



HAL
open science

Développement d'une méthode de conception d'essais innovante pour la caractérisation de comportements mécaniques anisotropes par la Méthode des Champs Virtuels

Jean-David Thoby

► **To cite this version:**

Jean-David Thoby. Développement d'une méthode de conception d'essais innovante pour la caractérisation de comportements mécaniques anisotropes par la Méthode des Champs Virtuels. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université Polytechnique Hauts-de-France, 2023. Français. NNT : 2023UPHF0015 . tel-04224941

HAL Id: tel-04224941

<https://theses.hal.science/tel-04224941v1>

Submitted on 2 Oct 2023

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Thèse de doctorat
Pour obtenir le grade de Docteur de
l'UNIVERSITE POLYTECHNIQUE HAUTS-DE-FRANCE
et de l'INSA HAUTS-DE-FRANCE

Mécanique des solides, des matériaux, des structures et des surfaces :

Présentée et soutenue par Jean-David THOBY

le 22 juin 2023

École doctorale :

École Doctorale Polytechnique Hauts-de-France (ED PHF n°635)

Unité de Recherche :

Laboratoire d'Automatique, de Mécanique et d'Informatique Industrielles et Humaines (LAMIH – UMR CNRS 8201)

**Développement d'une méthode de conception d'essais innovante pour la
caractérisation de comportements mécaniques anisotropes par la Méthode des Champs
Virtuels**

JURY

Rapporteurs

- Pr Sandrine THUILLIER, Professeur des universités, Université Bretagne Sud
- Pr Benoit BLAYSAT, Professeur des universités, Institut Pascal, Université Clermont Auvergne

Examineurs

- Pr Jean-Charles Passieux, Professeur des universités, ICA, INSA Toulouse - **Président du jury**
- Dr Pascal Bouda, Ingénieur de recherche, CEA

Co-directeurs de thèse

- Pr Eric MARKIEWICZ, Professeur des universités, LAMIH, UPHF
- Dr Bertrand LANGRAND, Directeur de Recherche, ONERA

Co-encadrants

- Dr Delphine NOTTA-CUVIER, Maître de Conférences, LAMIH, INSA Hauts-de-France
- Dr Thomas FOUREST, Chargé de recherche, ONERA

Invités

- Dr Dominique DANIEL, Ingénieur de recherche, Constellium

"Il est possible de voler sans moteur, mais pas sans connaissances et compétences."

Wilbur Wright

"Lorsque l'on n'a pas tout donné, on n'a rien donné."

Georges Guynemer.

Liste des symboles

ε	Déformation vraie
ε_{ing}	Déformation conventionnelle
$\bar{\varepsilon}$	Tenseur des déformation
ε_{ii}	Composantes du tenseur des déformations
ε_i	Déformations principales
σ	Contrainte vraie
σ_{ing}	Contrainte conventionnelle
$\bar{\sigma}$	Tenseur des contraintes de Cauchy
σ_{ii}	Composantes du tenseur des contraintes de Cauchy
σ_i	Contraintes principales
σ_{eq}	Contrainte équivalente
σ_0	Contrainte à la limite initiale d'élasticité
σ_y	Contrainte d'écoulement
η	Taux de triaxialité

Remerciements

En préambule à ce mémoire de thèse, je tiens à remercier l'ensemble des personnes qui ont permis à ce projet d'aboutir.

En premier lieu, je remercie le Professeur Sandrine Thuillier et le Professeur Benoit BLAYSAT qui me font l'honneur de rapporter ce travail et les membres du jury pour l'intérêt qu'ils lui ont porté.

L'auteur tient à remercier le Gouvernement français (via le Ministère des Armées et l'ONERA), et le Conseil Régional des Hauts-de-France pour le co-financement de la thèse objet du présent mémoire.

Tout au long de cette aventure, j'ai pu bénéficier d'un encadrement qui a suivi avec attention les avancées de mes travaux. Pour cela, je souhaite exprimer ma gratitude envers mes directeurs de thèse : Pr. Eric Markiewicz et Dr. Bertrand Langrand. L'équipe d'encadrement de cette thèse était complétée par Dr. Delphine Notta-Cuvier et Dr. Thomas Fourest dont le travail, l'écoute et l'implication ont été une aide très précieuse.

Ayant passé la majorité de mon temps à l'ONERA, j'ai eu la chance de pouvoir compter sur de nombreux collègues tant sur le plan technique que sur le plan humain. Les discussions que j'ai pu entretenir avec eux ont été d'une richesse indispensable au bon déroulement de cette thèse. Un immense merci à Romain, Gérard, Alexandre, Julien, Mathieu, Eric et Florence. Je souhaite aussi remercier mes camarades, jeunes docteurs ou doctorants, pour l'entraide et l'amitié que nous avons construit au fil des années. Je pense tout particulièrement à Yassine, Noëlig, Jordan, Zakia, Tovignon, Mathieu, Hugo, Quentin et Youssef.

Enfin, je ne pourrai jamais oublier le soutien de mes proches qui, en dehors des laboratoires, m'ont écouté, encouragé et soutenu dans les périodes difficiles que j'ai traversées. J'exprime donc ma plus profonde gratitude envers ma maman, mon papa et mes grands-mères, ainsi qu'envers mes amis Isabelle, Aurélie, Simon, Téo, Alessandro, Mathieu, Gabriel, Jean-Loup, Réda, Damien, Thomas, Guillaume, Timothée, Nathan, Florent et tout les autres qui se reconnaîtront.

Table des matières

Remerciements	3
Introduction	6
1 Modélisation et identification du comportement des alliages d'aluminium	11
1.1 Lois de comportement	12
1.2 Identification des paramètres matériaux	24
1.3 Conception d'essais hétérogènes	33
1.4 Conclusion	47
2 Caractérisation statiquement déterminée de l'alliage AA2198-T351	48
2.1 Présentation du matériau étudié : AA2198-T351	49
2.2 Étude de l'anisotropie de l'alliage	50
2.3 Étude de la sensibilité à la vitesse de déformation	57
2.4 Modélisation du comportement de l'alliage AA2198	65
2.5 Conclusion	75
3 Classement d'éprouvettes selon l'hétérogénéité du champ de contrainte et la robustesse de l'identification face aux biais de mesure	77
3.1 Essais de traction hétérogènes simulés	78
3.2 Classement selon l'hétérogénéité du champ de contrainte	84
3.3 Création de résultats synthétiques d'essais	87
3.4 Classement selon la robustesse de l'identification par la MCV aux biais de mesure	95

3.5 Conclusion	99
4 Identification expérimentale par la MCV et retour d'expériences sur les critères de sélection d'éprouvettes	101
4.1 Description de la campagne expérimentale d'essais hétérogènes	102
4.2 Analyse métrologique de la mesure de champs cinématiques	105
4.3 Analyse des résultats expérimentaux	114
4.4 Identification par la MCV	126
4.5 Étude de l'influence des biais expérimentaux sur les classements d'éprouvettes	141
4.6 Conclusion	146
Conclusions et perspectives	148
A Données matériaux mesurées en essai de traction	153
B Plans des géométries d'éprouvettes de traction uniaxiale testées	156
C Information complémentaires sur les outils et paramètres DIC	163

Introduction

Depuis des décennies, l'aviation commerciale cherche à réduire la masse des aéronefs dans un but de réduction de la consommation de kérosène tout en améliorant perpétuellement la sécurité des vols. Plus récemment, les enjeux sociétaux ont évolué et les attentes en termes d'écologie sont de plus en plus contraignantes pour de nombreuses industries y compris l'aéronautique. Les principaux acteurs de ce secteur continuent de façonner de nouvelles technologies dans l'objectif commun de poursuivre la réduction des émissions de CO₂ et tenter d'atteindre le "zéro émission nette de CO₂" d'ici à 2050 (Figure 1). Pour autant, l'activité aérienne dans le monde est toujours croissante, au point d'être multipliée par 5 sur la même période selon les prévisions de l'association du transport aérien international (Figure 2).

