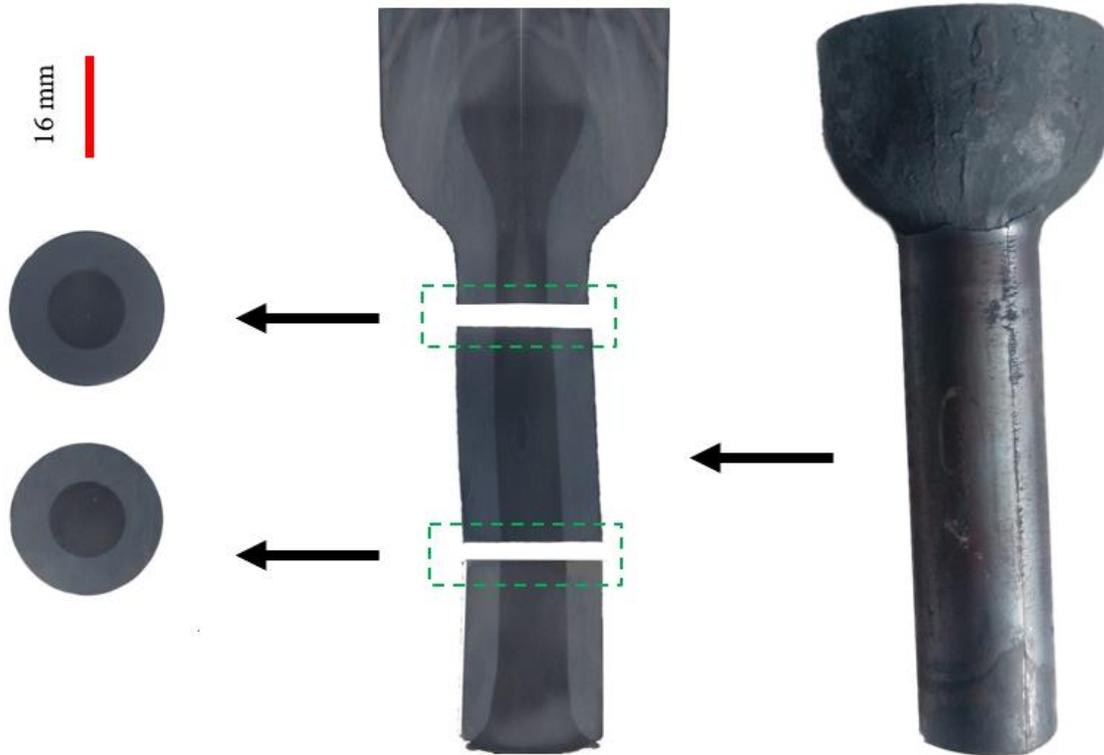


Figure 99 : Pièce 205 découpée.

4.3.2. Observations microscopiques de l'interface

Les observations microscopiques de l'interface d'une pièce co-filée ont été effectuées dans les quatre zones de la pièce : la zone ne s'étant pas engagée dans le convergent, la matière demeurée dans le convergent (et ayant subi un filage partiel), la matière filée ayant traversé le convergent et l'extrémité de la pièce. Les figures 100a, 100b et 100c présentent les micrographies des différentes zones observées pour un échantillon avec un noyau en 25CrMo4 (11mm) et une bague en C45 (11.5mm) co-filée à une température de 1100°C.

- **La matière pré-convergent (Figure 100.a)** : les matériaux sont très nettement séparés. Aucune liaison n'est observée dans cette zone.
- **La matière dans le convergent (Figure 100.a)** : une fois la matière engagée dans le convergent, le contact à l'interface s'établit avec la présence d'une ligne d'oxydes qui s'interpose entre les deux matériaux. Ces oxydes se fragmentent au fur et à mesure que la matière avance dans le convergent. Les micrographies font apparaître une ligne d'oxydes interrompue mettant en évidence une alternance de zones soudées et de zones sans liaison.

La déformation dans le convergent provoque la recristallisation des deux matériaux faisant apparaître un fibrage.

- **La matière filée post-convergent (Figure 100.b)** : à la sortie du convergent, les oxydes à l'interface cessent de se fragmenter et de se disperser. On retrouve la succession de zones soudées et de zones sans liaison observée en fin de la sortie du convergent.

- **L'extrémité de la pièce (Figure 100.c)** : Cette partie de la pièce représente une image des premiers moments du co-filage, lorsque les deux matériaux s'engagent dans le convergent. Dans le cadre de nos expériences, seule la forme de l'extrémité varie en fonction du rapport des épaisseurs noyau/bague et de la température de co-filage.

Toutes les observations métallographiques font apparaître une ligne de ferrite à l'interface, ceci même pour la zone non filée pour laquelle il n'y a pas de contact entre les deux matériaux. Ceci tendrait à montrer que cette zone de ferrite pourrait finalement être le résultat de la décarburation des deux matériaux sous l'action de l'oxydation. Cette constatation ne prouve pas qu'il n'y ait pas de diffusion de carbone au travers de l'interface quand celle-ci s'établit avec la déformation.

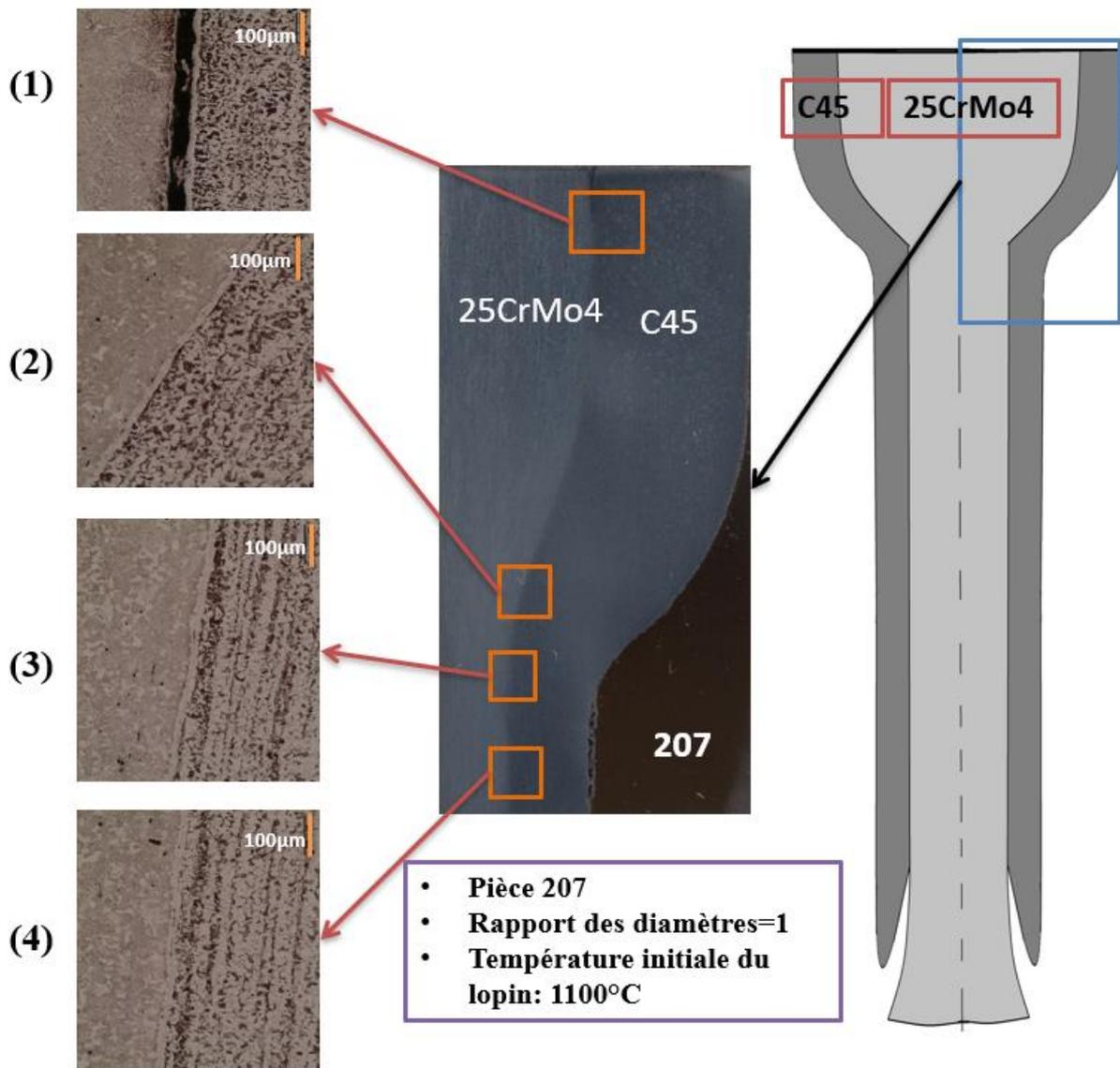


Figure 100 a. Micrographie de l'interface obtenue dans la zone partiellement filée

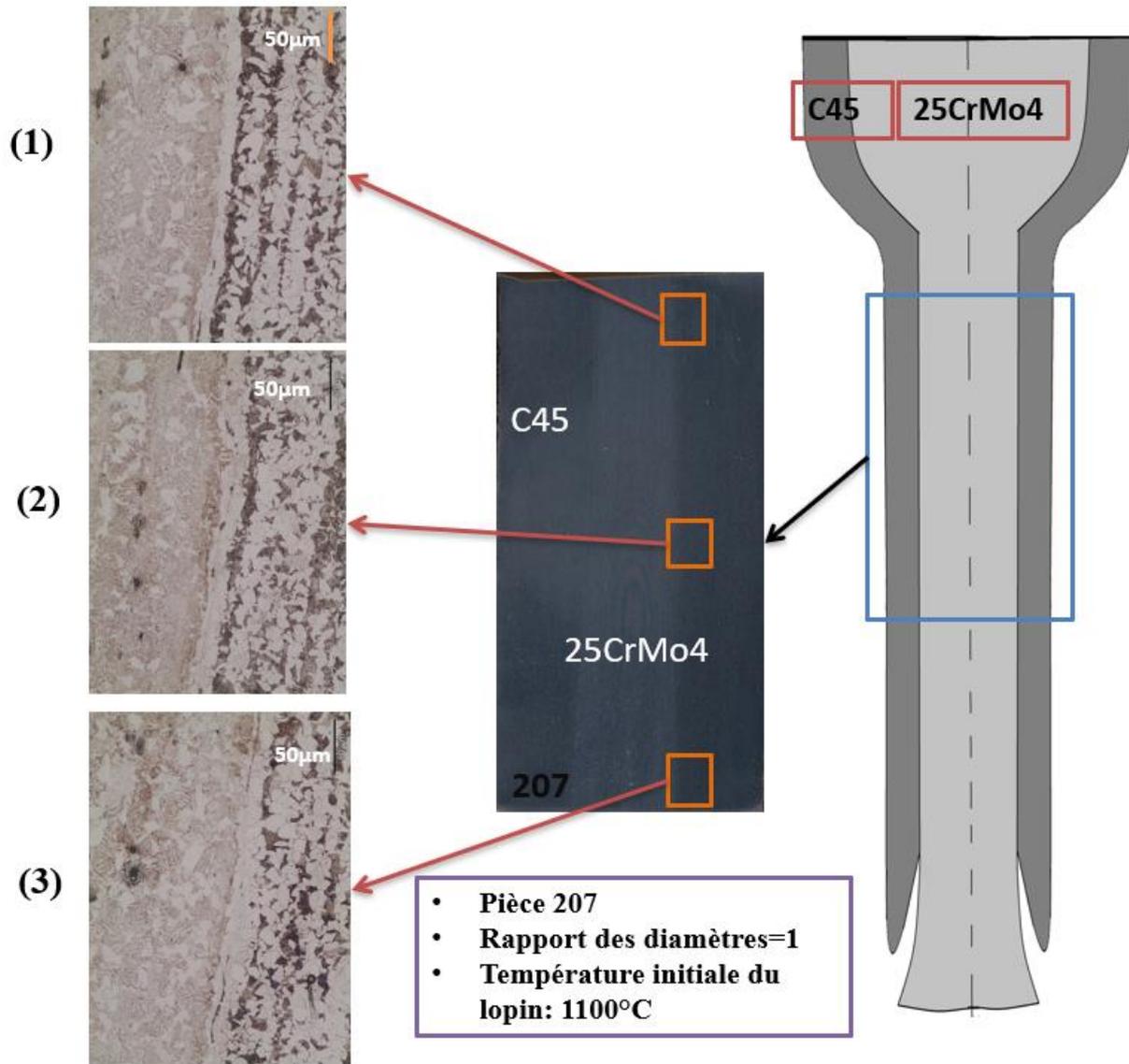


Figure 100.b : Micrographie de l'interface obtenue dans la zone filée

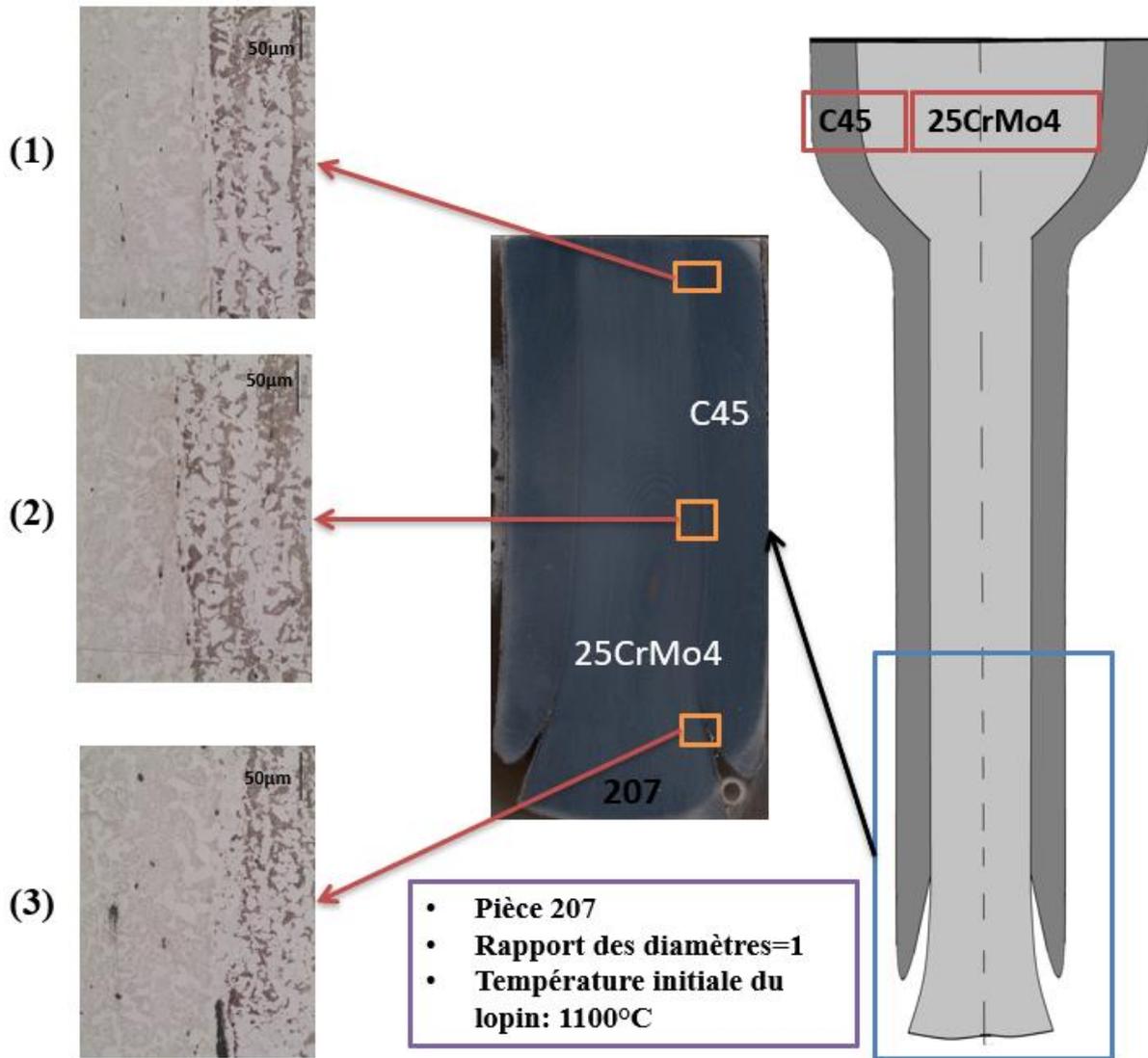


Figure 100.c : Micrographies de l'interface dans l'extrémité de la pièce filée

Les observations sur les pièces co-filées à 750°C présentent des similarités avec celles effectuées à 1100°C. On observe que la couche d'oxyde se fragmente au fur et à mesure qu'elle franchit le convergent. Toutefois sa forme fragmentée n'est pas similaire pour les échantillons filés à 750°C et à 1100°C. La figure 101 présente la structure obtenue aux deux températures pour un échantillon avec un noyau en 25CrMo4 et rapport épaisseur de la bague sur le rayon du noyau d'à peu près 1. On constate qu'à 1100°C, les fragments se présentent sous la forme de petites pellicules d'une longueur de l'ordre d'une dizaine de microns avec de larges espaces de plusieurs dizaines de microns sans oxyde. Dans le cas des échantillons filés à 750°C, on observe la fragmentation des oxydes sous la forme de petites particules « sphériques » d'un diamètre de l'ordre du micron réparties de façon presque uniforme le long de l'interface.

