

Université de Sherbrooke
Département de Génie Mécanique

*Développement d'un modèle par éléments finis anisotrope pour une simulation
réaliste de l'alliage de AA6082 extrudé*

Mémoire de maîtrise

Par Richard NAUD

Le 21 février 2022

Table des matières

Sommaire.....	iii
Remerciements	iv
Liste des figures.....	v
Liste des tableaux	ix
Liste des symboles.....	x
Chapitre 1 : Introduction et objectifs	1
1.1 Mise en contexte	1
1.2 Problématique	2
1.3 Objectifs.....	3
Chapitre 2 : État de l’art.....	6
2.1 Propriété de l’aluminium extrudé.....	6
2.2 Lois de comportement élastoplastiques.....	16
2.3 Loi d’endommagement	26
2.4 Conclusion de l’état de l’art	29
Chapitre 3 : Caractérisation expérimentale du AA6082-T6.....	31
3.1 Essais de traction.....	31
3.2 Essais biaxiaux	38
3.3 Essais de microdureté Vickers	43
3.4 Essais d’écrasement	49
3.5 Résumé des résultats expérimentaux.....	54
Chapitre 4 : Loi de comportement plastique.....	56
4.1 Lois de comportements anisotropes	56
4.2 Loi de comportement polynomiale d’ordre 6.....	57
4.3 Calibration des équations	58
4.4 Retour sur la loi de comportement plastique.....	64
Chapitre 5 : Simulation numérique	65
5.1 Validation de la loi de comportement	65
5.2 Simulation de l’essai d’écrasement	68
5.3 Ajustement de la courbe des essais d’écrasement expérimentaux.....	71
5.4 Retour sur les simulations par éléments finis	79
Chapitre 6 : Conclusion	81
Bibliographie	84
Annexe.....	87

Sommaire

Le présent projet est réalisé dans le cadre d'un partenariat entre l'Université de Sherbrooke (UdeS) et le Centre des Technologies de l'Aluminium du Saguenay (CNRC-CTA). L'objectif du projet est le développement d'un modèle numérique par éléments finis permettant de modéliser le comportement anisotrope de l'alliage AA6082-T6. Le modèle à développer constitue un outil qui pourrait être utilisé dans la conception de pièces en alliage d'aluminium extrudé, fortement anisotrope, destinées à l'industrie automobile.

Pour débiter, le comportement de l'alliage de AA6082-T6 extrudé à chaud est caractérisé de trois façons différentes. Initialement, des essais de traction uniaxiale permettent de déterminer les paramètres d'anisotropie en fonction de la direction de traction. Ensuite, des essais de compression de disques sont utilisés afin de déterminer les paramètres d'anisotropie biaxiale. Finalement, des essais de microdureté Vickers sont effectués afin de déterminer l'anisotropie de la microstructure. Des essais d'écrasement de tubes extrudés sont également réalisés afin d'évaluer le comportement dans un cas d'endommagement représentatif. Cela permet de comparer les résultats avec des essais d'écrasement simulés.

Diverses lois de comportement anisotrope sont étudiées dans un contexte de forte anisotropie. À partir des lois étudiées, une nouvelle loi permettant de représenter une forte anisotropie est formulée. La loi est ajustée aux valeurs expérimentales du AA6082-T6 sous la forme d'un problème d'optimisation numérique.

Plusieurs simulations sont réalisées afin de valider la loi de comportement formulée. Dans un premier temps, des simulations d'essais de traction valident que l'anisotropie des simulations correspond aux valeurs attendues. Ensuite, des simulations d'écrasement de tube confirment qu'inclure l'anisotropie améliore les résultats des simulations. Les résultats de force et d'endommagement se rapprochent de ceux obtenus lors des essais expérimentaux sur des tubes de AA6082-T6 extrudé à chaud.

Mots clés : Microdureté Vickers, Anisotropie, 6082-T6, Critère de plasticité, Hill48, Éléments finis

Remerciements

J'aimerais d'abord remercier mes directeurs de recherche Alain Desrochers et Ahmed Maslouhi pour l'encadrement de mes travaux et leurs recommandations pendant la durée de ma maîtrise.

Je tiens à remercier particulièrement Jean-François Béland pour m'avoir confié ce projet de recherche et m'avoir donné l'opportunité de réaliser mes travaux au Centre des Technologies de l'Aluminium du Saguenay (CTA). Son expertise dans le domaine de l'aluminium et de la modélisation, ainsi que ses nombreux conseils m'ont permis de réaliser ce projet.

Je remercie également Guillaume D'Amours pour la programmation de la loi de comportement dans LS-DYNA ainsi que pour ses nombreux conseils qui m'ont aidé à comprendre la simulation du comportement des matériaux.

J'aimerais remercier Myriam Poliquin et Geneviève Simard qui ont réalisé les nombreux essais expérimentaux. L'expertise de Myriam Poliquin a été indispensable lors de la réalisation des essais de traction et de compression. La contribution de Geneviève Simard a été essentielle lors des essais et de l'analyse des valeurs de microduretés.

Finalement, je tiens à remercier l'équipe du CTA qui m'a accueilli dans leur centre de recherche et pour l'aide apportée pendant la durée de mon projet.

Liste des figures

figure 1.1, Structures contribuant à l'absorption de l'énergie lors d'un impact ICAA16 (2)	2
figure 1.2, Microstructures obtenues lors de l'extrusion (3).....	2
figure 1.3, a) Recristallisation partielle du AA6082, b) Recristallisation complète du AA6063 (2)	3
figure 2.1, Effet de la recristallisation sur les propriétés mécaniques (7)	8
figure 2.2, Étapes de la recristallisation dynamique géométrique, les lignes en noir représente un joint de grain et en gris un sous-joint de grain, a) Grain initial, b) Amincissement du grain et formation de dentelures, c) Fusion des dentelures et formation d'un nouveau grain	9
figure 2.3, Étapes de la recristallisation dynamique continue, a) Grain initial, b) Accumulation des dislocations dans les sous-joint de grain, c) Transformation des sous-joints de grain en un joint de grain formant un nouveau grain ...	10
figure 2.4, Mesure à l'EBSD du AA6082 extrudé dans la direction parallèle à la direction d'extrusion (Les lignes grises représentent les sous-joints de grain et les lignes noires les joints de grain) (10)	10
figure 2.5, Mesure de l'anisotropie de l'écoulement des contraintes par une pointe sphérique (17)	15
figure 2.6, Prise de mesure des empreintes Vickers (16).....	15
figure 2.7, Évolution de la surface de charge lors de la déformation plastique	17
figure 2.8, Surface de charge avec plasticité associée	17
figure 2.9, Surface de charge avec plasticité non-associée	18
Figure 2.10, Représentation des surfaces de charge de Von Mises et Tresca, a) Représentation 3D (18), b) Représentation dans le plan $\sigma_1\sigma_2$ (19).....	19
figure 2.11, Mécanisme d'endommagement des matériaux (26).....	26
figure 3.1, Tubes extrudés en AA6082-T6 avec dimensions	31
figure 3.2, Dimension de l'échantillon de traction	32
figure 3.3, Orientation des échantillons de tractions.....	32
figure 3.4, Montage de l'essai de traction et positionnement de la caméra	33
figure 3.5, Peinture pour la méthode DIC, points blanc sur fond noir	34
figure 3.6, Déformation dans la direction de traction obtenue sur l'échantillon à 0° #1 et zone d'analyse des déformations	34
figure 3.7, Graphique de contrainte vraie déformation vraie de l'essai de traction à 0° #3 avec la droite d'élasticité à 0.2%.....	36
figure 3.8, Valeur de r-valeur moyenne en fonction de la déformation dans la zone d'analyse pour l'essais de traction à 0° #3.....	37

figure 3.9, Disques de compression empilés.....	38
figure 3.10, Montage de l'essai de compression de disque	39
figure 3.11, Déformation des disques suite à la compression.....	41
figure 3.12, Comparaison des forces de compression entre une pile et un disque seul	41
figure 3.13, Force de compression des piles de disques	42
figure 3.14, Zones de mesure pour les empreintes de microdureté Vickers.....	43
figure 3.15, Orientation des empreintes par rapport à la direction d'extrusion	44
figure 3.16, Exemple d'échantillons pour la prise de mesure de microdureté Vickers	44
figure 3.17, Identification des deux diagonales	45
figure 3.18, Position des mesures de microdureté dans la zone non-recristallisée.....	46
figure 3.19, Position des mesures de microdureté dans la zone recristallisée.....	46
figure 3.20, Variation des ratios des diagonales dans l'épaisseur pour les échantillons à 0°, 30°, 45°	47
figure 3.21, Valeur des ratios de microdureté de la zone non-recristallisée par rapport au r-value des essais de traction	48
figure 3.22, Valeur de r-value des essais de traction par rapport aux r-values calculés avec les ratios des diagonales pour la zone non-recristallisée	48
figure 3.23, R-value calculé avec les ratios des diagonales pour la zone recristallisée	49
figure 3.24, Montage de l'essai d'écrasement de tub	50
figure 3.25, Courbes de force pour les essais d'écrasement de tubes	51
figure 3.26, Ajustement de l'origine de la courbe	51
figure 3.27, Identification des zones sujettes à rupture.....	52
figure 3.28, Fissuration du tube de l'essai #2 vue de côté.....	54
figure 4.1, Fonction de charge de Von Mises	56
figure 4.2, R-value des lois de Hill48 et Hill48 ³ suite à la calibration.....	62
figure 4.3, Limite d'élasticité normalisée des lois de Hill48 et Hill48 ³ suite à la calibration.....	62
figure 4.4, Surfaces de charge pour Hill48 et Hill48 ³	63
figure 5.1, Modèle d'éléments finis de la simulation de l'essai de traction	65
figure 5.2, Zone d'analyse des simulations d'essais de traction	66
figure 5.3, R-value en fonction des déformations de la simulation du essais de traction à 0°	66

figure 5.4, Courbe de contraintes et déformations vraies de la simulation de l'essai de traction à 0°	67
figure 5.5, Modèle par éléments finis de l'essai d'écrasement de tube extrudé	69
figure 5.6, Modèle d'éléments finis présentant une symétrie au centre	69
figure 5.7, Orientation des éléments indiquée par les lignes vertes	70
figure 5.8, Modèle d'éléments finis du tube courbé	70
figure 5.9, Modèle d'éléments finis incorporant les zones recristallisée et non-recristallisée	71
figure 5.10, Ajustement de la courbe expérimentale pour considérer les déformations élastiques du montage	72
figure 5.11, Points d'inflexion lors de la simulation de l'essai d'écrasement	73
figure 5.12, Courbes des simulations de l'essai d'écrasement pour la loi Hill48 ³	75
figure 5.13, Endommagement final des simulations d'écrasement pour la loi de Hill48 ³	76
figure 5.14, Endommagement des tubes lors des essais d'écrasement expérimentaux	76
figure 5.15, Courbes des simulations de l'essai d'écrasement pour la loi de Hill48	77
figure 5.16, Endommagement final des simulations d'écrasement pour la loi de Hill48	77
figure 5.17, Courbes des simulations de l'essai d'écrasement pour la loi de Von Mises	78
figure 5.18, Endommagement finale des simulations d'écrasement pour la loi de Von Mises	79
figure 8.1, Résultats des essais de traction en 0°	87
figure 8.2, Résultats des essais de traction en 15°	87
figure 8.3, Résultats des essais de traction en 30°	87
figure 8.4, Résultats des essais de traction en 45°	88
figure 8.5, Résultats des essais de traction en 60°	88
figure 8.6, Résultats des essais de traction en 75°	88
figure 8.7, Résultats des essais de traction en 90°	89
figure 8.8, Ratio des diagonales selon l'épaisseur dans la zone non-recristallisée pour les angles aux 15°	90
figure 8.9, Résultats de la simulation de l'essai de traction en 0°	91
figure 8.10, Résultats de la simulation de l'essai de traction en 15°	91
figure 8.11, Résultats de la simulation de l'essai de traction en 30°	91
figure 8.12, Résultats de la simulation de l'essai de traction en 45°	92
figure 8.13, Résultats de la simulation de l'essai de traction en 60°	92

figure 8.14, Résultats de la simulation de l'essai de traction en 75°	92
figure 8.15, Résultats de la simulation de l'essai de traction en 90°	93

Liste des tableaux

tableau 2.1, Coefficient d'anisotropie du AA6082-T6 extrudé à chaud (5)	14
tableau 3.1, Paramètres d'anisotropie expérimentaux obtenus à partir des tests de traction.....	37
tableau 3.2, Résultats des disques F testés individuellement en compression	42
tableau 3.3, Forces pour la limite d'élasticité et de la contrainte biaxiale	43
tableau 3.4, Endommagement des tubes en rouge, profil de coupe	53
tableau 4.1, Valeurs moyennes des r-values à 6% de déformation et 10% de déformation.....	61
tableau 4.2, Valeur des coefficients de la loi de Hill48 ³ calibrée	62
tableau 4.3, Erreur entre les résultats expérimentaux et les lois de Hill48 et Hill48 ³ calibrés.....	63
tableau 5.1, Erreur entre les valeurs théoriques et les simulations des essais de traction avec la loi de comportement Hill48 ³	68
tableau 5.2, État de la simulation aux différents points d'intérêt	74

Liste des symboles

r : r-value (coefficient de Lankford)

$\epsilon_1^p, \epsilon_2^p, \epsilon_3^p$: déformation plastique dans les directions principales (1, 2, 3)

r_p : r-value normal

r_θ : r-value selon l'angle θ entre 0° et 90°

σ_θ : contrainte selon l'angle θ entre 0° et 90°

$R_\theta, \bar{\sigma}_\theta$: contrainte normalisée à l'angle θ par rapport à la contrainte à 0°

d_L, d_T : diamètre longitudinal et transverse

R_d : ratio des diamètres de la direction transverse et longitudinale

R_{22} : paramètre pour la calibration de la loi de Hill48

d_1, d_2 : diagonale des empreintes de microdureté Vickers

α_θ : ratio des diagonales des empreintes de microdureté Vickers selon l'angle θ entre 0° et 90°

$\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}, \sigma_{12}, \sigma_{23}, \sigma_{13}$: composante du tenseur des contraintes

$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$: contrainte principale

f : surface de charge

g : surface du potentiel plastique

J_1, J_2, J_3 : invariant du déviateur des contraintes

σ_{eq} : contrainte équivalente de Von Mises

σ_y : contrainte d'écoulement plastique

ϵ_f : déformation à la rupture

m : paramètre de la loi de Barlat 1991 tenant compte de la structure cristalline

S_1, S_2, S_3 : composante du déviateur des contraintes principales

I_1, I_2, I_3 : invariants du tenseur des contraintes

λ : constante de proportionnalité de l'équation caractéristique

$C_a, C_b, C_c, C_f, C_g, C_h$: paramètre de la loi de Barlat 1991

θ : angle theta

H, F, G, N, M, L : paramètre de la loi de Hill48

A_{ijk} : paramètre de la loi de Gotoh`
 A_0 : paramètre pour la pression hydrostatique dans la loi de Gotoh
 n : ordre de l'équation polynomiale
 $\xi, a_u, b_u, c_u, g_u, h_u, k_u$: paramètre de la fonction polynomiale de Yoshida
 s_{ij}, s_{jk}, s_{ki} : composante du déviateur des contraintes
 k : contrainte d'écoulement en cisaillement simple dans l'équation de Yoshida
 $C_1, C_2, \dots, C_{15}, \text{etc.}$: coefficient d'anisotropie
 $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \sigma_{xy}, \sigma_{yz}, \sigma_{xz}$: contraintes exprimées en fonction des directions x, y et z
 $\lambda_p, \nu_p, \rho_p, \lambda_y, \nu_y, \rho_y$: coefficient de Stoughton
 $f_{quad}, f_{non-quad}$: variation de la fonction de charge de Stoughton
 w : exposant de la fonction modifiée de Stoughton
 S_d, S_r : section de matériau avec micro-défauts et section réduite
 D : endommagement du matériau
 D_1, D_2, D_3, D_4, D_5 : paramètre d'endommagement du modèle de Johnson-Cook
 σ_m : moyenne des trois contraintes normales
 σ^* : triaxialité des contraintes
 $\dot{\epsilon}^*$: vitesse de déformation pour $\dot{\epsilon}_0 = 1s^{-1}$
 $\dot{\epsilon}$: vitesse de déformation équivalente
 T^* : température homologue
 T : température du matériau
 T_{amb} : température ambiante
 T_m : température de fusion du matériau
 φ_c : fraction de cavité critique
 σ_{eqt} : contrainte d'écoulement équivalente en tension
 σ_h : contrainte hydrostatique moyenne
 φ : volume de cavité dans le matériau
 φ^* : paramètre d'endommagement du critère GTN

q_1, K : paramètres du critère GTN

φ_F : volume de cavité dans le matériau à la rupture

$\vec{\sigma}$: tenseur des contraintes

$\overline{\sigma_{eff}}$: contraintes effectives

D_c : endommagement critique

f_m, f_n : exposants du critère de GTN

$\epsilon_x, \epsilon_y, \epsilon_z, \epsilon_{xy}, \epsilon_{yz}, \epsilon_{xz}$: contraintes exprimées en fonction des directions x, y et z

σ_v, ϵ_v : contrainte et déformation vraie

$r_b, \overline{\sigma}_b$: r-value biaxial et contrainte biaxiale normalisée

$\sigma_{ing}, \epsilon_{ing}$: contrainte et déformation de l'ingénieur

$Aire_0$: section initiale de l'échantillon

d_θ : diamètre de disque en 0° et 90°

d_0 : diamètre initial de disque

NB : nombre de mesures prises

$Ecart_{type}$: écart type des mesures

Err_{moy} : erreur sur la moyenne

a, b, c : simplification de l'équation de Hill48³

$r_{b-exp}, r_{\theta-exp}$: valeurs de r-values expérimentales

r_{b-theo}, r_{theo} : valeurs de r-values provenant de la loi de comportement

$Err_\sigma, Err_r, Err_{\sigma_b}, Err_{r_b}$: équations d'erreur pour la calibration de la loi de comportement

$w_\sigma, w_r, w_{\sigma_b}, w_{r_b}$: coefficient de poids pour la calibration

Err_{sim} : erreur de la simulation

$Valeur_{sim}$: valeur de la simulation

$Valeur_{theo}$: valeur provenant de la loi de comportement

$Fact$: facteur de correction de l'élasticité

Chapitre 1 : Introduction et objectifs

1.1 Mise en contexte

Dans le domaine de l'automobile, l'allègement des structures est une partie importante du développement de nouveaux véhicules. Dans ce contexte, l'aluminium est souvent employé pour remplacer des matériaux plus lourds tel que l'acier. L'aluminium est un matériau intéressant grâce à ses propriétés mécaniques et sa faible masse volumique. Il y a donc un intérêt à utiliser l'aluminium pour des éléments de structure.

La structure du véhicule joue un rôle très important dans la sécurité des occupants. Lors d'une collision, plusieurs éléments du véhicule se déforment plastiquement. Cette déformation requiert de l'énergie provenant de la collision. L'énergie absorbée par les déformations réduit les forces que subissent les occupants du véhicule. Ces pièces doivent donc être conçues afin de maximiser leur capacité à absorber l'énergie lors d'un impact.

Pour optimiser la géométrie de ces pièces, la modélisation par éléments finis est un outil très utile qui permet d'estimer les performances sans avoir à fabriquer la pièce. Pour réaliser ce genre de simulation, le comportement du matériau doit être connu et le modèle numérique doit être en mesure de bien le représenter.

Un projet au Centre des Technologies de l'Aluminium (CTA) au Saguenay vise à modéliser le comportement de plusieurs pièces en alliages d'aluminium extrudés. La figure 1.1 indique les emplacements possibles des pièces étudiées dans un véhicule automobile. Les résultats expérimentaux ont permis d'identifier certains alliages possédant des propriétés intéressantes. Suite aux résultats de ces tests, des modèles numériques ont été développés pour simuler les essais d'écrasement des différents alliages. Les modèles ont permis de bien représenter le comportement à l'impact pour la majorité des alliages. Cependant, le comportement de certains alliages, tel que le AA6082-T6, n'est pas bien représenté par les modèles numériques. (1)

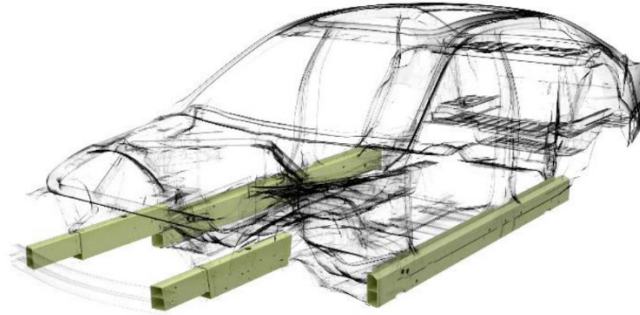


figure 1.1, Structures contribuant à l'absorption de l'énergie lors d'un impact ICAI16 (2)

Le projet de recherche se réalise en collaboration avec le CTA et se concentrera sur le AA6082-T6 extrudé à chaud et la modélisation de son comportement plastique. Cet alliage est intéressant dû à sa grande capacité à absorber de l'énergie avant la rupture. Ceci en fait un bon candidat pour être utilisé dans la structure des véhicules automobiles. Développer un modèle permettant de prédire son comportement plastique avec une meilleure précision pourrait faciliter la conception de pièce en AA6082-T6 extrudée à chaud.

1.2 Problématique

Le procédé d'extrusion de l'aluminium produit différents types de microstructures. Le haut niveau de déformation plastique crée une microstructure allongée. L'énergie provenant du préchauffage, de la friction et de la déformation plastique du métal, lors de l'extrusion, peut être suffisante pour causer la recristallisation du matériau. L'énergie de déformation plastique couplée avec l'énergie thermique provenant du préchauffage du matériau et de la friction lors de l'extrusion, peut être suffisante pour causer la recristallisation du matériau. La figure 1.2 montre les effets de l'extrusion sur la microstructure.

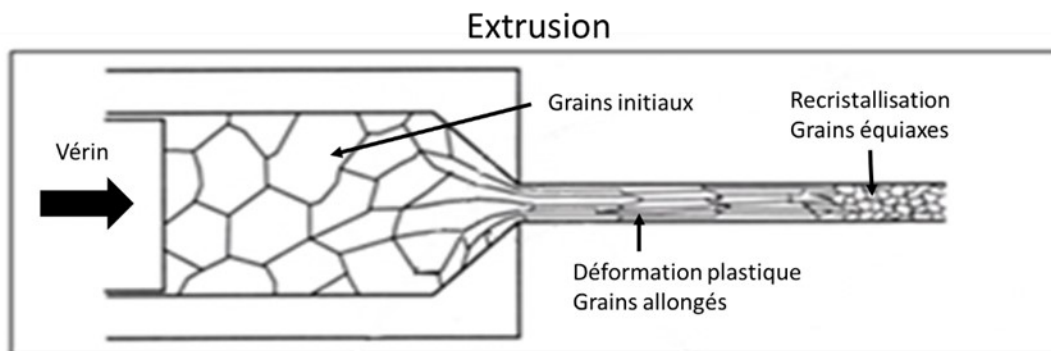


figure 1.2, Microstructures obtenues lors de l'extrusion (3)

Cependant, certains alliages ne recristallisent pas complètement. C'est le cas notamment de l'alliage AA6082 à l'étude. Cet alliage comprend des dispersoïdes de manganèse qui rendent la recristallisation plus difficile. Cependant, l'énergie présente est tout de même suffisante pour avoir une recristallisation partielle. Ainsi, il y a recristallisation en surface de l'extrusion, mais le centre du matériau conserve sa forme allongée. La figure 1.3 présente la microstructure de deux alliages d'aluminium sous un microscope en lumière polarisée. Le AA6082 présente une recristallisation partielle et le AA6063 présente une recristallisation complète.

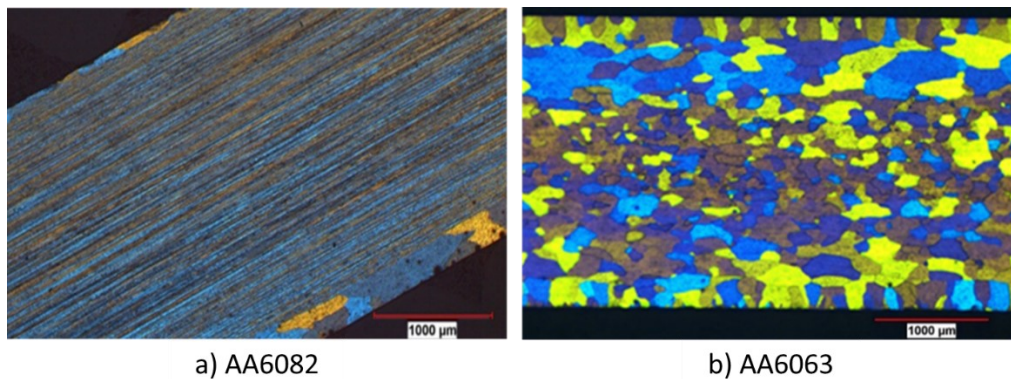


figure 1.3, a) Recristallisation partielle du AA6082, b) Recristallisation complète du AA6063 (2)

Dû à la forme allongée au centre du matériau, le AA6082 présente une forte anisotropie mécanique. L'anisotropie peut mener à un comportement très différent de celui prédit par les modèles isotropes. De plus, il y a deux microstructures distinctes dans le matériau, ce qui complexifie la caractérisation des propriétés mécaniques. Pour une meilleure évaluation de ces propriétés, il faudrait caractériser ces deux microstructures indépendamment. Cependant, la couche recristallisée étant très mince, environ 100µm, il est très difficile de la caractériser.

1.3 Objectifs

Le présent projet fait suite à des travaux précédents réalisés au Centre des Technologies de l'Aluminium (CTA). Lors de ces travaux, le comportement de l'alliage AA6082-T6 a été caractérisé par des essais mécaniques, puis modélisé par éléments finis. Lors de la simulation numérique, une loi de comportement isotrope de Von Mises a été utilisée (2). Cependant, le comportement mécanique du AA6082-T6 étant fortement anisotrope, le modèle ne représentait pas correctement la déformation du matériau. De plus, la présence d'une microstructure recristallisée en surface ne pouvant être caractérisée, il se pourrait que son comportement

mécanique, différent de celui au cœur de l'extrusion, ait influencé les résultats et ainsi contribué à l'erreur.

Le présent projet vise à créer un modèle par éléments finis utilisant un critère de plasticité anisotrope adapté pour simuler le comportement d'un profilé de AA6082-T6 extrudé à chaud.

Pour modéliser correctement le comportement du AA6082-T6, le critère de plasticité anisotrope doit être adapté au matériau. Pour caractériser l'anisotropie de l'écoulement plastique et l'intégrer dans un critère de plasticité anisotrope, les coefficients de Lankford (r-values) sont typiquement utilisés. Les critères de plasticité anisotropes régulièrement utilisés sont Hill48 (4) et Barlat 1991 (1). Cependant, lorsque les r-values sont inférieurs à 1, ce qui est le cas pour le AA6082-T6 extrudé à chaud, ces deux critères ne représentent pas adéquatement le comportement du matériau (5).

De ces problèmes, il est possible de se poser la question de recherche suivante : Comment le comportement anisotrope du AA6082-T6 extrudé à chaud peut-il être évalué de manière réaliste avec un modèle par éléments finis?

Afin de répondre à cette question, l'objectif principal du projet de recherche est déterminé comme étant le *développement d'un modèle par éléments finis anisotrope pour une simulation réaliste des déformations et de l'endommagement de profilés extrudés en AA6082-T6*.

Les objectifs spécifiques permettront de répondre à la question de recherche qui a été posée précédemment. Ils permettront également de valider l'objectif principal lorsqu'ils seront tous remplis.

Le premier objectif spécifique est la *caractérisation des propriétés mécaniques et microstructurales par des essais mécaniques et par microscopie*. Ce premier objectif spécifique permet de répondre à la question de recherche par la caractérisation du matériau de manière réaliste. Ceci permettra de caractériser le comportement de chacune des microstructures présentes dans le AA6082-T6 extrudé à chaud. Ces microstructures pourront ensuite être considérées dans un modèle de simulation par éléments finis de manière indépendante.

Le deuxième objectif spécifique est l'*intégration d'une loi de comportement prenant en compte l'anisotropie du AA6082-T6 extrudé dans un modèle par éléments finis*. Cela permet de répondre à la question de recherche en intégrant le comportement anisotrope dans un modèle par éléments finis. Aussi, le comportement de chacune des microstructures est modélisé de manière indépendante avec leur niveau d'anisotropie respectif.

Le troisième objectif spécifique est l'*intégration d'une loi d'endommagement prédisant la rupture du matériau selon différents cas de chargement*. Ce troisième objectif spécifique permet de répondre à la question de recherche en évaluant l'effet de l'endommagement du matériau sur ses propriétés mécaniques. Ainsi, en intégrant cette loi d'endommagement dans le modèle par éléments finis, la rupture de tubes rectangulaires de AA6082-T6 extrudés à chaud pourra être prédite avec précision.

En complétant les trois objectifs spécifiques, l'objectif principal sera rempli. Ainsi, le comportement des différentes microstructures sera correctement déterminé. Le comportement sera ensuite considéré dans un modèle par éléments finis anisotrope. Finalement, un modèle de rupture du AA6082-T6 extrudé à chaud sera introduit dans le modèle par éléments finis. À la fin, le modèle par éléments finis obtenu devrait être en mesure de prédire les déformations et l'endommagement de tubes AA6082-T6 extrudés à chaud de manière réaliste.

Chapitre 2 : État de l'art

Comme il a été mentionné au chapitre 1, l'objectif du projet est de réaliser un modèle par éléments finis réaliste du comportement à l'impact de l'alliage d'aluminium AA6082-T6 extrudé à chaud. Ainsi, cette section débutera en présentant les propriétés de l'aluminium et plus particulièrement celles du AA6082-T6 extrudé. Les principales propriétés qui seront explorées sont la microstructure et l'anisotropie mécanique.

Pour les éléments microstructuraux, le processus de recristallisation sera étudié lorsqu'il y a présence de dispersoïdes dans le matériau. Ensuite, la microstructure provenant de l'extrusion du AA6082-T6 sera examinée.

L'alliage AA6082-T6 extrudé à chaud présente une forte anisotropie mécanique due à sa microstructure particulière. Pour atteindre l'objectif du projet, le niveau d'anisotropie devra être déterminé. Ainsi, les coefficients de Lankford, qui permettent de décrire l'anisotropie d'un matériau, seront étudiés. Des valeurs expérimentales provenant d'une étude précédente seront présentées. Par la suite, un lien entre la microstructure et l'anisotropie sera réalisé.

La seconde section présentera différents critères de plasticité utilisés dans les simulations par éléments finis. Le principe de fonctionnement de ces critères sera expliqué et les différents types de critères seront présentés.

Finalement, la troisième section présentera le principe de fonctionnement d'une loi d'endommagement. Le principe physique derrière l'endommagement sera décrit et différentes lois d'endommagement seront présentées.

2.1 Propriété de l'aluminium extrudé

L'aluminium est plutôt intéressant pour des applications dans le domaine de l'automobile. Il peut être extrudé à relativement basse température et on peut lui donner des formes complexes tout en ayant des propriétés mécaniques intéressantes (résistance vs ductilité). L'une des particularités de certains alliages est la faible influence de la vitesse de déformation sur les propriétés mécaniques (5). C'est le cas de l'alliage AA6082 qui est à l'étude dans ce projet. Ainsi, ce type de matériau est intéressant pour des applications à haute vitesse de déformation telles que des boîte-tampons (crash

box). De plus, il est beaucoup plus facile d'en réaliser la caractérisation, car les tests peuvent être réalisés à basse vitesse due à la faible viscoplasticité à température pièce (5). Cependant, lorsqu'extrudé, cet alliage présente une forte anisotropie mécanique et différentes microstructures. Ainsi, l'évaluation de l'anisotropie et de la microstructure sont des étapes importantes dans l'étude de cet alliage.

2.1.1 Microstructure des pièces en aluminium extrudé à chaud

Le comportement mécanique du matériau est directement relié à sa microstructure. Déterminer le type de microstructure dans le matériau et les propriétés mécaniques associées est donc une étape importante de la caractérisation. Comme l'alliage d'aluminium AA6082-T6 extrudé présente une microstructure hétérogène particulière, il est important d'identifier les différents éléments qui la composent, ainsi que les mécanismes menant à la formation de ces structures et leur effet sur les propriétés mécaniques.