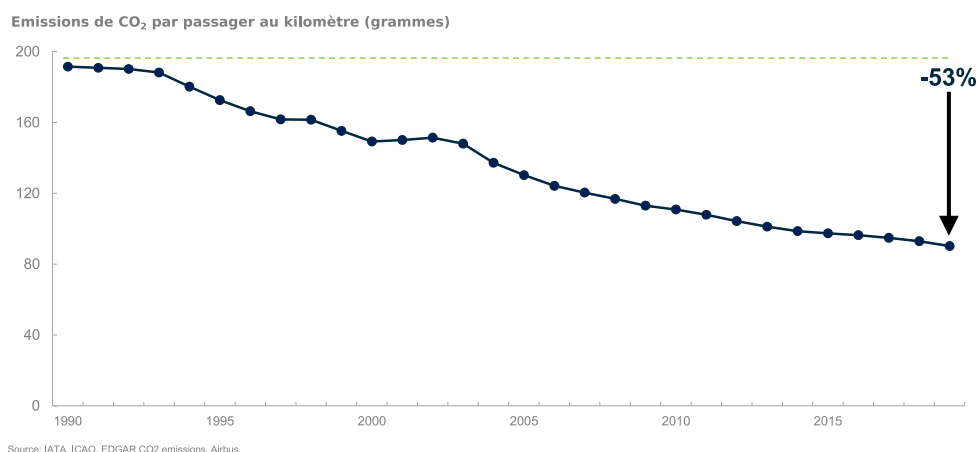


FIGURE 1: Variation des émissions de CO₂ par passager au kilomètre [1].

Pour relever ces objectifs environnementaux, une rupture technologique semble incontournable. C'est pourquoi d'importants moyens sont attribués et de nombreux corps de métiers (chercheurs, ingénieurs, techniciens, ...) sont impliqués dans la recherche et le développement sur les carburants durables, les aéroports bioclimatiques, la navigation aérienne optimisée, les matériaux plus légers, les designs optimisés (Figure 3)...

La grande majorité des projets s'intéressant à des matériaux innovants et à l'optimisation du design de structures reposent sur l'utilisation de méthodes de calculs numériques. Ces dernières sont un outil majeur pour le choix de nouveaux matériaux, la conception et l'optimisation des structures ou l'anticipation de la certification par exemple. Elles requièrent néanmoins une connaissance approfondie du comportement des matériaux pour être capables de modéliser leur réponse lorsqu'ils sont soumis à diverses sollicitations thermo-mécaniques.

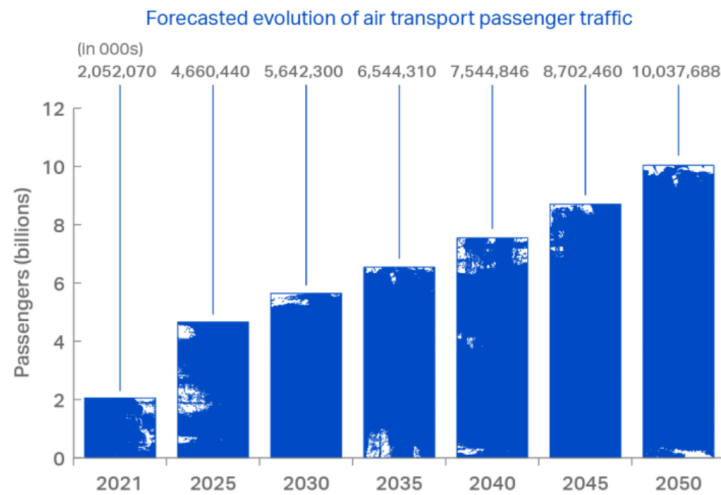


FIGURE 2: Prédiction du nombre de passager d'ici à 2050 [2]



FIGURE 3: Concepts d'innovation structurale d'avions de transport commercial (source : onera.fr et [3])

La prédiction par simulations numériques de la réponse du matériau dépend du choix des modèles de comportement et de l'identification des paramètres constitutifs. Le modèle et les paramètres adéquats sont définis en fonction du comportement matériau observé lors d'essais de caractérisation et notamment en fonction de l'anisotropie de la réponse, de la sensibilité à la vitesse de déformation et/ou à la température, etc. Pour identifier toutes ces sensibilités du comportement, il est nécessaire de multiplier les conditions de chargement expérimentales. Par exemple, une sensibilité à la direction du chargement (anisotropie) peut être mise en évidence par différentes configurations d'essais faisant varier l'orientation

du chargement ou l'état de contrainte (traction, compression, etc) par rapport au repère matériau. Pour identifier d'éventuelles sensibilités à la vitesse de déformation, d'autres essais sont pratiqués sur des vérins rapides et/ou des barres d'Hopkinson. La caractérisation complète du comportement d'un matériau peut donc demander un grand nombre d'essais, sur différents moyens expérimentaux.

Une fois les essais réalisés, l'identification des paramètres des modèles de comportement est généralement effectuée en utilisant des méthodes dites "statiquement déterminées", qui imposent de respecter certaines hypothèses de staticité. En particulier, il est supposé que le matériau est sollicité selon un unique état de contrainte, à vitesse de déformation et température homogènes dans toute la partie utile de l'éprouvette testée et constantes durant l'essai. Dans le cas où ces hypothèses ne sont pas respectées, les données expérimentales sont inexploitable. Or, ces conditions ne sont plus respectées dès lors qu'une instabilité apparaît, comme la striction, par exemple, qui engendre une hétérogénéité des grandeurs précitées.

Il est facilement compréhensible que le coût, le temps et le respect des hypothèses de staticité soient un frein lors de la conception des aéronefs futurs, en particulier lors des phases de pré-sélection des matériaux. C'est pourquoi de nouvelles méthodes d'identification ont vu le jour dans les deux dernières décennies du 20ème siècle grâce au développement parallèle de technologies (caméras et logiciels de traitement d'images) de mesure de champ de déplacement et de déformation et plus récemment de température. Des méthodes d'identification inverse couplées aux méthodes de mesure de champs ont ouvert de nouvelles possibilités pour le traitement des essais et la caractérisation des matériaux. Elles permettent notamment de s'affranchir des hypothèses de staticité et donc d'exploiter des états de contrainte hétérogènes ainsi que des champs de déformation, vitesse de déformation et de température hétérogènes grâce à des mesures locales. Ainsi, l'information exploitable au cours d'un même essai est très fortement enrichie.

Deux méthodes d'identification inverse couramment utilisées sont la méthode de recalage par éléments finis (*Finite Element Model Updating* : FEMU) et la Méthode des Champs Virtuels (MCV). D'une part, la FEMU est basée sur une simulation par éléments finis d'un essai [4]. Les paramètres du modèle sont alors identifiés à l'aide d'une procédure itérative qui minimise une fonction coût quantifiant l'écart entre le résultat expérimental et simulé. D'autre part, la MCV est une méthode d'identification basée sur le Principe des Travaux Virtuels (PTV) [5, 6]. Cette équation d'équilibre mécanique est vérifiée pour tout Champ Virtuel (CV) cinématiquement admissible lorsque les paramètres du modèle sont capables de modéliser avec précision le comportement du matériau. L'identification de ces paramètres est réalisée par minimisation d'une fonction coût qui traduit l'écart à l'équilibre au sens du PTV. Cette méthode possède l'avantage de ne pas reposer sur la modélisation fidèle de l'essai qui peut s'avérer complexe.

L'exploitation de champs hétérogènes permet indéniablement d'enrichir l'information extraite au cours d'un seul essai. La substitution d'une campagne d'essais statiquement déterminés par un nombre fortement réduit d'essais statiquement indéterminés, voire un essai unique, n'est toutefois possible qu'en s'assurant que la quantité d'information nécessaire à l'identification du modèle sera bien générée. La conception de l'essai est donc une étape primordiale. Parmi les variables de conception, la géométrie de l'éprouvette est un élément prédominant. Pour analyser l'anisotropie d'un matériau, un large spectre d'états de contraintes a pu être généré par des éprouvettes entaillées [7], trouées [8], conçues empiriquement [9] ou optimisées [10] lorsqu'elles sont soumises à des chargements de traction uniaxiale.