Les essais à 750°C et à 1100°C ont été réalisés au cours de la même campagne, les éprouvettes ont donc suivi le même protocole de préparation. Les rapports de diamètres entre le noyau et la bague dans la partie filée sont identiques aux deux températures signifiant que

les expansions de surface subies sont très proches. La différence de morphologie et de distribution des oxydes à l'interface provient très probablement d'une différence de comportement intrinsèque de l'oxyde en fonction de la température (voir figure 101). La pression de contact plus importante dans le cas du co-filage à 750°C peut également avoir un impact important sur la forme de la fragmentation de la couche d'oxyde. D'après la figure 25 du chapitre 1, aux deux températures de travail, les trois formes d'oxyde de fer coexistent. La différence de comportement de la couche d'oxyde ne proviendrait donc pas d'une différence de nature mais peut-être d'avantage d'une différence d'épaisseur et de comportement lié à la température de travail.

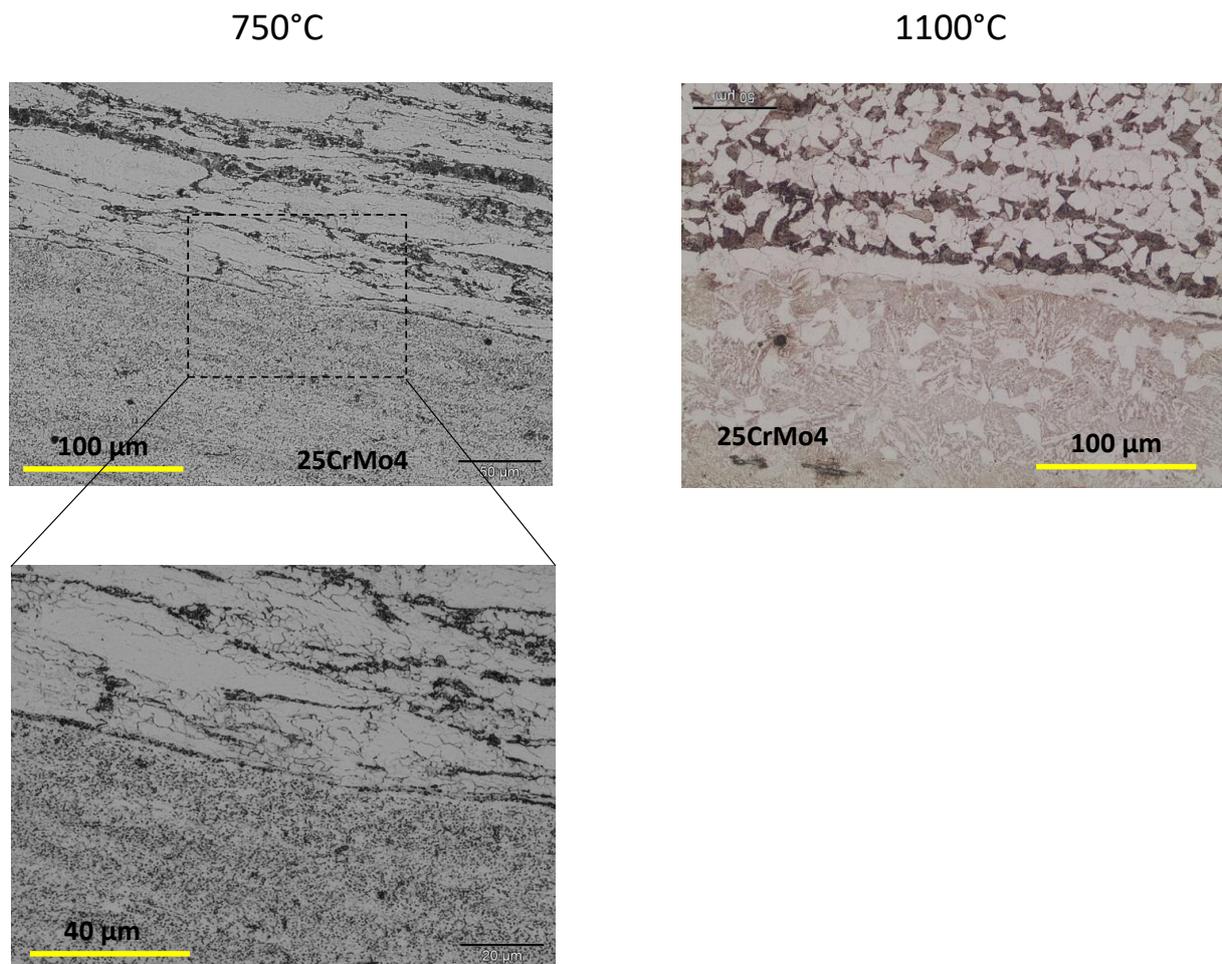


Figure 101 : Microstructures à l'interface dans la zone filée dans le cas d'un noyau en 25CrMo4 et un rapport d'épaisseur de 1 aux deux températures d'essai 750°C et 1100°C

L'étude de la forme des pièces montre que seule l'extrémité de la pièce filée est sensible aux paramètres de mise en forme étudiés (température et rapport entre le rayon du noyau et l'épaisseur de la bague). L'expansion de surface obtenue dans la partie filée de l'éprouvette ne dépend que du rapport de réduction de la filière. Les efforts de filage font apparaître un pic d'effort au moment de l'engagement du bi-matériaux dans le convergent.

L'expansion de surface obtenue est relativement faible par rapport à celles accessibles pour les deux autres essais (bi-poinçonnement et écrasement). La couche d'oxyde est présente sur l'ensemble de l'interface. Elle est toutefois fragmentée dans la partie filée de l'éprouvette, la morphologie des fragments dépendant de la température de mise en forme.

5. Conclusions

Dans ce chapitre les résultats expérimentaux obtenus pour les trois essais de caractérisation ont été présentés. Il s'agit dans un premier temps des grandeurs « macroscopiques » c'est-à-dire la géométrie de la pièce bi-matériaux mise en forme, la géométrie de l'interface et les efforts de mise en forme.

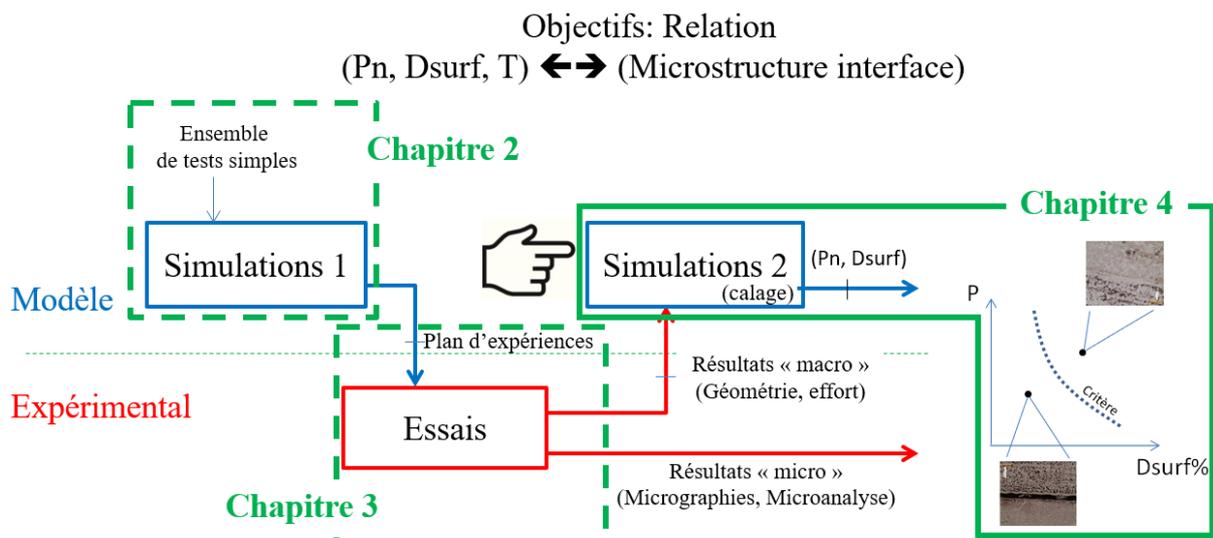
Dans un deuxième temps, l'étude de la microstructure aux interfaces montre le lien fort entre l'expansion de surface et la densité des oxydes. Il apparaît également que les conditions d'interface déterminent la forme des particules d'oxyde. Pour des taux d'expansion faibles, des températures élevées et des pressions de contact moyennes (essai de co-filage à 1100°C), les oxydes apparaissent sous la forme de petites pellicules. A l'opposé, pour des pressions élevées, les oxydes apparaissent sous la forme de petites particules de faible diamètre. La forme des oxydes peut également dépendre du glissement relatif entre les matériaux au cours de la déformation, celui-ci étant très faible dans la partie filée des pièces co-filées.

Dans le chapitre suivant, les résultats expérimentaux « macroscopiques » serviront de base à l'identification des paramètres de la simulation. La simulation avec les paramètres identifiés sera ensuite utilisée pour obtenir une évaluation des pressions de contact et des expansions de surface développées au cours des essais. Ces résultats seront mis en relation avec les observations métallographiques à l'interface présentées en fin de ce chapitre.

Chapitre 4 : Confrontation simulation-expérimentation

Résumé :

Après la simulation (chapitre 2) et l'expérimentation (chapitre 3) des essais de caractérisation, vient l'étape de la confrontation entre les deux (chapitre 4). Les liens existants entre ces chapitres sont visualisés sur le schéma méthodologique ci-dessous. Les résultats « macro » de l'étude expérimentale réalisée dans le chapitre 3, à savoir : la géométrie globale de la pièce, la distribution des matériaux (forme de l'interface) et les courbes effort-déplacement vont servir à identifier les paramètres du modèle numérique de chaque essai. La comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux a permis de définir le degré de confiance de la simulation. La simulation est utilisée ensuite pour estimer les pressions de contact et les expansions de surface obtenues au cours des essais. Ces résultats mis en relation avec les observations métallographiques des interfaces tendent à confirmer l'importance de l'expansion de surface et de la pression de contact dans l'établissement d'une liaison par déformation entre deux aciers.



CHAPITRE 4 : CONFRONTATION SIMULATION-EXPERIMENTATION	134
1. INTRODUCTION.....	136
2. BI-POINÇONNEMENT	136
2.1. CONFRONTATION SIMULATION-EXPERIENCE	136
2.1.1. <i>Simulation bi-poinçonnement identifiée.....</i>	<i>137</i>
2.1.2. <i>Comparaison des courbes effort-déplacement.....</i>	<i>139</i>
2.1.3. <i>Comparaison de la géométrie globale de la pièce.....</i>	<i>139</i>
2.1.4. <i>Comparaison de la géométrie de l'interface C45/25CrMo4.....</i>	<i>141</i>
2.2. DIAGRAMME PRESSION NORMALE DE CONTACT/EXPANSION DE SURFACE	142
3. ECRASEMENT.....	146
3.1. CONFRONTATION SIMULATION-EXPERIENCE	146
3.1.1. <i>Simulation écrasement identifiée</i>	<i>146</i>
3.1.2. <i>Comparaison des courbes effort-déplacement.....</i>	<i>147</i>
3.1.3. <i>Comparaison de la géométrie de la pièce et de l'interface C45/25CrMo4</i>	<i>148</i>
3.2. DIAGRAMME PRESSION NORMALE DE CONTACT/EXPANSION DES SURFACE	149
4. CO-FILAGE	153
4.1. CONFRONTATION SIMULATION-EXPERIENCE	153
4.1.1. <i>Simulation co-filage identifiée</i>	<i>153</i>
4.1.2. <i>Comparaison des courbes effort déplacement.....</i>	<i>154</i>
4.1.3. <i>Comparaison de la géométrie de la pièce et de l'interface C45/25CrMo4s.....</i>	<i>155</i>
4.2. DIAGRAMME PRESSION NORMALE DE CONTACT/EXPANSION DES SURFACES.....	156
5. CONCLUSION.....	158

1. Introduction

L'objectif de ces travaux de thèse est d'identifier et d'étudier l'influence de la pression de contact et de l'expansion de surface sur l'obtention d'une liaison par co-forgeage. Ces deux paramètres ne sont pas des paramètres opératoires des essais étudiés. L'accès à ces grandeurs ne peut se faire qu'au travers de la simulation de l'opération de mise en forme.

La confrontation simulation numérique-expérimentation est donc une étape fondamentale pour identifier les paramètres du modèle numérique et valider ce dernier. L'identification des paramètres de simulation réalisée dans ce chapitre s'appuie sur les conclusions du deuxième chapitre concernant l'étude paramétrique numérique de l'influence des paramètres physiques sur les modèles numériques des essais de caractérisation. Les paramètres physiques les plus influents sur les modèles numériques étaient principalement le frottement et l'échange thermique à l'interface outil/matière et dans un moindre mesure les échanges thermiques matière/matière dans le cas de l'essai de co-filage.

Afin de caler les modèles numériques des essais, un ensemble de simulations avec des coefficients de frottement et d'échange thermique à l'interface outil/matière ont été réalisées. La comparaison entre ces simulations et les résultats expérimentaux ont permis de retenir les simulations qui se rapprochent au mieux de l'expérimental. Dans ce chapitre seules les simulations avec les paramètres identifiés seront présentées.

L'identification des paramètres de simulation réalisée, pour les trois essais, est basée sur des paramètres macro tels que la géométrie de la pièce, la distribution des matériaux (forme de l'interface), et les courbes efforts déplacement. Une fois l'identification terminée, les résultats de la simulation ont été utilisés afin d'extraire les deux paramètres clés d'établissement de la liaison : la pression normale de contact et l'expansion des surfaces. Les valeurs de ces deux paramètres ont été confrontées aux micrographies obtenues aux différents endroits de l'interface pour différentes conditions opératoires dans le but de déduire les conditions nécessaires pour avoir une liaison métallurgique.

Dans ce chapitre, les trois essais étudiés (bi-poinçonnement, écrasement et co-filage) vont être traités successivement.

2. Bi-poinçonnement

2.1. Confrontation simulation-expérience

La confrontation entre les résultats issus de la simulation et ceux de l'expérience de bi-poinçonnement a été réalisée sur la base des paramètres suivants : la géométrie de la pièce (épaisseur finale et angles d'ouvertures des tôles), la géométrie de l'interface et la courbe effort déplacement. L'identification des paramètres de simulation est fait pour les pièces bi-poinçonnées au plus grand taux d'écrasement ($TE=80\%$) et à une température de $1100^{\circ}C$. Les résultats pour les deux autres taux d'écrasement $TE=50\%$ et $TE=70\%$ ont été automatiquement déduits de ceux de $TE=80\%$. Avant de comparer les résultats simulés et expérimentaux, la simulation avec les paramètres identifiés a été présentée en détails.

2.1.1. Simulation bi-poinçonnement identifiée

Contrairement aux simulations réalisées dans le chapitre 2 présentant l'étude paramétrique, la simulation a été scindée en deux simulations distinctes représentant la phase de posage puis la phase de bi-poinçonnement. Les deux simulations distinctes représentent les étapes réelles de l'expérience : le lopin chauffé à 1100°C est posé sur l'outil inférieur pendant 7 secondes avant que l'outil supérieur bi-poinçonne la pièce. La figure 102 présente les phases simulations identifiées.

