

École polytechnique de Louvain

Etude de l'hétérogénéité de déformation lors du colaminage à froid de multicouches Fe-Al

Auteur: **Arnaud DECKERS**

Promoteur: **Laurent DELANNAY**

Lecteurs: **Laurent DELANNAY, Aude SIMAR, Pascal JACQUES**

Année académique 2022–2023

Master [120] : ingénieur civil mécanicien

Table des matières

1	Introduction	5
1.1	Méthodes de productions	5
1.1.1	Physical vapor deposition (PVD)	6
1.1.2	Electrodéposition	6
1.2	Composite sandwich	7
1.3	Contraintes et déformations durant le laminage	8
1.4	Soudage par colaminage (ARB)	9
1.5	Objectif	10
2	Résultats expérimentaux	13
2.1	Préparation d'un échantillon	14
2.1.1	Découpe des plaques	14
2.1.2	Préparation des surface	15
2.1.3	Pliage	15
2.1.4	Effet du traitement thermique	19
2.2	Analyse de la dureté	22
2.2.1	Résultats	22
2.3	Analyse de la déformation	28
2.3.1	Mode opératoire	28
2.3.2	Résultats	34
3	Modèle numérique	45
3.1	Fonctionnement du modèle	45
3.2	Détails sur certains paramètres	47
3.2.1	Les pièces	47
3.3	Analyse de l'influence du cisaillement sur les contraintes et déformations	53
3.4	Analyse de l'influence de l'épaisseur d'un multicouche	55

Remerciements

Ce mémoire n'aurait pu être réalisé sans l'aide de nombreuses personnes, je tiens à les remercier pour leur partage de connaissances techniques et leur accompagnement durant mon apprentissage de nouveaux outils.

Je tiens à remercier le Professeur Laurent Delannay pour son soutien inestimable tout au long de l'élaboration de mon mémoire, sa grande disponibilité, ses précieux conseils et la justesse de son encadrement.

Je tiens également à exprimer ma reconnaissance envers Guillaume Hanon. son soutien technique, ses conseils pratiques et sa disponibilité ont été d'une grande aide dans la réalisation de mon mémoire. Tout particulièrement dans la réalisation du modèle numérique qui fut d'une grosse difficulté pour moi.

Finalement et plus particulièrement, je remercie mes parents pour leur patience, leur compréhension, leurs encouragements et leur soutien indéfectible.

Chapitre 1

Introduction

Le sujet de ce manuscrit est le procédé de soudage par colaminage, ARB (accumulative roll-bonding). Ce procédé de fabrication se repose sur de grandes déformations par laminage pour obtenir un composite du type sandwich. Contrairement à un composite sandwich classique qui est composé d'une âme et deux panneaux, les multilaminés produits par ARB ont une alternance de différentes couches métalliques. L'épaisseur des couches peut varier entre une centaine de microns et des dizaines de nanomètres. Ici, nous allons nous concentrer sur un composite composé de fer et d'aluminium.

Les matériaux de ce type ont suscité une attention considérable en raison de leur résistance élevée, de leur potentiel en termes de stabilité microstructurale excellente, des avantages typiques des composites sandwichs, mais aussi de leurs propriétés électriques et magnétiques. Un avantage majeur de ces nanolaminés métalliques est leur structure nanocristalline, [20], qui permet d'avoir de bonnes propriétés mécaniques tout en gardant les avantages d'un matériau pur là où les alliages pourraient dégrader les propriétés critiques[21]. Une application possible est l'utilisation de ces composites pour faire du blindage électromagnétique [18].

1.1 Méthodes de productions

Actuellement, plusieurs techniques de fabrication existent pour créer des nanolaminés métalliques [26], [20]. Les méthodes de production telle que la galvanoplastie ou le dépôt par phase vapeur sont les procédés les plus

courants pour déposer une fine couche sur une surface et peuvent donc servir à produire des multilaminés nanocristallins.

1.1.1 Physical vapor deposition (PVD)

La technique de dépôt en phase vapeur est un processus au cours duquel le dépôt d'un mince film se produit à la surface d'un matériau (substrat), se développant atome par atome sur le substrat. Le dépôt physique de vapeur consiste en un processus de collision physique-thermique qui transforme le matériau à déposer, appelé cible, en particules atomiques qui sont dirigées vers les substrats dans un état de plasma gazeux à travers une atmosphère sous vide, générant un revêtement physique par la condensation des atomes projetés [23], [10].

L'épaisseur des couches produites par cette technique varie entre 0.1 angstroms jusqu'à quelques microns. Un certain nombre de méthodes existe pour produire cette vapeur et la déposer.

- **Dépôt cathodique**
- **Évaporation thermique**
- **Dépôt par arc**
- **Dépôt d'ions (faisceau électronique)**

Ces types de procédés comportent un certain nombre d'inconvénients. Nous pouvons citer la complexité, les couts élevées, une capacité de production assez faible, etc .

1.1.2 Electrodeposition

L'électrodeposition est une branche de l'électrochimie qui utilise l'énergie électrique pour déposer un revêtement métallique sur un substrat conducteur afin d'améliorer ses propriétés physiques. L'électrodeposition se produit pendant l'électrolyse dans une solution appelée "électrolyte". Le courant entre et sort de l'électrolyte par l'intermédiaire de deux électrodes conductrices appelées "anode" et "cathode". Le courant global (conventionnel) et les composants principaux d'un processus d'électroplaquage. L'épaisseur de déposition varie entre 1 et 125 μm [10].

1.2 Composite sandwich

L'objectif des matériaux composites est de combiner les propriétés les plus désirables de plusieurs matériaux pour une certaine application, avec plus ou moins de succès. Le sandwich n'est qu'une manière de combiner ces matériaux.

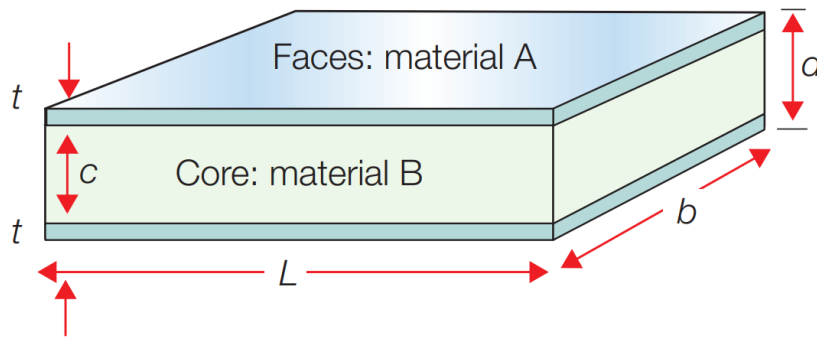


FIGURE 1.1 – Le sandwich, l'épaisseur de panneaux t , l'épaisseur de l'âme c , l'épaisseur totale d [?]

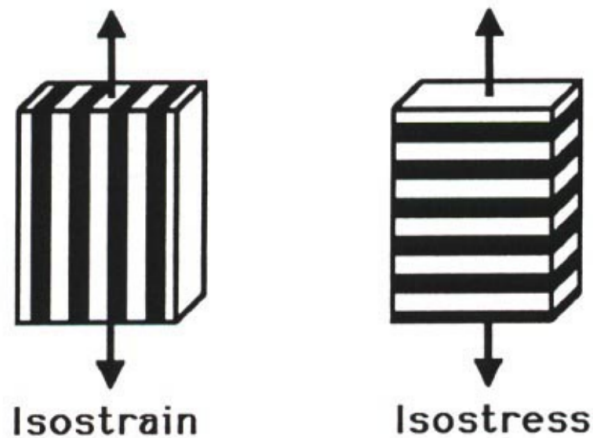


FIGURE 1.2 – [14]

Pour déterminer les propriétés du matériau composite nous pouvons modéliser les cas extrêmes par les modèles de Reuss (iso-stress) et Voigt (iso-strain). LAa règle des mélanges nous permet d’obtenir un module de Young équivalent pour chaque cas [11]. Soit, f la fraction de volume d’un des métaux, et $(1 - f)$ la fraction volumique de l’autre.

$$Iso - stress : E_R = \frac{E_1 E_2}{f E_1 + (1 - f) E_2}$$

$$Iso - strain : E_v = f E_1 + (1 - f) E_2$$

Nous modélisons les propriétés dans le sens du laminage avec le modèle de Voigt. Pour une déformation uniforme dans la direction de laminage nous obtenons des contraintes différentes dans les couches. Le modèle de Reuss, peut quant à lui nous être utile pour modéliser le comportement selon l’épaisseur. Il permet d’avoir une contrainte constante, dans toutes les épaisseurs mais des déformations élastiques différentes.

1.3 Contraintes et déformations durant le laminage

Un modèle assez commun est la méthode des tranches. Elle consiste en une segmentation du lopin en une série de tranches verticales qui subissent une compression plane [17]. Pour le cas de multilaminés, une compression plane est une situation d’iso-stress. Nous pouvons donc modéliser les déformations et les contraintes lors du laminage par le modèle de Reuss.

Concrètement, la contrainte σ_{zz} sera uniforme au travers de toutes les couches. Les déformations, tant qu’elles sont dans leur phase élastique, sont proportionnelles au module de Young et varient donc d’une couche à l’autre. Cependant, une fois dans la phase plastique des déformations, nous pouvons considérer que la densité de nos matériaux reste constante. Pour notre modèle en compression plane cela implique que la conservation de la masse engendre directement une conservation de volume. Si nous nous rapportons à un problème 2D cela revient donc à une conservation de surface dans la section. Nous avons donc bien une déformation plastique uniforme au travers des couches vu qu’elles sont solidaires.

Ce modèle ne prend pas en compte ni les frottements entre les tranches ni le cisaillement induit par le rouleau sur la surface de contact. Nous verrons par la suite les effets qu'ils ont sur nos prédictions des contraintes et déformations.

1.4 Soudage par colaminage (ARB)

Le procédé ARB, comme présenté à la Figure 1.3, est un processus itératif de nettoyage, empilage, laminage et de découpe pour créer un multilaminé. La répétition de ces étapes permet de doubler à chaque itération le nombre de couches dans le composite. Dans l'article [21], le processus de ARb fonctionne particulièrement bien grâce au comportement en plasticité similaire de deux métaux. Dans des conditions aussi bonnes, une réduction de 50 à 60% est nécessaire pour arriver à un colaminage réussi.

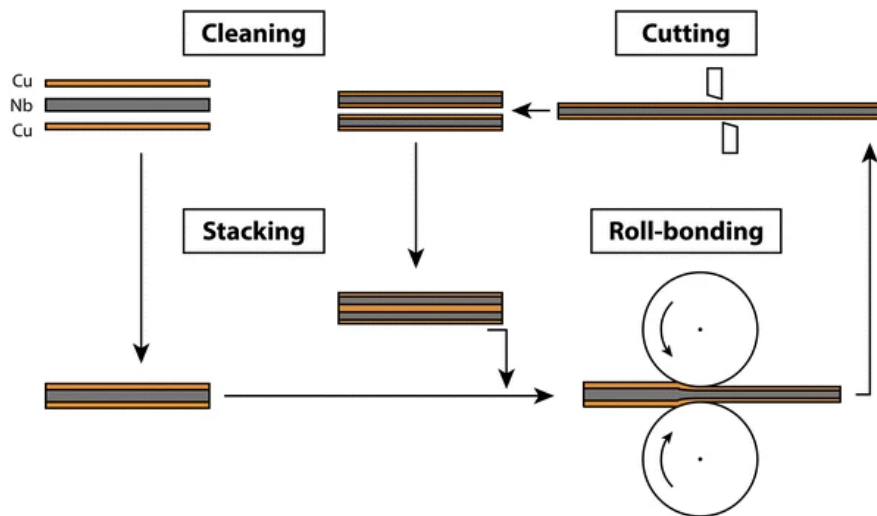


FIGURE 1.3 – ARB process by [21]

Certaines études préconisent un traitement thermique après la découpe du lopin laminé, puis de presser le nouvel assemblage avant de lui faire subir un nouveau traitement thermique et enfin de le repasser dans le laminoir. C'est le cas par exemple de l'étude d'un composite CU-Fe [24]. Cette étude démontre que pour un composite Cu-Fe avec des couches plus grandes que 35 nanomètres, la loi du mélange est un bon modèle pour décrire les contraintes et déformations dans le multilaminé .

Le procédé ARB remonte à 1999. Les études qui ont analysé cette méthode de fabrication ont mis en évidence un certain nombre de paramètres qui l'influencent. En effet, comme décrit dans [13], la similarité de matériaux, les surfaces des métaux, le rapport de réduction, la température de laminage, la vitesse de laminage, la friction des rouleaux et le nombre de couches.

L'état de surface, est mesuré selon deux paramètres, la rugosité et l'absence d'impuretés. D'une part, éliminer les impuretés permet de réduire les obstacles à la liaison entre les métaux. D'autre part, le broyage, à la fois nettoie et rend les couches de surface plus rugueuses. Cela crée plus d'aspérités favorisant la déformation par cisaillement localisée et élimine les films d'oxyde inévitables lors de l'opération de laminage, contribuant ainsi à une meilleure liaison des deux feuilles métalliques. Ces deux paramètres permettent d'augmenter la liaison entre les couches.

Rapport de réduction pour la plus parts des combinaisons analysées, en dessous de la température de recristallisation, une réduction de 50% est nécessaire pour obtenir une liaison acceptable. Et une augmentation du rapport de réduction permet une augmentation de la force de liaison inter couches

La température de laminage a deux effets principaux. D'une part, elle permet d'augmenter les forces de liaisons entre les couches. D'autre part, si la température est trop élevée cela peut engendrer des effets de relaxation des contraintes ou de la recristallisation.

Une vitesse de laminage plus lente permettrait d'obtenir une force de liaison plus importante mais a un impact énorme sur les applications industrielles qui peuvent en découler.

Une augmentation de **la friction des rouleaux** permet globalement d'augmenter la force de liaison de couches.

1.5 Objectif

Dans l'article [24], il est aussi mentionné que des hétérogénéités dans les déformations des couches pouvaient mener à une dégradation des propriétés mécaniques. En effet, la localisation plastique de certaines couches durant le laminage peut mener à la rupture de celle-ci. Nous pouvons par exemple voir sur la Figure 1.4 que certaines couches sont interrompues à certains endroits. Ces interruptions sont la cause de la détérioration des propriétés mécaniques. Nous voulons donc éviter ces instabilités dans les couches. L'objectif de ce manuscrit est d'analyser ses instabilités et d'en identifier les causes.

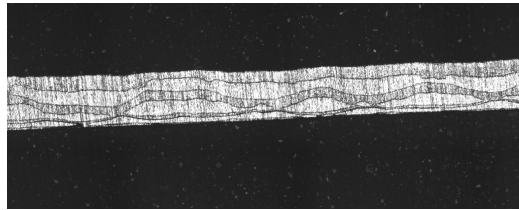


FIGURE 1.4 – Échantillon avec de sévères instabilités

Chapitre 2

Résultats expérimentaux

Les résultats expérimentaux se basent sur deux échantillons en particulier. Le premier échantillon analysé dans ce chapitre est un composite de type sandwich composé de 3 couches liées par co-laminage comme le montre la Fig. 2.1 . Cet échantillon a par la suite servi à produire le deuxième échantillon, un composite sandwich à 9 couches comme présenté à la Fig. 2.2 .