Pour les comportements matériaux anisotropes, étudiés dans ces travaux, l'état de l'art en terme de

conception d'essais consiste à employer des algorithmes pour optimiser la forme d'une éprouvette dans le but de générer un champ de contrainte fortement hétérogène [11, 12, 13]. Cette méthode a permis la définition de géométries d'éprouvettes particulièrement innovantes capables de solliciter localement la matière en traction, cisaillement ou compression dans une seule éprouvette au cours d'un essai de traction.

Cependant, le résultat d'identification à partir de mesures expérimentales sur ces géométries optimisées repose sur la mise en œuvre de méthodes de mesures de champ qui introduisent inévitablement des biais. Les capteurs génèrent du bruit dans les images capturées, la texture apposée en surface de l'éprouvette peut présenter des défauts et la donnée aux bords est difficile à mesurer avec précision. Dès lors, il est important de sélectionner une géométrie d'éprouvette en fonction des outils et méthodes de mesure à disposition dans un laboratoire. Une méthode numérique pourrait être développée dans cet objectif, en amont de la campagne expérimentale. Cette problématique fait l'objet des travaux présentés dans ce mémoire de thèse, intitulé : *Développement d'une méthode de conception d'essais innovante pour la caractérisation de comportements mécaniques anisotropes par la Méthode des Champs Virtuels*.

Les quatre Chapitres de ce mémoire présentent la méthodologie et les résultats obtenus dans le cadre de cette thèse et sont organisés de la façon suivante :

- Le Chapitre 1 situe ces travaux dans leur contexte grâce à une revue de la littérature. Premièrement, la modélisation du comportement des matériaux métalliques est présentée en se focalisant sur les comportements élasto-plastiques anisotropes. Ensuite, les méthodes d'identification des paramètres matériaux des modèles présentés sont introduites. Cette partie aborde les méthodes statiquement déterminées et l'utilisation des mesures de champs couplées aux méthodes inverses. Enfin, la dernière partie de ce Chapitre se concentre sur les méthodes de conception d'éprouvettes dans le but de générer des champs de contrainte hétérogènes.
- Le Chapitre 2 présente, dans un premier temps, le matériau d'étude : l'alliage d'aluminium AA2198-T351 produit par Constellium. Dans un second temps, des essais de traction normalisés sont réalisés à partir d'éprouvettes découpées des tôles de cet alliage suivant sept orientations par rapport à la direction du laminage pour mettre en évidence l'anisotropie du comportement mécanique du matériau. Ensuite, des essais complémentaires sont réalisés pour étudier la sensibilité du comportement de l'alliage à la vitesse de déformation. Enfin, une exploitation statiquement déterminée des données expérimentales est réalisée afin d'identifier les paramètres pilotant le comportement élasto-plastique anisotrope de l'alliage.
- Le Chapitre 3 est dédié au développement d'une méthode numérique permettant de discriminer des géométries d'éprouvettes en fonction des biais introduits par les méthodes et outils de mesure de champs disponibles dans le laboratoire. Quatre géométries de la littérature, avec une complexité croissante, sont choisies pour cette étude. Premièrement, le modèle de comportement caractérisé dans le Chapitre 2 est implémenté pour simuler l'état mécanique local du matériau lors d'essais de traction sur ces quatre éprouvettes. L'analyse des champs mécaniques et le développement d'un premier critère de sélection permet de classer les éprouvettes selon l'hétérogénéité du champ de contrainte. Ensuite, des images synthétiques d'essais sont générées à partir de photos de mouchetis pour modéliser les biais de mesures par corrélation d'images numériques. Ces données biaisées sont exploitées pour analyser la sensibilité du premier critère aux bruits de mesure. De plus, un second critère basé sur l'erreur introduite dans le principe des travaux virtuels est défini pour classer les éprouvettes selon l'influence du bruit dans un processus d'identification par la Méthode des Champs Virtuels.

-
- Le Chapitre 4 est consacré à la validation de la méthode numérique par l'expérimental. Les essais “virtuels” simulés au Chapitre 3 sont donc réalisés expérimentalement. Après la présentation des essais de traction menés avec les quatre éprouvettes étudiées au Chapitre précédent, la seconde partie de ce Chapitre est une analyse métrologique de la mesure de champs cinématiques. Les résultats de cette analyse sont comparés avec les biais de mesure implémentés dans la méthode numérique de sélection d'une géométrie d'éprouvette du Chapitre 3. Ensuite, une procédure d'identification par la MCV est mise en œuvre avec les données expérimentales afin d'exploiter l'information enrichie issue de la mesure de champs pour caractériser l'anisotropie du matériau en un seul essai. Les résultats obtenus permettent d'une part d'étudier la robustesse du processus d'identification et d'autre part de calculer les deux critères de sélection développés au Chapitre 3 avec des données expérimentales. La dernière partie de ce Chapitre compare les classements des éprouvettes établis avec des données numériques ou des données expérimentales afin d'évaluer la méthode de sélection des éprouvettes du Chapitre 3.

Enfin, la dernière partie de ce mémoire présente les conclusions de ce travail et les perspectives envisagées à court, moyen et long termes.

Chapitre 1

Modélisation et identification du comportement des alliages d'aluminium

Pour modéliser le comportement des matériaux, il est nécessaire de réaliser des essais de caractérisation, choisir un modèle adapté au comportement observé et identifier ses paramètres constitutifs. Lorsque le comportement est anisotrope, c'est-à-dire dépendant de l'orientation du chargement, le nombre d'essais à réaliser augmente généralement en fonction de la complexité du modèle à caractériser. Grâce aux méthodes d'identification avancées, il est désormais possible de concevoir de nouveaux essais capables de générer une information plus riche en un nombre limité d'essais. L'objectif de ce premier Chapitre est de comprendre les raisons et les méthodes qui ont abouti aux géométries optimisées pour l'identification de comportements anisotropes en un unique essai. La première partie de ce Chapitre donne un aperçu des différentes équations adéquates pour modéliser le comportement élastique et plastique des alliages d'aluminium avec prise en compte de l'anisotropie. La seconde partie détaille les méthodes d'identification permettant de définir la valeur des paramètres de ces lois de comportement. Deux méthodes seront traitées : la méthode conventionnelle, statiquement déterminée, et des méthodes plus récentes, statiquement indéterminées, capable d'exploiter une information d'essai enrichie grâce à la mesure de champs de déformation en surface de l'éprouvette testée. Enfin, la dernière partie de ce Chapitre présente différents essais conçus et optimisés pour générer des états de contrainte et déformation fortement hétérogènes en un seul essai.

1.1 Lois de comportement

Cette section vise à définir les équations utilisées pour modéliser le comportement des matériaux métalliques, en particulier celui des tôles d'alliage d'aluminium. Dans ces travaux, la modélisation du comportement des alliages d'aluminium se limitera aux comportements élasto-plastiques en se focalisant sur la prise en compte de l'anisotropie et/ou de la viscoplasticité. Ce travail de recherche bibliographique est concentré sur les modèles déjà implémentés dans l'outil de simulation numérique *Z-set*, développé en partie à l'ONERA [14] et utilisé dans ces travaux de thèse.

1.1.1 Elasticité

Quelle que soit la nature du matériau, ses propriétés mécaniques, physiques et chimiques sont fortement dépendantes de sa micro-structure. Pour les métaux, qui sont au coeur de cette étude, la micro-structure est caractérisée par un arrangement régulier et périodique d'atomes : ce sont des solides cristallins. Lorsque ces matériaux subissent une sollicitation extérieure macroscopique, leur micro-structure évolue, ce qui se traduit par une déformation macroscopique, réversible ou non.