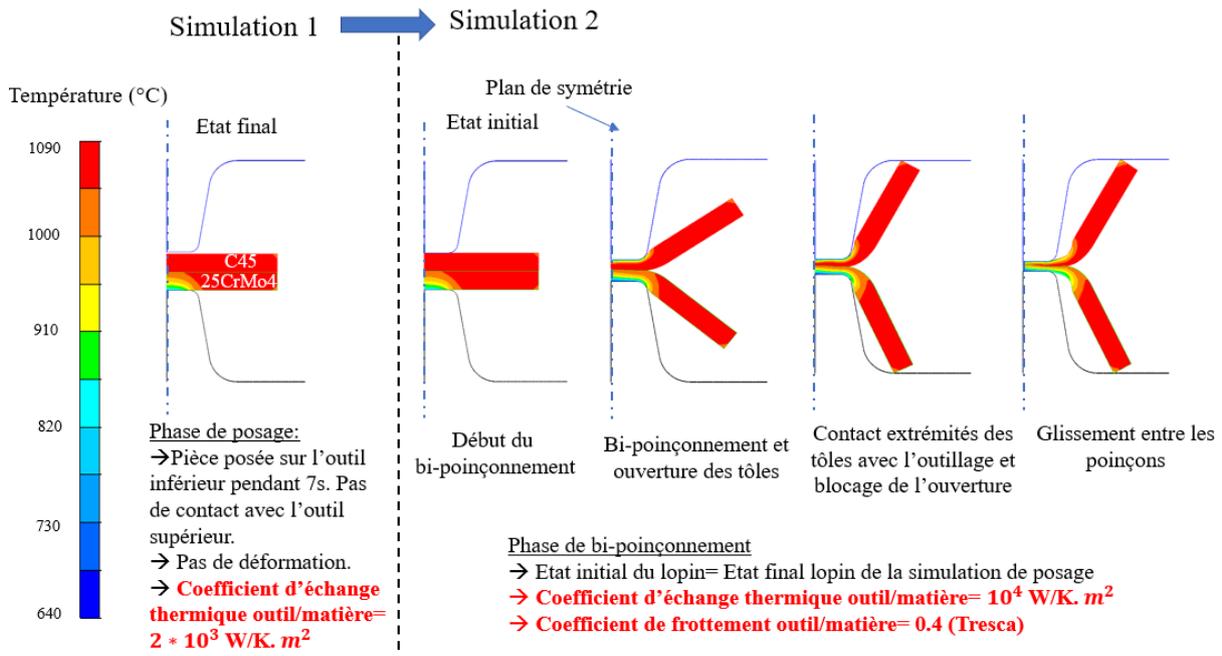


Figure 102 : Simulations constituant l'opération de bi-poinçonnement.

Pendant la simulation de la phase de posage, le paramètre important à définir est le coefficient d'échange thermique à l'interface outil inférieur/pièce. La valeur choisie de ce coefficient est de $2 * 10^3 \text{ W/K. m}^2$. Cette valeur est faible car correspond à l'échange thermique au cours d'une phase avec une très faible pression de contact outil/matière. La résistance thermique de contact est alors élevée d'où la valeur faible des échanges.

A la fin de la simulation de posage, l'état final du lopin a été récupéré pour constituer l'état initial de la seconde simulation de bi-poinçonnement. Au cours de cette simulation, la résistance thermique de contact entre l'outillage et la matière diminue avec application de la pression de contact au cours de la déformation. Dans ces conditions l'échange thermique outil/matière augmente, chose qui conduit à appliquer un coefficient d'échange thermique à l'interface outil inférieur/pièce de 10^4 W/K. m^2 , plus grand que celui appliqué pendant la phase de posage. Il aurait été possible d'appliquer une seule loi d'échange prenant en compte l'effet de la pression de contact ce qui aurait permis de simuler l'ensemble de l'essai en une seule simulation. Il a été préféré d'implémenter deux coefficients d'échange thermique différents et de scinder l'essai en deux simulations.

La loi de frottement imposée à l'interface outil/matière est de type Tresca avec un coefficient de 0.4. A l'interface matière/matière un coefficient de frottement Tresca 0.3 et un coefficient d'échange thermique de 10^4 W/K. m^2 ont été appliqués. Ces conditions à l'interface matière/matière ont peu d'impact sur les paramètres étudiés, ce qui est conforme aux résultats présentés au chapitre 2. Le tableau 12 résume les valeurs des paramètres des deux simulations identifiées constituant l'opération de bi-poinçonnement.

L'observation de la simulation de la phase de bi-poinçonnement a permis de dégager deux étapes : l'étape d'ouverture des tôles et l'étape de blocage de l'ouverture des tôles et glissement entre les poinçons. Le moment de séparation des deux étapes est défini par le contact entre les extrémités des tôles et l'outillage.

Tableau 12 : Paramètres de la simulation de bi-poinçonnement identifiée.

	Paramètre	Valeur
Paramètres numériques	Taille de maille	0.3 mm
	Pas de temps	0.01s
Paramètres physiques de la phase de pose	Température initiale du lopin bi-matériaux	1100°C
	Température outillage	150°C
	Temps de pose	7s
	Coefficient d'échanges thermiques à l'interface outil inférieur/matière	$2*10^3$ W/K.m ²
	Coefficient d'échanges thermiques à l'interface matière/matière	$2*10^3$ W/K.m ²
Paramètres physiques Phase de bi-poinçonnement	Taux d'écrasement (TE)	80%
	Coefficient de frottement à l'interface outil/matière	0.4
	Coefficient de frottement à l'interface matière/matière	0.3
	Coefficient d'échanges thermiques à l'interface outil/matière	10^4 W/K.m ²
	Coefficient d'échanges thermiques à l'interface matière/matière	10^4 W/K.m ²

2.1.2. Comparaison des courbes effort-déplacement

La figure 103 présente la courbe simulée et les courbes expérimentales effort déplacement. Les trois courbes expérimentales représentent les courbes effort-déplacement de trois pièces bi-poinçonnées à un taux d'écrasement de 80% et à une température de 1100°C.

La courbe simulée enregistre un saut de 50 kN après un déplacement d'environ 12mm. Ce saut est expliqué par le début de contact entre les extrémités des tôles et l'outillage et blocage des ouvertures des tôles. Ce blocage se traduit par un saut observé au niveau de l'effort.

La course parcourue par la courbe simulée est de 16mm, tandis que celle parcourue expérimentalement ne dépasse pas 14.5mm. Cette différence de course peut s'expliquer par une variation de hauteur des cales limitant la course de la presse (cf chapitre 3).

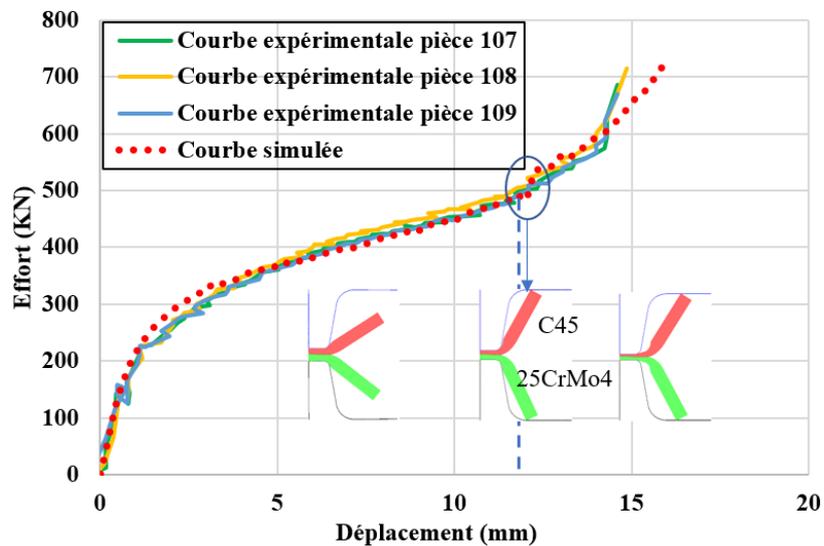


Figure 103 : Comparaison entre la courbe simulée et les courbes expérimentales pour des pièces bi-poinçonnées à un $TE=80\%$ (déplacement de 16mm) et à une température de 1100°C.

2.1.3. Comparaison de la géométrie globale de la pièce

La géométrie globale de la pièce est caractérisée par les angles d'ouverture des tôles. Contrairement à la simulation numérique, la pièce finale obtenue expérimentalement est asymétrique : partie droite et gauche de la pièce non symétrique, comme cela est présenté sur la figure 104. Les mesures expérimentales sont réalisées sur des pièces bi-poinçonnées à des taux d'écrasement différents (50%, 70% et 80%) et reportées sur les deux graphiques de la figure 105.

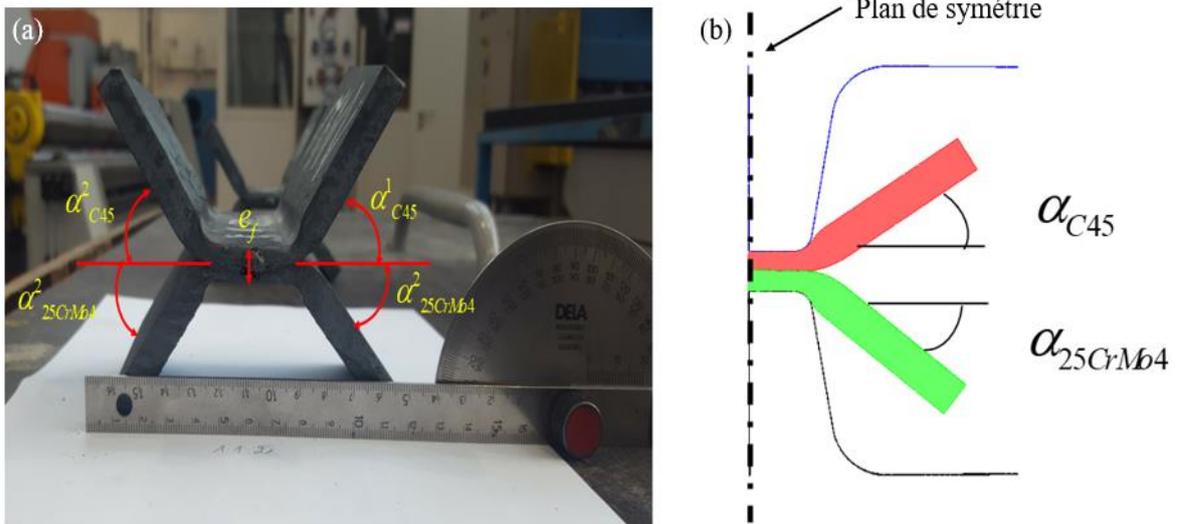


Figure 104 : Mesure des angles, a) sur les pièces bi-poinçonnées et b) sur la simulation numérique.

Les évolutions des deux angles des deux matériaux C45 et 25CrMo4 en fonction du taux d'écrasement ont été tracées et comparées avec les mesures expérimentales. Les courbes simulées des deux tôles peuvent être divisées en deux parties : une partie de forte augmentation de l'angle (1) d'ouverture suivie d'une partie de faible diminution (3). Les deux parties des courbes sont séparées par le moment de contact entre les extrémités des tôles et l'outillage, repéré par le point (2). Après le contact, les tôles se trouvent coincées entre les poinçons et n'ont que la possibilité de glisser suivant la direction orthogonale à celle du bi-poinçonnement. Avec la réduction de l'écartement entre les deux poinçons, les angles se referment légèrement en fin d'opération.

L'analyse des résultats montre que les valeurs des angles obtenues par simulation pour le 25CrMo4 sont du même ordre de grandeur que les mesures expérimentales pour les trois taux d'écrasement 50%, 70% et 80%. De même pour la courbe simulée de la tôle C45 sauf pour le taux d'écrasement 50% où un écart de 10° entre les valeurs expérimentales et les résultats de simulation a été observé.

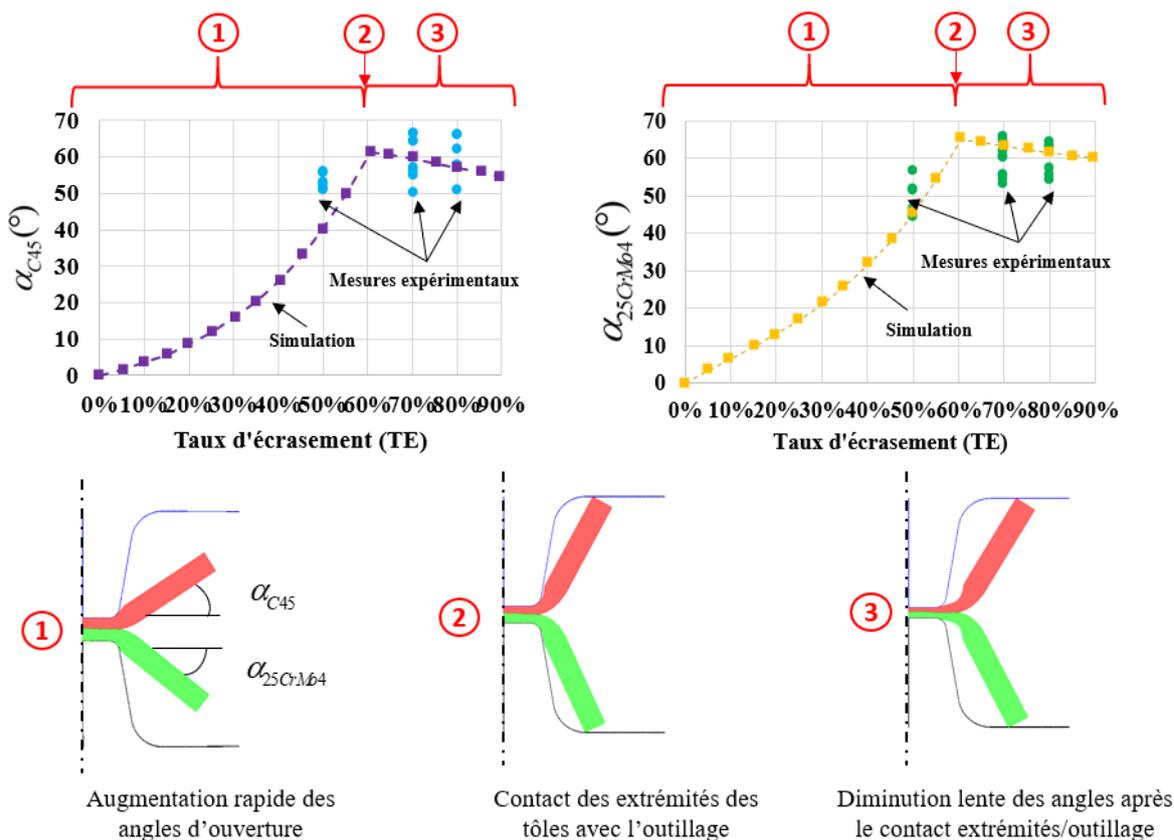


Figure 105 : Comparaison entre les angles d'ouverture expérimentaux et simulés.

2.1.4. Comparaison de la géométrie de l'interface C45/25CrMo4

L'interface des pièces évolue au cours du bi-poinçonnement. La figure 106 compare la géométrie expérimentale et simulée de l'interface C45/25CrMo4 obtenue à la fin du bi-poinçonnement à des taux d'écrasement (TE) différents. La forme de l'interface simulée suit la tendance de l'interface réelle expérimentale. Sur la répartition de matière simulée présentée sur la figure 106, est schématisée l'interface obtenue après bi-poinçonnement. Il peut être noté, que plus le taux d'écrasement augmente, plus il y a de différence entre interfaces obtenues numériquement et expérimentalement. Cela vient probablement d'une sensibilité forte de l'essai aux conditions de frottement et d'échange thermique à l'interface matière/matière. Ces conditions sont supposées uniformes durant la simulation numérique, alors qu'en réalité elles évoluent au cours du bi-poinçonnement et deviennent plus influents pour les faibles épaisseurs, dans notre cas lors des taux d'écrasement importants.