2.1.1.1 Processus de recristallisation lors de l'extrusion

La recristallisation consiste en la formation de nouveaux grains dans le matériau et est accompagnée d'un changement des propriétés mécaniques. Il existe plusieurs types de recristallisation. D'abord, la recristallisation peut survenir lorsque le matériau subit des déformations ou après, la recristallisation est alors dite respectivement dynamique ou statique. Il existe aussi différents chemins de formation des nouveaux grains, soit la formation de nouveaux grains à partir des dislocations (recristallisation discontinue) ou la formation de nouveaux grains à partir des sous-grains (recristallisation géométrique et continue).

La recristallisation survient généralement à une température élevée, $T > 0.5T_m$ (T_m étant la température de fusion). Également, pour permettre la recristallisation discontinue, un certain niveau d'érouissage (érouissage critique) est requis. L'érouissage critique représente la quantité de dislocations requise pour amorcer le processus de recristallisation discontinue. Si le niveau d'érouissage est plus faible que l'érouissage critique, il n'y a pas suffisamment de dislocations pour permettre la formation de nouveaux grains. Lorsque le matériau est chauffé, les dislocations peuvent se déplacer plus facilement. Ainsi, lorsqu'une température élevée est maintenue pendant une période de temps suffisante, les dislocations se réorganisent pour former de nouveaux sous-joints de grains, c'est la nucléation. Ensuite, ces sous-joints de grains se déplacent pour former de

nouveaux grains, ce qui est le processus de recristallisation. La principale différence entre un sous-joint de grain et un joint de grain est l'angle de désalignement, faible pour un sous-grain ($\theta < 15^\circ$) et élevé pour un grain ($\theta > 15^\circ$) (6). La recristallisation a une grande influence sur les propriétés mécaniques du matériau. Les différentes phases du processus de recristallisation ainsi que leur effet sur les propriétés mécaniques sont représentés à la figure 2.1.

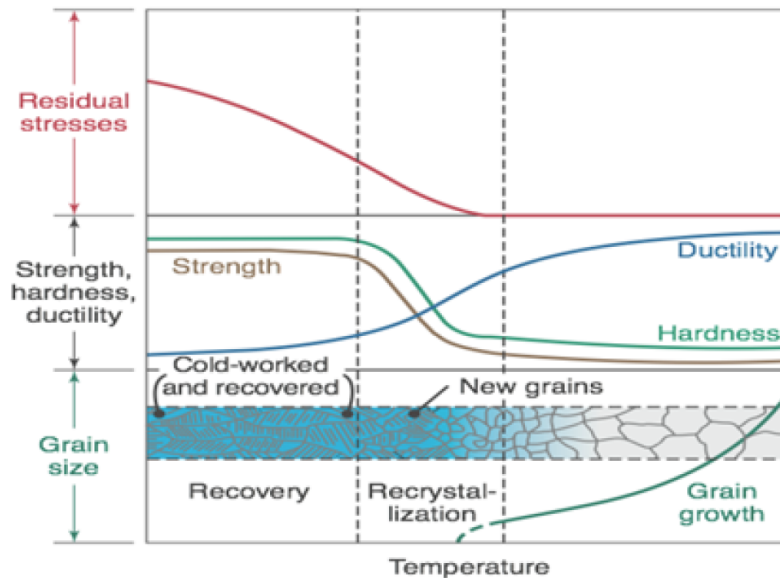


figure 2.1, Effet de la recristallisation sur les propriétés mécaniques (7)

L'alliage AA6082 présente un niveau élevé de Mn. Dans l'aluminium, cet élément précipite sous forme de dispersoïdes grâce à un traitement d'homogénéisation adéquat de la billette. Ces dispersoïdes augmentent les propriétés mécaniques à température élevée et nécessitent des efforts d'extrusion supplémentaires, mais ils offrent également une grande résistance à la recristallisation (8). Le mécanisme par lequel les dispersoïdes offrent une résistance à la recristallisation est appelé 'Zener pinning'. Lors du déplacement des joints de grains, les particules de dispersoïdes génèrent une force sur ces derniers. Ainsi, pour passer à travers les dispersoïdes, les joints de grains ont besoin d'énergie supplémentaire (6).

Lors de l'extrusion à chaud, un apport constant d'énergie est admis sous forme de déformations plastiques (dislocations) et de chaleur. Cela cause deux phénomènes dans le matériau, soit l'accumulation des dislocations due à la déformation plastique et le mouvement des dislocations facilité par une température élevée. Lorsque les dislocations se déplacent, il est possible que deux dislocations de signe inverse se rencontrent et s'annulent. Les dislocations peuvent également être

attirées dans des sous-joints de grain préexistants. Ainsi, il se forme un équilibre dynamique de restauration à chaud (dynamic recovery) entre la création des dislocations et l'élimination de ces dernières. Pour les matériaux ayant un taux d'empilement de défauts élevé, le mouvement des dislocations peut être suffisamment facilité pour que l'équilibre soit atteint en dessous du taux d'écroutissage critique et alors, la recristallisation (recristallisation discontinue) ne se produit pas (9) (10).

Cependant, il y a deux autres processus de recristallisation qui ont été observés lors de la déformation à chaud de l'aluminium : La recristallisation dynamique géométrique (RDG) et la recristallisation dynamique continue (RDC). Dans ces deux mécanismes, il n'y a pas de nucléation de nouveaux grains, mais plutôt une évolution des sous-grains déjà existants en grains (9). Dans la RDG, présentée dans la figure 2.2, les grains s'aplatissent et il y a formation de dents entre les sous-grains. Lorsque le grain devient suffisamment plat, les dentelures des deux côtés du grain se rejoignent et le sous-grain se sépare pour devenir un grain. Cela se produit généralement lors de déformation en cisaillement simple ou en torsion. La RDG forme également des grains équiaxiaux (9) (6).

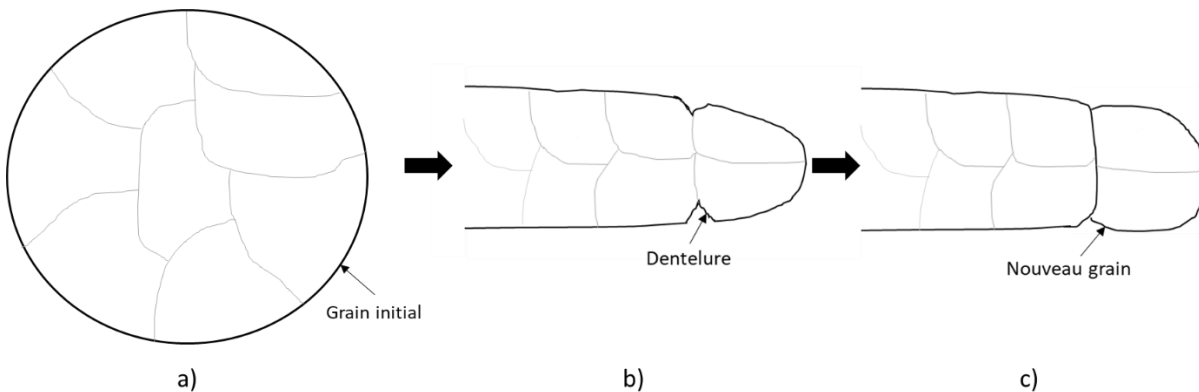


figure 2.2, Étapes de la recristallisation dynamique géométrique où les lignes en noir représentent un joint de grain et en gris un sous-joint de grain, a) Grain initial, b) Amincissement du grain et formation de dentelures, c) Fusion des dentelures et formation d'un nouveau grain

Dans la RDC, présenté dans la figure 2.3, les dislocations s'accumulent dans les sous-joints de grain et éventuellement les sous-joints se transforment en joints de grain (9) (6).

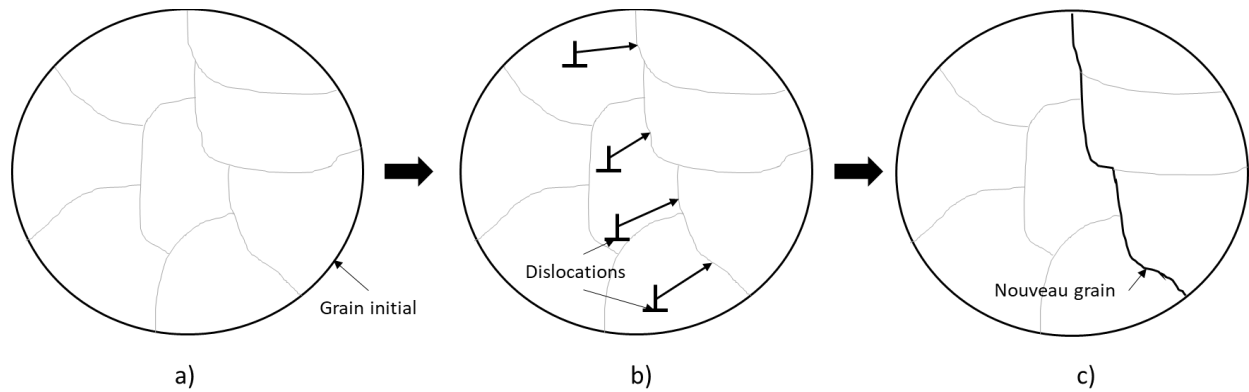


figure 2.3, Étapes de la recristallisation dynamique continue, a) Grain initial, b) Accumulation des dislocations dans les sous-joints de grain, c) Transformation des sous-joints de grain en un joint de grain formant un nouveau grain

2.1.1.2 Microstructure de l'alliage AA6082 extrudé à chaud

La texture du AA6082 extrudé à chaud présente plusieurs microstructures distinctes. Au centre se trouvent des grains allongés semblables à des fibres et de petits grains équiaxiaux recristallisés. Les grains recristallisés ne contiennent pas de sous-grain alors que les grands grains allongés présentent plusieurs petits sous-grains. La figure 2.4 présente des mesures au microscope électronique par EBSD (electron backscatter diffraction) de la microstructure du AA6082 extrudé à chaud (10).

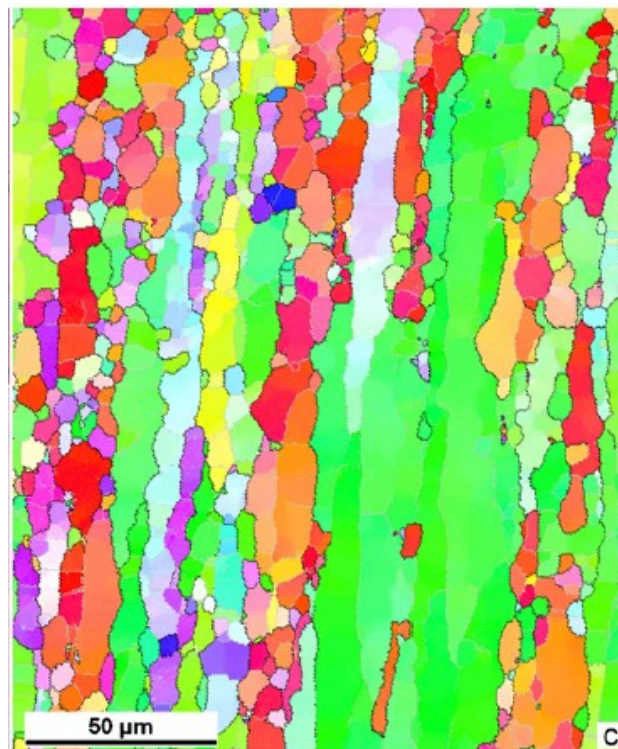


figure 2.4, Mesure à l'EBSD du AA6082 extrudé dans la direction parallèle à la direction d'extrusion (les lignes grises représentent les sous-joints de grain et les lignes noires les joints de grain) (10)

La microstructure est également bien illustrée lorsque vue sous un microscope en lumière polarisée. Ainsi, Béland, J.-F. et al. décrivent bien la microstructure non recristallisée fibreuse au centre du matériau. La mince couche recristallisée est également bien visible par microscopie en lumière polarisée (2). Cependant, la microscopie optique ne permet pas de voir la distinction entre les grains et les sous-grains.

Il est possible de déterminer les orientations des grains par des mesures à l'EBSD. Au centre du matériau, la texture fibreuse présente deux orientations cristallines principales, [111] et [100]. La quantité de grains orientés en [111] est observée comme étant de 3 à 6 fois plus grande que ceux orientés en [100]. Ces orientations proviennent de la microstructure initiale du matériau qui s'oriente dans l'une ou l'autre de ces directions selon leur orientation initiale (11). Les plans (111) et (100) sont les plans ayant la plus grande densité atomique dans un matériau cubique à faces centrées (CFC), avec la densité la plus élevée pour (111) et la seconde plus élevée pour (100). Le plan (111) a 12 systèmes de glissement alors que le plan (100) en a 6.

2.1.2 Anisotropie des pièces en aluminium extrudé à chaud

À l'inverse de l'isotropie, l'anisotropie désigne un comportement différent selon l'orientation. L'anisotropie est une caractéristique très commune dans les matériaux. Plusieurs propriétés peuvent présenter de l'anisotropie telles que la conductivité thermique ou électrique, les réactions chimiques, les propriétés magnétiques et mécaniques, etc... Cependant, dans cette section seule l'anisotropie des propriétés mécaniques sera étudiée.

Bien que la plupart des matériaux présentent un certain degré d'anisotropie, dans certains matériaux, il arrive que le niveau d'anisotropie soit plus élevé. C'est le cas de certains aluminiums extrudés tel que le AA6082 extrudé, étant donné leur microstructure et texture complexes.

2.1.2.1 Relation entre la microstructure de l'alliage AA6082 extrudé et l'anisotropie

Deux éléments principaux influencent l'anisotropie dans un matériau. D'abord, la microstructure telle qu'un alignement des éléments microstructuraux ou la distribution des phases secondaires. Un exemple d'alignement des éléments microstructuraux influençant l'anisotropie est l'alignement de grains allongés dans une même direction similaire aux fibres dans le bois. La distribution des phases peut également avoir un impact important. Comme dans les alliages

d'aluminium extrudés, il est possible que les précipités soient distribués de manière non homogène dans le matériau. Cela entraînera des propriétés variant selon la direction (12).

Une orientation préférentielle des grains du matériau (texture) est un second élément influençant l'anisotropie. Les déformations plastiques dans les matériaux cristallins résultent de mouvements le long des plans de glissement (13). Ainsi, les matériaux dont la microstructure a une orientation préférentielle auront une densité de plans de glissement variable selon l'orientation. Cela influencera les propriétés mécaniques et causera de l'anisotropie dans le matériau (12).

Il est bien connu que le procédé d'extrusion de l'aluminium peut créer différentes microstructures dans la direction perpendiculaire au sens d'extrusion (épaisseur). Cette variation est source d'anisotropie et doit être prise en compte lors de simulations numériques.

2.1.2.2 Méthode de quantification de l'anisotropie

Généralement, deux types d'anisotropie influençant le comportement mécanique des matériaux sont considérés. L'anisotropie des contraintes d'écoulement et l'anisotropie des déformations plastiques. Chacune de ces anisotropies affecte le matériau de manière différente.

L'anisotropie des déformations est typiquement quantifiée par les coefficients de Lankford également appelés r-values. Ce coefficient est généralement trouvé à partir de tests de traction uniaxiale effectués dans différentes orientations par rapport à la direction d'extrusion et il se calcule par l'équation 2.1 où ϵ_2^p est la déformation plastique en largeur et ϵ_3^p est la déformation plastique selon l'épaisseur.

$$r = \frac{\epsilon_2^p}{\epsilon_3^p} \quad 2.1$$

Souvent, il est difficile de mesurer la déformation plastique sur l'épaisseur, ϵ_3^p et elle est donc approximée. Ainsi, en posant l'hypothèse que le volume reste constant, il est possible d'utiliser l'équation 2.2 et estimer la déformation de l'épaisseur en mesurant la déformation dans la direction de traction ϵ_1^p . Cette hypothèse est valide avant la striction.

$$\epsilon_1^p + \epsilon_2^p + \epsilon_3^p = 0 \quad 2.2$$

Généralement, l'anisotropie des déformations est mesurée par rapport à trois angles, 0° , 45° et 90° , quoique l'on puisse aussi mesurer selon d'autres orientations. À partir de ces trois angles, les valeurs des r-values, r_0 , r_{45} , et r_{90} sont obtenues. Ces paramètres permettent de calculer la r-value normale (r_p) à partir de l'équation 2.3.

$$r_p = \frac{1}{4}(r_0 + 2r_{45} + r_{90}) \quad 2.3$$

L'anisotropie des contraintes est quantifiée selon différentes directions par la valeur des contraintes d'écoulement. Ainsi, pour caractériser ces contraintes d'écoulement, des tests de traction uniaxiale peuvent être employés comme précédemment pour l'évaluation des r-values. Ces deux paramètres, r-value et contrainte d'écoulement plastique, peuvent donc être quantifiés en même temps lors des mêmes tests. Cependant, dans le cas des contraintes d'écoulement, l'évolution des contraintes dépend de l'écroutissage du matériau. Ainsi, dans le cas où l'écroutissage est anisotrope, l'anisotropie des contraintes d'écoulement varie également (14) (15).

Le ratio d'écoulement des contraintes peut être utilisé pour tenir compte de l'anisotropie. Dans ce cas, le ratio est calculé à partir de la contrainte d'écoulement dans la direction d'extrusion (σ_θ) (5).

$$R_\theta = \frac{\sigma_\theta}{\sigma_0} \quad 2.4$$

Les deux types d'anisotropie influencent le comportement du matériau. Or, pour bien représenter le matériau, les deux anisotropies doivent être considérées dans le critère de plasticité qui sera utilisé. Les valeurs des r-values et les ratios des contraintes d'écoulement du AA6082-T6 extrudé à chaud ont été mesurés par Y. Chen en 2009, tableau 2.1 (5). Cependant, l'anisotropie dépend de la microstructure qui dépend des paramètres d'extrusion ainsi que de la géométrie. Ces mesures donnent donc une approximation des valeurs attendues. Les valeurs indiquent un niveau d'anisotropie beaucoup plus important au niveau des déformations qu'au niveau des contraintes.

tableau 2.1, Coefficient d'anisotropie du AA6082-T6 extrudé à chaud (5)

Angle θ	0°	45°	90°
Ratio des contraintes d'écoulement R_θ	1	0.919	0.975
r-values r_θ	0.37	1.19	0.87

2.1.2.3 Méthode de mesure par microdureté

Typiquement, les r-values sont évaluées à partir de tests de traction uniaxiale. Pour évaluer les paramètres dans plusieurs directions, r_{0° , r_{45° , et r_{90° , les échantillons sont testés à différents angles selon la direction d'extrusion. La valeur des r-values est ensuite obtenue par le ratio entre la déformation transverse et la déformation de l'épaisseur. Cependant, si l'anisotropie varie selon l'épaisseur de l'échantillon, cette variation ne sera pas détectée lors des essais de traction. Par contre, les essais de microdureté permettent de cibler une zone beaucoup plus petite. Les essais de dureté ont été étudiés pour quantifier différentes propriétés des matériaux telles que l'anisotropie. Deux articles en particulier se sont penchés sur ce sujet bien que l'approche employée soit très différente (16) (17).

Dans Mingzhi Wang et al. en 2017 (17), le ratio des contraintes d'écoulement est établi par la mesure de l'empreinte laissée par une pointe sphérique dans la section transverse. La méthode consiste à couper l'échantillon en deux à 45 degrés et coller ensemble les deux moitiés avec une colle souple. L'indentation est ensuite réalisée sur la ligne de coupe. En séparant les deux moitiés, il devient possible de mesurer deux rayons de courbure dans l'empreinte laissée sur la section transverse, soit un dans la direction transverse (d_T) et un dans la direction d'extrusion (d_L), voir figure 2.5. L'équation 2.5 permet de calculer le ratio des diamètres de la direction longitudinale par rapport à la direction transverse. Grâce à des simulations par éléments finis, une relation entre le ratio des diamètres des cercles (R_d) et le paramètre R_{22} de la loi de Hill48 est obtenue. L'équation 2.6 permet de calculer la valeur de R_{22} qui est un paramètre utilisé dans le critère de Hill48 pour définir l'anisotropie (17).

$$R_d = \frac{d_L}{d_T} \tag{2.5}$$

$$R_{22} = 0.1972R_d^2 + 0.3639R_d + 0.4137$$

2.6

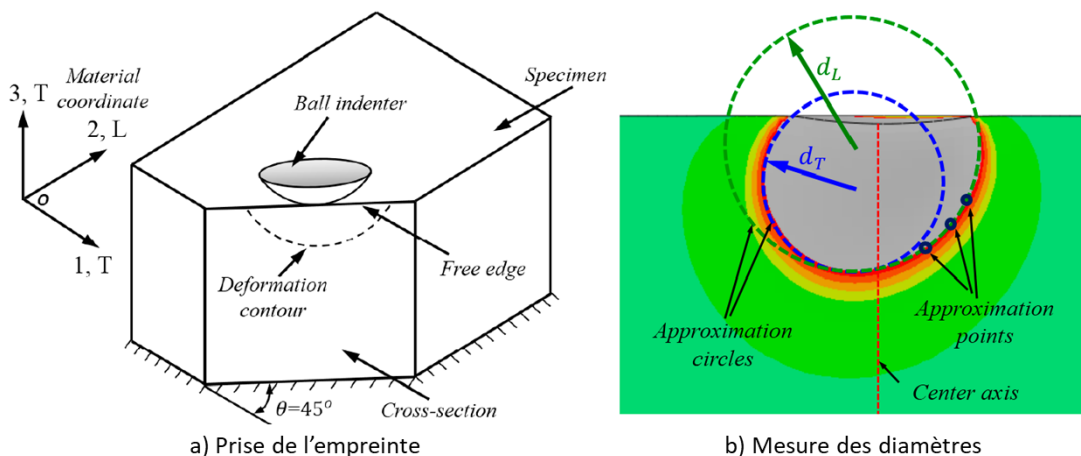


figure 2.5, Mesure de l'anisotropie de l'écoulement des contraintes par une pointe sphérique (17)

Une méthodologie plus simple a toutefois été utilisée par Kazutoshi Ohashi et al. en 2012 (16) pour évaluer les r-values à 0°, 45° et 90° à partir de la microdureté Vickers. Les valeurs des r-values sont évaluées par des tests de traction uniaxiale. Une relation présentée à l'équation 2.8 est ensuite établie entre les r-value et α , qui correspond au ratio des diagonales de l'empreinte dans les différentes directions voir figure 2.6 (16).

$$\alpha_{\theta} = \left(\frac{d_2}{d_1} \right)_{\theta} \quad 2.7$$

$$r_{\theta} = 15.1\alpha_{\theta}^2 - 13.8 \quad 2.8$$

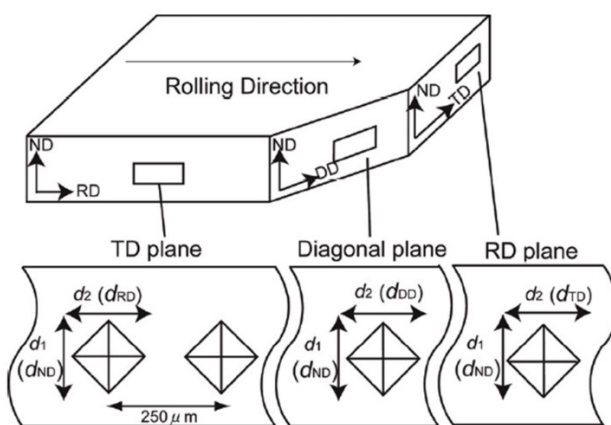


figure 2.6, Prise de mesure des empreintes Vickers (16)

Cependant, la méthode utilisée pour calibrer la relation n'est pas idéale, car l'équation 2.8, qui a été trouvée par Kazutoshi Ohashi et al., ne passe pas par le point $[r=1, \alpha=1]$ qui représente le cas

isotrope. Tel qu'ils l'ont mentionné, l'erreur aurait pu être causée par un niveau d'anisotropie variant selon l'épaisseur du matériau (16).

2.2 Lois de comportement élastoplastiques

Pour permettre de modéliser le comportement plastique des matériaux dans un modèle par éléments finis, un critère de plasticité est utilisé. Ce critère permet de calculer les déformations plastiques que subira le matériau sous contrainte ou, à l'inverse, d'évaluer les contraintes à partir des déformations.

Ce type de modèle comprend plusieurs parties. D'abord, une loi d'écroutissement qui permet d'évaluer la variation des contraintes lors de l'écroutissement. Ensuite, un critère de plasticité qui permet de générer une surface en 3 dimensions, appelée surface de charge. Celle-ci indique la contrainte d'écoulement ainsi que la direction d'écoulement des déformations pour les différentes orientations de chargement.

2.2.1 Critère de plasticité

Le critère de plasticité permet de définir la surface de charge (f). Le domaine élastique et le domaine plastique sont séparés par cette surface qui définit alors le comportement plastique selon le type de chargement subi par le matériau. Lorsque le matériau subit des déformations plastiques, la surface gonfle en fonction de l'écroutissement. La normale de cette même surface détermine la direction de l'écoulement plastique. La figure 2.7 illustre l'évolution de la surface de charge qui gonfle lors de la déformation plastique. La représentation des surfaces de charge est simplifiée en 2 dimensions.

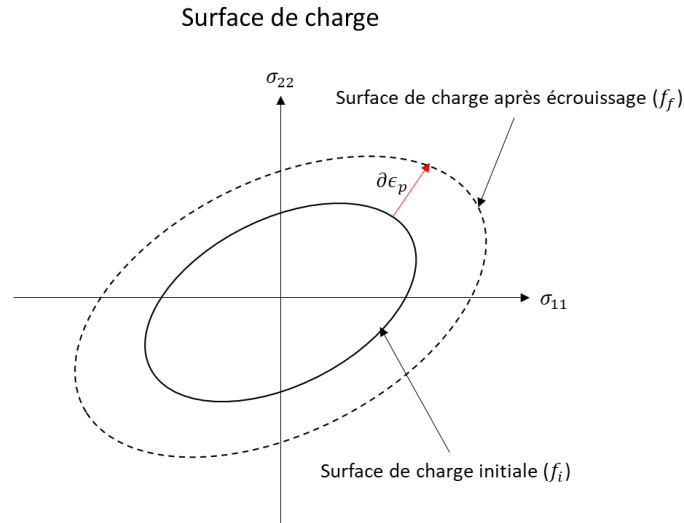


figure 2.7, Évolution de la surface de charge lors de la déformation plastique

Il existe deux types de définition de la surface de charge. D'abord, la plasticité associée qui relie la surface de charge et la direction d'écoulement plastique par une seule surface. La direction d'écoulement plastique, $\partial\epsilon_p$, est alors normale à la surface de charge, figure 2.8.

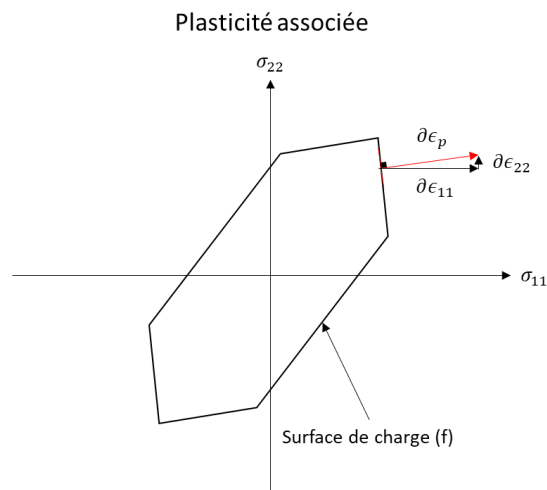


figure 2.8, Surface de charge avec plasticité associée

Il y a également la plasticité non-associée où la surface de charge et la direction d'écoulement plastique sont indépendantes. Ce second type de critère de plasticité est plus complexe, car une seconde surface doit être définie pour évaluer la direction d'écoulement plastique séparément. Cette seconde surface (surface du potentiel plastique (g)) est définie par une relation différente de la surface de charge. La normale permettant de définir la direction d'écoulement plastique est obtenue à partir de cette seconde surface. Elle ne sera donc pas forcément normale à la surface de charge. Dans la figure 2.9, la surface de charge est définie par le critère de Tresca alors que la

surface du potentiel plastique est définie par le critère de Von Mises. Ces critères sont décrits dans la section suivante. Comme les critères de plasticité non-associée sont plus complexes, ils sont moins utilisés dans l'industrie.

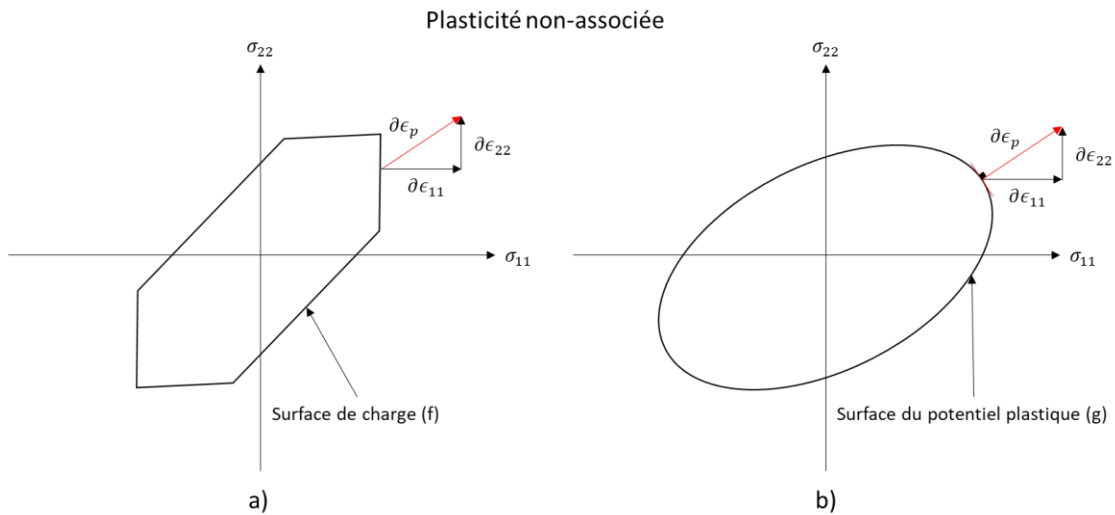


figure 2.9, Surface de charge avec plasticité non-associée

Il existe beaucoup de critères de plasticité différents. Cependant, les critères qui seront présentés, ici, sont ceux qui sont compatibles avec la problématique ou les plus populaires dans l'industrie.

2.2.2 Critères isotropes

Il existe de multiples critères isotropes pour décrire le comportement des matériaux. Cette section se penchera sur les deux critères principaux, soit Von Mises et Tresca. Ces critères permettent de définir la surface de charge par une seule équation isotrope.

Le critère de Von Mises découle de l'énergie de cisaillement. Il est proposé que la plasticité commence à une certaine valeur critique du second invariant du déviateur des contraintes (J_2). Le critère est défini par l'équation 2.9.

$$f = \sigma_{eq}^2 = 3J_2 = \frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] \quad 2.9$$

Le critère de Tresca découle également de l'énergie de cisaillement, mais définit la surface de charge à partir du cisaillement maximum, l'équation 2.10 présente l'équation du critère de Tresca.

$$f = \frac{1}{2} \sigma_y = \frac{1}{2} \max[|\sigma_1 - \sigma_2|, |\sigma_2 - \sigma_3|, |\sigma_3 - \sigma_1|] \quad 2.10$$

Où σ_y correspond à la contrainte d'écoulement en tension, $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ sont les trois premières contraintes de la notation de Voigt et σ_{eq} correspond à la contrainte équivalente de Von Mises.

Ces deux critères sont indépendants du premier invariant du tenseur de contrainte (I_1) qui correspond à la composante hydrostatique du tenseur. Ainsi, les surfaces de charge s'étendent à l'infini dans l'axe de la pression hydrostatique, $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$.