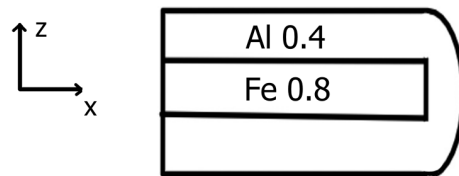


FIGURE 2.1 – section d’un tri couches dans la zone d’intérêt, l’axe x étant la direction de laminage et z la normale au plan de l’échantillon. Les proportions du schéma ne sont pas conformes à la réalité, en pratique les dimensions en x sont beaucoup plus importantes que les dimensions en z

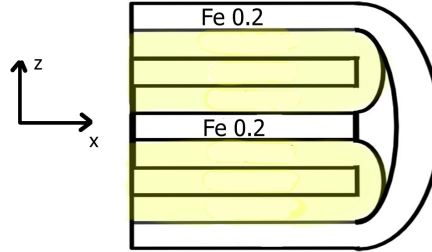


FIGURE 2.2 – section d’un 9couches dans la zone d’intérêt, les couches jaunes sont des couches qui sont déjà liées par co-laminage en l’occurrence des tri couches comme sur la Fig. 2.1

2.1 Préparation d’un échantillon

Dans cette section, deux méthodes de productions d’échantillons sont présentées. La première méthode est celle qui a été utilisée pour produire le tri couches et le 9 couches. La deuxième méthode de production sera moins détaillée dans cette section parce qu’un nombre très limité d’échantillons ont été réalisés à l’aide de ce mode opératoire. Les deux méthodes se décomposent en 3 étapes majeures. Dans un premier temps, les tôles sont découpées aux dimensions adéquates. Dans un second temps, les surfaces sont traitées et enfin le tout est plié pour obtenir un lopin qui peut être laminé.

2.1.1 Découpe des plaques

La première étape consiste en la découpe des matériaux. Les échantillons sont composés de plaques d’aluminium 1050 et de fer ARMCO. L’aluminium a une limite d’élasticité $f_y = 75[MPa]$ et une contrainte ultime $f_u = 120[MPa]$. Le Fer quant à lui, a une limite d’élasticité $f_y = 250MPa$ et une contrainte ultime en traction $f_u = 300MPa$. La pureté ARMCO assure une teneur en Fer d’au moins 99.85% . Les tôles sont découpées selon les dimensions de la Figure 2.3. La découpe se fait soit à la cisaille soit à la scie à métaux pour les épaisseurs plus importantes.

2.1.2 Préparation des surface

Comme cela a pu être fait pour des co-laminé Cu-Nb dans d'autres études [21],[19], une étape de dégraissage manuel des tôles est effectuée à l'aide d'acétone. Ensuite, les tôles sont brossées à l'aide d'une brosse circulaire pneumatique. Ce procédé remplit un objectif double qui est d'éliminer la couche d'oxyde tout en augmentant la rugosité des surfaces. Une telle augmentation de la rugosité permettrait ainsi de réduire le rapport de réduction nécessaire pour lier les tôles par co-laminage [12].

Suite à l'analyse d'un échantillon mettant en évidence la présence d'une couche d'oxyde entre les couches[16], nous avons décidé d'ajouter une étape supplémentaire à notre mode opératoire pour préparer les surfaces. Cette couche d'oxyde s'est formée avant le laminage du multicouche sur les surfaces du fer. En effet, pour obtenir les épaisseurs de fer voulues, les tôles ont été réduites par laminage. Afin de relaxer les contraintes résiduelles et réorganiser les dislocations que ce procédé engendre, un traitement thermique y a été appliqué. Ce traitement thermique étant à l'origine des couches d'oxydes observées, nous avons ajouté une étape de ponçage des tôles de fer. Le broyage dans le cas de l'aluminium est suffisant pour enlever la couche d'oxyde.

2.1.3 Pliage

Une fois les étapes de découpage, et de préparation de surface des tôles réalisées, nous pouvons passer à l'étape suivante, le pliage. Outre l'importance de l'état de surface des tôles, pour augmenter les chances d'un co-laminage réussi, il faut aussi s'assurer qu'il n'y ait pas de mouvement relatif entre les couches pendant le processus. Cette contrainte a mené au développement d'une première méthode de pliage comme l'explique la Figure 2.3. Ce pliage permet bien de bloquer tout mouvement relatif latéral et limite suffisamment les mouvements longitudinaux. L'inconvénient majeur de ce pliage est que la surface utile de cet échantillon se limite à la zone verte sur la Figure 2.3. Un autre inconvénient est qu'il faut être capable de plier la couche extérieure de notre échantillon, nous limitant ainsi à des métaux ductiles ou d'épaisseurs relativement faibles.

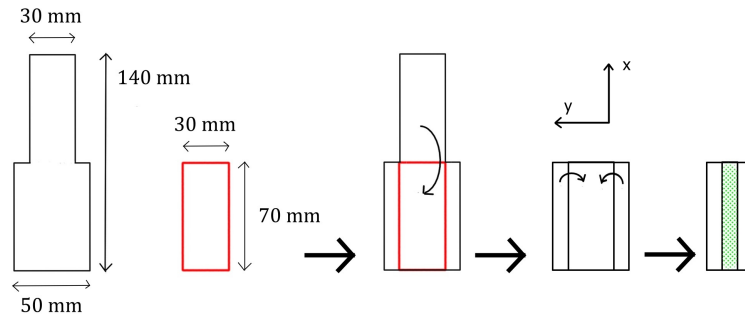


FIGURE 2.3 – méthode de pliage

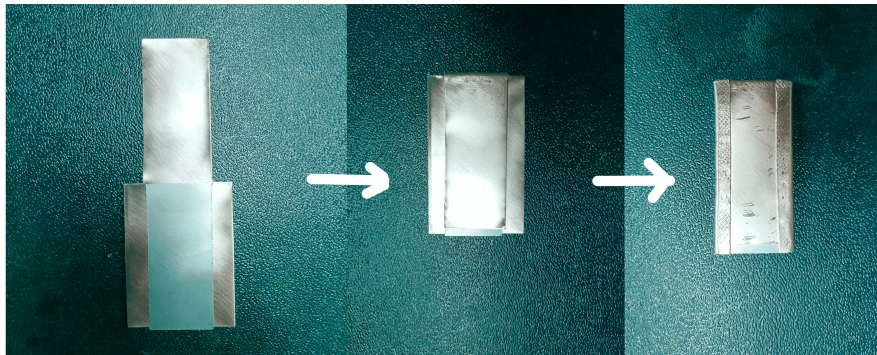


FIGURE 2.4 – Pliage du 3 couches 2.1

Cette méthode a fait ses preuves pour des épaisseurs faibles. Les échantillons d'épaisseur totale plus importante que 3 [mm] se sont avérés plus complexes. En effet, l'épaisseur ajoutée sur la bordure des échantillons due au pliage ne nous permet pas de faire des réductions aussi élevées que nécessaire.

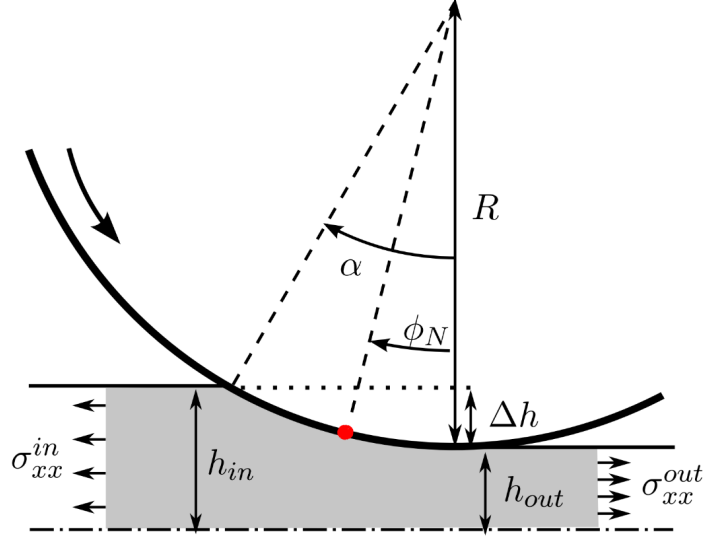


FIGURE 2.5 – schéma de laminage [?]

La figure 2.5 définit la géométrie du laminage et permet de définir le rapport de réduction $\rho = 1 - \frac{h_{out}}{h_{in}}$. Cette figure permet aussi d'établir un repère cartésien qui sera constant dans tout le manuscrit. L'axe x pour la direction de laminage, l'axe z pour la direction normale au plan de tôles et l'axe y parallèle aux axes de roulement de rouleaux. A partir de ce schéma, une estimation simplifiée du mécanisme d'entraînement permet d'expliquer pourquoi, avec un rouleau de dimension fixe, le rapport de réduction détermine si le lopin sera entraîné et laminé ou non. Avec l'hypothèse que la vitesse de sortie soit moins rapide que la vitesse du rouleau.

$$v_{out} < \omega * R$$

Ou autrement dit, le laminage n'a pas de point neutre et toute la surface de contact contribue à l'entraînement du lopin. Dans ce cas le frottement garanti l'entraînement de l'échantillon si :

$$\rho \leq \frac{R}{h_{in}} \mu^2 [25]$$

Cette équation démontre bien que le rapport entre le Δh et le rayon détermine si le laminage aura lieu ou non. Or, dans le cas du pliage actuel,

$\Delta h = h_{in} - h_{out}$ avec h_{in} , la hauteur bordure comprise. Cela veut dire que quand l'épaisseur des échantillons est plus importante, la réduction est limitée par l'épaisseur ajoutée de bordure et ne permet pas d'atteindre la réduction nécessaire à un colaminage réussi. Pour conclure, la bordure diminue la capacité de réduction maximale du laminoir pour des échantillons épais.

Le problème qui survient dans le cas d'échantillons plus gros n'est pas exactement celui décrit dans le paragraphe précédent, mais les causes sont les mêmes. En effet, lors de l'engagement du lopin, les forces de frottements ne sont pas suffisantes pour compenser la force d'oppositions des rouleaux. Cette force, la composante horizontale de la résultante de la pression, est d'autant plus importante que le rapport $\Delta h/R$ augmente alors que la force d'entraînement, elle, ne fait que diminuer. C'est donc l'opérateur qui doit fournir la force au début du laminage pour vaincre cette force d'opposition. Ici, comme dans le cas précédent la bordure diminue la capacité de réduction maximale du laminoir pour des échantillons épais.

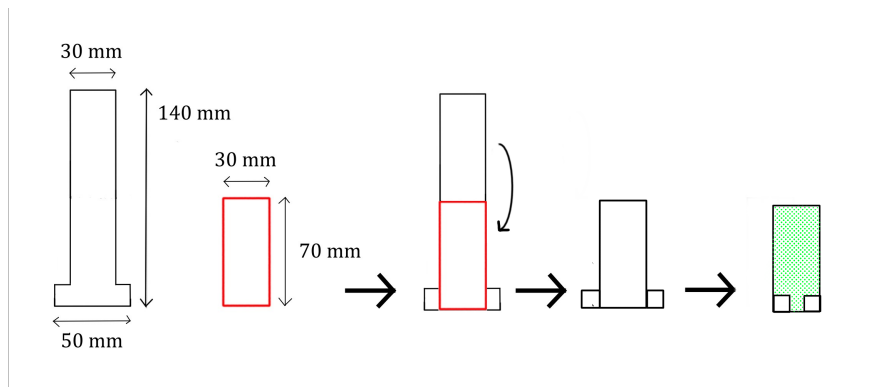


FIGURE 2.6 – 2ème méthode de pliage

Une deuxième méthode de pliage a été imaginée pour pallier ce problème spécifiquement. Comme on peut le constater sur la Figure 2.6, au lieu de replier une bordure sur toute la longueur de notre échantillon, la bordure se limite à l'extrémité. En plus d'éviter les problèmes pour engager les multilaminés, elle permettrait également d'augmenter la surface utile de notre échantillon. Cette méthode a été testée sur un tri couches fer-aluminium

qui n'avait pas réussi à être laminé avec le premier pliage. En utilisant la deuxième méthode, celui-ci s'est laminé correctement. La conclusion de cet essai unique est que l'engagement pose bien problème et non pas l'entraînement du lopin une fois le laminage engagé. L'épaisseur ajoutée en cours de laminage n'a pas d'impact négatif dans la mesure où le reste de la surface de contact permet un frottement suffisant pour vaincre la force d'opposition.

2.1.4 Effet du traitement thermique

Dans un certain nombre d'études, un traitement thermique est imposé entre chaque passe dans le laminoir. Dans d'autres, il est suggéré qu'un traitement thermique permette le retardement d'apparitions d'instabilités lors du laminage. Nous avons donc décidé d'incorporer une étape de traitement thermique entre chaque passe. En pratique, pour obtenir le 9 couches, les tri couches utilisés sont d'abord maintenu à 500°C pendant 30 minutes. Ce traitement thermique permet de relaxer les contraintes internes et dans le cas des couches d'aluminium permet également une recristallisation de la microstructure. Cette section tente aussi d'expliquer un phénomène observé lors du traitement thermique du tri couches.

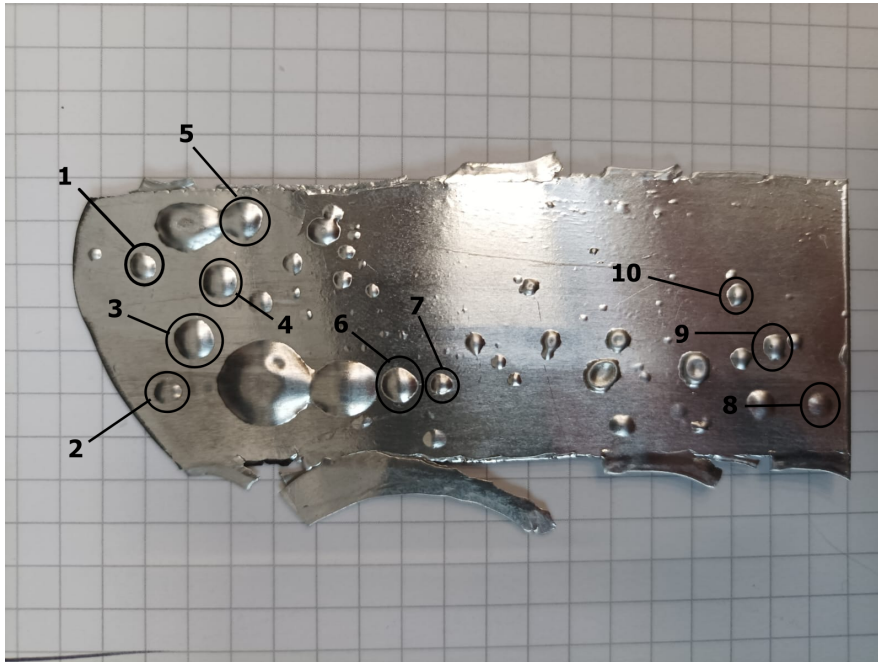


FIGURE 2.7 – bulles mesurées

Suite au traitement thermique des tri couches Al-Fe, l'apparition de bulles peut être observée à la surface de notre échantillon 2.8. Deux hypothèses probables ont été émises, la première suggère que les bulles sont dues à la vaporisation d'impuretés à 500 C. La seconde quant à elle, formule que le gradient de dilations thermique entre le Fe et l'Al dans des zones non parfaitement liées pourrait mener à la formation des bulles.