Lorsque cette déformation est réversible, c'est-à-dire si le matériau retrouve son état initial (*i.e.*, non-déformé) après déchargement, elle est dite élastique. Au niveau de la microstructure, cela se caractérise par une modification réversible de la distance inter-atomique pour équilibrer les efforts extérieurs. Dans tous les cas, une augmentation de l'effort appliqué provoque une augmentation de la déformation du matériau.

Selon l'hypothèse des petites perturbations, le tenseur des déformations, $\bar{\varepsilon}$, est exprimé à partir du gradient de déplacement $\nabla(\vec{u})$ et de sa transposée tel que :

$$\bar{\varepsilon} = \frac{1}{2} [\nabla(\vec{u}) + \nabla(\vec{u})^T] \quad (1.1)$$

Le comportement élastique des métaux à température ambiante est très généralement linéaire. Ce comportement peut être modélisé par la loi de Hooke (Eq. 1.2), qui relie le tenseur des déformations $\bar{\varepsilon}$ (ordre 2) au tenseur des contraintes $\bar{\sigma}$ (ordre 2) introduisant un tenseur de rigidité $\bar{\bar{C}}$ (ordre 4).

$$\bar{\sigma} = \bar{\bar{C}} : \bar{\varepsilon} \quad (1.2)$$

Lorsque le comportement élastique ne dépend pas de l'orientation du chargement, ce qui est généralement le cas pour les matériaux métalliques, la loi isotrope de Hooke peut être employée (Eq. 1.3), où $\bar{\bar{I}}$ est le tenseur de Kröner. Dans cette équation, les termes du tenseur de rigidité, $\bar{\bar{C}}$, sont fonction de deux paramètres uniquement : le module d'Young, E , et le coefficient de Poisson ν . Ils peuvent être mesurés respectivement à l'aide d'un essai de traction avec la rigidité du matériau et le rapport, multiplié par -1, entre la déformation transverse et longitudinale, c'est-à-dire dans la direction du chargement.

$$\bar{\sigma} = \frac{E}{1+\nu} \bar{\varepsilon} + \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \text{Tr}(\bar{\varepsilon}) \bar{\bar{I}} \quad (1.3)$$

Lorsqu'il s'agit de calculer les contraintes dans une structure dont une des dimensions est très faible par rapport aux deux autres, comme une tôle fine par exemple, il est possible de considérer l'hypothèse des contraintes planes. Dans ce cas, les composantes du vecteur contraintes selon l'axe \bar{z} , par convention dirigé selon l'épaisseur, sont nulles, ce qui implique que $\sigma_{i3} \equiv 0$ avec $i = \{1, 2, 3\}$. La loi de Hooke est simplifiée (Eq. 1.4) avec l'hypothèse des contraintes planes.

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} = \frac{E}{1 + \nu} \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & 0 \\ \varepsilon_{12} & \varepsilon_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_{33} \end{bmatrix} + \frac{E\nu}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)} \text{Tr} \left(\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & 0 \\ \varepsilon_{12} & \varepsilon_{22} & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_{33} \end{bmatrix} \right) \bar{I} \quad (1.4)$$

Cette relation linéaire entre contraintes et déformations facilite grandement les calculs de résistance des structures mais est valable jusqu'à la contrainte marquant la transition élasto-plastique uniquement.

1.1.2 Transition élasto-plastique

La plupart des matériaux métalliques sont ductiles, c'est-à-dire qu'ils ont la propriété de se déformer de façon irréversible avant de rompre. Ce tenseur de déformation permanente, appelée déformation plastique, $\bar{\varepsilon}_p$, s'ajoute à la déformation élastique dans le calcul de la déformation totale : $\bar{\varepsilon} = \bar{\varepsilon}_e + \bar{\varepsilon}_p$. Elle apparaît lorsque l'état de contrainte atteint la limite du domaine élastique, représentée par une surface fermée convexe appelée surface de charge, Φ . Elle est décrite par l'équation 1.5 de telle sorte que :

- $\Phi < 0$: état élastique
- $\Phi = 0$: état élasto-plastique
- $\Phi > 0$: état impossible (à l'exception de certaines formulations de la visco-plasticité).

$$\Phi = \sigma_{eq} - \sigma_y \quad (1.5)$$

Dans cette équation, la contrainte d'écoulement, σ_y , est un scalaire qui décrit l'évolution de la limite d'élasticité en fonction des lois d'écrouissage. Avant l'apparition de tout phénomène d'écrouissage, la contrainte d'écoulement est égale à la limite initiale d'élasticité σ_0 . La contrainte équivalente, σ_{eq} , est un scalaire défini par un critère de plasticité.

Dans le cas d'un matériau au comportement isotrope, la limite du domaine élastique est indépendante de l'orientation du chargement. D'après ses observations expérimentales, Tresca [15] propose un premier critère de plasticité isotrope délimitant la limite du domaine élastique (Eq. 1.6). Avec ce critère, la contrainte équivalente est calculée comme la différence maximale entre deux contraintes principales, σ_i (Figure 1.1).

$$\max \{ |\sigma_1 - \sigma_2|, |\sigma_2 - \sigma_3|, |\sigma_3 - \sigma_1| \} = \sigma_{eq} \quad (1.6)$$

Plus tard, Maxwell fait l'analyse que la contrainte à la limite initiale d'élasticité s'observe pour une valeur donnée d'énergie de distorsion élastique (Eq. 1.7). Ce principe a été reformulé par von Mises [16] et Huber [17] avant d'être développé par Hencky [18]. Ce critère est très fréquemment utilisé et le plus

souvent appelé : “Critère de von Mises” (Figure 1.1).

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2\sigma_{eq}^2 \quad (1.7)$$

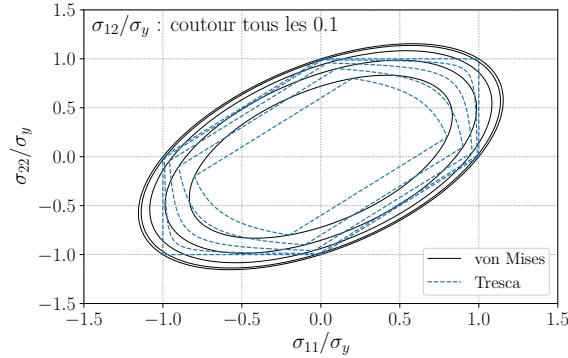


FIGURE 1.1: Surfaces de charge associées aux critères de von Mises et Tresca

Hershey (Eq. 1.8) [19] et Hosford (Eq. 1.9) [20] proposent une généralisation du critère de von Mises dans le but de modéliser les surfaces de charge isotropes comprises entre les surfaces de Tresca et de von Mises. Pour cela, ils introduisent un exposant, n , permettant de contrôler la forme de la surface de charge, tout en conservant le caractère isotrope du critère. Ainsi, pour $n = 1$ ou $n \rightarrow \infty$ le critère équivaut celui de Tresca et pour $n = 2$ il équivaut celui de von Mises.

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^n + (\sigma_2 - \sigma_3)^n + (\sigma_3 - \sigma_1)^n = 2\sigma_{eq}^n \quad (1.8)$$

$$|\sigma_1 - \sigma_2|^n + |\sigma_2 - \sigma_3|^n + |\sigma_3 - \sigma_1|^n = 2\sigma_{eq}^n \quad (1.9)$$

Les métaux peuvent présenter une limite élastique dépendante de l’orientation du chargement. Cette dépendance peut être introduite par divers traitements subis par la matière avant d’être usinée ou mise en forme. Pour les métaux par exemple, le laminage consiste à réduire l’épaisseur d’un matériau par déformation plastique lors d’une compression entre deux cylindres en rotation. On distingue alors trois directions caractéristiques : la direction de laminage (RD), la direction transverse (TD) et la direction normale (ND) (Figure 1.2). L’orientation du chargement dans le plan de la tôle peut ainsi être définie par rapport à la direction de laminage telle que 0° correspond à RD et 90° correspond à TD .

