

École polytechnique de Louvain

Fabrication et caractérisation d'un matériau composite multicouche Aluminium/Acier assemblé par succession d'opérations de colaminage

Auteur : **Federico SONNINO**

Promoteurs : **Laurent DELANNAY, Thaneshan SAPANATHAN**

Lecteurs : **Aude SIMAR, Pascal JACQUES**

Année académique 2020–2021

Intitulé officiel du master : **KIMA2MS/G**

Résumé

L'objectif de cette thèse de master est celui d'analyser et de caractériser le comportement mécanique et métallurgique des matériaux multicouches laminés. Les travaux ont pris en compte la fabrication des échantillons analysés, à savoir : des couches alternées d'*Aluminium Al1050* et d'*Acier S235*.

D'un côté, plusieurs tests mécaniques ont été utilisés au cours de cette étude, tels que : test de dureté, essai de traction et de flexion à 4 points afin de caractériser la structure multicouche. Des observations métallurgiques ont été menées par microscope électronique à balayage (*MEB*), spectroscopie de rayon X à dispersion d'énergie (*EDX*), microscope optique et tomographie à micro rayon X. Ces observations montrent la microstructure ainsi que les micro défauts des échantillons fabriqués.

Enfin, une simulation 2D a été effectuée afin de prédire et de comprendre le comportement de déformation plastique du matériau multicouche durant le procédé de jonction par laminage. Cette simulation prend en charge le comportement de la striction locale formée dans l'acier *S235* et la formation de défauts de fabrication au cours du processus de fabrication.

Résumé

The aim of this master thesis is to analyze and characterize the mechanical and metallurgical behaviour of multilayer roll-bonded material. The work has taken into account the manufacturing part of the analysed specimen, namely : alternating layers of *Aluminum Al1050* and *Steel S235*.

On one side, several mechanical tests were used in this study, such as : hardening, tensile and four points bending to characterize the multilayered structure. Metallurgical observations were made by laboratory Scanning Electron Microscopy (*SEM*), Energy Dispersive X-Ray analysis (*EDX*), optical microscope and micro X-Ray tomography. These observations shows the microstructure, and microscopic defects of the manufactured specimens.

Finally, a 2D-simulation was carried out to predict and understand the plastic deformation behavior of the multilayer sample during the co-rolling process. This simulation supports the behaviour of the local necking formed in the *S235* steel, and the manufacturing defects formation during the fabrication process.

Acknowledgements

Dans cette section, je voudrais exprimer ma gratitude envers toutes les personnes qui m'ont aidé à réaliser le travail exposé dans cette thèse de master.

Tout d'abord un chaleureux remerciement envers Thaneshan, doctorant qui m'a assisté tout le long de mes recherches qui s'est tout le temps tenu disponible et a réellement coaché mon avancée sur ce projet. Pareillement pour M. Laurent Delannay, qui s'est également tenu plus que joignable en mon égard et qui ayant suivi mon avancée, a su me conseiller sur les directions à entreprendre.

Mon travail m'a mené à passer de nombreuses heures dans les laboratoires de l'UCLouvain et ainsi à côtoyer les travailleurs plus habitués de ces endroits, comme Jonathan Lorfevre, Marc Sinnaeve et Alban Maton, qui m'ont toujours aidé en cas de questionnement ou difficulté de ma part.

Enfin, ayant eu besoin d'effectuer de nombreux essais pour tester mes échantillons, Thaneshan et moi avons dû booker les laboratoires adéquats tenus par des experts qui nous ont toujours apporté leur précieuse aide quant à la calibration des machines, explications adjointes, ...

Liste des tableaux

3.1	Tableau de composition détaillé ICP de l'aluminium de base utilisé	23
3.2	Tableau reprenant les propriétés physiques élémentaires de l'aluminium de base utilisé (MATERIAL, 2021).	23
3.3	Tableau reprenant les principales propriétés mécaniques de l'aluminium de base utilisé (EURALLIAGE, 2020).	24
3.4	Tableau de composition détaillé ICP de l'acier de base utilisé, mesuré dans les laboratoires de l'UCLouvain	25
3.5	Tableau reprenant les propriétés physiques élémentaires de l'acier de base utilisé (VELLING, 2021) (APPLIED, 2017).	25
3.6	Tableau reprenant les propriétés mécaniques élémentaires de l'aluminium de base utilisé (GILBERT, 2016) (RUPBOX, 2019).	25
3.7	Récapitulatif des passes de laminage.	27
3.8	Part d'acier dans les deux échantillons analysés.	41
3.9	Part d'aluminium dans les deux échantillons analysés.	41
3.10	Part de vide dans les deux échantillons analysés.	41
4.1	Principaux paramètres exportés depuis les courbes de tractions expérimentales.	53
4.2	Valeurs de flexion trouvées pour l'aluminium.	59
4.3	Valeurs de flexion trouvées pour l'acier.	60
4.4	Valeurs de flexion trouvées pour les échantillons de métal composite.	62
5.1	Propriétés élastiques encodées dans <i>ABAQUS</i>	67
5.2	Propriétés élastiques encodées dans <i>ABAQUS</i>	67
5.3	Tableau récapitulant les réductions obtenues lors des 3 simulations.	79

Table des figures

1.1	Diagramme de phase binaire Fe-Al	2
2.1	Illustration du procédé de laminage. Les grains s'allongent dans la direction du laminage.	5
2.2	Illustration schématique illustrant le principe du procédé d'assemblage par une succession d'opérations de colaminage (HUANG et al., 2003).	6
2.3	Résultats des essais de traction sans morcellement de la phase d'acier au sein de la matrice d'aluminium. Résultats fournis par (FARD et al., 2017). Les courbes de traction de l'aluminium et acier de base y sont également représentées.	8
2.4	Résultats d'essai de traction avec morcellement de la phase d'acier au sein de la matrice d'aluminium, fournis par (FARD et al., 2017). Les courbes de traction de l'aluminium de base et du spécimen laminé une seule fois sans morcellement de la phase d'acier y sont également représentées.	9
2.5	Variations de la microdureté Vickers moyenne des couches d'aluminium et d'acier en fonction du nombre de cycles de laminage (TALEBIAN et ALIZADEH, 2013).	10
2.6	Résumé des propriétés mécaniques calculés par (TALEBIAN et ALIZADEH, 2013).	11
2.7	Schématisation des deux configurations comparées dans l'étude (I.-K. KIM et HONG, 2013) (a) 2,3Mg/Al/STS (épaisseur de couche de Mg = 2,3 mm) et (b) 1,6Mg/Al/STS (épaisseur de couche de Mg = 1,6 mm).	11
2.8	Courbes charge - déplacement des composites assemblés par laminage et recuits. (a) 2,3Mg/Al/STS et (b) 1,6Mg/Al/STS (I.-K. KIM et HONG, 2013).	12
2.9	Coupe transversale des couches résultant d'une expérience de laminage en utilisant des couches alternées de Ti et Al (a) 31 couches et (b) 17 couches. Images produites au MEB (CHAUDHARI et ACOFF, 2009).	14

2.10	Variation de la fraction d'épaisseur de la couche molle (Al) en fonction des différentes réductions d'épaisseur dans le collage par laminage (CHAUDHARI et ACOFF, 2009).	15
2.11	Variation de la fraction d'épaisseur de la couche molle (Al) en fonction de l'épaisseur de départ de la couche molle (CHAUDHARI et ACOFF, 2009).	16
2.12	Variation de la fraction d'épaisseur de couche molle en fonction du rayon du rouleau (CHAUDHARI et ACOFF, 2009).	16
2.13	Spécification de la bande Al1100 et de la feuille de laiton (MOUSA et al., 2018).	17
2.14	Résultat du modèle de (MOUSA et al., 2018) simulant la rupture progressive par pelage du composite sandwich Al-laiton-Al, distribution des contraintes de Mises.	18
2.15	L'effet de la présence d'imperfection dans l'interface Al-laiton sur la charge de pelage en fonction de la taille de l'imperfection (a) Courbe charge-déplacement (b) charge de pelage normalisée (MOUSA et al., 2018).	18
2.16	Résultat de la simulation en état de chargement pour une profondeur d'empreinte de $0,2\mu m$ (G.TANG, Y.-L.SHEN et N.CHAWLA, 2008).	19
2.17	Résultat de la simulation en état de chargement pour une profondeur d'empreinte de $0,5\mu m$ (G.TANG, Y.-L.SHEN et N.CHAWLA, 2008).	20
2.18	Résultat de la simulation en état de déchargement pour une profondeur d'empreinte de $0,5\mu m$ (G.TANG, Y.-L.SHEN et N.CHAWLA, 2008).	20
2.19	Evolution de la déformation plastique équivalente (<i>PEEQ</i>) d'un élément matériel, à l'intérieur d'une couche dans la région soulignée par le cercle de la Fig. 2.17 au cours de l'historique de l'indentation (G.TANG, Y.-L.SHEN et N.CHAWLA, 2008).	21
3.1	<i>Première étape de laminage</i> : Explication schématique de la méthode utilisée pour fabriquer le matériau multicouche.	26
3.2	<i>Deuxième étape de laminage</i> : Explication schématique de la méthode utilisé pour fabriquer le matériau multicouche.	27
3.3	Cycle thermique du procédé. Diagramme non à l'échelle	28
3.4	Illustration de théorie de la coupe transversale de la structure sandwich à 3 couches avant laminage.	28
3.5	Prétraitement et assemblage du sandwich <i>Al-Acier-Al</i> avant laminage.	29
3.6	Vue du haut du spécimen empilé en structure sandwich à 3 couches avant laminage.	29
3.7	Illustration théorique de la coupe transversale de l'assemblage laminé à 3 couches.	30

3.8	Vue du haut du spécimen empilé en structure sandwich à 5 couches après laminage.	30
3.9	Illustration théorique de la coupe transversale de l'assemblage à 5 couches.	31
3.10	Illustration théorique de la coupe transversale de l'assemblage à 7 couches proposant une couche d' <i>acier de base</i> comme intermédiaire.	31
3.11	Structure comportant deux structures à 3 couches laminées et séparées par une couche d' <i>acier de base</i> . Avant le second laminage.	32
3.12	Interface <i>Aluminium - Acier</i> du composite laminé à 3 couches.	33
3.13	Vue MEB globale du composite à 5 couches.	33
3.14	Cavité formée à l'interface <i>Aluminium - Acier</i> .	35
3.15	Vue MEB globale par assemblage d'images du composite à 7 couches.	36
3.16	Interface <i>Aluminium - Acier</i> du composite à 7 couches (deux passages au laminage).	37
3.17	Même interface <i>Aluminium - Acier</i> du composite à 3 couches sous MEB et EDX.	38
3.18	Même interface <i>Aluminium - Acier</i> du composite à 5 couches sous MEB et EDX.	39
3.19	Principe de fonctionnement de l'acquisition des données (LIMODIN, RÉTHORÉ et BUFFIÈRE, 2009).	40
3.20	Coupes transversales des deux échantillons cubiques.	42
3.21	Schématisation 3D des deux échantillons cubiques.	42
3.22	Carte de distribution d'épaisseur des deux échantillons.	43
3.23	Cartes de distribution d'épaisseur avec les histogrammes associés.	44
4.1	Courbes de traction des matériaux de base.	45
4.2	Différentes configurations utilisées dans la phase d' <i>acier intermédiaire</i> d'échantillons roulés à 5 couches.	47
4.3	Moyenne des duretés par phase testée.	48
4.4	Dimensionnement des échantillons pour l'essai de traction (ZNAZHU, 2017).	49
4.5	Courbes de traction de l' <i>acier de base</i> .	50
4.6	Courbes de traction de l' <i>aluminium de base</i> .	51
4.7	Courbes de traction des matériaux composites roulés à 7 couches.	52
4.8	Initiation de la fissure.	53
4.9	Propagation et rétrécissement de l' <i>Al</i> .	53
4.10	Zoom sur la zone de rupture.	53

4.11 À gauche, une vue transversale de l'échantillon brisé, on y distingue les différentes phases. À droite du haut vers le bas, distinctement la phase d'acier sous deux perspectives différentes et d'aluminium en dessous.	54
4.12 Images prises au microscope électronique des métaux de base après rupture de l'échantillon de traction.	55
4.13 Essai de flexion à quatre points.	56
4.14 Photo de l'essai de flexion	57
4.15 Définition théorique de la contrainte à la rupture (ASHBY, 2011).	58
4.16 Courbe de flexion de l'aluminium de base.	59
4.17 Courbe de flexion de l'acier de base.	60
4.18 Courbes de flexion des matériaux composites roulés à 7 couches.	61
4.19 Schéma de l'échantillon de métal composite avant et après l'essai de flexion avec les images correspondantes prises au microscope électronique MEB au niveau des points d'application de la force mécanique.	63
5.1 Bloc simulé du matériau composite. Situation initiale non déformée.	65
5.2 Maillage du problème.	66
5.3 Conditions frontières imposées à la simulation.	69
5.4 (1) Résultat de la simulation ABAQUS montrant les champs de déformation selon le paramétrage initial. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs t_1 et t_2 de la déformation.	70
5.5 (2) Résultat de la simulation ABAQUS montrant les champs de déformation selon le paramétrage initial. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs t_3 et t_4 de la déformation.	70
5.6 (1) Résultat de la simulation ABAQUS montrant les champs de contraintes de Mises selon le paramétrage initial. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs t_1 et t_2 de la déformation.	71
5.7 (2) Résultat de la simulation ABAQUS montrant les champs des contraintes de Mises selon le paramétrage initial. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs t_3 et t_4 de la déformation.	72
5.8 Nouvelle géométrie du bloc simulé. Situation initiale non déformée.	73
5.9 (1) Résultat de la simulation ABAQUS pris à l'instant t_1 montrant l'influence de la géométrie des interfaces entre les couches.	73
5.10 (2) Résultat de la simulation ABAQUS montrant l'influence de la géométrie des interfaces entre les couches. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs t_2 et t_3 de la déformation.	74

5.11 (1) Résultat de la simulation ABAQUS pris à l'instant t_1 montrant les champs de contraintes de Mises avec des hétérogénéités d'interface plus accentuées. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs de la déformation.	74
5.12 (2) Résultat de la simulation ABAQUS montrant les champs de contraintes de Mises avec des hétérogénéités d'interface plus accentuées. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs t_2 et t_3 de la déformation.	75
5.13 (1) Résultat de la simulation ABAQUS pris à l'instant t_1 où il a été accentué l'influence de la différence entre les propriétés mécaniques des matériaux.	76
5.14 (2) Résultat de la simulation ABAQUS montrant l'influence de la différence entre les propriétés mécaniques des matériaux. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs t_2 et t_3 de la déformation.	76
5.15 (1) Résultat de la simulation ABAQUS pris à l'instant t_1 montrant les champs de contraintes de Mises avec la différence de propriétés plus accentuée.	77
5.16 (2) Résultat de la simulation ABAQUS montrant les champs de contraintes de Mises avec la différence de propriétés plus accentuée. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs t_2 et t_3 de la déformation.	78
5.17 Définition Amplitude du sinus.	78
5.18 Évolution de l'épaisseur le long de la couche d'acier centrale depuis le collage d'images prise par microscope électronique à balayage (SEM).	80
5.19 Évolution de la déformation le long de la couche d'acier centrale.	81
5.20 Évolution de l'épaisseur le long de la couche d'acier depuis le résultat de la modélisation sur ABAQUS.	82
5.21 Évolution de la déformation le long de la couche d'acier depuis l'image simulé dans ABAQUS.	83

Table of Contents

1 Introduction	1
2 État de l'art	4
2.1 Présentation du procédé de laminage	4
2.2 Matériau multicouche colaminé	6
2.3 Autres paramètres clés du processus	10
2.4 Modélisation par éléments finis	17
3 Matériaux et procédé	22
3.1 Matériaux utilisés	22
3.1.1 Aluminium 1050	22
3.1.2 Acier S235	24
3.2 Méthode utilisée	26
3.2.1 Assemblage par laminage	27
Avant laminage	28
Après laminage	29
3.2.2 Difficultés concernant l'assemblage du composite à 5 couches	30
3.2.3 Analyse au microscope électronique MEB	32
3 couches	32
5 couches	33
7 couches	35
3.2.4 Analyse EDX	37
3 couches	37
5 couches	38
3.3 Analyse par tomographie	39
3.3.1 Résultats obtenus	40
4 Analyse expérimentale	45
4.1 Essai de dureté Vickers	45
4.1.1 Paramètres et dimensions	46
4.1.2 Résultats obtenus	47

4.2	Essai de traction uniaxial	49
4.2.1	Dimensions et paramètres	49
4.2.2	Résultats obtenus	50
4.2.3	Analyse MEB	54
4.3	Essai de flexion à quatre points	55
4.3.1	Dimensions et paramètres	56
4.3.2	Expression des paramètres de flexion	57
4.3.3	Résultats obtenus	58
4.3.4	Analyse des échantillons après l'essai	62
5	Modélisation	64
5.1	Hypothèses et paramètres initiaux	64
5.1.1	Maillage	65
5.1.2	Propriétés des métaux	66
	Propriétés élastiques	66
	Propriétés plastiques	67
5.1.3	Équations contraintes et conditions frontières	67
	Équations contraintes	67
	Conditions frontières	68
5.2	Résultats	69
5.3	Influence des paramètres	72
5.3.1	Géométrie de l'interface	72
5.3.2	Propriétés matériaux	76
5.4	Discussion	79
6	Conclusion et perspectives	84
6.1	Partie expérimentale et analyse aux microscopes	85
6.2	Partie modélisation	86
6.3	Perspectives	87

Chapitre 1

Introduction

L'assemblage *acier-aluminium* se révèle utile lorsque il est exigé de faire varier les propriétés du matériau à certaines localités précises. Mais également afin de former une structure composite permettant d'atteindre un compromis de propriétés entre ces deux métaux, initialement fort différents.

Le secteur du transport par exemple (automobile, navale, spatiale, etc ...) exige à ses matériaux toute une gamme de propriétés, pouvant varier fortement selon l'endroit d'application. Ainsi, tantôt l'aluminium présentera des propriétés mécaniques plus appropriées pour certaines localités, tantôt l'acier sera plus adapté pour d'autres points. En effet, l'aluminium offre de nombreux avantages par rapport à l'acier, par exemple au niveau de son poids, résistance à la corrosion, conductivité thermique, etc. Tandis que de l'autre côté, l'acier sera lui plus adapté sur le plan de la rigidité, coût, ... Ainsi la formation de matériaux pluri-métalliques, peut mener à d'excellents compromis parmi toutes ces propriétés.

Malheureusement acier et aluminium font difficilement bonne entente lorsqu'il s'agit de les souder ensemble. Il est en effet pratiquement impossible de souder à l'arc électrique des métaux dont la température de fusion^[1], coefficient de dilatation et potentiel électrochimique demeurent si différents. Cette grande disproportion entre leurs propriétés rend l'assemblage thermique de ces deux éléments très difficile car

1. Température de fusion de l'acier étant de $1480 - 1526^{\circ}C$ (selon le type d'acier), contre $660^{\circ}C$ pour l'aluminium pur (SUPERMARKET, [2020](#)), (ALMET, [2021](#)).

des contraintes élevées peuvent produire des déformations et des tensions résiduelles dans le matériau final. Un autre exemple est la différence de potentiel électrique entre ces deux éléments (le fer étant beaucoup plus noble). Cela entraîne une corrosion galvanique excessive du côté de l'aluminium ce qui implique une certaine prise de mesures afin de contrer cet effet indésirable (HAVER et FAES, 2016). Cela implique par exemple l'utilisation de couches protectrices ou d'éviter le contact avec un électrolyte (comme l'eau).

À cela s'ajoute le fait que des assemblages intermétalliques non désirés tendent à se former rapidement à l'interface des deux éléments. Cela est dû à une très grande affinité entre l'aluminium et le fer. Cette couche est très dure et friable et apporte un impact catastrophique sur les propriétés mécaniques de l'assemblage. Ces phases intermétalliques en question tels que Fe_3Al , Fe_2Al_5 et $FeAl_3$ peuvent s'apercevoir sur le diagramme binaire $Fe - Al$ ci-dessous :

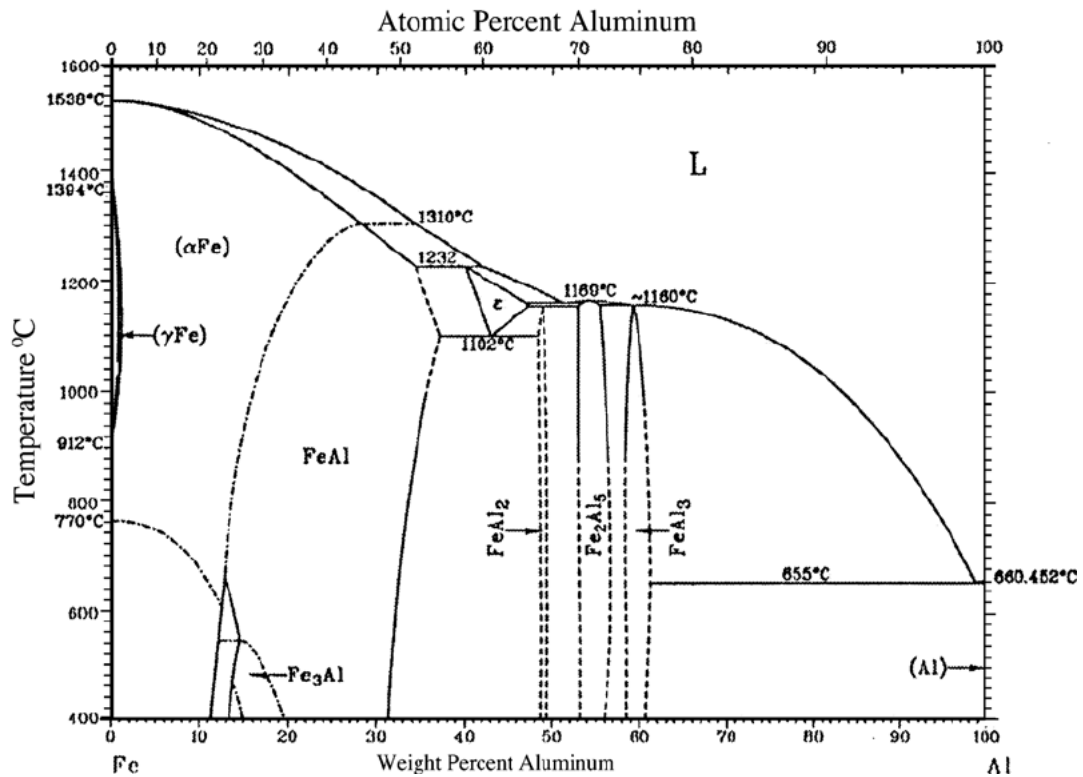


FIGURE 1.1 – Diagramme de phase binaire Fe-Al

Déjà à une température relativement basse, on aperçoit qu'une quantité considérable d'aluminium se dissout dans le Fe solide, amenant à former très rapidement les phases intermétalliques nommées plus haut. Ces dernières subsistent même après traitement thermique.

Cependant il existe tout de même plusieurs solutions qui permettent l'assemblage de métaux incompatibles. Dans ce travail, il est donc question de faire face aux difficultés que présente l'assemblage de ces deux métaux de base, plus précé-*ment l'aluminium 1050 et l'acier S235*. L'objectif sera ici d'évaluer la viabilité de la formation d'un matériau composite par pluri-laminage présentant une bonne cohésion entre ses couches d'aluminium et ses couches d'acier. Afin de contourner les effets indésirables apportés par la température, celle-ci sera ainsi maintenue à un niveau relativement bas, aux alentours des $350 - 400^{\circ}C$ ².

2. Cet écart correspond à la différence entre température théorique et réelle obtenue lors des expériences au laboratoire.

Chapitre 2

État de l'art

2.1 Présentation du procédé de laminage

Le laminage est un processus de formage métallurgique dans lequel le matériau effectue son passage entre un, deux ou plusieurs rouleaux rotatifs de telle sorte que la forme de l'échantillon se modifie sous la contrainte de compression provoquée. Les objectifs sont de réduire l'épaisseur, la rendre uniforme et/ou de conférer une ou plusieurs propriétés mécaniques souhaitées. Depuis la découverte des premiers outils manuels à laminier au 15^{ème} siècle, l'utilisation des laminoirs a évolué. Ils présentent une très grande diversité permettant d'atteindre un très grand nombre de géométries différentes (produits longs et produits plats, tubes, anneaux,...) (MONTMITONNET, 2016). La réduction d'épaisseur implique inévitablement un allongement du spécimen dans la direction du laminage, tandis que la largeur peut être considérée comme constante tout le long. C'est à dire qu'une tôle initialement de longueur l_0 et d'épaisseur t_0 se verra ressortir du laminoir avec une nouvelle longueur de l_f et une épaisseur de t_f avec : $t_0 > t_f$ et $l_0 < l_f$.

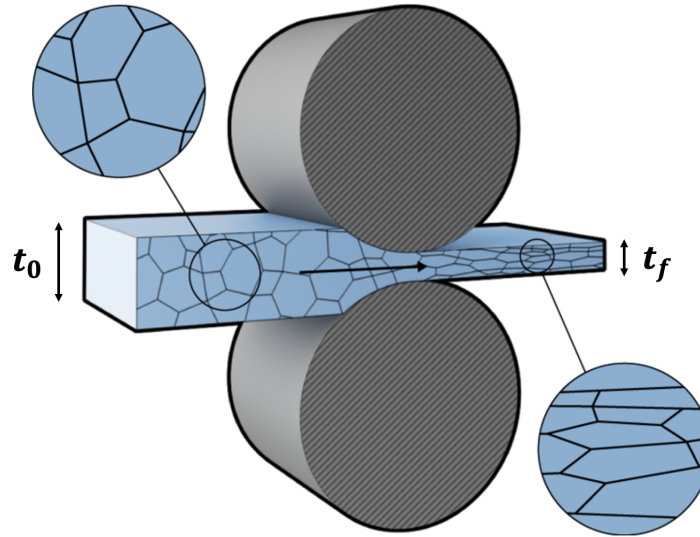


FIGURE 2.1 – Illustration du procédé de laminage. Les grains s’allongent dans la direction du laminage.

On définit dès lors le **taux de réduction** par : $\frac{t_0 - t_f}{t_0}$.

Le laminage se classe en deux types selon la température du métal durant le cours de l’opération.

Laminage à chaud Si la température du métal est supérieure à sa température de recristallisation, alors le processus est connu sous le nom de *laminage à chaud*. Les grains sont alors allongés dans la direction du laminage et la recristallisation se produit. Celle-ci permet de maintenir une microstructure équiaxe et empêche le métal de s’écrouir.

Laminage à froid Dans le cas d’une température choisie ne dépassant pas la température de recristallisation du matériau, on parle de *laminage à froid*. Les grains s’allongent également dans la direction du procédé mais contrairement au laminage à chaud, ils ne sont pas recristallisés après la déformation. Comme le métal est formé à des températures plus basses, la dureté et la résistance sont augmentées en raison du durcissement.

2.2 Matériau multicouche colaminé

Le processus d'assemblage par une succession d'opérations de colaminage réalise à la fois la déformation et le collage. Par rapport aux autres méthodes, il présente plusieurs avantages : Il offre un taux de productivité élevé dû au fait qu'il peut être appliqué en continu et ne nécessite pas d'outillage coûteux. De plus, il est capable de produire des composites sous forme de feuilles avec une structure nanocristalline et à grains ultrafins.

Dans ce procédé, plusieurs feuilles métalliques sont empilées dans l'objectif de former une première adhésion par laminage provoquant une réduction de r % de l'épaisseur totale. Celle-ci passe de t_0 à t_f . La tôle ainsi formée est ensuite coupée en plusieurs parties, qui sont ensuite empilées à leur tour afin d'atteindre les dimensions initiales avant le premier laminage. La structure est ensuite à nouveau laminée. Pour obtenir une bonne adhérence, les surfaces de contact des feuilles sont généralement traitées par dégraissage et brossage métallique (TSUJI, 2011). la Fig. 2.2 illustre ce procédé.

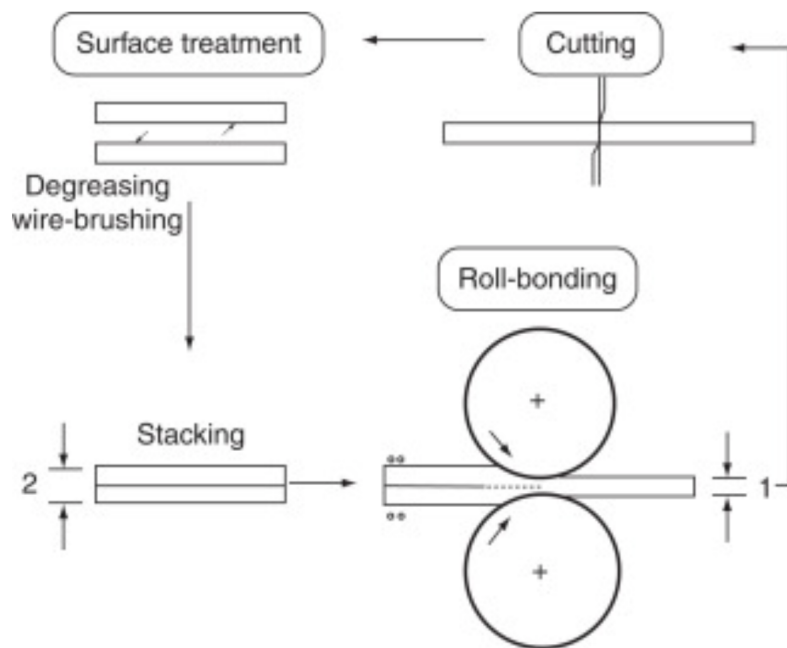


FIGURE 2.2 – Illustration schématique illustrant le principe du procédé d'assemblage par une succession d'opérations de colaminage (HUANG et al., 2003).

Les conditions de traitement de pré-laminage (température et durée de recuit, méthode de préparation de surface, ...), les paramètres du laminage lui-même (température d'entrée, réduction, vitesse,...) et potentiels traitements post-laminage, tous jouent un rôle dans la qualité des liaisons obtenues en fin de cycle (STRANO et al., 2014). Ainsi voici plusieurs principaux paramètres à tenir en compte¹:

- **Le taux de réduction** $\frac{t_0-t_f}{t_0}$ (c'est à dire la réduction d'épaisseur en pourcentage) influence fortement la qualité de la liaison².
- **Un traitement thermique post-laminage**, impliquant une étape supplémentaire de collage par diffusion a un impact considérable sur la qualité de la liaison uniquement si une première bonne adhésion mécanique est initialement assurée par l'étape de laminage. C'est à dire dans le cas d'un taux de réduction élevé ($t_f \ll t_0$).
- **La vitesse de laminage** a de l'effet uniquement pour des procédés à faible taux de réduction. En effet une vitesse plus lente laisse pénétrer une plus grande quantité d'air qui se piège sous forme de bulle à l'interface des métaux ce qui génère des défauts de surface.

Cependant un réel challenge s'impose quant à la formation structurelle de tels systèmes bimétalliques car contrairement aux systèmes mono-métalliques, des instabilités plastiques peuvent apparaître plus tôt dans certaines couches plutôt que d'autres en raison des différences au niveau des propriétés mécaniques entre les deux métaux utilisés (une phase plus molle et une phase plus dure). Il est donc important de bien connaître les challenges que peuvent naître depuis cet écart comportemental entre les métaux de base choisis.