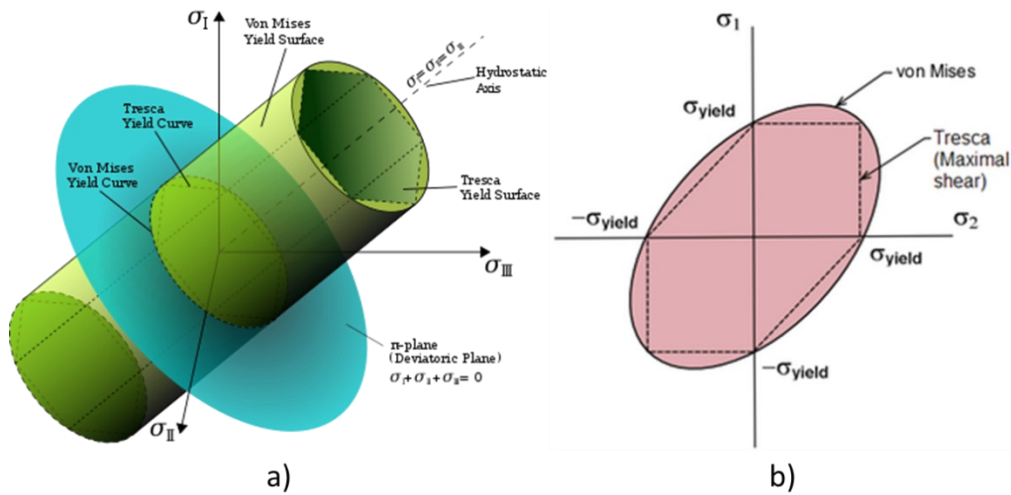


Figure 2.10, Représentation des surfaces de charge de Von Mises et Tresca, a) Représentation 3D (18), b) Représentation dans le plan $\sigma_1\sigma_2$ (19)

2.2.3 Critère anisotrope

2.2.3.1 Critère de Barlat (1991)

Le critère de Barlat 1991 se base sur le critère isotrope proposé par Hershey 1954 et Hosford 1972 (1):

$$f = 2\sigma_{eq}^m = |S_1 - S_2|^m + |S_2 - S_3|^m + |S_3 - S_1|^m \quad 2.11$$

Où $m=6$ pour les matériaux cubiques centrés (CC) et $m=8$ pour les matériaux cubiques à faces centrées (CFC) tels que l'aluminium et S correspond aux composantes du déviateur de contrainte multiplié par une matrice de coefficients.

Ce critère ne tient pas compte des contraintes de cisaillement. Ainsi, ce critère n'est pas adapté pour former la base d'un critère anisotrope. Dans un premier temps Barlat a intégré le cisaillement dans le critère isotrope. Pour ce faire, l'équation caractéristique est écrite à partir de I_2 et I_3 , le second et le troisième invariant du tenseur de contrainte (1).

$$\lambda^3 - 3I_2\lambda - 2I_3 = 0 \quad 2.12$$

Les invariants sont écrits en fonction de la notation des contraintes de Bishop et Hill 1954. En ajoutant les constantes C_a , C_b , C_c , C_f , C_g et C_h , l'anisotropie peut être considérée dans le modèle (1).

$$I_2 = \frac{C_f\sigma_{23}^2 + C_g\sigma_{13}^2 + C_h\sigma_{12}^2}{3} + \frac{(C_a(\sigma_{22} - \sigma_{33}) - C_c(\sigma_{11} - \sigma_{22}))^2}{54} + \frac{(C_c(\sigma_{11} - \sigma_{22}) - C_b(\sigma_{33} - \sigma_{11}))^2 + (C_b(\sigma_{33} - \sigma_{11}) - C_a(\sigma_{22} - \sigma_{33}))^2}{54} \quad 2.13$$

$$I_3 = \frac{(C_a(\sigma_{22} - \sigma_{33}) - C_c(\sigma_{11} - \sigma_{22}))(C_c(\sigma_{11} - \sigma_{22}) - C_b(\sigma_{33} - \sigma_{11}))(C_b(\sigma_{33} - \sigma_{11}) - C_a(\sigma_{22} - \sigma_{33}))}{54} + C_f\sigma_{23}C_g\sigma_{13}C_h\sigma_{12} - \frac{(C_a(\sigma_{22} - \sigma_{33}) - C_c(\sigma_{11} - \sigma_{22}))(C_g\sigma_{13})^2}{6} - \frac{(C_c(\sigma_{11} - \sigma_{22}) - C_b(\sigma_{33} - \sigma_{11}))(C_f\sigma_{23})^2 + (C_b(\sigma_{33} - \sigma_{11}) - C_a(\sigma_{22} - \sigma_{33}))(C_h\sigma_{12})^2}{6} \quad 2.14$$

L'équation caractéristique est résolue ce qui permet d'obtenir la fonction de charge.

$$f = 2\sigma_{\text{eq}}^m = (3I_2)^{\frac{m}{2}} \left\{ \left[2 \cos\left(\frac{2\theta + \pi}{6}\right) \right]^m + \left[2 \cos\left(\frac{2\theta - 3\pi}{6}\right) \right]^m + \left[-2 \cos\left(\frac{2\theta + 5\pi}{6}\right) \right]^m \right\} \quad 2.15$$

$$\theta = \arccos\left(\frac{I_3}{3I_2^{\frac{3}{2}}}\right) \quad 2.16$$

2.2.3.2 Critère de Hill (1948)

L'un des premiers critères tenant compte de l'anisotropie des matériaux est le critère proposé par Rodney Hill en 1948. Ce critère est basé sur celui de Von Mises, mais il intègre l'anisotropie. La formulation est donnée par l'équation 2.17 (4).

$$f = 1 = \frac{1}{2} [H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 2N\sigma_{12}^2 + 2M\sigma_{13}^2 + 2L\sigma_{23}^2] \quad 2.17$$

Les constantes F, G, H, L, M, et N sont définies par les contraintes d'écoulement en tension et en cisaillement par rapport aux directions principales (4).

$$\begin{aligned}
 F &= \frac{1}{2} \left[\frac{1}{\sigma_{22}^2} + \frac{1}{\sigma_{33}^2} - \frac{1}{\sigma_{11}^2} \right] & L &= \frac{1}{2\sigma_{23}^2} \\
 G &= \frac{1}{2} \left[\frac{1}{\sigma_{11}^2} + \frac{1}{\sigma_{33}^2} - \frac{1}{\sigma_{22}^2} \right] & M &= \frac{1}{2\sigma_{13}^2} \\
 H &= \frac{1}{2} \left[\frac{1}{\sigma_{11}^2} + \frac{1}{\sigma_{22}^2} - \frac{1}{\sigma_{33}^2} \right] & N &= \frac{1}{2\sigma_{12}^2}
 \end{aligned} \tag{2.18}$$

Le critère de Hill est souvent simplifié en contraintes planes pour l'évaluation des tôles minces. Dans ce cas, la formule est simplifiée sous la forme suivante (20).

$$f = 1 = \frac{1}{2} [(G + H)\sigma_{11}^2 - 2H\sigma_{11}\sigma_{22} + (F + H)\sigma_{22}^2 + 2N\sigma_{12}^2] \tag{2.19}$$

Les constantes F, G, H et N peuvent alors s'exprimer en fonction des r-values.

$$\begin{aligned}
 F &= \frac{r_0}{r_{90}(1 + r_0)} & H &= \frac{r_0}{(1 + r_0)} \\
 G &= \frac{1}{(1 + r_0)} & N &= \frac{(1 + 2r_{45})(r_0 + r_{90})}{2r_{90}(1 + r_0)}
 \end{aligned} \tag{2.20}$$

Cependant, le critère de Hill se calibre en utilisant un seul paramètre d'anisotropie. Ainsi, lorsque le critère est calibré avec les r-values, les contraintes d'écoulement sont erronées et vice versa. Ce critère présente donc des limitations pour représenter le comportement de l'alliage AA6082-T6 extrudé.

2.2.3.3 Critère polynomial

La formulation d'un critère polynomial provient de Gotoh 1977. Il a démontré les améliorations qu'un modèle d'ordre 4 offrait par rapport à l'expression quadratique de Hill. Cette première formulation d'un critère polynomial permet d'évaluer un état de contrainte plane (21). La fonction de charge de ce critère est exprimée par les équations 2.21 et 2.22. Cette solution permet également de modifier l'ordre du modèle (n) (22).

$$f = A_0(\sigma_x + \sigma_y)^2 + \sum_{i,j,k} A_{ijk} \sigma_x^i \sigma_y^j \sigma_{xy}^{2k} \quad 2.21$$

$$i + j + 2k = n$$

$$f = A_0(\sigma_x + \sigma_y)^2 + [A_{400}\sigma_x^4 + A_{310}\sigma_x^3\sigma_y + A_{220}\sigma_x^2\sigma_y^2 + A_{130}\sigma_x\sigma_y^3 + A_{040}\sigma_y^4 + (A_{201}\sigma_x^2 + A_{111}\sigma_x\sigma_y + A_{021}\sigma_y^2 + A_{002}\tau_{xy}^2)\tau_{xy}^2] \quad 2.22$$

Où A_0 représente la pression hydrostatique. Cependant, en posant comme hypothèse que le solide est incompressible, la pression hydrostatique devient nulle et $A_0 = 0$. Ce critère est restreint en déformations planes, mais fournit une base pour l'expression des critères polynomiaux (22).

Une fonction de charge polynomiale de degrés 6 en 3 dimensions a été développée par Yoshida et al. (2013). Le critère provient du critère isotrope de Drucker, mais en y ajoutant une transformation linéaire sur le tenseur des contraintes pour obtenir une fonction de charge anisotrope (23).

$$f(S) = J_2^3 - \xi J_3^2 = k^6 \quad 2.23$$

$$J_2 = \frac{1}{2} s_{ij} s_{ji} \quad J_3 = \frac{1}{3} s_{ij} s_{jk} s_{ki} \quad 2.24$$

$$S = L\sigma \quad 2.25$$

Où k est la contrainte d'écoulement en cisaillement simple et J_2 et J_3 sont les invariants du déviateur de contrainte. $s_{i,j,k}$ sont les composantes du tenseur de contrainte déviatorique. ξ correspond à l'effet de J_3 ; la fonction sera convexe si $-\frac{27}{8} \leq \xi \leq \frac{9}{4}$.

$$L_u = \frac{1}{3} \begin{bmatrix} b_u + c_u & -c_u & -b_u & 0 & 0 & 0 \\ -c_u & a_u + c_u & -a_u & 0 & 0 & 0 \\ -b_u & -a_u & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 3g_u & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 3h_u & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 3k_u \end{bmatrix} \quad 2.26$$

La variable u varie de 1 à 2. Ainsi, dans le cas où l'on pose l'hypothèse que $g_u = h_u = k_u$, il y a 5 inconnues, a_u , b_u , c_u , g_u et ξ à trouver. La fonction de charge est donnée par l'équation 2.27.

$$\begin{aligned}
f = \sigma_{\text{eq}}^6 = & C_1(\sigma_x - \sigma_z)^6 - 3C_2(\sigma_x - \sigma_z)^5(\sigma_y - \sigma_z) + 6C_3(\sigma_x - \sigma_z)^4(\sigma_y - \sigma_z)^2 \\
& - 7C_4(\sigma_x - \sigma_z)^3(\sigma_y - \sigma_z)^3 + 6C_5(\sigma_x - \sigma_z)^2(\sigma_y - \sigma_z)^4 - 3C_6(\sigma_x - \sigma_z)(\sigma_y - \sigma_z)^5 \\
& + C_7(\sigma_y - \sigma_z)^6 + 9\{C_8(\sigma_x - \sigma_z)^4 - 2C_9(\sigma_x - \sigma_z)^3(\sigma_y - \sigma_z) \\
& + 3C_{10}(\sigma_x - \sigma_z)^2(\sigma_y - \sigma_z)^2 - 2C_{11}(\sigma_x - \sigma_z)(\sigma_y - \sigma_z)^3 + C_{12}(\sigma_y - \sigma_z)^4\}(\sigma_{xy}^2) \\
& + \sigma_{xz}^2 + \sigma_{yz}^2) + 27\{C_{13}(\sigma_x - \sigma_z)^2 - C_{14}(\sigma_x - \sigma_z)(\sigma_y - \sigma_z) \\
& + C_{15}(\sigma_y - \sigma_z)^2\}(\sigma_{xy}^2 + \sigma_{xz}^2 + \sigma_{yz}^2)^2 + 27C_{16}(\sigma_{xy}^2 + \sigma_{xz}^2 + \sigma_{yz}^2)^3
\end{aligned} \tag{2.27}$$

Bien qu'il y ait 16 paramètres C_i à identifier, ces paramètres dépendent de a_m , b_m , c_m , g_m et ξ . Dans F. Yoshida 2013, $u=[1 \text{ ou } 2]$, il y a donc 8 paramètres à évaluer en plus de ξ (23). Qui plus est, les critères polynomiaux permettent de tenir compte de plusieurs variables pour la calibration. Il est donc possible de considérer les r -values dans des directions autres que 0° , 45° ou 90° . Ainsi, ce type de modèle peut représenter des matériaux qui auraient comme r -value $r_0 > r_{22.5} < r_{45}$. Ce qui ne peut pas être réalisé avec un critère qui considère seulement les r -values à 0° , 45° et 90° comme Hill 1948.

2.2.3.4 Critère de Stoughton

En 2002, Stoughton a développé un critère de plasticité permettant de représenter avec une meilleure précision le comportement anisotrope du métal en feuille. Son critère est très similaire à celui de Hill 1948, mais se différencie de ce dernier en considérant la plasticité comme étant non-associée. Deux surfaces sont donc définies, une pour les contraintes d'écoulement, équation 2.28, et une pour les déformations plastiques, équation 2.29 (24).

$$\begin{aligned}
\bar{\sigma}_{yield}^2 = & \sigma_{11}^2 + \lambda_y \sigma_{22}^2 - 2\nu_y \sigma_{11} \sigma_{22} + 2\rho_y \sigma_{12} \sigma_{21} \\
\lambda_y = \frac{\sigma_0^2}{\sigma_{90}^2} \quad \nu_y = \frac{1}{2} \left(1 + \frac{\sigma_0^2}{\sigma_{90}^2} - \frac{\sigma_0^2}{\sigma_b^2} \right) \quad \rho_y = \frac{1}{2} \left(4 \frac{\sigma_0^2}{\sigma_{45}^2} - \frac{\sigma_0^2}{\sigma_b^2} \right)
\end{aligned} \tag{2.28}$$

$$\begin{aligned}\bar{\sigma}_p^2 &= \sigma_{11}^2 + \lambda_p \sigma_{22}^2 - 2\nu_p \sigma_{11} \sigma_{22} + 2\rho_p \sigma_{12} \sigma_{21} \\ \rho_p &= \frac{1}{2} \sqrt{\frac{\left(\frac{1}{r_0} + \frac{1}{r_{90}}\right)^2 (1 + 2r_{45})^2 - \left(\frac{1}{r_0} - \frac{1}{r_{90}}\right)^2}{1 + \frac{1}{r_0}}} \\ \lambda_p &= \frac{1 + \frac{1}{r_{90}}}{1 + \frac{1}{r_0}} \quad ; \quad \nu_p = \frac{1}{1 + \frac{1}{r_0}}\end{aligned}\tag{2.29}$$

En 2009, Stoughton a amélioré son critère pour tenir compte de l'écrouissage anisotrope. Le critère utilise les contraintes d'écoulement obtenues à partir d'une loi d'écrouissage plutôt que les contraintes initiales. Ainsi, dans l'équation 2.30, $\sigma_\theta(\epsilon)$ correspond à la loi d'écrouissage qui sera utilisée telle que Swift ou Voce. L'anisotropie de l'écrouissage est considérée en utilisant des paramètres différents pour les lois d'écrouissage selon la direction (15).

$$\begin{aligned}f(\sigma, \epsilon_p) &= \frac{1}{\sigma_0^2(\epsilon_p)} (\sigma_{11}^2 - \sigma_{11} \sigma_{22} + \sigma_{22} \sigma_{33} - \sigma_{33} \sigma_{11} - \sigma_{23}^2) \\ &+ \frac{1}{\sigma_{90}^2(\epsilon_p)} (\sigma_{22}^2 - \sigma_{22} \sigma_{33} + \sigma_{33} \sigma_{11} - \sigma_{11} \sigma_{22} - \sigma_{31}^2) \\ &+ \frac{1}{\sigma_b^2(\epsilon_p)} (\sigma_{33}^2 - \sigma_{33} \sigma_{11} + \sigma_{11} \sigma_{22} - \sigma_{22} \sigma_{33} - \sigma_{12}^2) + \frac{4}{\sigma_{45}^2(\epsilon_p)} (\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2)\end{aligned}\tag{2.30}$$

Ainsi, il y aura déformation plastique dans le cas où $f(\sigma, \epsilon_p) = 1$ et purement élastique lorsque $f(\sigma, \epsilon_p) < 1$. Le potentiel de plasticité est ensuite déterminé à partir de la racine de l'équation .33. À partir de cette équation, le gradient du potentiel plastique peut être déterminé dans les différentes directions.

$$\begin{aligned}\sigma_p^2 &= \left(1 + \frac{1}{r_0}\right) \sigma_{11}^2 + \left(1 + \frac{1}{r_{90}}\right) \sigma_{22}^2 - 2\sigma_{11} \sigma_{22} + \left(\frac{1}{r_0} + \frac{1}{r_{90}}\right) (1 + 2r_{45}) \sigma_{12}^2 \\ &+ \left(\frac{1}{r_0} + \frac{1}{r_{90}}\right) \sigma_{33}^2 - 2\left(\frac{1}{r_{90}}\right) \sigma_{22} \sigma_{33} - 2\left(\frac{1}{r_0}\right) \sigma_{33} \sigma_{11} + \left(\frac{1}{r_0} + 1\right) (1 + 2r_{45}) \sigma_{23}^2 \\ &+ \left(1 + \frac{1}{r_{90}}\right) (1 + 2r_{45}) \sigma_{31}^2\end{aligned}\tag{2.31}$$

Le critère de Stoughton de 2009 permet de réduire l'erreur obtenue par rapport à plusieurs autres critères tels que Hill 1948 et Stoughton 2002. Bien qu'il y ait une amélioration importante, les critères de Stoughton 2002 et 2009 sont inspirés de Hill 1948. La surface de charge prend donc

une forme similaire à celle de Von Mises. Cependant, les alliages d'aluminium ont une forme qui se rapproche plus de celle du critère de Tresca. Cela implique que le critère de Stoughton 2009 présenterait une erreur plus élevée lors d'un cas de chargement qui se situerait entre l'essai équilibriaux et l'essai de traction simple (14).

Pour corriger la forme de la surface de charge, un nouveau critère a été développé en combinant le critère quadratique de Stoughton 2009 et le critère non-quadratique de Hosford 1972. En combinant ces deux critères, la partie quadratique permet de considérer le comportement anisotrope du matériau alors que la partie non-quadratique permet d'ajuster la forme de la surface de charge grâce à un exposant w (14).

$$f(\sigma, \epsilon) = [f_{quad}(\sigma, \epsilon) \cdot f_{non-quad}(\sigma)]^{\frac{1}{w+2}} \quad 2.32$$

$$\begin{aligned} f_{quad}(\sigma, \epsilon) = & \frac{1}{\sigma_0^{w+2}(\epsilon_p)} (\sigma_{11}^2 - \sigma_{11}\sigma_{22} + \sigma_{22}\sigma_{33} - \sigma_{33}\sigma_{11} - \sigma_{23}^2) \\ & + \frac{1}{\sigma_{90}^{w+2}(\epsilon_p)} (\sigma_{22}^2 - \sigma_{22}\sigma_{33} + \sigma_{33}\sigma_{11} - \sigma_{11}\sigma_{22} - \sigma_{31}^2) \\ & + \frac{1}{\sigma_b^{w+2}(\epsilon_p)} (\sigma_{33}^2 - \sigma_{33}\sigma_{11} + \sigma_{11}\sigma_{22} - \sigma_{22}\sigma_{33} - \sigma_{12}^2) + \frac{4}{\sigma_{45}^{w+2}(\epsilon_p)} (\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2) \end{aligned} \quad 2.33$$

$$f_{non-quad}(\sigma) = \frac{1}{2} |\sigma_1 - \sigma_2|^w + \frac{1}{2} |\sigma_2 - \sigma_3|^w + \frac{1}{2} |\sigma_3 - \sigma_1|^w \quad 2.34$$

2.2.3.5 Critère de plasticité cristalline

Les critères de plasticité cristalline se basent sur la microstructure du matériau pour en évaluer le comportement. Ce type de critère considère les plans de glissement présents dans la microstructure pour évaluer les directions de déformation ainsi que les contraintes d'écoulement. Il en résulte une surface de charge tout comme dans les critères phénoménologiques.

Il existe différentes formes de mailles cristallines qui présentent différents plans de glissement. Seul le cas de l'aluminium sera étudié, soit un matériau CFC. Pour une microstructure de ce type, le plan de glissement principal est le plan de la famille (111) qui permet un glissement dans les directions [110] (25). Ce plan de glissement provient de la densité atomique qui est plus importante dans le plan (111) que dans les autres plans pour un matériau CFC.

Les modèles par éléments finis basés sur un critère de plasticité cristalline utilisent généralement des éléments de taille similaire ou plus petits que les grains de la microstructure. Cependant, dans le cas de l'alliage AA6082, les grains sont de très petites tailles. Il est donc très difficile de simuler des pièces en considérant chaque grain. Or, il est possible de déterminer la distribution des orientations de manière statistique et de poser l'hypothèse que cette distribution est constante. Ainsi, en posant comme hypothèse que les grains ayant la même orientation ont des propriétés identiques, il est possible de représenter la microstructure avec des éléments de taille plus grande que les grains, à condition de respecter la distribution statistique (25).

2.3 Loi d'endommagement

L'endommagement d'un matériau provient de l'apparition de fissures ou de discontinuités dans le matériau lorsque ce dernier est soumis à des déformations au-delà d'un seuil critique. Ces défauts entraînent alors que la matrice ne peut plus supporter le même niveau de contrainte. Tel qu'illustré dans la figure 2.11, la section du matériau supportant la contrainte est ainsi réduite (S_r). Lorsque les défauts occupent toute la surface du matériau alors il n'y a plus de matière pouvant supporter la contrainte et il se produit une rupture, $S_r = 0$.

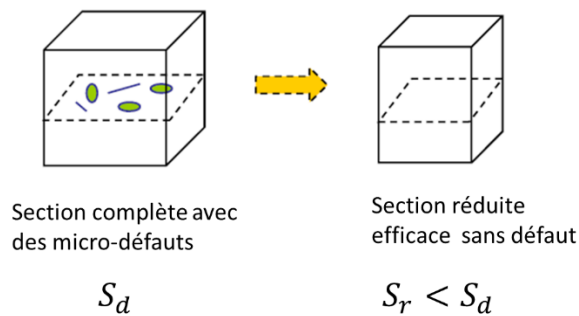


figure 2.11, Mécanisme d'endommagement des matériaux (26)

L'endommagement, D , est calculé par l'équation 2.35. Lorsque $D=1$ alors il y a rupture.

$$D = \frac{S_d - S_r}{S_d} \quad 2.35$$

2.3.1 Modèle de Johnson-Cook

Le modèle d'endommagement de Johnson-Cook vise à évaluer la dépendance de l'endommagement à la déformation, la vitesse de déformation, la pression et la température. Le modèle de base, présenté à l'équation 2.36, définit le dommage qu'a subi un élément (27).

$$D = \sum \frac{\Delta\epsilon}{\epsilon_f} \quad 2.36$$

Où $\Delta\epsilon$ est la déformation équivalente pour un incrément de la simulation et ϵ_f est la déformation à la rupture qui dépend de la triaxialité des contraintes, la vitesse de déformation, la pression et la température. La variable D permet de mesurer le niveau de dommage subi par un élément. Lorsque $D \geq 1$, il se produit une rupture.

$$\epsilon_f = (D_1 + D_2 \exp(D_3 \sigma^*)) (1 + D_4 \ln \dot{\epsilon}^*) (1 + D_5 T^*) \quad 2.37$$

Pour $\sigma^* = \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \leq 1.5$ les variables $\dot{\epsilon}^*$ et T^* peuvent être calculées à partir des équations en 2.38.

Lorsque $\sigma^* > 1.5$, les relations sont différentes (28).

$$\dot{\epsilon}^* = \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \quad T^* = \frac{T - T_{amb}}{T_m - T_{amb}} \quad 2.38$$

Ce modèle d'endommagement n'affecte pas les propriétés du matériau. Il inclut seulement une variable qui calcule l'endommagement et qui indique lorsqu'il y a rupture. Cependant, il offre l'avantage d'être peu demandant au niveau du temps de calcul et de mémoire (27).

2.3.2 Modèle de Gurson, Tvegaard et Needleman (GTN)

Le modèle de Gurson part du principe qu'il y a présence de cavités dans le matériau. Ces cavités augmentent en volume et en nombre lors de la déformation plastique. Ainsi, l'hypothèse que le matériau est incompressible et donc, indépendant de la pression hydrostatique, devient fautive. Gurson a donc développé un critère de plasticité isotrope tenant compte de l'effet de l'endommagement sur la contrainte (29). Ce critère a ensuite été modifié par Tvegaard et Needleman pour former le modèle GTN. Le critère GTN introduit la fraction de cavité critique, φ_c . Cette fraction critique survient au moment où la taille des cavités cause des fissures localisées.

Typiquement, $\varphi_c = 0.15$ est utilisé. Lorsque $\varphi^* = \varphi$ et $q_1=1$ le critère revient au même que celui développé par Gurson (30) (31).

$$f = 0 = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_{eqt}} \right)^2 + 2q_1\varphi^* \cosh\left(\frac{3\sigma_h}{2\sigma_0}\right) - (1 + (q_1\varphi^*)^2) \quad 2.39$$

Où σ_{eqt} est la contrainte d'écoulement équivalente en tension, σ_h est la contrainte hydrostatique moyenne et σ_{eq} est la contrainte équivalente de Von Mises. φ est le volume de cavité dans le matériau et φ^* est le paramètre d'endommagement du critère GTN. Ainsi, l'endommagement est directement inclus dans la fonction de charge, il affecte donc directement le critère de plasticité utilisé (30).

$$\varphi^* = \begin{cases} \varphi & \text{si } \varphi \leq \varphi_c \\ \varphi_c + K(\varphi - \varphi_c) & \text{si } \varphi > \varphi_c \end{cases} \quad 2.40$$

$$K = \frac{\frac{1}{q_1} - \varphi_c}{\varphi_F - \varphi_c} \quad 2.41$$

2.3.3 Modèle GISSMO

GISSMO est un modèle d'endommagement évolutif programmé dans LS-DYNA. Ce modèle se base sur le modèle de Johnson-Cook, mais en y ajoutant des extensions qui permettent de rendre le modèle plus général. L'objectif étant d'obtenir les mêmes capacités prédictives que le modèle de Gurson, mais avec un modèle phénoménologique plus simple pouvant être utilisé avec la majorité des critères de plasticité (32).

$$D = \left(\frac{\epsilon_p}{\epsilon_f} \right)^{f_n} \quad 2.42$$

Le modèle permet de relier l'endommagement avec le tenseur des contraintes. Cette relation se base sur le principe de la contrainte effective proposé par Lemaire (33). Cela permet une meilleure représentation de l'instabilité du matériau.

$$\overline{\sigma}_{eff} = \bar{\sigma}(1 - D) \quad 2.43$$

Dans l'équation 2.44, l'endommagement critique (D_c) est ajouté à l'équation 2.43. Cet endommagement correspond au moment où la contrainte d'écoulement est réduite suivant l'instabilité. De plus, un exposant d'affaiblissement, f_m , permet de considérer le niveau de dissipation de l'énergie. Cela permet de contrôler l'énergie absorbée au fur et à mesure que l'élément s'endommage. Ce paramètre est relié à la taille de l'élément et doit donc être calibré pour différentes tailles (34).

$$\overline{\sigma}_{eff} = \vec{\sigma} \left(1 - \left(\frac{D - D_c}{1 - D_c} \right)^{f_m} \right) \quad 2.44$$

2.4 Conclusion de l'état de l'art

Dans les alliages d'aluminiums formés à chaud, il y a principalement deux phénomènes de recristallisation qui apparaissent : la recristallisation dynamique continue et la recristallisation dynamique géométrique. Dans le cas du AA6082-T6, la présence de dispersoïdes empêche la recristallisation dans la partie centrale du matériau. Le résultat est une microstructure fibreuse au centre, sur environ 90% de l'épaisseur, et une microstructure recristallisée équiaxiale en surface. Comme l'anisotropie d'un matériau provient principalement de la microstructure et de l'orientation des grains, le AA6082-T6 présente une forte anisotropie.

L'anisotropie des matériaux peut être divisée en deux parties, l'anisotropie des contraintes d'écoulement et l'anisotropie des déformations plastiques. Dans le cas de l'anisotropie des contraintes, celle-ci est caractérisée par les contraintes d'écoulement ou par un ratio des contraintes d'écoulement dans différentes directions par rapport à celle dans la direction d'extrusion. Quant à l'anisotropie des déformations plastiques, elle est caractérisée par les r-values qui, dans le cas du AA6082-T6, varient beaucoup. Ainsi, pour tenir compte des deux types d'anisotropies, un critère de plasticité anisotrope non-associé pourrait être employé. Cependant, dans l'alliage AA6082-T6 extrudé à chaud, l'anisotropie des contraintes est plutôt faible, variant d'environ 10% par rapport à la direction d'extrusion. Ainsi, un critère anisotrope avec plasticité associée pourrait également être utilisé si le critère présente suffisamment de flexibilité.

Parmi les critères étudiés, les critères qui pourraient être adaptés sont le critère polynomial de Yoshida et le critère de Stoughton. Le critère polynomial, bien qu'il soit associé, permet de bien représenter l'anisotropie des déformations, car le critère peut être calibré avec des r-values

différentes de 0° , 45° et 90° . Le critère de Stoughton est également intéressant, car il est non-associé et permet de calibrer les valeurs expérimentales plus facilement.

Finalement, afin de modéliser correctement le comportement du matériau, l'endommagement doit être considéré puisqu'il affecte la résistance. Parmi les modèles étudiés, le plus approprié est le modèle GISSMO. Ce modèle permet de coupler le comportement plastique à l'endommagement et il peut également être ajusté pour être non linéaire. Le modèle d'endommagement de GISSMO est également simple à implanter, car il peut être utilisé avec la majorité des critères de plasticité et est peu demandant au niveau des calculs, ce qui n'est pas le cas du modèle GTN.

Chapitre 3 : Caractérisation expérimentale du AA6082-T6

Ce chapitre présente les essais expérimentaux qui permettent de caractériser le comportement mécanique du AA6082-T6. Les résultats seront utilisés pour calibrer la loi de comportement du modèle numérique pour représenter le comportement du matériau. Les résultats utilisés proviennent principalement d'essais de traction, de compression de disques et d'écrasement de tubes. Des essais de microdureté Vickers sont également utilisés pour évaluer le comportement des différentes microstructures.

Les échantillons sont découpés à partir de tubes rectangulaires extrudés à chaud en AA6082 qui ont subi par après un vieillissement artificiel à 175°C pendant 8 heures. Les tubes et leurs dimensions sont illustrés à la figure 3.1. Tous les essais mécaniques sont réalisés sur une machine de traction-compression électromécanique MTS à l'exception des essais de microdureté Vickers.

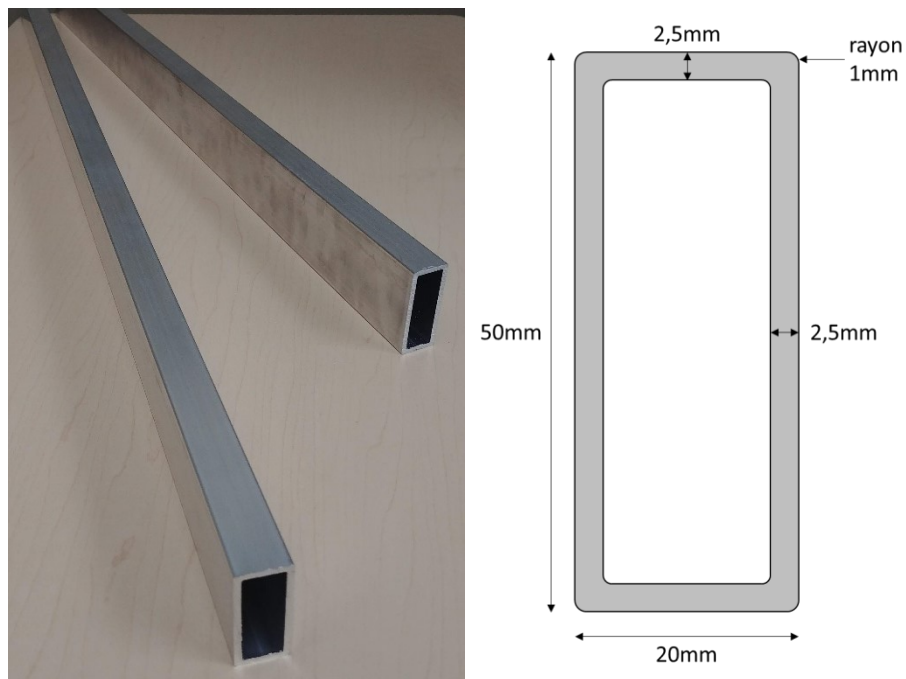


figure 3.1, Tubes extrudés en AA6082-T6 avec dimensions

3.1 Essais de traction

Dans cette section, la méthodologie et les résultats des essais de traction sont présentés. Ces essais visent à étudier l'anisotropie du matériau dans le plan. Deux paramètres d'anisotropie sont

déterminés à partir des tests de traction. Ces paramètres sont la limite d'élasticité et le coefficient de Lankford souvent appelé r-value.