Les épaisseurs des matériaux constituent des indicateurs indirects sur la comparaison des valeurs de l'expansion des surfaces des deux côtés de l'interface. Le modèle des tranches développé en début de chapitre 2 montre le lien entre les épaisseurs des matériaux et la valeur des expansions de surface correspondante. Même si les hypothèses de base du modèle des tranches sont très loin de la réalité pour le bi-poinçonnement avec les forts taux d'écrasement, pour lesquels on ne peut pas négliger les hétérogénéités thermiques, la difficulté à simuler les épaisseurs devront être prises en considération lors de l'estimation des expansions de surface.

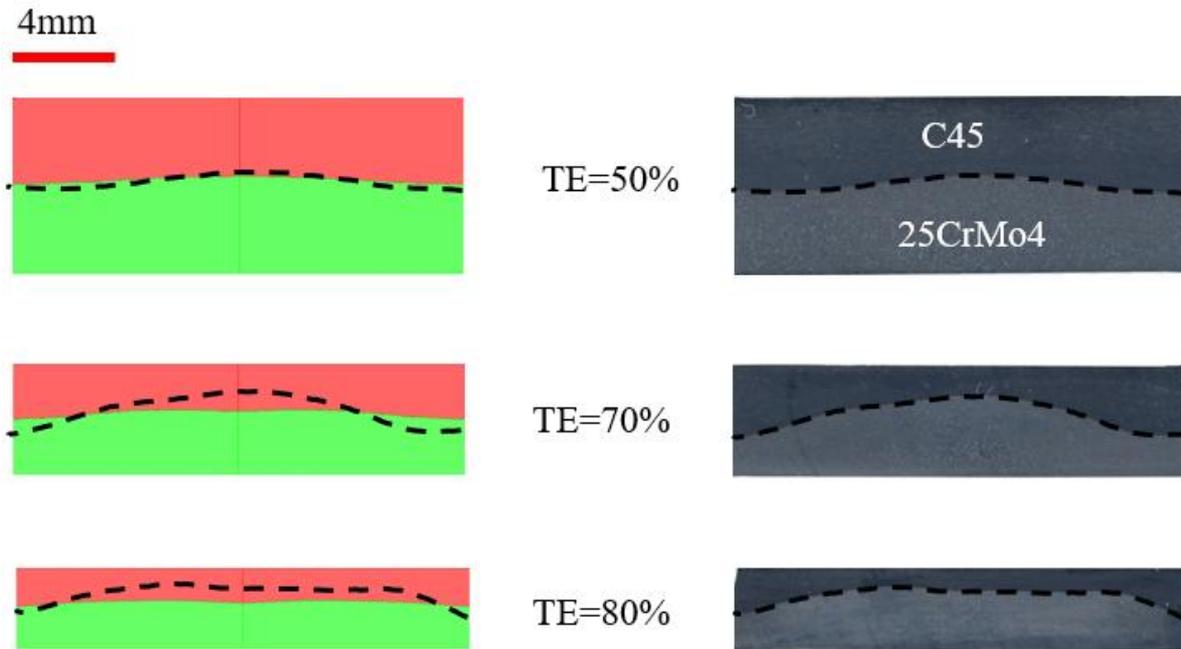


Figure 106 : Comparaison entre la géométrie expérimentale et simulée de l'interface.

La simulation identifiée est utilisée dans la partie suivante pour évaluer les pressions de contact et les expansions de surface le long de l'interface. Les résultats de l'identification des paramètres de la simulation montrent toutefois qu'il faudra prendre les valeurs d'expansion avec précaution pour les forts taux d'écrasement, les formes de l'interface simulée étant relativement éloignées des résultats expérimentaux.

2.2. Diagramme pression normale de contact/expansion de surface

Les valeurs de la pression normale de contact et de l'expansion de surface à l'interface C45/25CrMo4 ont été relevées numériquement. L'identification des paramètres de simulation effectuée auparavant permet d'exploiter ces valeurs numériques pour déduire la combinaison pression/expansion qui aboutira à l'établissement d'une liaison métallurgique à l'interface. La figure 107 montre la distribution de la pression et de l'expansion tout au long de l'interface à des taux d'écrasement différents. Pour un taux d'écrasement donné, la pression et l'expansion sont plus élevées au centre et diminuent en allant vers les extrémités des échantillons. Ce comportement a été prédit pour ce qui est de la pression par le modèle simplifié du bi-poinçonnement réalisé dans le chapitre 2. L'augmentation du taux d'écrasement conduit à une augmentation de la pression et de l'expansion pour les deux côtés de l'interface (C45 et 25CrMo4). Aux centres des échantillons, un passage d'un taux d'écrasement de 70% à 80% fait augmenter le couple pression/expansion de (8 ; 360 MPa) à (14 ; 420MPa) des deux côtés de l'interface.

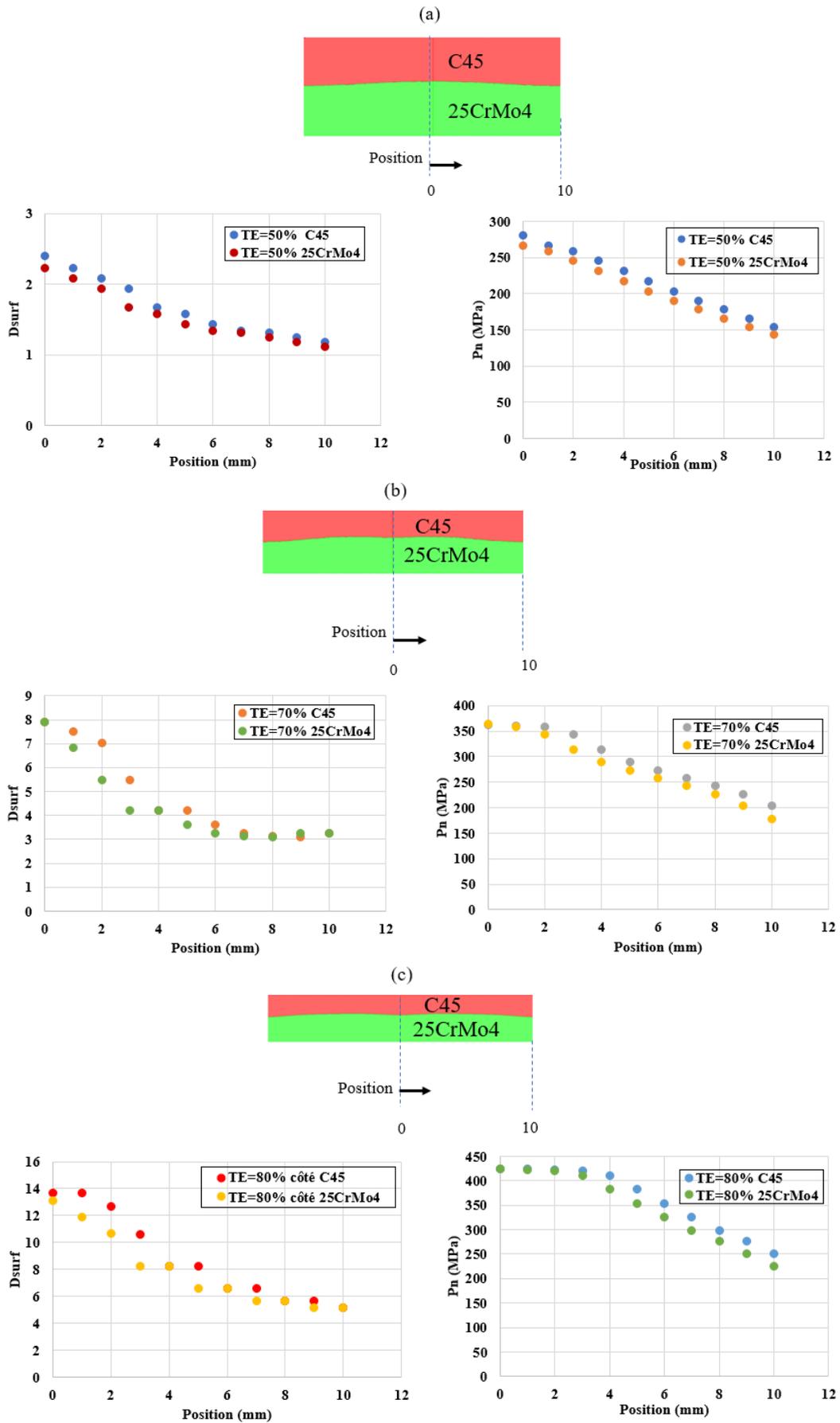


Figure 107 : Expansion des surfaces pour : (a) TE=50%, (b) TE=70% et (c) TE=80%.

Afin de déduire la combinaison pression/expansion aboutissant à l'établissement d'une liaison, le graphe pression/expansion a été tracé pour différents taux d'écrasement. La figure 108 montre le domaine pression/expansion balayé lors de l'essai de bi-poinçonnement pour le C45. Sur cette figure est tracé le couple (pression= P_n ; expansion= D_{surf}) tout au long de l'interface en partant du centre (B) vers l'extrémité (A). La figure 109 présente le couple pression/expansion pour chacun des deux matériaux, C45 et 25CrMo4 pour les taux d'écrasement étudiés 50%, 70% et 80%. Sur la même figure, sont confrontées les micrographies de l'interface C45/25CrMo4 au centre et à l'extrémité des échantillons. L'analyse des micrographies montre que l'établissement de la liaison demande un certain niveau du couple (P_n ; D_{surf}) capable de fragmenter les oxydes à l'interface et de favoriser la diffusion aux zones de contact entre matériaux vierges. Ceci n'est atteint que pour des taux d'écrasement de 70% et 80%. La pression et l'expansion de surface sont alors suffisantes pour fragmenter les oxydes et mettre en contact les deux matériaux. La température et la pression sont alors suffisantes pour établir une liaison métallurgique. Plus le taux d'écrasement est grand plus la densité des zones soudées augmente à l'interface. Pour le taux d'écrasement de 50%, les niveaux atteints de la pression et d'expansion ne permettent pas de fragmenter les oxydes, même au centre de la pièce. D'après la figure 109-a, une expansion de surface de 2.5 sous une pression de 275MPa n'est pas suffisante pour établir une liaison métallurgique.

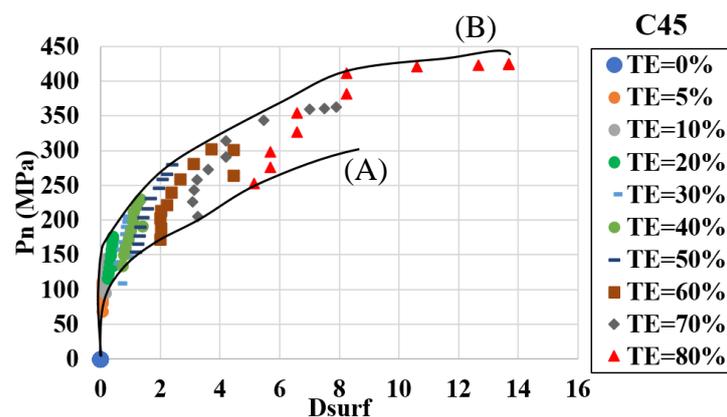


Figure 108 : Graphe pression de contact/expansion pour le bi-poinçonnement côté C45.

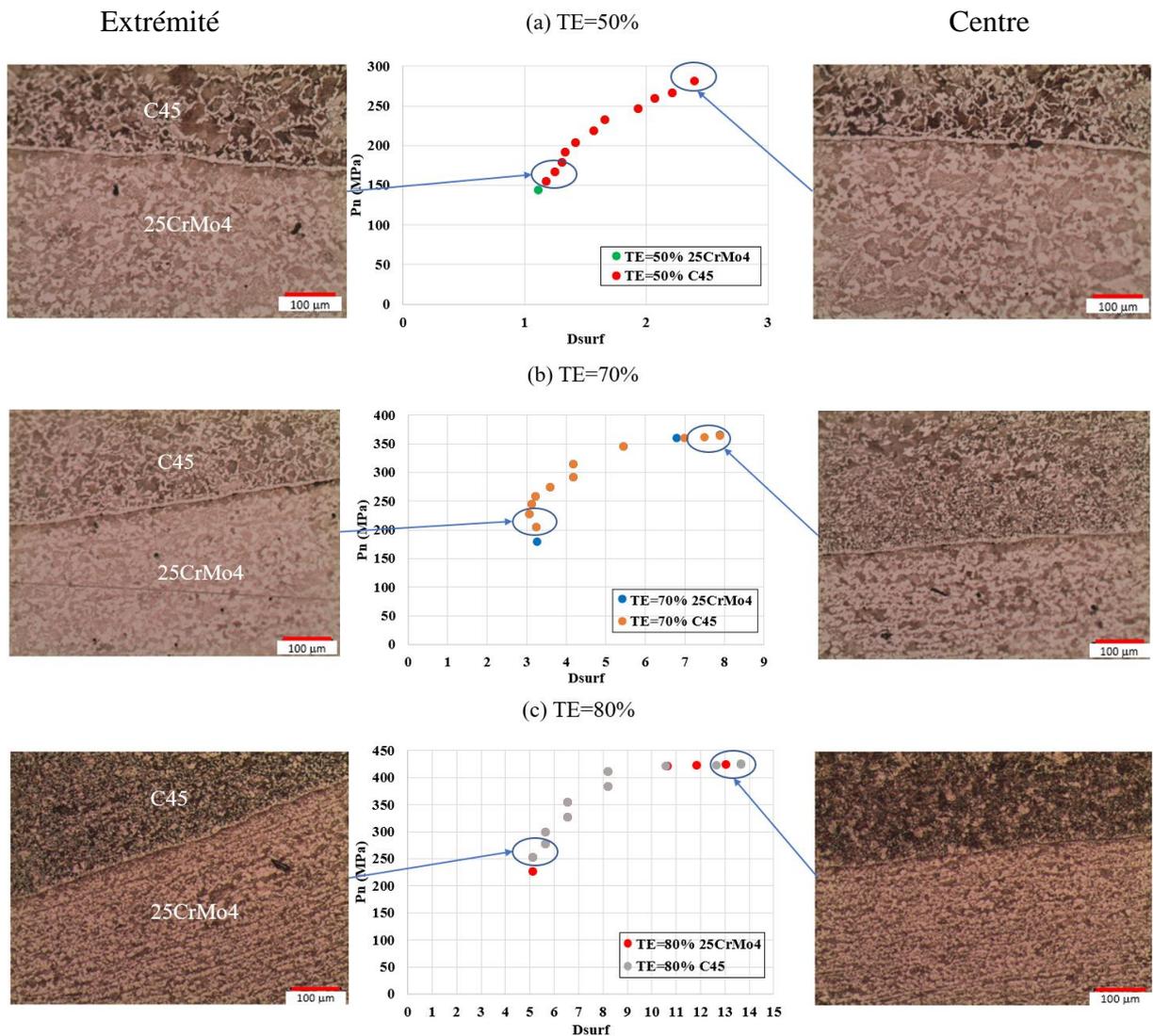


Figure 109 : Confrontation du graphe pression normale de contact/ expansion des surfaces avec les micrographies de l'interface pour différents taux d'écrasement.

Conclusion :

L'identification des paramètres de simulation de l'essai de bi-poinçonnement a concerné la variation des coefficients de frottement et d'échange thermique à l'interface outil/matière. Ces deux paramètres semblent être les paramètres les plus influents sur l'essai de bi-poinçonnement comme montré d'après l'étude paramétrique réalisée dans le deuxième chapitre. La comparaison des formes de l'interface C45/25CrMo4 montre que l'interface simulée pour les forts taux d'écrasement présente des écarts significatifs par rapport aux résultats expérimentaux, ces écarts d'épaisseur correspondant à des erreurs d'estimation des expansions de surface.

La confrontation entre les graphes pression/expansion et les micrographies de l'interface a conduit à dégager des conclusions sur les valeurs de pression/expansion aboutissant à l'établissement d'une liaison. D'après l'étude, la liaison a eu lieu au centre des échantillons fortement bi-poinçonnées, c'est-à-dire pour des taux d'écrasement supérieur ou égal à 70%. En s'éloignant du centre, les valeurs de la pression/expansion chutent et les oxydes ne se fragmentent plus suffisamment et bloquent l'établissement de la liaison à l'interface.

La même analyse a été réalisée pour les essais d'écrasement et de filage. L'objectif est de regarder l'influence des différents modes d'expansion sur l'établissement de la liaison.