1. Les résultats ont été analysés statistiquement au moyen d'un test ANOVA (STRANO et al., 2014).

2. Ce point sera rediscuté plus en détail plus loin dans ce chapitre, appuyé sur les études de (CHAUDHARI et ACOFF, 2009).

(FARD et al., 2017) rencontrent le problème du morcellement de la phase d'acier au sein de la phase d'aluminium suite à un processus d'assemblage par colaminage à température ambiante réalisé en 7 passes. Ainsi d'un coté la Fig. 2.3 compare les essais de traction de l'échantillon multicouche laminé une seule fois (et présentant une couche d'acier intacte) avec les courbes de traction de l'aluminium³ et acier de base⁴ utilisés. De l'autre coté à la Fig. 2.4 compare les essais de traction de l'échantillon multicouche laminé 7 fois et présentant la fragmentation de la phase d'acier avec les courbes de l'aluminium de base et du spécimen laminé une seule fois.

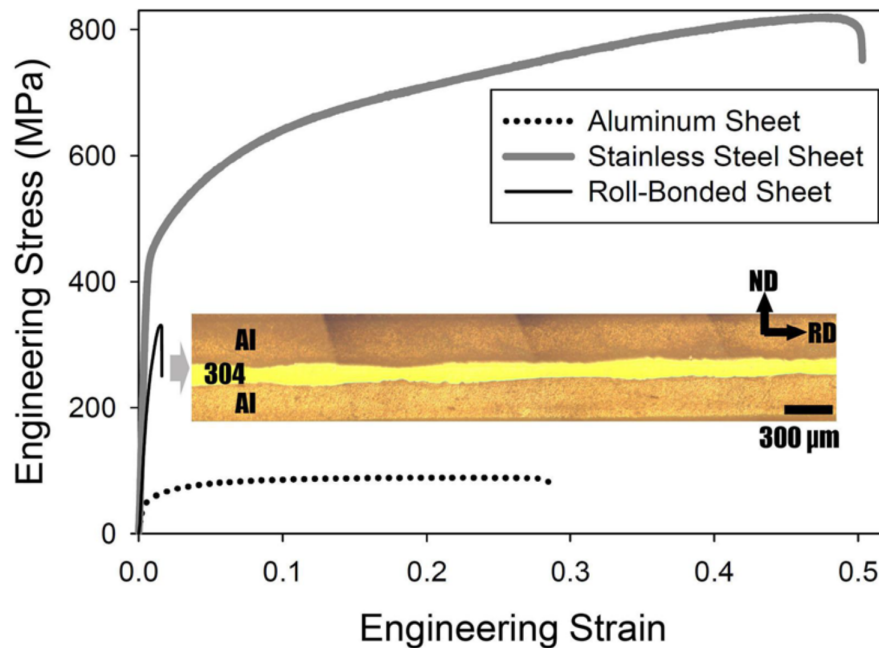


FIGURE 2.3 – Résultats des essais de traction sans morcellement de la phase d'acier au sein de la matrice d'aluminium. Résultats fournis par (FARD et al., 2017). Les courbes de traction de l'aluminium et acier de base y sont également représentées.

On remarque que la feuille laminée a une résistance beaucoup plus élevée par rapport à la feuille d'aluminium initiale. Cela est dû à la présence de l'acier car le processus de collage par laminage a été mené à une température de 400 °C, qui est élevé pour de l'aluminium. D'un autre côté par contre, on remarque que la couche laminée présente des propriétés de ductilité médiocres comparées à ses métaux de base. Cela est attribué d'une part à la résistance à la déformation accrue des métaux de base, et

3. Il a été utilisé l'Al1050.

4. Il a été utilisé AISI 304 acier inoxydable.

d'autre par à l'effet d'amincissement localisé de la tôle centrale en acier pendant le processus de laminage. En effet, par effet d'érouissage, les résistances des couches ont été augmentées lors du laminage. Cela est d'autant plus accentué pour l'acier qui présente une transformation martensitique (*TRIP*), induite par la déformation (SHEN et al., 2014).

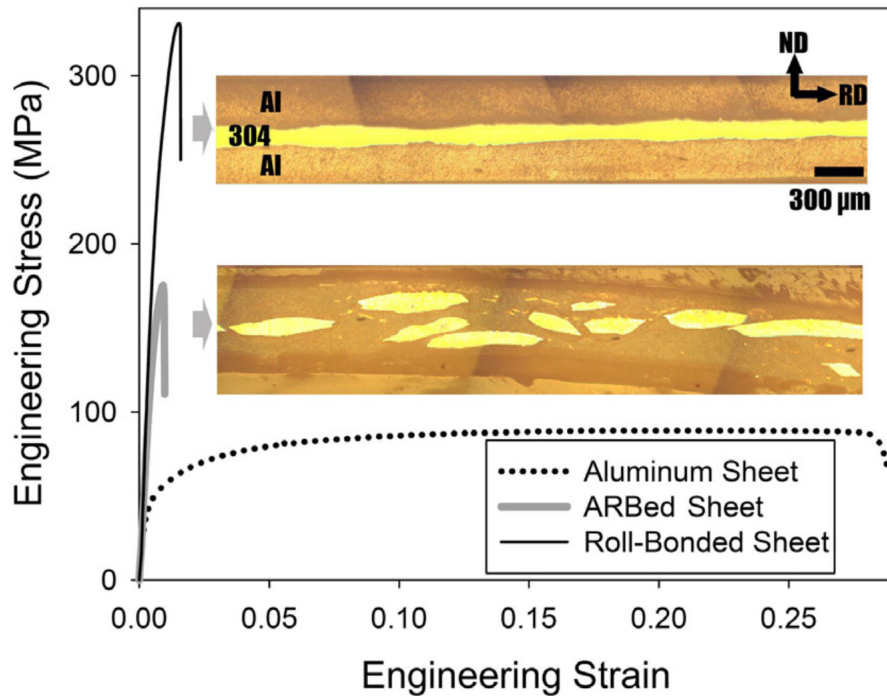


FIGURE 2.4 – Résultats d’essai de traction avec morcellement de la phase d’acier au sein de la matrice d’aluminium, fournis par (FARD et al., 2017). Les courbes de traction de l’aluminium de base et du spécimen laminé une seule fois sans morcellement de la phase d’acier y sont également représentées.

À la Fig. 2.4 on voit que lorsque cette fragmentation se produit, la résistance de l’échantillon diminue fortement. La couche d’acier n’étant plus continue, ne subit plus de chargement direct lors des essais de traction, ce qui laisse reposer la charge sur la phase d’aluminium dont la résistance est nettement moins élevée que celle de l’acier (Fig. 2.3).

Dans les études précédentes, la faisabilité de ce procédé pour produire un composite multicouche **Aluminium - Acier** avec des propriétés améliorées a été évaluée par (TALEBIAN et ALIZADEH, 2013). Il en résulte une bonne résistance après la première passe de laminage mais qui cependant diminue considérablement après la deuxième passe en raison de la rupture des couches d'acier. Ces dernières apportent en revanche un effet renforçant qui maintient la résistance du composite des métaux laminés supérieure à celle de l'aluminium pur laminé même après 4 cycles.

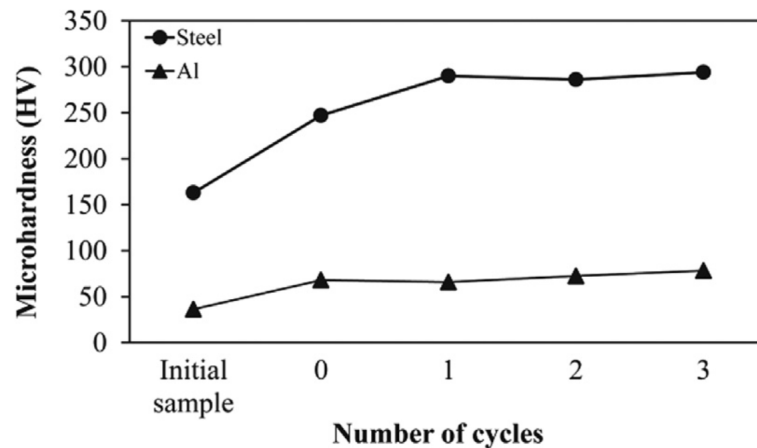


FIGURE 2.5 – Variations de la microdureté Vickers moyenne des couches d'aluminium et d'acier en fonction du nombre de cycles de laminage (TALEBIAN et ALIZADEH, 2013).

Du côté des essais de traction, les résistances à la rupture et limites d'élasticité ont augmentés tandis que l'allongement a diminué par rapport à l'acier et à l'aluminium de base. La raison de cette chute brutale de la résistance et de l'allongement du composite multicouche après le deuxième cycle est attribuée à cette même rupture des couches d'acier.

2.3 Autres paramètres clés du processus

On peut considérer deux paramètres clés dans ce processus : (1) la différence des propriétés mécaniques des métaux de base et (2) l'épaisseur respective des couches superposées.

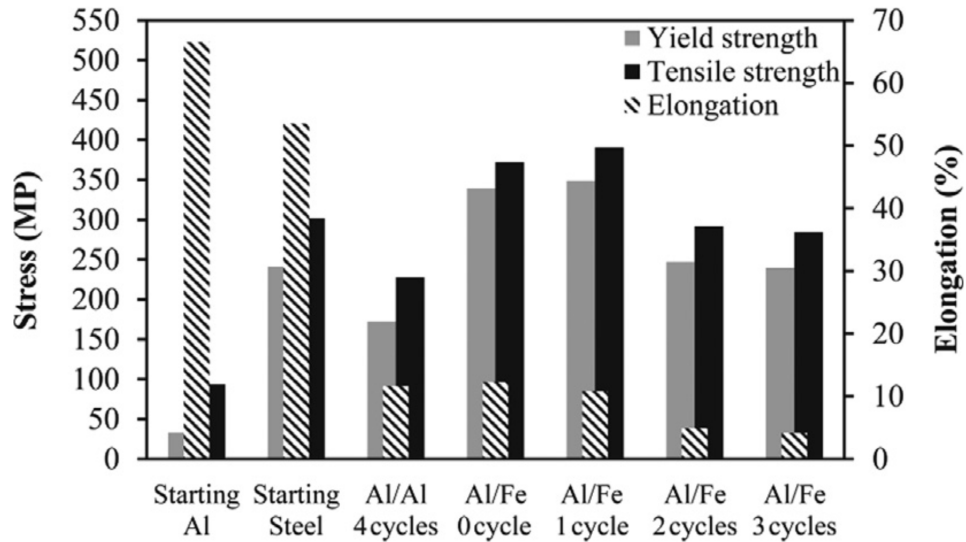


FIGURE 2.6 – Résumé des propriétés mécaniques calculés par (TALEBIAN et ALIZADEH, 2013) .

Concernant ce dernier paramètre énoncé, (I.-K. KIM et HONG, 2013) ont étudié les comportements à la flexion et à la rupture de plaques composites Mg/Al/STS en faisant varier les épaisseurs respectives des couches laminées ainsi que l'orientation de l'échantillon dans la machine de flexion (afin de varier la face sous tension).

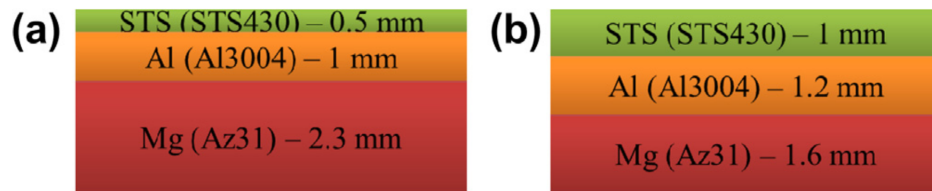
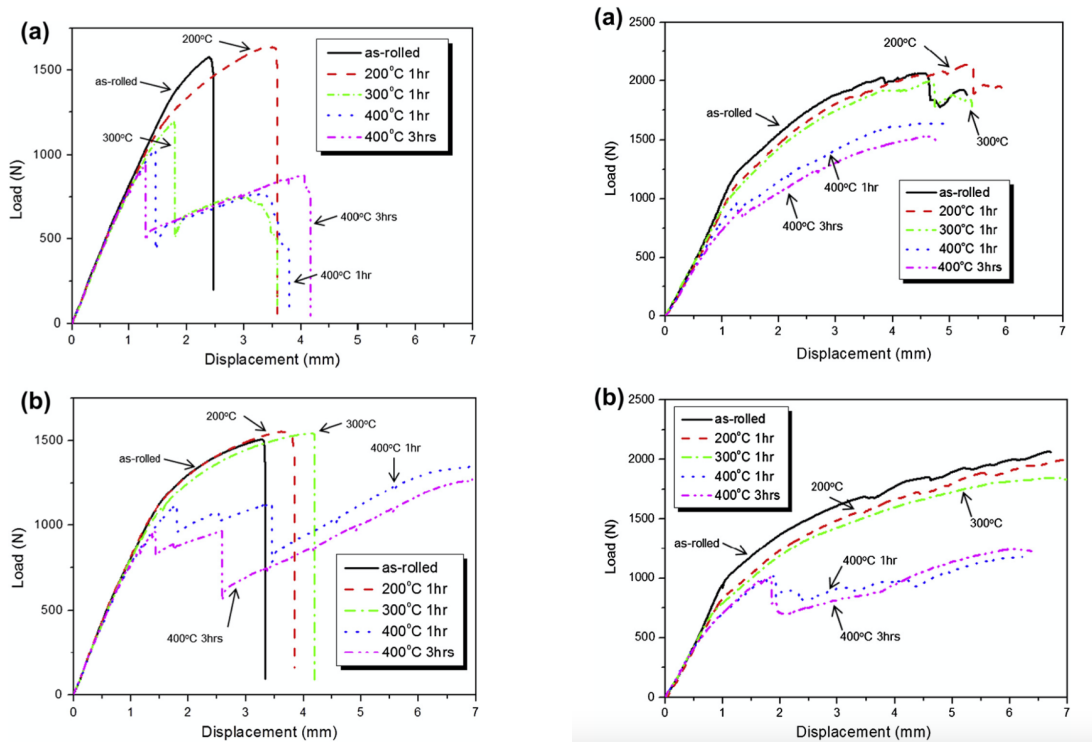


FIGURE 2.7 – Schématisation des deux configurations comparées dans l'étude (I.-K. KIM et HONG, 2013) (a) 2,3Mg/Al/STS (épaisseur de couche de Mg = 2,3 mm) et (b) 1,6Mg/Al/STS (épaisseur de couche de Mg = 1,6 mm).

Comme le montre la Fig. 2.8 (a), il résulte de cette étude que les comportements de rupture et *Charge - Déplacement* ont été considérablement influencés par la structure d'empilement de Mg, Al et STS avec différentes épaisseurs. La résistance à la rupture par flexion a été plus élevée dans les conditions de flexion de la couche STS en tension et le composite revêtu de 1,6Mg/Al/STS était plus résistant à la rupture que le composite revêtu de 2,3Mg/Al/STS. De plus, l'échantillon 1,6Mg/Al/STS, thermiquement traité jusqu'à 300 °C, a présenté une augmentation continue de la

charge jusqu'à sa rupture finale. Tandis que 2,3Mg/Al/STS recuit à 300°C et 400°C a présenté une rupture qui s'est effectuée en deux étapes. La première chute de charge soudaine est associée au décollement de l'interface Mg/Al (vers 1,3 – 1,8 mm). Cet effet semble s'accroître en augmentant le temps de recuit. La diminution du déplacement jusqu'à la première chute de charge est associée à la rupture prématurée de l'interface le long de l'interface Al/Mg en présence de couches de composés intermétalliques fragiles (K. LEE et al., 2014).



(a) Orientation A, côté Mg sous tension. (b) Orientation B, côté STS sous tension.

FIGURE 2.8 – Courbes charge - déplacement des composites assemblés par laminage et recuits. (a) 2,3Mg/Al/STS et (b) 1,6Mg/Al/STS (I.-K. KIM et HONG, 2013).

Lorsque le test est effectué avec l'orientation B (Fig. 2.8 (b)), on remarque que la charge de flexion augmente continuellement sans présenter de rupture complète. Cela s'explique par la différence de propriétés entre le STS qui a une plus haute résistance et est chargé en traction, tandis que le Mg présente une résistance et une ductilité plus faible et a été placé sous une position de compression. 2.3Mg/Al/STS traité thermiquement à 200 °C et à 300 °C présente une augmentation continue de la charge jusqu'à une première chute de charge tardive à 4,5 - 5,5 mm suivi par une rupture

finale. Son comportement lorsqu'il est recuit à 400 °C varie cependant légèrement. Tandis que dans le cas du composite 1,6Mg/Al/STS, le résultat reste similaire pour des températures de recuit allant jusque 300 °C mais à 400 °C présente une première chute de charge à 1,8 mm suivi d'une augmentation continue. Cette chute est également associée au décollement de l'interface au niveau de l'Al/Mg, comme il avait été observé dans la Fig. 2.8 (a) à peu près aux mêmes déplacements dans la condition de flexion A.

Outre le rapport d'épaisseur initial des couches, d'autres paramètres tels que le coefficient de frottement, la réduction totale, le rayon du rouleau et les fractions de couche métallique peuvent également porter leur effet sur le résultat final.

La Fig. 2.9 a pour but d'analyser l'uniformité des couches assemblées. Il s'agit d'une coupe transversale des échantillons à (a) 31 et (b) 17 couches produites au microscope électronique à balayage (MEB). Deux aspects majeurs sont observés dans ces images :

1. L'épaisseur des couches reste uniforme depuis les couches centrales jusqu'aux couches externes. Par conséquent, la déformation peut être considérée comme presque uniforme pour toutes les couches de la tôle.
2. La liaison des couches se produit plus tôt dans les couches centrales du sandwich comparé aux couches externes. Ce décollement observé des couches externes s'explique par leur récupération élastique après que le laminage se soit produit et que l'échantillon ait été retiré du laminoir.

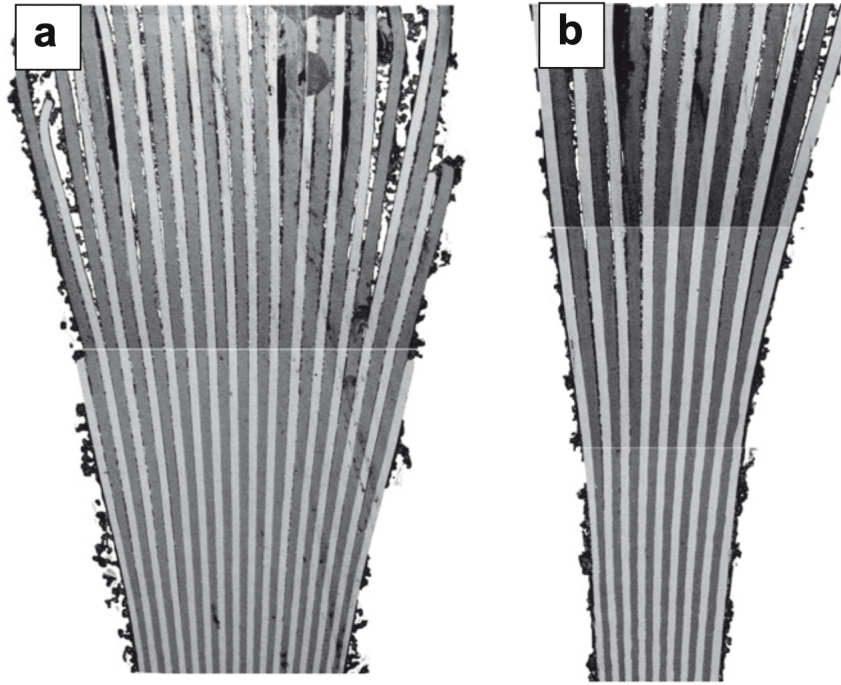


FIGURE 2.9 – Coupe transversale des couches résultant d’une expérience de laminage en utilisant des couches alternées de Ti et Al (a) 31 couches et (b) 17 couches. Images produites au MEB (CHAUDHARI et ACOFF, 2009).

Ainsi, on peut dire que si la liaison se produit dans les couches externes, elle s’est également produite dans les couches centrales.

(CHAUDHARI et ACOFF, 2009) développent un modèle analytique pour le laminage de bimétaux multicouches qui intègre l’effet de l’anisotropie et de l’écroutissage. Ce modèle met en jeu du titane (métal dur) et de l’aluminium (métal mou). Les feuilles de dimension $5\text{ cm} \times 10\text{ cm}$ ont été dégraissées à l’acétone et passées à la brosse métallique et empilées en 11, 17 et 31 couches alternées avec des feuilles de titane aux extrémités. Les épaisseurs d’Al et de Ti de départ étaient respectivement de $100\mu\text{m}$ et $82\mu\text{m}$. Les structures sandwich ainsi fabriquées ont ensuite été laminées à froid à température ambiante à différents niveaux de réduction et en une seule passe de laminage.

Ce modèle conclut qu'un **pourcentage de réduction par laminage** plus élevé mène sans surprise à une liaison plus consistante, cependant il en résulte une plus grande extrusion du composant mou sur le bord car comme le montre la Fig. 2.10 cela mène à une plus petite fraction d'épaisseur d'aluminium (apparentée à la couche molle). Cette extrusion s'explique par le fait que pour une même contrainte, le métal mou se déforme plus que le métal dur, menant à une plus grande expansion du métal dans la direction de la déformation (LE et al., 2003).

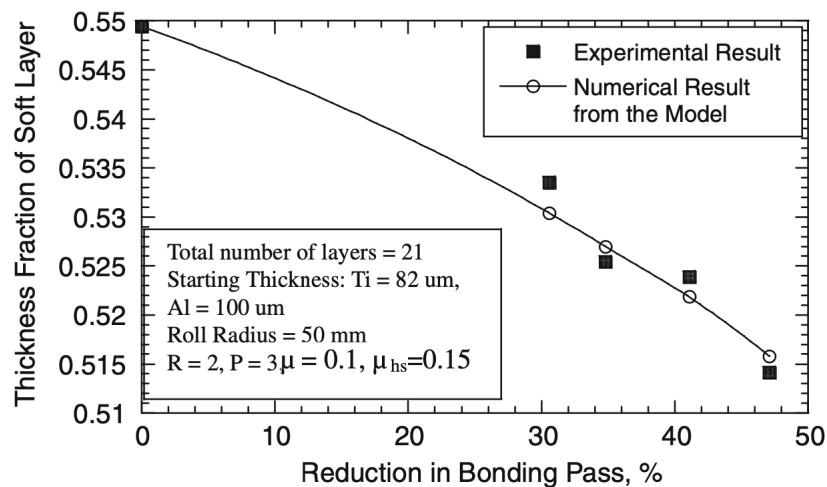


FIGURE 2.10 – Variation de la fraction d'épaisseur de la couche molle (Al) en fonction des différentes réductions d'épaisseur dans le collage par laminage (CHAUDHARI et ACOFF, 2009).

Par ailleurs, en prenant **initialement des couches molles plus épaisses**, on aura moins de variations dans l'épaisseur relative entre métaux durs et mous et l'extrusion de la couche molle sera minimisée.

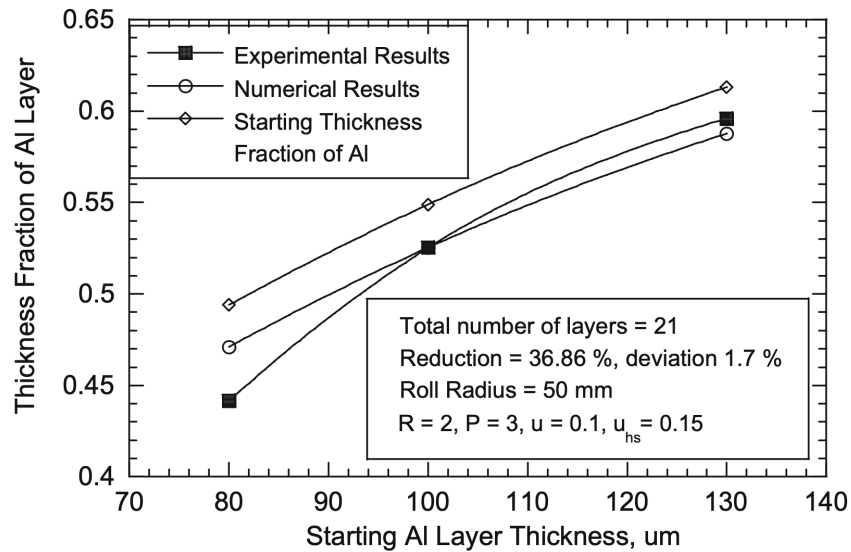


FIGURE 2.11 – Variation de la fraction d'épaisseur de la couche molle (Al) en fonction de l'épaisseur de départ de la couche molle (CHAUDHARI et ACOFF, 2009).

Enfin, pour ce qu'il en est de l'influence du **rayon du rouleau**, elle est liée à l'extrusion de la couche molle. Un plus gros rouleau favorise une plus grande fraction de couche molle. C'est à dire que inversement, les rouleaux plus petits extrudent plus de métal mou que les rouleaux plus grands.

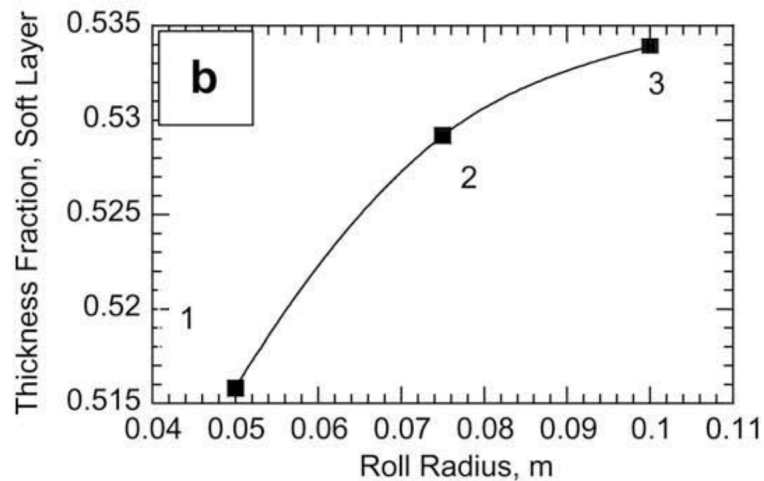


FIGURE 2.12 – Variation de la fraction d'épaisseur de couche molle en fonction du rayon du rouleau (CHAUDHARI et ACOFF, 2009).

2.4 Modélisation par éléments finis

Dans le travail de (MOUSA et al., 2018), un composite sandwich *Al1100 - laiton - Al1100* est simulé en 3D dans le logiciel *ABAQUS*. Le type d'élément utilisé dans la simulation est *C3D8R* (éléments linéaires en briques hexaédriques à 8 noeuds).

L'objectif de cette étude est d'effectuer un test de pelage⁵ afin d'analyser la qualité d'adhésion du procédé d'assemblage au rouleau. Dans les simulations, la charge est appliquée aux bords de chaque bande d'aluminium et le test est effectué à différents niveaux de rugosité des plaques. Le paramètre étudié dans le modèle est la présence d'imperfections à l'interface *Al1100-laiton*, via le diamètre du défaut nommé d_{max} . Les dimensions des composites sandwich *Al1100-laiton-Al1100* utilisées sont indiquées à la Fig. 2.13. La Fig. 2.14 montre les résultats des modélisations. On peut voir que la fissure du pelage augmente avec U_Z , qui est le déplacement vertical sur l'axe Z qui dicte la force de pelage dans les paramètres de la simulation.

Symbol	Value	Description
L	60	al-brass-al sandwich composites length (mm)
W	20, 24, 28, 32, 36 and 40	al-brass-al sandwich composites width (mm)
t_{al}	0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6 and 0.7	Aluminum strips thickness (mm)
t_{br}	0.2	Brass sheet thickness (mm)
D	0.5, 1, 1.5, 2, 3, 4, 5 and 6	The imperfection hole diameter (mm)

FIGURE 2.13 – Spécification de la bande Al1100 et de la feuille de laiton (MOUSA et al., 2018).

Les résultats de la simulation montrent l'effet de la dimension de l'imperfection d_{max} dans la structure sur la distribution des contraintes de von Mises. À $D = 0$ mm, les valeurs maximales de von-Mises se sont produites le long de la largeur des bandes. Ensuite lorsque la taille de l'imperfection augmente, on aperçoit une concentration de ces contraintes autour de l'imperfection.

5. "peel test"

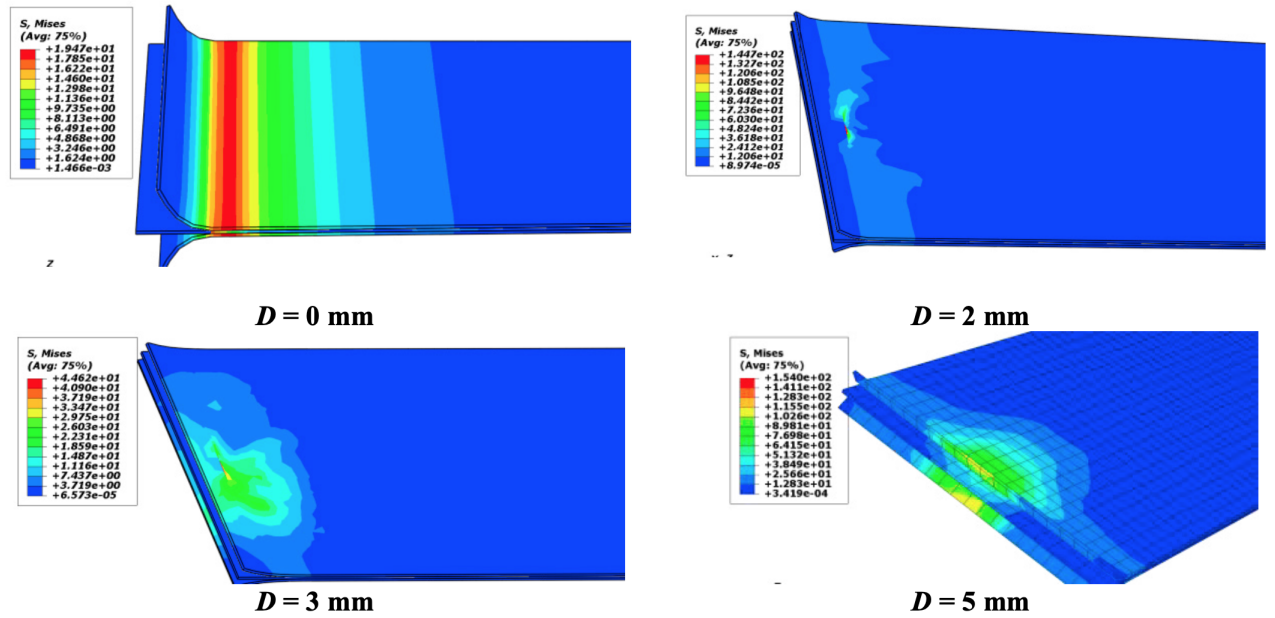


FIGURE 2.14 – Résultat du modèle de (MOUSA et al., 2018) simulant la rupture progressive par pelage du composite sandwich Al-laiton-Al, distribution des contraintes de Mises.