3.1.1 Description des échantillons

Les échantillons sont découpés dans les tubes par EDM (Electrical Discharge Machining). Cette méthode permet de réduire les contraintes induites par l'usinage et offre une bonne tolérance géométrique. Les dimensions de l'échantillon de traction sont illustrées à la figure 3.2.

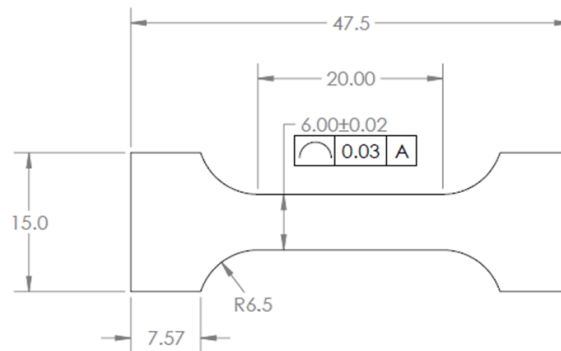


figure 3.2, Dimension de l'échantillon de traction

Pour évaluer l'anisotropie du AA6082-T6 extrudé à chaud, les essais de tractions doivent être réalisés selon plusieurs orientations. Les échantillons sont découpés à des angles de 15° par rapport à la direction d'extrusion, tel que présenté à la figure 3.3. Quatre échantillons sont découpés pour chacun des angles afin de réaliser plusieurs tests selon une même orientation. En effectuant des essais aux 15°, 7 points expérimentaux sont obtenus pour évaluer l'anisotropie.

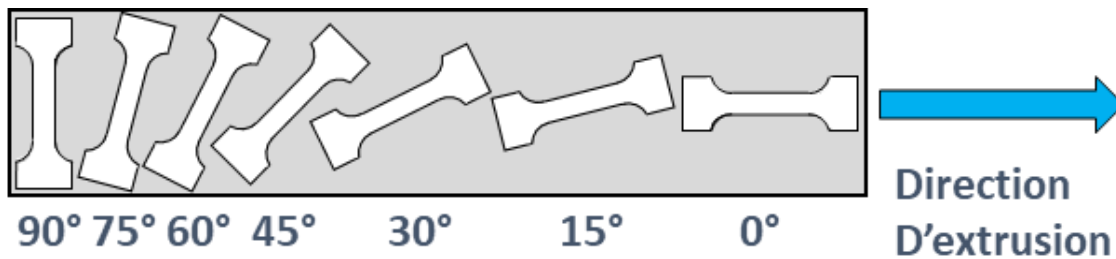


figure 3.3, Orientation des échantillons de traction

3.1.2 Montage des essais de traction expérimentaux

Lors des essais de traction, les échantillons sont pincés avec deux mâchoires dans la machine de traction. La mesure des déformations ne peut être réalisée avec les extensomètres disponibles, car

les échantillons sont trop courts. L'allongement est plutôt mesuré avec une méthode de corrélation d'images (DIC) qui permet aussi de mesurer les déformations dans diverse directions. Une caméra haute vitesse Photron est installée perpendiculairement à l'échantillon, entre deux sources lumineuses. La caméra enregistre les images de l'échantillon pendant la déformation. La figure 3.4 illustre un échantillon dans la machine de traction avant le début de l'essai ainsi que la position de la caméra.

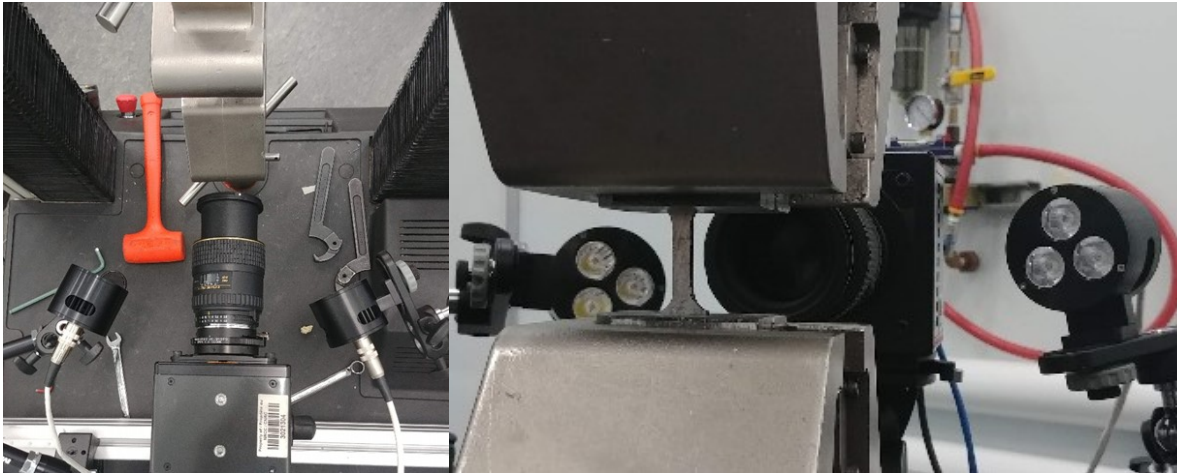


figure 3.4, Montage de l'essai de traction et positionnement de la caméra

Pour utiliser la méthode DIC, les échantillons doivent présenter une texture sur la face exposée à la caméra. La texture est créée à partir d'une couche de fond noir uniforme. Des points de peinture blanche sont réalisés avec un aérographe 'airbrush'. La figure 3.5 montre une image de l'échantillon peint prise par la caméra. Au départ de l'essai de traction, un signal est envoyé à la caméra, ce qui déclenche l'enregistrement. Cela permet de synchroniser les images de la caméra avec les forces obtenues par la cellule de charge.



figure 3.5, Peinture pour la méthode DIC, points blanc sur fond noir

3.1.3 Mesure DIC

Pour obtenir les déformations, les images sont analysées dans le logiciel Vic2D qui effectue les calculs DIC pour obtenir les déformations locales. La figure 3.6 montre les valeurs de déformation dans la direction de traction (ϵ_{yy}). Cette image provient du premier essai à 0° et est prise quelques instants avant la rupture.

Lors du traitement des données, à l'aide d'une routine Matlab, la zone de rupture est identifiée en prenant la position moyenne de 40 points ayant les valeurs de déformation les plus élevées précédant la rupture. Une fois cette position connue, une zone de 5mm de chaque côté de la rupture est définie et la moyenne des déformations est prise dans cette zone. Cela permet d'avoir une zone d'analyse similaire pour tous les échantillons même si la position de la rupture varie. Le rectangle rouge à la figure 3.6 présente un exemple de la zone d'analyse.

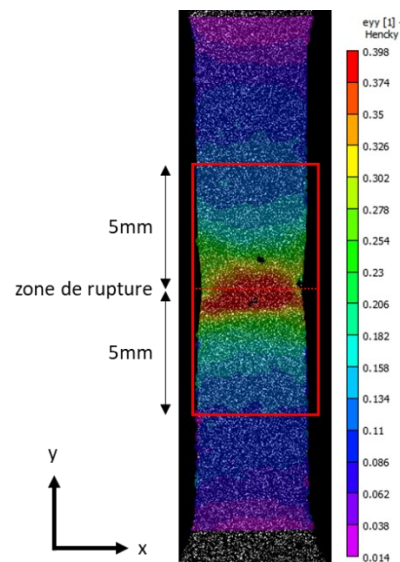


figure 3.6, Déformation dans la direction de traction obtenue sur l'échantillon à 0° #1 et zone d'analyse des déformations

Comme une seule caméra est utilisée, les déformations obtenues sont dans le plan XY. Pour déterminer les valeurs de déformation en Z, soit le sens de l'épaisseur, le volume lors de la déformation est supposé constant. Cette hypothèse permet d'utiliser l'équation 3.1 qui met en relation les déformations en 3D lorsque le volume est constant. L'hypothèse est valide avant la formation de la zone de striction.

$$0 = \varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz} \quad 3.1$$

3.1.4 Calcul des valeurs d'anisotropie

Pour calculer les valeurs d'anisotropie, les valeurs de contraintes vraies et de déformations vraies doivent être utilisées. La méthode DIC donne des valeurs de déformation vraie. Les contraintes vraies sont calculées à partir de l'équation 3.2, qui permet de calculer les contraintes vraies à partir des déformations vraies. L'équation est déterminée par des manipulations algébriques des équations 3.3 et 3.4 qui expriment les contraintes vraies et déformations vraies en fonction des déformations de l'ingénieur qui sont valables avant la formation de la zone de striction.

$$\sigma_v = \sigma_{\text{ing}}(e^{\varepsilon_v}) \quad 3.2$$

$$\sigma_v = \sigma_{\text{ing}}(1 + \varepsilon_{\text{ing}}) \quad 3.3$$

$$\varepsilon_v = \ln(1 + \varepsilon_{\text{ing}}) \quad 3.4$$

Deux valeurs d'anisotropie sont mesurées pour chaque essai de traction. La première est le r-value qui est calculé à partir de l'équation 3.5. La seconde valeur est la limite d'élasticité normalisée à 0° qui est calculée avec l'équation 3.6. La limite d'élasticité utilisée est la limite à 0.2%.

$$r_\theta = \left(\frac{\varepsilon_{xx}}{\varepsilon_{zz}} \right)_\theta \quad 3.5$$

$$\bar{\sigma}_\theta = \frac{\sigma_\theta}{\sigma_0} \quad 3.6$$

3.1.5 Résultats expérimentaux de traction

La première valeur déterminée est la limite d'élasticité à 0.2%. Pour déterminer la limite d'élasticité, une droite est tracée avec une pente correspondant au module de Young de l'aluminium (69GPa). Cette droite est décalée de 0.002 mm/mm de déformation par rapport à l'origine et la limite d'élasticité correspond au point d'intersection entre la courbe des contraintes

vraies et la droite. La figure 3.7 présente le graphique pour l'essai à 0° #3. La limite d'élasticité moyenne est calculée pour les essais à 0°. Le ratio de l'équation 3.6 est ensuite utilisé pour calculer la limite d'élasticité normalisée pour les différents essais.

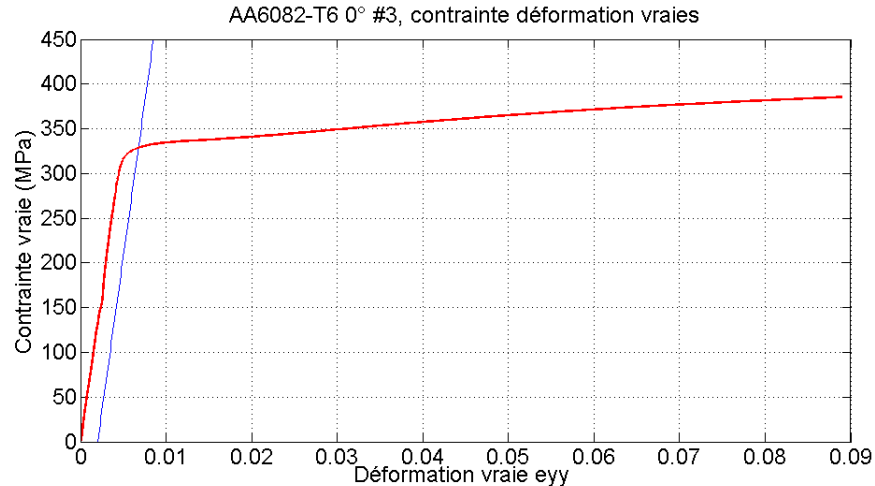


figure 3.7, Graphique de contrainte vraie et déformation vraie de l'essai de traction à 0° #3 avec la droite d'élasticité à 0.2%

Le second paramètre d'anisotropie déterminé est le r-value. La valeur se calcule à partir des déformations dans le sens de la largeur par rapport à la déformation de l'épaisseur, soit selon les orientations X et Z respectivement. Les valeurs de r-value varient selon la déformation axiale. La figure 3.8 présente la courbe de la moyenne des r-values en fonction de la déformation longitudinale moyenne lors d'un test de traction. Le début de la courbe présente une grande variation alors que le matériau passe du mode de déformation élastique à plastique. Les valeurs obtenues initialement proviennent des déformations élastiques et mesurer les r-values avec l'élasticité donne des valeurs qui varient beaucoup dû à la faible déformation. Pour avoir une valeur représentative, il faut prendre la valeur de r-value avant le début de la striction pendant que la déformation plastique est relativement uniforme le long de l'échantillon. Lors des différents essais de traction, l'instabilité se situe entre 7% et 9% de déformation, dépendamment de l'orientation de l'essai. Ainsi le r-value est pris à une valeur de 6% (0.06) de déformation.

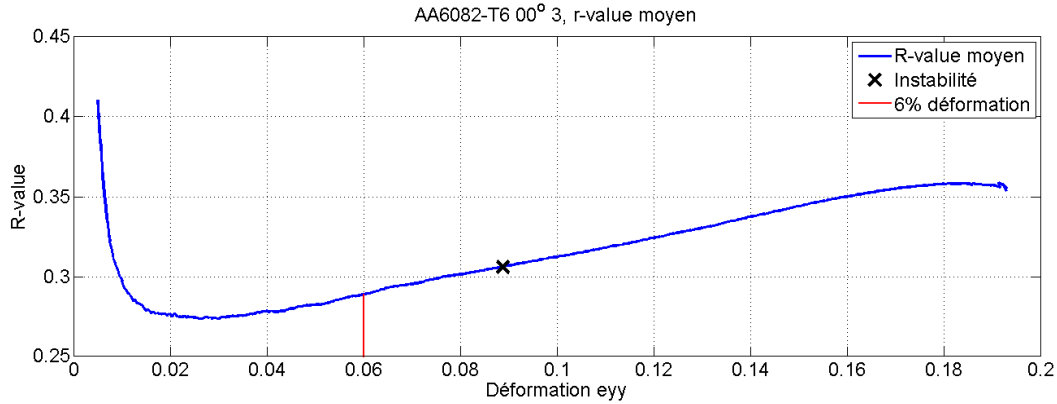


figure 3.8, Valeur de r-value moyenne en fonction de la déformation dans la zone d'analyse pour l'essais de traction à 0° #3

Les graphiques des contraintes et des r-values pour les autres essais de traction se trouvent à l'annexe. Le tableau 3.1 présente les résultats des paramètres d'anisotropie pour les tests de traction. Certains essais ont été réalisés 4 fois, car il y avait un écart dans les courbes de force. Un essai supplémentaire a donc été réalisé.

tableau 3.1, Paramètres d'anisotropie expérimentaux obtenus à partir des tests de traction

Orientation	Échantillon	R-value	R-value moyen	$\sigma_{1\ 0.2\%}$ (MPa)	$\sigma_{1\ \text{moyen}}$ (MPa)
0deg	1	0.29	0.29	324	325
	2	0.30		321	
	3	0.29		329	
15deg	1	0.37	0.39	310	314
	2	0.38		318	
	3	0.40		310	
	4	0.41		318	
30deg	1	0.90	0.90	302	304
	2	0.89		302	
	3	0.93		309	
45deg	1	1.92	1.78	290	283
	2	1.74		282	
	3	1.70		278	
60deg	1	1.44	1.42	290	286
	2	1.40		278	
	3	1.43		291	
75deg	1	0.95	0.95	307	300
	2	0.94		304	
	3	0.95		292	
	4	0.95		295	
90deg	1	0.94	0.90	306	310
	2	0.88		317	
	3	0.87		307	

3.2 Essais biaxiaux

Un essai de traction biaxial permet de calibrer la surface de charge en déterminant la contrainte et le ratio des déformations principales. Ce type d'essai requiert une machine de traction biaxiale et des échantillons cruciformes. Cependant, il n'y a pas de machine de traction biaxiale disponible au Centre des Technologies de l'Aluminium (CNRC-CTA). Pour obtenir les valeurs biaxiales, une autre méthode est utilisée. Cette méthode consiste à comprimer des disques dans le sens de l'épaisseur. Cependant, l'essai ne permet pas de contrôler ni mesurer les forces biaxiales et le fait qu'il y a de la friction entre les disques et le montage, les valeurs obtenues représentent donc une approximation des valeurs biaxiales pour la calibration.

3.2.1 Préparation des disques de compression

Les disques pour les essais de compression biaxiale sont découpés par usinage EDM dans les tubes extrudés. Les disques ont un diamètre de 12.5mm et 2.5mm d'épaisseur. Pour orienter les disques, une ligne noire est tracée sur les disques en suivant la direction d'extrusion. Une ligne bleue est ensuite tracée perpendiculairement à la ligne noire pour définir la direction transverse. Lors des essais, 5 disques sont empilés et placés dans la même orientation grâce aux lignes noires et bleues. La figure 3.9 illustre les 5 échantillons et montre comment la pile est alignée. Pour observer la répétabilité, 30 échantillons ont été préparés pour former 6 piles. Les piles sont identifiées de A à F et, dans chaque pile, les échantillons sont numérotés de 1 à 5.

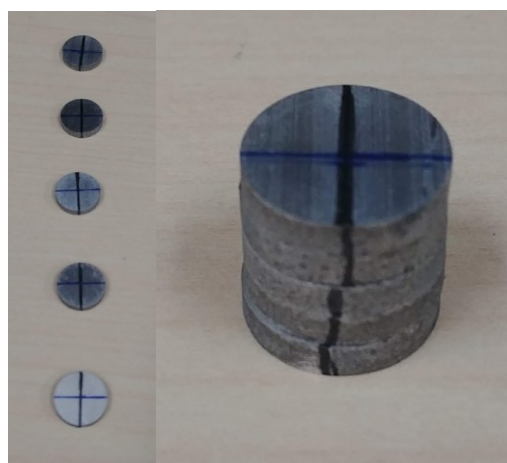


figure 3.9, Disques de compression empilés

3.2.2 Montage de compression biaxiale

Les essais de compression de disques sont également réalisés sur la machine de traction MTS. Le montage comprend deux plaques de compression ayant des cercles concentriques permettant de centrer les échantillons. La plaque du dessus peut pivoter de façon à rester parallèle à la surface de l'échantillon. La figure 3.10 montre le montage de l'essai de compression biaxiale avec les deux plaques et la pile de disques au centre. La cellule de charge est la même cellule de charge de 100KN utilisée précédemment lors des essais de traction. Pour réduire la friction, les deux plaques sont lubrifiées avec du WD40. Les disques sont également empilés afin de diminuer l'impact de la friction des plaques sur le disque du centre.



figure 3.10, Montage de l'essai de compression de disque

3.2.3 Mesure des essais de compression biaxiale

Les deux valeurs déterminées sont le r-value et la limite d'élasticité biaxiaux. Pour calculer le r-value biaxial, le diamètre des disques est mesuré dans la direction d'extrusion à 0° et dans la direction transverse à 90° . En ayant le diamètre initial, les déformations vraies sont calculées à partir de l'équation 3.7. Le r-value biaxial correspond au ratio des déformations vraies entre la déformation à 0° et celle à 90° , tel qu'indiqué à l'équation 3.8.

$$\varepsilon_{\theta} = \ln\left(\frac{d_{\theta}}{d_0}\right) \quad 3.7$$

$$r_b = \frac{\varepsilon_0}{\varepsilon_{90}} \quad 3.8$$

Pour l'anisotropie des contraintes biaxiales, la valeur recherchée est la limite d'élasticité biaxiale normalisée par rapport à l'essai de traction à 0°. La contrainte de l'ingénieur peut être calculée à partir de l'équation 3.9. La limite d'élasticité est généralement obtenue à partir du graphique de la contrainte vraie par rapport à la déformation vraie. Cependant, la déformation n'est pas connue, car ne pouvant pas utiliser d'extensomètre, la seule mesure obtenue correspond au déplacement de la machine, qui est imprécis.

$$\sigma_{ing} = \frac{Force}{Aire_0} \quad 3.9$$

3.2.4 Résultats expérimentaux de l'essais de compression biaxial

Lors des essais avec les piles de disques, la déformation n'est pas uniforme sur toute la surface des disques. La figure 3.11 montre que les disques sont minces à certains endroits et épais à d'autres, formant un profil en vague, lorsqu'observé de côté. Ce phénomène a été observé sur les 5 piles d'échantillons testés, avec une gravité différente selon le niveau de déformation atteint. Cette variation est toujours orientée dans la direction d'extrusion, peu importe l'orientation des échantillons dans la machine. Ce phénomène est probablement dû à la forte anisotropie mécanique du matériau. Ainsi, le r-value biaxial, qui est mesuré en comparant les diamètres dans la direction transverse et dans la direction d'extrusion, ne peut pas être mesuré adéquatement sur les échantillons testés dans une pile.

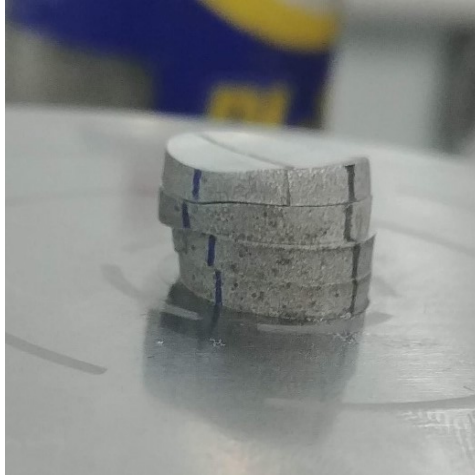


figure 3.11, Déformation des disques suite à la compression

Ce phénomène donne des valeurs de r-value inconsistantes. Ainsi, pour mesurer les r-values, la pile F a été séparée et les disques ont été comprimés un à la fois. Puisqu'il n'y a pas de pile, les forces de friction sont plus élevées. Tel qu'illustré à la figure 3.12, le disque F3 présente des forces plus élevées que la pile de disques C. Cependant pour un disque seul, les déformations sont plus uniformes et le disque reste plat suite au test. Réaliser l'essai sur un seul disque permet de mesurer le r-value, mais pas la limite d'élasticité. Les résultats pour les r-values sont présentés dans le tableau 3.2. Le disque F2 a été mesuré à différents niveaux de déformation.

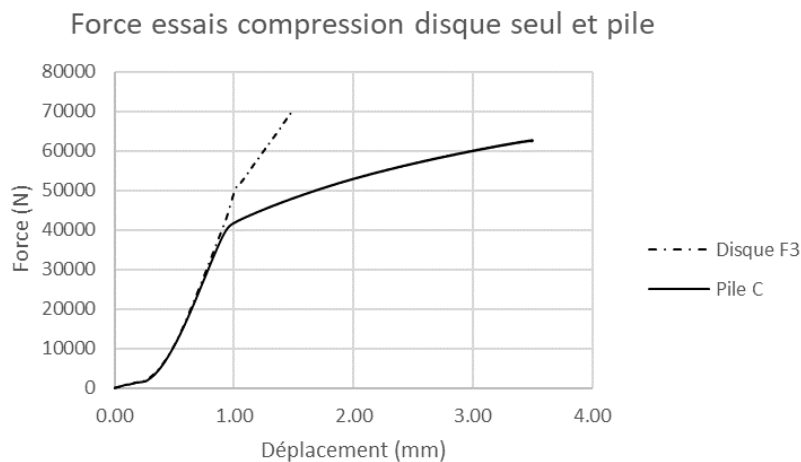


figure 3.12, Comparaison des forces de compression entre une pile et un disque seul

tableau 3.2, Résultats des disques F testés individuellement en compression

Disque	F1	F3	F4	F5	F2				
					Étape 1	Étape 2	Étape 3	Étape 4	Étape 5
ϵ epaisseur	-14.33%	-17.26%	-17.75%	-12.03%	-3.65%	-6.59%	-9.61%	-13.64%	-16.89%
ϵ_0	7.90%	10.32%	10.55%	7.11%	2.37%	4.15%	5.52%	7.76%	9.73%
ϵ_{90}	6.58%	7.78%	8.43%	4.91%	1.98%	3.23%	4.39%	5.91%	7.41%
Rb	0.83	0.75	0.80	0.69	0.84	0.78	0.80	0.76	0.76

Les limites d'élasticité sont mesurées à partir des tests effectués sur les piles soit les essais de A à E. Les vagues sont plus prononcées lorsque les déformations sont importantes. Comme les déformations élastiques sont faibles par rapport aux déformations plastiques, la force correspondant à la limite d'élasticité ne devrait pas être significativement affectée. La figure 3.13 présente les forces de compression pour les piles de A à E. Comme pour l'essai du disque F2, les essais A et B ont été interrompus à plusieurs reprises afin de mesurer les diamètres et la déformation de l'épaisseur. Cela a permis d'établir les déplacements à appliquer pour obtenir un certain niveau de déformation. Cependant, les résultats de l'essai A présentent une variation de la force due aux multiples interruptions qui ont accentué la problématique des vagues. L'essai B a également été testé par étapes, mais moins d'interruptions ont été requises grâce aux informations obtenues à l'essai A. L'essai C a été comprimé jusqu'à environ 20% de déformation et les essais D et E jusqu'à environ 10%.

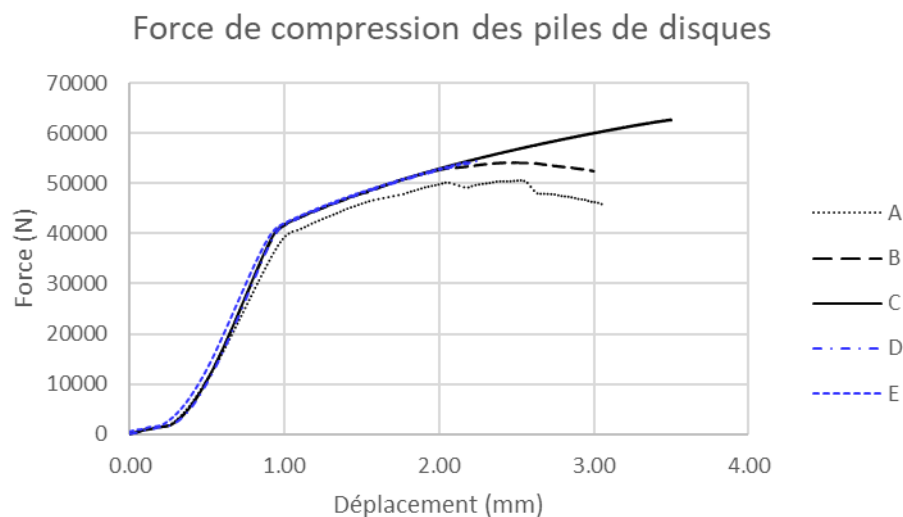


figure 3.13, Force de compression des piles de disques

À la figure 3.13, la zone de transition entre la déformation élastique et plastique est bien visible à environ 41 000N. Les valeurs de force sont obtenues pour chaque courbe. Les valeurs de contrainte vraies sont ensuite calculées et présentées dans le tableau 3.3.

tableau 3.3, Forces pour la limite d'élasticité et la contrainte biaxiale

Essais	A	B	C	D	E
Force limite élastique (N)	40000	41000	41000	41000	41500
Limite élastique (Mpa)	327.00	334.10	334.37	333.57	338.44
Limite élastique normalisée à 0°	1.0072	1.0290	1.0299	1.0274	1.0424

3.3 Essais de microdureté Vickers

Tel que mentionné précédemment, le matériau comprend deux microstructures distinctes. La zone recristallisée, qui forme une couche à la surface extérieure du tube, est trop mince pour être testée par des essais de traction. Ainsi, une méthode employant la microdureté Vickers est utilisée pour déterminer les r-values de la couche recristallisée. Les essais sont réalisés sur une machine de microdureté Vickers qui permet de réaliser les empreintes et les mesures automatiquement.

3.3.1 Échantillons de microdureté

Les microstructures se trouvent dans deux régions différentes du tube. Afin d'évaluer les propriétés de chacune des microstructures, deux séries d'échantillons sont préparées. Chaque série permet d'étudier une zone spécifique de l'échantillon tel que présenté à la figure 3.14.

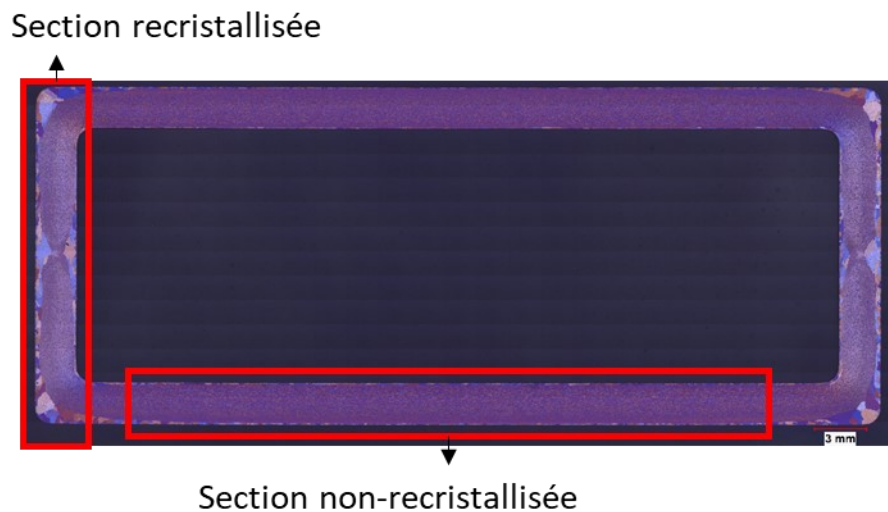


figure 3.14, Zones de mesure pour les empreintes de microdureté Vickers

Pour évaluer plusieurs orientations, les échantillons sont coupés aux 15° par rapport à la direction d'extrusion. La figure 3.15 illustre l'angle de coupe pour les mesures de microdureté Vickers à 0°, 45° et 90°. Les échantillons sont ensuite enrobés de résine puis polis. La figure 3.16 montre un groupe d'échantillons dans la résine avant les tests de microdureté.