De par ce processus, l’épaisseur de la tôle laminée peut être très faible par rapport aux deux autres dimensions. Dans ces conditions, la contrainte dans l’épaisseur peut alors être négligée selon l’hypothèse des contraintes planes. Cette hypothèse simplifie les calculs de contrainte et sera considérée dans ces travaux puisqu’ils sont focalisés sur les tôles laminées.

Ce processus engendre une orientation de la micro-structure qui provoque une dépendance de plusieurs grandeurs mécaniques à l’orientation du chargement. C’est notamment le cas pour la limite initiale

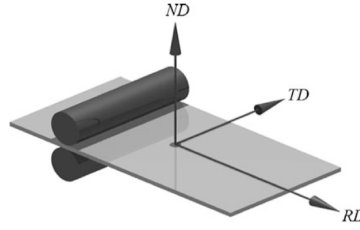


FIGURE 1.2: Repère orthogonal par rapport à la direction de laminage [21]

d'élasticité. Ce qui a motivé le développement de critères de plasticité anisotropes.

Le premier critère de plasticité dépendant de l'orientation du chargement est une généralisation du critère de von Mises proposé par Hill en 1948 [22], baptisé Hill48. La surface de charge est alors décrite par une fonction quadratique dépendante de paramètres, F , G , H , L , M et N , pilotant l'anisotropie du critère (Eq. 1.10). Selon l'hypothèse des contraintes planes, le critère se simplifie, réduisant le nombre de paramètres à quatre (Eq. 1.11).

$$F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2L\sigma_{23}^2 + 2M\sigma_{31}^2 + 2N\sigma_{12}^2 = 1 \quad (1.10)$$

$$(G + H)\sigma_{11}^2 - 2H\sigma_{11}\sigma_{22} + (H + F)\sigma_{22}^2 + 2N\sigma_{12}^2 = 1 \quad (1.11)$$

L'avantage de ce critère est que les coefficients F , G , H et N peuvent être identifiés directement à partir de mesures expérimentales selon deux méthodes en particulier. La première consiste à exprimer les quatre paramètres en fonction des limites élastiques selon un repère choisi. Si le repère est identique au repère de laminage, les valeurs X , Y correspondent aux limites élastiques dans les directions RD et TD , notées respectivement σ_0 et σ_{90} . La valeur de Z sera associée à la limite élastique selon ND et T sera la limite élastique en cisaillement dans le plan de laminage (RD , TD). Avec ces mesures, les paramètres matériaux du modèle peuvent être identifiés à partir des calculs de l'équation (1.12).

$$\frac{1}{X^2} = G + H; \quad \frac{1}{Y^2} = H + F; \quad \frac{1}{Z^2} = F + H; \quad \frac{1}{T^2} = 2N \quad (1.12)$$

La seconde méthode consiste à écrire les quatre paramètres en fonction des coefficients de Lankford r_0 , r_{45} et r_{90} selon trois orientations par rapport à la direction de laminage (0° , 45° et 90°) (Eq. 1.13). Le coefficient de Lankford, r , est défini comme le rapport entre les déformations plastiques transversales et normales (Eq. 1.14) [23]. Expérimentalement, les paramètres r_0 , r_{45} et r_{90} sont obtenus à partir des mesures des déformations transversales et dans l'épaisseur observées avec trois essais conventionnels de traction.

$$r_0 = \frac{H}{G}; \quad r_{90} = \frac{H}{F}; \quad r_{45} = \frac{N}{F+G} - \frac{1}{2} \quad (1.13)$$

$$r = \frac{\varepsilon_{11}^p}{\varepsilon_{33}^p} \quad (1.14)$$

L'identification des paramètres par des mesures expérimentales directes fait que le critère de Hill est souvent utilisé dans l'industrie. Cependant, plusieurs études expérimentales ont montré que l'utilisation du critère Hill48 n'est pas adapté à tous les métaux, y compris les alliages d'aluminium. Parfois ce critère, peu importe la méthode d'identification, ne permet pas de modéliser correctement la variation de la limite élastique et du coefficient de Lankford en fonction de l'orientation du chargement (Figure 1.3). Par exemple, il est impossible de modéliser le cas $\sigma_0 > \sigma_{90}$ et $r_0 < r_{90}$ ou inversement [21].

De plus, Woodthrope et Pearce [24, 25] présentent une autre limite du critère Hill48. D'après leurs observations expérimentales, l'identification du critère à partir de 3 essais uniaxiaux ne permet pas de modéliser correctement le comportement biaxial de certains matériaux, notamment les aluminiums. Ces problèmes de modélisation du comportement anisotrope de certains matériaux avec le critère Hill48 ont conduit au développement de nouveaux critères plus complexes proposés par Hill [26, 27, 28]. Mais ils restent peu utilisés dans la pratique à cause de la complexité de leur implémentation [21].

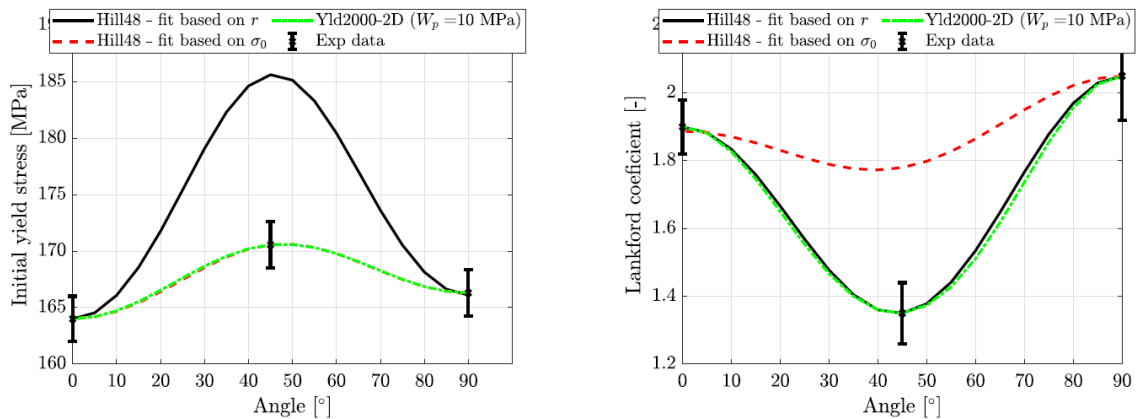


FIGURE 1.3: Variation de la limite d'élasticité et du paramètre r avec l'orientation du matériau pour un acier DC04. [29]

Par la suite, Barlat propose un critère de plasticité pour traiter l'anisotropie en contrainte plane [30]. Ce critère est une extension du critère isotrope de Hosford. L'expression de la contrainte équivalente est donnée en fonction des paramètres matériaux a et n ainsi que de deux invariants du tenseur des contraintes k_1 et k_2 (Eq. 1.15). Ces invariants dépendent de deux autres paramètres matériaux, h et p (Eq. 1.16).

$$a|k_1 + k_2|^n + a|k_1 - k_2|^n + (2 - a)|2k_2|^n = 2\sigma_{eq}^n \quad (1.15)$$

$$k_1 = \frac{\sigma_{11} + h\sigma_{22}}{2} \quad (1.16)$$

$$k_2 = \sqrt{\left(\frac{\sigma_{11} - h\sigma_{22}}{2}\right)^2 + p^2\sigma_{12}^2}$$

Comme le critère de Hill, il est possible d'identifier ces paramètres avec les limites élastiques en traction dans les directions RD et TD et les limites en cisaillement simple, τ_1 , et en cisaillement pur, τ_2 (Eq. 1.17). De plus, les paramètres a et h peuvent être identifiés directement à partir de la mesure des coefficients de Lankford r_0 et r_{90} (Eq. 1.18). Dans ce cas, il est nécessaire d'utiliser des méthodes de résolution numérique pour déterminer p à partir de l'équation 1.17.

$$a = 2 - c = \frac{2\left(\frac{\sigma_0}{\tau_2}\right)^n - 2\left(1 + \frac{\sigma_0}{\sigma_{90}}\right)^n}{1 + \left(\frac{\sigma_0}{\tau_2}\right)^n - 2\left(1 + \frac{\sigma_0}{\sigma_{90}}\right)^n}; \quad h = \frac{\sigma_0}{\sigma_{90}}; \quad p = \frac{\sigma_0}{\tau_1} \left(\frac{2}{2a + 2^n(2 - a)}\right)^{1/n} \quad (1.17)$$

$$a = 2 - 2\sqrt{\frac{r_0}{1 + r_0} \frac{r_{90}}{1 + r_{90}}} \quad (1.18)$$

$$h = \sqrt{\frac{r_0}{1 + r_0} \frac{1 + r_{90}}{r_{90}}}$$

Ce critère, proposé par Barlat, a principalement été utilisé pour améliorer les simulations des procédés de mise en forme. Cependant, les problèmes de simulation de la variation de la limite élastique et du coefficient de Lankford persistent, tout comme la limite élastique pour un chargement biaxial. Par la suite, Barlat généralisera son critère pour l'adapter au cas 3D, c'est le critère Barlat (91) [31].