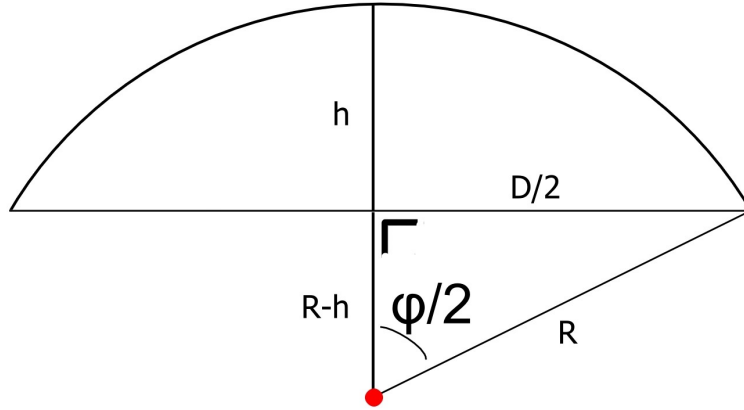


FIGURE 2.8 – géométrie d'une bulle

Le diamètre maximale des bulles (D) ainsi que leur hauteur ont été mesurées Tab.2.1 ce qui permet de calculer la longueur d'arcs des bulles avec,

$$L_{arc} = \Phi * R$$

et

$$R = \frac{D^2}{8 * H} + \frac{H}{2}$$

La variation de longueur due à une dilatation thermique suit la loi $L + \Delta L = L(1 + \alpha \Delta T)$ avec α le coefficient de dilatation thermique. Pour le fer $\alpha_{Fe} = 11.8 * 10^{-6}$ et pour l'aluminium $\alpha_{Al} = 23.1 * 10^{-6}$. Ce qui fait pour une variation de 480°C une variation de longueur de 0.56% pour le fer et 1.1% pour l'aluminium. Donc si a 20°C du fer et de l'aluminium ont la même longueur, la différence entre leurs longueurs finales sera de l'ordre de 0.53% de la longueur initiale. Si nous comparons cette valeur à $\Delta L = \frac{L_{arc} - D}{D}$ qui est en moyenne de 7% nous pouvons en conclure que la dilatation thermique ne peut pas à elle seule expliquer la formation des bulles. Il ne faut pas oublier que la formation des bulles due à l'excès de contraintes de dilatation thermique est un phénomène bien plus complexe et ne peut pas être expliquée uniquement par l'équation de dilatation thermique d'une poutre.

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
h	0.47	0.3	0.69	0.55	0.7	0.54	0.49	0.36	0.69	0.49
$L_{arc}[mm]$	3.0	2.59	4.96	4.38	4.83	4.25	2.6	2.98	3.39	2.91
$\Delta L[\%]$	6.75	3.23	5.1	3.95	5.6	4.07	10.69	3.59	13.1	8.1

TABLE 2.1 – Dimension des bulles, L_d les diamètres mesurés, h les hauteurs mesurées, et les longueurs d’arc calculé L_{arc} et L_d .

2.2 Analyse de la dureté

Une recherche menée au *Los Alamos National Laboratory*[19], à étudier l’évolution des propriétés qui mènent à l’apparition d’instabilité dans les couches. Ils ont motivé leur étude sur base d’un facteur déterminant dans l’apparition d’instabilité mis en évidence par une série de simulations numériques [29]. Le facteur identifié est le rapport des limites d’élasticité $r_s = \sigma_1/\sigma_2$. Dans cette étude, la valeur déterminante pour un modèle sans écrouissage est $r_s = 2$. Dans un cas pratique, nous ne mesurons pas l’évolution de la limite d’élasticité, mais bien l’évolution de la dureté. Vu que l’évolution de la limite d’élasticité est directement proportionnelle à la variation de dureté des métaux [22] le rapport des limites d’élasticité devrait avoir un équivalent avec le rapport de dureté. L’objectif de cette section est donc d’identifier l’équivalent de $r_s = 2$ pour r_h le rapport des duretés.

2.2.1 Résultats

Dans un premier temps, les mesures de dureté ont été effectuées sur les matériaux dans leur état initial, sous forme d’un tri-couche et finalement d’un 9 couches. L’analyse de l’évolution de la dureté a été faite sur cette série pour deux raisons principales.

- Le cas du 9 couches est particulièrement intéressant étant donné que malgré l’apparition d’instabilité, elles demeurent encore suffisamment raisonnables pour éviter la rupture complète d’une couche. On se trouve donc dans une configuration qui est à la limite d’être acceptable.
- L’avantage supplémentaire est que le tri-couche est une étape intermédiaire qui ne présente aucune instabilité.

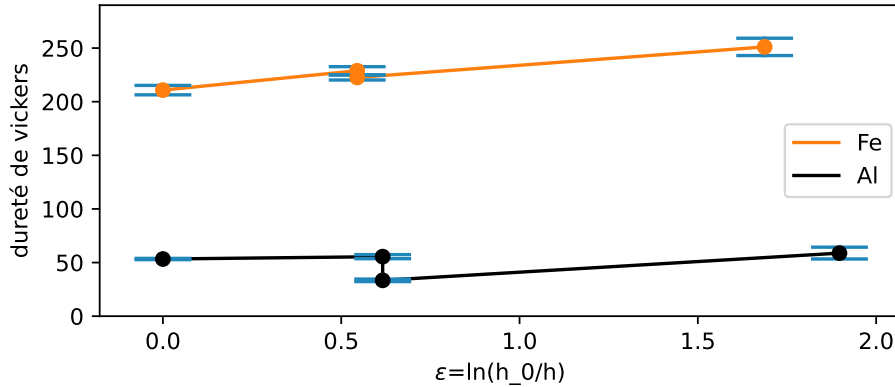


FIGURE 2.9 – mesures de dureté

Un petit mot d'explication de la Figure 2.9. L'axe des x, $\epsilon = \log(\frac{h_0}{h})$, représente la déformation logarithmique. L'axe des Y la moyenne des duretés pour chaque matériau. Pour chaque matériau, leur courbe respective passe par 4 valeurs importantes de dureté. La première avec une valeur $\epsilon = 0$ est la moyenne des mesures des tôles dans leur état initial. Les deux mesures suivantes ont la même valeur d' ϵ , elles correspondent aux mesures avant et après traitement thermique du tri couches. Et finalement, la dernière valeur correspond à la mesure dans le 9 couches. Un peu plus de détails sur ses mesures sont disponibles dans la Tab.2.2. Cette table montre une variation de dureté significative dans les couches d'aluminium à la suite du traitement thermique.

Malgré une réduction de dureté des couches d'aluminium, le fer quant à lui ne semble se restaurer que très faiblement. Cette réduction de dureté, bien que faible, peut être attribuée à la relaxation des contraintes et un réarrangement des dislocations internes. La durée du traitement thermique reste relativement faible et la température (500°C) est relativement éloignée de la température de recristallisation que nous avons estimée à la moitié de la température de fusion (1532°C) donc de 630°C. Vu que cette température n'est jamais atteinte, nous n'avons pas de recristallisation de la microstructure de fer durant notre traitement thermique. De plus, les dislocations restent relativement peu mobiles ce qui ne permettent pas une relaxation efficace des

contraintes internes du fer en un laps de temps aussi restreint.

		HV	σ_e	I_c [95%]
Matériaux bruts	Al 0.4 [mm]	53	1.1	0.6
	Fe 0.8 [mm]	210	8.7	4.4
	Fe 0.2 [mm]	184	9	4.5
3 couches avant traitement thermique	Al1	51	2	1
	Fe	229	7.6	4
	Al2	60	2.7	1.4
3 couches après traitement thermique	Al1	32	3.1	1.6
	Fe	223	4.7	2.4
	Al2	35	1.5	1
9 couches	Al	59	6.2	5.5
	Fe	249	12.4	6.3

TABLE 2.2 – \bar{HV} est la moyenne des duretés de Vickers mesurées, σ_e l'écart type et I_c l'intervalle de confiance à 95%

Dureté dans un matériau anisotrope

L'écart entre les valeurs de dureté du fer avant et après traitement thermique doit donc être expliqué différemment. Une possibilité est que la mesure de dureté se base sur l'hypothèse que le matériau est isotrope et donc se déforme de la même manière dans toutes les directions. Cette hypothèse n'est pas vérifiée, car pour toutes les mesures prises dans la couche de fer, la diagonale horizontale est plus courte que la diagonale verticale. Cela peut s'expliquer, par le fait que dans la direction longitudinale la déformation est restreinte par du fer sur une longueur de plusieurs ordres de grandeur plus importants que la taille de la diagonale. Alors que dans la direction verticale, la déformation est très rapidement restreinte par un métal beaucoup plus ductile et se déforme donc plus.

Au contraire pour les couches d'aluminium, nous observons l'inverse. La dureté mesurée du fer après le traitement thermique n'est donc plus comparable parce que la mesure est impactée par la diminution de la dureté d'aluminium durant le traitement thermique. En revanche, les mesures dans l'aluminium, elles restent comparables parce que la variation de dureté mesurée dans le fer est négligeable. Cette explication implique aussi que toutes les mesures ont été faites dans un milieu anisotrope et d'autant plus que les couches sont fines. Toutes les mesures doivent donc être revues à la hausse ou à la

baisse en fonction des couches voisines et d'une magnitude tenant compte de l'épaisseur de la couche.

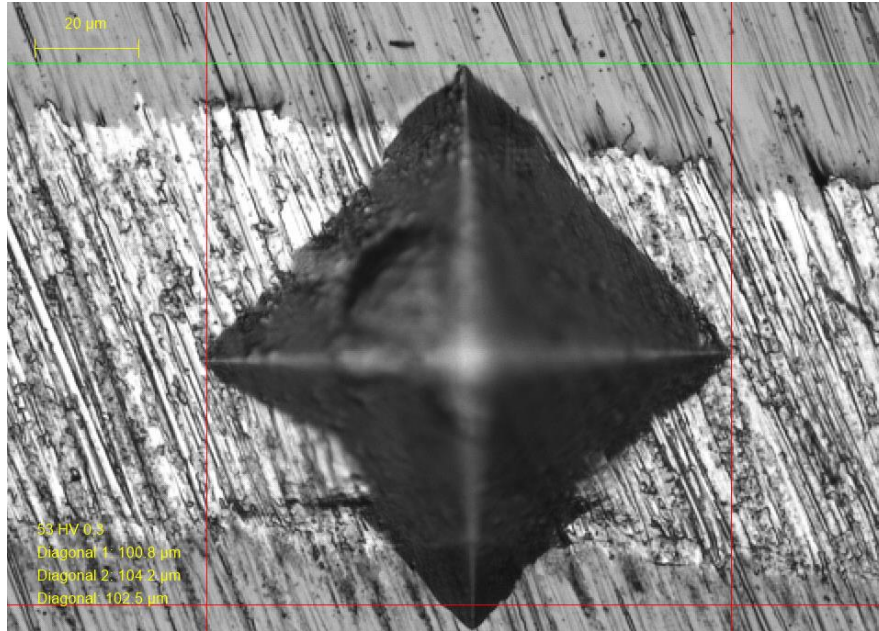


FIGURE 2.10 – microindentation d'un 9 couches

Le cas extrême de cet effet survient pour les mesures de dureté dans le 9 couches. La Figure 2.10 montre un indenteur dans une couche d'aluminium dans un échantillon 9 couches. L'indenteur déborde sur les couches de fer à côté et la mesure n'est donc pas valide. Malheureusement, toutes les mesures dans les couches d'aluminium du 9 couches sont pareilles. Bien que toutes les mesures soit faussées elles nous permettent néanmoins d'avoir une valeur qu'on sait légèrement trop grande.

Dans la Table 2.2, nous pouvons aussi voir que la différence entre les tôles de fer 0.2 [mm] et 0.8[mm] est significative. L'explication derrière cet écart se trouve dans la méthode de production de cette tôle de 0.2 [mm]. Elle a été créée par laminage d'une tôle de 0.8 [mm] qui a ensuite été restauré par traitement thermique. C'est donc normal que nous observions une baisse de dureté.

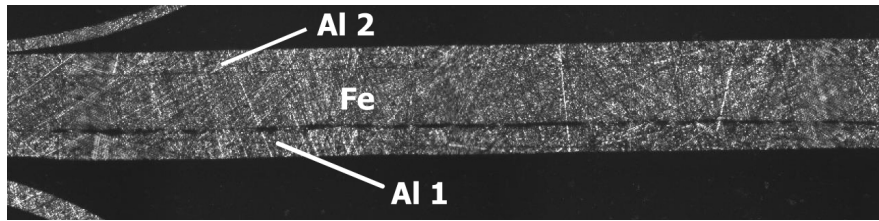


FIGURE 2.11 – Image réalisée à l'aide d'un microindenteur sur le tri couches avant traitement thermique

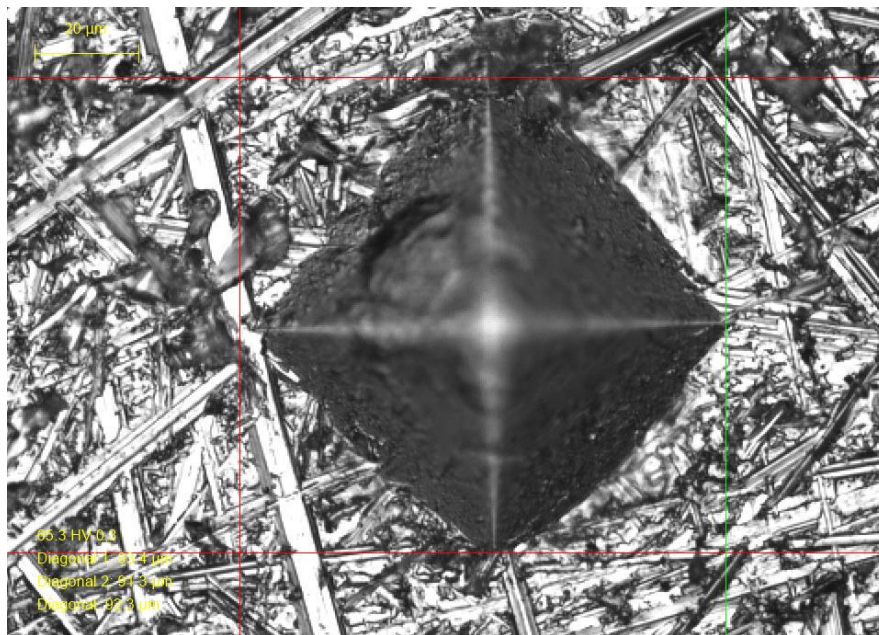


FIGURE 2.12 – Image d'un indent réalisé sur l'échantillon d'un tri couches avant traitement thermique, l'état de surface est de mauvaise qualité.