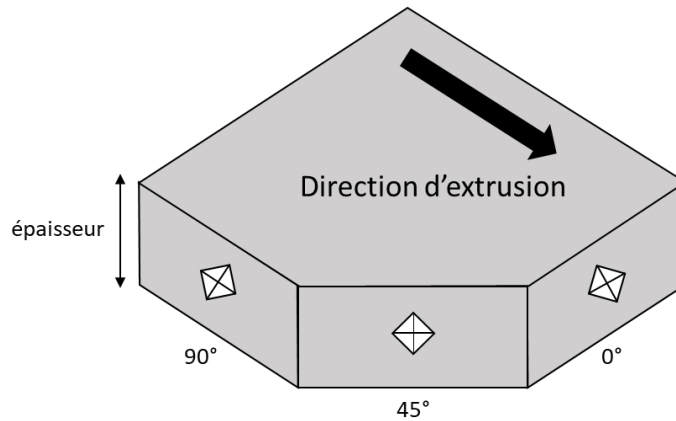


figure 3.15, Orientation des empreintes par rapport à la direction d'extrusion



figure 3.16, Exemple d'échantillons pour la prise de mesure de microdureté Vickers

3.3.2 Type de mesure

Pour déterminer les r-values à partir de la microdureté, la méthode utilisée est celle de Kazutoshi Ohashi et al. (2012) (16). Les valeurs recherchées sont le ratio des diagonales tel que calculé par l'équation 3.10. La figure 3.17 présente un exemple d'empreinte, la diagonale d1 est dans le sens de l'épaisseur. Ce ratio permet d'approximer le r-value avec l'équation 3.11 (16). Cependant, un problème se pose lorsque le ratio $\alpha=1$: le r-value est de 1.3 alors que le résultat devrait être de 1. L'équation n'est pas parfaitement adaptée à la situation, mais permet d'obtenir une approximation.

$$\alpha_{\theta} = \left(\frac{d_2}{d_1}\right)_{\theta} \quad 3.10$$

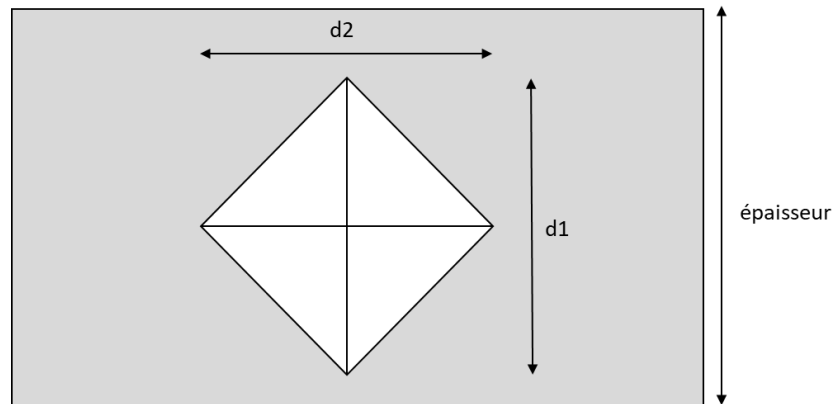


figure 3.17, Identification des deux diagonales

$$r_{\theta} = 15.1\alpha_{\theta}^2 - 13.8 \quad 3.11$$

3.3.3 Prise des mesures de microdureté Vickers

Les empreintes sont réalisées en appliquant une force de 100g sur l'indenteur. À cette force, les diagonales mesurent environ 40µm. Une distance minimale doit être maintenue entre les empreintes, afin d'éviter que la proximité entre deux empreintes ou avec la bordure de l'échantillon ait un impact sur les mesures. Cette distance correspond à 3 fois la diagonale pour la bordure et 6 fois la diagonale pour la distance entre deux empreintes. Les valeurs des diagonales varient beaucoup d'une mesure à l'autre ainsi, pour réduire l'erreur sur les valeurs obtenues, 50 mesures sont réalisées sur chaque ligne.

Pour les mesures de la zone non-recristallisée, la zone est suffisamment épaisse pour réaliser 5 lignes de 50 mesures prises à différentes épaisseurs dans le matériau tel qu'indiqué à la figure 3.18. Cela permet de voir s'il y a une variation de l'anisotropie au niveau de l'épaisseur.

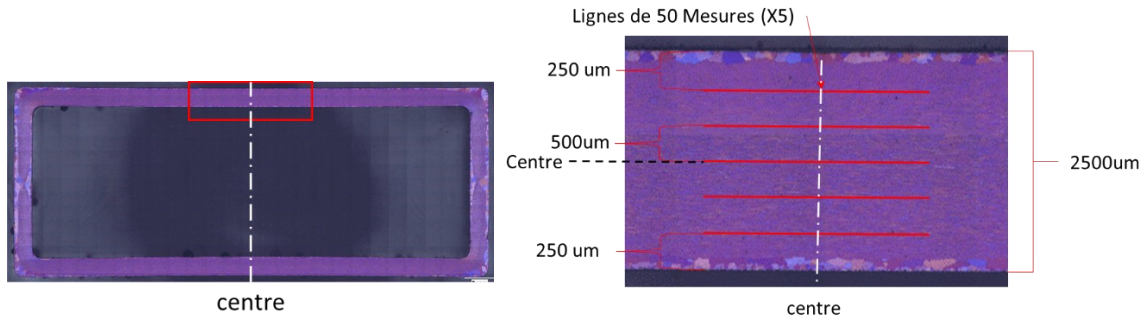


figure 3.18, Position des mesures de microdureté dans la zone non-recristallisée

Pour les mesures dans la zone recristallisée, celle-ci étant moins épaisse, elle ne permet qu'une seule ligne de 50 mesures. La figure 3.19 montre la position des mesures dans la zone recristallisée.

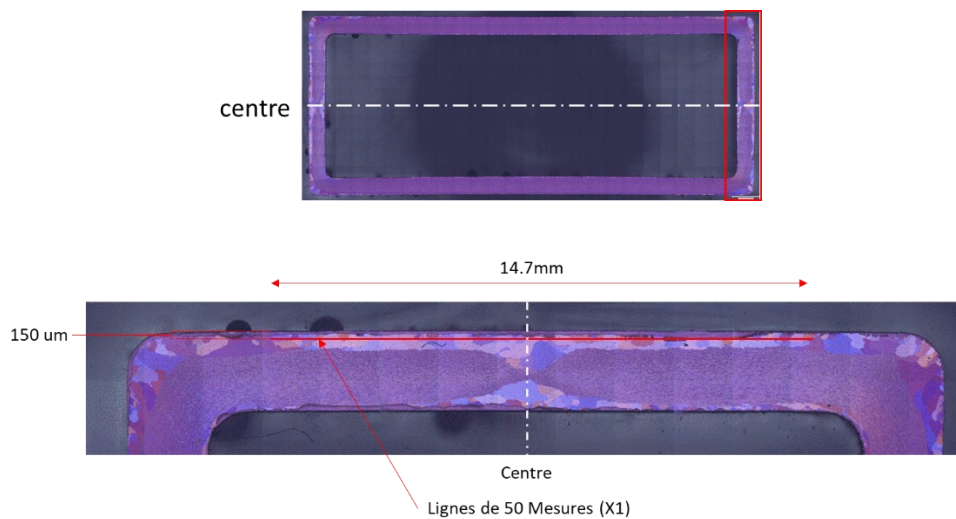


figure 3.19, Position des mesures de microdureté dans la zone recristallisée

3.3.4 Résultats de microdureté Vickers

Comme mentionné précédemment, les valeurs des diagonales présentent beaucoup de variation. Ainsi, la première étape de l'analyse est d'éliminer les valeurs aberrantes. Pour ce faire, la moyenne et l'écart type sont calculés pour chaque ligne de 50 mesures. Selon la loi normale en statistiques, 99.7% des données se retrouvent à moins de 3 fois l'écart type de la moyenne. Les valeurs ayant des diagonales qui divergent de la moyenne de plus de 3 fois l'écart type sont considérées comme erronées et non considérées dans les calculs. Pour déterminer l'intervalle de

confiance de la moyenne, l'écart type de la moyenne est calculé à partir de l'équation 3.12 où NB est le nombre de données utilisées pour calculer la moyenne.

$$Err_{moy} = 3 \frac{Ecart_{type}}{\sqrt{NB}} \quad 3.12$$

3.3.4.1 Analyse des valeurs de la zone non-recristallisée

La zone non-recristallisée est composée de 5 lignes de 50 données. Calculer les valeurs moyennes de ces 5 lignes permet de voir si les ratios des diagonales varient en fonction de l'épaisseur. La figure 3.20 montre 3 courbes de ratio des diagonales en fonction de l'épaisseur dans le matériau avec le niveau de confiance de la moyenne pour chaque point. Les courbes pour les autres échantillons sont présentées dans l'annexe. Les trois courbes illustrées sont celles à 0°, 30° et 45°. Ce sont les courbes qui présentent les plus grandes variations du ratio des diagonales en fonction de l'épaisseur. Les marqueurs autour de chaque point de mesure représentent l'erreur sur la moyenne avec un niveau de confiance de 99.7%. Cette erreur pourrait expliquer en partie les différences des ratios selon la profondeur. Plus de mesures seraient requises afin d'évaluer précisément la variation des ratios dans le sens de l'épaisseur. Toutefois, les variations observées ici sont relativement faibles et ne sont pas observées dans les autres orientations. Ainsi, la variation selon l'épaisseur ne sera pas considérée pour la suite.

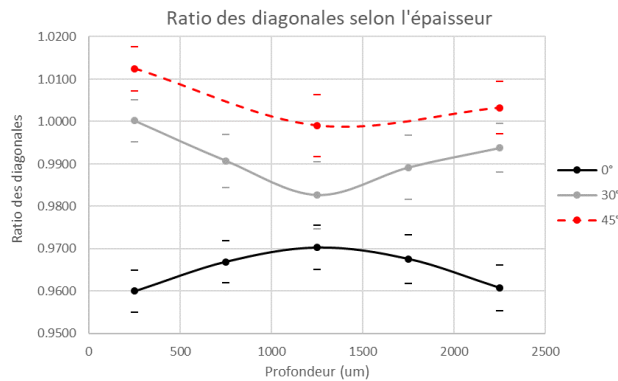


figure 3.20, Variation des ratios des diagonales dans l'épaisseur pour les échantillons à 0°, 30°, 45°

Le ratio moyen des diagonales pour chaque angle est calculé en combinant les différentes lignes de mesure. La valeur moyenne des ratios est présentée à la figure 3.21. Le graphique présente la courbe des ratios des diagonales pour la zone non-recristallisée par rapport aux valeurs de r-value

des essais de traction. La graduation à gauche représente le ratio et la graduation de droite représente les r-values des essais de traction. L'échelle est ajustée pour que les deux courbes aient leur maximum et minimum environ au même endroit. La courbe montre bien qu'il y a une relation entre les r-values et les ratios des diagonales d'un essai de microdureté Vickers.

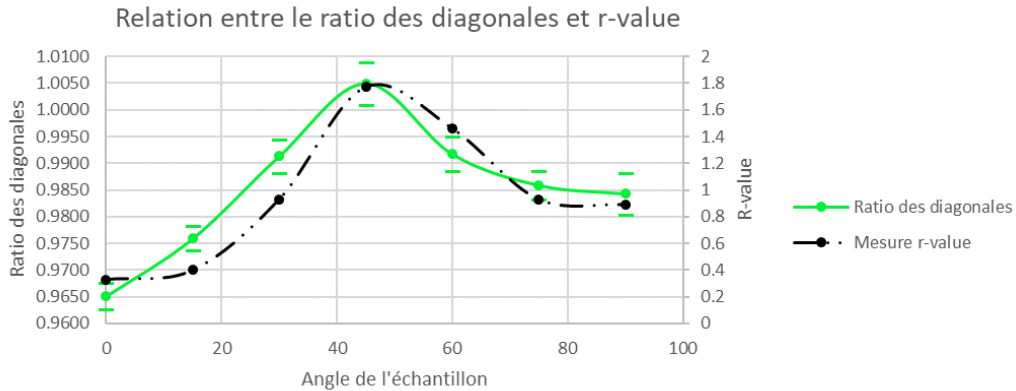


figure 3.21, Valeur des ratios de microdureté de la zone non-recristallisée par rapport au r-value des essais de traction

L'équation 3.11 permet d'estimer le r-value à partir du ratio des diagonales. En calculant le r-value pour chaque angle, la courbe dans la figure 3.22 est obtenue. Les valeurs de r-value estimées, par les essais de microdureté Vickers, présentent une erreur plus grande pour les valeurs au-dessus de 1.

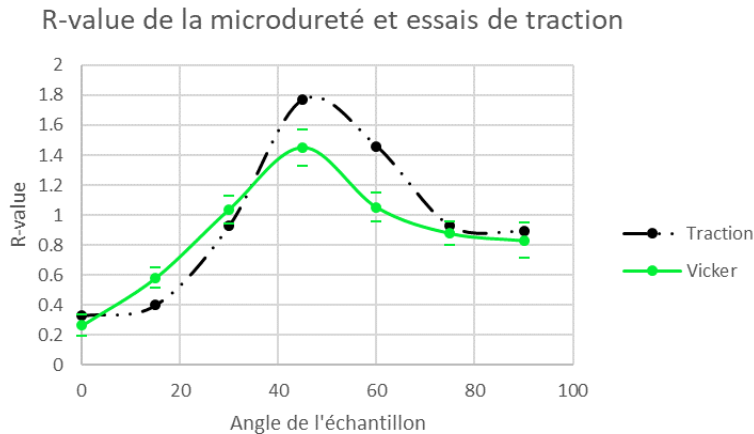


figure 3.22, Valeur de r-value des essais de traction par rapport aux r-values calculés avec les ratios des diagonales pour la zone non-recristallisée

3.3.4.2 Analyse des valeurs de la zone recristallisée

Pour la zone recristallisée, une seule ligne par orientation a été mesurée. La figure 3.23 présente la courbe des r-values calculés à partir des ratios des diagonales pour chaque angle. La variation de r-value pour la zone recristallisée est moins grande que pour la zone non-recristallisée. Cela indique un niveau d'anisotropie des r-values plus faible, ce qui est attendu d'une microstructure recristallisée par rapport à une microstructure fibreuse. Aussi, l'erreur sur la moyenne est du même ordre de grandeur que la variation des valeurs. Il est donc difficile d'établir une courbe d'anisotropie représentative. Ainsi, la zone recristallisée sera considérée comme ayant un comportement isotrope.

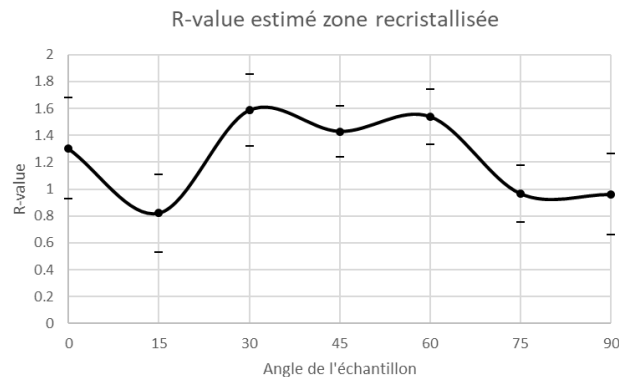


figure 3.23, R-value calculé avec les ratios des diagonales pour la zone recristallisée

3.4 Essais d'écrasement

Contrairement aux autres essais présentés, les essais d'écrasement ne visent pas à caractériser les matériaux. Le but de ces essais est d'obtenir les courbes de force par rapport au déplacement qui serviront à valider les résultats des simulations. La fissuration du tube extrudé est également étudiée. L'endommagement lors des simulations sera comparé avec celui observé lors des essais expérimentaux.

3.4.1 Échantillon des essais d'écrasement

Les tubes utilisés lors des essais d'écrasement sont les mêmes tubes rectangulaires extrudés présentés à la figure 3.1, coupés à une longueur de 200mm. Les coins extérieurs des tubes ont un rayon de courbure de 1mm, ce qui permet au premier pli de se former vers l'intérieur. Pour évaluer la reproductibilité des essais, 3 échantillons sont testés.

3.4.2 Montage expérimental

La figure 3.24 illustre le montage avec un échantillon avant le début d'un test. Le montage est composé d'une plaque avec deux supports à chaque extrémité pour retenir le tube. Une fois le tube en place dans les supports, deux plaques de métal sont vissées sur le dessus des deux supports, ce qui maintient le tube en place durant l'essai. Un poinçon ayant un rayon de courbure de 2 pouces (50,8mm) est placé au-dessus du centre du tube. La cellule de charge de 100kN est la même que celle utilisée pour les autres tests.

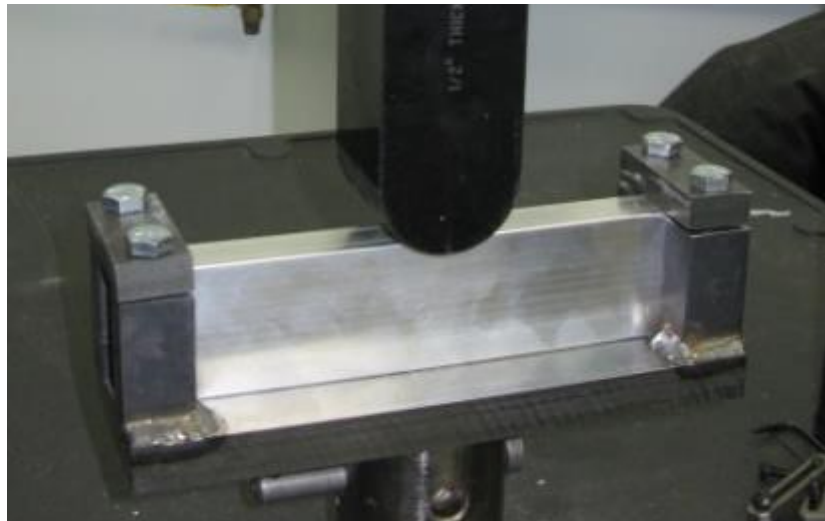


figure 3.24, Montage de l'essai d'écrasement de tube

Lors de l'essai d'écrasement, le poinçon descend à vitesse constante sur un déplacement de 36mm. La force est mesurée par la cellule de charge de 100kN. Le déplacement est celui enregistré par la machine MTS et sa valeur est plus élevée que le déplacement au niveau de l'échantillon, car la valeur comprend le jeu et la déformation du montage sous la force.

3.4.3 Courbes de force

Trois essais d'écrasement de tubes ont été réalisés. Les courbes de force sont présentées à la figure 3.25. Les trois échantillons ont des résultats très similaires. Lors de l'essai sur l'échantillon #1 une erreur est survenue, car une limite de 90kN était fixée dans le programme de la machine, ce qui a interrompu le test lorsque la force a excédé cette limite. Le test a été redémarré au même point où l'arrêt est survenu et le résultat demeure proche des deux autres essais. L'essai #1 a été reconstruit

à partir des données de la machine pour les deux parties de tests. Cela illustre une bonne répétabilité.

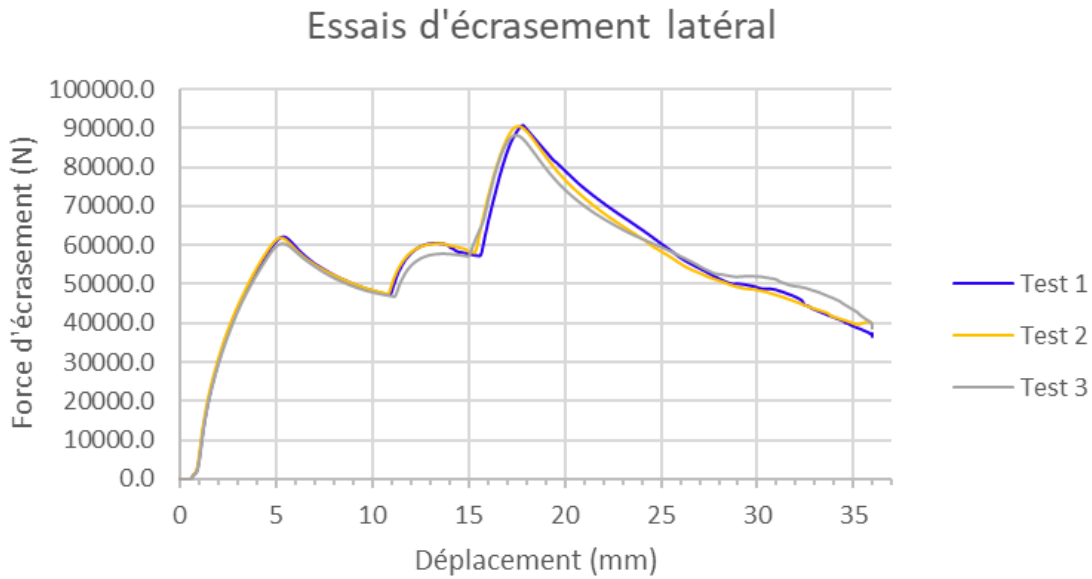


figure 3.25, Courbes de force pour les essais d'écrasement de tubes

3.4.4 Ajustement des courbes

Puisque les courbes sont très similaires, la courbe de l'essai #2 sera utilisée pour représenter les résultats expérimentaux. Cependant, l'origine des courbes ne débutent pas à 0mm. La courbe expérimentale est la courbe #2 ajustée en décalant l'origine de 0.85mm. La figure 3.26 montre le début de la courbe en détail.

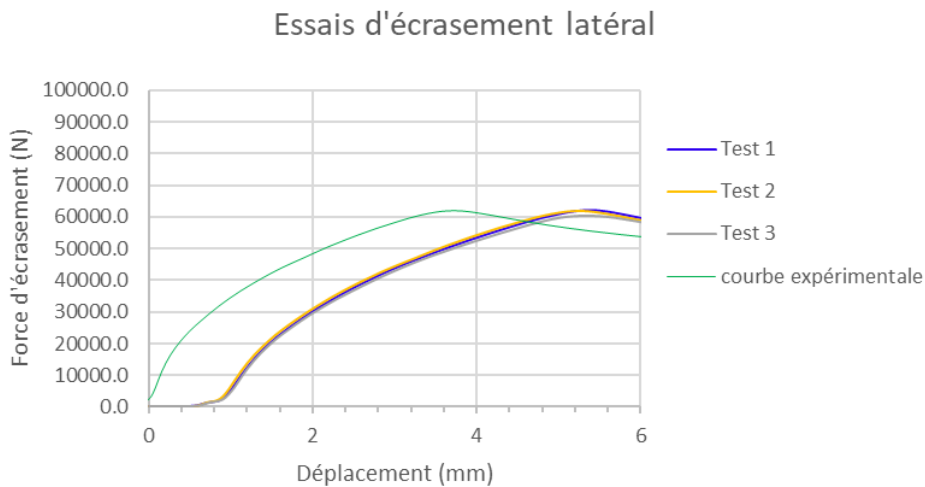


figure 3.26, Ajustement de l'origine de la courbe

3.4.5 Endommagement suite aux essais d'écrasement

Les échantillons présentent plusieurs sites de ruptures suite aux essais d'écrasement. Pour décrire l'endommagement des tubes, différentes zones sujettes à la rupture sont identifiées tel qu'indiqué à la figure 3.27.

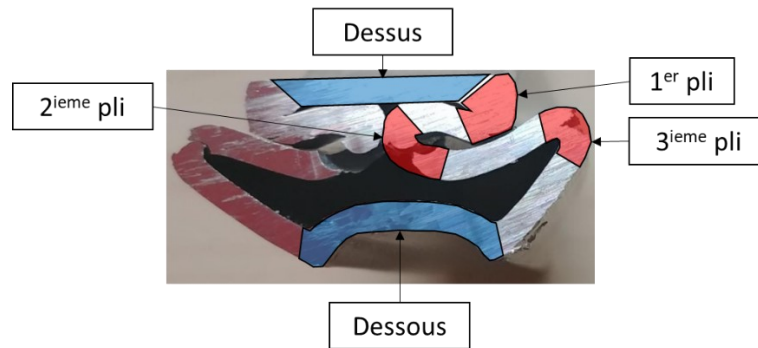
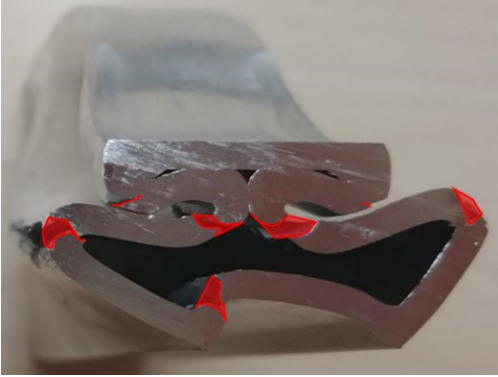



figure 3.27, Identification des zones sujettes à rupture

L'endommagement des tubes est présenté dans le tableau 3.4. Puisque la courbe de force et la forme finale de l'échantillon #2 sont très similaires à celles de l'échantillon #1, l'échantillon #2 n'a pas été coupé au centre. Les essais #1 et #2 ne se sont pas écrasés symétriquement et ont dévié d'un côté alors que l'essai #3 s'est déformé symétriquement. Une autre différence entre l'échantillon #1 et #3 est la fissuration du dessous qui est partielle pour l'échantillon #3 et complète pour l'échantillon #1. De plus, dans l'échantillon #3 nous observons une fissure sous le deuxième pli dans la direction transverse représentée par une ligne rouge au tableau 3.4.

tableau 3.4, Endommagement des tubes en rouge, profil de coupe

Essais	Images	Description
1		<p>Fissuration partielle du 1^{er} pli, rupture du 2^{ieme} pli, fissuration du 3^{ieme} pli, rupture du dessous (1 côté)</p>
3		<p>Fissuration partielle du 1^{er} pli, rupture du 2^{ieme} pli, fissuration du 3^{ieme} pli, fissuration partielle du dessous (1 côté), fissure sous le 2^{ieme} pli dans la direction transverse</p>

Les côtés des 3 échantillons présentent les mêmes fissures apparentes. Il est possible de voir la longueur de la fissuration du 3^{ieme} pli et la fissuration partielle du 1^{er} pli à la figure 3.28.



figure 3.28, Fissuration du tube de l'essai #2 vue de côté

3.5 Résumé des résultats expérimentaux

Ce chapitre présente les différents essais expérimentaux réalisés pour caractériser l'alliage d'aluminium AA6082-T6. La caractérisation se concentre principalement sur l'anisotropie mécanique du matériau.

Dans un premier temps, des essais de traction ont été réalisés à des angles de 15° . Cela a permis de déterminer l'anisotropie des contraintes d'élasticité et des r-values. Les résultats mettent en évidence le comportement anisotrope du matériau, c'est-à-dire que son comportement mécanique varie en fonction de l'orientation du chargement.

Dans un deuxième temps, des essais de compression ont été réalisés sur des disques pour évaluer le comportement biaxial du matériau. Les essais ont été divisés en deux types d'essais afin de mesurer les deux paramètres d'anisotropie recherchés. Un essai de compression sur une pile de disques permet de réduire l'impact de la force de friction et permet donc de mesurer la limite d'élasticité. Les essais sur des disques seuls permettent de mesurer la valeur de r-value biaxial.

Dans un troisième temps, les essais de microdureté Vickers ont été utilisés afin de déterminer l'anisotropie de la couche recristallisée. Les tests de microdureté ont d'abord été réalisés sur la couche non-recristallisée. Ces résultats ont ensuite été comparés aux valeurs obtenues par les essais de traction. Cela a permis de déterminer que la mesure des ratios des diagonales est représentative de la valeur de r-value. Donc, il a été établi que l'anisotropie de la couche recristallisée est faible. Ainsi la couche recristallisée est considérée isotrope.

Enfin, le dernier type d'essais est la compression de tube extrudé. Ces essais permettent d'obtenir des valeurs de forces expérimentales qui pourront être comparées aux résultats des simulations par éléments finis. Les essais ont révélé des zones d'endommagement ainsi que leur sévérité.

Chapitre 4 : Loi de comportement plastique

Pour représenter le comportement plastique du matériau dans une simulation par éléments finis, une loi de comportement plastique est utilisée. Les lois de comportement plastique, aussi appelées fonction de charge, permettent de définir le domaine de déformation plastique par une équation mathématique. L'équation peut être représentée par une enveloppe à 3 dimensions dans l'espace des contraintes dont la surface représente la zone de transition d'un comportement élastique à plastique. À la figure 4.1, la fonction de charge du critère de Von Mises est représentée. Lorsque l'état de contrainte se trouve à l'intérieur de l'enveloppe, le matériau est en état de déformation élastique. Lorsque l'état de contrainte atteint l'enveloppe, le matériau tombe en déformation plastique.

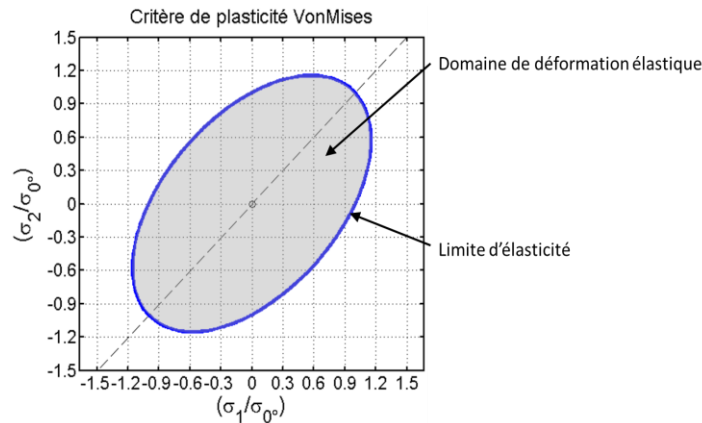


figure 4.1, Fonction de charge de Von Mises

4.1 Lois de comportements anisotropes

Le programme de simulation numérique utilisé dans ce projet est LS-DYNA. Ce programme comprend plusieurs lois de comportement pouvant être sélectionnées. Il offre également la possibilité d'intégrer une loi de comportement définie par l'utilisateur. Le projet qui consiste à représenter le comportement du AA6082-T6 requiert une loi de comportement anisotrope en trois dimensions. Le manuel de LS-DYNA r11 inclut quelques lois de comportement anisotrope pour des éléments solides, à 3 dimensions. (35)

La première loi de comportement explorée est celle de Hill48. Cette loi est une fonction polynomiale d'ordre 2 avec 6 coefficients présentée à l'équation 4.2 (20). Lorsque la loi est calibrée en fonction du comportement dans un plan, tel que requis ici, 4 coefficients sont à calibrer.

Dans la littérature, la loi de Hill48 est souvent calibrée soit en utilisant les r-values ou les limites d'élasticité. En calibrant l'équation avec un seul des deux paramètres d'anisotropie, la loi ne représente pas bien le comportement des matériaux fortement anisotrope tel que le AA6082-T6.
(4)

La seconde loi de comportement explorée est celle de Stoughton. Cette loi est non associée, ce qui permet d'exprimer la fonction de charge et la direction d'écoulement plastique individuellement. Ainsi, les deux paramètres d'anisotropie peuvent être représentés indépendamment l'un de l'autre (24). Cependant, diverses simulations réalisées au CTA semblent indiquer que la loi intégrée dans LS-DYNA R11 se comporte comme une loi associée plutôt que comme une loi non associée.

La troisième loi explorée est la loi de Barlat 91. Cette loi inclut 6 paramètres d'ajustement de l'anisotropie. Cependant la précision de cette loi ne permet pas de représenter adéquatement le comportement de matériaux fortement anisotropes tel que le AA6082-T6 extrudé à chaud.

Une loi de comportement adéquate devra alors être intégrée dans LS-DYNA. Plusieurs lois anisotropes pourraient avoir la flexibilité requise afin de représenter le comportement du AA6082-T6. La loi 3D de Barlat, YLD2004, est intéressante, mais sa complexité représente un défi important à l'intégration dans LS-DYNA¹. Une autre option intéressante est une loi polynomiale. Ce type de loi, exprimée par une équation polynomiale, facilite la calibration des paramètres et l'intégration de l'équation dans LS-DYNA. En outre, le degré de l'équation polynomiale peut être ajusté afin de mieux représenter le comportement du matériau.

4.2 Loi de comportement polynomiale d'ordre 6

Les lois de comportement 3D disponibles dans LS-DYNA R11 ne permettent pas de modéliser un comportement anisotrope similaire au AA6082-T6. LS-DYNA permet à l'utilisateur de définir une loi de comportement personnalisée. Une loi polynomiale est choisie, car ce type de loi est plus simple à exprimer sous forme d'équations et la précision peut être ajustée en modifiant l'ordre du polynôme.