Enfin, il en résulte de cette analyse que le rapport entre la taille maximale du défaut d_{max} et la largeur de l'interface est égal à 0,2 (Fig. 2.15). Cette valeur est valable pour une imperfection circulaire et la rugosité de surface de 3,75 μ m pour l'interface Aluminium - laiton.

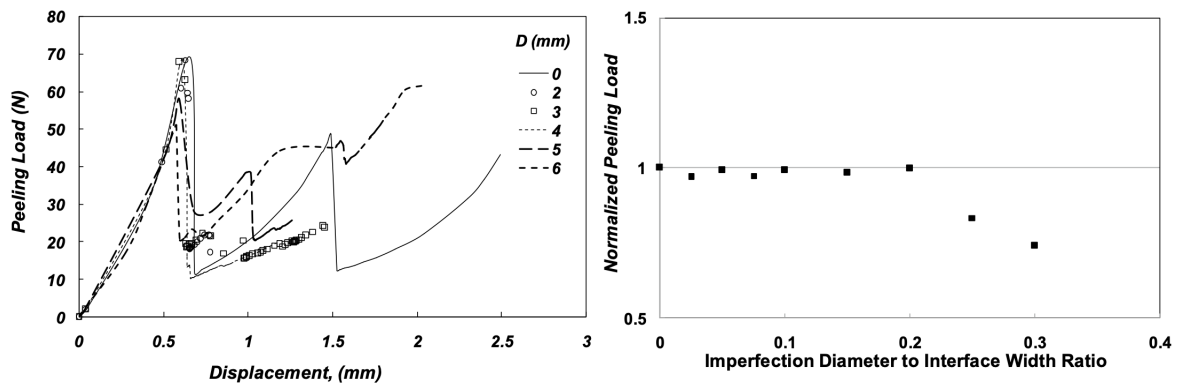


FIGURE 2.15 – L'effet de la présence d'imperfection dans l'interface Al-laiton sur la charge de pelage en fonction de la taille de l'imperfection (a) Courbe charge-déplacement (b) charge de pelage normalisée (MOUSA et al., 2018).

(G.TANG, Y.-L.SHEN et N.CHAWLA, 2008) étudient par une approche numérique d'éléments finis le comportement à l'indentation d'un matériau multicouche hétérogène avec des constituants ayant des propriétés mécaniques nettement différentes. L'objectif est d'étudier l'évolution des champs de déformation dans un matériau multicouche métallo-céramique lors de l'indentation. Le modèle est mené dans le logiciel *ABAQUS* et prend en compte aussi bien l'effet de charge que de décharge du pénétrateur.

Les Fig. 2.16 et 2.16 montrent résultats de la simulation **en état de chargement** pour une profondeur d'empreinte de respectivement $0,2\mu m$ et $0,5\mu m$. Tandis que la Fig. 2.18 montre le résultat **en état de déchargement** pour une même profondeur d'empreinte de $0,5\mu m$.

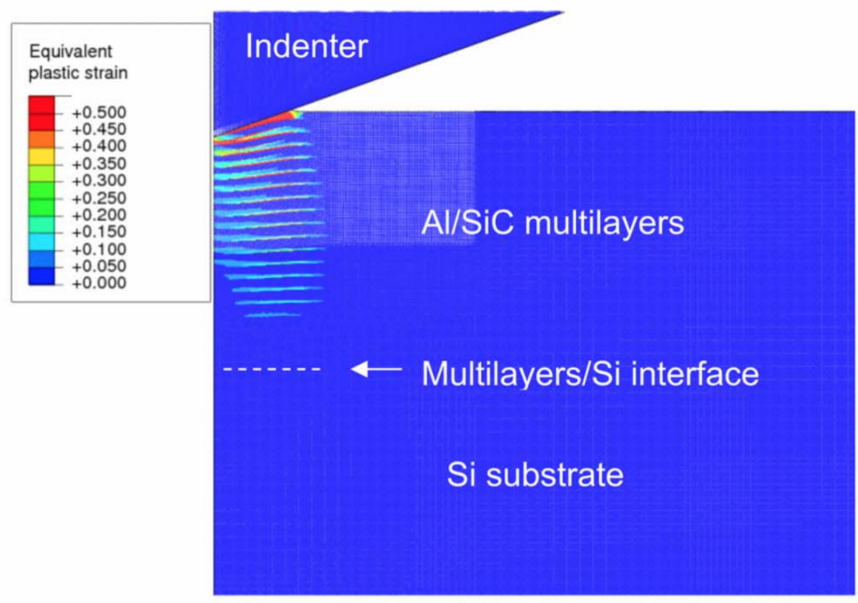


FIGURE 2.16 – Résultat de la simulation **en état de chargement** pour une profondeur d'empreinte de $0,2\mu m$ (G.TANG, Y.-L.SHEN et N.CHAWLA, 2008).

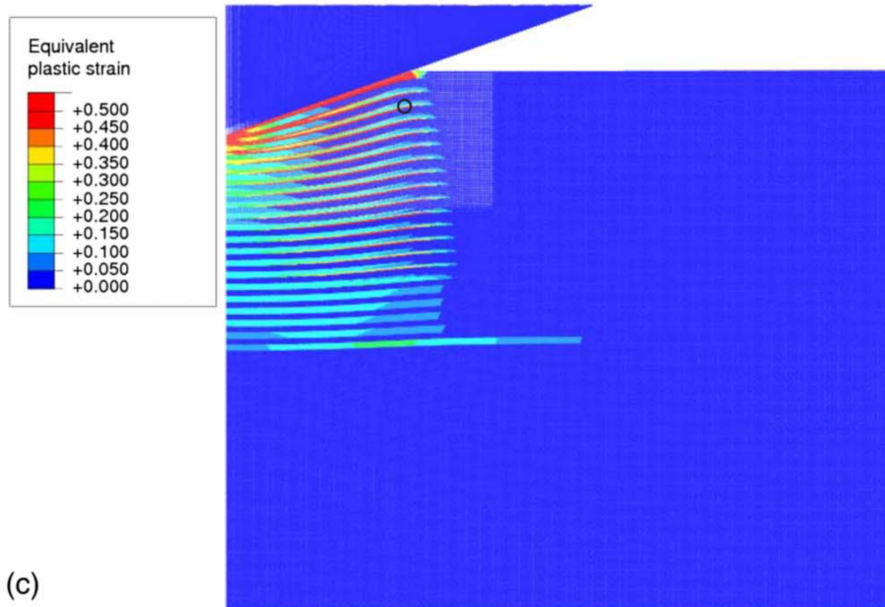


FIGURE 2.17 – Résultat de la simulation **en état de chargement** pour une profondeur d’empreinte de $0,5\mu m$ (G.TANG, Y.-L.SHEN et N.CHAWLA, 2008).

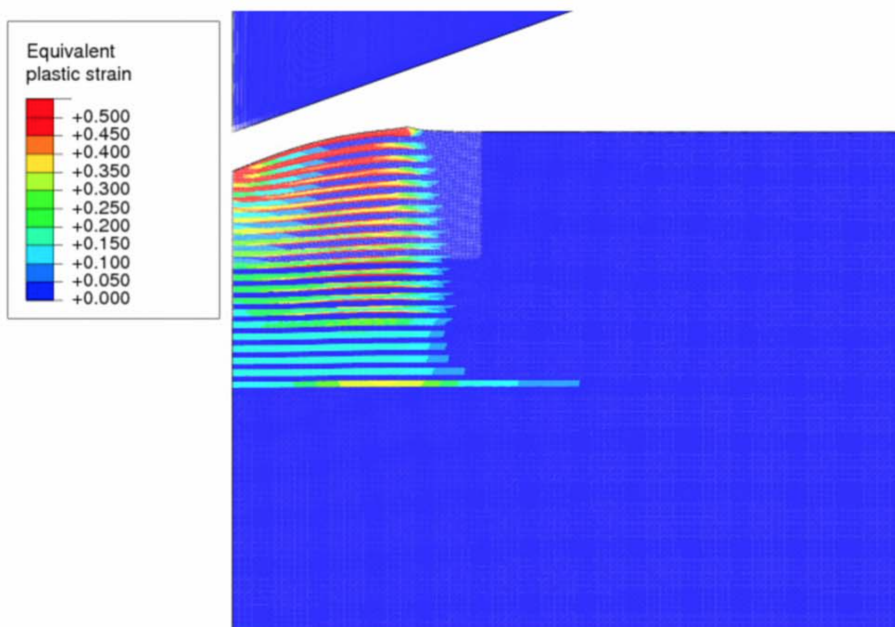


FIGURE 2.18 – Résultat de la simulation **en état de déchargement** pour une profondeur d’empreinte de $0,5\mu m$ (G.TANG, Y.-L.SHEN et N.CHAWLA, 2008).

Sans surprise le métal doux (aluminium) se déforme beaucoup plus et la profondeur d’indentation mène un effet direct sur l’intensité du champs de plasticité dans le matériau. Il est cependant plus surprenant de remarquer que les déformations plastiques équivalentes dans l’aluminium ont augmentés pendant le processus de déchargement

Fig. 2.18. Or la déformation plastique accumulée devrait rester inchangée pendant le déchargement, qui est un processus de récupération purement élastique. Cela s'explique par l'**hétérogénéité** du modèle global. En d'autres mots, les contraintes internes des couches de SiC, plus dures et rigides comparées à l'aluminium, font subir à ce dernier des déformations supplémentaires. Dès lors, ce phénomène joue un rôle prédominant, même si dans son ensemble le composite subit un déchargement.

Enfin, il est montré à la Fig. 2.19 l'évolution de la déformation plastique équivalente (*PEEQ*) d'un élément se trouvant au centre de la structure multicouche (entouré par un petit cercle à la Fig. 2.17).

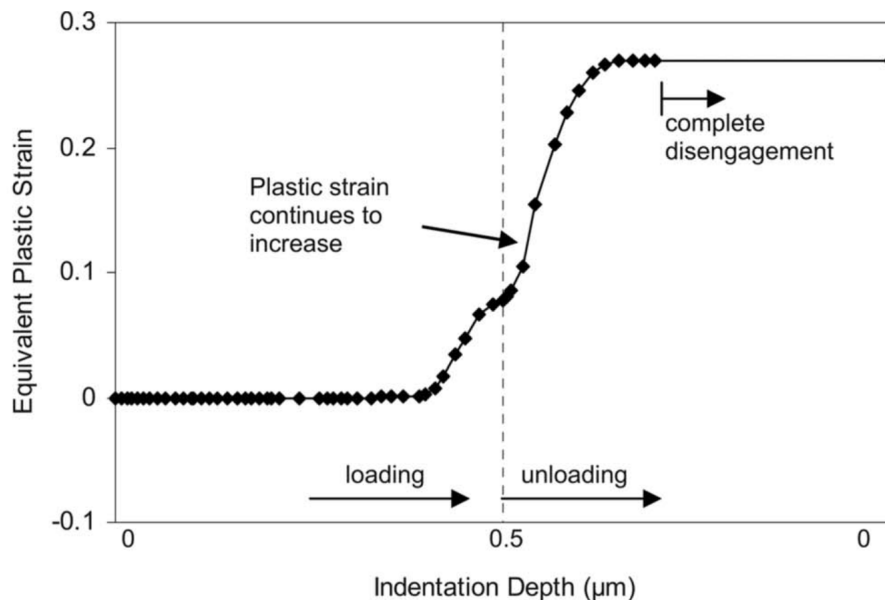


FIGURE 2.19 – Evolution de la déformation plastique équivalente (*PEEQ*) d'un élément matériel, à l'intérieur d'une couche dans la région soulignée par le cercle de la Fig. 2.17 au cours de l'historique de l'indentation (G.TANG, Y.-L.SHEN et N.CHAWLA, 2008).

La déformation plastique équivalente augmente aux stades ultérieurs du chargement et continue après l'inversion de la charge et fini par atteindre une valeur presque triplée comparée à la fin de la période de chargement. La déformation plastique cesse d'augmenter seulement après que le pénétrateur n'est plus en contact avec la surface.

Chapitre 3

Matériaux et procédé

3.1 Matériaux utilisés

Afin d'analyser un comportement intéressant du matériau composite, il a été de notre volonté de choisir deux métaux présentant des réponses plastiques différentes^[1]. Les deux matériaux de base, à savoir *Aluminium 1050* et *Acier S235*, présentent tous deux des caractéristiques assez ductiles.

3.1.1 Aluminium 1050

L'aluminium 1050 se classe parmi les alliages dits *corroyés* et appartient à la série **1xxx**. Contrairement aux alliages d'aluminium dits *coulés* qui utilisent un nombre comportant une virgule décimale, l'aluminium corroyé est lui identifié par un numéro à quatre chiffres uniquement qui identifie les éléments d'alliage :

- Le premier indique l'élément principal de l'alliage. Ici, le chiffre **1** nous indique une prévalence d'aluminium.
- Le deuxième indique une variation de l'alliage c'est à dire les impuretés contrôlées. Le chiffre **0** nous indique dans ce cas-ci l'absence de ces dernières.
- Enfin, les troisièmes et quatrièmes chiffres identifient l'alliage spécifique de la série, **50** dans notre cas.

1. Cela sera analysé plus en détails dans la prochaine section par des essais de traction et flexion à quatre points.

Caractéristiques et utilisations Ces types d'alliages sont souvent nommés comme "commerciallement pur" en raison de leur taux particulièrement élevé d'aluminium atteignant les 98-99% en composition chimique. Quant à ses caractéristiques, il présente une bonne aptitude à la déformation à froid et sa conductivité électrique ainsi que sa résistance à la corrosion lui octroient une forte présence dans les industries chimiques et électriques. De plus, on le retrouve parfois dans la fabrication de dissipateurs thermiques, en raison de sa conductivité thermique plus élevée que les autres alliages.

Dans le cadre de ce projet-ci, il jouera le rôle du matériau plus doux d'entre les deux, permettant une plus grosse déformation et agissant ainsi comme une sorte de enveloppe solide pour l'acier. Pour les analyses qui suivront dans les prochains chapitres, cet alliage a été employé sous forme de tôles laminées de **3mm** d'épaisseur.

Composition chimique Ces données ont été calculées par N. Deprez dans le laboratoire de chimie de l'UCLouvain avec un maximum de 3% d'erreur sur les valeurs données. Le pourcentage est exprimé en % poids :

Al	B	Fe	Ga	Mn	Si	Ti	V
98,6	<0,01	0,38	0,01	0,01	0,06	0,01	0,01

TABLE 3.1 – Tableau de composition détaillé ICP de l'aluminium de base utilisé

Propriétés physiques À température ambiante, on retrouve les propriétés physiques élémentaires suivantes :

Paramètre	Valeur	Unité
densité	2,71	kg/m^3
température de fusion	650	$^{\circ}C$
résistivité électrique	$0,282 \times 10^{-6}$	Ωm
conductivité thermique	222	W/mK
coefficient de dilatation thermique	24×10^{-6}	K^{-1}

TABLE 3.2 – Tableau reprenant les propriétés physiques élémentaires de l'aluminium de base utilisé (MATERIAL, 2021).

Propriétés mécaniques Enfin, le tableau 3.6 reprend les propriétés mécaniques théoriques de cet alliage. À noter qu'elles seront vérifiées par la suite grâce aux essais effectués sur les échantillons des métaux de base de la structure.

Paramètre	Symbole	Valeur	Unité
module d'élasticité	E	69 000	MPa
module de rigidité	G	25 900	MPa
limite d'élasticité	σ_e	103	MPa
limite à la rupture	σ_u	110	MPa
dureté Vickers	HV	30	HV
coefficient de Poisson	η	0,33	/

TABLE 3.3 – Tableau reprenant les principales propriétés mécaniques de l'aluminium de base utilisé (EURALLIAGE, 2020).

3.1.2 Acier S235

Il s'agit ici d'un acier de construction, c'est ce qu'indique la lettre **S** de sa nomenclature. Outre à cela, on retrouve le nombre **235** indiquant la limite d'élasticité du matériau (testé pour une épaisseur de 16 mm). C'est à dire la charge maximale, en MPa, au delà de laquelle la contrainte déformera le métal de façon permanente².

S235 est donc un acier de construction au carbone commun qui peut être utilisé dans un très large éventail de procédés de fabrication. Il est particulièrement utile car il offre une combinaison unique de bonnes propriétés de soudage avec des résistances garanties.

Bien qu'il reste un acier assez ductile, il a été choisi ici afin de jouer le rôle de la couche plus dure. Cet alliage a été également employé sous forme de tôles laminées mais comptant cette fois-ci la moitié de l'épaisseur des tôles d'aluminium de base, c'est à dire de **1,5mm** d'épaisseur.

2. NB : l'équivalent US de ce métal est nommé *A283C*.

Composition chimique Ces données ont été calculées par R. Santoro au laboratoire de chimie de l'UCLouvain avec un maximum de 3 % d'erreur sur les valeurs données. Le pourcentage est exprimé en % poids :

Al	Cr	Cu	Fe	Mn	P	Si	C^{tot}	S^{tot}
0,05	0	<0,01	99,2	0,26	0,01	0	0,05	<0,01

TABLE 3.4 – Tableau de composition détaillé ICP de l'acier de base utilisé, mesuré dans les laboratoires de l'UCLouvain

Propriétés physiques À température ambiante, on retrouve les propriétés physiques élémentaires suivantes :

Paramètre	Valeur	Unité
densité	7800	kg/m^3
température de fusion	1480 - 1526	$^{\circ}C$
résistivité électrique	$0.20-0.25 * 10^{-6}$	Ωm
conductivité thermique	49 - 54	W/mK
coefficient de dilatation thermique	$11.5 - 13 * 10^{-6}$	K^{-1}

TABLE 3.5 – Tableau reprenant les propriétés physiques élémentaires de l'acier de base utilisé (VELLING, 2021) (APPLIED, 2017).

Propriétés mécaniques Enfin, le tableau 3.6 reprend les propriétés mécaniques théoriques de cet alliage. Comme pour l'aluminium, elles seront vérifiées par la suite grâce aux essais effectués sur les échantillons des métaux de base de la structure.

Paramètre	Symbole	Valeur	Unité
module d'élasticité	E	210 000	MPa
module de rigidité	G	81 000	MPa
limite d'élasticité	σ_e	235	MPa
limite à la rupture	σ_u	360	MPa
dureté Vickers	HV	128	HV
coefficient de Poisson	η	0,30	/

TABLE 3.6 – Tableau reprenant les propriétés mécaniques élémentaires de l'aluminium de base utilisé (GILBERT, 2016) (RUPBOX, 2019).

3.2 Méthode utilisée

L'objectif est celui de créer un composite comportant une série de couches laminées alternant *aluminium 1050* et *acier S235*. Cela fait rentrer en jeu deux étapes de laminage (Fig. 3.1, 3.2). La première tient pour but d'assembler trois plaques métalliques initiales (*Aluminium-Acier-Aluminium*) superposées et attachées fermement entre elles. Après ce premier laminage, l'échantillon obtenu est alors coupé en son centre et superposé à nouveau sur lui-même afin d'être assemblé une nouvelle fois par une seconde étape de laminage. Afin d'assurer une bonne cohésion entre les deux couches d'aluminium laminées, il a été nécessaire d'ajouter une couche supplémentaire d'*acier de base* entre les deux échantillons à 3 couches avant d'effectuer le second laminage.

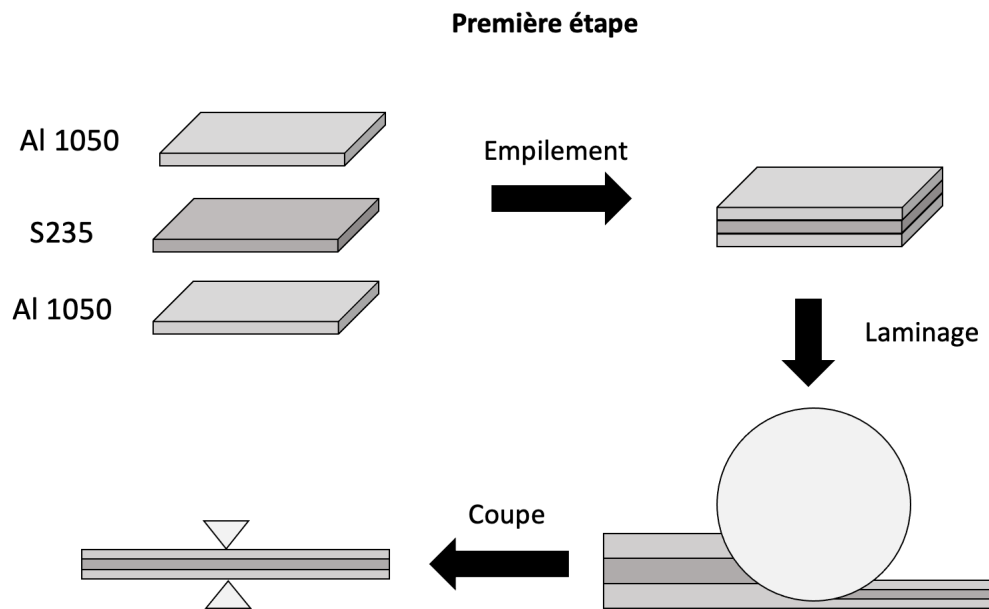


FIGURE 3.1 – *Première étape de laminage* : Explication schématique de la méthode utilisée pour fabriquer le matériau multicouche.

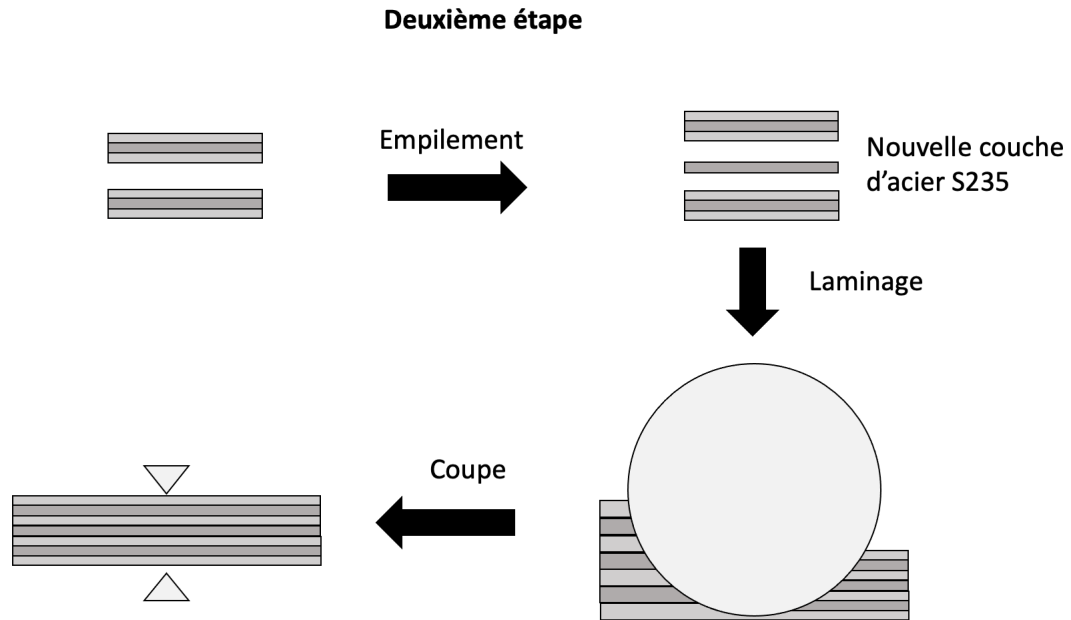


FIGURE 3.2 – *Deuxième étape de laminage* : Explication schématique de la méthode utilisé pour fabriquer le matériau multicouche.

3.2.1 Assemblage par laminage

Plusieurs passes de laminage sont nécessaires pour atteindre l'épaisseur finale désirée de $3\text{-}4\text{mm}$. Les laminages ont lieu après que les métaux aient séjournés dans un four préchauffé à 350°C durant 45 minutes. Les métaux y résident durant 15 minutes avant chaque passe de laminage.

Les étapes de laminage ont été organisées comme suit :

Étape de laminage	t_0	t_f
Première passe	$7,5\text{mm}$	6mm
Deuxième passe	6mm	5mm
Troisième passe	5mm	$3,5\text{mm}$

TABLE 3.7 – Récapitulatif des passes de laminage.

t_0 et t_f étant respectivement l'épaisseur du spécimen avant et après passage.

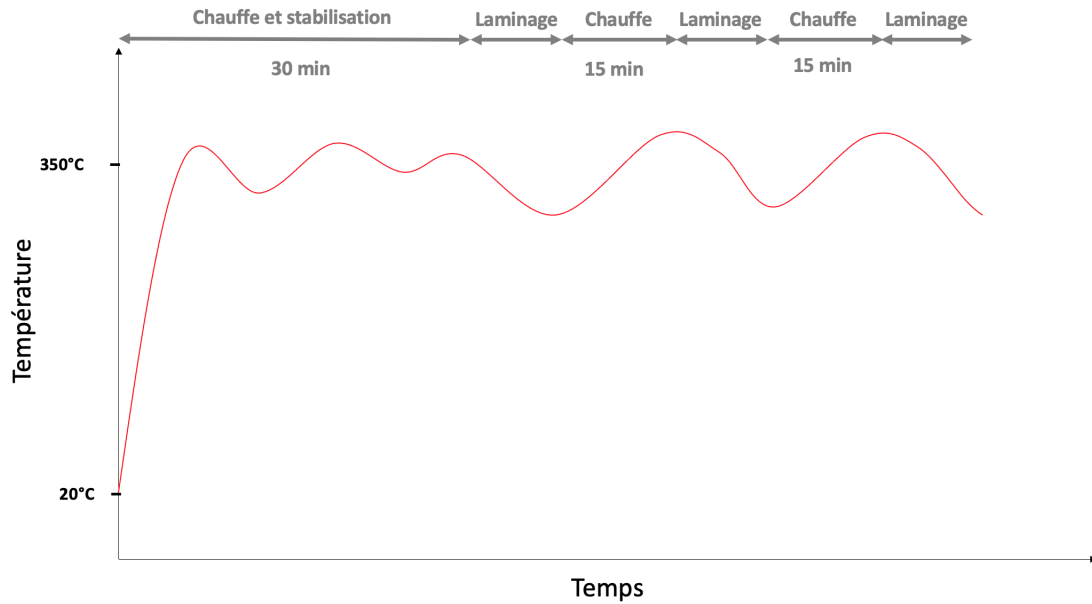


FIGURE 3.3 – Cycle thermique du procédé. Diagramme non à l'échelle

Avant laminage

Les couches d'aluminium de base comptent 3mm d'épaisseur, contre $1,5\text{mm}$ pour la couche d'acier. Cette différence d'épaisseur initiale parmi les métaux de base est à prendre en compte tout au long des tests mécaniques qui seront réalisés par la suite.

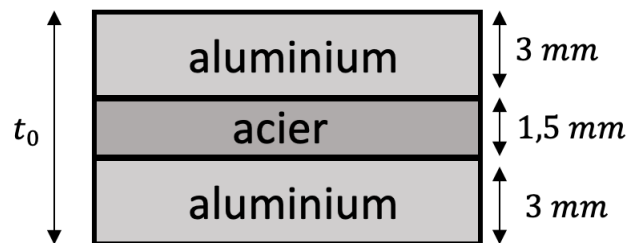


FIGURE 3.4 – Illustration de théorique de la coupe transversale de la structure sandwich à 3 couches avant laminage.

Afin de minimiser les effets dûs aux imperfections et aux défauts de surface, les plaques initiales sont polies au grain grossier et nettoyées à l'éthanol avant d'être assemblées par rivets pour éviter que les plaques ne glissent les unes sur les autres lors du laminage. Les échantillons ont ensuite été enveloppés dans des feuilles d'alu-



(a) Surfaces de contact polies et nettoyées à l'éthanol



(b) Fixation des métaux de base par rivets

FIGURE 3.5 – Prétraitement et assemblage du sandwich *Al-Acier-Al* avant laminage.

minium minces, afin d'éviter les infiltrations d'air et l'oxydation à l'interface.

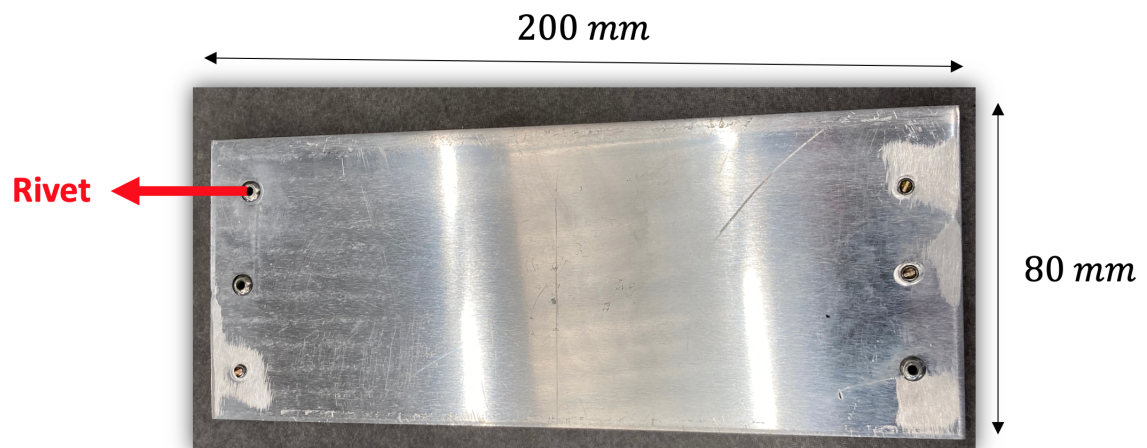


FIGURE 3.6 – Vue du haut du spécimen empilé en structure sandwich à 3 couches avant laminage.

Après laminage

Le laminage provoque une réduction du 46,7% de l'épaisseur du spécimen contre une elongation de approximativement 200% dans la direction de déformation. La largeur reste elle inchangée.

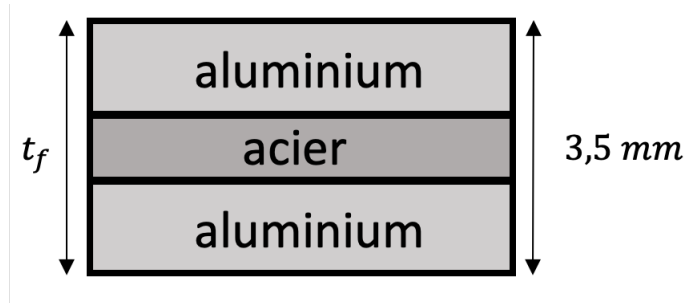


FIGURE 3.7 – Illustration théorique de la coupe transversale de l'assemblage laminé à 3 couches.

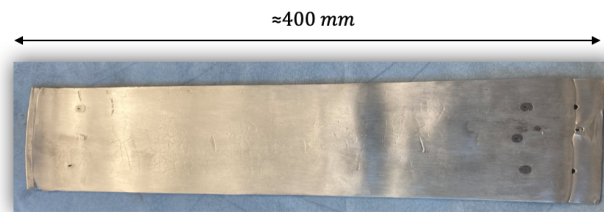


FIGURE 3.8 – Vue du haut du spécimen empilé en structure sandwich à 5 couches après laminage.