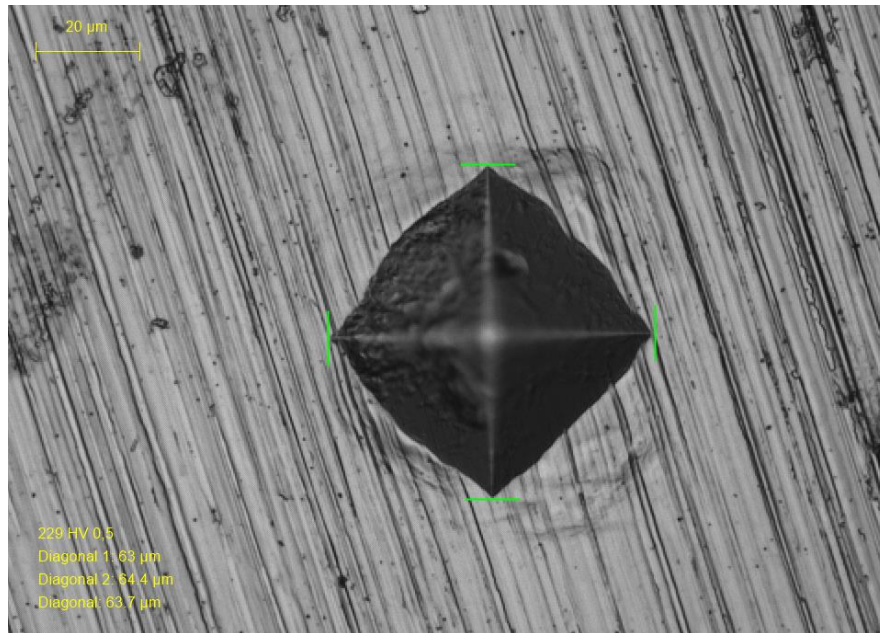


FIGURE 2.13 – Image d’un indent réalisé sur l’échantillon d’un tri couches après traitement thermique. Des déformations plastiques sont visibles autour de l’indent et nous montrent que l’indent impacte une région plus grande que sa surface à strictement parler.

D’autres paramètres influent sur la qualité des mesures, entre autres, l’état de surface dont nous pouvons observer l’importance non négligeable grâce à la Figure 2.12. En effet, elle représente un indent dans une couche d’aluminium dont la particularité est qu’il a été fait sur une surface mal polie. Cet état de surface génère un problème lors de la mesure des diagonales, car la forme de l’indent n’est pas nette, ce qui rend un grand nombre de mesures non utilisables et augmente l’écart type de celles qui le sont. Par exemple sur la Figure 2.12, il est difficile de déterminer la longueur exacte de la diagonale verticale de l’indent parce que l’extrémité haute tombe dans une zone un peu renfoncée. L’effet de la qualité de l’état de surface s’observe en comparant l’écart-type des résultats entre l’échantillon tri couches avant et après traitement thermique. Le fer étant plus dur, donc l’empreinte moins grande, l’effet est donc plus grand. si on compare l’échantillon après traitement thermique, qui est mieux poli, avec celui avant 2.11 . Le polissage de meilleures qualités permet d’obtenir un écart type et un intervalle de confiance significativement

plus faible pour le fer (crf Table 2.2). Sur la Figure 2.13 l'échantillon a un bien meilleur état de surface que sur la figure 2.10 et le contraste de l'indent est bien visible ce qui nous permet d'avoir des mesures plus constantes.

Pour conclure cette analyse de dureté, nous pouvons dire que la fiabilité de mesures ne nous permet pas d'obtenir une valeur de r_h qui engendre des instabilités dans un colaminé Fe-Al. Néanmoins, elle nous a permis d'observer que le traitement thermique ne fait qu'augmenter le rapport de dureté pour la passe suivante. Ce qui par la suite augmente la probabilité de voir apparaître des instabilités par localisation plastique locale. En revanche, un traitement thermique peut être utile pour éviter la localisation plastique pour d'autres combinaisons de métaux. En effet, si le matériau le plus dur subit plus d'écrouissage, le rapport des duretés augmente au cours des passes ce qui va éventuellement mener à des instabilités. Si le traitement thermique permet de réduire la dureté des deux matériaux, le rapport des duretés va diminuer ce qui est propice à une déformation uniforme des couches.

2.3 Analyse de la déformation

Lors du laminage d'un multilaminé nous voulons une déformation uniforme de toutes les couches. Par définition une déformation uniforme est une déformation qui est constante partout dans notre échantillon. Le laminage donne lieu essentiellement à une compression plane. Nous pouvons donc réduire le laminage à un phénomène plan selon (e_x, e_z) . Dans ce cas, la conservation de la masse, à densité constante, peut se rapporter à une conservation de surface selon le plan (e_x, e_z) . Nous analysons donc une section de notre échantillon selon ce plan. Une déformation uniforme parfaite signifierait que toutes les couches aient une épaisseur constante le long de l'axe e_x et une réduction équivalente à la réduction totale du lopin. Pour évaluer la déformation et estimer si elle est uniforme, nous avons donc décidé d'analyser une section de notre échantillon et la variabilité de l'épaisseur des couches dans le plan e_x, e_z .

2.3.1 Mode opératoire

Dans cette section, une description exhaustive du processus utilisé pour obtenir les résultats sera présentée. Brièvement, la méthodologie comprend

4 étapes principales, découpe et mise en praline de l'échantillon, polissage de l'échantillon, prise d'image et finalement le traitement de l'image.

découpe et mise en praline de l'échantillon

Si nous reprenons notre échantillon avant laminage comme présenté à la Fig. 2.3, la partie intéressante de l'échantillon se trouve dans la partie verte. Il est donc important de s'assurer que la section que nous allons analyser par la suite se retrouve bien dans cette zone. Une fois un échantillon prélevé de notre lopin laminé il est important de retenir quelle est la direction de laminage de cet échantillon. En effet, comme expliqué dans l'introduction de cette section, l'objectif étant d'observer l'évolution des épaisseurs le long de la direction de laminage, nous devons donc être capables d'identifier le plan (e_x, e_z) de notre échantillon. Pour une visualisation plus facile, sur la Figure 2.14 la surface verte représente la section d'intérêt pour les analyses.

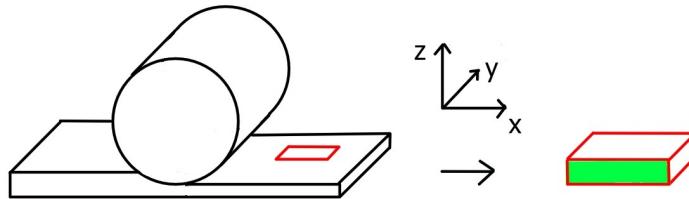


FIGURE 2.14 – section de prise de vue dans un échantillon

Durant la mise en praline, nous avons donc rendu ce plan visible. De manière plus pratique, les découpes pour obtenir un tel échantillon ont été faites à la scie à métaux. Cette méthode mérite une amélioration parce que la quantité d'efforts induits aux interfaces entre les plaques peut causer la désolidarisation des couches. D'autres méthodes ont été envisagées telles que la découpe au disque ou la cisaille. La cisaille est une bonne solution pour les échantillons de petite épaisseur mais ne convient pas dès qu'on passe au dessus du millimètre. La découpe au disque quant à elle n'a pas été testée, mais la chaleur produite durant la découpe risque de modifier localement la structure cristalline, la taille des grains et finalement les propriétés du composite.



FIGURE 2.15 – Praline du 9 couches après polissage

Finalement la meilleur solution est le WEDM (Wire Electrical Discharge Machining). Cette dernière méthode n’as pas été utilisée de manière extensive due au délai d’attente pour chaque découpe. Une fois l’échantillon découpé l’enrobage à chaud avec les paramètres standards est utilisé.

Polissage

Lors de la découpe de l’échantillon la section d’intérêt n’est jamais complètement plane. Pour s’assurer que par la suite, l’analyse se fait bien sur la totalité de la section voulue il est conseillé de réduire l’épaisseur de la praline par polissage avec un grain de 320. Une fois cette étape réalisée et qu’au microscope toutes les couches sont bien visibles, la phase de prépolissage peut commencer. Du papier SIC (silicon carbide) est utilisé pour progressivement augmenter la qualité de l’état de surface. Nous avons commencé avec un grain de taille 320 et avons terminé la phase de prépolissage avec du 1200.

étapes	support	abrasif	grain	lubrifiant	temps
1	DUR ou METAPLAST V	Dp-spray	6 μ m	alcool	04 :00
2	NAP ou FD1 M	Dp-spray	1 μ m	alcool	03 :00

TABLE 2.3 – Recette de polissage pour de l’acier

Pour la suite, le polissage à proprement parler, nous avons utilisé la recette de la Table 2.3. Une première étape de polissage se fait sur un support *Dur* avec du spray d'une solution au diamant 6 [μm] et un lubrifiant à base d'alcool pendant 4 minutes. La dernière étape du polissage se fait sur un support de type *Nap* avec une solution au diamant 1 [μm] et un lubrifiant à base d'alcool jusqu'à l'obtention d'un état de surface satisfaisant. Cette recette n'est peut-être pas la plus adaptée pour un composite Fe-Al parce qu'elle est basée sur une recette optimale pour polir de l'acier. Il peut être utile faire un bain d'alcool aux ultrasons pour éliminer toutes traces d'humidités et donc éviter que la surface ne réagisse et forme des oxydes.

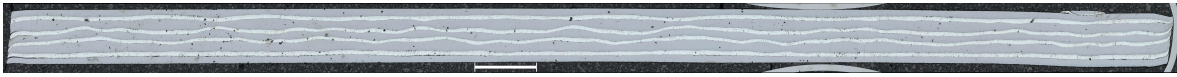


FIGURE 2.16 – Image du 9 couches obtenue par stitching d'images du microscope 3D

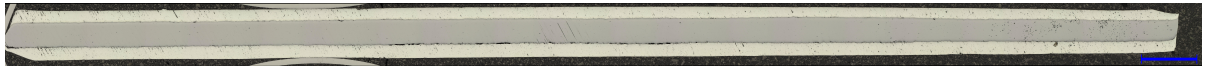


FIGURE 2.17 – Image du tri couches obtenue par stitching d'images du microscope 3D

La qualité du polissage est relativement importante. Faire une analyse d'image sur un échantillon qui n'a pas été poli, mais qui a uniquement subi un prépolissage avec un grain de 1200 est tout bonnement une perte de temps. Effectivement, les rayures du grain 1200 sont beaucoup trop visibles et interfèrent avec le contraste des couches ce qui empêche une segmentation efficace de cette image. Si c'est une image individuelle, il est toujours possible de faire une segmentation manuelle, mais c'est fastidieux et propice aux erreurs. Il est donc vivement conseillé de passer un peu plus de temps en salle polissage pour faciliter la suite de l'analyse.

Prise d'images

La prise d'images est effectuée au microscope 3D. Deux paramètres sont importants à garder à l'oeil durant la prise de vue, le contraste entre les couches et la résolution de l'image. Pour le premier paramètre, en plus de la

qualité du polissage, l'éclairage durant la prise de vue a une grande influence. Comme nous pouvons le voir en comparant les Figures 2.20, l'éclairage permet réellement d'obtenir plus ou moins de contraste mais aussi de réduire l'influence des impuretés. Par exemple, l'image a) les imperfections ont un reflet très clair et sont par la suite très compliquées à éliminer lors de l'étape de segmentation des images.

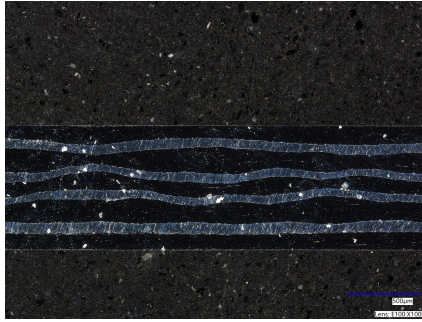


FIGURE 2.18 – a)



FIGURE 2.19 – b)

FIGURE 2.20 – l'image a) a été prise avec un éclairage coaxial alors que b) est une image prise avec un éclairage latéral

Pour le deuxième paramètre, la résolution de l'image, nous avons eu recours au *stitching*. Le *stitching* est une technique qui permet de combiner des images pour créer un panorama. Nous avons donc utilisé cet outil pour combiner des images de même résolution que l'image b) tout du long de notre échantillon ce qui nous a permis d'obtenir les Figure 2.16 et 2.17. L'importance de la résolution réside dans la qualité des résultats recherchée.

Segmentation d'image

Finalement à partir de ces images l'objectif de la dernière étape est d'obtenir une image binaire où les couches ont été identifiées. Une image binaire est une image dont la valeur des pixels est soit 1 soit 0 ce qui visuellement donne une image en noir et blanc. Et si les couches sont correctement identifiées tous les pixels appartenant à une couche de fer auront la valeur 1 et ceux qui appartiennent à une couche d'aluminium auront la valeurs 0 ou inversement. Si cette identification est réalisée correctement il est possible de mesurer les épaisseurs des couches pour toute position selon l'axe x.

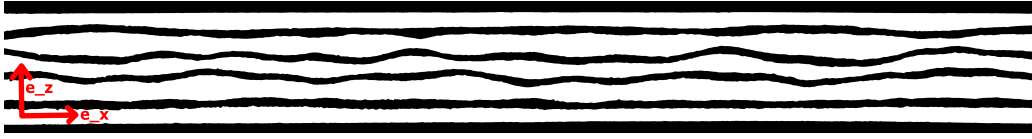


FIGURE 2.21 – Image segmentée du 9 couches à haute résolution, en noir nous avons des couches d’aluminium et en blanc des couches de fer, la première et dernière couche noire ne sont pas de l’aluminium mais bien de la résine de la praline

Cette image Binaire Fig. 2.21 a été obtenue à l’aide du logiciel Imagej et plus précisément Fiji qui est un package comprenant un certain nombre de plug-ins facilitant l’analyse scientifique d’images. Un guide pour prendre cet outil en main est disponible sur leur site [27].

Pour obtenir la Figure 2.21 avec imagej nous avons utilisé le plug-in *trainable weka segmentation* [28]. *trainable weka segmentation* est donc un plug-in qui combine un ensemble d’algorithmes de *machine learning* qui permettent la segmentation d’une image. Cette segmentation se fait sur base de certaines caractéristiques des images. La qualité de la segmentation dépend donc directement de la qualité d’image, de la clarté des caractéristiques de cette image et de la qualité des caractéristiques sélectionnée pour entraîner les algorithmes. L’importance du contraste entre les différentes couches est donc primordiale à une segmentation réussie.

Malheureusement, les échantillons ne sont pas parfaits, ils peuvent contenir des impuretés, le polissage peut laisser des défauts dans l’état de surface dû au prépolissage, il est également possible que des traces d’humidité soient visibles. Même si le *training set* (l’ensemble des caractéristiques utilisé pour entraîner les algorithmes) est choisi rigoureusement, ces imperfections vont se répercuter dans la segmentation sous forme de pixels mal classifiés. Prenons le cas d’une impureté qui se trouve au milieu d’une couche de fer mais qui est classifiée comme étant de l’aluminium. Pour l’éliminer, trois méthodes ont été utilisées.