¹ Barlat 2004 a été intégrée à LS-DYNA dans la nouvelle version R12

La loi polynomiale développée est basée sur la loi de Hill48 qui est une loi polynomiale d'ordre 2 bien établie et présentée à l'équation 4.2. L'équation polynomiale de Hill48 est élevée au cube pour obtenir une équation d'ordre 6 à l'équation 4.3. Les simplifications de l'équation 4.1 sont utilisées afin de faciliter l'expression des polynômes.

$$a = (\sigma_{11} - \sigma_{22}) \quad ; \quad b = (\sigma_{22} - \sigma_{33}) \quad ; \quad c = (\sigma_{33} - \sigma_{11}) \quad 4.1$$

$$Hill48 = \frac{1}{2} [Ha^2 + Fb^2 + Gc^2 + 2N\sigma_{12}^2 + 2M\sigma_{13}^2 + 2L\sigma_{23}^2] = \sigma_{yield}^2 \quad 4.2$$

$$\begin{aligned} Hill48^3 = \frac{1}{8} [F^3b^6 + G^3c^6 + H^3a^6 + H^2Fa^4b^2 + H^2Ga^4c^2 + HF^2a^2b^4 + HG^2a^2c^4 + \\ F^2Gb^4c^2 + FG^2b^2c^4 + HFGa^2b^2c^2 + (2N\sigma_{12}^2 + 2M\sigma_{13}^2 + 2L\sigma_{23}^2) + \\ (H^2a^4 + HFa^2b^2 + HGa^2c^2 + F^2b^4 + FGb^2c^2 + G^2c^4) + \\ (2N\sigma_{12}^2 + 2M\sigma_{13}^2 + 2L\sigma_{23}^2)^2(Ha^2 + Fb^2 + Gc^2) + (2N\sigma_{12}^2 + 2M\sigma_{13}^2 + 2L\sigma_{23}^2)^3] = \sigma_{yield}^6 \end{aligned} \quad 4.3$$

Les différentes combinaisons des paramètres H, F, G, L, M et N forment nos nouveaux coefficients à l'équation 4.3. Les coefficients sont multipliés par des constantes afin que le cas isotrope soit défini par les coefficients à 1 (C1=C2=...=C22=1).

$$\begin{aligned} Hill48^3 = \frac{1}{8} [C1b^6 + C2c^6 + C3a^6] + \frac{3}{8} [C4b^4c^2 + C5a^2b^4 + C6b^2c^4 + C7a^2c^4 + \\ C8a^4b^2 + C9a^4c^2] + \frac{6}{8} [C10a^2b^2c^2] + (\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2 + \sigma_{23}^2) \left(\frac{9}{4} [C11b^4 + C12c^4 + C13a^4] + \right. \\ \left. \frac{9}{2} [C14b^2c^2 + C15a^2b^2 + C16a^2c^2] \right) + \frac{27}{2} (\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2 + \sigma_{23}^2)^2 [C17b^2 + C18c^2 + C19a^2] + \\ 27(C20\sigma_{12}^2 + C21\sigma_{23}^2 + C22\sigma_{13}^2)^3 = \sigma_{yield}^6 \end{aligned} \quad 4.4$$

4.3 Calibration des équations

Les 22 coefficients de la loi de comportement sont calibrés à partir des valeurs expérimentales de r-value et de la limite d'élasticité normalisée obtenue lors des essais de traction aux 15°. À partir de l'équation de la loi de comportement, les valeurs de r-value et de limite d'élasticité peuvent être calculées. La loi de comportement étant une loi polynomiale, cela facilite la calibration des coefficients.

4.3.1 Calibration par rapport à la limite d'élasticité

Pour évaluer la limite d'élasticité à différents angles, les valeurs des contraintes dans l'équation polynomiale sont remplacées par des valeurs trigonométriques à l'équation 4.5. Les valeurs des contraintes hors du plan (σ_{11}, σ_{22}) sont posées égales à 0 à l'équation 4.6.

$$\sigma_{11} = (\cos\theta)^2 \quad ; \quad \sigma_{22} = (\sin\theta)^2 \quad ; \quad \sigma_{12} = \cos\theta\sin\theta \quad 4.5$$

$$\sigma_{33} = \sigma_{23} = \sigma_{31} = 0 \quad 4.6$$

Aussi, afin d'évaluer les paramètres, les contraintes sont normalisées par rapport à la limite d'élasticité à 0°. À l'équation 4.7, le coefficient C2 est ajusté pour fixer la valeur normalisée de la contrainte à 0° égale à 1.

$$C2 = 8 - C3 - 3 * C7 - 3 * C9 \quad 4.7$$

L'erreur sur la contrainte normalisée est définie à l'équation 4.8. Les valeurs de contrainte normalisée expérimentales doivent être élevées au même ordre que l'équation. L'exposant n représente l'ordre de l'équation qui, ici, est de 6 (n=6).

$$Err_{\sigma} = \sum_{\theta=0}^{90} (\bar{\sigma}_{\theta}^{-n} - Hill48^3((\cos\theta)^2, (\sin\theta)^2, \cos\theta\sin\theta))^2 \quad 4.8$$

4.3.2 Calibration des résultats par rapport aux r-values

Afin d'évaluer les r-values à partir de l'équation polynomiale, l'équation doit être dérivée en fonction des contraintes dans le plan (σ_{11}, σ_{22}) tel qu'illustré à l'équation 4.9.

$$r_{theo}(\sigma) = \frac{- \left[(\cos\theta)^2 \frac{dHill48^3}{d\sigma_{22}} + (\sin\theta)^2 \frac{dHill48^3}{d\sigma_{11}} - \sin\theta\cos\theta \frac{dHill48^3}{d\sigma_{12}} \right]}{\frac{dHill48^3}{d\sigma_{22}} + \frac{dHill48^3}{d\sigma_{11}}} \quad 4.9$$

Après avoir dérivé le polynôme, les contraintes sont remplacées par les valeurs trigonométriques de l'équation 4.5 tout comme pour la calibration des limites d'élasticité. L'erreur est calculée à l'équation 4.10 en évaluant la différence entre les r-values mesurés et ceux calculés par la fonction polynomiale de l'équation 4.9

$$Err_r = \sum_{\theta=0}^{90} \left(r_{\theta-exp} - r_{theo}((\cos\theta)^2, (\sin\theta)^2, \cos\theta\sin\theta) \right)^2 \quad 4.10$$

4.3.3 Calibration des valeurs en contrainte équi-biaxiale

Dans le cas d'un chargement équi-biaxial, la méthodologie utilisée précédemment permet également de calculer le ratio des contraintes. Cependant, l'équation 4.11 qui permet d'obtenir le r-value biaxial, est différente.

$$r_{b-theo} = \frac{\frac{dHill48^3}{d\sigma_{22}}}{\frac{dHill48^3}{d\sigma_{11}}} \quad 4.11$$

Pour le remplacement des contraintes, plutôt que d'utiliser des fonctions trigonométriques, les valeurs des contraintes sont remplacées par le cas de chargement équi-biaxial des équations 4.12 et 4.13.

$$\sigma_{11} = 1 \quad ; \quad \sigma_{22} = 1 \quad 4.12$$

$$\sigma_{33} = \sigma_{12} = \sigma_{23} = \sigma_{31} = 0 \quad 4.13$$

Les fonctions d'erreur des valeurs équi-biaxiales restent similaires aux précédentes, sauf que les angles ne sont pas considérés. L'erreur pour le r-value équi-biaxial est présentée à l'équation 4.14 et l'erreur pour la contrainte équi-biaxiale est présentée à l'équation 4.15.

$$Err_{rb} = (r_{b-exp} - r_{b-theo})^2 \quad 4.14$$

$$Err_{\sigma b} = (\bar{\sigma}_b^{-n} - Hill48^3(1,1,0))^2 \quad 4.15$$

4.3.4 Valeur expérimentale pour la calibration

Les valeurs expérimentales utilisées pour la calibration sont les r-values et les limites d'élasticité aux 15° ainsi que le r-value et la limite d'élasticité biaxiaux. Pour les r-values, les valeurs utilisées pour la calibration ont été prises à 10% de déformation bien que ces valeurs se situent peu après l'instabilité. La différence entre les valeurs prises à 10% et à 6% de déformation est faible. Ainsi,

la calibration n'a pas été refaite avec les valeurs à 6% de déformation. Les valeurs des r-values moyennes aux 15° pour des déformations de 10% et 6% sont présentées dans le tableau 4.1.

tableau 4.1, Valeurs moyennes des r-values à 6% de déformation et 10% de déformation

Angle	R-value moyen		% Erreur
	10% déformation	6% déformation	
0	0.32	0.29	7.68%
15	0.40	0.39	3.79%
30	0.93	0.90	2.45%
45	1.77	1.78	-0.73%
60	1.46	1.42	2.87%
75	0.93	0.95	-1.89%
90	0.89	0.90	-0.56%

4.3.5 Évaluation des coefficients

La calibration des coefficients est réalisée dans Matlab avec la fonction intégrée *fsolve*. L'équation optimisée est celle où la somme des erreurs est minimale. Afin de faciliter l'ajustement des coefficients, des facteurs de poids (*w*) sont ajoutés dans l'équation d'erreur 4.16. Les valeurs initiales des coefficients de la fonction sont posées comme étant le cas isotrope soit $C1$ à $C22=1$. Les facteurs de poids sont ajustés afin de diminuer l'erreur sur certains paramètres.

$$Erreur = w_{\sigma} * Err_{\sigma} + w_r * Err_r + w_{\sigma b} * Err_{\sigma b} + w_{rb} * Err_{rb} \quad 4.16$$

Les valeurs des coefficients donnant la meilleure courbe sont sauvegardées. Pour comparer les résultats, la fonction de Hill48 est également calibrée en utilisant la même méthode. La figure 4.2 illustre le graphique des r-values et la figure 4.3 illustre le graphique des limites d'élasticité normalisées à 0°. La loi Hill48³ représente mieux les valeurs expérimentales que la loi de Hill48. Les valeurs des coefficients utilisés pour calibrer la loi de Hill48³ sont présentées dans le tableau 4.2.

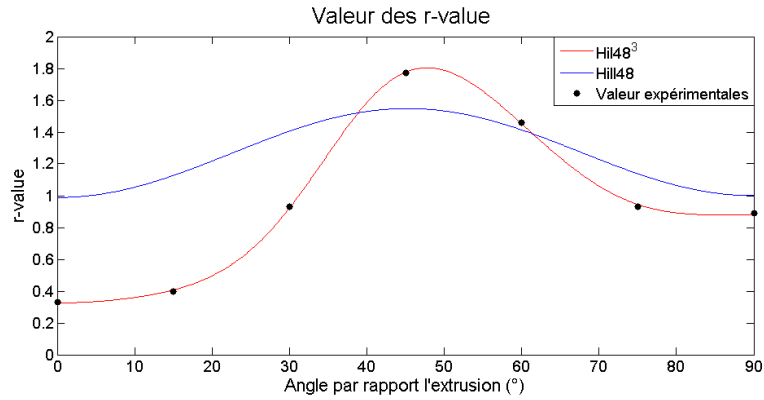


figure 4.2, R-value des lois de Hill48 et Hill48³ suite à la calibration

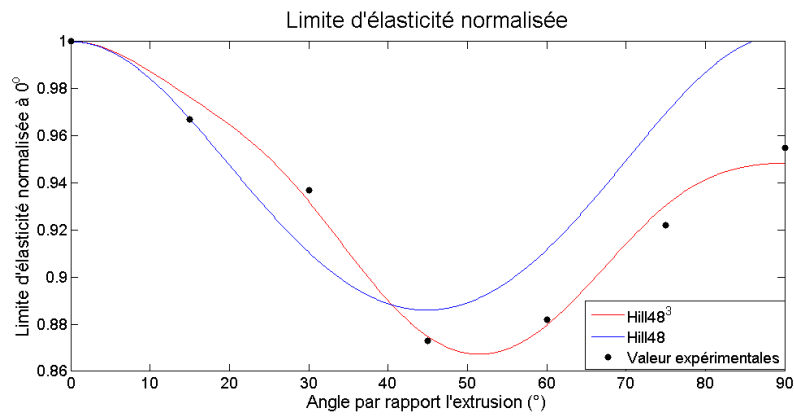


figure 4.3, Limite d'élasticité normalisée des lois de Hill48 et Hill48³ suite à la calibration

tableau 4.2, Valeur des coefficients de la loi de Hill48³ calibrée

C1	1.5479	C9	0.0154	C17	3.0490
C2	3.4465	C10	1.4514	C18	0.1809
C3	0.6496	C11	1.4467	C19	1.3504
C4	1.0057	C12	2.7962	C20	1.4534
C5	1.3707	C13	0.1467	C21	1.0000
C6	-0.0011	C14	1.2710	C22	1.0000
C7	1.2859	C15	2.2586		
C8	1.5616	C16	0.8601		

4.3.6 Erreur de la fonction de charge

L'erreur entre les points expérimentaux et les valeurs obtenues de l'équation sont présentées dans le tableau 4.3. On peut voir que l'erreur est faible pour la loi de comportement Hill48³. L'erreur

est inférieure à 2% pour tous les points expérimentaux, ce qui est une grande amélioration par rapport à Hill48. La fonction de Hill48 présente des erreurs importantes.

tableau 4.3, Erreur entre les résultats expérimentaux et les lois de Hill48 et Hill48³ calibrées

Valeur	Angle	Expérimental	Hill48 ³		Hill48	
			Équation	% erreur	Équation	% erreur
Limite d'élasticité normalisée	0	1	1	0.00%	1	0.00%
	15	0.967	0.976	0.93%	0.967	0.00%
	30	0.937	0.932	-0.53%	0.911	-2.77%
	45	0.873	0.875	0.23%	0.886	1.49%
	60	0.882	0.88	-0.23%	0.912	3.40%
	75	0.922	0.93	0.87%	0.97	5.21%
	90	0.955	0.948	-0.73%	1.03	7.85%
r-value	0	0.32	0.326	1.88%	0.988	208.75%
	15	0.4	0.407	1.75%	1.127	181.75%
	30	0.93	0.923	-0.75%	1.405	51.08%
	45	1.77	1.776	0.34%	1.548	-12.54%
	60	1.46	1.452	-0.55%	1.413	-3.22%
	75	0.93	0.945	1.61%	1.138	22.37%
	90	0.89	0.879	-1.24%	1	12.36%
Limite d'élasticité normalisée biaxial		1	0.9998	-0.02%	1	0.00%
r-value biaxial		0.8	0.7996	-0.05%	0.9886	23.58%

La différence entre les deux lois de comportement est également visible sur les surfaces de charge. La figure 4.4 montre la surface de charge pour Hill48 et Hill48³. Les marqueurs X noirs représentent les ratios des limites d'élasticité expérimentales en 0°, 90° et équi-biaxiale.

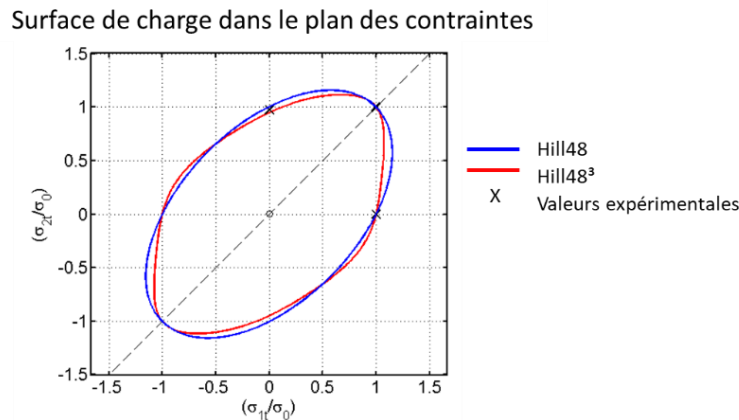


figure 4.4, Surfaces de charge pour Hill48 et Hill48³

4.4 Retour sur la loi de comportement plastique

Dans cette section, différentes lois de comportement anisotrope 3D, disponibles dans LS-DYNA R11, ont été explorées. Les limitations de ces différentes lois indiquent que ces dernières ne peuvent pas représenter l'anisotropie du AA6082-T6 avec précision. Afin d'obtenir une loi plus précise, la loi de Hill48 a été élevée au cube pour établir une nouvelle loi polynomiale d'ordre 6.

Les équations permettant de calculer les r-values ainsi que les contraintes normalisées à partir de la nouvelle formulation de la loi de comportement sont présentées. En comparant les valeurs obtenues par la loi de comportement Hill48³ aux valeurs expérimentales, une fonction d'erreur est créée. Cette fonction est utilisée afin d'optimiser les coefficients et minimiser l'erreur.

Lorsque les coefficients sont calibrés, la loi de comportement Hill48³ calcule des valeurs représentatives des paramètres d'anisotropie. La nouvelle loi constitue une amélioration significative par rapport aux valeurs obtenues avec la loi de Hill48.

Chapitre 5 : Simulation numérique

La loi de comportement de Hill48³ donne des résultats représentatifs de l'anisotropie du AA6082-T6. Cette section vise à utiliser la loi dans des simulations par éléments finis. Dans un premier temps, un modèle de traction uniaxiale simple est utilisé afin de valider la loi de comportement par rapport aux valeurs théoriques de la loi. Par la suite, un modèle d'essai d'écrasement de tube est modélisé par éléments finis. Les résultats des simulations de l'essai d'écrasement sont comparés aux résultats obtenus lors des essais expérimentaux. Les éléments d'intérêt sont les courbes de force par rapport au déplacement et l'endommagement des tubes.

5.1 Validation de la loi de comportement

Dans un premier temps, la loi de comportement Hill48³ est validée par la simulation d'essais de traction. Cette méthode permet de comparer les résultats théoriques de r-values et de limites d'élasticité normalisées avec les valeurs des simulations.

5.1.1 Modèle de l'essai de traction par éléments finis

Un modèle par éléments finis ayant les mêmes dimensions que les échantillons utilisés lors des essais de traction est créé. Le modèle possède deux plans de symétrie (XY et XZ), ce qui permet de couper l'échantillon en 4 et de réduire le temps de simulation. Le modèle par éléments finis est montré à la figure 5.1. Le modèle est composé d'éléments briques de 0.25mm afin d'améliorer la précision.

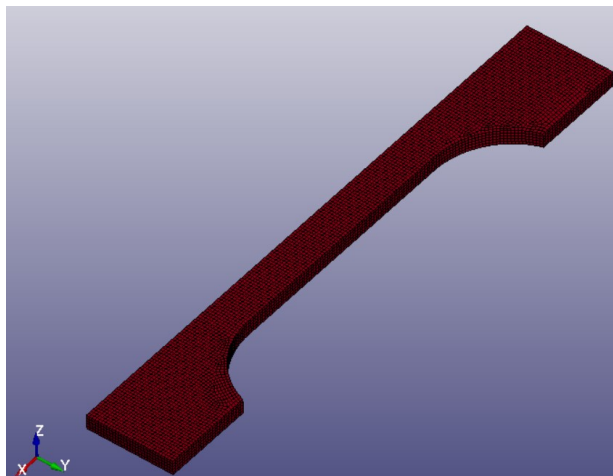


figure 5.1, Modèle d'éléments finis de la simulation de l'essai de traction

Les simulations des essais de traction ont été réalisées aux 15° . L'option AOPT=2 dans LS-DYNA est utilisée afin de contrôler l'orientation du matériau dans la simulation. Cette option permet de définir deux vecteurs qui établissent l'orientation du matériau par rapport aux axes globaux. Les valeurs des simulations sont extraites en définissant une zone de 10mm au centre de l'échantillon. Cette zone est illustrée à la figure 5.2. La zone a la même taille que la zone d'analyse des essais de traction expérimentaux. Les valeurs de contraintes et de déformations de chaque élément de la zone sont obtenues dans un fichier de sortie ELOUT et les valeurs moyennes sont calculées.

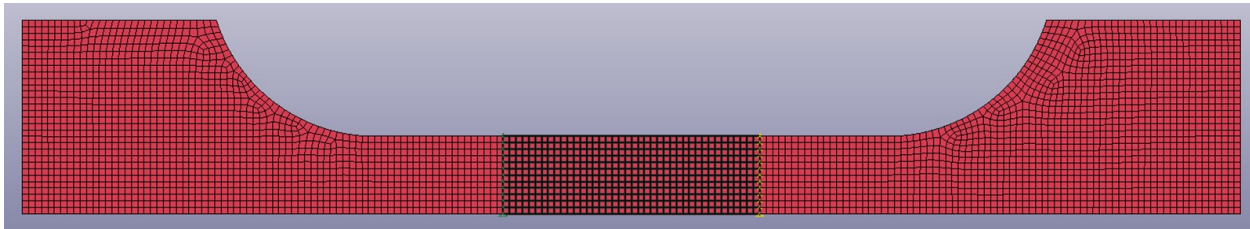


figure 5.2, Zone d'analyse des simulations d'essais de traction

5.1.2 Résultats des simulations d'essais de traction

La figure 5.3 présente les valeurs de r-value obtenues lors de la simulation à 0° . Les r-values ont une valeur qui varie en fonction de la déformation. La valeur de référence utilisée pour la comparaison est le r-value à 6% de déformation, soit la même que pour les essais expérimentaux.

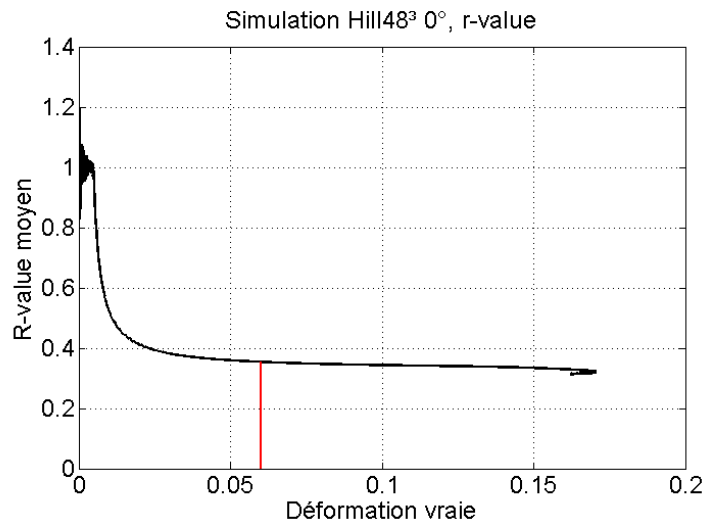


figure 5.3, R-value en fonction des déformations de la simulation d'un essai de traction à 0°

La limite d'élasticité est évaluée sur le graphique des contraintes et déformations vraies de la simulation. Contrairement au graphique expérimental, le graphique de la simulation présente une délimitation évidente entre la déformation élastique et la déformation plastique. La figure 5.4 montre la limite d'élasticité qui correspond à la ligne horizontale rouge.

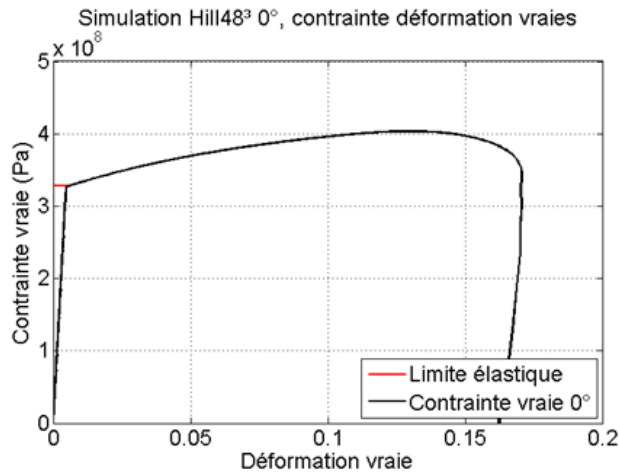


figure 5.4, Courbe de contraintes et déformations vraies de la simulation de l'essai de traction à 0°

Les résultats des simulations sont présentés au tableau 5.1. L'erreur des valeurs de simulation par rapport aux valeurs théoriques de la loi de comportement est calculée par l'équation 5.1. L'erreur la plus élevée correspond aux valeurs de r-value à 0° et 15° avec une erreur de 8.5% et 6.4% respectivement. Cette erreur correspond à une différence inférieure à 0.03 sur la valeur de r-value, ce qui est faible.

$$Err_{sim} = \frac{Valeur_{sim} - Valeur_{theo}}{Valeur_{theo}} * 100 \quad 5.1$$

tableau 5.1, Erreur entre les valeurs théoriques et les simulations des essais de traction avec la loi de comportement Hill48³

Valeur	Angle	Expérimetale	Équation Hill48 ³	Simulation Hill48 ³	
				Valeurs	erreur %
Limite d'élasticité normalisée	0	1	1	1.000	0.000%
	15	0.967	0.976	0.989	1.305%
	30	0.937	0.932	0.936	0.445%
	45	0.873	0.875	0.882	0.800%
	60	0.882	0.88	0.884	0.441%
	75	0.922	0.93	0.936	0.594%
	90	0.955	0.948	0.959	1.193%
r-value	0	0.32	0.326	0.354	8.589%
	15	0.4	0.407	0.433	6.388%
	30	0.93	0.923	0.929	0.650%
	45	1.77	1.776	1.721	-3.097%
	60	1.46	1.452	1.424	-1.928%
	75	0.93	0.945	0.949	0.423%
	90	0.89	0.879	0.886	0.796%
Limite d'élasticité (MPa)	0	324.7	321.6	319.5	-0.647%
	15	314.0	313.9	315.9	0.649%
	30	304.2	299.7	299.1	-0.204%
	45	283.4	281.4	281.8	0.148%
	60	286.4	283.0	282.4	-0.209%
	75	299.3	299.1	298.9	-0.057%
	90	310.1	304.9	306.5	0.539%

5.2 Simulation de l'essai d'écrasement

Le modèle par éléments finis de l'essai d'écrasement de tube extrudé est illustré à la figure 5.5. Le tube représente une section de 20cm retenue aux extrémités par des supports fixes. Les supports sont espacés de 18 cm, ce qui donne une zone de contact de 1cm avec l'échantillon à chaque bout. L'extrémité du poinçon d'un diamètre de 2 pouces (50.8mm) est modélisée avec des éléments coques (shells) rigides en bleu. Le tube, en rouge, est modélisé avec des éléments solides. La taille des éléments est de 0.5mm sous le poinçon et le reste du tube est composé d'éléments plus grossiers afin de réduire le temps de simulation. Les autres composantes sont modélisées avec des éléments coques et une loi de comportement rigide leur est appliquée.

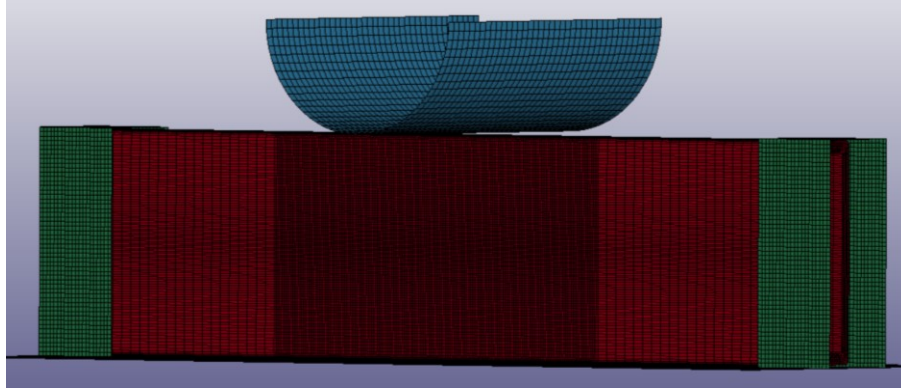


figure 5.5, Modèle par éléments finis de l'essai d'écrasement de tube extrudé

Les éléments de la zone centrale du tube ont une taille de 0.5mm afin d'augmenter le niveau de détail. Cela permet de mieux capturer les fissures et la déformation du matériau. Comme la simulation est complexe et inclut beaucoup d'éléments, le temps de simulation est assez long. Afin de réduire le temps de simulation, le plan de symétrie au centre du modèle est utilisé pour le diviser en deux, tel qu'illustré à la figure 5.6.

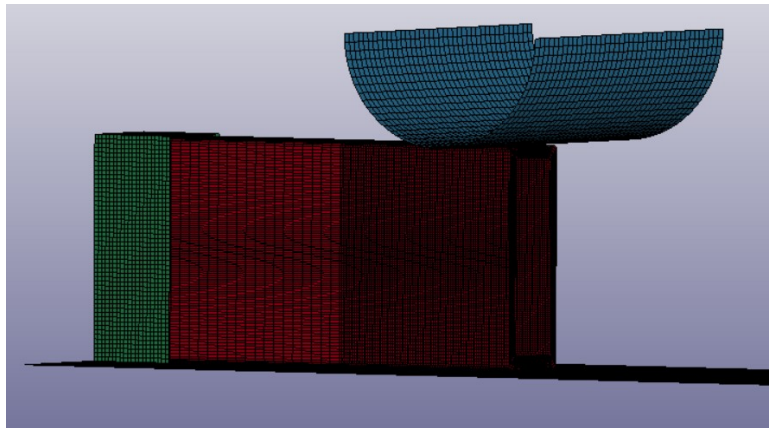


figure 5.6, Modèle d'éléments finis présentant une symétrie au centre

Pour représenter le comportement anisotrope, il faut définir l'orientation du matériau par rapport aux éléments solides. La direction principale du matériau est dans le sens de l'extrusion du tube, ce qui représente l'orientation à 0°. Dans la figure 5.7, les flèches vertes indiquent la direction transverse correspondant à l'orientation 90° dans les essais de traction. Les éléments de type ELEMENT_SOLID_ORTHO sont utilisés. Ce type d'éléments solides permet de définir l'orientation du matériau pour chacun des éléments indépendamment.

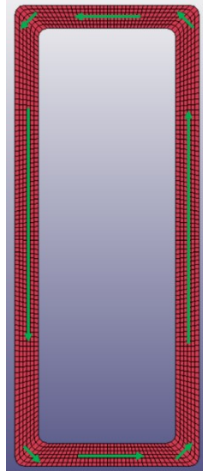


figure 5.7, Orientation des éléments indiquée par les lignes vertes

5.2.1 Variation du modèle

Différentes variations du modèle par éléments finis sont créées afin d'en observer l'effet sur le comportement du tube. Le modèle courbé est la première variation. Ce modèle présente une faible courbure des parois du tube vers l'intérieur. Cette courbure respecte les limites de fabrication du tube et vise à voir si la différence de géométrie a un effet important. La courbure est de 0.15mm dans la partie verticale et 0.081mm sur le dessus et le dessous, tel qu'illustré à la figure 5.8.

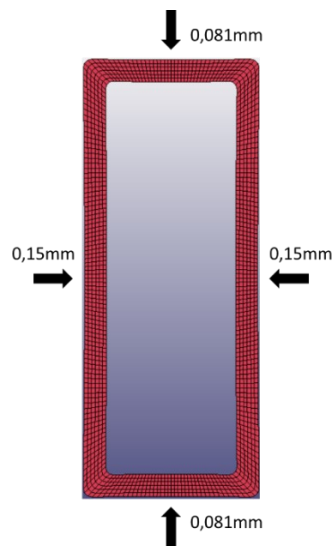


figure 5.8, Modèle d'éléments finis du tube courbé

La seconde variation du modèle combine une couche recristallisée et une couche non-recristallisée. Le comportement mécanique de la couche recristallisée est posé comme étant isotrope même s'il

n'a pu être étudié directement lors des essais de traction. Toutefois, les résultats des essais de microdureté semblent indiquer un comportement relativement isotrope en ce qui concerne les r -values. Cependant, la limite d'élasticité de la couche recristallisée n'a pas été déterminée. La limite d'élasticité de la couche recristallisée, ainsi que l'écroûissage, sont alors posés comme étant ceux obtenus aux essais de traction à 0° . La figure 5.9 montre une vue en coupe du modèle par éléments finis. La zone en jaune représente la zone recristallisée et le comportement de cette zone sera défini par la loi de Von Mises qui est une loi isotrope.

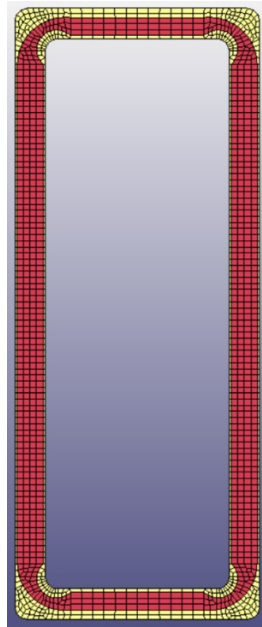


figure 5.9, Modèle d'éléments finis incorporant les zones recristallisée et non-recristallisée

5.3 Ajustement de la courbe des essais d'écrasement expérimentaux

Les résultats de la courbe des essais d'écrasement expérimentaux incluent les déformations élastiques inhérentes à la machine de traction et au montage. La correction de la courbe expérimentale se fait par un ajustement du déplacement mesuré avec un facteur proportionnel à la force exercée selon l'équation 5.2. Le facteur (Fact) est ajusté jusqu'à ce que la pente initiale de la courbe expérimentale soit similaire à celles des courbes de simulation et une valeur de $1/85\ 000$ mm/N est établie. Cela représente 1mm de déformation élastique de la machine et du montage à 85 000N de force. La figure 5.10 permet de voir l'écart initial entre la courbe expérimentale non corrigée et la courbe corrigée par rapport aux courbes des simulations.