3.2.2 Difficultés concernant l'assemblage du composite à 5 couches

Des difficultés intéressantes ont été rencontrées lors de la deuxième étape de laminage concernant l'assemblage des deux spécimens à 3 couches laminés. La structure proposée à la Fig. 3.9 met en contact les deux extrémités d'aluminium pour ainsi les faire fusionner en une seule même phase. Cependant celles-ci s'assemblent très mal entre elles. Cela peut être dû au fait qu'il se crée très facilement un film d'oxyde extrêmement résistant aux faces externes de l'aluminium. Ceci est le principal facteur de mauvaise adhérence lors de la déformation des joints des feuilles (JEURGENS et al., 2002). De plus, il est peut-être meilleur d'éviter d'assembler deux métaux identiques afin de provoquer deux réponses différentes de part et d'autre de l'interface à assembler. Cela pourrait favoriser un meilleur entremêlement entre les deux couches.

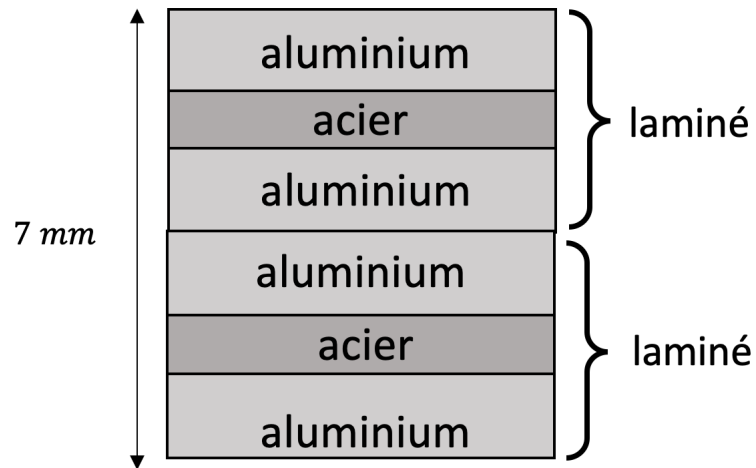


FIGURE 3.9 – Illustration théorique de la coupe transversale de l’assemblage à 5 couches.

Dès lors une meilleure cohésion peut être obtenue en insérant une couche supplémentaire d’acier de base entre les deux structures laminées à 3 couches (Fig. 3.10).

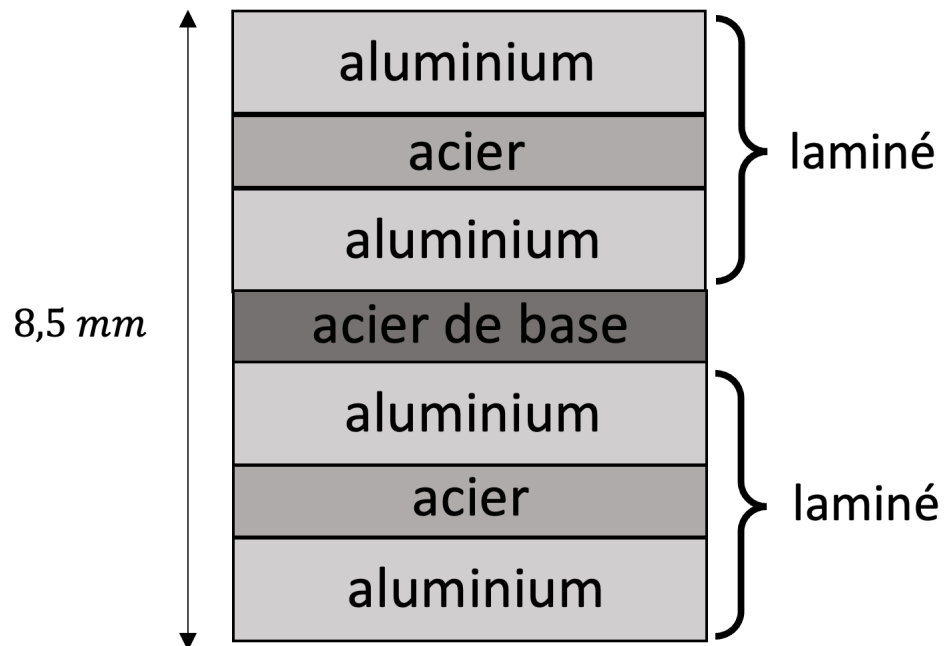


FIGURE 3.10 – Illustration théorique de la coupe transversale de l’assemblage à 7 couches proposant une couche d’acier de base comme intermédiaire.



FIGURE 3.11 – Structure comportant deux structures à 3 couches laminées et séparées par une couche d'acier de base. Avant le second laminage.

3.2.3 Analyse au microscope électronique MEB

Les échantillons des spécimens sont recueillis dans des pralines, polies progressivement à différentes tailles de grain jusqu'au $1\mu\text{m}$ ³.

3 couches

L'analyse au MEB montre une interface fluide avec une présence non prédominante de cavité. Sur l'image à la Fig. 3.12, une fine couche est présente par moment mais reste de l'ordre de 100 - 200 nanomètres à peine. L'hypothèse plus évidente serait de l'identifier comme étant une couche intermétallique créée lors de la chauffe dans le four entre les passes de laminage.

3. La lubrification a été effectuée à l'alcool, eau et à l'*OP-S*.

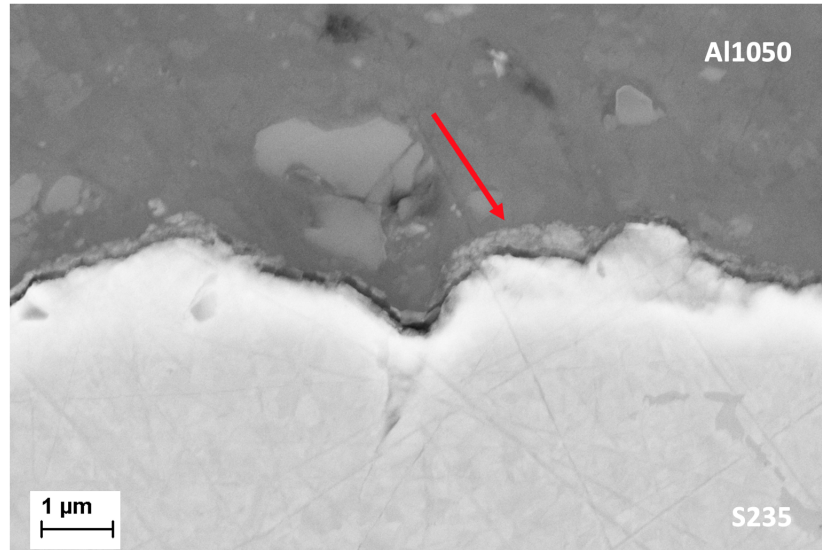


FIGURE 3.12 – Interface *Aluminium* - *Acier* du composite laminé à 3 couches.

5 couches

Dans la coupe parallèle on observe les couches d'acier rompues par le passage des rouleaux et englobées par la phase d'aluminium qui, étant un métal plus souple, subit plus de déformation que la phase d'acier. Les deux plans semblent montrer encore une fois une bonne cohésion entre les couches.

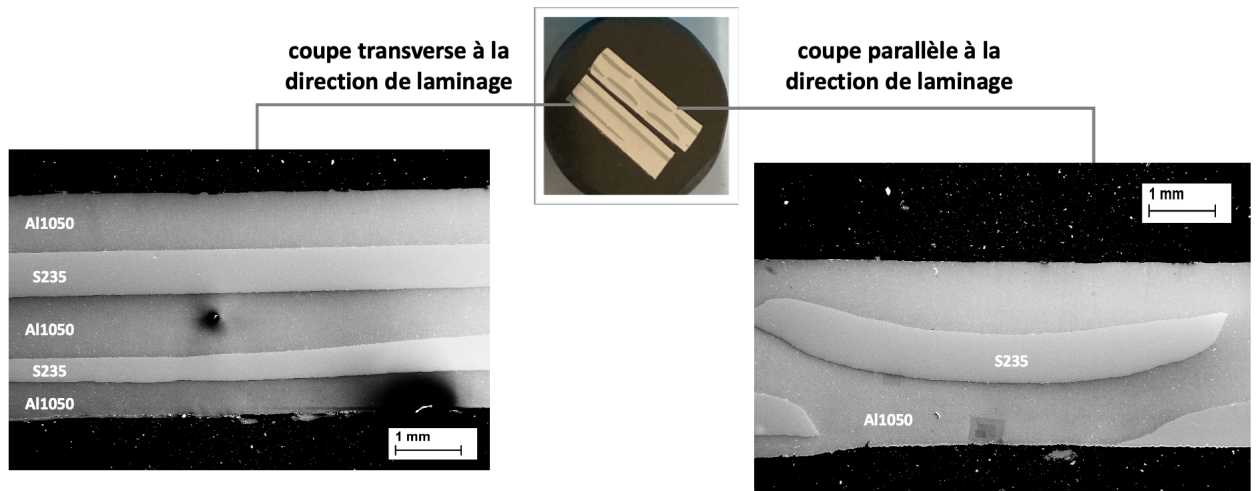
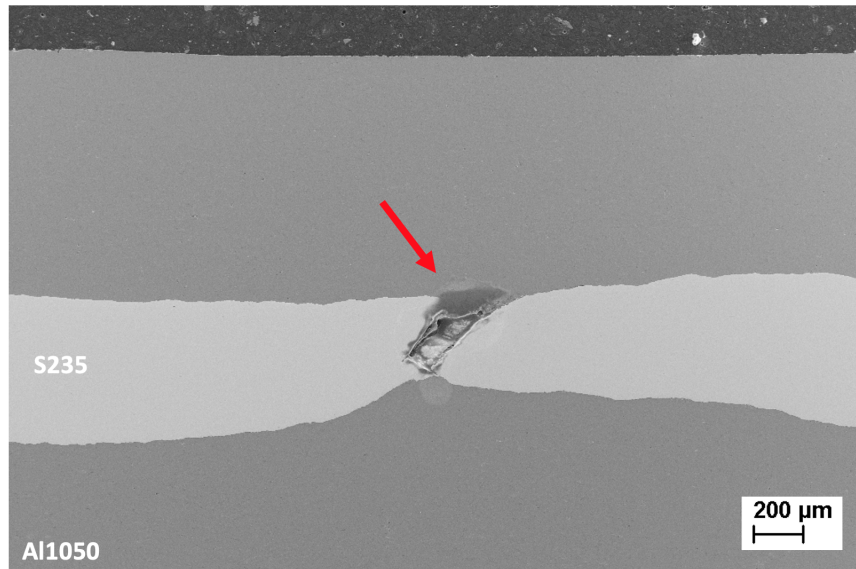


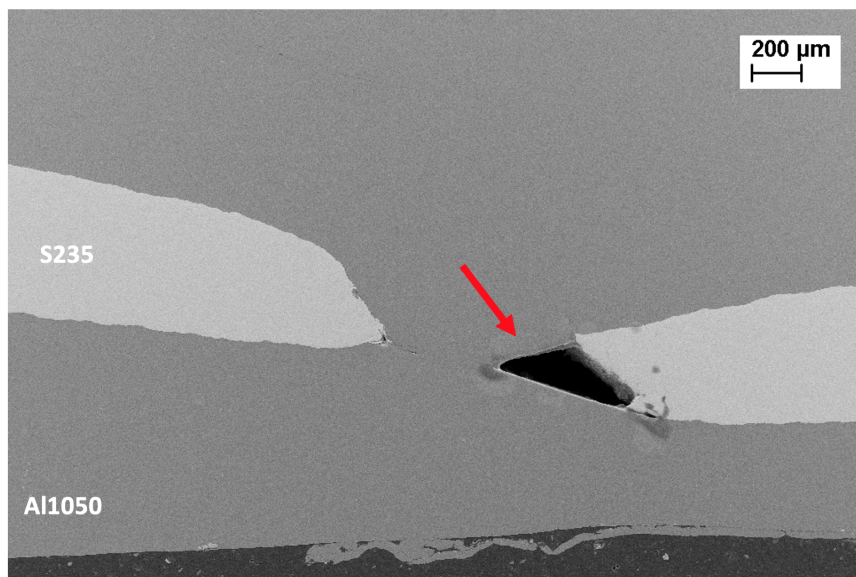
FIGURE 3.13 – Vue MEB globale du composite à 5 couches.

N.B. : Ce travail se concentrera dorénavant uniquement sur les images de coupe parallèle à la direction de laminage. Celles-ci portent plus d'informations car les morcellements de la phase d'acier sont parfois distants entre eux et si la coupe traverse se place entre deux morcellements, la phase d'acier ne sera pas représentée à l'image par simple question de perspective.

Les Fig. 3.18 (a) et (b) mettent l'accent sur un type de défaut intéressant présent fréquemment dans la microstructure. Il s'agit d'une cavité qui se forme suite au craquement de la couche d'acier sous la contrainte. Ces cavités sont comblées par l'aluminium qui par sa déformation s'étend au sein la structure mais n'atteint parfois pas le fermeture complète de la cavité au bord de la phase d'acier.



(a) Initiation du craquement de la couche d'acier



(b) Cavité créée par le craquement de la couche d'acier

FIGURE 3.14 – Cavité formée à l'interface *Aluminium - Acier*.

7 couches

Cette structure comporte 3 phases à distinguer : **aluminium** jouant le rôle de matrice, **acier central** ayant été déformé qu'une seule fois, d'où son aspect plus épais en comparaison avec **acier externe**, plus dur, plus fin et plus fractionné. Globalement, on observe une baisse du nombre de défauts et cavités discutées plus haut. En effet, l'aluminium a de nouveau pu se déformer et ainsi combler d'avantage plus de cavités. Artefacts et traces de couleur blanche sont présents sur l'image [3.15](#), ces

dernières sont des résidus de *OP-S*, utilisé lors du polissage de l'échantillon.

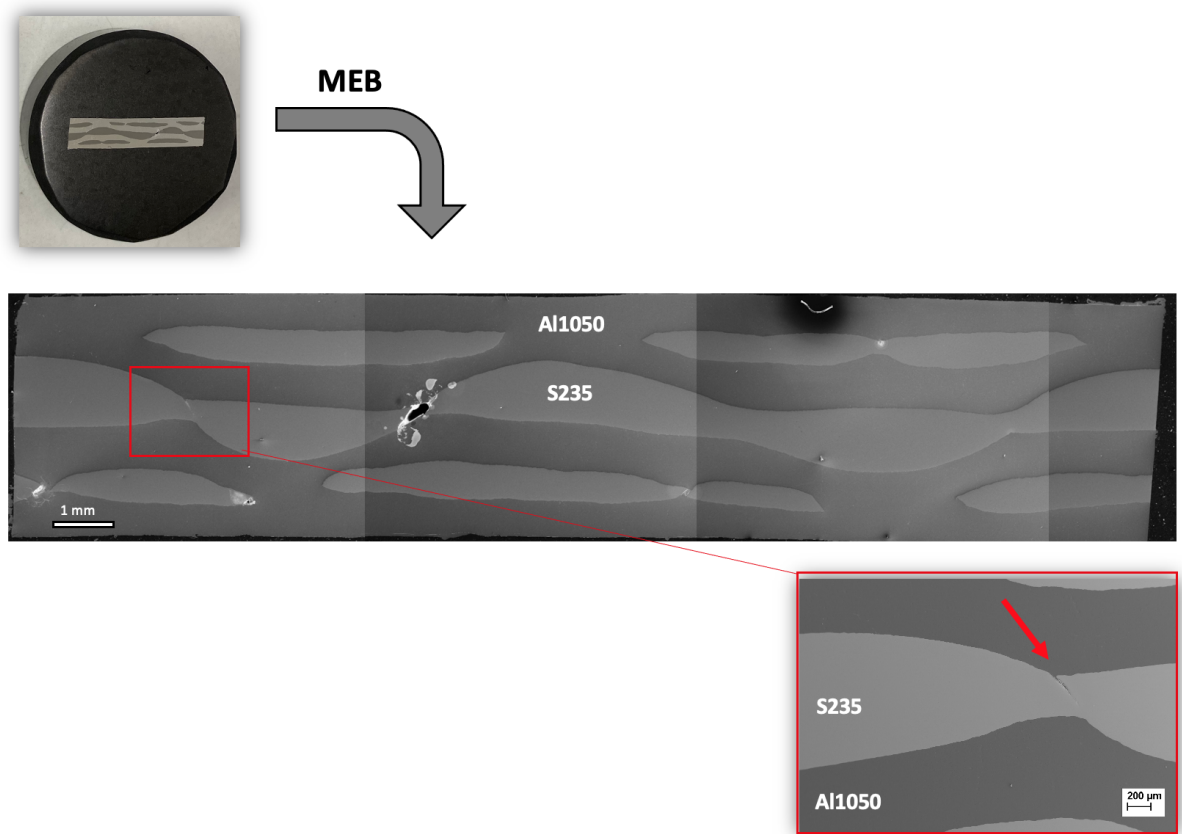


FIGURE 3.15 – Vue MEB globale par assemblage d'images du composite à 7 couches.

La Fig. 3.16 présente une interface témoignant une très bonne cohésion sans la présence détectable d'élément intermétallique ni d'oxyde. Cependant il se peut que ceux-ci soient visibles sur une gamme d'échelle plus petite. Pour pouvoir affirmer pleinement leur absence, il serait intéressant d'analyser la surface à l'aide de microscope électronique à transmission (MET). Au MEB en revanche, on remarque qu'avec un passage de laminage de plus, les vides initialement présents à l'interface *Aluminium* - *Acier* se resserrent laissant place à une interface plus compacte. On y observe entre autre, une diminution du nombre de précipités du côté de l'aluminium.

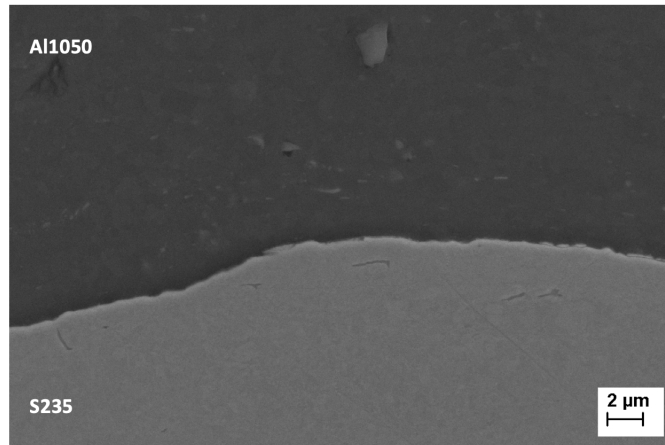
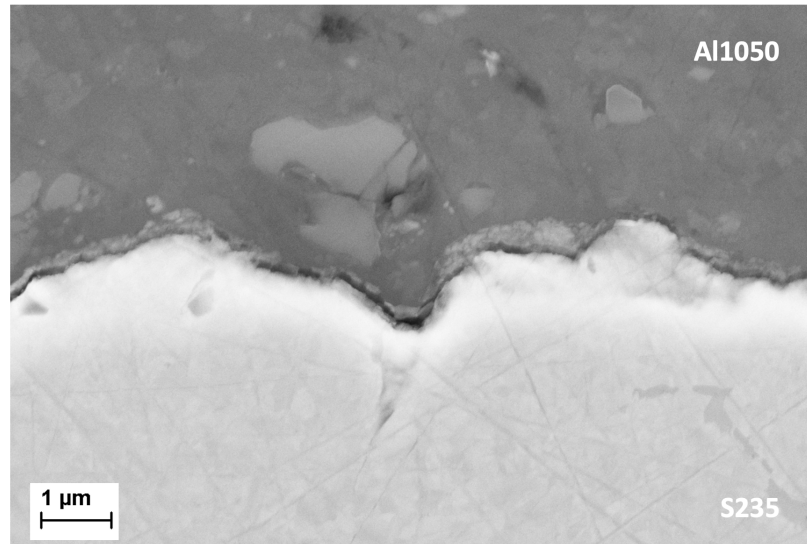


FIGURE 3.16 – Interface *Aluminium - Acier* du composite à 7 couches (deux passages au laminage).

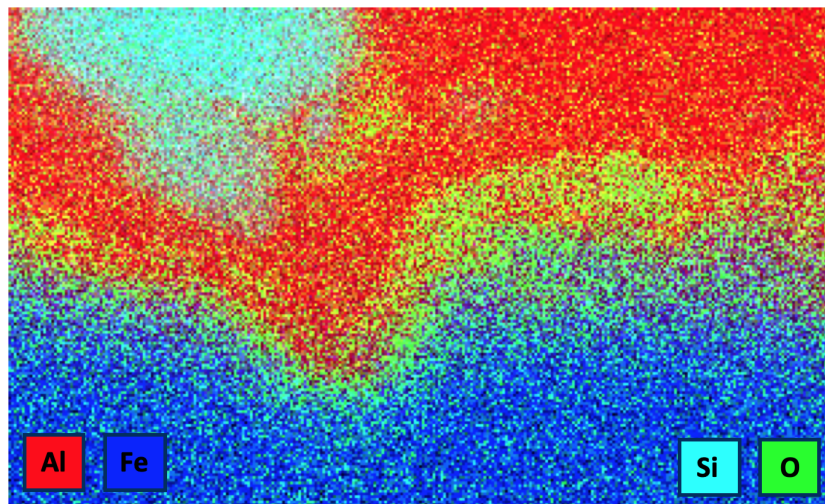
3.2.4 Analyse EDX

3 couches

Des précipités de Silicium (*couleur bleu*) sont présents dans la partie de l'aluminium. Ceux-ci peuvent provenir lors de la chauffe du matériau dans le four. En effet, le silicium a une très faible solubilité dans l'aluminium et précipite sous forme quasiment pure (CORNELL et BHADESHIA, 2011). De plus, une fine couche d'éléments oxydés est présente à l'interface (*couleur verte*). Pour limiter ces effets, il est utile d'enrober les spécimens de papier aluminium avant d'effectuer la passe au laminage.



(a) Image fournie au MEB de l'interface *Aluminium - Acier* du composite laminé à 3 couches.

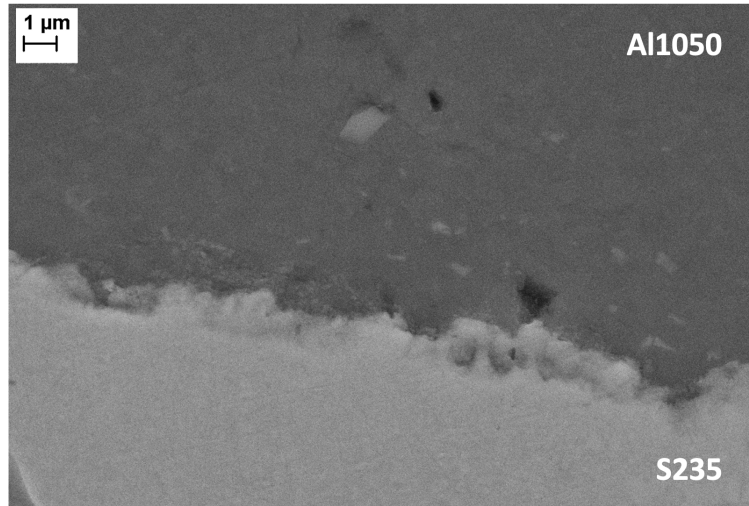


(b) Image fournie par EDX de l'interface *Aluminium - Acier* du composite à 3 couches.

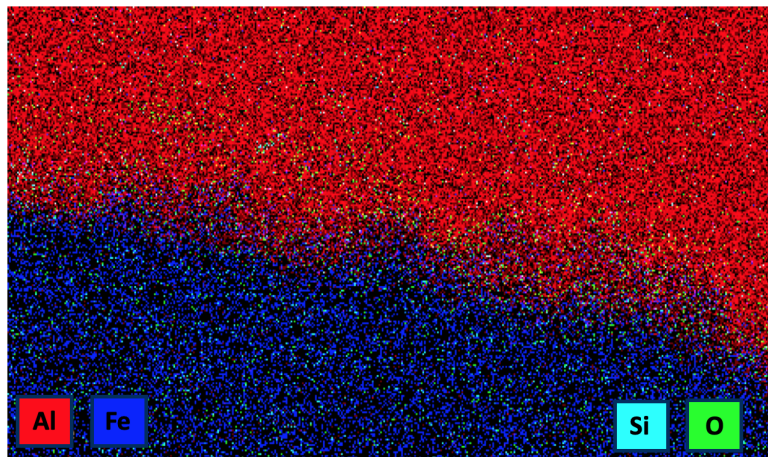
FIGURE 3.17 – Même interface *Aluminium - Acier* du composite à 3 couches sous MEB et EDX.

5 couches

La seconde passe au laminage a aplati la couche d'oxyde présente à l'interface. Les précipités de silicium dans la phase d'aluminium ont bien diminués comme prévu grâce à la protection d'aluminium enrobant les structures durant la période de chauffe dans le four.



(a) Interface *Aluminium - Acier* du composite laminé à 3 couches



(b) Image par EDX de l'interface Aluminium - Acier du composite à 5 couches

FIGURE 3.18 – Même interface *Aluminium - Acier* du composite à 5 couches sous MEB et EDX.

3.3 Analyse par tomographie

La *tomographie* est une technique de contrôle de pièces et de matériaux permettant de visualiser l'intérieur de la matière sans contact et sans destruction. Le spécimen, placé entre une source et un détecteur, est scanné dans toutes les directions par des rayonnements X. L'image tridimensionnelle est ainsi fournie via un calcul algorithmique appelé la *reconstruction*.

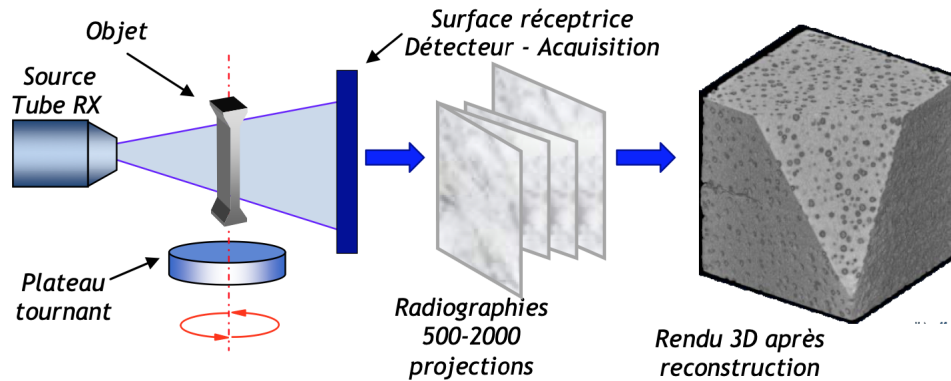


FIGURE 3.19 – Principe de fonctionnement de l’acquisition des données (LIMODIN, RÉTHORÉ et BUFFIÈRE, 2009).

Les projections ainsi récupérées se recourent afin d’obtenir des éléments redondants nécessaires à une bonne reconstruction de l’information. Le volume de l’objet est donc reconstruit à partir des projections bidimensionnelles.

C’est une façon d’analyser le type d’assemblage et le positionnement des différentes phases métalliques au sein de l’échantillon. Toutes les différences de composition, variations d’absorption radiologiques, hétérogénéité, singularité, vide ou inclusion sont mis en avant dans les résultats obtenus.

Dans le cas de notre étude cette technologie a été utile d’une part afin de déterminer la forme géométrique des différentes couches métalliques et d’autre part afin de quantifier l’espacement de celles-ci. Et enfin, pour en apprendre d’avantage sur les défauts internes comme les fissures et la porosité du matériau composite étudié.

3.3.1 Résultats obtenus

Deux échantillons de différentes tailles ont été scannés :

1. Un plus petit bloc de dimension $2\text{mm} \times 2\text{mm}$ et de résolution à $1,5\mu\text{m}$ par *voxel*.
2. Un plus grand bloc de dimension $4\text{mm} \times 4\text{mm}$. Celui-ci a été scanné avec une

résolution plus basse, à $2,7\mu\text{m}$ par *voxel*, mais avec un paramétrage permettant la correction des artefacts et des défauts d'imagerie.

La pondération des phases métalliques dans les deux échantillons est reprise par les tableaux ci-dessous :

	Acier	Volume d'acier
Petit cube	34%	$2,89 \times 10^9 \mu\text{m}^3$
Grand cube	37%	$1,78 \times 10^{10} \mu\text{m}^3$

TABLE 3.8 – Part d'acier dans les deux échantillons analysés.

	Aluminium	Volume d'aluminium
Petit cube	65%	$5,48 \times 10^9 \mu\text{m}^3$
Grand cube	63%	$3,03 \times 10^{10} \mu\text{m}^3$

TABLE 3.9 – Part d'aluminium dans les deux échantillons analysés.

	Porosité	Volume poreux
Petit cube	0,1%	$1,13 \times 10^7 \mu\text{m}^3$
Grand cube	0%	$0 \mu\text{m}^3$

TABLE 3.10 – Part de vide dans les deux échantillons analysés.

Cette porosité correspond à un défaut créé par le craquement de la couche d'acier sous la contrainte. Cet effet était déjà visible par l'analyse MEB et a été expliqué plus haut.

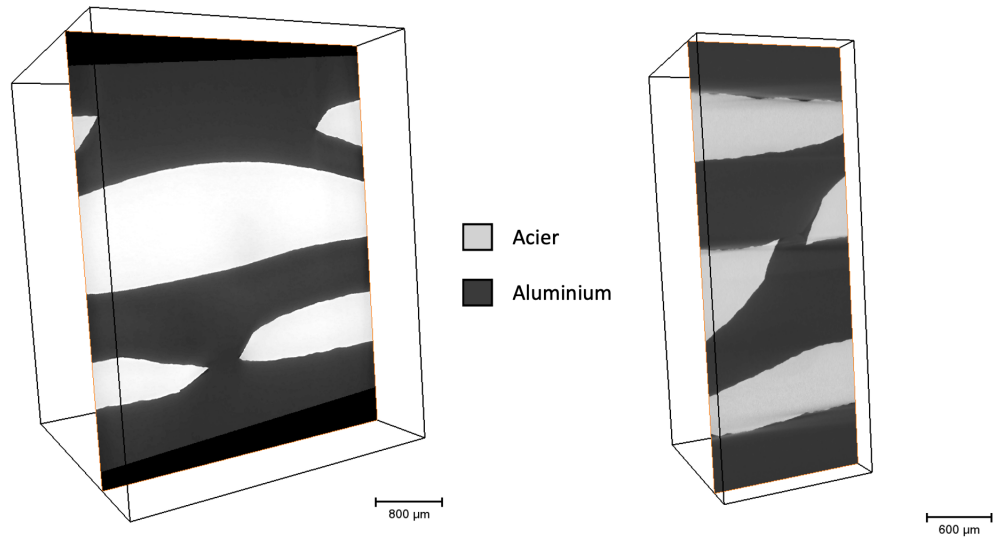


FIGURE 3.20 – Coupes transversales des deux échantillons cubiques.

Cela nous a donc permis d’obtenir une schématisation tri-dimensionnelle d’une section considérée typique du matériau. Elle a été ensuite analysée afin de mettre en avant le positionnement des couches métalliques, ainsi que leur dimension dans la profondeur de l’échantillon.