La première consiste à manuellement changer les pixels d’une segmentation à l’autre, transformer des 0 en 1 ou inversement. Cette méthode est sujette à beaucoup de choix subjectif et donc résulte en un facteur d’erreurs humaines significatives.

C'est pourquoi une deuxième méthode a été mise en place. Deux outils de la librairie Fiji peuvent nous venir en aide. D'une part, il peut être intéressant d'appliquer un filtre *Gaussian Blur* qui comme son nom l'indique permet d'atténuer le contraste entre les pixels à l'aide d'une gaussienne. D'autre part, un *mean filter* permet de faire la moyenne avec les pixels des alentours et permet donc à un pixel mal classifié entouré de pixels classifiés correctement de prendre la valeur de ses voisins. Les sites suivants expliquent avec plus de détails comment fonctionnent ces deux filtres et donnent des explications sur d'autres outils d'analyse scientifique d'images [6], [8], [7], [9], [15].

La troisième méthode est de faire un code assez flexible pour ignorer les impuretés.

2.3.2 Résultats

Pour répondre à la question de l'uniformité de la déformation, plusieurs techniques ont été utilisées pour mesurer l'épaisseur des couches dans nos échantillons. Avant de passer à l'analyse de ces mesures il est important de comprendre comment elles ont été réalisées, leur fiabilité, leurs avantages et inconvénients. La section suivante a pour but de détailler ces méthodes de mesures.

Méthodes de mesures

La première méthode que nous avons utilisée mesure l'épaisseur d'une couche directement à l'aide du microscope 3D. En effet, le microscope 3D permet de prendre des mesures directement sur une image à l'aide d'outils intégrés. Ces outils n'ont rien d'automatique, il n'y a pas d'algorithme derrière qui permet de calculer directement l'épaisseur d'une couche. Par contre, l'opérateur peut superposer des repères géométriques à l'image réalisée par le microscope et il est possible de prendre des mesures directement sur ces repères géométriques. Par exemple, pour les trois couches, nous avons placé des droites parallèles entre elles sur l'interface des couches puis nous avons mesuré l'écart entre les droites. Le résultat de cette opération est visible sur la Fig.2.22.



FIGURE 2.22 – Mesure à l’aide du microscope 3D

Il ne faut pas oublier que le placement des droites est un choix arbitraire de l’opérateur et est donc la précision est très variable d’une mesure à l’autre. D’autre part, mesurer cette distance à l’aide de droites parallèles suppose l’uniformité de la déformation au travers d’une couche, or c’est la question à laquelle on veut répondre. Une contrainte supplémentaire avec cette méthode est qu’elle n’est possible que pour des échantillons présentant des couches qui, à vue d’œil, semblent d’épaisseur constantes. Par exemple, pour le 9 couches il est impossible de placer des droites qui suivent l’interface d’une couche. Cette méthode est donc de moins en moins efficace à mesure que des instabilités apparaissent or c’est justement ce cas qui nous occupe. Il n’empêche que cette mesure peut donner un premier aperçu sur l’uniformité de la déformation globale. Cette méthode nous a permis de calculer une réduction globale pour le tri couches de 45%, en considérant des épaisseurs de départ $2h_{in} = 1600 \mu m$ idéalisées et des épaisseurs finales $2h_{out}$ mesurée au microscope. Les réductions pour chaque couche gravitent autour de cette valeur. Nous pouvons donc affirmer qu’à l’endroit de la mesure une déformation uniforme des couches a bien eu lieu.

Pour éliminer le choix arbitraire de l'opérateur et l'hypothèse que les couches sont parallèles sur toute leur longueur, la deuxième méthode a été développée. L'objectif était d'avoir une mesure de l'épaisseur d'une couche pour tout x le long de notre échantillon. Cet objectif a pu être atteint grâce aux images segmentées. L'image segmentée a été traitée sous forme de matrice contenant des 0 et 1. Dans cette matrice, la première ligne reprend les valeurs de la première ligne de pixels. Nous avons donc pu calculer combien de 1 ou 0 consécutifs nous avons et déterminer ainsi l'épaisseur de la couche pour cette ligne de pixels. Cette épaisseur est encore exprimée en nombre de pixels mais il est facile de la convertir en $[\mu m]$ en connaissant le nombre $[\mu m]/pixel$.

Résultats

Sur base d'une mesure de l'épaisseur des couches pour tout x le long des échantillons, nous avons produit plusieurs autres résultats :

- L'épaisseur moyenne,
- l'épaisseur moyenne mobile,
- la fonction de distribution cumulative de l'écart avec la moyenne
- une analyse de Fourier du signal produit par l'épaisseur moyenne mobile.

Commençons par l'épaisseur moyenne. L'objectif de cette valeur est le même que précédemment. Elle permet de savoir si dans sa globalité toutes les couches se sont déformées d'un même rapport de réduction. Les épaisseurs moyennes obtenues sont reprises dans la Table récapitulative des résultats Table 2.4. Nous y retrouvons, dans la colonne \bar{h}_z les épaisseurs moyennes, et le rapport de réduction associé dans la colonne $\rho[\%]$. Ce rapport de réduction est calculé sur base d'une valeur idéalisée des épaisseurs de dépôts. Ces valeurs sont respectivement de $400\mu m$ pour l'aluminium et de $800\mu m$ pour celles de fer.

Nous analysons d'abord les résultats pour le tri couches. Pour cet échantillon, nous pouvons observer une réduction similaire entre la couche Al1 et celle de Fe. En revanche, la couche Al2 semble s'être plus déformée que les deux autres. Cette différence est attribuable au traitement thermique. En effet, ce dernier crée une couche d'oxyde sur la surface extérieure de notre

échantillon. Cette couche d'oxyde est très fragile et n'adhère pas bien à la résine de la praline. Elle vient donc s'arracher lors du prépolissage. Du côté où les grains du papier SIC sortent de l'échantillon donc que d'un seul côté. Ici en l'occurrence les grains sortaient par la face extérieure de la couche Al2 et ont arraché une partie de la matière avec eux. Une autre explication est que la segmentation n'as pas été réalisée correctement. On peut donc conclure que pour le tri couches la déformation globale est uniforme.

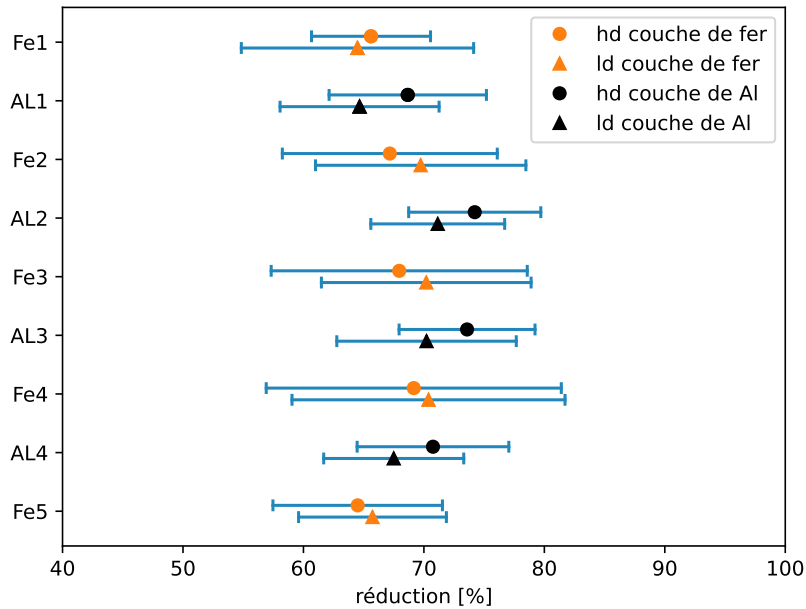


FIGURE 2.23 – Réduction de chaque couche avec leur percentile 95%, hd est l'acronyme de *high definition* et ld est l'acronyme de *low definition*

Analysons maintenant les résultats pour le 9 couches. Pour cet échantillon, les valeurs d'épaisseurs initiales sont les suivantes :

- Pour les couches d'aluminium la moyenne des deux épaisseurs finales du tri couches est utilisé
- Pour les couches Fe1 , Fe3 et Fe5 la valeur idéalisée de $300\mu\text{m}$ est utilisée.
- Pour les couches Fe2 et Fe4 la valeur mesurée de $464\mu\text{m}$ est utilisée.

Ici aussi les déformations globales restent proches les unes des autres. Nous pouvons constater que bien que les réductions des couches de fer sont légèrement inférieures à celles d'aluminium.

Quoi qu'il en soit, même si l'épaisseur moyenne peut nous permettre de dire que les réductions globales des couches sont les mêmes elle ne nous permet pas d'affirmer que localement elles le sont.

C'est pour cette raison qu'une analyse de l'épaisseur moyenne locale le long de l'échantillon a été effectuée. Nous avons nommé cette moyenne la moyenne mobile en x . Plus précisément, cette moyenne mobile consiste en une évaluation locale sur une tranche de n pixels de l'épaisseur moyenne. L'image est subdivisée en segments de n pixels de large sur laquelle l'épaisseur moyenne des couches est évaluée. Par exemple, sur la Figure 2.24, nous observons la variation de cette moyenne mobile autour de la moyenne pour une couche de fer dans le 9 couches. Ce graphe permet d'obtenir une visualisation de l'uniformité de la déformation par rapport à la réduction moyenne de cette couche.

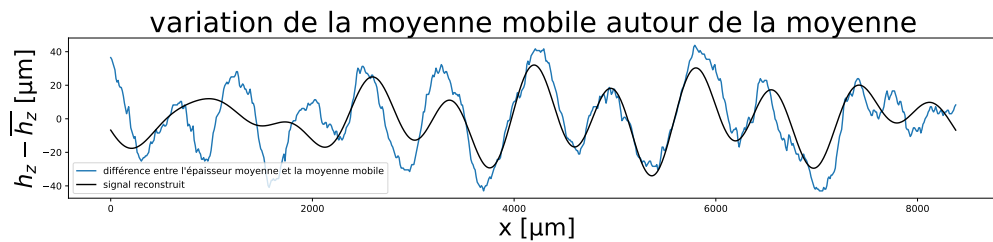


FIGURE 2.24 – signal dans le domaine fréquentiel

En voyant les graphes de la moyenne mobile, deux questions supplémentaires se posent. D'une part, nous pouvons observer qu'à chaque fois la variation semble former un signal périodique. La question se pose donc de savoir quelles sont les longueurs d'onde principales de ce signal. D'autre part sur base du graphe de la Figure 2.24 il est par exemple difficile d'estimer le 90ème centile de la variation de l'épaisseur autour de la moyenne d'une certaine couche. Est-il possible d'arranger les données pour rendre cette information visible au premier coup d'oeil ?

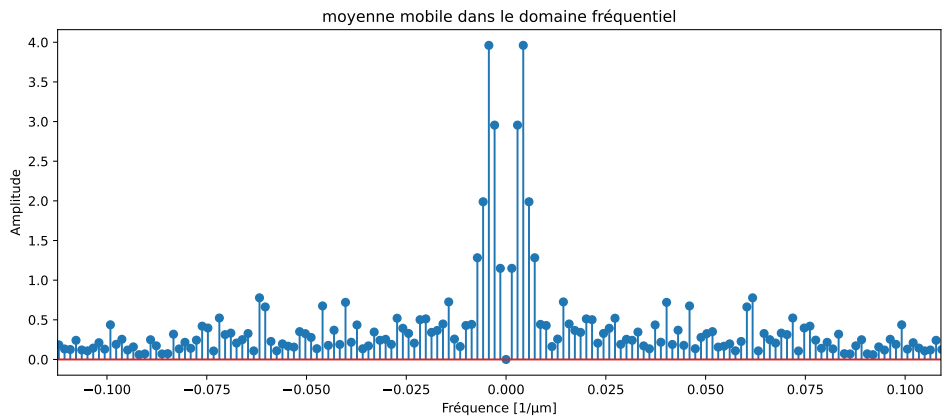


FIGURE 2.25 – signal dans le domaine fréquentiel

Pour répondre à ces questions, deux outils ont été utilisés. Une analyse de Fourier sur les signaux qui permet d’obtenir les longueurs d’onde principales des signaux. Et la fonction de distribution cumulative.

L’analyse de Fourier permet de décomposer un signal en une somme de sinus de fréquences déterminées. Pour ce faire, le signal est passé dans le domaine fréquentiel, ce qui nous permet d’identifier les longueurs d’onde les plus importantes. Par exemple, la Figure 2.25, représente la variation de la moyenne mobile autour de la moyenne d’une couche de fer une fois transposé dans le domaine fréquentiel. Ce signal est composé du même nombre de fréquences que le nombre d’échantillons dans le domaine initial du signal.

L’objectif que nous essayons d’atteindre avec cette analyse de Fourier, est d’identifier les longueurs d’onde que nous avons pu observer sur la figure 2.24. Pour ce faire, il suffit de trouver les fréquences les plus importantes grâce à notre transformation vers le domaine fréquentiel de notre signal et de calculer leur inverse. Nous avons décidé de garder uniquement les 3 longueurs d’onde les plus importantes. Les Figures 2.26, 2.27 et 2.28, nous permettent d’observer l’influence du nombre de fréquences retenues sur la qualité d’approximation du signal reconstruit dans son domaine initial. Ces 3 images retiennent respectivement 1, 5 et 10 fréquences. Un récapitulatif des 3 fréquences retenues par couches est disponible dans le Table 2.4 dans la colonne

λ_x . Parmi ces fréquences, la plus importante a été mise en évidence.

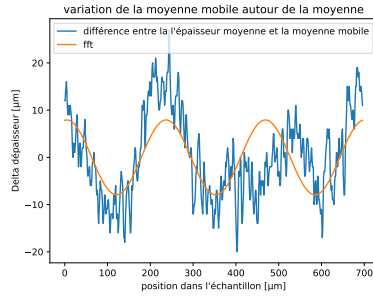


FIGURE 2.26 –

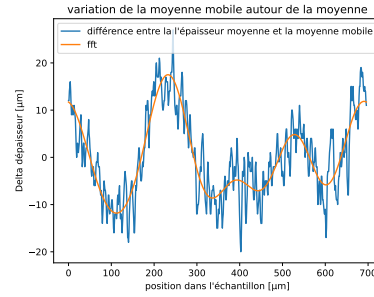


FIGURE 2.27 –

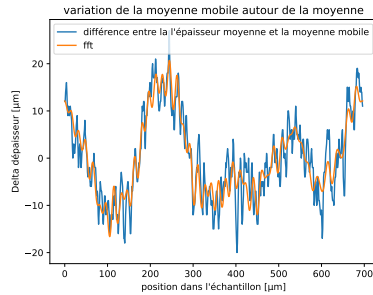


FIGURE 2.28 –

Le résultat pour le signal de la Figure 2.24 est donné dans la Figure 2.29.