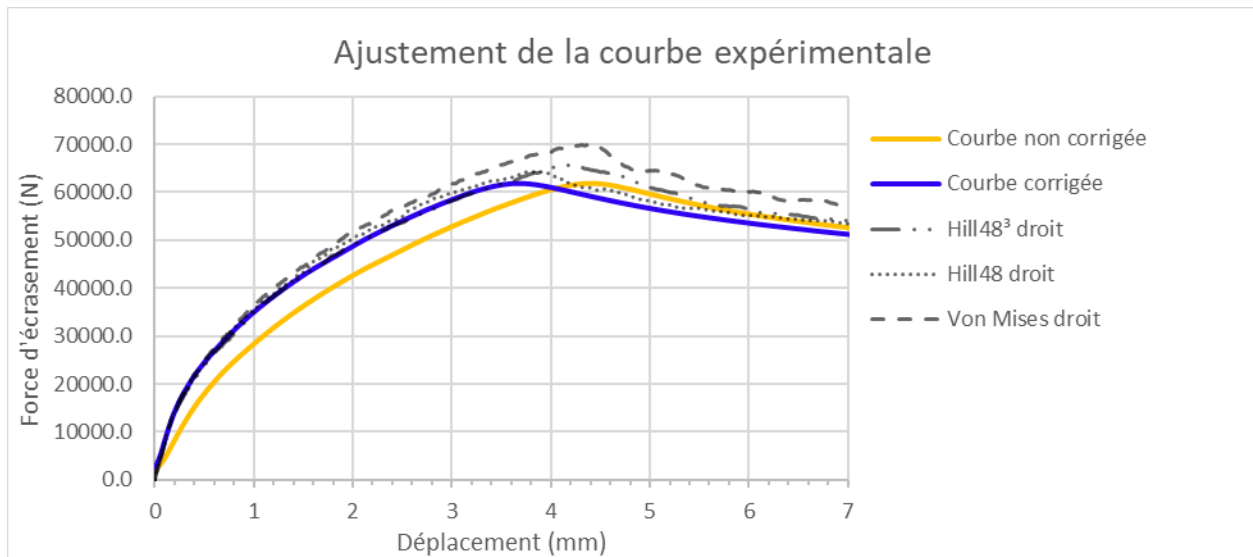


figure 5.10, Ajustement de la courbe expérimentale pour considérer les déformations élastiques du montage

5.3.1 Présentation des résultats de simulation

Dans cette section, les courbes de forces relatives au déplacement sont présentées et comparées avec la courbe expérimentale. L'endommagement de GISSMO est intégré dans les simulations et calibré à partir d'essais mécaniques réalisés précédemment au CTA. L'endommagement des tubes dans les simulations sera comparé aux essais expérimentaux. Les résultats sont séparés en fonction des trois lois de comportement utilisées. La première est celle formulée lors de ce projet, soit la loi Hill48³. La seconde est la loi de Hill48 qui est utilisée à titre de comparaison. Finalement, la troisième loi est celle de Von Mises qui est isotrope.

5.3.1.1 Formation des plis

La courbe de force par rapport au déplacement comprend plusieurs points d'intérêt distincts. Les points d'inflexion lors de l'essai d'écrasement sont expliqués par l'observation de la zone de déformation des simulations à ces points. La figure 5.11 montre 7 points d'intérêt sur la courbe. Dans le tableau 5.2, une image de la simulation est présentée pour chacun des points d'intérêt. Ces images permettent d'expliquer les variations de force observées dans le graphique.

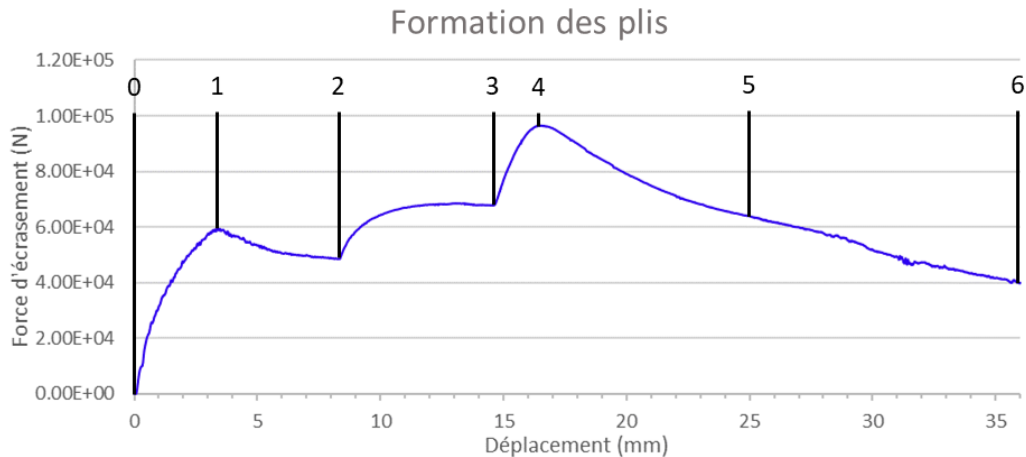
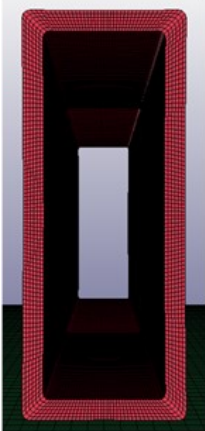
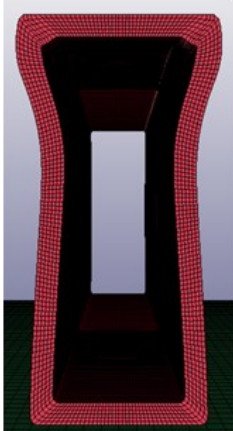
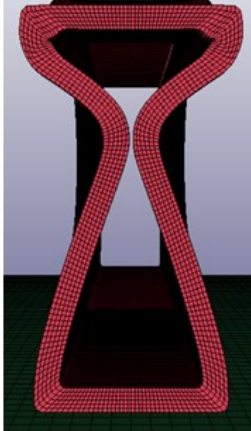
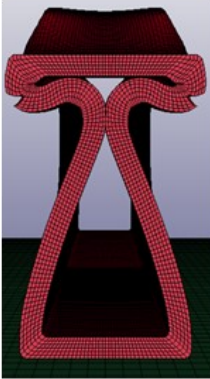
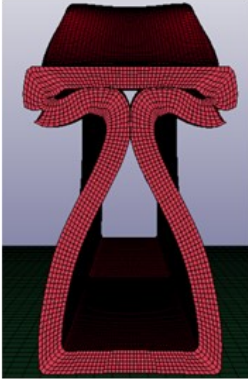
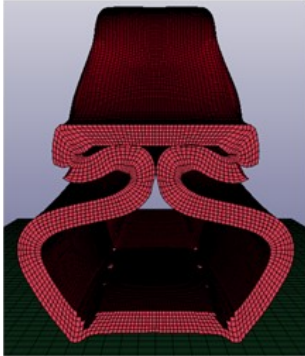
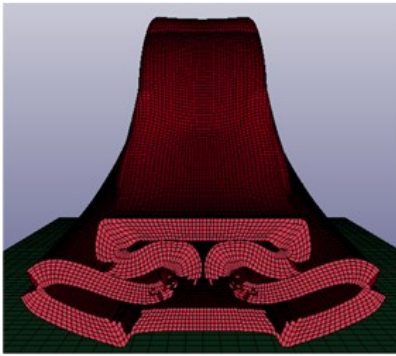


figure 5.11, Points d'inflexion lors de la simulation de l'essai d'écrasement

À l'état 1, un premier maximum de force est atteint alors que les plis 1 et 2 se forment, suivi par une réduction de force pendant le pliage. À l'état 2, on constate que les plis 2, qui se forment de chaque côté de l'échantillon, entrent en contact. Ce contact est suivi d'une augmentation de force jusqu'à l'état 3. Il y a aussi fissuration du pli 1 entre l'état 2 et 3. À l'état 3, le dessus de l'échantillon entre en contact avec le pli 2 ce qui provoque une seconde augmentation de force. À l'état 4, la force est maximale et on observe la formation du pli 3 dans la partie inférieure de l'échantillon. Suite à la formation du pli 3, la force diminue et une fissuration du dessous de l'échantillon apparaît. À l'état 5, on observe le pli 3 qui continue de plier et la croissance de la fissuration du dessous, ce qui contribue à la réduction de la force. À l'état 6, la simulation est complétée et il n'y a plus d'évolution de l'endommagement.

tableau 5.2, État de la simulation aux différents points d'intérêt

		
0	1	2
État initial	Formation du premier et du deuxième plis	Contact au niveau du deuxième pli
		
3	4	
Contact entre le dessus et le deuxième pli	Formation du troisième pli Maximum de force	
		
5	6	
Force décroissante suite à la formation du troisième pli Propagation des fissures du dessous	État final	

5.3.1.2 Loi de Hill48³

La loi de comportement de Hill48³ est appliquée sur 3 modèles par éléments finis différents : une version du tube parfaitement droit, une version courbée et une version courbée incluant une zone recristallisée. Les résultats de ces simulations sont présentés à la figure 5.12. La courbe bleue correspond à la courbe expérimentale corrigée. Le comportement des simulations est très proche de la courbe expérimentale jusqu'au point d'intérêt #2. Entre les points d'intérêt #2 et #3, les simulations présentent une force environ 10 000N plus élevée par rapport aux résultats expérimentaux. Cette zone est caractérisée par le pliage du pli 1 jusqu'au moment où le dessus du tube entre en contact avec le pli 2 (point d'intérêt #3). Une autre différence s'observe au niveau du maximum de force qui est plus élevé dans le cas des simulations par rapport aux résultats expérimentaux.

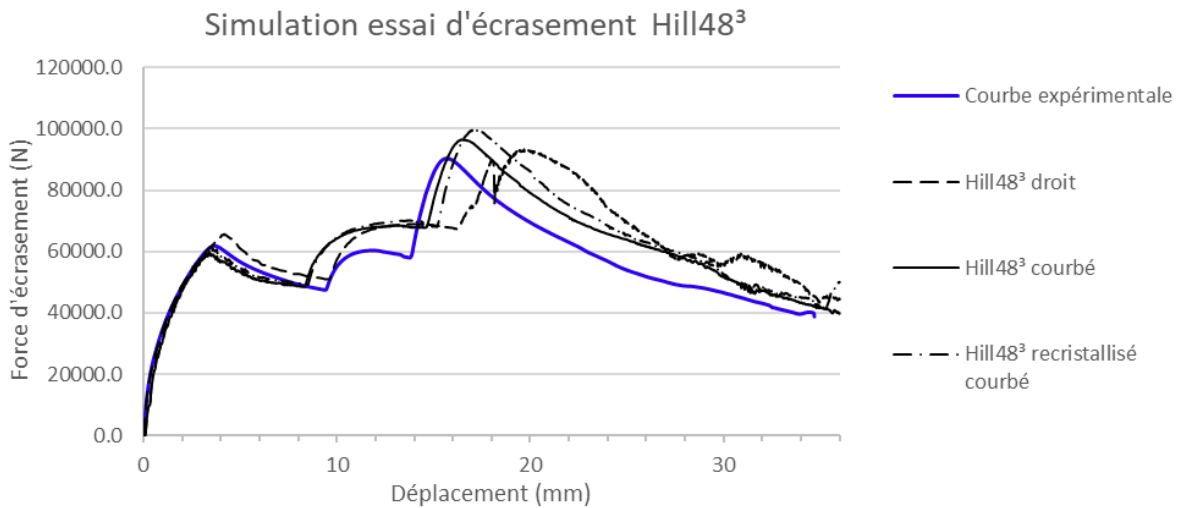


figure 5.12, Courbes des simulations de l'essai d'écrasement pour la loi Hill48³

La rupture des échantillons à la fin de la simulation est comparée à l'endommagement des tubes 1 et 3 des essais expérimentaux. La figure 5.13 montre que la simulation de Hill48³ droit présente une rupture du dessus de l'échantillon. Cette rupture survient approximativement à 18mm de déformation et se caractérise par une baisse rapide de la force dans le graphique de la figure 5.12. Quant aux deux autres simulations, la rupture est similaire aux essais expérimentaux. Les deux simulations avec les tubes courbés présentent une fissure du pli 1, une rupture complète du pli 2 et une fissure du pli 3. La principale différence est au niveau de la fissure du dessous qui, dans le cas

des essais expérimentaux, est moins longue et seulement d'un côté. Aussi, dans les essais expérimentaux le dessous du tube courbe alors qu'il reste relativement droit dans les simulations.

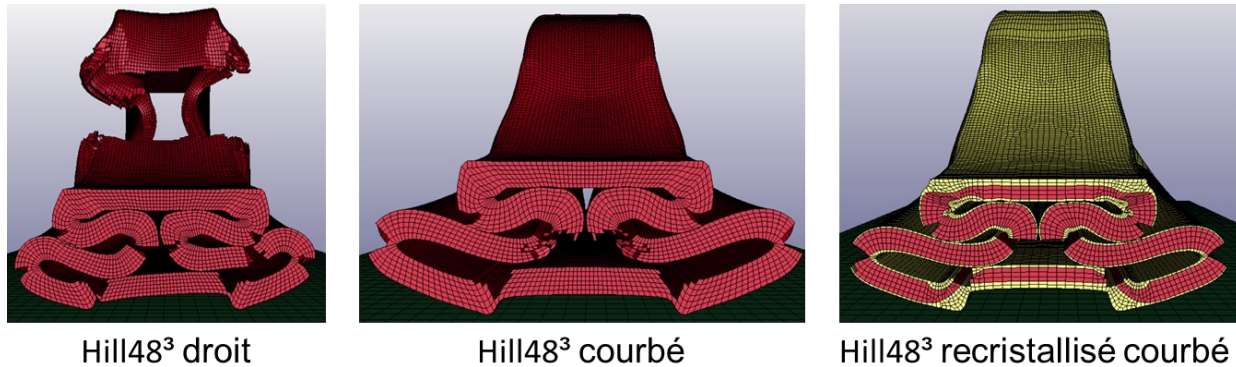


figure 5.13, Endommagement final des simulations d'écrasement pour la loi de Hill48³

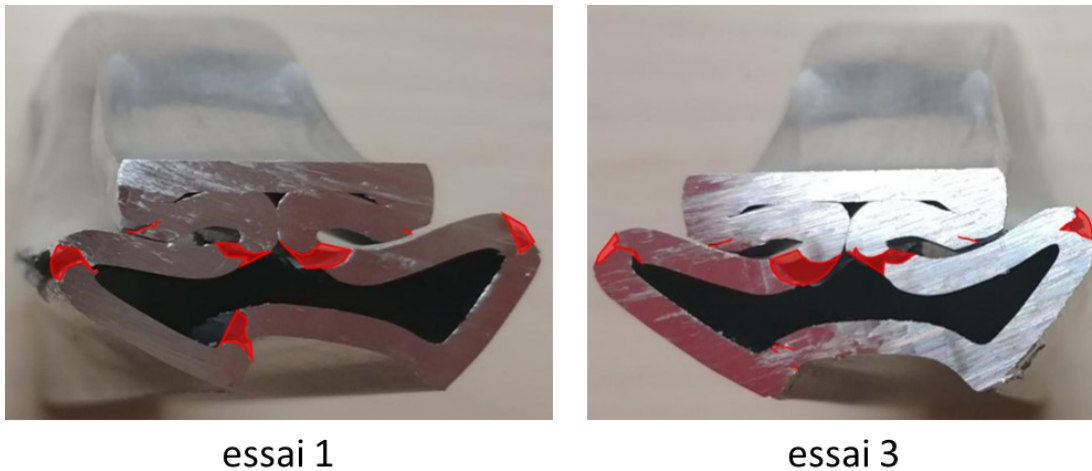
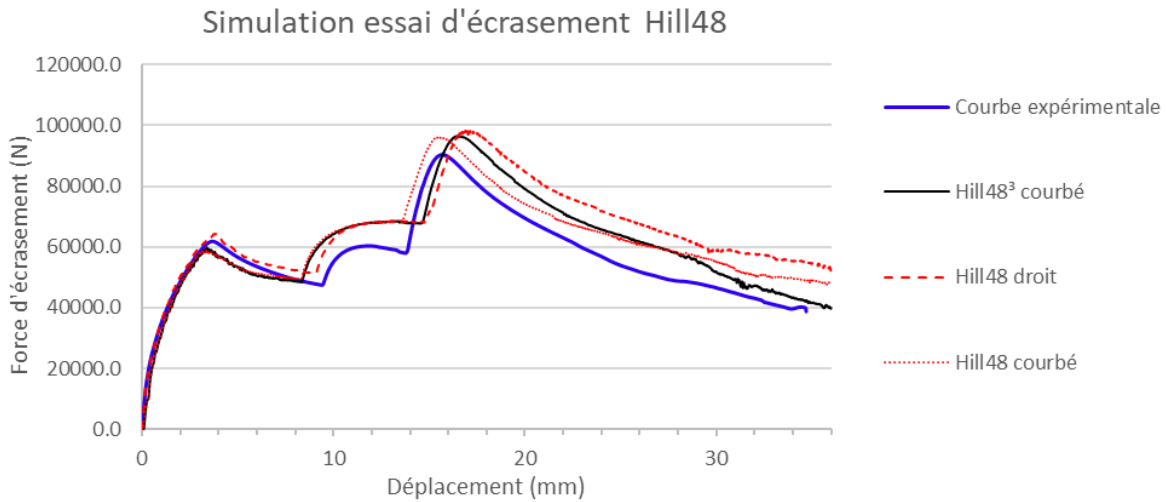


figure 5.14, Endommagement des tubes lors des essais d'écrasement expérimentaux

5.3.1.3 Loi de Hill48

La loi de Hill48 utilise des paramètres calculés par la même méthode d'optimisation que pour Hill48³. Ces simulations présentent deux variations, soit une avec le tube droit et la seconde avec le tube courbé. Les résultats sont présentés à la figure 5.15 et comparés à la courbe expérimentale ainsi qu'à la simulation avec la loi Hill48³ avec tube courbé. Les simulations avec la loi de Hill48 et Hill48³ sont similaires dans le cas de tubes courbés. Donc, puisque Hill48³ représente bien l'anisotropie, l'erreur qui subsiste entre les essais expérimentaux et les simulations provient

possiblement d'une autre source que l'anisotropie. Aussi, la loi de Hill48 pourrait être suffisante pour représenter le comportement à l'impact de l'alliage de AA6082-T6 extrudé à chaud. La courbure imposée au tube affecte principalement la force au premier point d'intérêt et décale la courbe vers la gauche. Aussi, pour la simulation avec le tube courbé, les valeurs de déplacement pour les maximums de force se rapprochent des valeurs expérimentales.



Z

figure 5.15, Courbes des simulations de l'essai d'écrasement pour la loi de Hill48

L'endommagement des simulations avec la loi de Hill48 est similaire à Hill48³. Cependant dans le cas de Hill48, la rupture au niveau du pli 2 n'est pas complète ce qui diffère des essais expérimentaux.

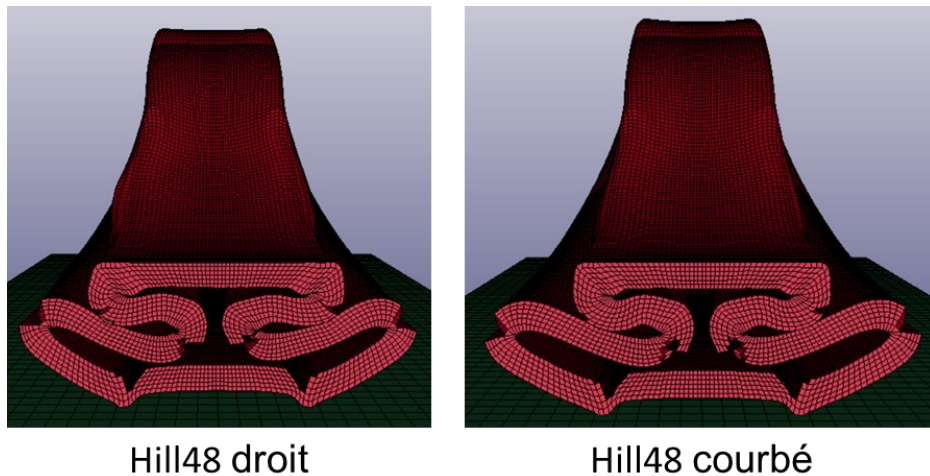


figure 5.16, Endommagement final des simulations d'écrasement pour la loi de Hill48

5.3.1.4 Loi de Von Mises

La loi de Von Mises est un modèle isotrope. Les simulations avec ce modèle permettent de voir les différences apportées par les modèles anisotropes. Il y a deux variations soient le tube droit et le tube courbé. La figure 5.17 présente les deux simulations avec la loi de Von Mises comparées avec la courbe expérimentale et celle obtenue par la loi de Hill48³ avec le tube courbé. Le maximum de force est plus élevé que dans les simulations avec les lois anisotropes. Aussi, le premier pic de force est bien représenté par la simulation avec le tube courbé bien que la force maximale soit trop élevée.

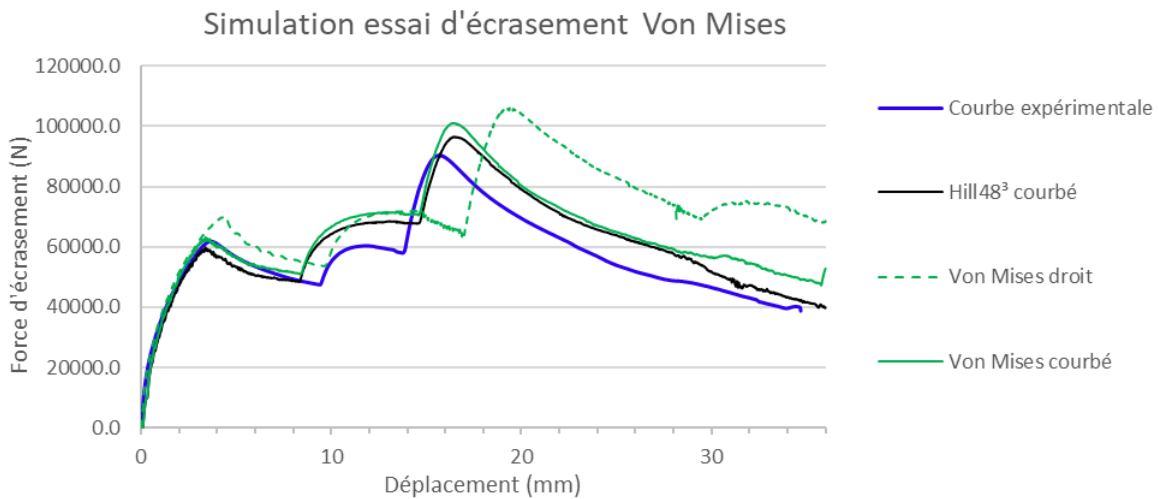
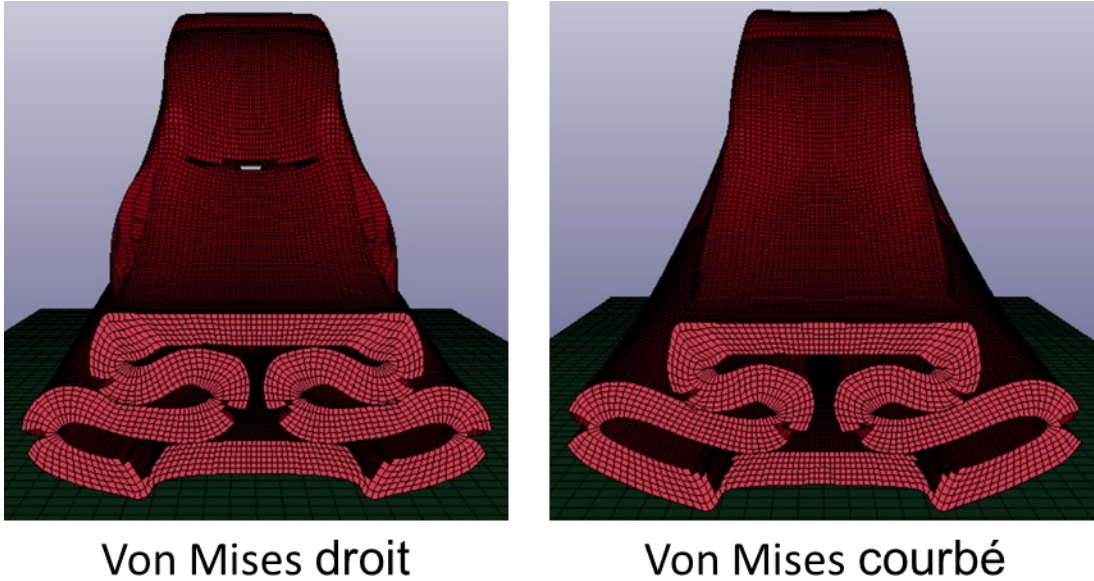


figure 5.17, Courbes des simulations de l'essai d'écrasement pour la loi de Von Mises

L'endommagement des simulations avec Von Mises présente une rupture très proche de Hill48. Cependant, pour le modèle du tube droit, le dessus du tube fissure. La fissure est moins significative que la rupture du modèle de Hill48³ droit.



Von Mises droit

Von Mises courbé

figure 5.18, Endommagement final des simulations d'écrasement pour la loi de Von Mises

5.4 Retour sur les simulations par éléments finis

Cette section avait comme objectif de montrer que la loi de comportement Hill48³ représente bien l'anisotropie de l'alliage AA6082-T6 extrudé à chaud lors de simulations par éléments finis. Aussi, la loi d'endommagement permet de représenter le bris du tube lors de simulations par éléments finis de l'essai d'écrasement.

Dans un premier temps, la loi de comportement a été validée par des simulations par éléments finis d'essais de traction. Ces simulations représentent les essais de traction expérimentaux. Les paramètres d'anisotropie ont été calculés sur les simulations de la même façon que pour les essais expérimentaux. Ces résultats ont été comparés aux valeurs des paramètres calculées à partir des équations de la loi de comportement. L'erreur entre les valeurs étant faible, il est possible de conclure que la loi de comportement Hill48³ représente bien l'anisotropie du AA6082-T6 extrudé à chaud dans les simulations numériques par éléments finis.

Dans un deuxième temps, des simulations par éléments finis de l'essai d'écrasement de tube ont été réalisées selon différents modèles de tube. Le modèle présentant une faible courbure dans le tube a permis de constater qu'une légère variation affecte la force requise pour commencer le pliage et cause un décalage de la courbe vers la gauche. Ensuite, le modèle qui ajoute une zone recristallisée, montre que l'ajout de la couche recristallisée n'a pas d'impact important sur les

résultats de la simulation. L'endommagement observé sur les tubes est similaire aux essais expérimentaux. Également, la différence entre les courbes de force des simulations et des essais expérimentaux se situe principalement pendant le pliage du pli 1, entre les états 2 et 3. Dans cette zone, une force plus élevée est observée pour toutes les simulations.

Finalement, les résultats de l'essai d'écrasement avec Hill48³ sont comparés avec les résultats de deux autres lois soient Hill48 et Von Mises. La courbe de Von Mises présente des forces trop élevées, ce qui illustre l'importance de considérer l'anisotropie du matériau. Par contre, la loi de Hill48³ ne présente pas d'amélioration significative par rapport à Hill48. Ainsi, l'erreur qui subsiste entre les valeurs des simulations et les valeurs expérimentales provient probablement d'une autre source que l'anisotropie. Deux causes potentielles pourraient être de l'écroutissement cinématique plutôt que statique ou une différence entre le comportement en compression et en traction.

Chapitre 6 : Conclusion

Ce mémoire présente le développement d'un modèle numérique permettant de modéliser l'anisotropie de l'alliage AA6082-T6 extrudé à chaud. Cet alliage présente des propriétés intéressantes pour le domaine de l'automobile, mais son comportement fortement anisotrope le rend difficile à simuler numériquement. Plusieurs étapes sont nécessaires afin d'atteindre l'objectif de développer un modèle par éléments finis représentant correctement l'anisotropie. Pour commencer, une revue bibliographique a été réalisée. Les différents sujets étudiés concernaient la microstructure de l'alliage, les différentes lois de comportement existantes ainsi que les lois d'endommagement numériques. À partir de cette revue, les processus de recristallisation affectant la microstructure lors de l'extrusion à chaud de l'alliage AA6082 ont été étudiés. La microstructure est composée d'une couche de grains recristallisés en surface ainsi que de grains allongés non recristallisés pour le reste. Ensuite, les différents paramètres d'anisotropie à utiliser dans la caractérisation ainsi que les essais expérimentaux à réaliser pour les obtenir ont été déterminés. Les paramètres d'anisotropie identifiés sont le r-value et la limite d'élasticité normalisée. L'étude de différentes lois de comportements ainsi que leur relation avec les paramètres d'anisotropie a été effectuée. Différents critères d'endommagement ont été évalués, ce qui a mené à la sélection du critère de GISSMO.

Par la suite, la caractérisation du AA6082-T6 extrudé à chaud par des essais expérimentaux a été réalisée. Les tests de traction uniaxiale ont permis de déterminer les coefficients d'anisotropie aux 15°. Les essais de compression de disques ont mesuré les valeurs de r-value et de limite d'élasticité équibiaxiale. La microstructure recristallisée a été caractérisée à l'aide d'essais de microdureté Vickers. Un lien a été établi entre les ratios des diagonales de la microdureté Vickers et les r-values obtenus par essais de traction uniaxiale. Ces essais ont confirmé que la microstructure recristallisée a un comportement relativement isotrope par rapport au reste du matériau. Les derniers essais expérimentaux effectués permettent d'obtenir le comportement à l'impact et l'endommagement d'un tube en AA6082-T6 extrudé à chaud lors d'un essai d'écrasement. Ces résultats sont utilisés afin de valider le modèle numérique à partir de valeurs expérimentales.

Ensuite, afin de réaliser des simulations par éléments finis dans le logiciel LS-DYNA R11, les lois de comportement disponibles dans le logiciel ont été étudiées. Aucune loi n'offrait une précision

suffisante pour représenter l'anisotropie du AA6082-T6. Une nouvelle loi a donc été développée à partir de la loi de Hill48. Cette nouvelle loi est une loi polynomiale d'ordre 6 obtenue en élevant l'équation de Hill48 au cube (Hill48³). Suivant la calibration de la loi avec les valeurs expérimentales, les valeurs d'anisotropie de cette loi sont comparées avec celles de Hill48. Cela a montré que la loi de Hill48³ représente bien le comportement fortement anisotrope du AA6082-T6 extrudé à chaud.

Finalement, la loi de comportement a été validée au moyen de simulations numériques par éléments finis d'essais de traction. Cela a confirmé que les valeurs d'anisotropie calculées à partir de la loi et celles des simulations sont très proches. Cela permet de valider que la loi représente bien le comportement anisotrope du AA6082-T6. La loi Hill48³ a ensuite été utilisée dans des simulations d'essais d'écrasement de tube pour 3 différents modèles par éléments finis. Ces 3 modèles sont, un modèle de tube droit, un modèle de tube courbé et un modèle de tube courbé avec une zone recristallisée. Le modèle de tube droit est le modèle de base. Le modèle courbé a permis de voir l'influence d'une légère variation de géométrie sur les efforts, principalement sur la force requise pour commencer le premier pli. Cela réduit la force et l'endommagement initial du tube. Quant au modèle avec le tube recristallisé, l'ajout de la zone recristallisée a peu d'influence sur la simulation. Pour les différents modèles, l'erreur qui subsiste entre les simulations et les essais expérimentaux se situe principalement au niveau du pliage du pli #1 entre les points d'intérêt #2 et #3. Deux autres lois ont été comparées avec la loi de Hill48³, soient la loi de Hill48 et celle de Von Mises qui est isotrope. Lors des simulations d'écrasement, la loi de Hill48 s'est comportée de façon similaire à Hill48³. Cela indique que l'anisotropie n'est pas le seul élément à l'origine de l'erreur de la simulation d'écrasement par rapport aux essais expérimentaux. La loi de Von Mises quant à elle, a montré que l'anisotropie doit être considérée, car l'erreur est significativement plus grande dans le cas isotrope.