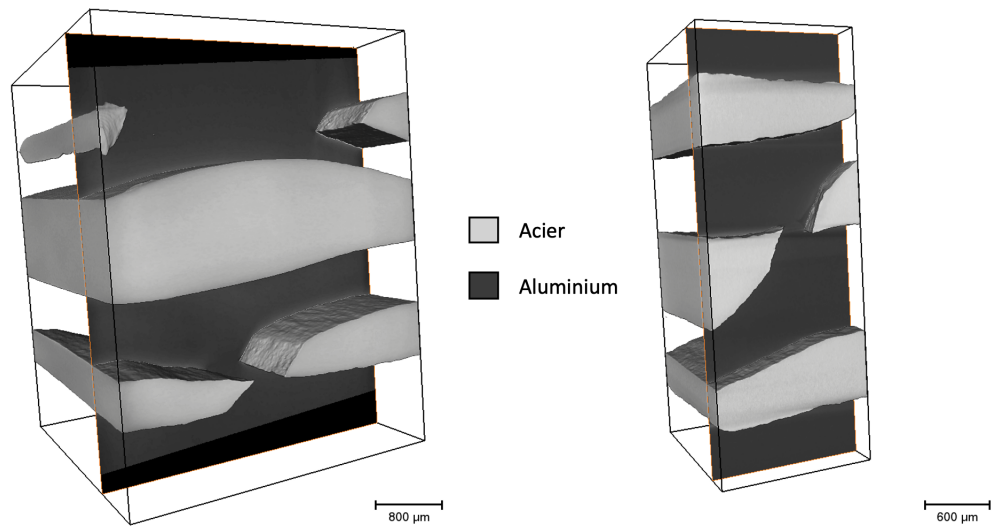


FIGURE 3.21 – Schématisation 3D des deux échantillons cubiques.

On se penche ensuite sur l’analyse de l’espace entre les couches. Une méthode très utile pour quantifier cet espace entre les différentes couches est de calculer le nombre de sphères qu’il est possible de placer dans la matrice d’aluminium qui

sépare les couches d'acier. En d'autres mots, on mesure l'épaisseur de la matrice d'aluminium, ce qui va nous donner une distribution de l'espacement des couches d'acier. Une gamme de couleur est choisie afin d'avoir une interprétation visuelle. La légende de la Fig. 3.21 montre que les couleurs froides comme le vert ou le bleu représentent les plus petites sphères qui peuvent être calées dans la structure, tandis que les rouges représentent les sphères plus volumineuses.

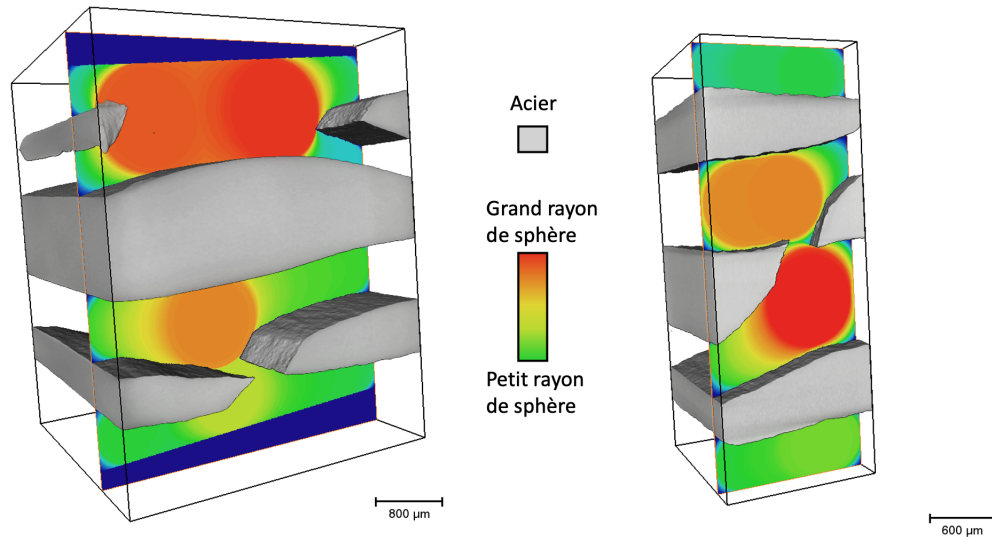


FIGURE 3.22 – Carte de distribution d'épaisseur des deux échantillons.

Basé sur cette carte de distribution d'épaisseur, un histogramme est généré afin d'obtenir une analyse plus quantitative⁴. Celui-ci met en relation la fréquence (c'est à dire le nombre de sphères) et la taille de celles-ci. Ainsi, lorsqu'une pique est présente sur l'histogramme, cela définit un endroit où il est possible de caler un certain nombre de sphères de même taille de façon alignée, ce qui décrit un espacement cylindrique dans la structure.

4. Le deuxième échantillon présente moins de piques car il y a eu moins de volume scanné.

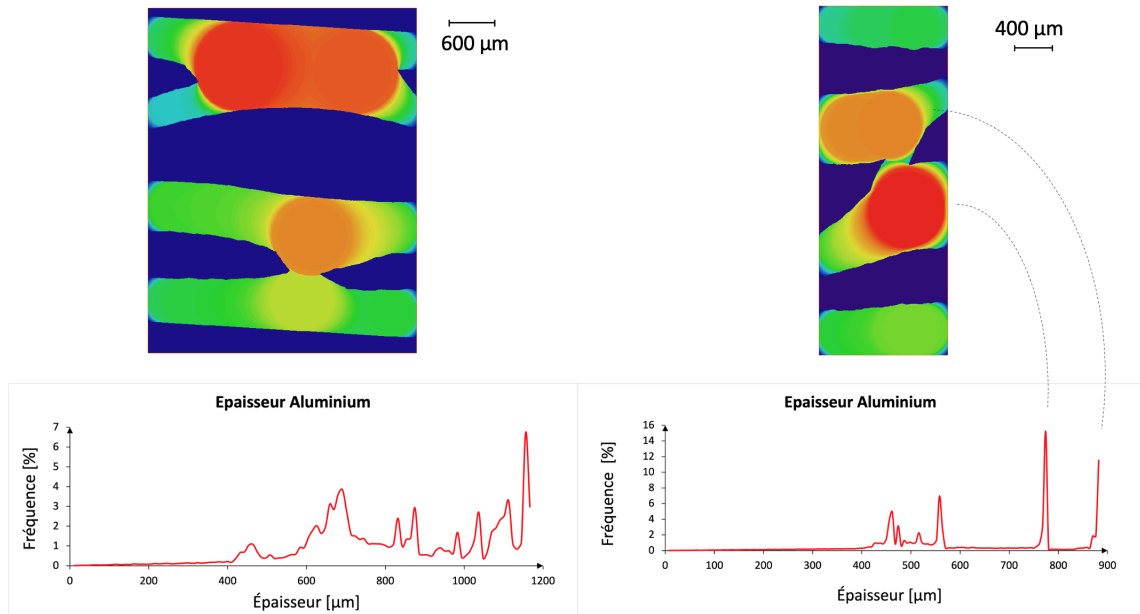


FIGURE 3.23 – Cartes de distribution d'épaisseur avec les histogrammes associés.

Par exemple, du côté droit, les pics à $770\mu m$ et $900\mu m$ correspondent respectivement aux zones orange et rouge de la coupe. Tandis que la zone des pics comprises entre 400 et $600\mu m$ correspond aux zones vertes de la carte de distribution d'épaisseur. Ainsi, les zones rougeâtres correspondent aux localités où un fractionnement d'acier a eu lieu. Les morcellements d'acier s'écartent les uns des autres au fur et à mesure des passages de laminage laissant derrière eux un espacement de plus en plus grand. Les histogrammes peuvent donc être perçus comme une manière de quantifier la fragmentation de la phase la dure.

En conclusion, on peut en tirer **l'espacement moyen** entre les couches d'acier qui serait de l'ordre de $650-700\mu m$ selon l'histogramme et correspond à la couche de couleur verte sur l'image correspondante. De fait, les couleurs plus rougeâtres correspondant à des endroits d'épaisseur plus grossière et se situent uniquement aux discontinuités des couches d'acier. Elles ne sont donc pas représentatives d'une épaisseur moyenne d'entre-couche.

Chapitre 4

Analyse expérimentale

4.1 Essai de dureté Vickers

Cet essai consiste à mesurer la résistance qu'oppose le matériau à la pénétration d'un corps plus dur. Parmi les différents types d'essai de dureté existant, nous nous concentrons ici sur le test **Vickers** : Dans ce type de test, le pénétrateur porte la forme d'une pyramide à base carrée et des cotés inclinés à un angle 136° . Une charge spécifique est alors progressivement appliquée sur le matériau pendant une durée déterminée. La moyenne de la longueur des deux diagonales de l'empreinte laissée à la surface du matériau après élimination de la charge est mesurée à l'aide d'un microscope ainsi que l'aire de la surface en pente de l'indentation. La dureté Vickers est définie comme le quotient obtenu en divisant la charge en kg par l'aire (en mm^2) d'indentation^[1].

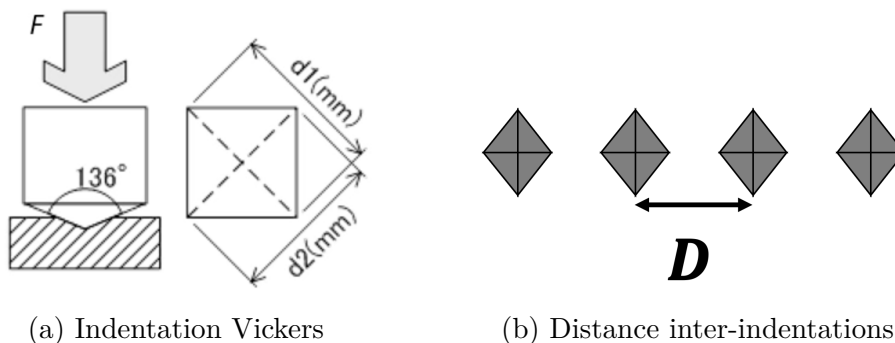


FIGURE 4.1 – Courbes de traction des matériaux de base.

1. L'unité est connue sous le nom de *Vickers Pyramid Number (HV)*, peut être converti en unité Pascal mais ne doit pas être confondue avec la pression.

4.1.1 Paramètres et dimensions

Le test a été effectué suivant la norme *ASTM E384-17*, méthode d'essai standard pour la dureté des matériaux par microindentation (INTERNATIONAL, 2020). Afin d'éviter toute interaction entre les zones écrouies et les effets du bord, une distance minimale entre les empreintes doit être prise en compte : généralement on considère $D > 3\bar{d}$ pour des matériaux de ce type. D a donc été choisi entre 0,2 et 0,5mm. Afin de mesurer l'aire de la zone indentée, il faut considérer la géométrie tri-dimensionnelle du problème. C'est à dire qu'il faut prendre en compte l'inclinaison de l'indentation, comme l'illustre la Fig. 4.1 (a). Ainsi, l'aire de la zone indentée se calcule par :

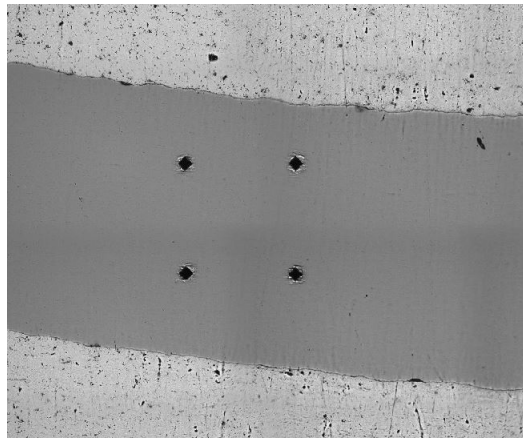
$$\frac{\bar{d}^2}{2\sin(\frac{136}{2})}$$

avec $\bar{d} = \frac{d_1+d_2}{2}$

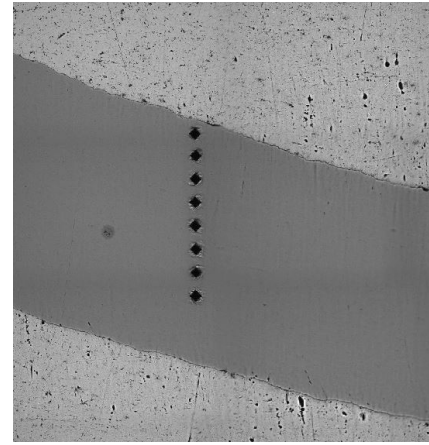
Finalement,

$$HV = 1,854 \frac{F}{\bar{d}^2}$$

Une force de 200 grammes a été appliquée pour les mesures de phase d'acier, baissée cependant de 100 grammes pour le calcul des phases d'aluminium. Cette baisse est due au fait que l'empreinte laissée dans l'aluminium, étant trop souple, est trop grosse pour la caméra de la machine utilisée.



(a) Empreintes en configuration bidirectionnelle



(b) Empreintes en configuration unidirectionnelle

FIGURE 4.2 – Différentes configurations utilisées dans la phase d’acier intermédiaire d’échantillons roulés à 5 couches.

4.1.2 Résultats obtenus

Ainsi, les duretés des phases d’acier et aluminium ont été mesurées pour chaque échantillon : à 3, 5 et 7 couches. Pour ce dernier, il est à distinguer la différence de propriétés entre la phase d’acier central et la phase d’acier extérieure, attendue à être plus dure puisqu’elle compte un laminage de plus.

N’ayant pas observé de gradient directionnel de dureté au sein des phases-mêmes, il est représenté ci-dessous les moyennes des mesures pour chaque phase testée. Outre le fait que toutes les phases ont bien été durcies par rapport aux paramètres de dureté Vickers initiaux, comme mentionné dans la section précédente, on observe que les couches d’acier extérieures, ayant été laminées une fois de plus, présentent comme prévu une dureté supérieure aux couches d’acier centrales.

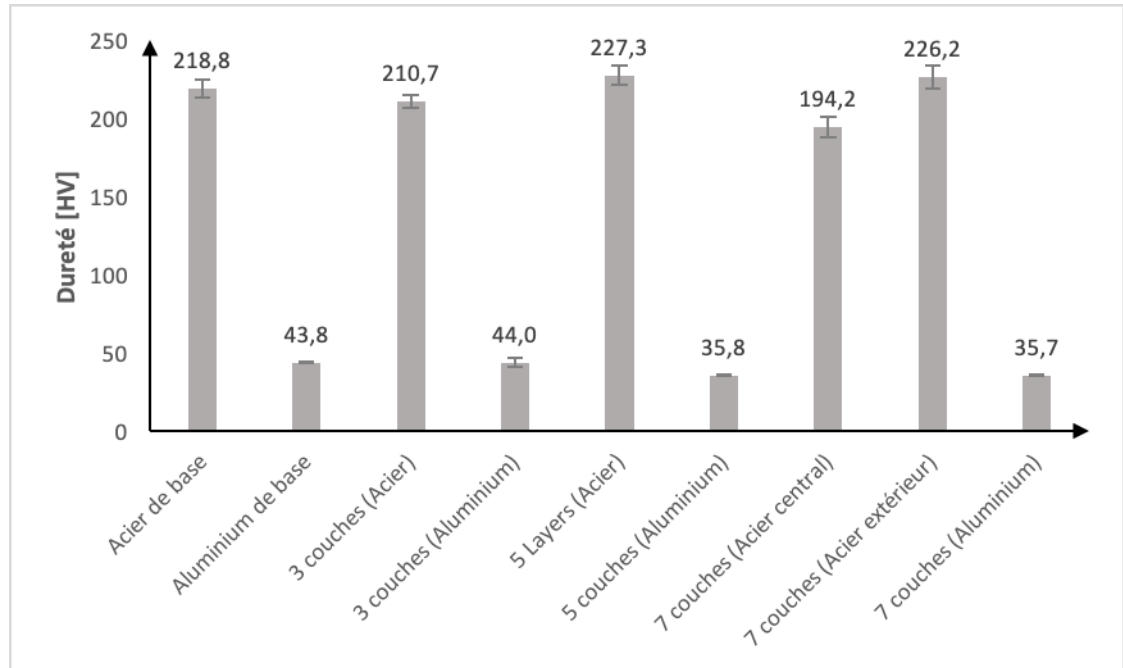


FIGURE 4.3 – Moyenne des duretés par phase testée.

Les variations de la dureté en fonction des passages de laminage s'expliquent par deux tendances inverses :

1. *L'écroutissage*. En laminant, la densité de dislocation augmente au sein de la structure. Cependant, il est montré que cet effet tend à diminuer au fur et à mesure des cycles de laminage (XING, KANG et H. KIM, 2001)
2. *Restauration statique et dynamique*. Il a été rapporté que la récupération dynamique et la récupération statique ont lieu facilement dans les alliages *Al-Fe* (TSUCHIDA et al., 2000). Ces phénomènes sont causés par les précipitations des particules de Si (détectés par EDX au Chap 3 à la Fig. 3.17 (b)) qui ont eu lieu durant le laminage et/ou après le *recuit*. Cela s'oppose donc à l'effet provoqué par le raffinement des grains et de l'écroutissage (XING, KANG et H. KIM, 2001).

4.2 Essai de traction uniaxial

Dans ce test, l'échantillon est étiré mécaniquement et soumis à une tension contrôlée jusqu'à sa rupture. Le but est d'extraire les paramètres fondamentaux de la réponse mécanique du matériau composite : tels que le *module de Young E*, la *limite d'élasticité* et la *résistance* du matériau testé. Pour cela, trois matériaux composites à 7 couches ont été testés ainsi que des échantillons d'aluminium et d'acier de base afin d'obtenir une gamme de comparaison pour le composite étudié.

4.2.1 Dimensions et paramètres

Dimensions Les échantillons d'essai de traction ont été pré-dimensionnés et ensuite coupés selon les mesures exposées à la Fig. 4.4. Pour les échantillons composites $t = 4mm$, tandis que pour les métaux de base il prend une valeur de $1,5mm$ et $3mm$ respectivement pour l'acier et l'aluminium.

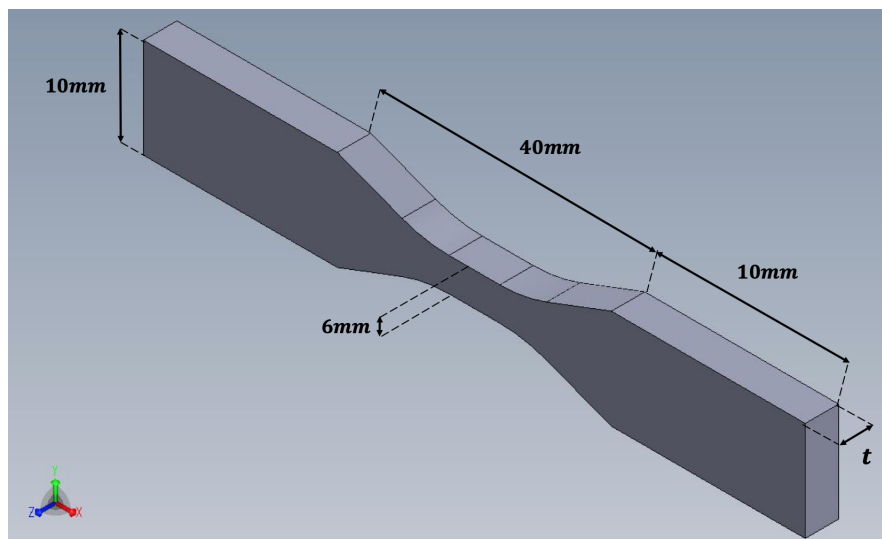


FIGURE 4.4 – Dimensionnement des échantillons pour l'essai de traction (ZNAZHU, 2017).

Paramètres Les essais ont été effectués à l'aide de la machine à traction *Retro-line* de chez *Zwick/Roell*. La vitesse de traverse a été implémentée à une valeur de

1mm/sec. Les tests ont été effectués suivant la norme *ASTM E8M-16a*, méthodes d'essai standard pour les essais de traction des matériaux métalliques (INTERNATIONAL, 2021).

4.2.2 Résultats obtenus

En se servant des datas fournies par *Retroline* nous obtenons les courbes de tractions suivantes :

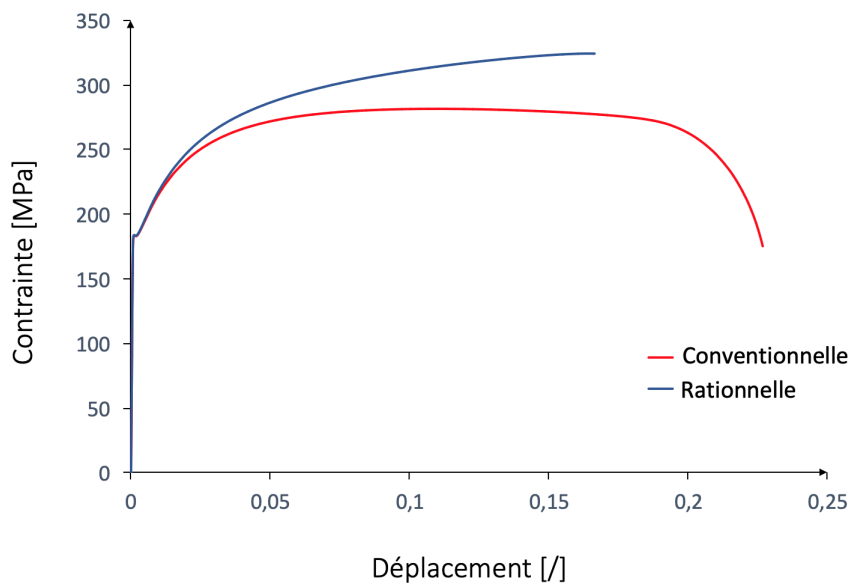


FIGURE 4.5 – Courbes de traction de l'acier de base.

À la fin du comportement élastique de l'acier, on retrouve une limite d'élasticité haute et basse ($Y\sigma_U$ et $Y\sigma_L$) avant d'entamer un plateau et repartir à la hausse. Ces limites hautes et basses peuvent s'expliquer en jetant un coup d'oeil à la microstructure. Cela est dû à la concentration de petites quantités d'impuretés à proximité des dislocations, affectant leur mouvement et la déformation plastique ultérieure. Pour les aciers, le carbone et l'azote séparés empêchent les dislocations dans le fer. Cela va agir comme une barrière et plus de force sera dès lors nécessaire pour continuer la déformation ($Y\sigma_U$). Ensuite, l'impureté cassera en provoquant une chute de contrainte locale ($Y\sigma_L$).

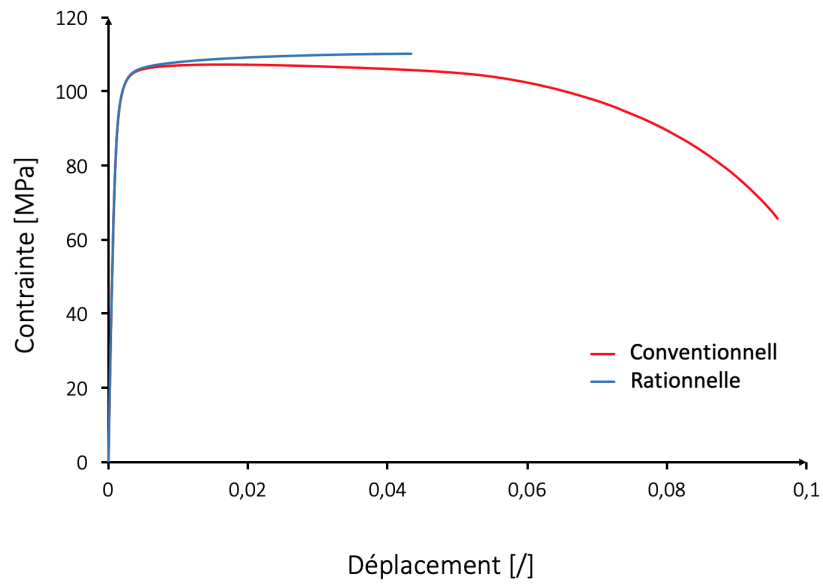
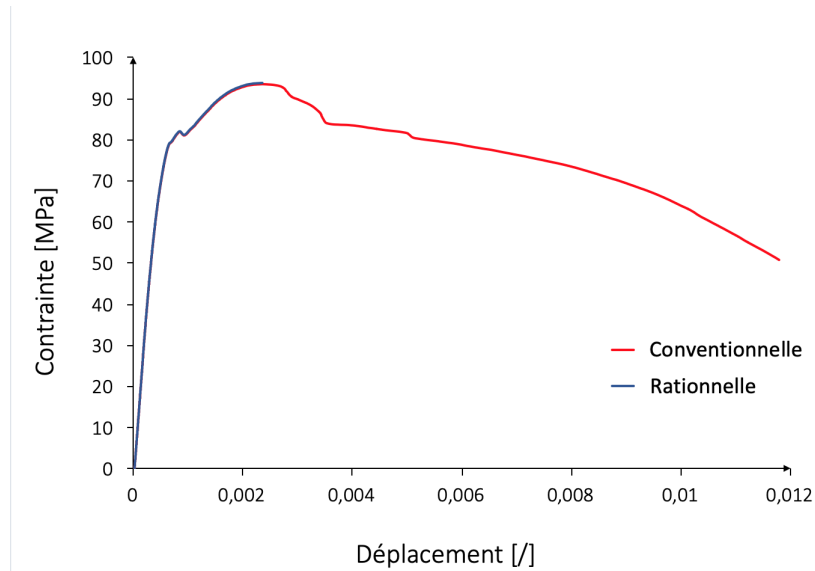
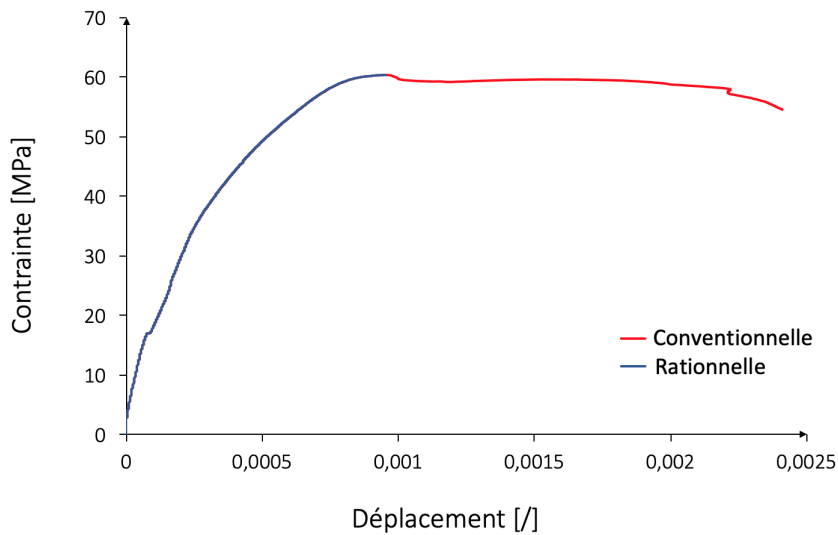


FIGURE 4.6 – Courbes de traction de l’aluminium de base.

Contrairement à l’acier, pour l’aluminium il est plus difficile de déterminer une limite d’élasticité précise. Pour cela, il est commun de retenir la limite d’élasticité $Y\sigma_{0,002}$ trouvée par le point d’intersection entre la courbe de traction et une droite parallèle au mouvement élastique partant des 0.2 % de déplacement.



(a) Composite échantillon 1



(b) Composite échantillon 2

FIGURE 4.7 – Courbes de traction des matériaux composites roulés à 7 couches.

On découvre ici une propriété très peu ductile du matériau composite, qui dans les deux tests rompt très tôt vers 0,1 - 0,2 % de déformation seulement. Comme l'illustre les photos prises en laboratoire, le craquement s'initie aux cavités créées par la fragmentation de la phase d'acier centrale (a). La fissure se propage ainsi le long de cette même phase en profitant des micro vides qui se situent à l'intersection avec la matrice d'aluminium. Ainsi la fissure rejoint les bords de l'échantillon à un endroit non protégé par les phases d'acier extérieures, beaucoup plus dures. Un rétrécissement

de la phase d'aluminium est alors observé aux bords et le fissuration se complète en cisailant de part et d'autre l'échantillon (b).

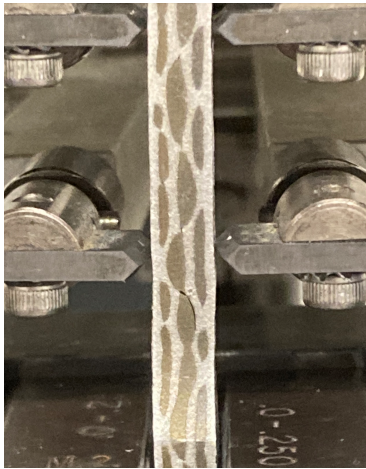


FIGURE 4.8 – Initiation de la fissure

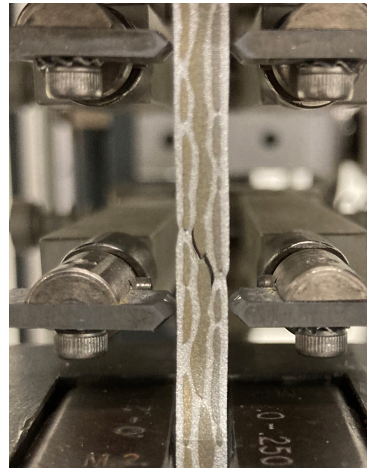


FIGURE 4.9 – Propagation et rétrécissement de l'Al

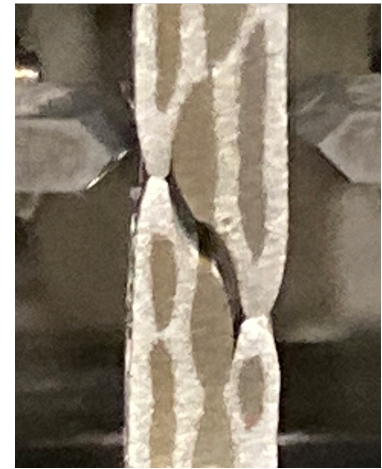


FIGURE 4.10 – Zoom sur la zone de rupture

Ces courbes nous permettent ainsi d'extraire les paramètres essentiels à la caractérisation plastique des matériaux testés :

	$E[GPa]$	Limite d'élasticité $[MPa]$	Contrainte ultime $[MPa]$
Aluminium Base	62,7	79	81,1
Acier Base	107,93	183	281,15
Composite moyenne	127,9	80,8	93,4

TABLE 4.1 – Principaux paramètres exportés depuis les courbes de tractions expérimentales.

On aurait pu s'attendre à une hausse de la limite d'élasticité et résistance pour le matériau composite, provoquée par les mécanismes de renforcement structuraux tels que l'accumulation des dislocations et raffinement de la taille des grains (CHEN, HSIEH et WU, 2005). Cependant ce que l'on observe est au contraire une puissante chute des propriétés de traction par rapport à l'acier de base. En effet comme dit précédemment, de laminage en laminage, la phase métallique dure tend à s'amincir et se rompre sous la contrainte. Ce qui joue en forte défaveur pour la *règle de mélange*, stipulant que les propriétés de traction du composite multicouche dépendent des propriétés d'écoulement des composants constitutifs et du taux d'écroissage de la

phase métallique molle (D. N. LEE et Y. K. KIM, 1991). En d'autres termes, la phase d'acier étant fracturée, ne joue plus un rôle de renforcement mécanique sur le composite global car les contraintes internes se propagent plus facilement à l'intérieur de la phase d'aluminium, jusqu'à atteindre l'échec de l'échantillon.