A la lecture de ce tableau, nous pouvons tirer plusieurs conclusions. Tout d'abord, nous pouvons observer que deux longueurs d'onde reviennent régulièrement, $209 [\mu m]$ et $84 [\mu m]$. La valeur $72 [\mu m]$ étant assez proche de $84 [\mu m]$ nous avons décidé de ne pas les différencier. Les longueurs d'onde en deviennent donc symétriques autour de la couche **Fe3** ce qui nous conforte dans nos résultats. A part l'ordre de grandeur des longueurs d'onde qui sont similaires, il n'y a aucun lien apparent entre les longueurs d'onde dans le tri couches et celles observées dans le 9 couches. Cependant nous avons tout de même trouvé un lien sans explication physique à ce jour. En effet, la longueur d'onde du tri couches multipliée par le rapport des hauteurs de couches avant et après laminage du 9 couches donne approximativement $84 [\mu m]$.

$$\lambda_{x,A11,3c}(1 - \rho_{9c}) \approx \lambda_{x,A14,9c}$$

Une deuxième conclusion que nous pouvons tirer de cette Table 2.4, concerne les valeurs des percentiles 90% normalisés par les épaisseurs des

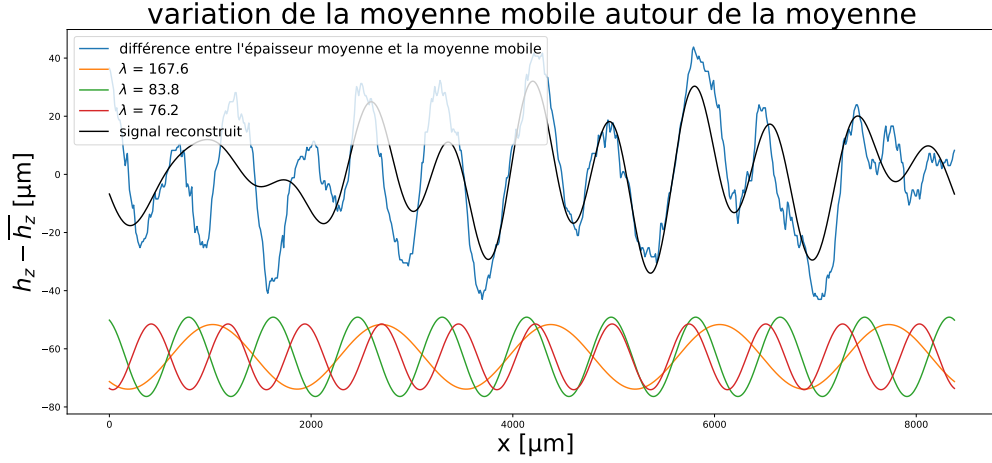


FIGURE 2.29 – décomposition du signal en ses sinus les plus importants

3 couches	h_z	ρ [%]	$P_{0.9}$ [e^3]	λ_x [μm]
Al1	234	41	30	728 - 243 - 182
Fe	464	42	33	364 - 243 - 182
Al2	201	49	70	728 - 364 - 243
9 couches	h_z	ρ [%]	$P_{0.9}$ [e^3]	λ_x [μm]
Fe1	114	66	140	837 - 267 - 209
Al1	68	69	200	837 - 418 - 75
Fe2	152	67	270	209 - 84 - 75
Al2	56	74	210	837 - 209
Fe3	106	68	330	167 - 84 - 75
Al3	57	73	210	279 - 209 - 167
Fe4	144	69	380	279 - 209 - 84
Al4	63	71	220	209 - 84 - 75
Fe5	117	65	200	418 - 279 - 209

TABLE 2.4 – Table des résultats

couches ($P_{0.9}$). Nous pouvons observer que ces valeurs restent assez constantes au travers des couches d'aluminium du 9 couches et ont augmenté substantiellement par rapport au tri couches. Or nous étions arrivés à la conclusion que le tri couches ne présentait pas d'instabilités et s'était déformé uniformément. Une augmentation de cette valeur indique donc un accroissement

des instabilités dans cette couche. Les instabilités sont donc équivalentes dans toutes les couches d'aluminium. Au contraire, une grande variabilité peut être observée dans les couches de fer. De plus, à l'exception des deux couches extérieures, qui semblent s'être déformées plus uniformément, toutes les autres sont plus instables que les couches d'aluminium, allant jusqu'à des valeurs proches de deux fois plus grandes pour $P_{0.9}$. Contrairement à ce à quoi nous aurions pu nous attendre, les couches de dureté plus faibles (Fe1, Fe3 et Fe5) ne sont pas plus résilientes aux instabilités que les autres, en particulier Fe5. Nous pouvons arriver à la même conclusion en regardant non pas juste le $P_{0.9}$ mais la fonction entière de la distribution cumulative des écarts normalisés. A nouveau, nous observons que toutes les couches d'aluminium se comportent de la même manière, alors que les couches de fer, elles, vont d'un extrême à l'autre en passant par des comportements similaires aux couches d'aluminium.

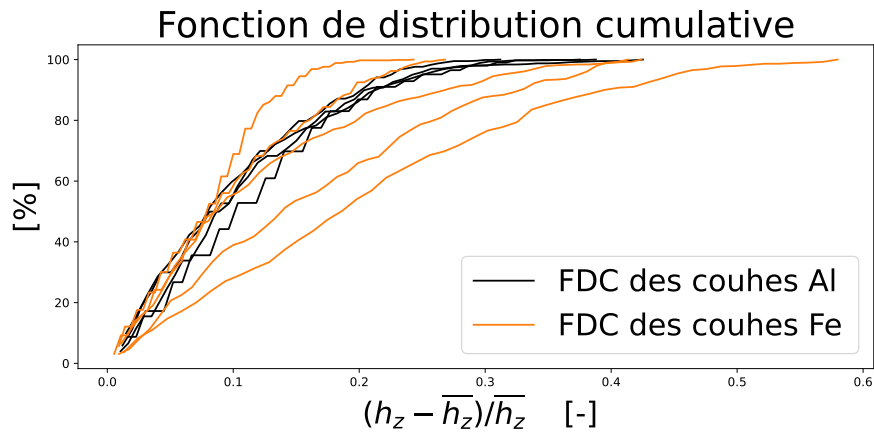


FIGURE 2.30 –

Nous pouvons également nous pencher sur la valeur élevée de $P_{0.9}$ pour la valeur de Al2 dans les trois couches. Cette valeur du percentile 90% normalisé par l'épaisseur moyenne est bien plus élevée que celle des deux autres couches. Elle indique donc que l'épaisseur dans cette couche varie approximativement deux fois plus que celle des autres couches. Cette estimation supporte l'hypothèse faite précédemment comme quoi certaines parties de la surface extérieure ont été arrachées lors de la phase de prépolissage. En effet, si certaines parties de la couche se sont détachées de manière irrégulière, il est

normal que notre épaisseur varie plus dans cette couche que dans les autres qui n'ont pas subi ce phénomène.

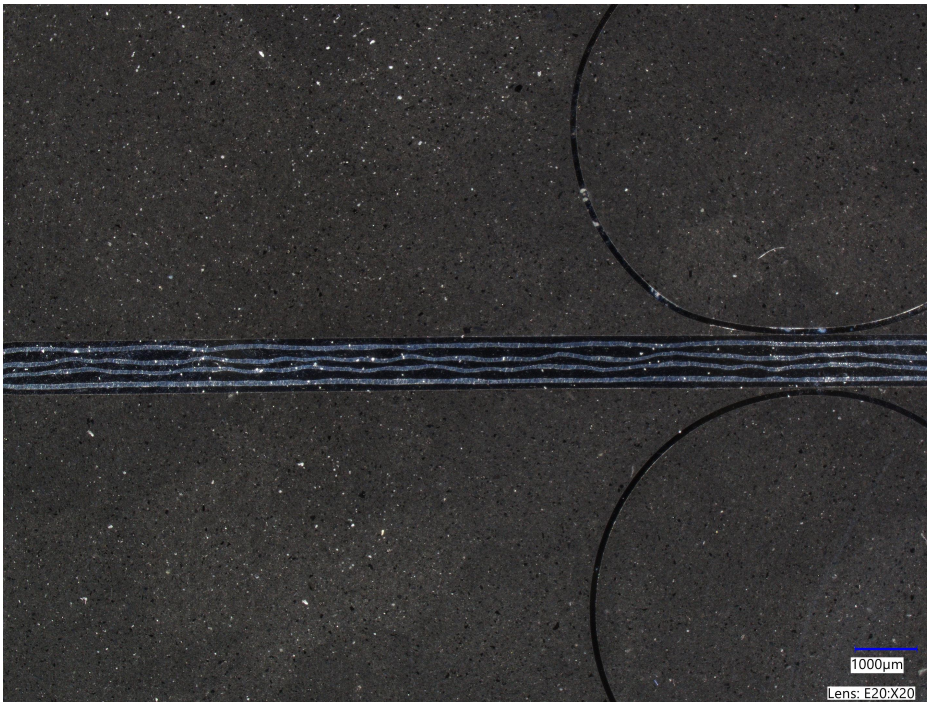


FIGURE 2.31 – Image de basse résolution

Dans le mode opératoire, l'accent a été mis sur la nécessité de travailler avec une image de haute résolution obtenue par stitching, mais cette image de haute résolution est-elle vraiment utile et pour quels résultats le serait-elle ? Pour répondre à cette question, la Figure 2.31 a été prise sur le même échantillon 9 couches, dans les mêmes conditions de polissage, sous un éclairage différent, et avec un agrandissement qui permet de voir tout l'échantillon en une seule image. Après beaucoup d'efforts pour parvenir à une segmentation, nous avons obtenu la Figure 2.32. Nous avons ensuite compilé tous les résultats comme précédemment et les avons présentés dans la Table 2.5 sauf pour les valeurs de réductions qui sont présentées directement sur la Figure 2.23



FIGURE 2.32 – Image de basse résolution après segmentation

9 couches	h_z	$P_{0.9} [e^3]$	$\lambda_x [\mu m]$
Fe1	117	270	1516 - 505 - 303
Al1	76	187	1516 - 505 - 253
Fe2	140	288	303 - 253 - 189
Al2	62	193	253 - 216 - 189
Fe3	98	292	167 - 84 - 75
Al3	64	251	1516 - 253 - 189
Fe4	137	383	252 - 189 - 152
Al4	70	180	1516 - 89 - 80
Fe5	113	179	758 - 253 - 189

TABLE 2.5 – Table des résultats

Globalement, nous pouvons conclure qu'il est donc indispensable d'analyser des images en haute résolution. En effet, cette image en basse résolution (Figure 2.32) est totalement inutilisable, aucune des observations que nous avons faites pour les résultats en haute résolution n'a encore du sens avec les valeurs de la Table 2.5 . Que ce soit les longueurs d'onde, les valeurs de percentiles normalisés ou encore les épaisseurs moyennes, aucune de ces valeurs ne reste fiable après toutes les modifications que l'image a subies pour être segmentée.

Chapitre 3

Modèle numérique

Ce chapitre présente une simulation du laminage par éléments finis réalisée à l'aide d'Abaqus. L'objectif de ce modèle est tout d'abord d'avoir un outil qui nous permet de mesurer les efforts internes subis par le lopin. Un objectif secondaire est qu'il puisse être utilisé pour prédire le comportement cristallin en plasticité dans les différentes couches. Au terme ce travail un modèle qui permet prédire les effort subi lors du laminage de les comparer à l'hypothèse de compression plane faite dans l'introduction .

3.1 Fonctionnement du modèle

Sans rentrer dans les détails de ce modèle numérique, nous pouvons le décomposer en 3 grandes étapes. Ces étapes permettent la convergence de la simulation vers une solution qui se rapproche au mieux de la réalité. Parmi ces 3, étapes c'est la dernière qui est la plus importante et qui nous permet d'obtenir une solution stable et stationnaire. Pour rester cohérent avec les notations utilisées dans Abaqus, les étapes sont appelées des *Steps*, le maillage est appelé *Mesh* et le repère cartésien change par rapport au reste du manuscrit U_1, U_2, U_3 correspondent ici à $e_x, e_z, -e_y$ respectivement.

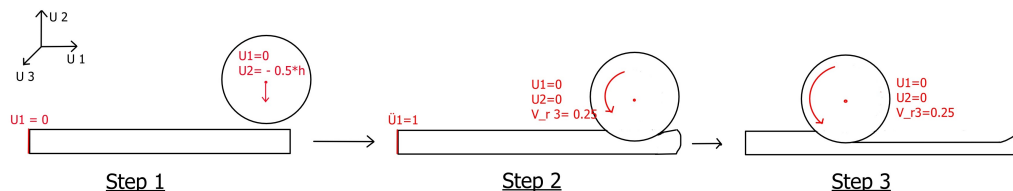


FIGURE 3.1 – schéma descriptif des 3 étapes du modèle

Le premier *Step* du modèle consiste à mettre en contact le rouleau avec le lopin de matière. Le rouleau qui au temps zéro est légèrement au-dessus du début du lopin vient descendre à vitesse constante pour écraser le lopin. Il va descendre jusqu'à atteindre la position qui permet d'obtenir le rapport de réduction voulu.

Le second *Step* maintient le rouleau dans sa position basse et vient l'amener d'une vitesse de rotation nulle à la vitesse de rotation finale de notre rouleau. De plus, afin d'assurer qu'au début de ce *Step* le lopin est correctement entraîné par les frottements, un déplacement à vitesse constante peut être imposé à la face la plus éloignée des rouleaux. Cette face est parallèle au plan U_2, U_3 et est surlignée en rouge sur le schéma de la Fig. 3.1. Pour les deux tailles de rouleau analysé par la suite cette contrainte supplémentaire n'est pas nécessaire pour que la simulation fonctionne bien, mais elle peut être utile pour certaines dimensions de rouleau. Elle ajoute une forme de robustesse au modèle.

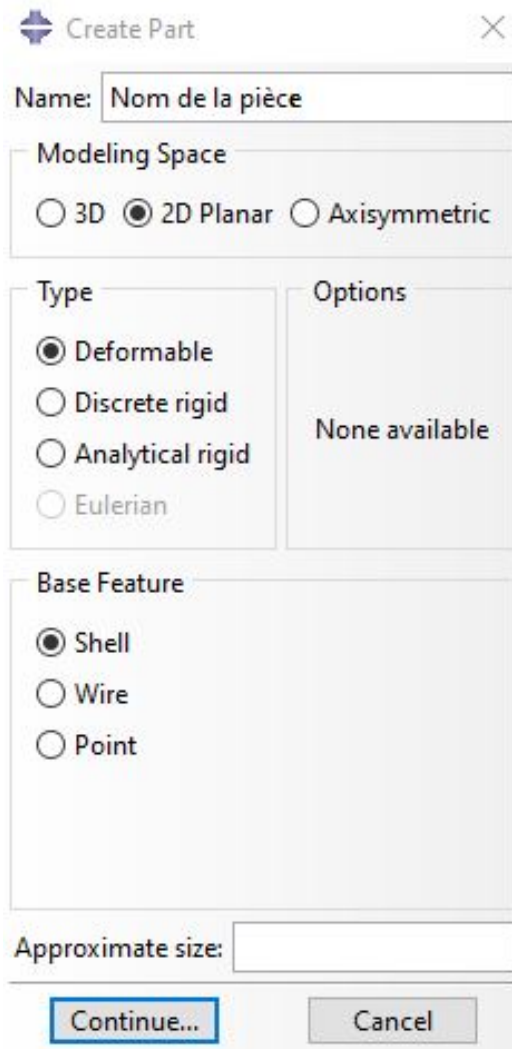
Le dernier *Step*, en plus de maintenir le rouleau en position basse, la vitesse finale du rouleau au *Step 2* est maintenue constante. Une fois les solutions obtenues stationnaires et stables, nous avons une simulation du laminage à proprement parler. Bien qu'au début de cette étape le laminage soit impacté par les perturbations induites par les deux premières, vers la fin de cette étape on obtient une solution qui ne varie plus en e_x .