3. Ecrasement

3.1. Confrontation simulation-expérience

De la même façon que pour l'essai de bi-poinçonnement, l'identification des paramètres de simulation de l'essai de l'écrasement a été basée sur les paramètres suivants : géométrie de la pièce (forme du bombé), géométrie de l'interface C45/25CrMo4 et les courbes effort-déplacement. L'identification a été faite pour les pièces écrasées au plus grand taux d'écrasement (TE=90%) et à une température de 1100°C. Vers la fin de cette section, les micrographies seront confrontées aux résultats de la simulation identifiée.

3.1.1. Simulation écrasement identifiée

La démarche suivie en simulation en vue d'identifier les paramètres de la simulation avec l'expérience est similaire à celle du bi-poinçonnement. La simulation a été divisée en deux simulations distinctes : simulation n°1- posage et simulation n°2 -l'écrasement. Les sorties de la simulation n°1 conditionnent les conditions initiales de la simulation n°2. La phase de posage dure 7 secondes. Le tableau 13 résume les valeurs des paramètres identifiés pour les deux phases de la simulation de l'écrasement.

Tableau 13 : Paramètres de la simulation d'écrasement identifiée.

	Paramètre	Valeur
Paramètres numériques	Taille de mailles	0.5 mm
	Pas de temps	0.01s
Paramètres physiques de la phase de posage (pas de déformation et pas de contact avec l'outil supérieur)	Température initiale du lopin bi-matériaux	1100°C
	Température outillage	150°C
	Temps de posage	7s
	Coefficient d'échanges thermiques à l'interface outil inférieur/matière	$2 \cdot 10^3$ W/K.m ²
	Coefficient d'échanges thermiques à l'interface matière/matière	$2 \cdot 10^3$ W/K.m ²
Paramètres physiques de la phase d'écrasement	Taux d'écrasement (TE)	90%
	Coefficient de frottement à l'interface outil/matière	0.05
	Coefficient de frottement à l'interface matière/matière	0.3
	Coefficient d'échanges thermiques à l'interface outil/matière	10^4 W/K.m ²
	Coefficient d'échanges thermiques à l'interface matière/matière	10^4 W/K.m ²

3.1.2. Comparaison des courbes effort-déplacement

L'effort simulé et expérimental d'écrasement en fonction du déplacement sont tracés sur la figure 110. La comparaison de ces deux efforts montre qu'ils possèdent la même allure. L'effort maximal atteint à la fin d'écrasement avoisine les 1900 kN. Deux zones peuvent être identifiées sur la courbe. Une première, pour un déplacement de 0 à 60mm ou l'effort a une croissance lente. Une seconde zone, pour un déplacement de 60mm à 80mm ou l'effort croît de manière exponentielle.

Sur la première zone, l'écart peut être expliqué par une différence de coefficient d'échange thermique, tandis que sur la seconde zone la différence peut être également attribuée à l'évolution des conditions de frottement outil/matière qui restent constantes en simulation.

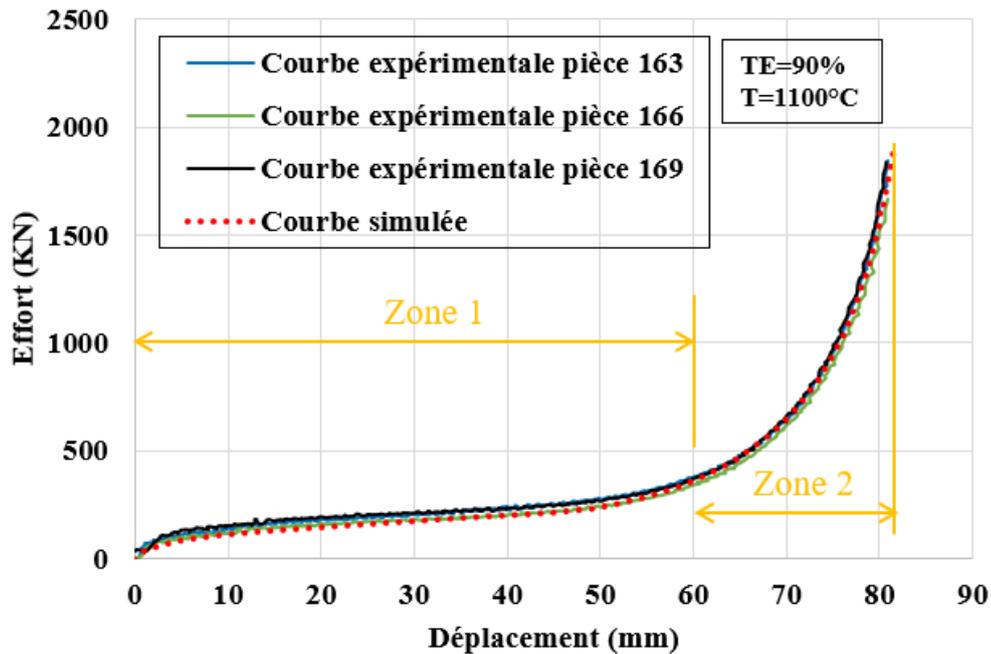


Figure 110 : Comparaison entre la courbe simulée et les courbes expérimentales pour des pièces écrasées sans container à un $TE=90\%$ et à une température de 1100°C .

D'une manière générale, les mêmes tendances d'évolution des efforts mesurés et simulés ont été observées. Ceci nous permet de réaliser une première validation du modèle de simulation numérique. Il est également nécessaire d'étudier la forme de l'interface obtenue.

3.1.3. Comparaison de la géométrie de la pièce et de l'interface C45/25CrMo4

La figure 111 compare la géométrie expérimentale et simulée de la pièce et de l'interface C45/25CrMo4 obtenues à la fin du bi-poinçonnement à des taux d'écrasement (TE) différents. L'interface de la pièce réelle est schématisée sur les images issues de la simulation. La répartition de matière visualisée en simulation et sur les macrographies est différente, cela même pour un taux d'écrasement faible. La simulation permet également de détecter le décollement à l'extrémité de l'interface. En comparant la forme extérieure, le bombé, il peut être remarqué que la géométrie finale de la pièce en C45 (en contact avec la matrice supérieure) est globalement proche de celle prédite en simulation. En revanche, des différences notables peuvent être constatées sur la pièce en 25CrMo4, posée sur la matrice inférieure donc plus sujette au refroidissement et à une forte évolution du coefficient de frottement outil / matière. Ces écarts peuvent être causés par les conditions de frottement et d'échange thermique outil/matière évoluant au cours de l'écrasement, chose non prise en compte par la simulation.

Il peut être noté que la forme de l'interface et la répartition des deux matériaux connaissent plus de différences en écrasement qu'en bi-poinçonnement. Cela peut s'expliquer par une surface de contact plus grande entre le lopin et les matrices, surface de contact qui grandit au fil de l'écrasement. Ainsi, en écrasement, l'approximation des paramètres du coefficient de frottement et de l'échange thermique outil / matière conduit à des variations notables de la

forme de l'interface. Les écarts entre la répartition simulée et mesurée des matériaux conduit au fait que les estimations d'expansion de surface côté C45 et 25CrMo4 présentent certainement des écarts significatifs avec la réalité.

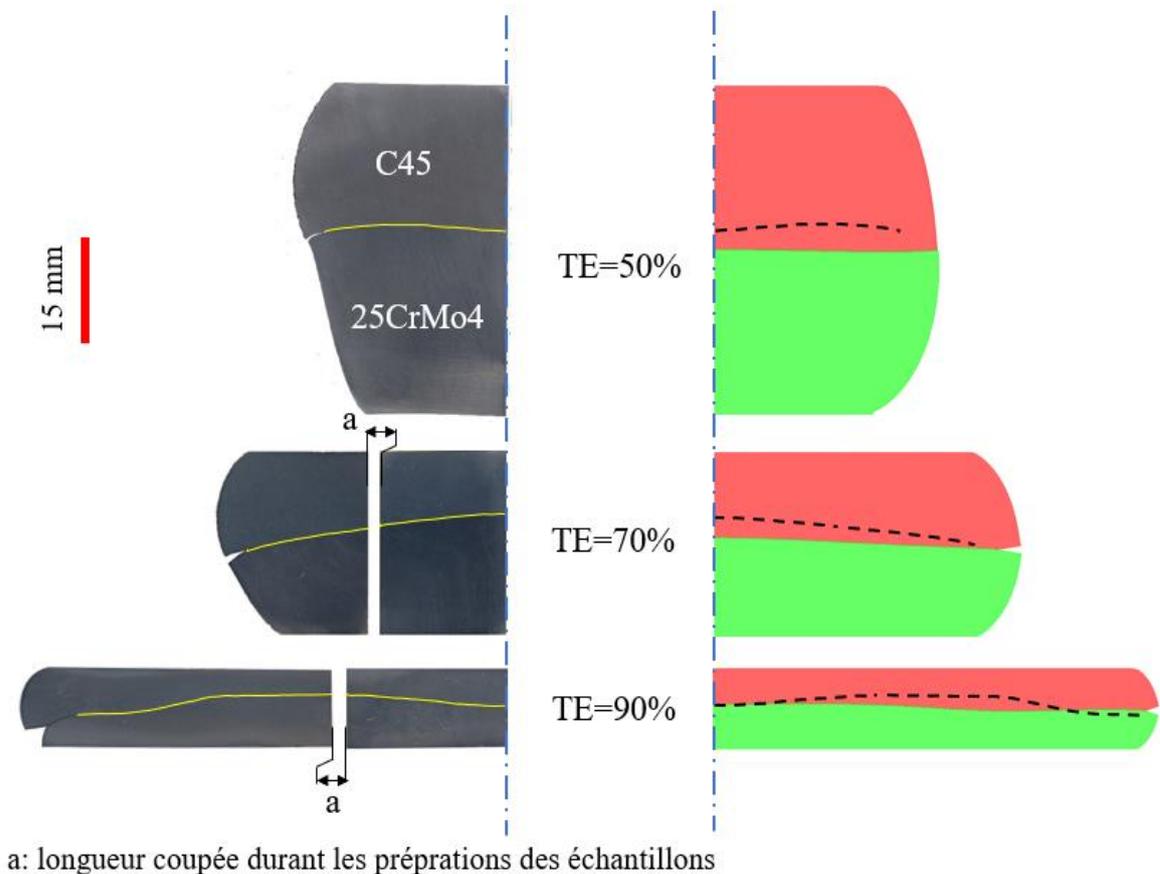


Figure 111 : Comparaison entre les géométries expérimentales et simulées des pièces et des interfaces.

3.2. Diagramme pression normale de contact/expansion des surface

Comme dans le de bi-poinçonnement, le graphe pression/expansion obtenu par simulation numérique a été tracé pour l'essai d'écrasement. L'évolution de la pression et de l'expansion tout au long de l'interface pour différents taux d'écrasement est représentée sur la figure 112. D'après cette figure, les deux côtés de l'interface C45/25CrMo4 suivent quasiment le même chemin pression/expansion avec quelques points « aberrants » liés à des problèmes numériques rencontrés lors du remaillage.

L'analyse des courbes montre que le couple (pression ; expansion) est maximum au centre du lopin et minimum à l'extrémité, comme cela avait été également constaté en bi-poinçonnement. Dans les zones où le décollement se produit, la pression devient nulle car les deux pièces ne sont alors plus en contact. Il est également constaté que les valeurs de la pression et de l'expansion augmentent avec l'augmentation du taux d'écrasement sur toute l'interface.

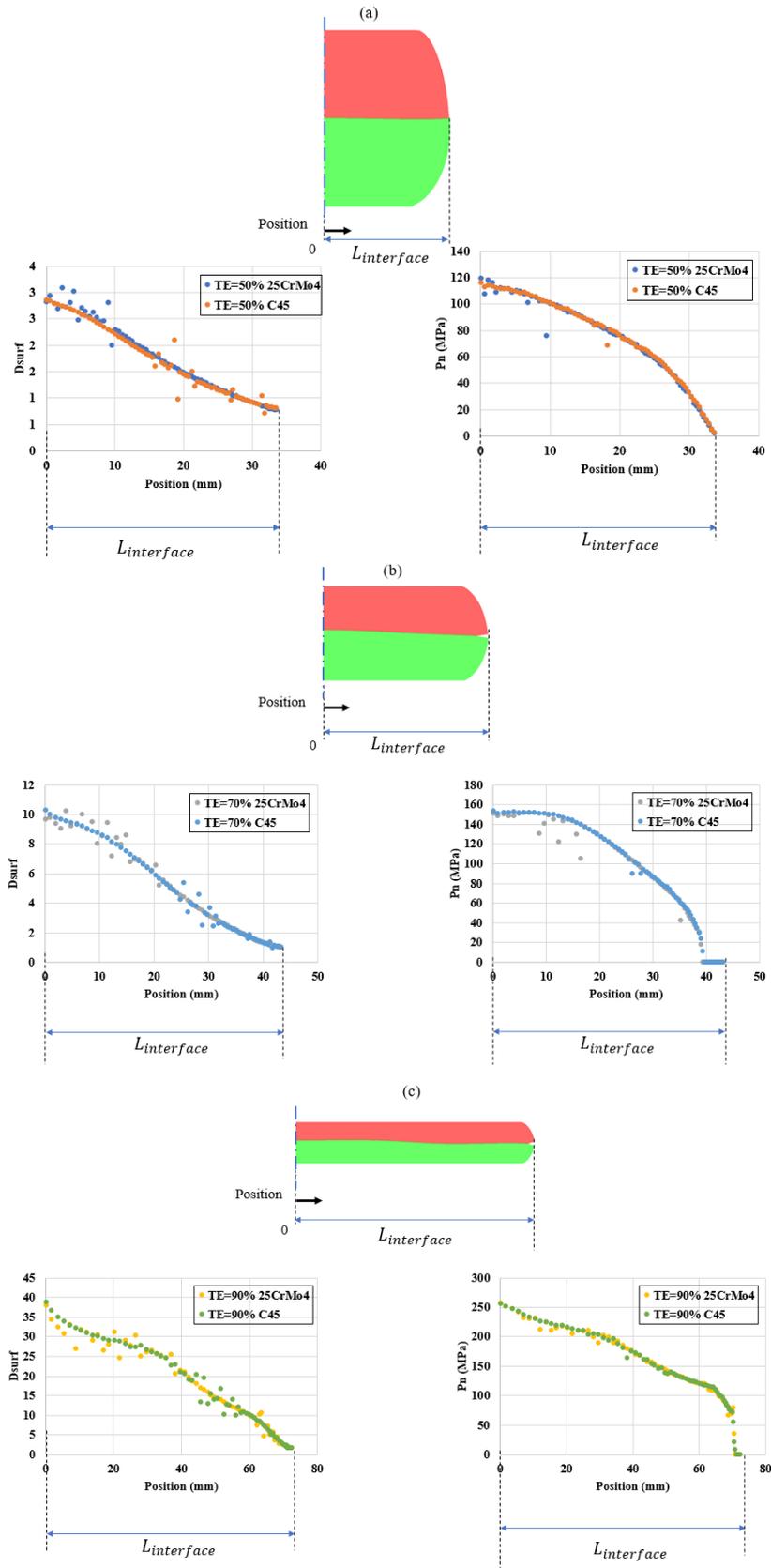


Figure 112 : Pression normal de contact et expansion des surfaces pour : (a) TE=50%, (b) TE=70% et (c) TE=90%.

L'allure du domaine pression/expansion balayé pendant l'essai d'écrasement est représentée sur la figure 113 pour le côté C45 de l'interface. La comparaison de ce domaine, pour un même taux d'écrasement, avec celui du bi-poinçonnement montre qu'en écrasement on peut atteindre des expansions de surface très grandes pour des pressions plus faibles. Autre particularité de l'écrasement par rapport au bi-poinçonnement est que la longueur de l'interface augmente avec le taux d'écrasement, tandis qu'en bi-poinçonnement la longueur de l'interface reste pratiquement la même pour tous les taux d'écrasement. Cela montre l'intérêt de cet essai et permet de voir l'influence du mode de déformation sur la pression et l'expansion de surface ainsi que sur les macrographies des interfaces.