4.2.3 Analyse MEB

Les échantillons composites brisés par les essais ont été récupérés et analysés au MEB. Les phases plus claires représentent l'acier, ayant plus d'électrons dans son atome et donc réfléchissant plus au microscope. On perçoit l'effet du laminage qui laisse à son passage des rayures parallèles au sein de la microstructure.

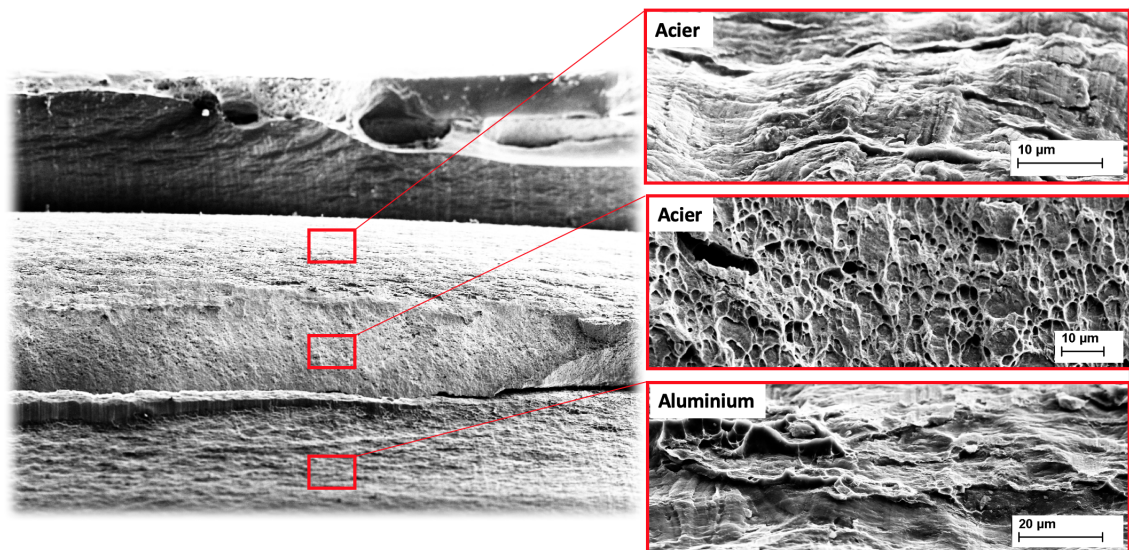


FIGURE 4.11 – À gauche, une vue transversale de l'échantillon brisé, on y distingue les différentes phases. À droite du haut vers le bas, distinctement la phase d'acier sous deux perspectives différentes et d'aluminium en dessous.

Ces zooms mettent l'accent sur la forte présence de micro cavités présentes dans les différentes phases du matériau. Sous une force externe appliquée, celles-ci se rejoignent et participent ainsi à la propagation de la fissure au travers du matériau. On perçoit une microstructure propre aux fractures ductiles.

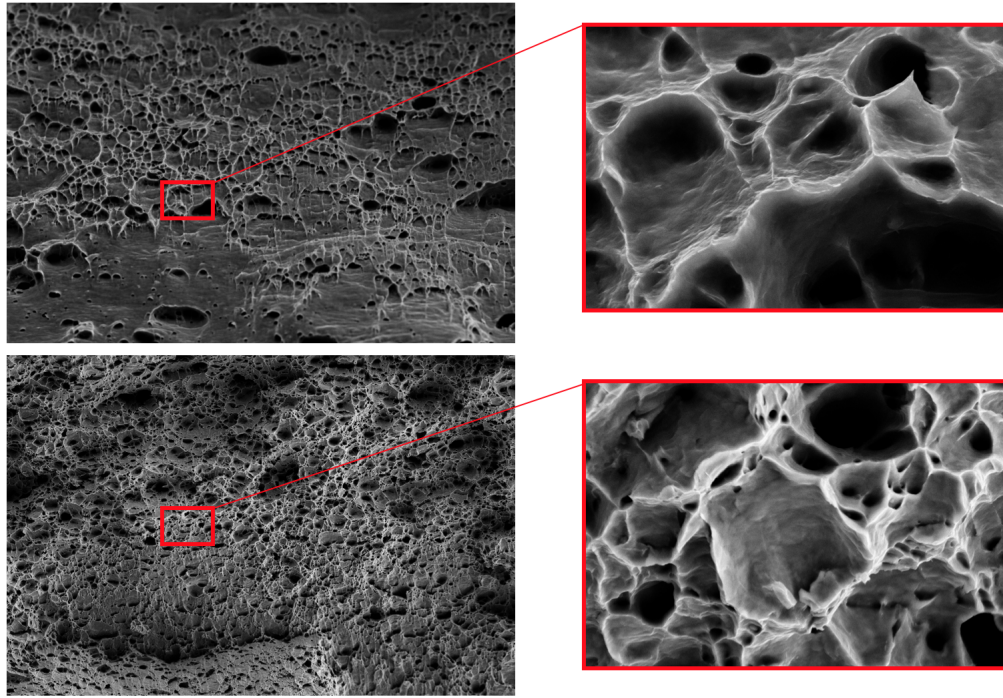


FIGURE 4.12 – Images prises au microscope électronique des métaux de base après rupture de l'échantillon de traction.

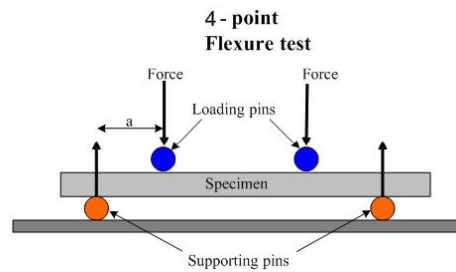
4.3 Essai de flexion à quatre points

Ce type de test est souvent appliqué sur un échantillon de forme rectangulaire placé sur deux supports inférieurs, puis la charge est appliquée par les rouleaux supérieurs poussant ainsi sur le matériau afin de le faire plier, jusqu'à atteindre son échec. En faisant cela, des contraintes de traction sont développées sur la partie convexe de la poutre, tandis que des contraintes de compression sont générées sur le côté concave.

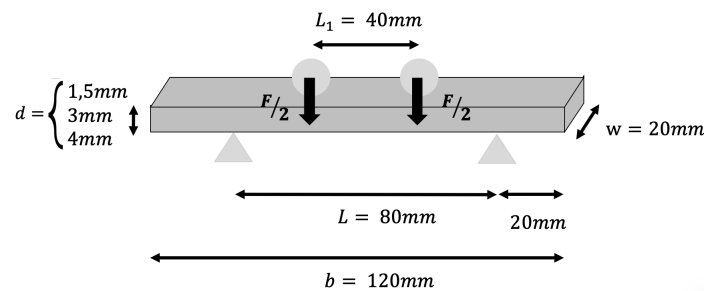
L'avantage du test de flexion en quatre points est qu'une plus grande partie de l'échantillon entre les deux broches de chargement est soumise à un moment de flexion constant, ce qui offre des résultats plus représentatifs de la région testée. En effet, les matériaux non homogènes comme les métaux composites sont mieux testés sous flexion en quatre points pour éviter une défaillance prématurée due à la concentration de contraintes et aux cisaillements interlaminaires. Ils sont particulièrement mieux adaptés pour les composites fragiles (ce qui est bien notre cas au vue des résultats des essais de traction) qui ne supportent pas très bien ce type d'effort de

cisaillement car par rapport au test de flexion en trois points, il n'y a pas de force de cisaillement lors du test de flexion en quatre points dans la zone entre les deux points de chargement (HEIN1 et BRANCHERIAU, 2018).

4.3.1 Dimensions et paramètres



(a) Illustration de l'essai de flexion à quatre points



(b) Dimensionnement de l'essai réalisé

FIGURE 4.13 – Essai de flexion à quatre points.

Dimensions L'écart entre les points de charge, nommé L_i , a été choisi ayant un ratio $1/2$ par rapport à l'écart des points de support, nommé L . L_1 désignera l'écart horizontal entre les points de support et les points de charge. Les épaisseurs des échantillons varient comme suit : 3mm pour l'aluminium, 1,5 pour l'acier et 4 mm pour les matériaux composites.

Paramètres La vitesse d'exécution de l'essai a été programmée à $0,5\text{mm}/\text{min}$ sur la machine de *Retroline* de chez *Zwick/Roell*. Les tests ont été effectués suivant la norme *ASTM D6272-17e1*, méthode d'essai standard pour les propriétés de flexion des plastiques non renforcés et renforcés par flexion en quatre points (INTERNATIONAL,

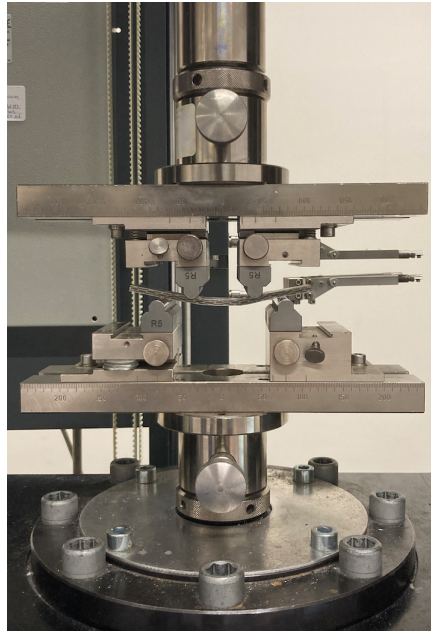


FIGURE 4.14 – Photo de l’essai de flexion

4.3.2 Expression des paramètres de flexion

- Le *module d’élasticité de flexion* E_f peut être calculé analytiquement et, pour une essai à quatre points est donné par l’expression :

$$E_f = \frac{FL_1(3L^2 - 4L_1^2)}{48I\delta}$$

Dans le cas ici d’un échantillon rectangulaire, son expression se rapporte à $I = \frac{bd^3}{12}$ et δ la déflexion. Or la pente calculée dans la partie élastique du graphe, porte à l’expression $k = \frac{F}{\delta}$ (LICARI et SWANSON, 2011).

- Tandis que la *contrainte maximale de flexion* σ_f , c’est à dire la contrainte maximale avant l’échec de l’échantillon, également appelée *contrainte à la rupture* est donnée par l’expression² :

$$\sigma_f = \frac{3F_{max}L}{4wd^2}$$

2. Sans cas de plasticité pris en compte.

avec d et h définissant respectivement l'épaisseur et la hauteur de l'échantillon (BIOMOMENTUM, 2012).

Cette valeur serait la même que la résistance à la traction si le matériau était complètement homogène, c'est à dire sans la présence de défauts dans la microstructure ayant pour conséquence d'accumuler les contraintes internes en des points locaux, provoquant ainsi une faiblesse ponctuellement localisée. Il est donc à noter la différence avec la contrainte de traction, car avec cette dernière, l'entièreté de la microstructure est soumise au même type de contrainte. Ce qui n'est pas le cas en flexion où les parties externes de l'échantillon jouent un rôle différent de la partie centrale. Cela explique que la résistance trouvée à la flexion soit supérieure à celle trouvée en traction, car la rupture en traction s'initie selon des paramètres différents de la flexion.

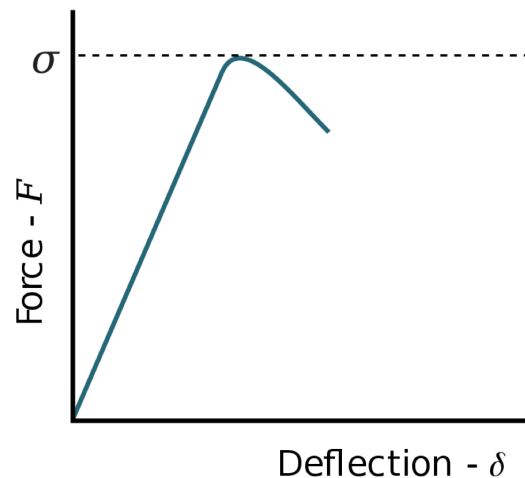


FIGURE 4.15 – Définition théorique de la contrainte à la rupture (ASHBY, 2011).

4.3.3 Résultats obtenus

De même que pour les essais de traction, les métaux de base ont d'abord été analysés, suivis par deux échantillons de matériau composite, dont on prendra en compte la moyenne des valeurs trouvées.

Aluminium Les résultats exportés de la machine à flexion permettent de tracer la courbe **Force/Distance parcourue** :

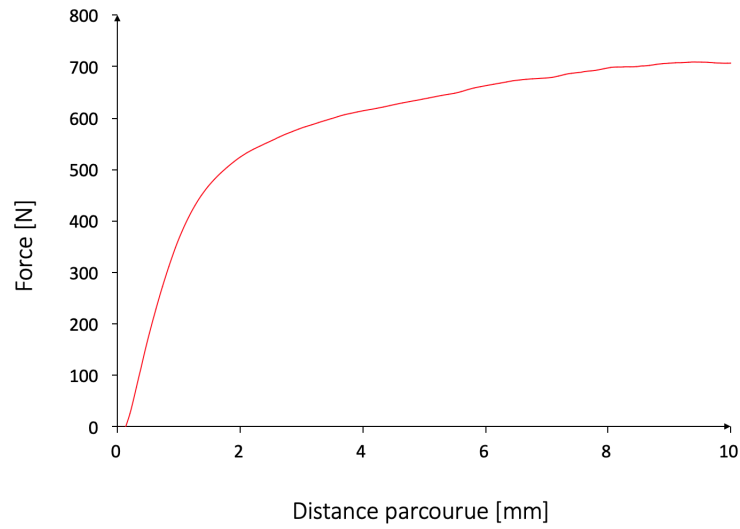


FIGURE 4.16 – Courbe de flexion de l'aluminium de base.

Les paramètres trouvés sont :

Paramètre	Valeur	Unité
d	3	mm
F_{max}	708,53	N
k	413,88	Nmm^{-1}
I	270	mm^4
E_f	16,35	GPa
σ_f	1062,8	MPa

TABLE 4.2 – Valeurs de flexion trouvées pour l'aluminium.

Acier :

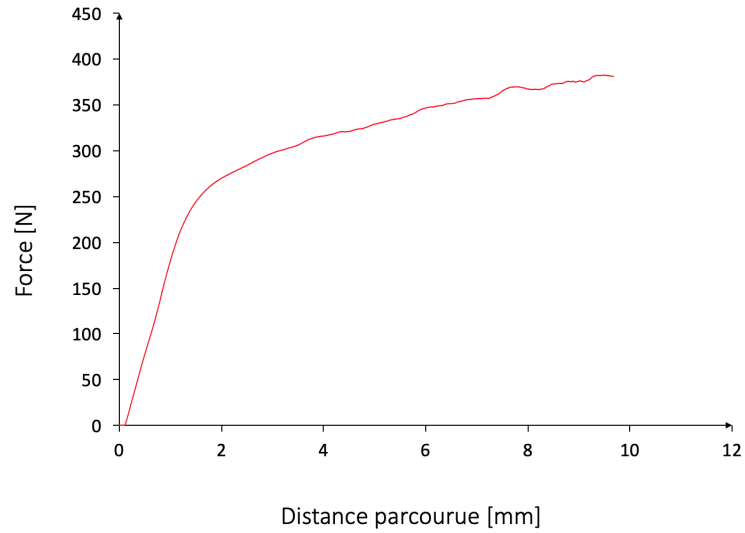


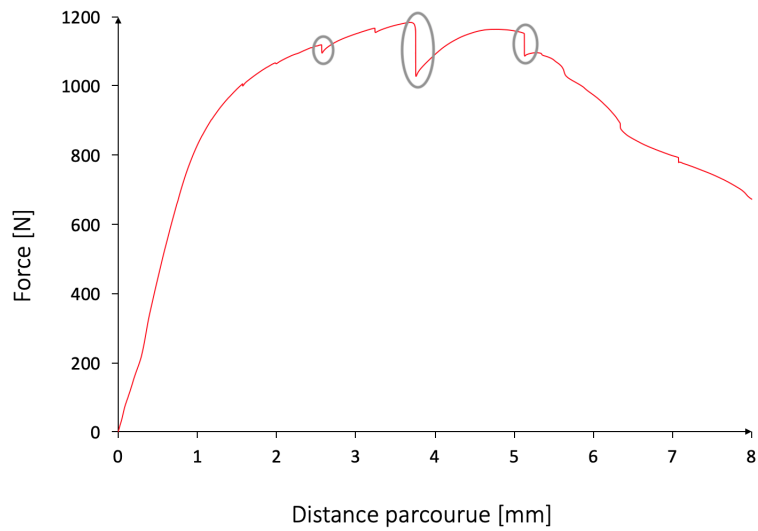
FIGURE 4.17 – Courbe de flexion de l’acier de base.

Avec comme paramètres trouvés :

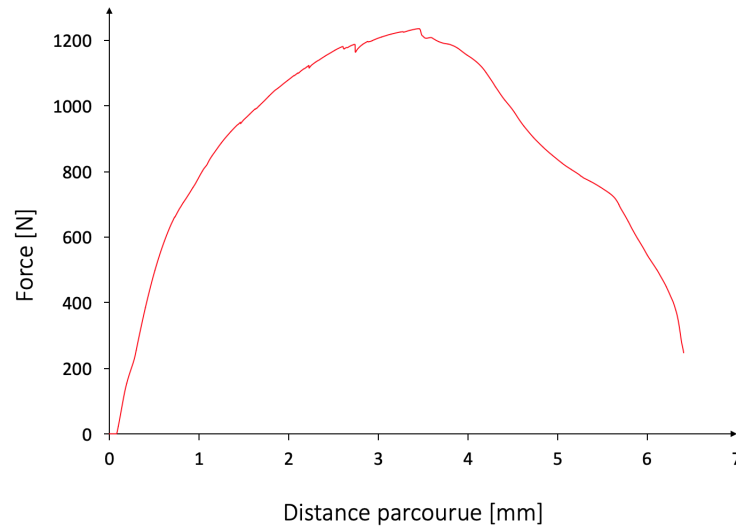
Paramètre	Valeur	Unité
d	1,5	mm
F_{max}	381,85	N
k	200,34	Nmm^{-1}
I	33,75	mm^4
E_f	63,317	GPa
σ_f	1145,55	MPa

TABLE 4.3 – Valeurs de flexion trouvées pour l’acier.

Composite En prenant la moyenne des valeurs obtenues pour les deux échantillons :



(a) Composite échantillon 1. Les cercles entourent trois exemples de relâchement de contrainte visibles sur le graphique.



(b) Composite échantillon 2

FIGURE 4.18 – Courbes de flexion des matériaux composites roulés à 7 couches.

Sous l'effet de la force appliquée, l'échantillon cède localement en entraînant ainsi le relâchement de la contrainte interne par moment. Cet effet est plus fortement observable dans (a).

Après la fabrication des composites multicouches un léger pliage persiste encore dans l'échantillon, cela est dû principalement à l'étape de laminage. Cet effet est venu par conséquence accentuer les différences trouvées dans les résultats des deux échan-

tillons.

Paramètre	Valeur	Unité
d	4	mm
F_{max}	1209	N
k	963,53	Nmm^{-1}
I	640	mm^4
E_f	16,06	GPa
σ_f	1360,125	MPa

TABLE 4.4 – Valeurs de flexion trouvées pour les échantillons de métal composite.

4.3.4 Analyse des échantillons après l'essai

Le schéma [4.19](#) illustre l'échantillon de métal composite après avoir cédé au test de flexion. Il met en évidence la non-homogénéité du pli mécanique. L'angle A a cédé plus facilement car la charge a été appliquée en un point où il y avait une absence locale de la couche d'acier externe. Cette dernière est en effet plus dure et demande ainsi une contrainte plus élevée avant de céder.

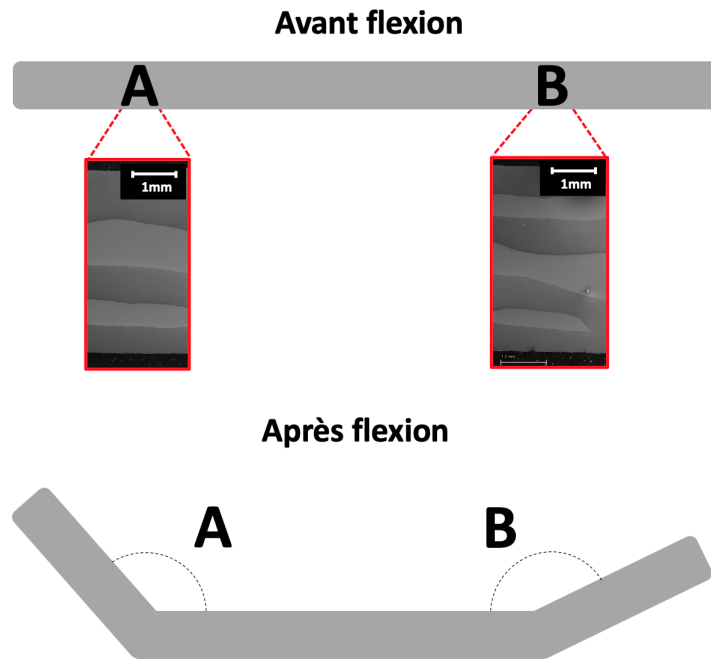


FIGURE 4.19 – Schéma de l'échantillon de métal composite avant et après l'essai de flexion avec les images correspondantes prises au microscope électronique MEB au niveau des points d'application de la force mécanique.

Cela rejoint bien l'idée exprimée lors de l'essai de traction : La rupture de la phase d'acier limite l'effet de renforcement sur le composite globale car cela laisse la place aux contraintes internes de se développer au sein de la phase d'aluminium jusqu'à atteindre la rupture de l'échantillon. Dans ce cas spécifique de l'essai de flexion, les contraintes sont appliquées de façon très directionnelle depuis des points précis d'application (A et B) ce qui laisse moins de liberté au niveau de la propagation des contraintes (par rapport à l'essai de traction), ce qui explique la **différence entre l'angle A et l'angle B**.

Chapitre 5

Modélisation

En parallèle des tests mécaniques et des analyses au microscope, des modélisations par éléments finis ont été compilées afin de prédire au mieux les comportements structuraux de l'assemblage étudié. Et plus précisément pour caractériser les conditions qui accentuent le morcellement des couches d'acier. Les simulations ont donc été tournées dans le software *ABAQUS* (ABAQUS, 2002), un progiciel de calcul d'éléments finis.

5.1 Hypothèses et paramètres initiaux

Comme dans toute modélisation, beaucoup d'hétérogénéités ont dues être mises de côté afin de se concentrer sur l'aspect théorique du problème. Ainsi le problème a été implémenté en deux dimensions et démarre depuis un spécimen rectangulaire de dimension $9mm \times 18mm$ faisant alterner différentes couches d'aluminium et d'acier. Comme dans les tests mécaniques, il a bien été pris en compte la différence de propriétés entre la couche d'acier extérieure et centrale. Pour simuler cet écart de dureté, l'acier central a été rapporté comme étant un acier de type *S235* tandis que l'acier extérieur, supposé plus dur, a été apparenté à l'acier *S275*.

Dans la schématisation du problème, uniquement une partition du spécimen a été modélisé, c'est à dire que l'on pourrait imaginer une symétrie d'axe X et Y afin de répéter la partition simulée sur un échantillon plus important. Ainsi une seule

couche d'acier externe et une demi couche d'acier centrale ont été reprises dans la modélisation :

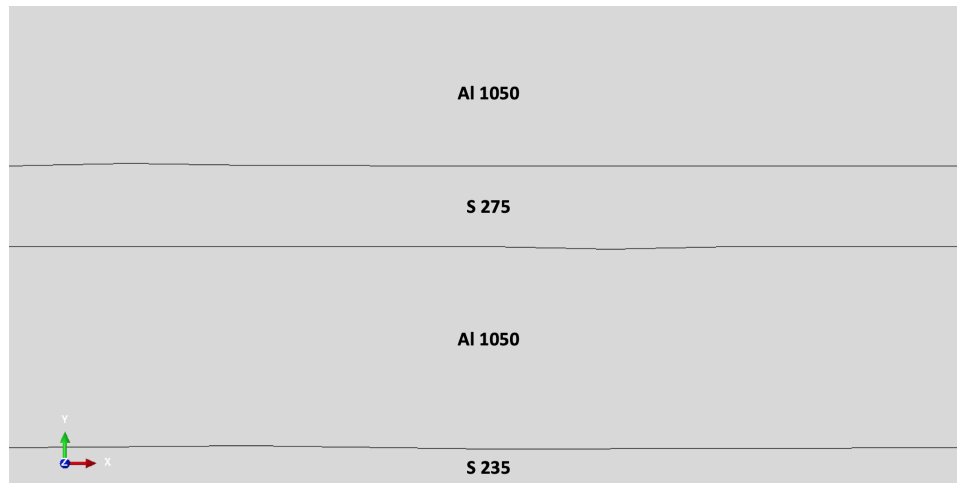


FIGURE 5.1 – Bloc simulé du matériau composite. Situation initiale non déformée.

Afin de simuler au mieux la surface réelle entre les matériaux assemblés, les interfaces entre les différentes sections du bloc suivent une fonction sinusoïdale. Les sinus sont en opposition de phase les uns avec les autres et leur amplitude est très faible et aléatoire.

5.1.1 Maillage

La taille globale moyenne des éléments a été fixée à une valeur de $0,1$. Comme on peut le voir à la Fig. 5.2, l'attention a été placée¹ sur les interfaces entre les métaux, qui présentent un maillage plus dense (taille locale moyenne $0,07$) ainsi que sur le long des bords. Dans ce cas la densité de mèches augmente linéairement au fur et à mesure que l'on se rapproche des interfaces métalliques ($0,1$ à $0,02$).

1. C'est à dire qu'un maillage plus dense a été appliqué à des endroits stratégiques d'intérêt.

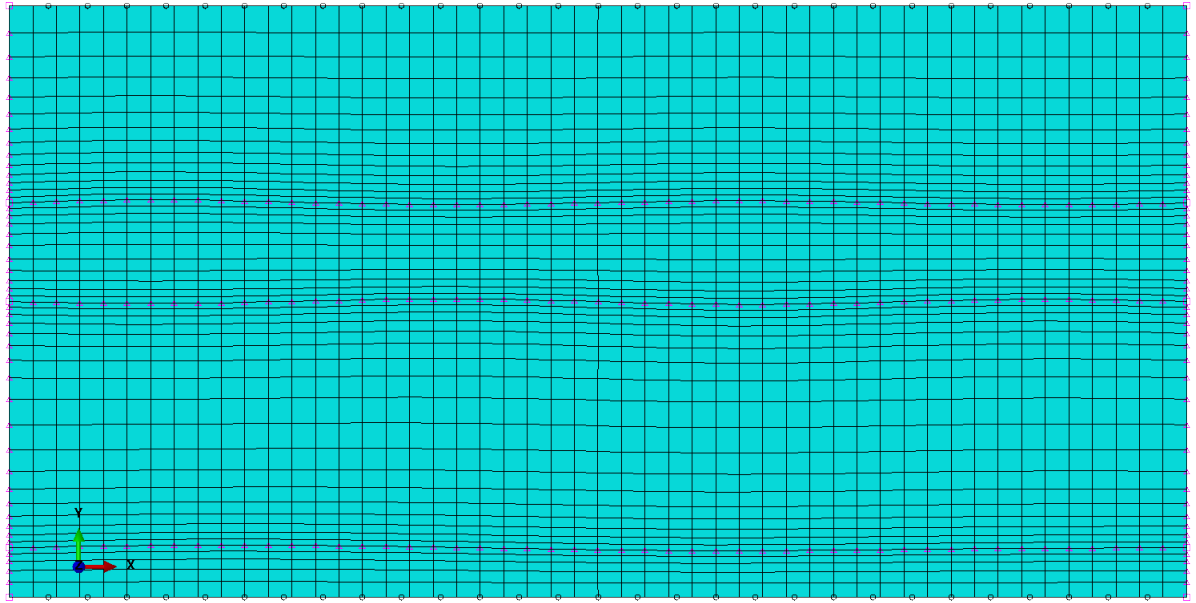


FIGURE 5.2 – Maillage du problème.

Le type d'élément utilisé est $CPE4R$ (élément bilinéaire à 4 noeuds, intégration réduite avec contrôle du sablier) (ABAQUSDOCUMENTATION, 2021).

5.1.2 Propriétés des métaux

Les propriétés élastiques et plastiques initiales ont été encodées dans le logiciel comme étant celles mesurées lors des essais mécaniques effectués en laboratoire afin de reproduire des conditions semblables aux expériences menées.

Propriétés élastiques

Pour le $Al1050$ et l'acier $S235$, les tableaux 5.1 et 5.2 reprennent les valeurs extraites des courbes de traction expérimentales (reprises au chapitre précédent au tableau 4.1). Tandis que pour l'acier $S275$ les valeurs utilisés proviennent de la littérature [EUROCODEAPPLIED, 2020] :

	Module de Young [MPa]	Coefficient de Poisson [/]
Aluminium (A11050)	62700	0,33
Acier centrale (S235)	107930	0,3
Acier externe (S275)	210000	0,3

TABLE 5.1 – Propriétés élastiques encodées dans *ABAQUS*

	Limite d'élasticité [MPa]	Contrainte Ultime [MPa]
Aluminium (A11050)	79	81,1
Acier centrale (S235)	183	281,15
Acier externe (S275)	275	410

TABLE 5.2 – Propriétés élastiques encodées dans *ABAQUS*

Propriétés plastiques

Les limites d'élasticité et les valeurs de déformation plastique ont été extraites directement depuis les courbes de traction expérimentales illustrées aux Fig. 4.7 pour l'aluminium et Fig. 4.5 pour l'acier.

5.1.3 Équations contraintes et conditions frontières

Les noeuds se situant en périphérie du modèle ont été rassemblés afin de créer des sous-groupes, définis par : *Gauche*, *Droite*, *Top* et *Bas*. De plus le noeud se situant à l'extrémité en haut à droite est retenu comme étant le noeud de *Référence*. Ces subdivisions² sont nécessaires afin dicter les limites du problème.

Équations contraintes

Trois contraintes sous forme d'équation ont été inscrites :

1. Comme le déplacement est imposé sur le noeud de référence, toute la surface du dessous suit le mouvement. Dans la direction Y :

$$Top - Référence = 0 \quad (5.1)$$

2. Notés "*Sets*" dans *ABAQUS*.

2. Permet de respecter la continuité sur les faces latérales du problème. Dans la direction Y :

$$Gauche - Droite = 0 \quad (5.2)$$

3. Pour imposer la continuité aux extrémités de l'échantillon dans la direction X. Dans la direction X :

$$Droite - Gauche - Référence = 0 \quad (5.3)$$

Conditions frontières

La Fig. 5.3 illustre les trois conditions encodées dans le modèle :

- (A) Fixation de la surface du dessous pour simuler le laminage à un seul rouleau. C'est à dire que le déplacement est empêché dans cette direction afin de simuler la surface d'appui, rigide et non déformable.
- (B) Un déplacement imposant une réduction de la hauteur de 5cm est appliqué au noeud de référence uniquement. Par l'équation contrainte 5.1, il est ensuite transmis sur tous les noeuds de la surface du dessus.
- (C) Le noeud en haut à gauche est fixé afin d'assurer la continuité entre les surfaces latérales.