3.2 Détails sur certains paramètres

Pour cette section, la source majeure est la documentation Abaqus qui contient des instructions pratiques pour manipuler la CAE, des tutoriels et exemples, la théorie derrière les simulations et d'autres ressources utiles à une compréhension de l'outil [3].

3.2.1 Les pièces

Dans une simulation numérique, définir correctement les pièces qui interagissent est primordial. Cette définition passe par un nombre important de paramètres qui vont établir les règles d'interactions des différentes pièces. Cette section passe en revue les étapes les plus importantes de la création des pièces pour définir correctement notre modèle.



Création d'une pièce, lors de la création d'une pièce dans la CAE d'Abaqus, cette petite fenêtre apparaît. En raison de la géométrie du laminage, une pièce 2D suffit à modéliser le comportement d'une section loin des bords du lopin laminé. Pour ce lopin nous avons également sélectionné une pièce de type déformable. Au contraire, pour le rouleau de laminoir, l'hypothèse a été faite qu'il ne se déforme pas. Nous avons donc opté pour une pièce du type rigide discrète. Une fois la pièce créée, elle peut être partitionnée. Nous avons, par exemple, utilisé l'outil de partition pour séparer notre lopin en différentes couches. Ce qui nous a permis, par la suite, de leur assigner des propriétés des matériaux différentes.

Création d'un *Mesh* Le mesh a une influence majeure sur les résultats obtenus mais également sur le temps nécessaire pour les obtenir. L'influence que le mesh peut avoir sur la durée de compilation des résultats est principalement liée au raffinement du maillage. Le raffinement du maillage désigne la taille des éléments quadratiques et donc le nombre d'éléments pour lesquels il faut compiler des résultats. Raffiner le maillage, outre le temps de compi-

lation qui augmente, permet d'avoir des résultats plus précis. Pour notre cas, nous avons utilisé une taille d'éléments correspondant à 5% de l'épaisseur initiale du lopin. Un second paramètre très important pour avoir des résultats corrects est la famille d'éléments sélectionnés. Par exemple, les éléments quadratiques *plane stress* font l'hypothèse que les contraintes sont planes donc que $\sigma_{yy} = \sigma_{xy} = \sigma_{zy} = 0$. Or pour le laminage, nous sommes plus dans des conditions de *plane strain*. Pour une configuration en *plane strain*, les tenseurs des déformations et tenseurs des contraintes ont la forme suivante :

$$\epsilon_{i,j} = \begin{pmatrix} \epsilon_{xx} & \epsilon_{xy} & 0 \\ \epsilon_{yx} & \epsilon_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}, \text{ et } \sigma_{i,j} = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & 0 \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_{zz} \end{pmatrix} \quad (3.1)$$

Ce tenseur des déformations correspond bien à la physique des déformations qu'on retrouve dans un laminoir. Comme expliqué dans les notes du cours de fabrication mécanique [25], deux raisons mènent à une déformation plane. D'une part, si la largeur du lopin est beaucoup plus grande que son épaisseur les frottements qui empêchent la déformation selon l'axe e_y sont beaucoup plus importants que ceux dans la direction e_x . Ce qui contraint les déformations à la direction e_x . D'autre part, la déformation dans la direction e_y est contrainte par la partie en amont du lopin qui devrait s'élargir de la même manière alors que la direction e_x est libre de s'allonger. Ce qui à nouveau favorise la déformation dans cette direction.

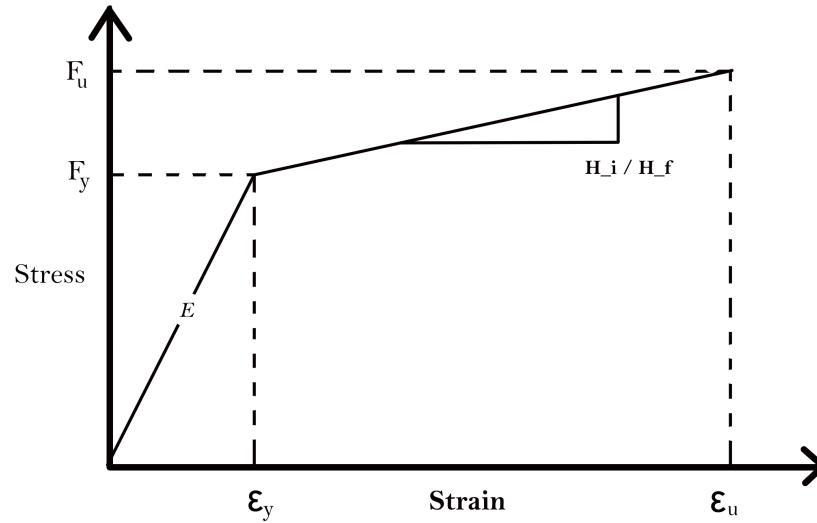


FIGURE 3.2 – modèle bilinéaire

Materials pour modéliser le fer et l’aluminium nous avons opté pour un modèle bilinéaire en traction uniaxiale. Nous avons donc modélisé les parties élastiques des déformations par des droites avec des pentes correspondantes à nos modules de Young et qui s’arrêtent aux limites d’élasticité. En prenant les valeurs renseignées dans la section 2.1.1 nous avons la première partie de notre courbe. Les parties plastiques ont elles aussi été modélisées par des droites. Elles sont caractérisées par leur point de départ qui assure la continuité du modèle et une pente. La pente de la partie plastique des déformations est donnée par le rapport de dureté avant et après laminage. Les valeurs utilisées sont celles mesurées directement sur nos échantillons.

Steps Comme introduit précédemment, cette simulation comprend 3 *Steps*. Lors de la création de ces steps, le choix de la procédure de calcul des résultats est une étape importante. Nous avons utilisé dans tous les steps une procédure dynamique implicite générale . D’autres options sont possibles mais comme c’est expliqué dans la documentation [1], [2], [3],[4],[5],.

Bien que nous soyons dans une situation d’analyse des contraintes et dé-

formations statiques c'est bien une procédure dynamique implicite qu'il faut utiliser. Par ailleurs, cette documentation Abaqus fournit un certain nombre d'exemples de simulations de laminages qui sont toutes réalisées avec cette même procédure. Dans la suite du processus de création d'une steps nous avons changé les valeurs par défauts d'un certain nombre d'autres paramètres tel que **NLgeom**. Ce paramètre quand il est activé, permet de prendre en compte les effets non linéaires sur la géométrie des grandes déformations.

Name: rolling
 Type: Dynamic, Implicit
 Basic Incrementation Other
 Type: Automatic Fixed
 Maximum number of increments: 10000
 Increment size: Initial 1E-05 Minimum 1E-08
 Maximum increment size: Analysis application default Specify: 0.05

Figure 3.2.1 paramètres d'incrémenta-tion des steps

Nous avons donc activé ce paramètre au vu des déformations subies lors d'un laminage. Nous avons aussi modifié les paramètres liés aux incréments dans le temps. Nous avons gardé ses paramètres constants pour tous les steps et aux valeurs indiquées sur la figure 3.2.1. Pour permettre une convergence dans un cas avec des déformations aussi importantes que celles que nous avons, nous avons du réduire la taille minimum d'un incrément et augmenter le nombre d'incrément maximum.

La dernière modification que nous avons apportée par rapport aux paramètres par défaut est le *Time Integrator parameter* aussi appelé *Numerical damping control parameter*, α . Sa valeur a été mise à -0.05. Cette valeur est censée être la valeur par défaut mais une série des tests montre que forcer la valeur α nous permet d'obtenir une simulation plus robuste qui converge mieux [1].

Conditions frontières (BC) Les conditions frontières sont la clé qui permet de résoudre par élément fini les équations de déformations des matériaux. Ces contraintes vont régir le comportement des différentes pièces de l'assemblage au cours des différents steps. Dans la section suivante, les conditions frontières utilisées pour obtenir les résultats présentés dans la suite seront expliquées et détaillées. Un total de 7 BC ont été utilisées au travers de 3 steps.

BC-1 La première condition frontière s’applique au point de référence du rouleau. Pour les pièces rigides, il faut définir un point de référence. Ce point permet de contrôler les mouvements de toute la pièce. Cette première condition frontière s’applique donc indirectement à toute la pièce et bloque tout mouvement du point de référence dans la direction U_1 (e_x).

BC-2 s’applique à toute la face verticale à l’extrême gauche du modèle (la face en rouge dans la Figure 3.1). Elle contraint cette face à rester immobile durant la Step1 . Une contrainte sous forme d’équation a également été appliquée à cette face. A l’aide d’un noeud de référence sur cette face, l’équation impose que tous les noeuds de cette face se déplacent de la même manière dans la direction e_x .

BC-3 Cette condition frontière s’applique à tous les noeuds du maillage qui forme la face inférieure du lopin. Elle assure un plan de symétrie en imposant $U_2 = U_{R3} = U_{R2} = 0$ avec U_{R2} désignant la rotation selon l’axe 2. Cette condition permet à elle seule de diviser par 2 la complexité du problème ce qui résulte en un temps de compilation grandement réduit.

BC-4 La quatrième condition frontière s’applique, elle aussi, au point de référence du rouleau de laminage. Cette condition s’assure que le rouleau ne tourne pas. Il est évident que cette condition n’est pas active dans tous les Steps.

BC-5 Cette condition s’applique au point de référence du rouleau de laminage et impose un déplacement Δh . Une fois ce déplacement effectué dans la Step1 cette condition permet de maintenir le rouleau en position basse et d’effectuer la réduction voulue.

BC-6 Cette condition fait la transition entre le rouleau immobile et le rouleau à sa vitesse stationnaire. Elle s’applique donc au point de référence du rouleau et contraint le rouleau à accélérer linéairement vers sa vitesse de rotation finale.

BC-7 La dernière condition frontière s’applique au point de référence du rouleau et assure une vitesse de rotation constante de celui-ci.

Une condition frontière peut être ajoutée pour assurer que la Step2 se réalise correctement. Comme mentionné dans la section 3.1, imposer un déplacement de la face rouge durant le Step2 rend le modèle plus robuste et est nécessaire pour certaines configurations de réductions.

Boundary Condition Manager

	Name	Initial	init contact	rolling	rolling steady
✓	BC-1		Created	Propagated	Propagated
✓	BC-2		Created	Deactivated	
✓	BC-3		Created	Propagated	Propagated
✓	BC-4		Created	Deactivated	
✓	BC-5		Created	Propagated	Propagated
✓	BC-6			Created	Deactivated
✓	BC-7				Created

FIGURE 3.3 – Boundary condition manager

Ces conditions frontières ne sont pas actives pendant tous les steps. La Figure 3.3 indique quels BC sont actives pour chaque step. Par exemple BC-6 BC-7 imposent une contrainte de rotation différente sur le point de référence du rouleau et ne peuvent pas contraindre la même chose de deux manières différentes en même temps. La Figure 3.3 indique quels BC sont actives quand. Dans cette image, init contact , rolling et rolling steady correspondent respectivement au Steps 1 ,2 et 3 de la figure 3.1 .

3.3 Analyse de l'influence du cisaillement sur les contraintes et déformations

Dans l'introduction, à l'aide du modèle des tranches, nous avons fait l'hypothèse que le laminage pouvait être approximé par compression plane d'un composite sandwich. Nous avons aussi été critiques par rapport à ce modèle qui ne prend pas en compte le cisaillement induit par le frottement des rouleaux qui permettent d'entraîner la plaque. Cette section va illustrer les différences entre ce modèle et ce qui a été calculé par la simulation.

Tout d'abord, la répartition des contraintes σ_{zz} , dans le cas du modèle de compression plane, était uniforme dans toute l'épaisseur d'une tranche. Sur la Figure 3.4, nous pouvons observer qu'en effet cette condition n'est pas trop mal respectée et que d'un point de vue des contraintes σ_{zz} le modèle des tranches est une bonne approximation pour un grand rapport $\epsilon_r = \frac{R}{h_{in}}$. En revanche, pour un $\epsilon_r = 11.2$ cette hypothèse des contraintes constantes dans la direction z n'est pas aussi bien respectée.



FIGURE 3.4 – σ_{zz} dans la section d'un 9 couches en cours de laminage, $\epsilon_r = 112$

[H]

Pour mieux voir les contraintes de cisaillement induites lors du laminage nous avons représenté σ_{xz} durant le laminage d'un mono couche avec $\epsilon_r = 112$. Sur la Figure 3.5, le spectre de couleur représente une contrainte de cisaillement positive pour le rouge, neutre en vert et une contrainte de cisaillement négative en bleu. Nous pouvons y observer un point neutre qui est le point où les forces de frottement changent de directions et le cisaillement y est donc nul. Cette Figure nous permet aussi d'observer la diminution de l'influence des contraintes de cisaillement au centre du lopin.

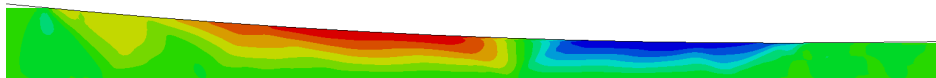


FIGURE 3.5 – σ_{xz} dans la section en cours de laminage, $\epsilon_r = 112$

3.4 Analyse de l'influence de l'épaisseur d'un multicouche

Dans cette section 6 cas différents sont analysés. Nous avons utilisé 3 types de colaminés pour 2 rapports $\epsilon_r = \frac{R}{h_{in}}$. Nous avons fait varier la taille du rayon en gardant l'épaisseur totale constante pour obtenir les deux rapports, $\epsilon_r = 112$ et $\epsilon_r = 11.2$. Les différents multicouches sont composés de respectivement 1, 2 et 5 couches pour obtenir par symétrie, un laminé pur, un tri couches et un 9 couches. Les 1, 2 et 5 couches se partagent, pour chaque cas, l'épaisseur totale équitablement. Le rapport de réduction utilisé ici reste également constant à 50% .

Le premier cas, représenté à la Figure 3.6, est le laminage d'une plaque d'aluminium pur avec le rapport $\epsilon_r = 112$. Nous pouvons observer, grâce à la déformation du maillage, que le cisaillement est plus important en surface du lopin. Ce résultat est totalement normal. En effet, de la même manière qu'un fluide dans une couche limite accélère progressivement à mesure que nous nous éloignons de la surface, les efforts de cisaillement sont de plus en plus faibles au fur et à mesure que nous nous éloignons de la surface du lopin. Sur cette Figure 3.6, est aussi représenté le PEEQ (équivalent plastic strain) qui permet de visualiser l'amplitude des déformations subies par un élément. Nous observons que la surface de ce lopin subit des déformations beaucoup plus importantes que son centre.