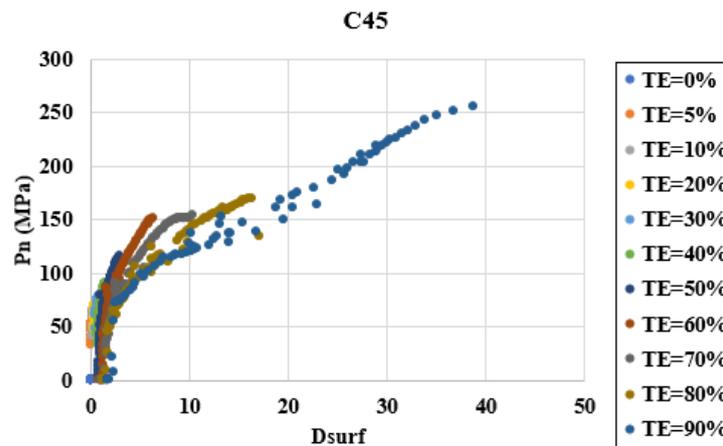


Figure 113 : Pression de contact/expansion pour l'écrasement côté C45.

La confrontation des graphes pression/expansion et des micrographies réalisées à l'interface C45/25CrMo4 est illustrée sur la figure 114. Les taux d'écrasement étudiés sont de 50%, 70% et 90%. L'étude des micrographies montre que pour un taux d'écrasement égal à 50% la présence des oxydes à l'interface est importante et ne permet pas la création d'une liaison métallurgique entre les deux matériaux. La présence des oxydes est également importante aux extrémités des pièces écrasées à un taux de 70 et 90%. Ainsi, au regard des micrographies, la liaison ne peut s'établir qu'au centre d'un échantillon fortement écrasée (70% ou 90%). Cela correspond aux zones où la pression et l'expansion de surface sont les plus élevés.

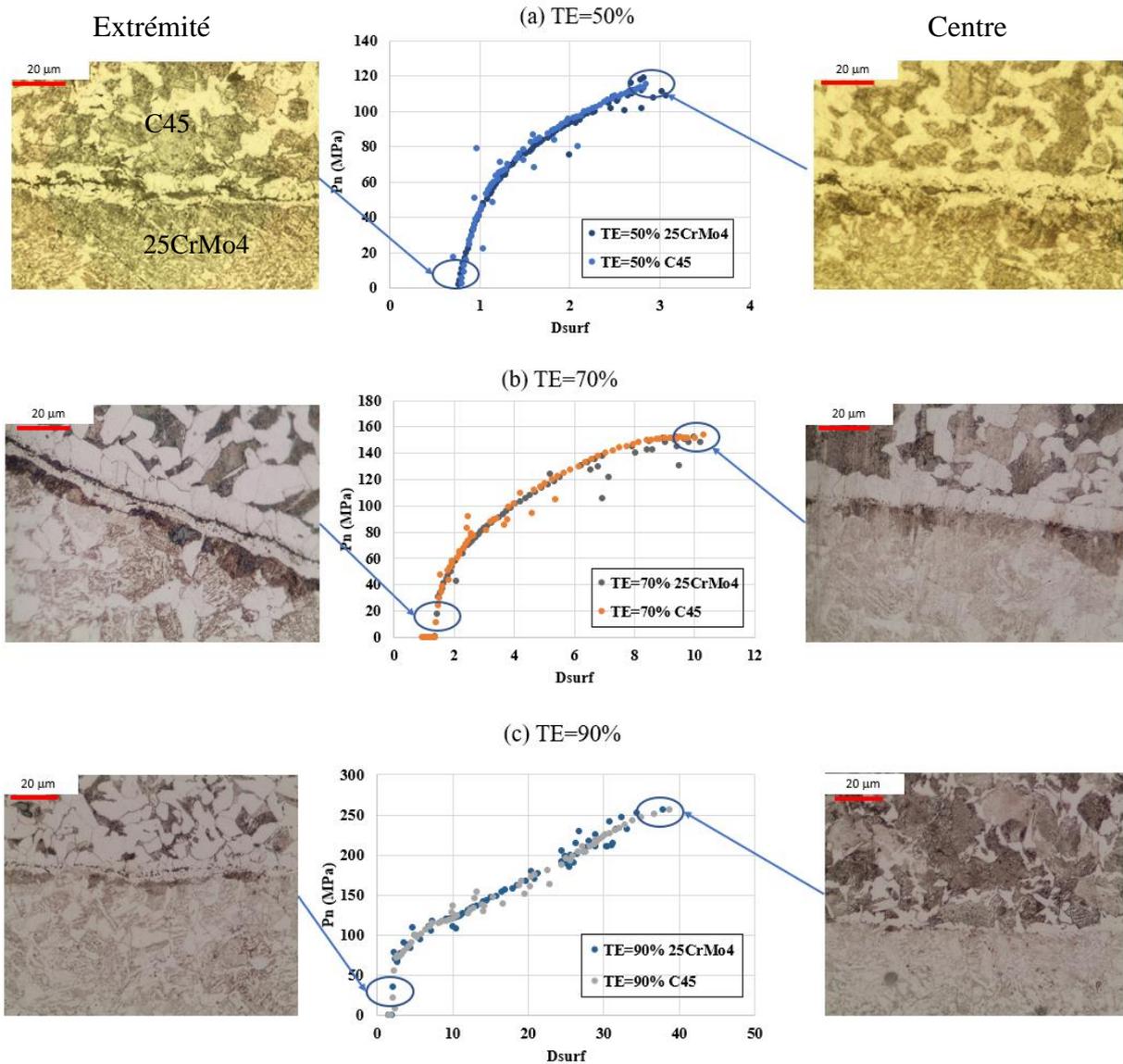


Figure 114 : Confrontation du graphe pression normale de contact/ expansion des surfaces avec les micrographies de l'interface pour différents taux d'écrasement.

L'essai avec un taux d'écrasement de 50% montre que pour une pression de contact estimée de 120MPa et une expansion de surface d'environ 3 n'aboutit pas à l'obtention d'une liaison. Par contre les points de l'interface ayant une expansion de surface au moins supérieure à 8 avec une pression de contact de 140MPa présente une liaison métallurgique avec peu de particules d'oxydes présentes à l'interface.

Conclusion :

Comme pour l'essai de bi-poinçonnement, les coefficients de frottement et d'échange thermique à l'interface outil/matière ont été les principaux paramètres identifiés par la confrontation expérience simulation. L'effort simulé a la même allure que l'effort expérimental mesuré. Les écarts constatés peuvent être attribués aux variations des

coefficients de frottement au cours de l'opération, variations non prises en compte dans la simulation. La comparaison des interfaces simulées et expérimentales met en évidence la mauvaise estimation de l'expansion de surface côté C45 et côté 25CrMo4. Cependant, la simulation a été utilisée pour estimer le domaine pression/expansion balayé pendant l'essai d'écrasement et servir de guide pour l'analyse. Ceci a permis de comparer les domaines pressions et expansion de surface des essais bi-poinçonnement et écrasement. La confrontation de ces deux domaines avec les micrographies à l'interface a permis de conclure qu'avoir une expansion plus grande favorise la fragmentation des oxydes et par conséquent la création d'une liaison cela malgré une pression plus faible. La fragmentation des oxydes est donc primordiale pour l'établissement d'une liaison, sans elle, les deux métaux ne sont pas « mise à nus » pour créer la liaison métallurgique. L'expansion de surface apparaît donc comme un paramètre prépondérant ayant certainement une influence plus forte sur l'établissement de la liaison que la pression de contact.

La partie qui suit, va s'intéresser au co-filage qui connaît un autre mode d'expansion de la matière. Dans cet essai, chaque point de l'interface va subir le même chemin pression de contact – expansion de surface.

4. Co-filage

4.1. Confrontation simulation-expérience

Dans cette section l'étude est consacrée à la comparaison entre les résultats obtenus expérimentalement et ceux de la simulation par éléments finis de l'essai de co-filage. Suite à la comparaison, les résultats de la simulation représentant au mieux l'expérience ont été exploités pour expliquer les phénomènes physiques visualisés à l'interface. Pour ce faire, deux critères ont été utilisés : la comparaison des courbes effort-déplacement expérimentales et simulées, et la comparaison de la forme de l'extrémité de la pièce co-filée.

4.1.1. Simulation co-filage identifiée

De même que pour les deux autres essais, les paramètres de la simulation de l'essai de co-filage ont été identifiés pour correspondre à l'expérience. Les deux paramètres utilisés sont le coefficient de frottement et le coefficient de l'échange thermique à l'interface outil/matière. Ces deux paramètres ont été identifiés comme les paramètres les plus influents sur le modèle numérique de l'essai de co-filage. Pour le co-filage, la simulation est faite en deux phases avec un même coefficient d'échange thermique outil/matière d'une valeur de 10^2 W/K.m². Cette valeur est très faible par rapport à celle appliquée pour les deux autres essais. Le tableau 14 résume les valeurs des paramètres identifiés de la simulation de co-filage.

Tableau 14 : Paramètres de la simulation de co-filage identifiée.

	Paramètre	Valeur
Paramètres numériques	Taille de mailles	0.5 mm
	Pas de temps	0.01s
Paramètres physiques	Température initiale du lopin bi-matériaux	1100°C
	Température outillage	150°C
	Course	40 mm
	Temps d'attente	7s
	Coefficient de frottement à l'interface outil/matière	0.3
	Coefficient de frottement à l'interface matière/matière	0.3
	Coefficient d'échanges thermiques à l'interface outil/matière	10^2 W/K.m ²
Coefficient d'échanges thermiques à l'interface matière/matière	10^4 W/K.m ²	

4.1.2. Comparaison des courbes effort déplacement

Les courbes d'effort simulée et expérimentale en co-filage sont représentées sur la figure 115. Les courbes expérimentales des trois pièces co-filées à 1100°C ne se superposent pas tout-à-fait à cause des variabilités des conditions opératoires, mais l'évolution et les tendances restent identiques.

L'analyse des courbes effort déplacement simulé et expérimental peuvent être étudiées en divisant la courbe en trois zones : zone I de compensation du jeu entre le lopin et la coquille (déplacement ≤ 10 mm), zone II correspondant à l'engagement de la matière dans le convergent ($10\text{mm} \leq \text{déplacement} \leq 16\text{mm}$), et la zone III représentant la sortie du convergent (déplacement $\geq 16\text{mm}$). Les trois zones sont illustrées sur la figure 115. Dans la zone I, la courbe simulée surestime l'effort par rapport aux courbes expérimentales. De plus, la transition entre la zone I et la zone II se fait brusquement contrairement à ce qui se passe expérimentalement. Ceci vient probablement de la difficulté à modéliser correctement le « posage » et l'entrée de la matière au sein du convergent. Dans la zone II (entrée convergent), les courbes simulées et expérimentales suivent la même tendance avec un pic de l'effort expérimental d'environ 700 kN, pic d'intensité bien moindre en simulation. Après la sortie du convergent (zone III) la simulation sous-estime l'effort.

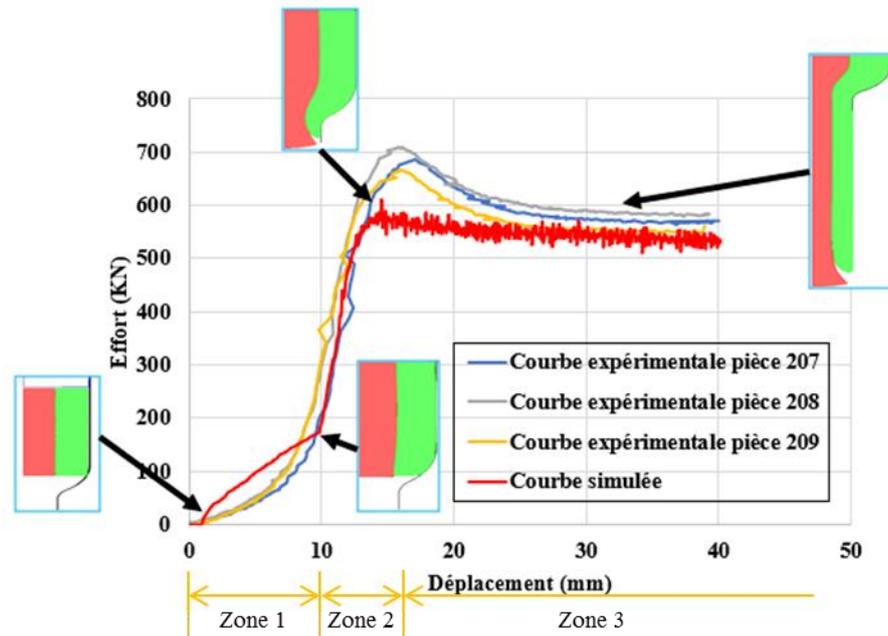


Figure 115 : Comparaison entre la courbe simulée et les courbes expérimentales pour des pièces co-filées à une course de 40mm et à une température de 1100°C.

Malgré de petites différences sur l'allure des courbes obtenues expérimentalement et par simulation numérique, les tendances et les ordres de grandeurs des efforts sont respectés par la simulation numérique. C'est pourquoi, ces valeurs pourront être utilisées pour le calcul de la pression et de l'expansion de surface.

4.1.3. Comparaison de la géométrie de la pièce et de l'interface C45/25CrMo4s

La figure 116 compare la forme de l'interface et l'extrémité de la pièce co-filée numériquement et expérimentalement. La pièce a été co-filée avec une course de 40mm et à une température de 1100°C. L'extrémité des pièces co-filées présente un décollement entre le noyau et la bague : le noyau 25CrMo4 est plus long que la bague C45. Elle fournit une image indirecte sur les conditions thermomécaniques subies par le lopin lors de son engagement dans le convergent. La géométrie globale de la pièce simulée est très proche de celle de la pièce expérimentale.

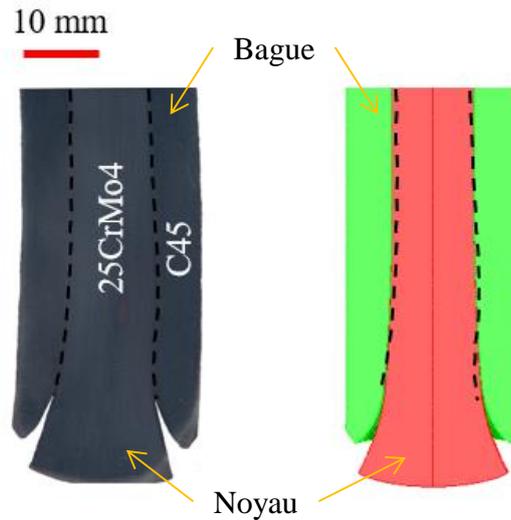


Figure 116 : Comparaison entre la géométrie expérimentale et simulée de l'interface à l'extrémité de la pièce.

La géométrie de la pièce co-filée et les efforts de mise en forme sont relativement proche, au moins, en ce qui concerne la partie filée de la pièce finale, c'est-à-dire la partie de la pièce hors extrémité.

4.2. Diagramme pression normale de contact/expansion des surfaces

Durant le co-filage, la matière qui passe par le convergent subit une expansion identique dépendant du rapport de réduction de co-filage. La figure 117 donne le chemin pression/expansion suivie par la matière traversant le convergent et les micrographies expérimentales correspondantes. L'analyse de cette figure a été effectuée en divisant la courbe à plusieurs étapes :

- **Étape avant l'engagement dans le convergent** (micrographie (a)) : l'expansion de surface est négative et la pression est faible ne permettant pas de mettre en contact les deux parties du lopin. Le jeu résiduel visualisé sur la figure 117-a correspond au jeu initial des deux lopins. L'expansion négative vient du fait que le lopin est sous compression entre le poinçon et la coquille.
- **Étape de l'engagement dans le convergent** (micrographie (b)) : lorsque la matière s'engage dans le convergent, la pression connaît une très forte augmentation. Le lopin étant toujours en compression, l'expansion reste négative. L'augmentation de la pression permet la disparition du jeu et la mise en contact des matériaux.
- **Étape de passage par le convergent** (micrographie (c)) : une fois passée par l'entrée du convergeant, une diminution de pression et une augmentation de l'expansion sont constatées. L'expansion de surface favorise la fragmentation des oxydes à l'interface est la mise en contact entre matériaux vierges. Les conditions sont alors réunies pour établir une liaison.
- **Étape de sortie du convergent** (micrographie (d)) : à la sortie du convergent la valeur de l'expansion de surface reste fixe avec une chute de la pression lorsque la matière sort de la filière.