S'appuyant sur les critères de Barlat (91) [31] et de Karafillis–Boyce [32], Bron et Besson [33] définissent un critère de plasticité anisotrope où la contrainte équivalente est la somme de deux contraintes équivalentes pondérées par le paramètre α^k (Eq. 1.19). L'anisotropie du matériau est introduite dans le calcul de ces contraintes équivalentes par une transformation linéaire du tenseur de contrainte. Bron et Besson proposent deux contraintes équivalentes (Eq. 1.20) calculées à partir des valeurs propres, \tilde{S}_i^k , d'une transformation linéaire du tenseur de contrainte, \tilde{S}^k (Eq. 1.21).

$$\left(\sum_{k=1}^K \alpha^k (\sigma_{eq}^k)^a\right)^{1/a} = \sigma_{eq} \quad (1.19)$$

$$\sigma_{eq}^k = (\Phi^k)^{1/b^k}$$

$$\Phi^1 = \frac{1}{2} \left(|\tilde{S}_2^1 - \tilde{S}_3^1|^{b^1} + |\tilde{S}_3^1 - \tilde{S}_1^1|^{b^1} + |\tilde{S}_1^1 - \tilde{S}_2^1|^{b^1} \right) \quad (1.20)$$

$$\Phi^2 = \frac{3^{b^2}}{2^{b^2} + 2} \left(|\tilde{S}_1^2|^{b^2} + |\tilde{S}_2^2|^{b^2} + |\tilde{S}_3^2|^{b^2} \right)$$

$$\tilde{S}^k = \bar{L}^k : \bar{\sigma} \quad (1.21)$$

Avec :

$$\bar{L}^k = \frac{1}{3} \begin{bmatrix} c_2^k + c_3^k & -c_3^k & -c_2^k & 0 & 0 & 0 \\ -c_3^k & c_3^k + c_1^k & -c_1^k & 0 & 0 & 0 \\ -c_2^k & -c_1^k & (c_1^k + c_2^k)/3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 3c_4^k & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 3c_5^k & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 3c_6^k \end{bmatrix} \quad (1.22)$$

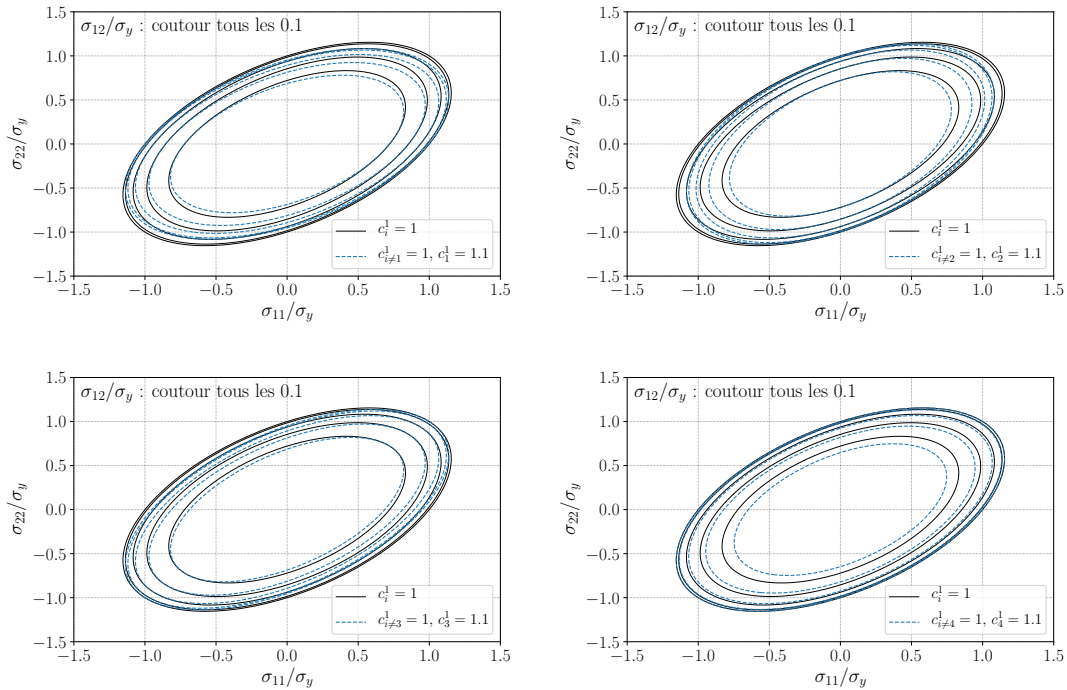


FIGURE 1.4: Influence des paramètres c_i^1 à partir d'une surface de charge isotrope ($a = b^k = 2$, $\alpha = 1$)

Ce critère dépend de 16 paramètres matériaux au total (a , b^k , α et c_i^k), identifiables par une procédure numérique, décrite par Bron et Besson, visant à minimiser l'écart entre le comportement matériau modélisé par ce critère et celui observé pendant les essais [33]. Les paramètres c_i^k pilotent l'anisotropie du critère (Figure 1.4) et interviennent dans le calcul de la transformation linéaire du tenseur de contrainte (Eq. 1.22). Dans le cas particulier où $c_i^k = 1$, le critère de Bron Besson est isotrope. En contraintes planes les paramètres $c_{5,6}^k$ sont égaux à 1. Les paramètres a et b^k pilotent la forme de la surface de charge sans avoir d'influence sur l'anisotropie du critère (tout comme l'exposant n , du critère de Hosford). Si $\alpha = 1$, $c_i^k = 1$ et $b^1 = 2$, le critère est équivalent au critère de von Mises et si $b^1 = 1$, il est équivalent au critère de Tresca. Ce critère a montré de bons résultats pour la modélisation de la transition élasto-plastique anisotrope des aluminiums, notamment des alliages aluminium-magnésium ou encore des alliages 2024-T4, 6022-T4, 2090-T3 (Figure 1.5), 7075-T351 [33] ou 2198-T351 [34].