Le deuxième cas, représenté à la Figure 3.7, est le laminage d'un tri couches par un rouleau de rapport $\epsilon_r = 112$. La couche extérieure, comme dans nos échantillons expérimentaux, a les propriétés de l'aluminium et l'âme celles du fer. Comme pour le cas du mono couche, un cisaillement et une déformation plus élevés sont observés en surface du lopin. Nous pouvons également observer que la variation du cisaillement ne semble plus aussi continue que pour le cas précédent. Cet effet est encore plus flagrant pour le cas suivant et sera donc expliqué dans le paragraphe suivant.

Le troisième cas, représenté à la Figure 3.8, est le laminage d'un tri couches par un rouleau de rapport $\epsilon_r = 112$. Ici comme dans nos échantillons expérimentaux, la couche extérieure est une couche de fer. Comme introduit précédemment, nous pouvons observer que la déformation et le cisaillement

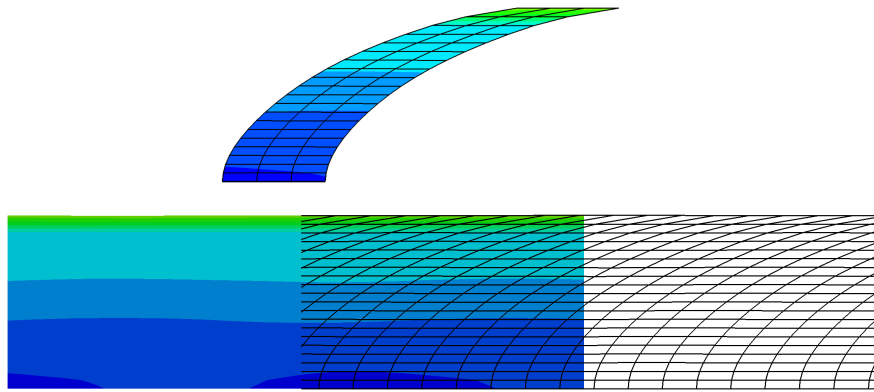


FIGURE 3.6 – PEEQ (equivalent plastic strain) dans une couche après laminage avec $\epsilon_r = 112$, échelle Fig 3.12

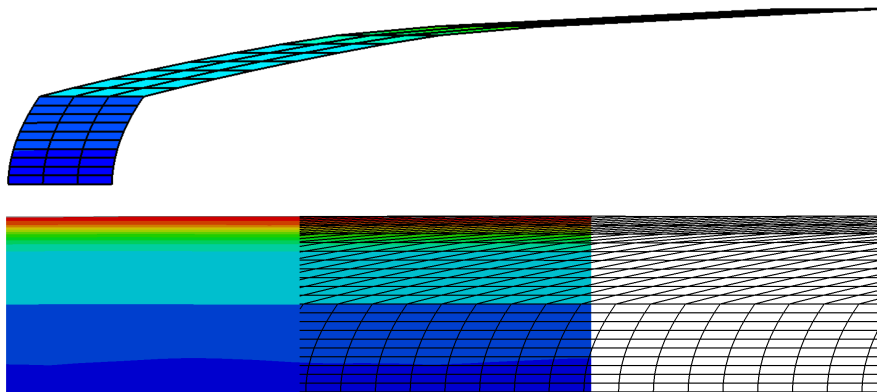


FIGURE 3.7 – PEEQ (equivalent plastic strain) dans trois couches après laminage avec $\epsilon_r = 112$, échelle Fig 3.12

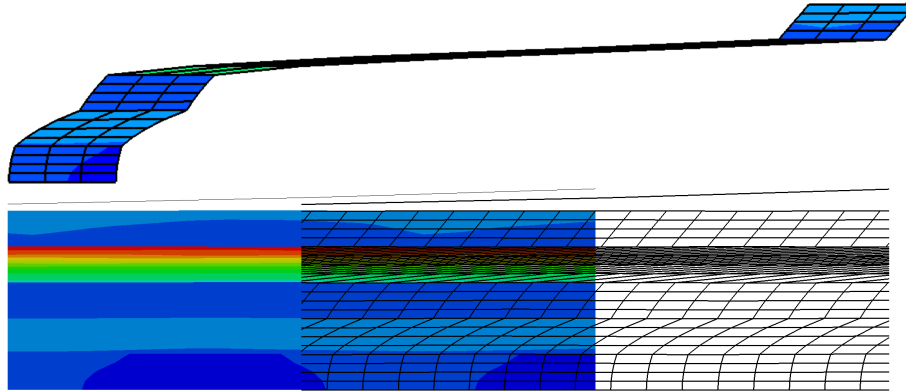


FIGURE 3.8 – PEEQ (equivalent plastic strain) dans 9 couches après laminage avec $\epsilon_r = 112$, échelle Fig 3.12

dans les couches d'aluminium sont beaucoup plus conséquents que pour les des couches de fer. Il est quand même important de noter que tant pour le fer que pour l'aluminium, le cisaillement augmente quand la couche est plus proche de la surface. Comme nous avons pu l'observer sur la Figure, 3.5, la contrainte de cisaillement induite par le contact avec les rouleaux est de plus en plus faible, à mesure que nous nous éloignons de la surface. Ce qui pour un matériau homogène se traduit par une variation de déformation continue. Dans le cas d'un matériau hétérogène, la variation des contraintes de cisaillement se comporte de la même manière. Mais le module de Young n'est pas continu au travers de l'épaisseur il est donc normal que la variation des déformations de cisaillement ne le soit pas non plus. L'aluminium ayant un module de Young plus faible, il se déforme donc plus sous une certaine contrainte que du fer. Les couches d'aluminium se déforment donc plus par cisaillement.

Les cas 4, 5 et 6 sont présentés sur les Figures 3.9, 3.10 et 3.11. Ils sont équivalents respectivement au cas 1, 2 et 3 à l'exception du rapport $\epsilon_r = 11.2$ et non plus $\epsilon_r = 112$. Toutes les observations précédentes sont aussi valables pour ces cas. De plus, une différence majeure est l'amplitude du cisaillement. Si nous comparons les valeurs maximales des déformations plastiques équivalentes, nous observons qu'une augmentation du rapport $\epsilon_r = \frac{R}{h_{in}}$ entraîne

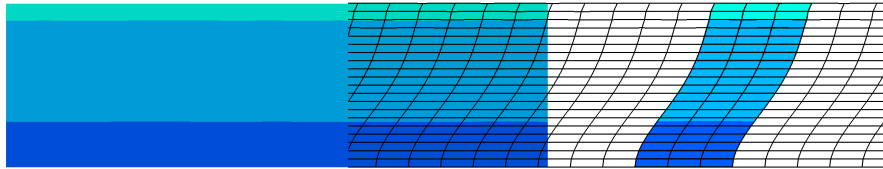


FIGURE 3.9 – PEEQ (equivalent plastic strain) dans un mono couche après laminage avec $\epsilon_r = 11.2$, échelle Fig 3.13

une augmentation de l'amplitude de PEEQ. Malgré que globalement PEEQ diminue en s'éloignant de la surface du lopin, nous pouvons observer qu'un maximum peut être présent au sein du lopin pour certaines configurations. Par exemple, la Figure 3.10 a un maximum au quart de son épaisseur.

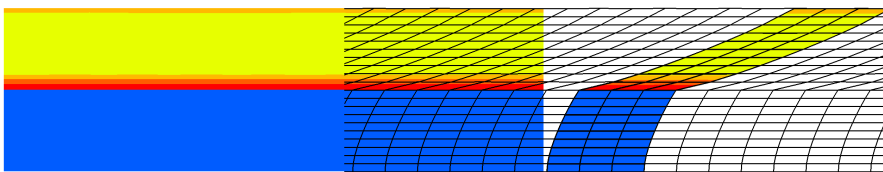


FIGURE 3.10 – PEEQ (equivalent plastic strain) dans tri couches après laminage avec $\epsilon_r = 11.2$, échelle Fig 3.13

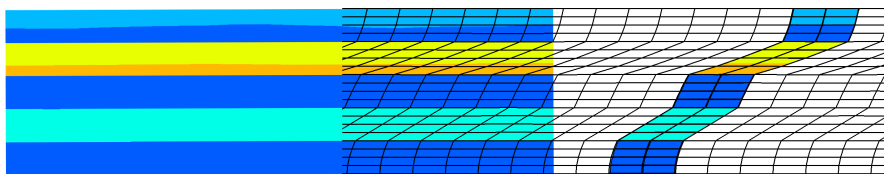


FIGURE 3.11 – PEEQ (equivalent plastic strain) dans 9 couches après laminage avec $\epsilon_r = 11.2$, échelle Fig 3.13

Pour conclure, l'hypothèse de la compression plane est respectée dans une certaine mesure. Le cisaillement induit par les frottements augmente avec le

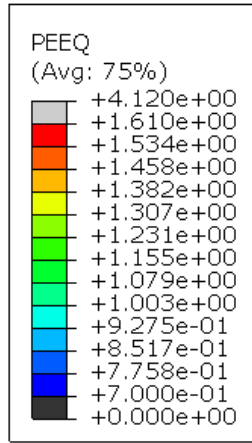
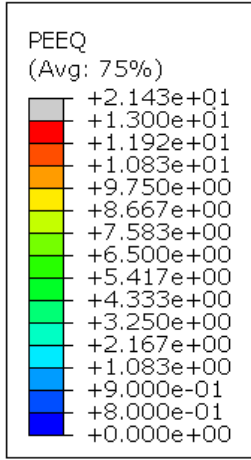


FIGURE 3.12 – Légende couleur du PEEQ (équivalent plastic strain) pour un lamine de rayon R2

FIGURE 3.13 – Légende couleur du PEEQ (équivalent plastic strain) pour un lamine de rayon R1

rapport ϵ_r et est la cause la plus probable du raffinement des grains dans la microstructure. Le raffinement est donc, comme cela a pu être observé [16], plus important dans les couches d'aluminium.

Nomenclature

I_c intervalle de confiance . 1

$P_{0.9}$ 90e percentile normalisé par l'épaisseur moyenne de la couche. 1

\bar{HV} dureté de vickers moyenne . 1

\bar{h}_z épaisseurs moyennes. 1

$\Delta h = h_{in} - h_{out}$. 1

ϵ_r rapport d'écartement , $\epsilon_r = \frac{R}{h_{in}}$. 1

λ_x longueur d'onde selon x . 1

ρ rapport de réduction, $\rho = 1 - \frac{h_{out}}{h_{in}}$. 1

σ_e écart type. 1

h_{in} demi épaisseur initiale du lopin. 1

h_{out} demi épaisseur finale du lopin. 1

hd haute résolution. 1

hl basse résolution. 1

n largeur en pixels des segments d'image. 1

x direction de laminage des tôles. 1

y axe parallèle aux axes de rotation des rouleaux . 1

z direction de mesure des épaisseurs des échantillons. 1

Bibliographie

- [1] ABAQUS Analysis User's Manual (v6.6), Implicit dynamic analysis using direct integration.
- [2] ABAQUS Example Problems Manual (v6.6), 1.3.11 Flat rolling : transient and steady-state.
- [3] ABAQUS Theory Manual (v6.6),Implicit dynamic analysis.
- [4] ABAQUS/CAE User's Manual (v6.6), 14.3.2 Linear and nonlinear procedures.
- [5] ABAQUS/CAE User's Manual (v6.6),Configuring a dynamic, implicit procedure.
- [6] Deconvolution.
- [7] Particle Analysis.
- [8] Principles of Scientific Imaging.
- [9] Segmentation.
- [10] Ansys. Granta Edupack.
- [11] Michael F. Ashby. Designing Hybrid Materials. In *Materials Selection in Mechanical Design*, 4th ed. 2011.
- [12] M. Eizadjou, A. Kazemi Talachi, H. Danesh Manesh, H. Shakur Shahabi, and K. Janghorban. Investigation of structure and mechanical properties of multi-layered Al/Cu composite produced by accumulative roll bonding (ARB) process. *Composites Science and Technology*, 68(9) :2003–2009, July 2008.
- [13] Seyed Mahmoud Ghalehbandi, Massoud Malaki, and Manoj Gupta. Accumulative Roll Bonding—A Review. *Applied Sciences*, 9(17) :3627, January 2019.
- [14] Velmurugan Govindan, D Vadivel, and M Kumar. Study of Flutter Analysis on Composite Plate Structure. May 2013.

- [15] ImageJ User Guide. Process, 2012.
- [16] Guillaume Hanon, Laurent Delannay, and Loïc Malet. Texture and microstructure after roll-bonding of an Fe-Al multilaminate. *not published*.
- [17] Huy Le Dang. Modélisation simplifiée des processus de laminage. 2013.
- [18] Zhichao Luo, Qiang Zhang, Xiangyu Ma, and Gaohui Wu. Microstructure evolution process of Ferro-Aluminum based sandwich composite for electromagnetic shielding. *Micron*, 64 :34–38, September 2014.
- [19] Rodney J. McCabe, Thomas J. Nizolek, Nan Li, Yifan Zhang, Daniel R. Coughlin, Cody Miller, and John S. Carpenter. Evolution of microstructures and properties leading to layer instabilities during accumulative roll bonding of FeCu, FeAg, and FeAl. *Materials & Design*, 212 :110204, December 2021.
- [20] M. A. Meyers, A. Mishra, and D. J. Benson. Mechanical properties of nanocrystalline materials. *Progress in Materials Science*, 51(4) :427–556, May 2006.
- [21] T. Nizolek, N. A. Mara, I. J. Beyerlein, J. T. Avallone, J. E. Scott, and T. M. Pollock. Processing and Deformation Behavior of Bulk Cu–Nb Nanolaminates. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 3(6) :470–476, December 2014.
- [22] E.J. Pavlina and C.J. Van Tyne. Correlation of Yield Strength and Tensile Strength with Hardness for Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 17(6) :888–893, December 2008.
- [23] Sandra. Physical vapor deposition (PVD), October 2021.
- [24] P. H. Shingu, K. N. Ishihara, A. Otsuki, and I. Daigo. Nano-scaled multilayered bulk materials manufactured by repeated pressing and rolling in the Cu–Fe system. *Materials Science and Engineering : A*, 304-306 :399–402, May 2001.
- [25] Aude Simar and Laurent Delannay. *Fabrication Mécanique notes de cours*. Document non publier, 2017.
- [26] Milad Talebian and Mostafa Alizadeh. Manufacturing Al/steel multilayered composite by accumulative roll bonding and the effects of subsequent annealing on the microstructural and mechanical characteristics. *Materials Science and Engineering : A*, 590 :186–193, January 2014.
- [27] ImageJ Wiki. Introduction.

- [28] ImageJ Wiki. Trainable Weka Segmentation.
- [29] Ö. Yazar, T. Ediz, and T. Öztürk. Control of macrostructure in deformation processing of metal/metal laminates. *Acta Materialia*, 53(2) :375–381, January 2005.

UNIVERSITÉ CATHOLIQUE DE LOUVAIN
École polytechnique de Louvain

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