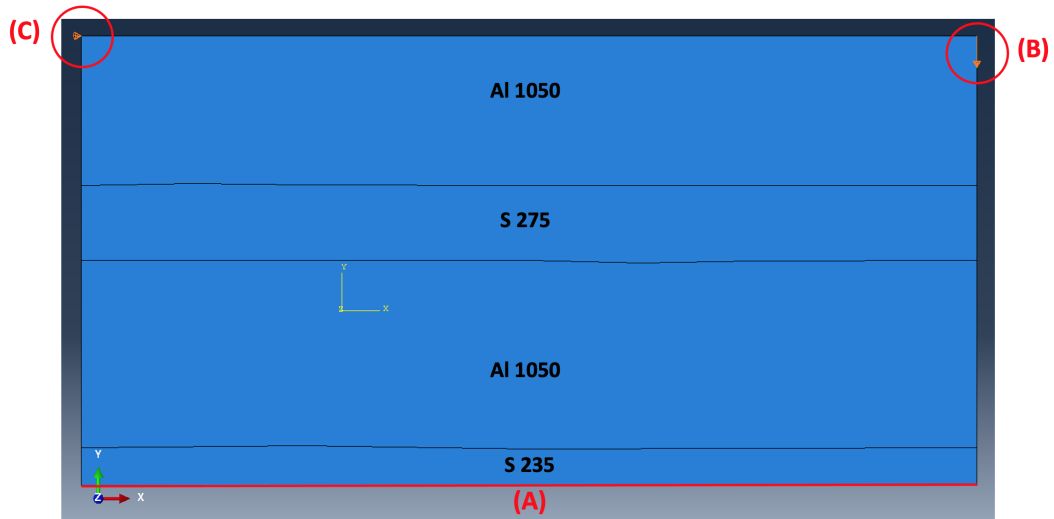


FIGURE 5.3 – Conditions frontières imposées à la simulation.

5.2 Résultats

ABAQUS montre dans ses résultats l'évolution des localisations de contrainte et déformation. L'objectif est de prédire les instabilités qui mènent à la rupture de la couche d'acier en plusieurs parties.

Les micro hétérogénéités, volontairement comprises au sein la géométrie des interfaces entre les phases, ont initié les instabilités visibles dans les résultats finaux de la simulation. Cela finit par provoquer des variations importantes dans l'épaisseur des différentes bandes. Ainsi les fonctions sinusoïdales des interfaces, initialement d'amplitude minime se retrouvent fortement accentuées à tel point de provoquer un effet de cisaillement au sein des couches d'acier.

Les Fig. 5.4 et 5.5 montrent l'évolution de la **déformation équivalente de plasticité PEEQ** :

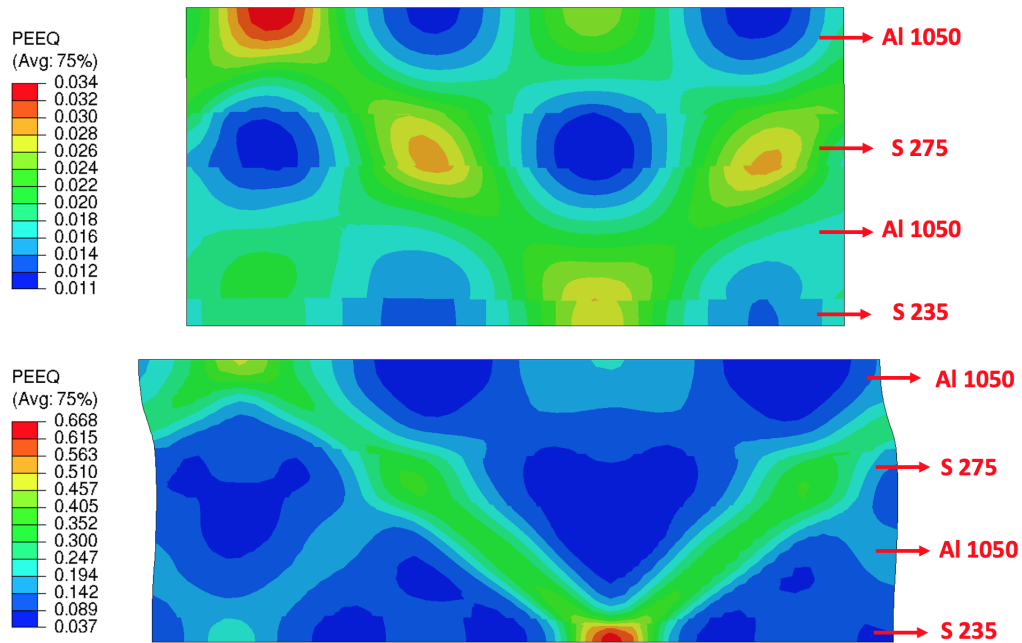


FIGURE 5.4 – (1) Résultat de la simulation ABAQUS montrant les champs de déformation selon le paramétrage initial. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs t_1 et t_2 de la déformation.

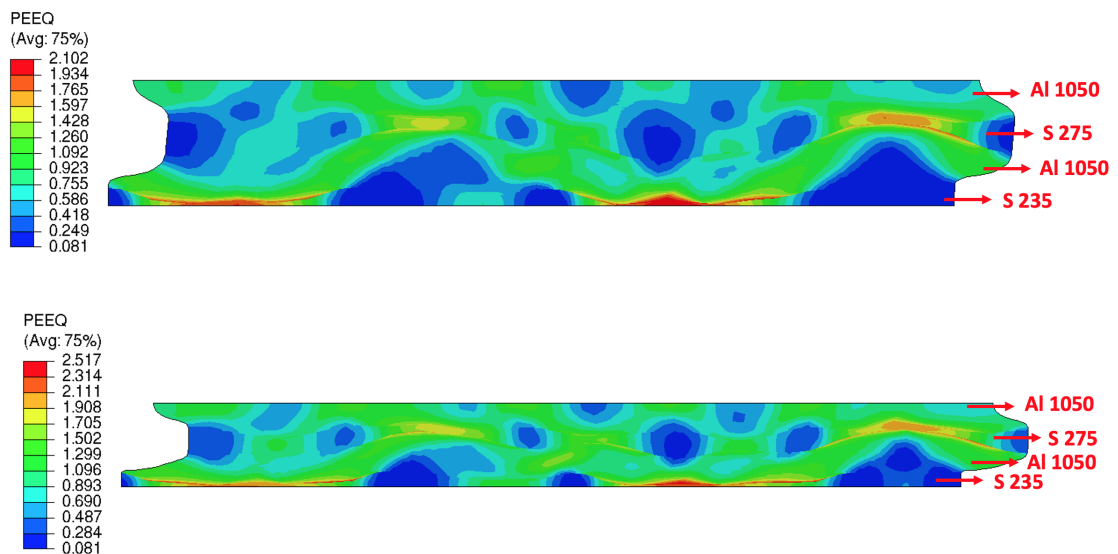


FIGURE 5.5 – (2) Résultat de la simulation ABAQUS montrant les champs de déformation selon le paramétrage initial. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs t_3 et t_4 de la déformation.

Ces résultats montrent que d'aussi faibles hétérogénéités suffisent à enclencher des déformations dont l'intensité varie selon l'endroit. (1) Ainsi champs en compression et traction s'alternent sur le long de l'échantillon aux endroits dictés par les phases du sinus défini comme interface entre les différents types de métaux. Les champs de déformation grandissent et prennent de l'ampleur jusqu'à rentrer en contact les uns avec les autres. (2) L'échantillon s'aplatit considérablement compensant ce rétrécissement de hauteur dans l'axe Y par un allongement dans la direction X. Les sinus d'interface se retrouvent complètement amplifiés et les phases d'acier aplaties et cisailées dans la matrice d'aluminium.

Les Fig. 5.6 et 5.7 montrent l'évolution des **contraintes de Mises** :



FIGURE 5.6 – (1) Résultat de la simulation ABAQUS montrant les champs de contraintes de Mises selon le paramétrage initial. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs t_1 et t_2 de la déformation.

Le cisaillement des phases d'acier sont d'autant plus visibles sur ces images-ci grâce aux différences de couleur. En effet l'acier accumule plus de contrainte que l'aluminium et se voit donc coloré en rouge selon l'échelle et la légende annotée. On y observe l'extrusion du métal mou sur le côté de l'échantillon. La phase d'aluminium,

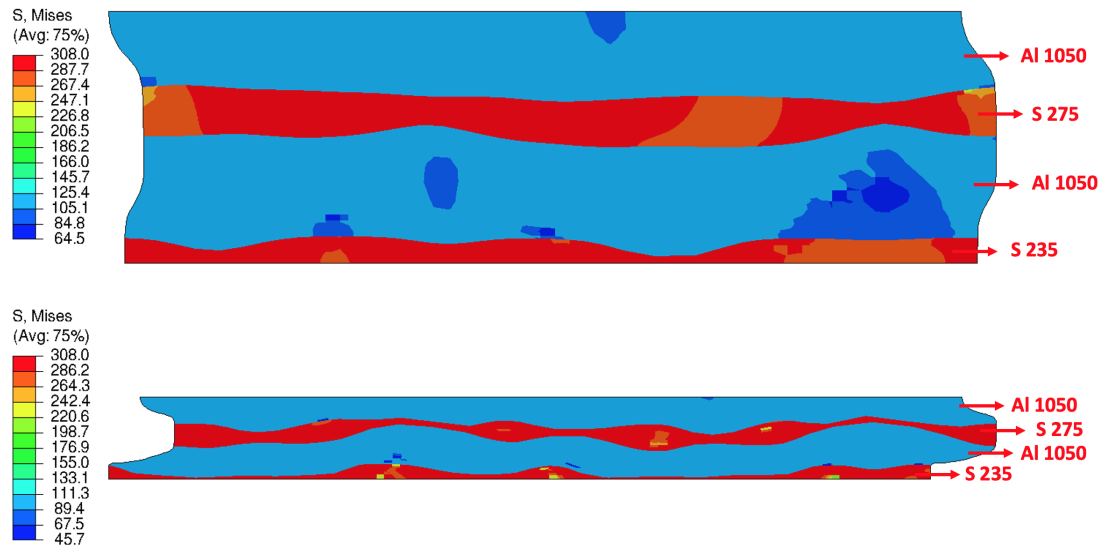


FIGURE 5.7 – (2) Résultat de la simulation ABAQUS montrant les champs des contraintes de Mises selon le paramétrage initial. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs t_3 et t_4 de la déformation.

présentant des propriétés plus douces et par conséquent se déformant plus, s'étend sur une surface plus grande comparé à la phase d'acier.

5.3 Influence des paramètres

Il est intéressant de faire varier certains paramètres de la simulation afin de mettre en évidence leur impact sur le résultat final.

5.3.1 Géométrie de l'interface

Un premier paramètre d'analyse intéressant est la **géométrie de l'interface** entre les différentes couches. En effet amplifier les sinusoides mène à accentuer les hétérogénéités aux interfaces dès le départ de la simulation.

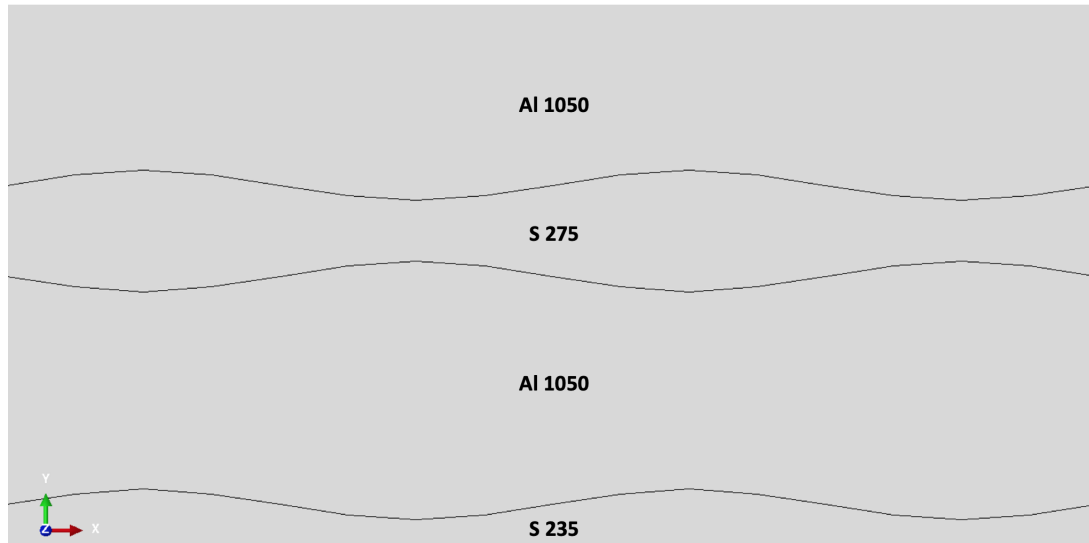


FIGURE 5.8 – Nouvelle géométrie du bloc simulé. Situation initiale non déformée.

Les champs de déformations se retrouvent d’autant plus fortement divisés entre compression et traction. Sans surprise, la localisation s’accroît d’avantage.

Les Fig. 5.9 et 5.10 montrent l’évolution de la **déformation équivalente de plasticité PEEQ** :

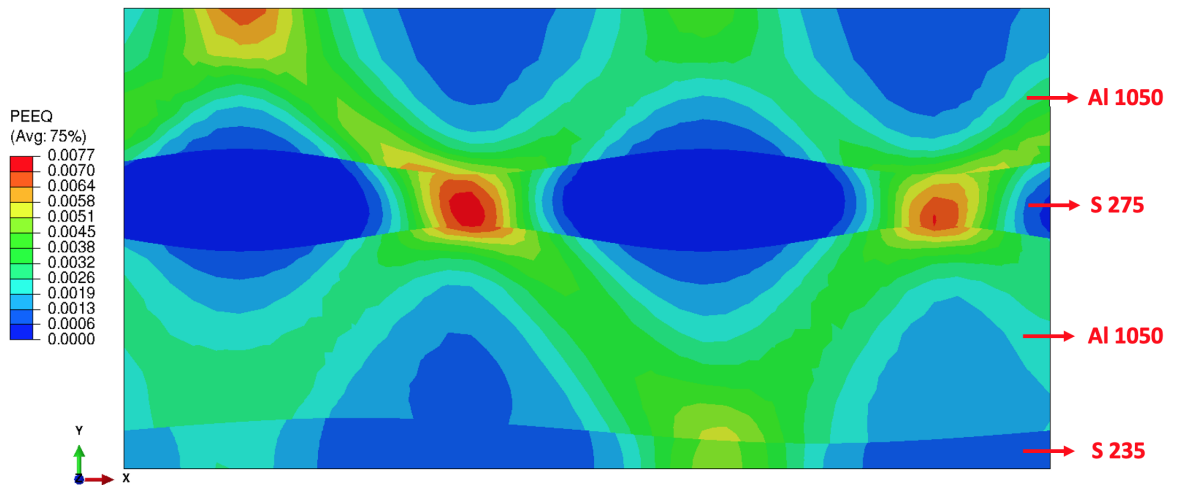


FIGURE 5.9 – (1) Résultat de la simulation ABAQUS pris à l’instant t_1 montrant l’influence de la géométrie des interfaces entre les couches.

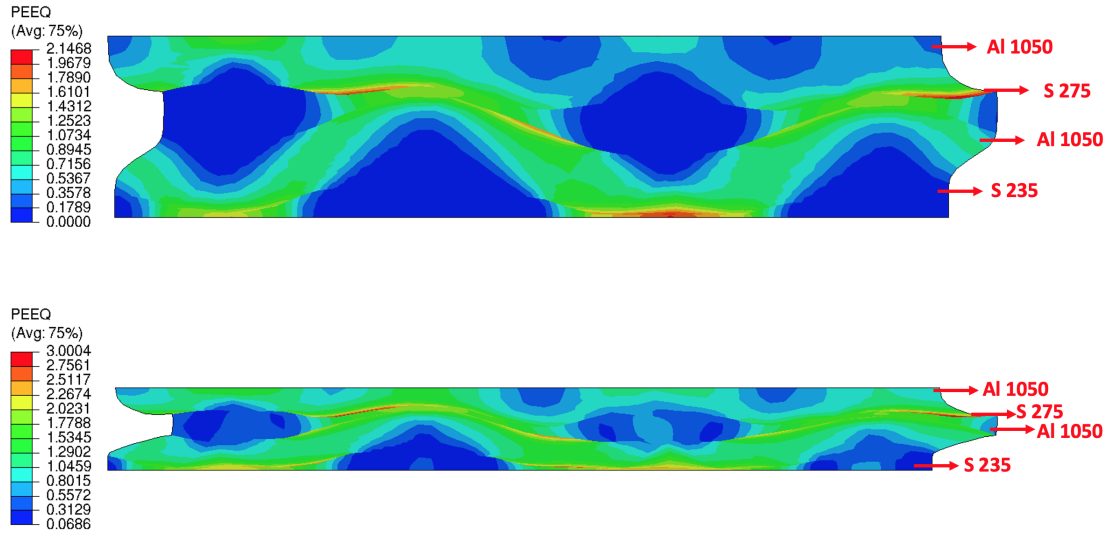


FIGURE 5.10 – (2) Résultat de la simulation ABAQUS montrant l’influence de la géométrie des interfaces entre les couches. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs t_2 et t_3 de la déformation.

Les Fig. 5.11 et 5.11 montrent l’évolution des **contraintes de Mises** :

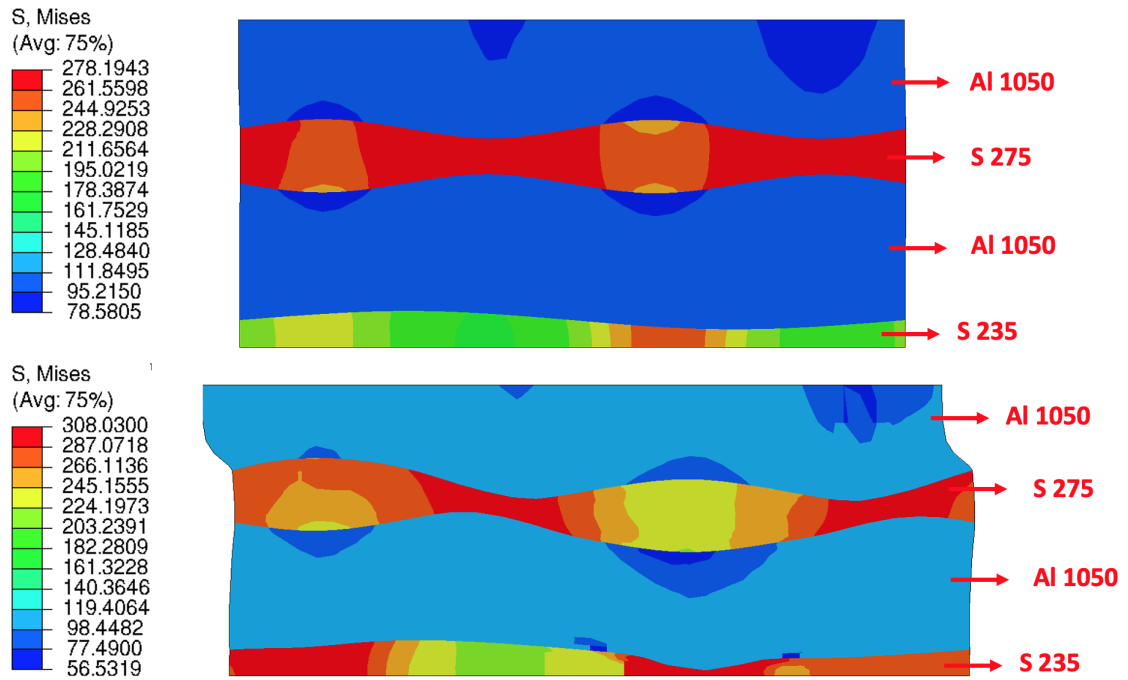


FIGURE 5.11 – (1) Résultat de la simulation ABAQUS pris à l’instant t_1 montrant les champs de contraintes de Mises avec des hétérogénéités d’interface plus accentuées. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs de la déformation.

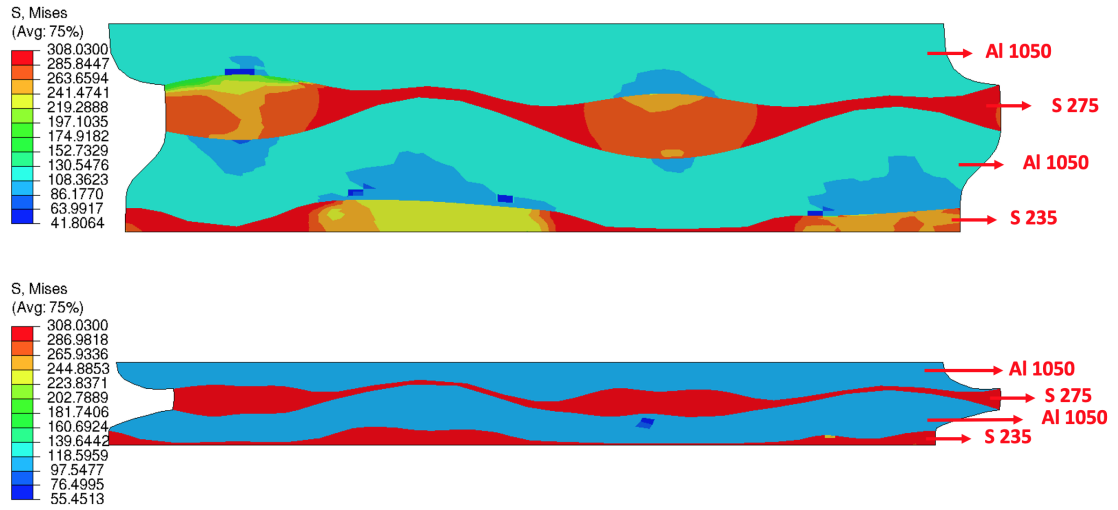


FIGURE 5.12 – (2) Résultat de la simulation ABAQUS montrant les champs de contraintes de Mises avec des hétérogénéités d’interface plus accentuées. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs t_2 et t_3 de la déformation.

Le cisaillement est également accentué et est poussé plus loin encore. Les morcellements des phases d’acier se retrouvent plus écartés les uns des autres.

5.3.2 Propriétés matériaux

Les Fig. 5.13 et 5.14 montrent l'évolution de la **déformation équivalente de plasticité PEEQ** :

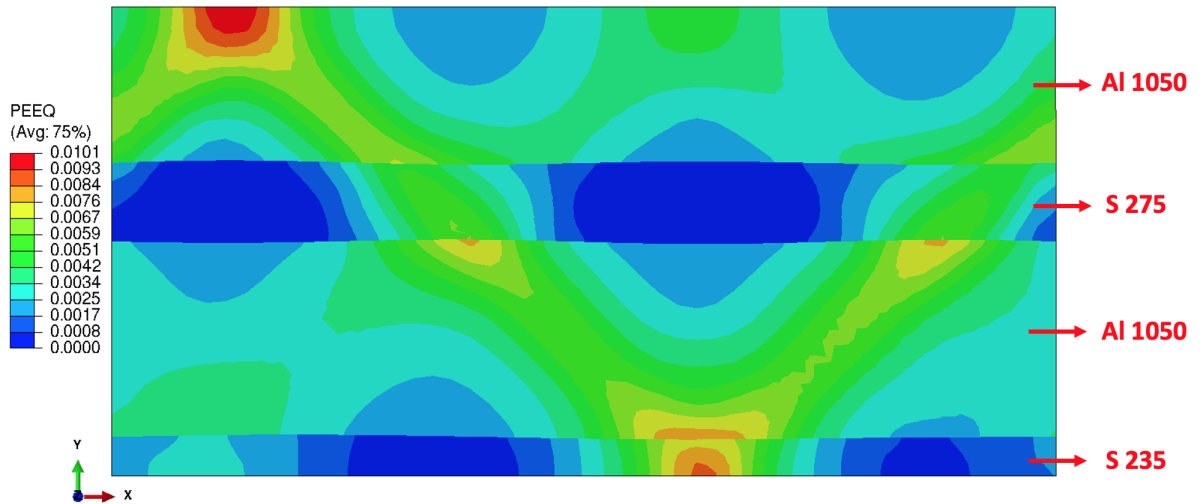


FIGURE 5.13 – (1) Résultat de la simulation ABAQUS pris à l'instant t_1 où il a été accentué l'influence de la différence entre les propriétés mécaniques des matériaux.

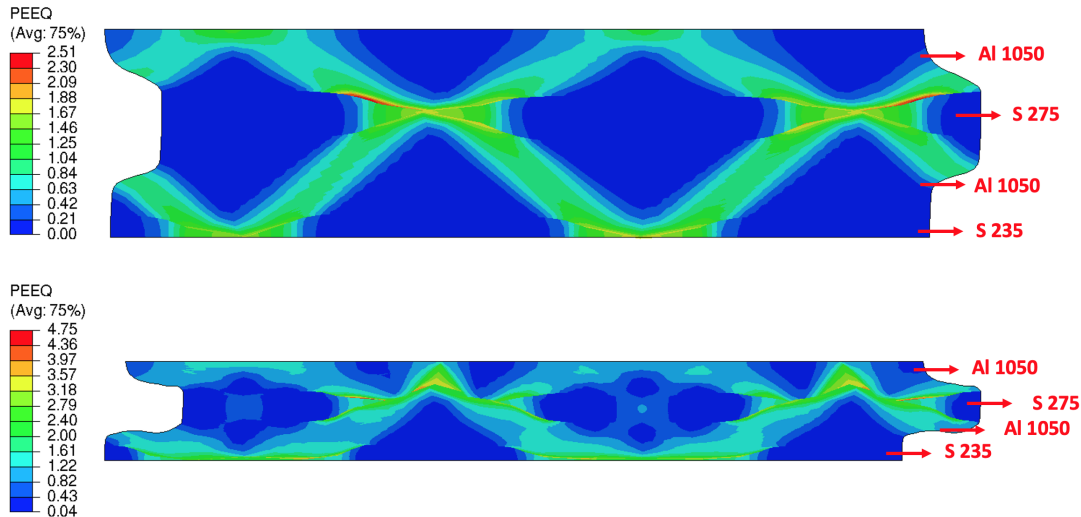


FIGURE 5.14 – (2) Résultat de la simulation ABAQUS montrant l'influence de la différence entre les propriétés mécaniques des matériaux. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs t_2 et t_3 de la déformation.

Augmenter la dureté entre les différentes couches, aide à la localisation de contrainte à des endroits spécifiques. Les couches d'acier subissent une déformation moins importante ce qui mène à une gamme de champs de déformation plus vaste. De plus

on remarque une quantité supérieure de métal mou extrudé à l'extrémité de l'échantillon.

Les Fig. 5.15 et 5.16 montrent l'évolution des **contraintes de Mises** :

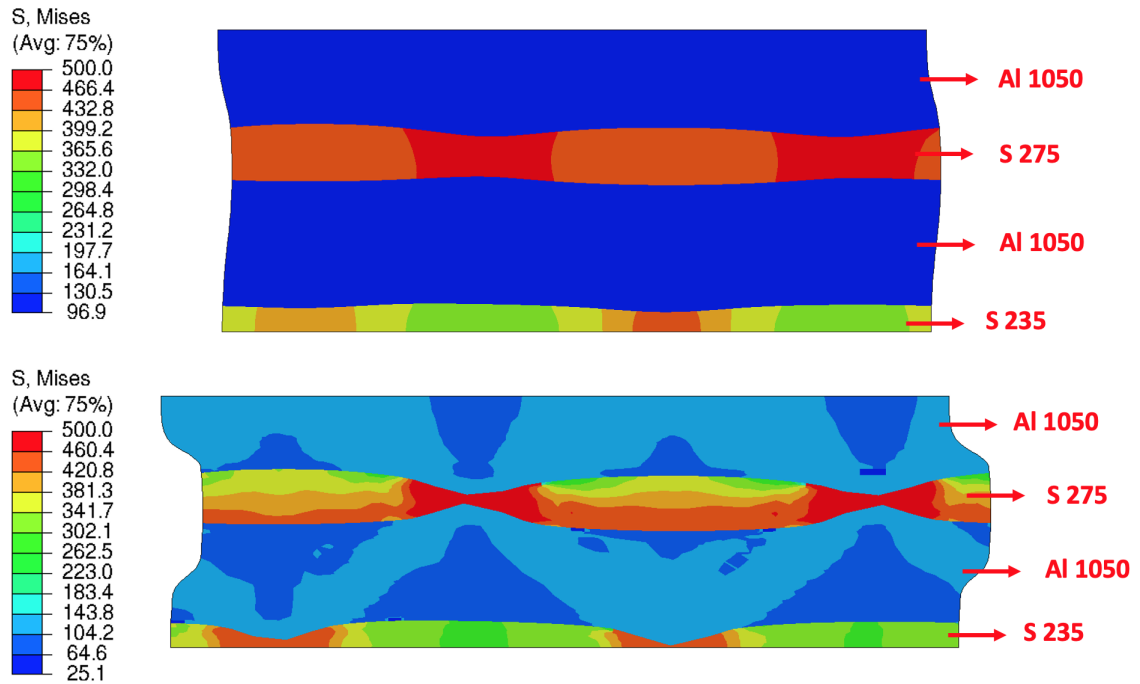


FIGURE 5.15 – (1) Résultat de la simulation ABAQUS pris à l'instant t_1 montrant les champs de contraintes de Mises avec la différence de propriétés plus accentuée.

Les concentrations de contraintes sont très précises et puissantes aux endroits de rupture des phases d'acier. La différence de propriétés mécaniques est donc un paramètre essentiel au phénomène observé en laboratoire.

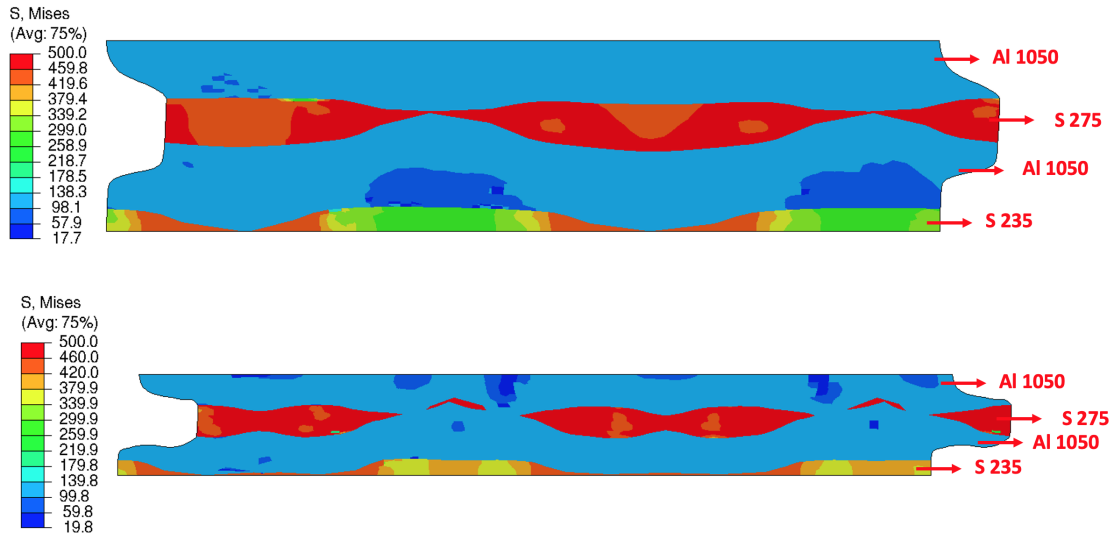


FIGURE 5.16 – (2) Résultat de la simulation ABAQUS montrant les champs de contraintes de Mises avec la différence de propriétés plus accentuée. Les deux images ont été enregistrées à des moments consécutifs t_2 et t_3 de la déformation.