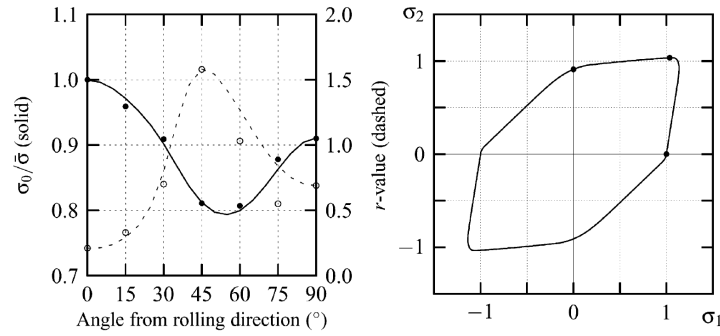


FIGURE 1.5: Variations de la limite élastique et du coefficient de Lankford pour l'alliage d'aluminium 2090-T3 [33]

Les critères précédemment présentés permettent de modéliser la transition élasto-plastique isotrope ou anisotrope des métaux, en particulier des aluminiums (Tableau 1.1). Les premiers modèles développés dans les années 50 définissent les paramètres constitutifs en fonction de mesures expérimentales. Leur avantage est de reposer sur un faible nombre de paramètres facilement identifiables. Cependant, de nombreuses observations expérimentales ont montré les limites de ces modèles, notamment pour modéliser le comportement d'alliages d'aluminiums. Progressivement, les critères de plasticité anisotropes se sont complexifiés pour devenir plus précis. Les critères les plus récents dépendent de 12 à 18 paramètres identifiables en utilisant des méthodes numériques exploitant les résultats de nombreux essais. Dans les faits, les critères récents peuvent être équivalents aux critères sur lesquels ils reposent (*e.g.*, Bron-Besson et Karafillis-Boyce). Il est donc préférable d'utiliser les critères les plus récents capables de modéliser de nombreux comportements anisotropes en plasticité, sachant qu'ils restent toujours utilisables pour des cas plus simples en ajustant la valeur de certains paramètres. Par la suite, d'autres critères de plasticité anisotrope ont été proposés [21] mais ces derniers dépassent le cadre de cette revue car ils ne sont pas implémentés dans les outils de simulation par éléments finis utilisés dans ces travaux.

Alliage	Hill48	Barlat 89	Barlat 91	Yld. 2000	Yld. 2004	Bron-Besson
2008-T4		[31]	[31]			
2024-63	[31]	[31]				
2024-T4,8						[33]
2090-T3			[35]	[36, 37]	[38, 37]	
2198-T3,8						[34]
5182				[39]	[39]	
6060-T6			[40]			
6082-T6			[40]			
6111-T4					[38, 37]	
7003-T6			[40]			
7075-T6				[36]		
7108-T6			[40]			
8090	[41]	[41]				

Tableau 1.1: Liste de critères de plasticité anisotropes utilisés pour divers alliages d'aluminium

1.1.3 Plasticité et visco-plasticité

Au delà de la limite initiale d'élasticité, la déformation totale du matériau $\bar{\varepsilon}$ peut se décomposer en une déformation élastique $\bar{\varepsilon}_e$ réversible et une déformation plastique $\bar{\varepsilon}_p$ irréversible telle que : $\bar{\varepsilon} = \bar{\varepsilon}_e + \bar{\varepsilon}_p$. Pour les métaux, cette déformation irréversible résulte des mouvements de dislocations dans la micro-structure. Les équations qui régissent la modélisation de la plasticité proviennent des lois de la thermodynamique [42]. En thermodynamique, deux catégories de variables d'état sont introduites : les variables d'état observables ($\bar{\varepsilon}$) et les variables d'état internes. Pour la plasticité, les variables d'état internes sont, par exemple, $\bar{\varepsilon}_p$, α et $\bar{\beta}$, avec α et $\bar{\beta}$ les variables d'écroutissage isotrope et cinématique, respectivement. Pour chacune des variables d'état il existe une variable associée (Tableau 1.2). On notera que la partie thermique n'est pas étudiée dans ces travaux, de même que l'endommagement. La relation entre les variables d'état et les variables associées peut être exprimée en fonction de deux potentiels thermodynamiques :

- le potentiel d'état ψ : équivaut à l'énergie libre. Fonction de toutes les variables d'état, ce potentiel peut se décomposer selon les contributions élastiques, ψ_e , et plastique, ψ_p .

$$\psi(\bar{\varepsilon}, \bar{\varepsilon}_p, \alpha, \bar{\beta}) = \psi_e(\bar{\varepsilon}_e) + \psi_p(\bar{\varepsilon}_p, \alpha, \bar{\beta}) \quad (1.23)$$

Le potentiel d'état fait le lien entre les variables d'état et les variables associées. Par exemple :

$$\bar{\sigma} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \bar{\varepsilon}}, \quad R = -\rho \frac{\partial \psi}{\partial \alpha}$$

avec ρ la masse volumique.

- le potentiel de dissipation ϕ : associé aux pertes d'énergies et donc aux phénomènes irréversibles. Ce potentiel décrit l'évolution des variables d'état selon la loi de normalité. Par exemple :

$$\dot{\bar{\varepsilon}}_p = \dot{\lambda} \frac{\partial \phi}{\partial \bar{\sigma}}, \quad \dot{\alpha} = \dot{\lambda} \frac{\partial \phi}{\partial R}$$

Avec $\dot{\lambda}$ le multiplicateur plastique. Pour décrire l'écoulement plastique dans les métaux, le cadre de la plasticité associée est privilégié. Alors, le potentiel de dissipation équivaut à la surface de charge Φ (Eq. 1.5).

	Variable d'état observable	Variable d'état interne	Variable associée
	$\bar{\varepsilon}$		$\bar{\sigma}$
Plasticité		$\bar{\varepsilon}_p$	$-\bar{\sigma}$
Écroutissage isotrope		α	R
Écroutissage cinématique		$\bar{\beta}$	\bar{X}

Tableau 1.2: Liste des variables associées aux variables d'état

L'évolution de la surface de charge au cours de l'écoulement plastique est décrite par les lois d'écroutissage. La surface de charge peut évoluer par expansion : écroutissage isotrope (Eq. 1.24), et/ou par translation : écroutissage cinématique (Eq. 1.25), et/ou par distorsion. D'une part, l'expression de la contrainte d'écroutissage isotrope, R , est donnée par des lois phénoménologiques de comportement qui peuvent être des fonctions linéaires : $\sigma_y = \sigma_0 + K \cdot \alpha$, puissances : $\sigma_y = \sigma_0 + K (\alpha)^N$, exponentielles : $\sigma_y = K (1 - e^{-N \cdot \alpha})$

ou une combinaison [43]. Le choix de la loi de comportement et l'identification des paramètres K et N peuvent être réalisés à partir d'essais de traction uniaxiale par analyse des courbes d'érouissage, généralement par régression linéaire dans une échelle linéaire ou logarithme. En l'absence d'endommagement, la variable d'érouissage, α , est généralement assimilée à la déformation plastique cumulée, $\bar{\varepsilon}_p$. Dans cette étude, l'endommagement n'est pas pris en compte, par conséquent la variable d'érouissage sera définie comme étant égale à $\bar{\varepsilon}_p$ dans la suite du document.

D'autre part, la translation de la surface de charge est prise en compte dans les équations de la plasticité par l'introduction de la variable tensorielle d'érouissage cinématique \bar{X} dans l'équation de la surface de charge (Eq. 1.25). Par exemple, la loi de Prager modélise une évolution linéaire de la variable \bar{X} telle que : $\dot{\bar{\beta}} = \frac{2}{3}H\dot{\bar{X}}$, avec $\bar{\beta}$ la variable (tensorielle) d'érouissage cinématique. Armstrong et Frederick [44] complétèrent le modèle de Prager pour décrire une évolution non linéaire de la variable d'érouissage cinématique en introduisant un terme de rappel (ou de restauration dynamique), D , tel que : $\dot{\bar{X}} = \frac{2}{3}H\dot{\bar{\beta}} - D\bar{X}\dot{\bar{\beta}}$. Enfin, dans le modèle de Chaboche et Rousselier, la variable d'érouissage cinématique s'écrit comme une somme de variables non-linéaires définies par le modèle d'Armstrong-Frederick : $\bar{X} = \sum_{i=1}^k \bar{X}_i$ avec $\dot{\bar{X}}_i = \frac{2}{3}H_i\dot{\bar{\beta}} - D_i\bar{X}_i\dot{\bar{\beta}}$ [45]. Pour caractériser l'érouissage cinématique d'un matériau, il est nécessaire de réaliser des essais en traction/compression uniaxiale pour observer l'évolution asymétrique de la contrainte d'écoulement.

$$\sigma_y = \sigma_0 + R(\alpha) \quad (1.24)$$

$$\Phi : \sigma_{eq}(\bar{\sigma} - \bar{X}(\bar{\beta})) - \sigma_0 = 0 \quad (1.25)$$

Avec les lois de comportement présentées précédemment, la variation de la contrainte d'écoulement est dépendante des variables d'érouissage exclusivement. Pour certains matériaux métalliques, il est possible d'observer une augmentation de la contrainte d'écoulement dépendante de la vitesse de déformation. La modélisation de la visco-plasticité fait donc intervenir la vitesse de déformation dans les équations constitutives.