Les résultats obtenus, lors des simulations, ont montré que la loi de Hill48³ représente bien l'anisotropie en traction du AA6082-T6 extrudé à chaud. Cependant, une erreur entre les résultats expérimentaux et les simulations persiste, mais elle ne semble pas être causée par l'anisotropie. Comme l'erreur survient principalement lors du pliage du pli #1, il serait intéressant de réaliser des essais de flexion et des simulations afin de valider le comportement en pliage. Puisque l'anisotropie en traction n'est probablement pas en cause, il serait intéressant d'explorer d'autres

avenues. Considérant que lors des essais, certaines zones passent d'un état de contrainte en compression à un état en tension, il serait intéressant de réaliser des simulations avec un écrouissage cinématique plutôt qu'un écrouissage isotrope. Aussi, il est possible que le comportement en compression soit différent du comportement en tension. Ainsi, des essais de compression longitudinale seraient pertinents afin d'étudier une possible différence de comportement. Le cas échéant, une loi de comportement asymétrique devrait être utilisée afin de permettre de modéliser un comportement différent en compression et en traction.

Bibliographie

1. Barlat, F., Lege, D. J. et Brem, J. C. Six-Component Yield Function for Anisotropic Materials. *International Journal of Plasticity*. 1991, Vol. 7, Issue 7, pp. 693-712.
2. Béland, J.-F. et Parson, N. Evaluation of the Lateral Crush Performance of Al-Mg-Si Extrusions. *Proceedings of the 16th International Aluminum Alloys Conference (ICAA16)*. 2018, Num. 400075.
3. <http://www.im.mb.tu-dortmund.de>. [Online] http://www.im.mb.tu-dortmund.de/cms/de/Research/Research_topics/Metal_plasticity/A_thermomechanical_material_model_for_aluminum_alloys_during_extrusion/index.html.
4. Hill, R. A Theory of the Yielding and Plastic Flow of Anisotropic Metals. *Proceedings of the Royal Society A*. 1948, Vol. 193, Issue 1033, pp. 281-297.
5. Chen, Y., et al. Stress-strain Behaviour of Aluminium Alloys at a Wide Range of Strain Rates. *International Journal of Solids and Structures*. 2009, Vol. 46, Issue 21, pp. 3825–3835.
6. Doherty, R. D., et al. Current Issues in Recrystallization: A Review. *Materials Science and Engineering*. 1997, Vol. 238, Issue 2, pp. 219–274.
7. [Online] <https://slideplayer.com/slide/4826366/>.
8. Li, C. *Precipitation Behaviors of Dispersoids Induced From Transition Elements (Mn, Sc and Zr) and Their Effect on Recrystallization Resistance in AA6082 Alloys*. Université du Québec à Chicoutimi (UQAC). 2018. Mémoire de maîtrise.
9. Güzel, A., et al. A New Method for Determining Dynamic Grain Structure Evolution During Hot Aluminium Extrusion. *Journal of Materials Processing Technology*. 2012, Vol. 212, Issue 1, pp. 323– 330.
10. Poletti, C., et al. Microstructure Development in Hot Deformed AA6082. *Materials Science and Engineering A*. 2011, Vol. 528, Issue 6, pp. 2423–2430.
11. Chen, J. *A Study on the Texture and Microstructure Development in Extruded AA3003 Alloys and the Relevant Mechanical Behaviour*. The University of British Columbia. 2018. Thèse de doctorat.
12. Hutchinson, B. Critical Assessment 16: Anisotropy in Metals. *Institute of Materials, Minerals and Mining*. 2015, Vol. 31, Num. 12, pp. 1393-1401.
13. Taylor, G. I. Plastic Strain in Metals. *Journal of the Institute of Metals*. 1938, Vol. 62, pp. 307-324.
14. Lee, E.-H., Stoughton, T. B. et Yoon, J. W. A Yield Criterion Through Coupling of Quadratic and Non-Quadratic Functions for Anisotropic Hardening With Non-associated Flow Rule. *International Journal of Plasticity*. 2017, Vol. 99, pp. 120-143.
15. Stoughton, T. B. et Yoon, J. W. Anisotropic Hardening and Non-associated Flow in Proportional Loading of Sheet Metals. *International Journal of Plasticity*. 2009, Vol. 25, Issue 9, pp. 1777–1817.
16. Ohashi, K., Utsunomiya, H. et Matsumoto, R. Evaluation of R-Value of Steels Using Vickers Hardness Test. *Journal of Physics: Conference Series*. 2012, Vol. 379, Num. 012045.
17. Wang, M., et al. A Novel Approach to Estimate the Plastic Anisotropy of Metallic Materials Using Cross-sectional Indentation Applied to Extruded Magnesium Alloy AZ31B. *Materials*. 2017, Vol. 10, Issue 9, 1065.

18. *Wikimedia commons*. [Online] 2017.
19. *Wikimedia commons*. [Online] 2016.
20. Leitão, C., Loureiro, A. et Rodrigues, D. Assessment of Mechanical Shear Response Using Digital Image Correlation. *15th International Conference on Experimental Mechanics, Porto*. 2012.
21. Gotoh, M. A Theory of Plastic Anisotropy Based on a Yield Function of Fourth Order. *International Journal of Mechanical Sciences*. 1977, Vol. 19, pp. 505-512.
22. Soare, S. et Barlat, F. Convex Polynomial Yield Functions. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2010, Vol. 58, Issue 11, pp. 1804–1818.
23. Yoshida, F., Hamasaki, H. et Uemori, T. A User-Friendly 3D Yield Function to Describe Anisotropy of Steel Sheets. *International Journal of Plasticity*. 2013, Vol. 45, pp. 119–139.
24. Stoughton, T. B. A Non-associated Flow Rule for Sheet Metal Forming. *International Journal of Plasticity*. 2002, Vol. 18, Issues 5-6, pp. 687–714.
25. Khadyko, M. *Experimental and Numerical Study of Yielding, Work-hardening and Anisotropy in Textured AA6XXX Alloys Using Crystal Plasticity Models*. Norwegian University of Science and Technology. 2015. Thèse de doctorat.
26. Haufe, A., et al. European LS-DYNA Conference, Strasbourg. *European LS-DYNA Conference*. 2011, Section: Material Modeling.
27. Johnson, G. R. et Cook, W. H. Fracture Characteristics of Three Metals Subjected to Various Strains, Strain Rates, Temperatures and Pressures. *Engineering Fracture Mechanics*. 1985, Vol. 21, Issue 1, pp. 31-48.
28. Murugesan, M. et Jung, D. W. Johnson Cook Material and Failure Model Parameters Estimation of AISI-1045 Medium Carbon Steel for Metal Forming Applications. *Materials*. 2019, Vol. 12, Issue 4, 609.
29. Gurson, A. L. Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth: Part 1 - Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media. *Journal of Engineering Materials and Technology*. 1977, Vol. 99, Issue 1, pp. 2-15.
30. Tvergaard, V. et Needleman, A. Analysis of the Cup-cone Fracture in a Round Tensile Bar. *Acta Metallurgica*. 1984, Vol. 32, Issue 1, pp. 157-169.
31. Fesich, T. M., et al. A Study of the Gurson Damage Model and Numerical Simulation of Ductile Failure in LS-DYNA. *7. LS-DYNA Anwenderforum, Bamberg*. 2008, Section: CRASH III - FAILURE / BARRIERS, , pp. 1-12.
32. Neukamm, F., Feucht, M. et Haufe, A. Consistent Damage Modelling in the Process Chain of Forming to Crashworthiness Simulations. *7. LS-DYNA Anwenderforum, Bamberg*. 2008, Section: Forming to Crash, pp. 11-20.
33. Lemaitre, J. A Continuous Damage Mechanics Model for Ductile Fracture. *Journal of Engineering Materials and Technology (Transactions of the ASME)*. 1985, Vol. 107, Issue 1, pp. 83-89.
34. Neukamm, F., Feucht, M. et Haufe, A. Considering Damage History in Crashworthiness Simulations. *7th European LS-DYNA Conference, Salzburg*. 2009, Section: Crash III (FORMING2CRASH).
35. (LSTC), LIVERMORE SOFTWARE TECHNOLOGY CORPORATION. LS-DYNA support. [Online] 12 10, 2018.

36. Davis, J. R. *Alloying: Understanding the Basic*. s.l. : ASM International, 2001. pp. 351-416.

37. Haynes, W. M., Lide, D. R. et Bruno, T. J. *CRC Handbook of Chemistry and Physics*. 97. s.l. : CRC Press, 2016-2017. pp. 14-17.

Annexe

Résultats des essais de traction expérimentaux pour toutes les orientations.

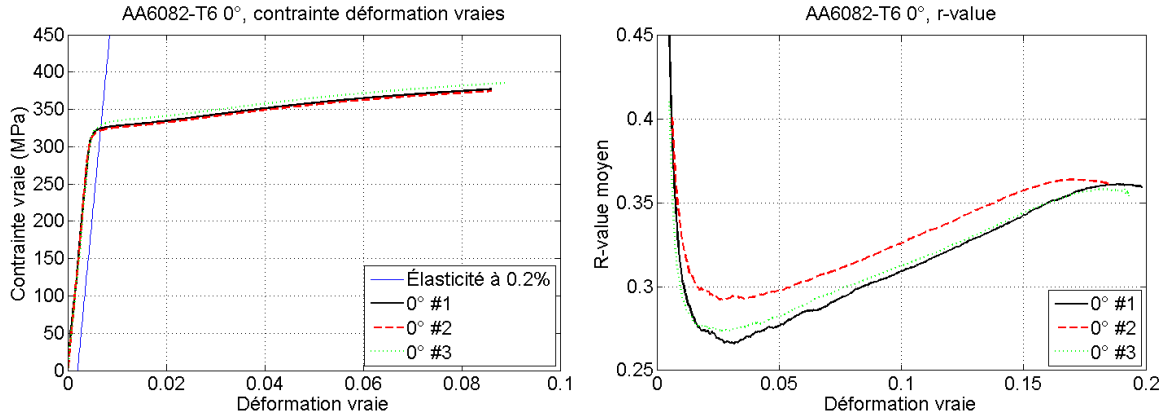


figure 0.1, Résultats des essais de traction à 0°

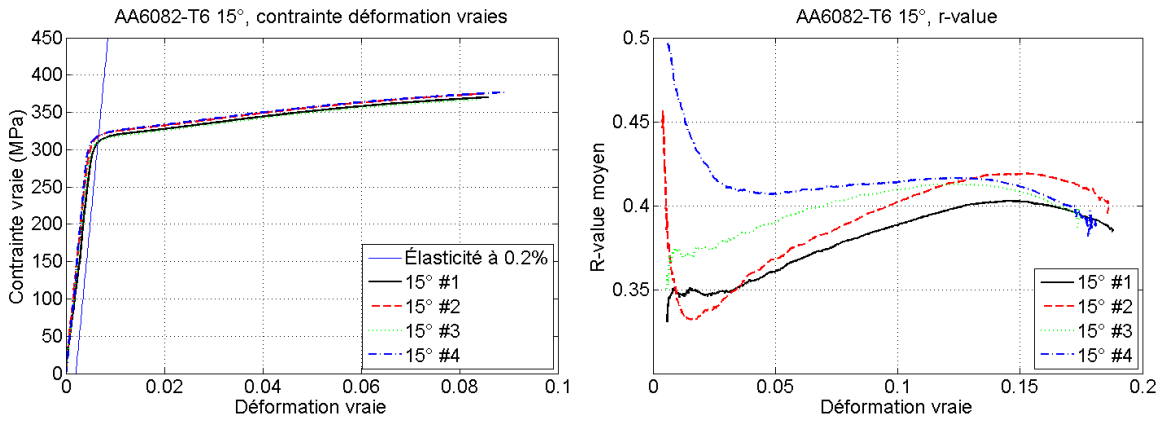


figure 0.2, Résultats des essais de traction à 15°

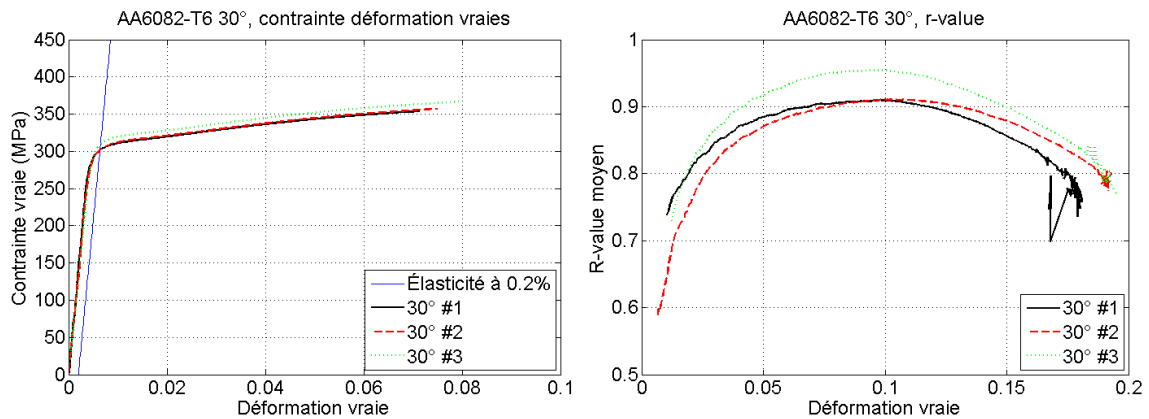


figure 0.3, Résultats des essais de traction à 30°

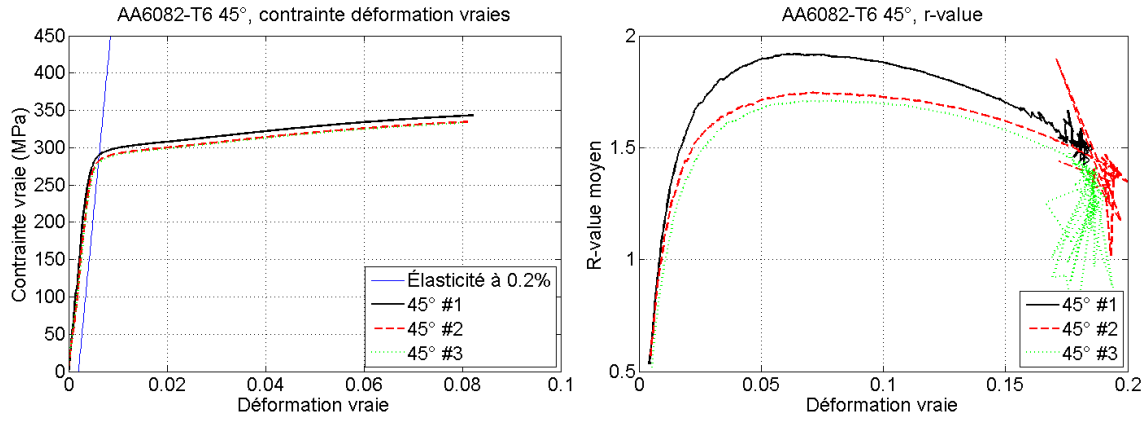


figure 0.4, Résultats des essais de traction à 45°

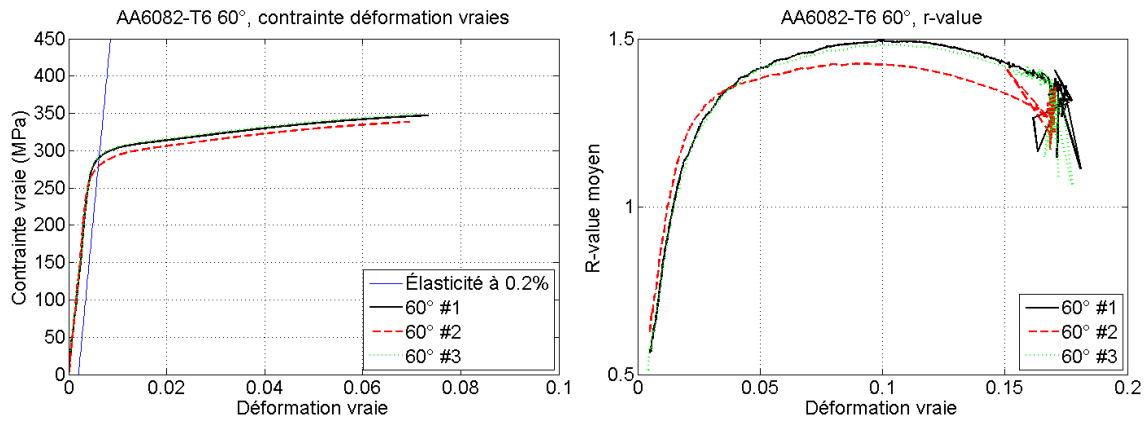


figure 0.5, Résultats des essais de traction à 60°

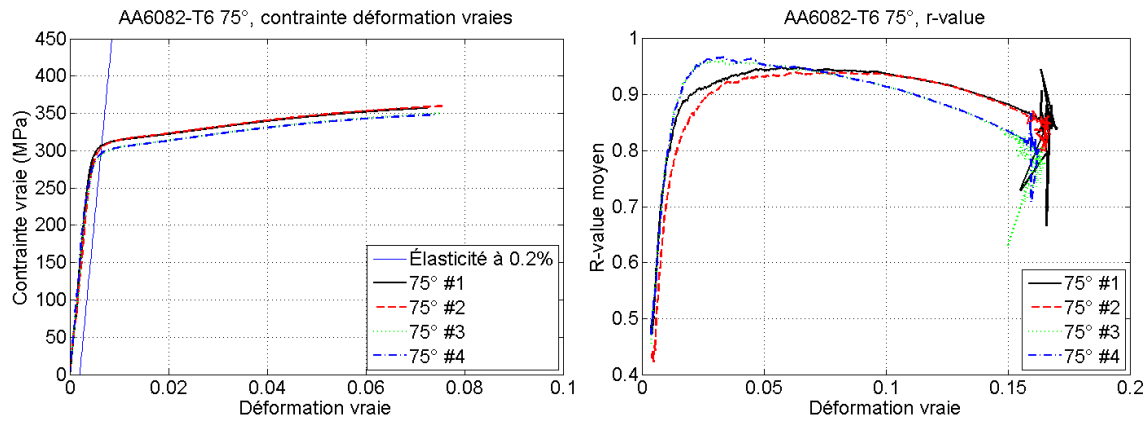


figure 0.6, Résultats des essais de traction à 75°

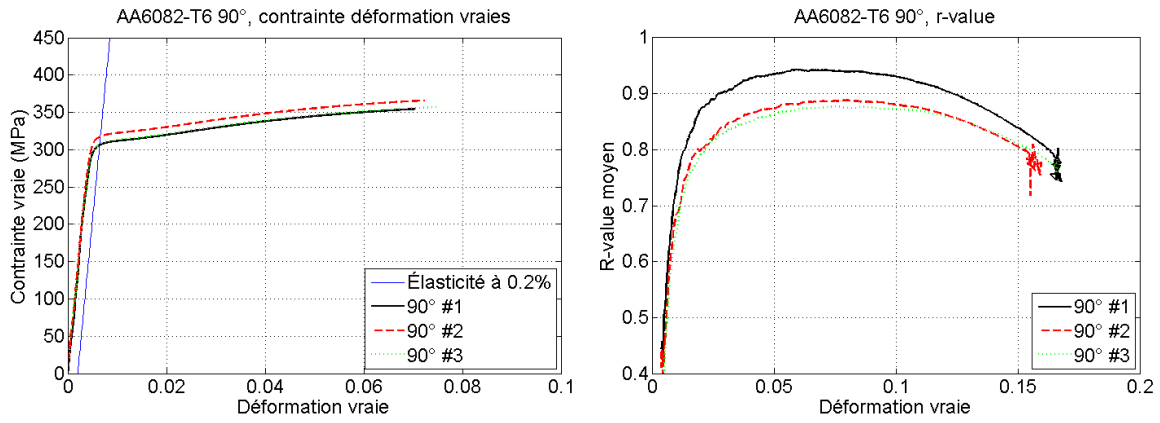


figure 0.7, Résultats des essais de traction à 90°

Résultats des essais de microdureté Vickers en fonction de l'épaisseur dans la microstructure non-recristallisée pour les différents angles.

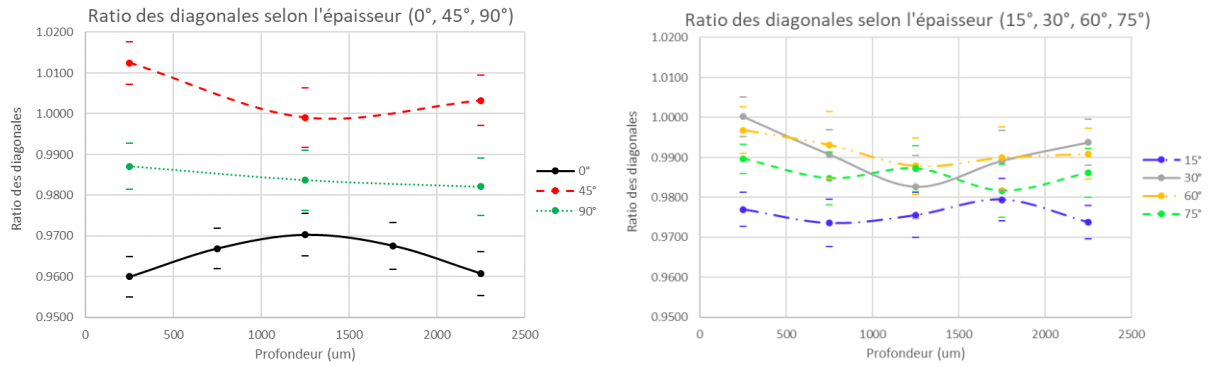


figure 0.8, Ratio des diagonales selon l'épaisseur dans la zone non-recristallisée pour les angles aux 15°

Résultats des simulations d'essais de traction aux 15° avec la loi de Hill48³.

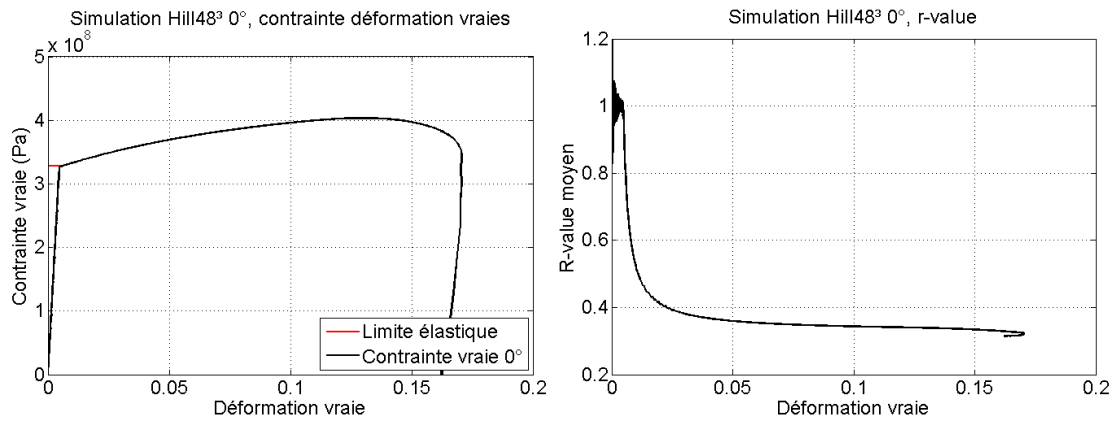


figure 0.9, Résultats de la simulation de l'essai de traction à 0°

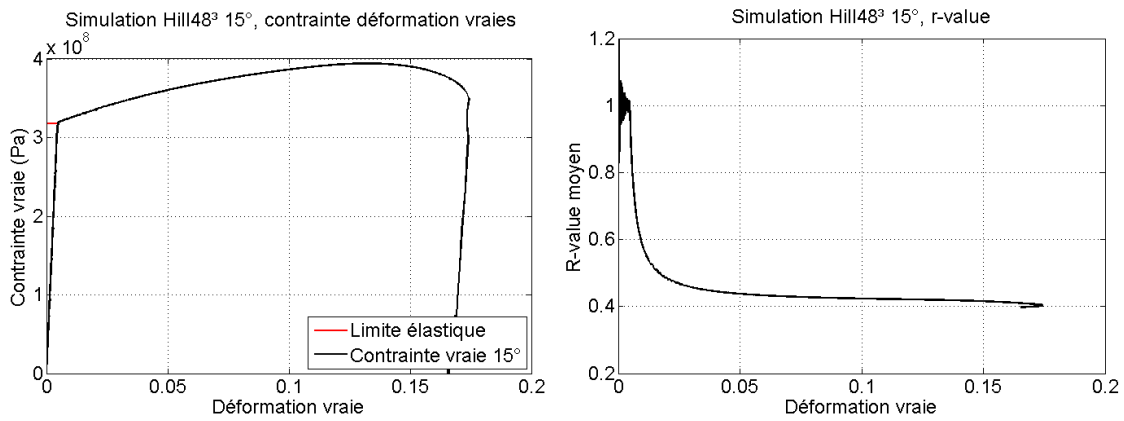


figure 0.10, Résultats de la simulation de l'essai de traction à 15°

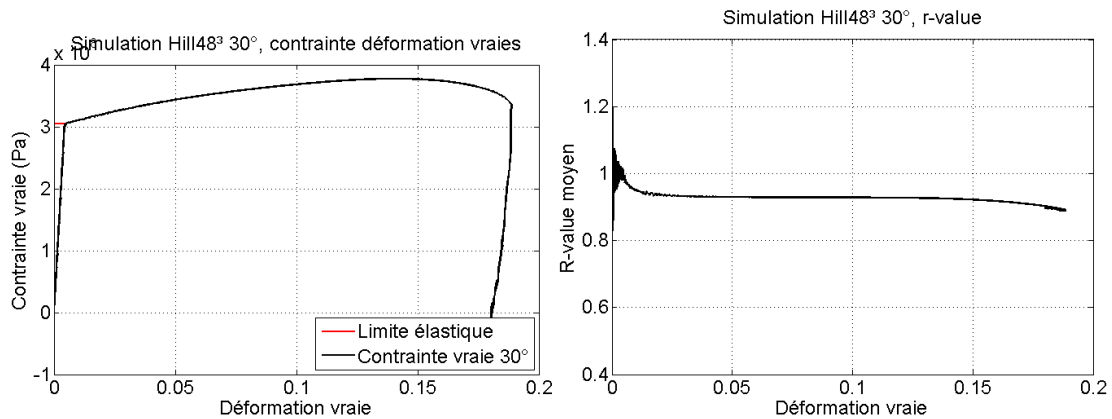


figure 0.11, Résultats de la simulation de l'essai de traction à 30°

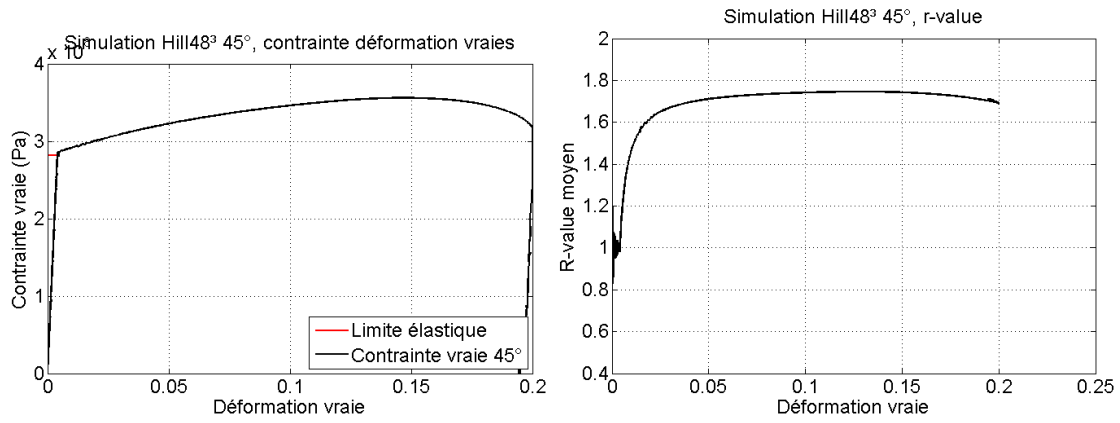


figure 0.12, Résultats de la simulation de l'essai de traction à 45°

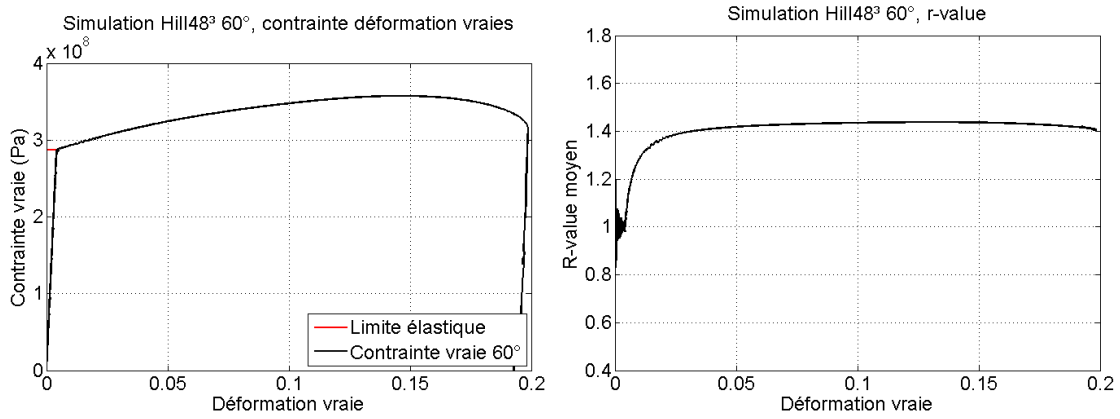


figure 0.13, Résultats de la simulation de l'essai de traction à 60°

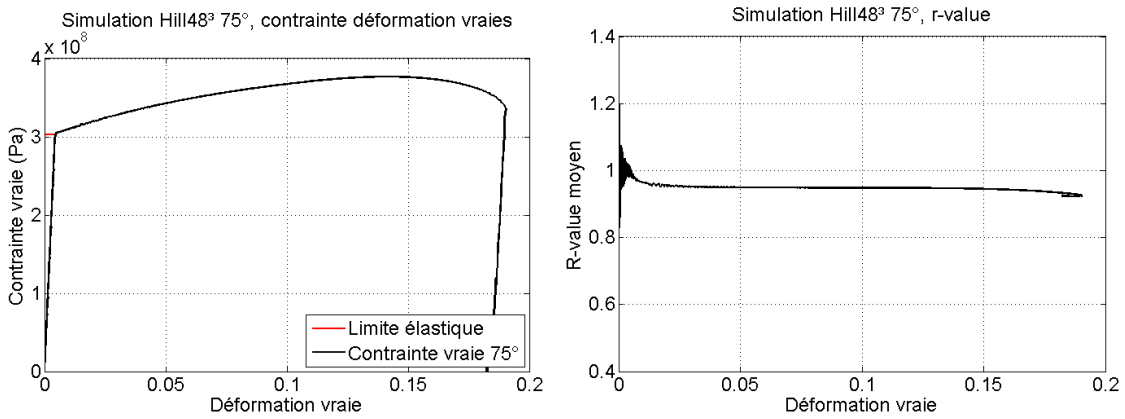


figure 0.14, Résultats de la simulation de l'essai de traction à 75°

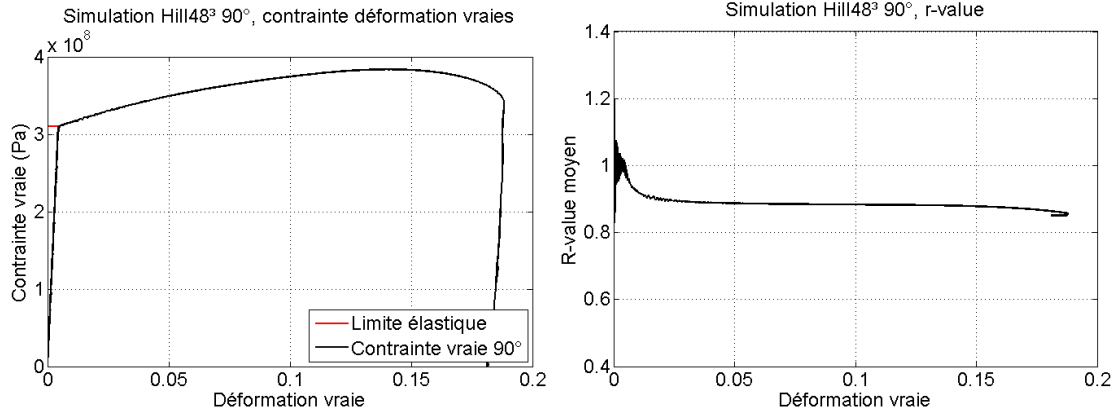


figure 0.15, Résultats de la simulation de l'essai de traction à 90°