Le tableau 5.3 quantifie les résultats des simulations en reprenant les valeurs trouvées de réduction de la couche d'acier en fonction de l'amplitude du sinus et des propriétés mécaniques.

N.B. :

- **L'amplitude du sinus** se réfère ici à la distance verticale entre le centre et le maxima du sinus encodé initialement dans le système.

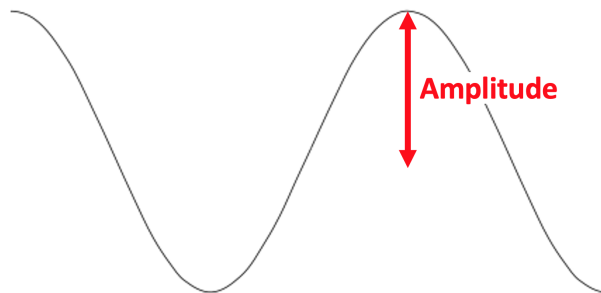


FIGURE 5.17 – Définition Amplitude du sinus.

- Tandis que les **réductions maximale-minimale de la couche d'acier externe** ont été ici mesurées en fonction des épaisseurs finales maximales et

minimales sur tout le long de la couche³. Cette différence de pourcentage donne un aperçu de l'intensité de l'effet de cisaillement que subit la couche d'acier durant le processus.

Amplitude sinus	Métaux utilisés	Réductions minimale-maximale
0.04mm	Al1050-S275-Al1050-S235	23,3% – 76%
0,26mm	Al1050-S275-Al1050-S235	11,3% – 88%
0.04mm	Al1050-S355-Al1050-S275	17,3% – 93%

TABLE 5.3 – Tableau récapitulant les réductions obtenues lors des 3 simulations.

5.4 Discussion

Tout comme les images fournies par tomographie et les observations expérimentales, les modélisations montrent une forte **hétérogénéité dans la déformation** des couches. Cet aspect peut être utilisé comme sujet de comparaison entre modélisations et observations réelles.

En effet, si l'on considère l'épaisseur de l'échantillon comme étant initialement uniforme sur sa longueur, il devient intéressant d'analyser les variations d'épaisseur des couches afin d'obtenir des informations sur l'hétérogénéité de la déformation appliquée. La Fig. 5.18 reprend le collage d'images fournies par microscope MEB (provient du Chapitre 3, Fig. 3.15) sur lequel une droite horizontale a été tracée traversant la couche centrale d'acier afin de diviser celle-ci de façon unidimensionnelle en 40 portions égales. L'épaisseur de la couche centrale a été mesurée en ces 40 points le long de la droite tracée. Dans le domaine de la *Steréologie*, ce type de donnée s'écrit L_L . C'est à dire que l'on mesure une longueur le long d'un axe unidimensionnel. Dans le cadre d'une étude stéréologique plus poussée, cette valeur peut être utilisée dans des opérations mathématiques afin d'extraire une propriété tri-dimensionnelle au matériau depuis une image bi-dimensionnelle analysée. En dessous du collage, un

3. Une discussion plus poussée concernant cette épaisseur finale sera entretenue dans la session qui suit.

histogramme reprend ces mesures L_L .

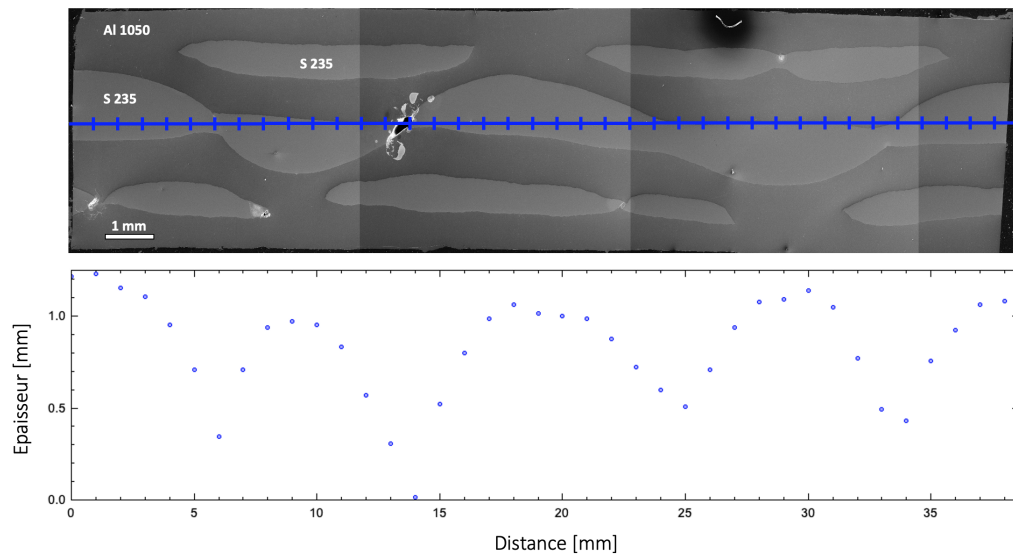


FIGURE 5.18 – Évolution de l'épaisseur le long de la couche d'acier centrale depuis le collage d'images prise par microscope électronique à balayage (SEM).

Ces variations d'épaisseur le long des couches témoignent d'une grande hétérogénéité de déformation. Il est possible d'estimer la dureté locale de chaque endroit selon l'épaisseur finale. En effet une forte réduction d'épaisseur témoigne d'une localité plus douce de la part du métal ou d'une concentration majeure de contraintes à cet endroit. Cela explique le peu de variations présentes dans les couches externes d'acier, car renforcées par le laminage précédent, elles montrent des propriétés plus durcies par rapport à la couche centrale. La Fig. 5.19 reprend la variation de la déformation dans la couche d'acier centrale calculée sur base des variations d'épaisseur :

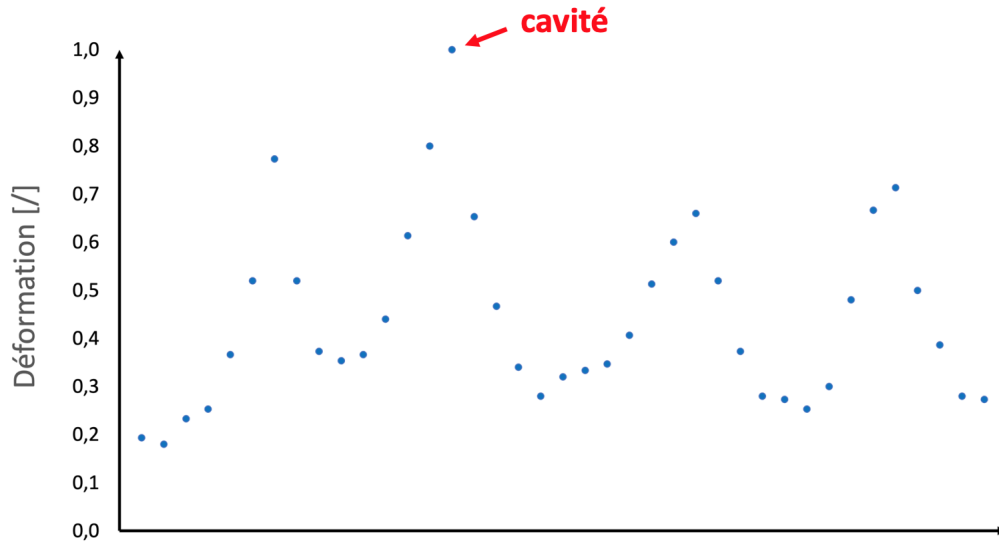


FIGURE 5.19 – Évolution de la déformation le long de la couche d’acier centrale.

Calculé en utilisant l’expression :

$$\epsilon_n = \frac{l - l_0}{l_0}$$

avec $l_0 = 1,5mm$ l’épaisseur initiale de la couche et l l’épaisseur après déformation reprise sur le graphe [5.18](#). La cavité est ici rapportée comme à une déformation unitaire car c’est ce à quoi l’expression mène si l’on considère $l = 0cm$, cependant il serait plus logique de l’apparenter à une déformation infinie.

Enfin, afin de fournir une comparaison quantitative de la fidélité des modélisations avec la réalité, il est intéressant d’itérer ce même travail mais cette fois depuis des images fournies directement par les modélisations. L’histogramme à la Fig. [5.20](#) reprend l’épaisseur de la couche d’acier tout au long de l’échantillon laminé. Il est cependant important de préciser que la couche analysée ici est également laminée qu’une seule fois mais représente dans la simulation la couche d’acier externe du composite, plus dure.

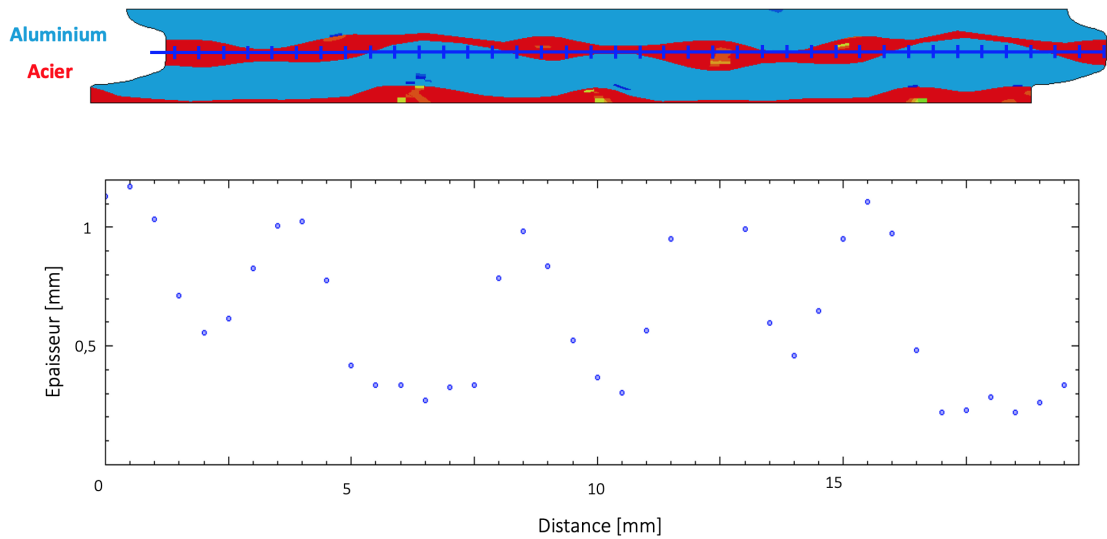


FIGURE 5.20 – Évolution de l'épaisseur le long de la couche d'acier depuis le résultat de la modélisation sur *ABAQUS*.

ABAQUS illustre les localisations de contraintes mais ne prédit pas de fragmentation. L'épaisseur n'atteint donc jamais la valeur nulle, c'est à dire la mention d'une cavité.

Enfin, pareillement que la Fig. 5.19, la Fig 5.21 montre l'évolution de la déformation le long de la couche d'acier calculée sur base des variations d'épaisseur.

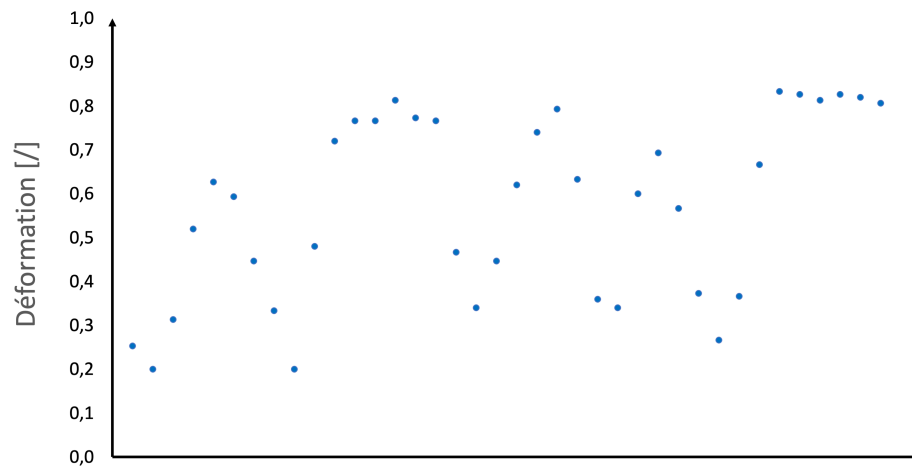


FIGURE 5.21 – Évolution de la déformation le long de la couche d’acier depuis l’image simulé dans *ABAQUS*.

Les résultats semblent être en bonne correspondance entre expériences et simulations. On retrouve la même gamme d’épaisseur avec un même nombre de fluctuations pour un même espace de 20 mm.

Chapitre 6

Conclusion et perspectives

Les alliages d'aluminium et d'acier sont très différents en ce qui concerne la métallurgie et leurs propriétés physiques. De plus, ils présentent des points de fusion très distants et chacun de ces métaux est pratiquement insoluble dans l'autre. À l'état fondu, ils réagissent pour former des phases intermétalliques fragiles. Tous ces éléments combinés ne facilitent pas le soudage de ces deux métaux de base.

Une méthode d'assemblage a donc été testée en consolidant une adhésion purement mécanique afin d'éviter les effets indésirables que provoque la température dans ce cas spécifique. Le procédé d'assemblage par colaminage étudié dans ce travail de fin d'études nous a permis d'affirmer que cette méthode est appropriée pour produire les composites multicouches *Aluminium/Acier* et présente une bonne qualité de liaison entre les couches ainsi obtenues. Les interfaces inter-couches ont été analysées par microscope électronique à balayage (MEB), rayons X à dispersion d'énergie (EDX) et tomographie.

Après quoi, une étude plus expérimentale a été menée en laboratoire appuyée par des modélisations par éléments finis.

6.1 Partie expérimentale et analyse aux microscopes

Plusieurs essais mécaniques et analyses avec différents types de technologies microscopiques ont permis d'analyser le comportement plastique de la jonction assemblée par laminage :

- La variation de dureté entre chaque étape de laminage a été expliquée par deux phénomènes opposés. D'un côté un phénomène d'écroûissage est provoqué au fur et à mesure des passages de laminage, dû à la densité de dislocations qui augmente au sein de la structure. De l'autre côté, les précipitations de Silicium, observés au microscope MEB et EDX, causent les phénomènes de récupération statique et dynamique qui ont pour effet d'adoucir la microstructure globale.
- Les essais de traction et de flexion ont montré que la tôle laminée a une résistance et un rapport résistance/poids plus élevé que la tôle d'aluminium initiale en raison de la présence des couches d'acier. Cependant, un caractère très peu ductile a également été observé au matériau composite, qui très tôt cède depuis les défauts observés au microscope électronique à balayage (SEM). Il s'agit de petites cavités laissées par la phase d'acier après sa fragmentation dans la matrice d'aluminium.
- L'espacement moyen entre les couches d'acier a pu être évalué depuis les images fournies par tomographie. Il serait de l'ordre de 650-700 μm selon les histogrammes extraits des images montrant de façon schématique l'espacement qui se crée entre les morcellements de la couche d'acier.

Il est conclu que l'amincissement localisé de la tôle d'acier centrale pendant le processus de collage par laminage limite le composite dans son objectif de renforcement. En effet cette fragmentation ainsi provoquée, enclenche des champs de contraintes internes dans la phase d'aluminium qui mènent à des propriétés moins ductiles de l'échantillon composite.

Il est à remarquer que ce travail s'est focalisé essentiellement sur la caractérisation des propriétés mécaniques du composite. Cependant il est également intéressant de se pencher sur une toute autre liste de propriétés telles que la résistance à la corrosion et aux rayonnements, les caractéristiques électromagnétiques, thermiques, ... En effet si d'un côté les alliages d'acier ont une résistance relativement élevée, les alliages d'aluminium présentent eux une conductivité thermique et électrique intéressante et une densité plus faible. Ainsi, leur combinaison peut être utilisée pour produire des plaques unifiés aux propriétés uniques. Avec un bon paramétrage ces composites peuvent mener à des tôles présentant une bonne résistance, une conductivité thermique et électrique élevée également et de bonne résistance à la corrosion. À ajouter à cela une bonne compétitivité au niveau des coûts de production, ce qui peut correspondre à des applications dans l'industrie comme celle de l'automobile, les ustensiles de cuisine, l'électronique, l'aérospatiale, la construction navale, les applications cryogéniques et chimiques, ...

6.2 Partie modélisation

Cette deuxième partie a concerné l'analyse de l'évolution de la microstructure sous un point de vue purement numérique. Les modélisations par éléments finis menées dans le software *ABAQUS* se sont montrées fidèles aux observations faites dans la partie expérimentale du projet. On y a bien retrouvé la prédiction de la fragmentation de la phase d'acier, ainsi que l'écartement des morceaux englobés par une matrice plus molle et de plus en plus déformée, s'extrudant à l'une des extrémités de l'échantillon. Cette bonne correspondance entre modèle et réalité a permis d'avancer

certaines prédictions concernant le comportement de l'échantillon sous changement de certains paramètres. Ainsi, la variation de deux paramètres spécifiques ont été étudiés : **la géométrie** de l'interface séparant les différentes couches du problème et **l'écart de propriétés mécaniques** entre les deux métaux choisis. L'accroissement de ces paramètres mène à l'accentuation de l'hétérogénéité de l'échantillon, présentant ainsi des défauts plus importants dans la structure. Ce qui a mené à un cisaillement plus avancé et plus rapide des couches d'acier. Les morcellements de la phase d'acier se retrouvent de plus en plus éloignés les uns des autres à cause des déformations qui poussent la matrice d'aluminium à s'étirer jusqu'à son extrusion sur le bord de l'échantillon.

6.3 Perspectives

Un très grand nombre d'autres paramètres peuvent faire le sujet d'une analyse intéressante plus poussée.

Ce travail s'est penché uniquement sur l'alliage *d'aluminium 1050*, qui reste un métal très doux. Il serait intéressant de le remplacer par un alliage plus dur, par exemple appartenant aux séries *2000*, *5000* ou *6000*. Cela diminuerait considérablement l'écart de dureté avec l'acier et adoucirait les flux de déformation qui broient les couches d'acier, faisant chuter ainsi les propriétés mécaniques de l'ensemble du métal composite créé. Il est donc à noter que ce travail a pris en compte des écarts extrêmes entre les types de métaux choisis. L'épaisseur initiale t_0 des couches rentre également dans la série de paramètres modifiables et dont une analyse plus poussée en vaudrait l'intérêt^[1]

Dans ce même ordre de pensée, la variation de l'ordre de succession des couches initiales peut se révéler être plus appropriée pour certains types d'application. En

1. Ce point a été discuté auparavant dans le deuxième chapitre ce travail en reprenant les travaux de (I.-K. KIM et HONG, [2013](#)), illustré aux Fig. [2.7](#) et [2.8](#)

effet, il aurait pu être considéré un ordre inversé, c'est à dire une succession de *Acier* - *Aluminium* - *Acier*. Cela aurait mené à un composite beaucoup plus résistant avec une extrusion d'aluminium certainement plus accrue. Au dépend cependant du compromis de légèreté et des propriétés électriques et thermiques qu'apporte l'aluminium de base.

Les analyses tomographiques ont donné un aperçu tridimensionnel qui pourrait lui aussi être poussé plus loin. De plus qu'il s'agit d'une technologie relativement nouvelle à l'instant de la rédaction de ce travail. Il est donc certain que dans les années futures ce type de technologie peut donner une toute nouvelle perspective sur l'analyse d'échantillon et d'interface métallique de ce genre.

L'approche d'étude est restée donc très théorique mais a eu comme objectif premier de prouver le bon potentiel de cette méthode d'assemblage entre ces deux métaux pourtant fort différents sur le plan des propriétés physiques et chimiques. Le choix des métaux de base reste crucial afin d'atteindre un matériau composite présentant un bon compromis de propriétés.

References

- ABAQUS, SIMULIA (2002). *ABAQUS software, Non-Linear Finite Element Analysis*. Anglais. <https://www.3ds.com/fr/produits-et-services/simulia/produits/abaqus/> (cf. p. 64).
- ABAQUSDOCUMENTATION (2021). *ABAQUS Documentation : Two-dimensional solid element library*. Anglais. <https://abaqus-docs.mit.edu/2017/English/SIMACAEELMRefMap/simaelm-r-2delem.htm> (cf. p. 66).
- ALMET (2021). *Données techniques sur l'aluminium et ses alliages*. <https://almet-metal.com/informations-techniques/donnees-aluminium> (cf. p. 1).
- APPLIED, Eurocode (2017). *Table of design material properties for structural steel*. Anglais. <https://eurocodeapplied.com/design/en1993/steel-design-properties> (cf. p. 25).
- ASHBY, Michael (2011). *Materials selection in mechanical design*. Anglais. Materials selection in mechanical design. Butterworth-Heinemann (cf. p. 58).
- BIOMOMENTUM (2012). *Extraction of mechanical parameters following bending test*. Anglais. Mach-1 (cf. p. 58).
- CHAUDHARI, Gajanan P. et Viola ACOFF (avr. 2009). *Cold roll bonding of multi-layered bi-metal laminate composites*. Anglais. Department of Metallurgical and Materials Engineering, Indian Institute of Technology, Roorkee 247667, India, Department of Metallurgical and Materials Engineering, The University of Alabama, Tuscaloosa, AL, USA (cf. p. 7, 14, 16).
- CHEN, M.C., H.C. HSIEH et Weite WU (nov. 2005). *The evolution of microstructures and mechanical properties during accumulative roll bonding of Al/Mg composite*. Anglais. Department of Materials Engineering, National Chung Hsing University, 250 Kuo-Kuang Road, Taichung 402, Taiwan, ROC (cf. p. 53).
- CORNELL, R. et H. BHADESHIA (mai 2011). *Aluminium-Silicon Casting Alloys*. Anglais. University of Cambridge (cf. p. 37).
- EURALLIAGE (2020). *1050A (AW-Al 99,5)*. Anglais. <https://www.euralliage.com/aluminium.htm> (cf. p. 24).
- EUROCODEAPPLIED (2020). *Table of design material properties for structural steel*. Anglais. <https://eurocodeapplied.com/design/en1993/steel-design-properties> (cf. p. 66).

- FARD, Navid Mohammad Nejad et al. (jan. 2017). *Accumulative Roll Bonding of Aluminum/Stainless Steel Sheets*. Anglais. School of Metallurgy and Materials Engineering, College of Engineering, University of Tehran, P.O.Box 11155-4563, Tehran, Iran. And department of Materials Science and Metallurgical Engineering, Universidad Plitecnica de Catalunya, EEBE-c/Eduard Maristany 10-14, 08019 Barcelona, Spain. (cf. p. [8](#), [9](#)).
- G.TANG, Y.-L.SHEN et N.CHAWLA (déc. 2008). *Plastic deformation during indentation unloading in multilayered materials*. Anglais. Department of Mechanical Engineering, University of New Mexico, Albuquerque, New Mexico 87131, USA, School of Materials and Fulton School of Engineering, Arizona State University, Tempe, Arizona 85287-8706, USA (cf. p. [19-21](#)).
- GILBERT, Nick (2016). *Structural Steel - S235, S275, S355 Chemical Composition, Mechanical Properties and Common Applications*. Anglais. <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=6022> (cf. p. [25](#)).
- HAYER, Wim Van et Koen FAES (fév. 2016). *Assemblages aluminium-acier : développements récents*. EWE Centre de Recherche de l'IBS (cf. p. [2](#)).
- HEIN1, Paulo Ricardo Gherardi et Loïc BRANCHERIAU (2018). *Comparison between three-point and four-point flexural tests to determine wood strength of Eucalyptus specimens*. Anglais. DOI : 10.4067/S0718-221X2018005003401, In memoriam of Dr. Thomas C. MANNES (cf. p. [56](#)).
- HUANG, X. et al. (2003). *Microstructural evolution during accumulative roll-bonding of commercial purity aluminum*. Anglais. Mater. Sci. A 340, 265–71 (cf. p. [6](#)).
- INTERNATIONAL, ASTM (2017). *Standard Test Method for Flexural Properties of Unreinforced and Reinforced Plastics and Electrical Insulating Materials by Four-Point Bending*. Anglais. <https://www.astm.org/Standards/D6272.htm> (cf. p. [56](#)).
- (2020). *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*. Anglais. <https://www.astm.org/Standards/E384> (cf. p. [46](#)).
- (2021). *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. Anglais. <https://www.astm.org/Standards/E8.htm> (cf. p. [50](#)).
- JEURGENS, L. P. H. et al. (juil. 2002). *Growth kinetics and mechanisms of aluminum-oxide films formed by thermal oxidation of aluminum*. Anglais. Journal of Applied Physics 92, 1649 (2002) (cf. p. [30](#)).
- KIM, In-Kyu et Sun Ig HONG (mar. 2013). *Effect of component layer thickness on the bending behaviors of roll-bonded tri-layered Mg/Al/STS clad composites*. Anglais. Department of Nanomaterials Engineering, Chungnam National University, Daejeon, Republic of Korea (cf. p. [11](#), [12](#), [87](#)).
- LE, H.R et al. (nov. 2003). *Surface oxide fracture in cold aluminium rolling*. Anglais. Department of Engineering, University of Cambridge, Trumpington Street, Cam-

- bridge CB2 1PZ, UK. Department of Material Science and Metallurgy, University of Cambridge, Pembroke Street, Cambridge CB2 3QZ, UK (cf. p. [15](#)).
- LEE, Dong Nyung et Yoon Keun KIM (1991). *On the Rule of Mixtures for Flow Stresses of Sandwich Sheet Metals*. Anglais. Department of Metallurgical Engineering Seoul National University, Seoul, Korea and Iljin Corporation, Seoul, Korea (cf. p. [54](#)).
- LEE, KS. et al. (mai 2014). *Effect of annealing on the interface microstructure and mechanical properties of a STS–Al–Mg 3-ply clad sheet*. Anglais. Mater Sci Eng A 2012;556 :319–30. (cf. p. [12](#)).
- LICARI, James J. et Dale W. SWANSON (2011). *Flexural Modulus*. Anglais. In Adhesives Technology for Electronic Applications (Second Edition) (cf. p. [57](#)).
- LIMODIN, N., J. RÉTHORÉ et J.-Y. BUFFIÈRE (2009). *Crack closure and stress intensity factor measurements in nodular graphite cast iron using 3D correlation of laboratory X ray microtomography images*. Anglais. Acta Materialia, volume 57, pp. 4090-4101 (cf. p. [40](#)).
- MATERIAL, AZO (2021). *Aluminium Alloys - Aluminium 1050 Properties, Fabrication and Applications*. Anglais. <https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=2798> (cf. p. [23](#)).
- MONTMITONNET, Pierre (juin 2016). *Laminage - Analyse thermomécanique 2D et application aux produits plats*. français. Centre de recherche CNRS - Centre de Mise en Forme des Matériaux (CEMEF), UMR CNRS 7635, MINES ParisTech, PSL, Sophia-Antipolis, France (cf. p. [4](#)).
- MOUSA, Saeed et al. (mai 2018). *Fracture behavior of roll bonded Al-brass-Al multilayer composites – Concept of the maximum undamaged defect size (d_{max})*. Anglais. Faculty of Engineering, Jazan University, Jazan 706, Kingdom of Saudi Arabia. 2Department of Mechanical Design, Mataria, Helwan University, Cairo 11718, Egypt. Department of Mechanical Design, Mataria, Helwan University, Cairo 11718, Egypt. 3Department of Mechanical Engineering, Iowa State University, Ames, IA 50011, USA. Department of Mechanical Engineering, Iowa State University, Ames, IA 50011, USA. Department of Materials Engineering, Zagazig University, Zagazig 44519, Egypt. 4Department of Materials Engineering, Zagazig University, Zagazig 44519, Egypt. (cf. p. [17](#), [18](#)).
- RUPBOX (2019). *Material Properties For Low Carbon Steel S235 (EU CEN-EN)*. Anglais. <http://www.rupbox.com/material-properties/information/low-carbon-steel-s235> (cf. p. [25](#)).
- SHEN, YF et al. (jan. 2014). *Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel*. Anglais. Materials Science and Engineering : A. 2012;552 :514-22. (cf. p. [9](#)).
- STRANO, Matteo et al. (juin 2014). *A comprehensive experimental study on the effect of process parameters in warm roll bonding of aluminium sheets*. Anglais. Politecnico di Milano, Dipartimento di Meccanica Milan, Italy (cf. p. [7](#)).

- SUPERMARKET, Metal (2020). *The melting points of metals*. Anglais. <https://www.metalsupermarkets.com/melting-points-of-metals/> (cf. p. 1).
- TALEBIAN, Milad et Mostafa ALIZADEH (oct. 2013). *Manufacturing Al/steel multi-layered composite by accumulative roll bonding and the effects of subsequent annealing on the microstructural and mechanical characteristics*. Anglais. Department of Materials Science and Engineering, Graduate University of Advanced Technology, PO Box 76315-115, Kerman, Iran, Department of Metals, Institute of Science and High Technology and Environmental Sciences, Graduate University of Advanced Technology, PO Box 76315-115, Kerman, Iran (cf. p. 10, 11).
- TSUCHIDA, S. et al. (avr. 2000). *Al Alloys for Packaging*. Anglais. Chicago. The Minerals, Metals and Materials Society (cf. p. 48).
- TSUJI, N. (2011). *Roll Bonding*. Anglais. Encyclopedia of Materials : Science and Technology (cf. p. 6).
- VELLING, Andreas (2021). *Structural Steels S235, S275, S355, S420 and Their Properties*. Anglais. <https://fractory.com/structural-steels-s235-s275-s355-s420-and-their-properties/> (cf. p. 25).
- XING, Z.P., S.B. KANG et H.W. KIM (mai 2001). *Softening behavior of 8011 alloy produced by accumulative roll bonding process*. Anglais. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China and Korea Institute of Machinery and Materials, 66 Sangnam-Dong, Changwon, Kyungnam 641-010, South Korea (cf. p. 48).
- ZNANZHU (mai 2017). *Standard Tensile Test ASTM D638 Specimen*. Anglais. Type I - V (1-5) (cf. p. 49).

UNIVERSITÉ CATHOLIQUE DE LOUVAIN
École polytechnique de Louvain

Rue Archimède, 1 bte L6.11.01, 1348 Louvain-la-Neuve, Belgique | www.uclouvain.be/epl