- **Étape où la matière s'éloigne du convergent** (micrographie (e)) : cette étape représente l'état finale de l'interface. Sur la micrographie, la liaison a été établie sous forme de petits « ponts » entre matériaux nus à l'interface avec la présence d'une faible densité de fragments d'oxydes.

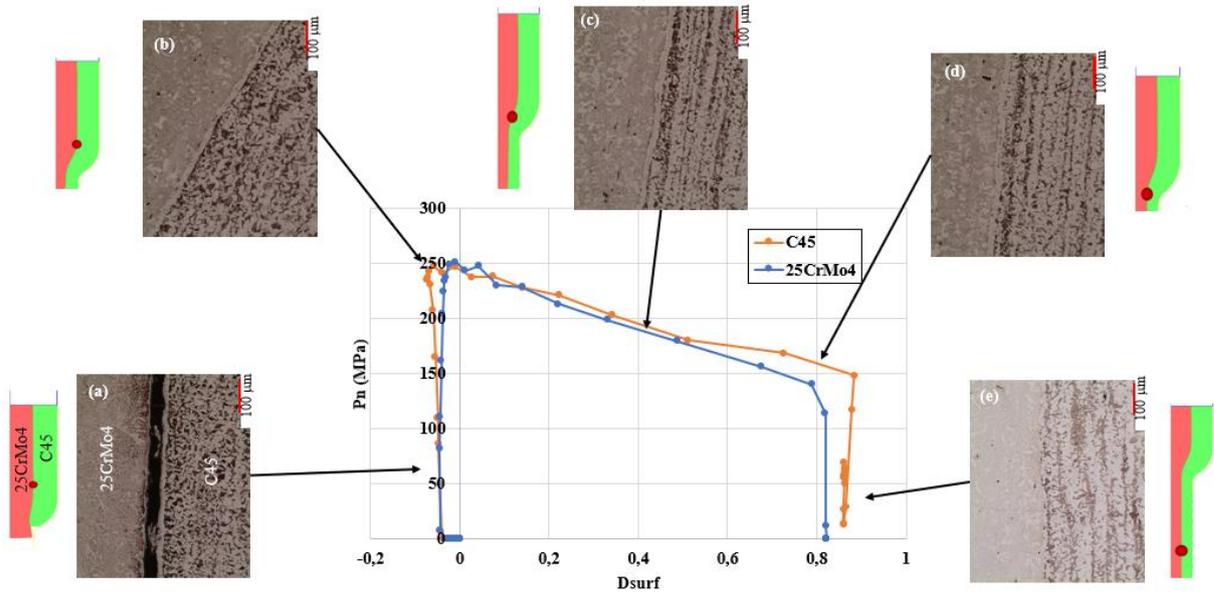


Figure 117 : Confrontation du graphe pression normale de contact/ expansion des surfaces avec les micrographies de l'interface pour différents taux d'écrasement.

Les résultats des essais semblent être concluants avec au final une liaison métallurgique créée à l'issue des essais de co-filage, cela malgré un mode de déformation différent de celui opérée en bi-poinçonnement et en écrasement.

Conclusion :

L'identification des paramètres de la simulation de co-filage a été basée sur la même démarche que pour les deux autres essais. Elle est réalisée en s'appuyant sur des paramètres macroscopiques et qui sont : la géométrie globale de la pièce, la géométrie de l'interface (distribution des deux matériaux) et l'évolution de l'effort de mise en forme. Les efforts simulés et expérimentaux ont des tendances qui sont similaires et des valeurs suffisamment proches pour pouvoir exploiter les résultats de la simulation numérique.

Contrairement aux deux essais précédents, une liaison métallurgique est obtenue pour une valeur faible de l'expansion de surface de 0,8, ceci pour une pression maximale de 250MPa. Toutefois, comme expliqué au chapitre 3, les fragments d'oxydes ne se présentent pas sous la forme de petites particules « sphériques » comme dans le cas des autres essais mais sous la forme de petites plaques. Le mode d'expansion de la surface, la pression sous laquelle s'opère l'expansion de surface pourraient ainsi jouer un rôle important sur la fragmentation des oxydes et donc sur la qualité de la liaison obtenue. Ce ne serait donc pas uniquement les

valeurs maximales de pression de contact et d'expansion qui piloterait l'établissement de la liaison mais le chemin pression/expansion de surface suivi au cours de la mise en forme.

5. Conclusion

Ce chapitre a été consacré à la confrontation simulation-expérimentation des essais de caractérisation. Il avait pour buts de : (1) identifier les paramètres de simulation numérique de chaque essai de caractérisation et (2) d'utiliser les résultats numériques pour estimer la pression et l'expansion de surface s'appliquant à l'interface lors des essais. Cela permet de corréler l'établissement ou non de la liaison métallurgique à l'interface C45/25CrMo4 estimée par des observations métallographiques avec les grandeurs physiques que sont la pression de contact et l'expansion de surface.

Cette confrontation permet de visualiser également la difficulté à estimer correctement tous les paramètres de simulation et les conséquences que cela a sur les efforts et la forme de l'interface. Les différences observées entre la simulation et l'expérience des trois essais de caractérisation viennent du fait que la simulation ne prend pas en compte le caractère évolutif des coefficients de frottement et d'échange thermique plus particulièrement à l'interface C45/25CrMo4. En outre, la simulation ne prend pas en considération l'établissement d'une liaison métallurgique. Malgré les écarts entre les résultats numériques et les mesures expérimentales, les simulations ont été utilisées pour estimer les expansions de surface et les pressions de contact aux interfaces bi-matériaux au cours des essais.

La mise en relation des résultats numériques et des micrographies à l'interface ont permis de mettre en évidence le rôle prépondérant que semble jouer l'expansion de surface sur la pression de contact pour l'établissement de la liaison pour l'essai de bi-poinçonnement et l'essai d'écrasement. Les expansions nécessaires minimale à l'établissement d'une liaison est supérieure à 3. Par contre, l'essai de co-filage montre des liaisons métallurgiques établies pour des valeurs d'expansion plus faibles de l'ordre de 0.8. Toutefois les micrographies pour cet essai montrent des fragments d'oxyde ayant une morphologie différente de celle des deux autres essais. La pression de contact, le chemin thermomécanique subi par l'interface, le mode d'expansion de surface ont donc conduit à une autre forme de fragmentation des oxydes à l'interface ayant permis l'établissement d'une liaison pour des expansions finales plus faibles.

Conclusions et perspectives

Ce manuscrit est dédié à l'étude du forgeage multi-matériaux, procédé visant à mettre en forme et établir une liaison métallurgique entre différents matériaux. Le travail de thèse concerne plus précisément l'identification et la caractérisation des conditions thermomécaniques nécessaires à l'établissement d'une liaison métallurgique au cours d'une opération de forgeage multi-matériaux. Plusieurs verrous scientifiques ont été identifiés et parmi ces derniers le plus prégnant dans le cas du co-forgeage de deux aciers est la présence des couches d'oxydes aux interfaces. Pour établir une liaison, il faut au cours de la déformation fragmenter les oxydes et extruder la matière au travers des espaces ainsi libérés. Deux paramètres majeurs semblent jouer un rôle primordial dans l'établissement de la liaison, l'expansion de surface et la pression de contact. L'objectif de la thèse a été de valider le caractère primordial de ces deux paramètres et de définir les conditions minimales en pression et expansion de surface pour obtenir une liaison aux interfaces co-forgées.

L'approche proposée dans la thèse s'est appuyée sur trois essais de caractérisation sollicitant les interfaces suivant des modes « simples ». Ces essais sont l'écrasement, le bi-poinçonnement et le co-filage.

Chaque essai a été simulé dans un premier temps pour obtenir une première image des sollicitations d'interface et permettre le dimensionnement des campagnes expérimentales. Ces dernières sont ensuite menées, leur exploitation conduisant à deux types de résultats, les résultats dits « macros » concernant les efforts de mise en forme et la géométrie de la pièce co-forgée et les résultats dits « micros » regroupant les observations métallographiques des interfaces obtenues. Le premier type de résultat sert à identifier les paramètres de la simulation numérique, en particulier, les coefficients de frottement et d'échange thermique outil/matière identifiés comme ayant un impact important sur les sollicitations d'interface. Les résultats de simulation obtenus avec la simulation identifiée sont ensuite mis en lien avec les observations métallographiques (résultats micros). Cette démarche a été développée dans le cas particulier du couple d'aciers C45/25CrMo4.

Les principales conclusions de la thèse sont les suivantes :

- 1) La fragmentation des oxydes à l'interface C45/25CrMo4 se produit dans les zones de fortes expansions de surface. Entre les fragments d'oxydes, une liaison métallurgique se crée à 1100°C et elle se traduit par une recristallisation au travers de l'interface entre le C45 et le 25CrMo4. Ceci confirme le scénario identifié dans l'étude bibliographique et à la base de la construction de la méthodologie de caractérisation.
- 2) La taille et l'espacement des fragments d'oxydes dépendent du niveau d'expansion de surface atteint à l'interface. Dans le cas du co-filage où l'expansion de surface est relativement faible (0.8) on obtient des oxydes sous la forme de fines pellicules. A contrario, au centre des échantillons de bi-poinçonnement avec des taux d'écrasement de 80%, correspondant à une expansion de surface d'environ 14, les particules sont plus petites et plus espacées.

- 3) La présence des particules à l'interface peut conférer à l'interface un caractère fragile mise en évidence lors des essais de résistance au choc. Pour les essais d'écrasement et de bi-poinçonnement, la fragilité de l'interface ne disparaît que pour des taux d'écrasement supérieurs à 70%.
- 4) Les résultats des essais d'écrasement et de bi-poinçonnement tendraient à montrer que l'expansion de surface a une influence prépondérante sur l'établissement de la liaison, celle-ci étant associée à la fragmentation des oxydes. Ceci pourrait s'expliquer par le fait que les essais sont réalisés à haute température et que la pression nécessaire à l'extrusion de la matière entre les fragments d'oxyde est faible. L'important à chaud comme à mi-chaud est de fragmenter les oxydes, une fois cette fragmentation atteinte les deux matériaux ont peu de difficultés à être extrudés et mis en contact.
- 5) Les résultats de l'essai de co-filage sont contradictoires avec les conclusions obtenues avec les deux premiers essais. En effet, les métallographies mettent en évidence des liaisons métallurgiques pour des expansions de surface plus faibles (0.8). Par contre, on peut observer que la morphologie des particules d'oxyde est différente, se présentant sous la forme de plaques et non de sphère. L'expansion de surface et la pression de contact maximale atteinte au cours de la déformation ne semblent donc pas être les seuls paramètres pertinents pilotant l'établissement de la liaison. Le chemin thermomécanique complet subi par l'interface semble jouer un rôle important, en particulier sur les mécanismes de fragmentation des oxydes.
- 6) L'estimation des pressions de contact et expansions de surface s'est confrontée à deux difficultés. Dans un premier temps, il n'a pas été possible avec le logiciel de simulation d'introduire une loi de frottement et d'échange thermique intégrant l'établissement progressif de la liaison métallurgique. Dans un deuxième temps, il est apparu des difficultés lors de la gestion numérique du contact entre les deux pièces. Cette difficulté s'est surtout manifestée lors de la simulation du co-filage et plus précisément la simulation de l'engagement de la matière dans le convergent pour lequel l'effort de mise en forme n'est pas repris par l'interface. Ces deux points pourraient faire l'objet d'étude future pour améliorer la prédiction des pressions de contact et des expansions de surface.

Pour compléter la méthodologie de caractérisation des interfaces, il apparaît nécessaire de développer un essai mécanique probablement spécifique à chaque essai du fait de la géométrie spécifique de chaque type d'éprouvette. Ces essais mécaniques doivent permettre de solliciter les interfaces suivant la direction normale aux interfaces mais également en cisaillement dans le plan de l'interface.

Les résultats de la thèse mettent en évidence que pour l'obtention d'une liaison qui ne soit pas fragile, il est nécessaire d'appliquer des expansions de surface très importantes, supérieures à 10. Ces niveaux d'expansion semblent difficilement compatibles avec la maîtrise de la répartition des matériaux. Le caractère résilient de l'interface n'est pas forcément nécessaire, l'imbrication mécanique des deux matériaux couplés à une résistance en cisaillement pouvant suffire à répondre à un cahier des charges spécifique. Pour cela, il

apparaît intéressant en parallèle des essais de caractérisation locale des interfaces de développer des essais de caractérisation plus global.

Ce projet a été développé dans le cadre d'un partenariat entre le Centre Technique des Industries Mécanique (CETIM) et le Laboratoire de Conception Fabrication Commande de l'Ecole Nationale des Arts et Métiers (ENSAM), campus de Metz. La méthodologie mise en place dans le cadre de la thèse a été partiellement mise en application dans le cadre de projets du laboratoire concernant deux autres couples de matériaux, Ti-6Al-4V – Acier inoxydable et Aluminium-Cuivre.

Références bibliographiques

A

[**Auger, 2010**] Auger, J.-M. Etude de la frittabilité de composites céramique-métal (alumine-acier inoxydable 316L) - Application à la conception et à l'élaboration de pièces multi-matériaux multifonctionnelles architecturées. Thèse de doctorat soutenue le 25 Février 2010 à l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne.

[**ASM, 2005**] Introduction to Bulk-Forming Processes, Metalworking: Bulk Forming, Vol 14A, ASM Handbook, ASM International, 2005, p 3–10.

[**ASM, 2003**] D.A. Shifler, High-Temperature Gaseous Corrosion Testing, Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection, Vol 13A, ASM Handbook, ASM International, 2003, p 650–681.

[**Appleby et Tylecote, 1970**] W.K. Appleby, R.F.Tylecote. Stresses during the gaseous oxidation of metals. Corrosion science 1970, 10, Pages 325-341.

B

[**Bay, 1983**] Bay, N., 1983. Mechanisms producing metallic bonds in cold welding. Welding Journal, 137–142.

[**Bay et al, 1985**] N. Bay, C. Clemensen, O. Juelstorp, 1985. Bond strength in cold roll bonding. CIRP J. Manufact. Sci. Technol. 34, 221–224.

[**Bay et al, 2010**] N. Bay, A. Azushima, P. Groche, I. Ishibashi, M. Merklein, M. Morishita, T. Nakamura, S. Schmid, M. Yoshida, 2010. Environmentally benign tribo-systems for metal forming. CIRP Annals - Manufacturing Technology 59, 760–780.

[**Bambach et al, 2014**] M. Bambach, M. Pietryga, A. Mikloweit, G. Hirt. A finite element framework for the evolution of bond strength in joining-by-forming processes. Journal of Materials Processing Technology 214 (2014) 2156–2168.

[**Birks et Meier, 1983**] N. Birks, G. Meier, Introduction to high temperature oxidation of metals, Edward Arnold Ltd, 1983.

[**Brechet, techniques de l'ingénieur**] Yves Brechet, Michael F. Ashby, Michel Dupeux, François Louchet. Choix et usage des matériaux. Techniques de l'ingénieur. T 5100.

C

[**Calvo et al, 1988**] F.A. Calvo, A. Urena, J. M. Gomez De Salazar, F. Molleda. Special features of the formation of the diffusion bonded joints between copper and aluminium. JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 23 (1988) 2273-2280.

[Chen et al, 2006] CY. Chen, HL. Chen, WS. Hwang. Influence of Interfacial Structure Development on the Fracture Mechanism and Bond Strength of Aluminum/Copper Bimetal Plate. *Materials Transactions*, Vol. 47, No. 4 (2006) pp. 1232 to 1239.

[Callister, 2000] W.D. Callister, *Materials Science and Engineering*, Fifth ed., John Wiley and Sons, Inc., New York, 2000.

[Cooper et Allwood, 2014a] Daniel R. Cooper*, Julian M. Allwood. The influence of diffusion mechanisms in aluminium solid-state welding processes. 11th International Conference on Technology of Plasticity, ICTP 2014, 19-24 October 2014, Nagoya Congress Center, Nagoya, Japan *Procedia Engineering* 00 (2014) 000–000.

[Cooper et Allwood, 2014b] Daniel R. Cooper, Julian M. Allwood. The influence of deformation conditions in solid-state aluminium welding processes on the resulting weld strength, *Journal of Materials Processing Technology*, Available online 25 April 2014, ISSN 0924-0136, <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.04.018>

[Decaon et al, 1985] Decaon C, Loretto M., Sallman R., Behaviour of vacancies during oxidation, *Materials Science and Technology*, 1, 344-350, 1985.

[Dunnington et al, 1952] Dunnington. B, Beck.F, Fontana. M. The mechanism of scale formation on iron at high temperature, *Corrosion*, 8, 2-13, 1952.

[Desplanques, 2014] B. Desplanques. Assemblage de multi-matériaux en bicouches massives : étude expérimentale, modélisation et simulation du cofrittage. Thèse soutenue le 24 janvier 2014 à l’Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Étienne.

[Domblesky et al, 2006] Domblesky, J., Kraft, F., Druecke, B. & Sims, B,2006. Welded preforms for forging. *Journal of Materials Processing Technology*, 171, 141 - 149.

F

[Floc’h, techniques de l’ingénieur] A. LE Floc’h, S. Jacomet. Simulation physique des procédés de mise en forme : théorie et pratique. *Technique de l’ingénieur*. M 3 020.

J

[Jafarian et al, 2015] M. Jafarian, A. Khodabandeh, S. Manafi. Evaluation of diffusion welding of 6061 aluminium and AZ31 magnesium alloys without using an interlayer. *Materials and Design* 65 (2015) 160-164.

[Jiang et al, 2009] Yao Jiang, Chuping Deng, Yuehui He, Yao Zhao, Nanping Xu, Jin Zou, Baiyun Huang, C.T. Liu. Reactive synthesis of microporous titanium-aluminide membranes. *Materials Letters* 63 (2009) 22–24.

G

[Gateau, 2010] R. Gateau. Comportement vis-à-vis de la corrosion à haute température de métaux (Ti, TA6V) revêtus d'aluminiure de titane. Thèse Soutenue le 10 Décembre 2010 à l'université de Bourgogne.

[Green et al, 2008] Green, D.J., Guillon, O., Rödel, J., 2008. Constrained sintering: A delicate balance of scales. *J. Eur. Ceram.Soc.* 28, 1451–1466.

[Groche et al, 2014] P. Groche, S. Wohletz, A. Erbe, A. Altin. 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 (2014) 2040–2048.

[Guiraldenq, Techniques de l'ingénieur] Pierre GUIRALDENQ. Diffusion dans les métaux. Référence: M55 v2.

K

[Kawasaki et al,1997] Kawasaki A., Watanabe R, 1997. Concept and P/M fabrication of functionally gradient materials. *Ceramics International*, 8842(95) :73–83.

[Kidson, 1961] Kidson GV. Some aspects of the growth of diffusion layers in binary systems. *J Nucl Mater* 1961; 3 :21.

[Kim et al, 2003] S.Y. Kim, S. B. Jung. C. C. Shur. Mechanical properties of copper to titanium joined by friction welding. *Journal of materials science* 38 (2003) 1281-1287.

[Kofstad, 1988] P. Kofstad, High Temperature Corrosion. Elsevier Applied Science, 1988.

[Kolarik et al, 2015] L. Kolarik, J. Janovec, M. Kolarikova, P. Nachtnebl. Influence of diffusion time on homogenous steel joints. 25th international symposium on intelligent manufacturing and automation DAAAM 2014. *Procedia Engineering* 100 (2015) 1678-1685.

[Kalpakjian et Schmid, 2010] Kalpakjian S, Schmid SR (2010) *Manufacturing Engineering & Technology*, 6th ed. Prentice Hall: 900–920.

[Korinko, 2011] P.S. Korinko, Forge and Coextrusion Welding, *Welding Fundamentals and Processes*, Vol 6A, *ASM Handbook*, ASM International, 2011, p 701–703.

[Kohl, 1964] W.H Kohl. Soldering and brazing. *Handbook of vacuum physics* Vol 14 (1964), pp 175-198.

L

[Li et al, 2014] Li P, Li J, Salman M, Liang L, Xiong J, Zhang F (2014) Effect of Friction Time on Mechanical and Metallurgical Properties of Continuous Drive Friction Welded Ti6Al4V/SUS321 Joints. *Materials and Design* 56 :649–656.

[Leiber] <http://www.leiber.com/Hybridschmieden.46.0.html>

[Loveday et al, 2006] Loveday. M. S, Mahon. G. J., Roebuck. B., Lacey. A.J., Palmiere. E.J., Sellars. C. M. & Van der Winden. M. R. Measurement of flow stress in hot plane strain compression tests, *Mat. High Temp.*, 23, pp. 85-118, 2006.

[Lu et al, 2011] L. Lu, M. Chekroun, O. Abraham, V. Maupin and G. Villain. "Mechanical properties estimation of functionally graded materials using surface waves recorded with a laser interferometer. *NDT & E International*, Volume 44, Issue 2, March 2011, Pages 169-177.

[Li et al, 2008] Long Li, Kotobu Nagai and Fuxing Yin. Progress in cold roll bonding of metals. *Sci. Technol. Adv. Mater.* 9 (2008) 023001.

Q

[Qian et al, 2003] Qian X, Dutta D. Design of heterogeneous turbine blade. 2003. *Computer Aided Design* 35 (2003) 319-329.

M

[Manesh, 2006] Manesh H. D. 2006. *Mater. Sci. Technol.* 22 634

[Mrowec, 1967] Mrowec. S. On the mechanism of high temperature oxidation of metals and alloys, *Corrosion Science*, 7, 563-578, 1967.

[Murray et Wriedt, 1987] J. L. Murray, H. A. Wriedt. The O-Ti (Oxygen-Titanium) system. *Journal of Phase Equilibria* April 1987, Volume 8, Issue 2, pp 148-165.

[Microcertec] <http://www.microcertec.com/fiche-materiaux-fr-1-alumine-al2o3.html>
(consulté le 25/11/2015).

[Mori et al, 2013] Ken-ichiro Mori, Niels Bay, Livan Fratini, Fabrizio Micari, A. Erman Tekkaya. Joining by plastic deformation. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 62 (2013) 673-694.

[Martinsen et al, 2015] K. Martinsen, S.J. Hu, B.E. Carlson. Joining of dissimilar materials. *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 64 (2015) 679-699.

[Murry, techniques de l'ingénieur] G. Murry. Soudage et soudabilité métallurgique des métaux. 1994. *Technique de l'ingénieur*. Référence : m715.

[Millet, Techniques de l'ingénieur] Yvon MILLET. Corrosion du titane et de ses alliages. *Techniques de l'ingénieur*. Référence : COR320 v1.

O

[O'Callaghan et Probert, 1987] O'Callaghan, P., Probert, S.D., 1987. Prediction and measurement of true areas of contact. *Wear* 120, 29–49.

[O'Brien, 1991] R.L. O'Brien, Ed., *Welding Handbook*, 8th ed., Vol 2, American Welding Society, 1991, p 917–918.

P

[Perusin, 2004] S. Perusin. Conséquences de l'oxydation haute température sur l'injection de défaut et le comportement mécanique des matériaux métalliques. Thèse soutenue le 17 Novembre 2004 à l'institut national polytechnique de Toulouse.

[Pieraggi et Rapp, 1988] Pieraggi. B., Rapp. R., Stress generation and vacancy annihilation during scale growth limited by cation-vacancy diffusion, *Acta Metallurgica*, 36, 1281-1289, 1988.

[Politis et al, 2014] D.J. Politis, J. Lin, T.A. Dean, D.S. Balint. An investigation into the forging of Bi-metal gears. *Journal of Materials Processing Technology* 214 (2014) 2248–2260.

R

[Rafiq, 2011] M. Rafiq. Etude de pièces recharges en forgeage à chaud. Thèse soutenue le 15 Février 2011 à l'ENSAM de Metz.

[Rasheedat et al, 2012] Rasheedat M. Mahamood, Esther T. Akinlabi Member, IAENG, Mukul Shukla and Sisa Pityana, *Proceedings of the World Congress on Engineering 2012 Vol III, Functionally Graded Material: An Overview*.

[Rajan et al, 2010] Rajan T.P.D., Pillai R.M., Pai B.C, 2010. Characterization of centrifugal cast functionally graded aluminum-silicon carbide metal matrix composites. *Materials Characterization*, 61(10):923–928, 2010.

[Riout, 2005] F. Riout. Cinétique et mécanismes de corrosion sèche d'un cermet à base Cu-Ni. Thèse soutenue le 13 septembre 2005 à l'école nationale supérieure des mines de Saint-Etienne.

S

[Sahin, 2010] M. Sahin. Joining of aluminium and copper materials with friction welding. *Int J Adv Manuf Technol* (2010) 49 :527–534.

[Salles, 2015] N. Salles. Etude des différents polymorphes de l'alumine et des phases transitoires apparaissant lors des premiers stades d'oxydation de l'aluminium : simulation à l'échelle atomique par un modèle à charges variables en liaisons fortes. Thèse soutenue le 9 Mars 2015. Université de bourgogne.

[Sayegh et Cazes, 1980] G. Sayegh, R. Cazes. Soudage par friction. *Techniques de l'ingénieur*. 1980. Référence : b619.

[Shubhavardhan et Surendan, 2012] R.N. Shubhavardhan, S. Surendran. Friction Welding to join dissimilar metals. International journal of emerging technology and advanced engineering. volume 2,issue 7,july 2012.

[Snijders et al, 2005] P. C. Snijders, L. P. H. Jeurgens, and W. G. Sloof. Structural ordering of ultra-thin, amorphous aluminium-oxide films. Surf. Sci., 589 :98, 2005.

[Steward et al, 2000] R.V. Steward, M.L. Grossbeck, B.A. Chin, H.A. Aglan, Y. Gan. Furnace brazing type 304 stainless steel to vanadium alloy (V-5Cr-5Ti). Journal of Nuclear Materials 283-287 (2000) 1224-1228.

[Sarrazin et al, 2000] P. Sarrazin, A. Gelerie, J.Fouletier. Les mécanismes de la corrosion sèche : une approche cinétique. EDP Sciences 2000.

[Springer et al, 2011] H. Springer, A. Kostka, E.J. Payton, D. Raabe, A. Kaysser-Pyzalla, G. Eggeler. On the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between low-carbon steel and aluminum alloys. Acta Materialia 59 (2011) 1586–1600.

T

[Thomazic, 2010] A. Thomazic. Elaboration de multi-matériaux multifonctionnels par métallurgie des poudres : Mécanismes de frittage de bi-matériaux. Thèse de doctorat soutenue le 11 janvier 2010 à l’institut polytechnique de Grenoble.

[Thibault, 2008] Alexandre Thibault,2008. Contribution à l’intégration produit : processus de fabrication, application au domaine de la forge. Thèse de doctorat soutenue le 20 juin 2008 à l’ENSAM de Metz.

V

[Vaziri et al, 2015] M. R. Vaziri, S. M. Mehrian, M. H. Naei, Jamal Y. Sheikh Ahmad. Modification of Shock Resistance for Cutting Tools Using Functionally Graded Concept in Multilayer Coating. Journal of Thermal Science and Engineering Applications

[Vaidyanath, 1960] Vaidyanath L. R. and Milner D. R.1960. Br. Weld. J. 1

[Varis et Forst, 1999] Varis A, Frost M (1999). On Extrusion stage of Linear Friction Welding of Ti-6Al-4V. Materials Science and Engineering A 271(1–2):477–484.

W

[Watari et al,1997] Watari F., Yokoyama A., Saso F., Uo M., Kawasaki T. Fabrication and properties of functionally graded dental implant, 1997. Composites Part B: Engineering, 28(1-2):5 11.

[Wang, 1983] S. S. Wang “Fracture mechanics for delamination problems in composite materials,” Journal of Composite Materials, (1983), vol.17(3), pp. 210-223.

[Wohletz et Groche, 2014] S. Wohletz, P. Groche. Temperature influence on bond formation in multi-material joining by forging. *Procedia Engineering* 81 (2014) 2000 – 2005.

Y

[Yan et Lenard, 2004] H. Yan, J.G. Lenard. A study of warm and cold roll-bonding of an aluminum alloy. *Materials Science and Engineering A* 385 (2004) 419-428.

[Yang et al, 2010] Yang. Z, Zhou. L, Dong J.X. Observation of interface of two kinds of bi-metal composite parts prepared by thixo-forging *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 20 (2010) 1579-1584.

Z

[Zhang et Bay, 1996] Zhang, W., Bay, N., 1996. A numerical model for cold welding of metals. *CIRP Ann. Manufact. Technol.* 45, 215–220.

[Zhang et al, 2016] Chao Zhang, Hong Li, Miaoquan Li. Detailed Evolution Mechanism of Interfacial Void Morphology in Diffusion Bonding. *Journal of Materials Science & Technology* 32 (2016) 259–264.

[Zuruzi et al, 1999] Zuruzi AS, Li H, Dong G. Effects of surface roughness on the diffusion bonding of Al alloy 6061 in air. *Mater Sci Eng A* 1999 ; 270 ; 244-8.

Etude de la co-forgeabilité d'un multi-matériaux : application à un couple d'aciers

RESUME :

Le forgeage multi-matériaux est un procédé permettant la mise en forme et l'assemblage simultanés de matériaux différents. Ce procédé permet d'obtenir des pièces multi-matériaux avec le « bon matériau placé au bon endroit ». L'objectif des travaux de thèse est de définir les conditions nécessaires à l'établissement de la liaison métallurgique par forgeage à l'interface d'un couple d'aciers. Dans un premier temps, l'état de l'art a servi à l'identification des phénomènes physiques accompagnant le forgeage multi-matériaux et les paramètres clés pilotant l'établissement de la liaison métallurgique. Le principe de base de l'établissement d'une liaison passe par la fragmentation des oxydes en surface des matériaux et par l'application d'une pression de contact favorisant le contact entre les matériaux nus et la diffusion. Les deux paramètres clés identifiés sont donc la pression normale de contact et l'expansion de surface. Le protocole de caractérisation du co-forgeage mis en place comporte trois essais « simples » permettant de solliciter les interfaces avec des pressions et des expansions différentes. Ces dernières, estimées par simulation numérique de l'essai, sont mises en relation avec la qualité des liaisons obtenues évaluée, quant à elle, au travers d'observations métallographiques. Les premières simulations permettent de dimensionner les campagnes expérimentales. Celles-ci sont ensuite conduites sur les moyens de mise en forme de la plateforme VULCAIN. Les efforts de mise en forme, la géométrie globale des pièces et la répartition de matière servent de base à l'identification des paramètres de la simulation. La simulation ainsi obtenue et les observations métallographiques aux interfaces sont ensuite mises en lien. Cette démarche a permis de confirmer l'importance du rôle joué par la pression de contact et l'expansion de surface sur l'établissement d'une liaison au cours de la mise en forme du multi-matériaux. La répartition et la forme des particules d'oxydes semblent liées au chemin thermomécanique subi par l'interface.

Mots clés : forgeage multi-matériaux, bi-poinçonnement, écrasement, co-filage, expérimentation, simulation MEF, pression normale de contact, expansion de surface.

Study of the co-forgeability of a multi-material: application to a couple of steels

ABSTRACT:

The multi-material forging is a forming process allowing, simultaneously, the welding and shaping of multi-material parts with the right material at the right place. The purpose of the presented work is to identify the necessary conditions to obtain a metallurgical bond during forging between two different grades of steel. First, the state of the art allowed the identification of the physical phenomena occurring during multi-material forging and the determination of the key parameters of the bonding which are the contact pressure and the surface expansion at the both sides of the interface. The mechanisms to establish metallurgical bond by forging are based on the breaking and the dispersion of the oxide layer at the interface then the extrusion of the soft material through the voids generated between the oxide fragments. Second, the characterization methodology of this work is presented. It consists of three “simple” forging tests leading to different interface conditions (contact pressure and surface expansion). The first simulations allow the design of the experimental plan for each test. The comparison between simulations and experiments allows the identification of physical parameters of the simulation. Finally, the contact pressure and the surface expansion of the identified simulations are used to analyze the metallographic structure and the bonding at the interface.

The developed work confirms the major effect of the contact pressure and the surface expansion on the establishment of a metallurgical bond during multi-material forging. The size and the shape of the oxide particles seem to depend on the thermomechanical path at the interface.

Keywords: multi-material forging, plane strain compression test, upsetting test, drawing test, experimentation, simulation FEM, normal contact pressure, surface expansion.