Une première approche, proposée dans le modèle de Norton [46], consiste à calculer une contrainte visqueuse, $\bar{\sigma}_v$, qui s'ajoute à la contrainte d'écoulement pour prendre en compte la viscoplasticité. La surface de charge, Φ (Eq. 1.5), est alors supérieure ou égale à zéro. Une seconde approche consiste à introduire une sensibilité de la contrainte d'écoulement à la vitesse de déformation directement dans la loi d'érouissage isotrope comme le propose par exemple le modèle phénoménologique de Johnson-Cook [47] (Eq. 1.26). La première approche est principalement utilisée pour modéliser le fluage des matériaux tandis que la seconde est utilisée pour des sollicitations rapides.

Dans le modèle de Johnson-Cook, l'expression de la contrainte d'écoulement est fonction de la déformation plastique équivalente, ici assimilée à la variable d'érouissage isotrope, et de la vitesse de déformation viscoplastique, $\dot{\varepsilon}_{vp}$ (Eq. 1.26). La première partie du modèle décrit l'érouissage isotrope du matériau par une loi puissance. Au-delà du seuil en vitesse de déformation viscoplastique $\dot{\varepsilon}_0$, les effets visqueux sont pris en compte. Plusieurs essais de traction à différentes vitesses sont nécessaires pour identifier les paramètres du modèle sur la plage de vitesse de déformation souhaitée.

$$\sigma_y = (\sigma_0 + K \cdot \varepsilon_p^n) \left(1 + M \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{vp}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right) \quad (1.26)$$

Ce modèle phénoménologique a permis de modéliser le comportement viscoplastique de certains alliages d'aluminium (Figure 1.6) [48, 49, 50]. Le nombre réduit de paramètres à identifier simplifie son utilisation. Cependant, l'hypothèse de dépendance logarithmique à la vitesse de déformation ne garantit pas de modéliser le comportement visco-plastique de tous les matériaux. En effet, plusieurs études montrent que sur une large gamme de vitesses de déformation, la contrainte d'écoulement pour des alliages d'aluminium est parfois sous-estimée pour les plus hautes vitesses de déformation [51, 50].

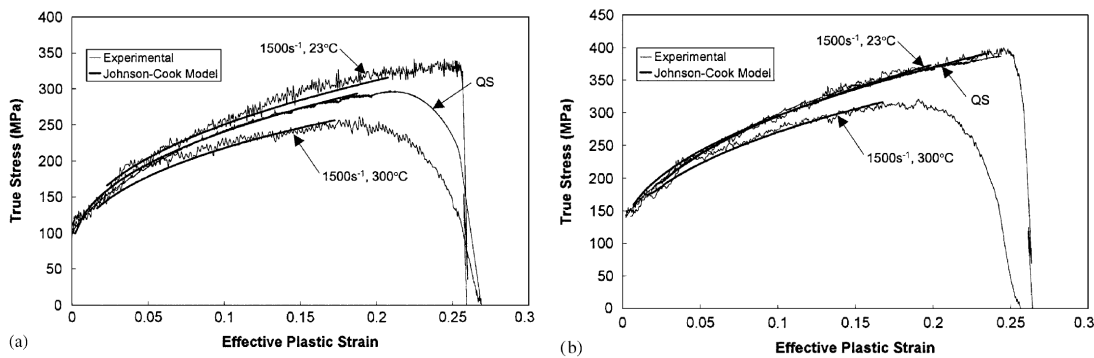


FIGURE 1.6: Comparaison des prédictions du modèle de Johnson-Cook avec les résultats expérimentaux pour les alliages (a) AA5754, (b) AA5182 [52]

D'autres alliages d'aluminium, comme les alliages comportant du lithium, montrent une sensibilité inverse à la vitesse de déformation, c'est à dire qu'une augmentation de la vitesse de déformation provoque une diminution de la contrainte d'écoulement. Ce phénomène est associé à une forme d'instabilité plastique : l'effet Portevin-Le Chatelier (PLC). Expérimentalement, il s'observe par des bandes de déformation localisée (bandes PLC) qui se propagent dans la matière (Figure 1.7). Sur les courbes d'essais, l'apparition de ces bandes se traduit par des sauts de contrainte, de fréquence et d'amplitude différentes en fonction du type de bande [53, 54]. A l'échelle de la micro-structure, lorsque le mouvement des dislocations est arrêté par des défauts cristallins (*e.g.* forêts de dislocations), les atomes de soluté diffusent vers la dislocation et l'empêchent de franchir l'obstacle. Ce mécanisme est appelé vieillissement dynamique (Dynamic Strain Aging : DSA).

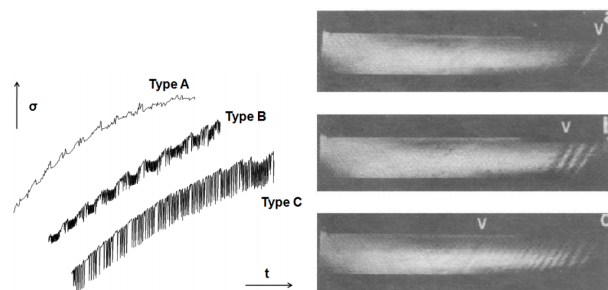


FIGURE 1.7: Types de bandes associées à l'effet PLC [54]

Le modèle de Johnson-Cook peut être utilisé pour modéliser une sensibilité inverse à la vitesse

de déformation pour des alliages d'aluminium en choisissant une valeur négative du paramètre M [55]. Cependant, le modèle de Kubin, Estrin et McCormick [56, 57, 58] est plus répandu pour modéliser ce phénomène (Figure 1.8) [59, 60, 61, 62]. Il propose une expression de la contrainte d'écoulement en fonction d'une composante associée à l'écroutissage isotrope du matériau et une composante relative à la diminution de contrainte provoquée par vieillissement dynamique (Eq. 1.27). Les paramètres du modèle à identifier sont : m et n , σ_A (qui correspondent à la contrainte maximale produite par effet DSA) et P_2 (qui est associé la vitesse de saturation d'atomes solutés autour de la dislocation). t_a est une variable interne qui correspond au temps de vieillissement. L'évolution de cette dernière est pilotée par la vitesse de déformation plastique et par l'incrément de déformation plastique après franchissement des obstacles w tel que : $\dot{t}_a = 1 - \frac{t_a}{w} \dot{\varepsilon}_p$. Alors, le temps de vieillissement croît avec la déformation plastique et diminue dès lors que $\dot{\varepsilon}_p > \frac{w}{t_a}$ jusqu'à revenir à zéro.

$$\sigma_y = R(\varepsilon_p) + \sigma_A \left(1 - \exp \left[-P_2 \varepsilon_p^m t_a^n\right]\right) \quad (1.27)$$

Ces dernières lois de comportement ont été présentées pour la modélisation de la visco-plasticité et l'effet PLC notamment pour les alliages d'aluminium. Cela complète la liste des lois de comportement couramment employées dans la littérature pour la modélisation du comportement mécanique des tôles d'alliage d'aluminium. Le choix d'un modèle parmi ceux présentés ne peut pas être réalisé a priori. Il est nécessaire de réaliser des essais adéquats pour mettre en évidence la présence des différents phénomènes à modéliser. De plus, pour que ces lois prédisent le comportement des matériaux, leurs paramètres constitutifs doivent être correctement identifiés pour faire corrélérer la modélisation et les résultats expérimentaux.

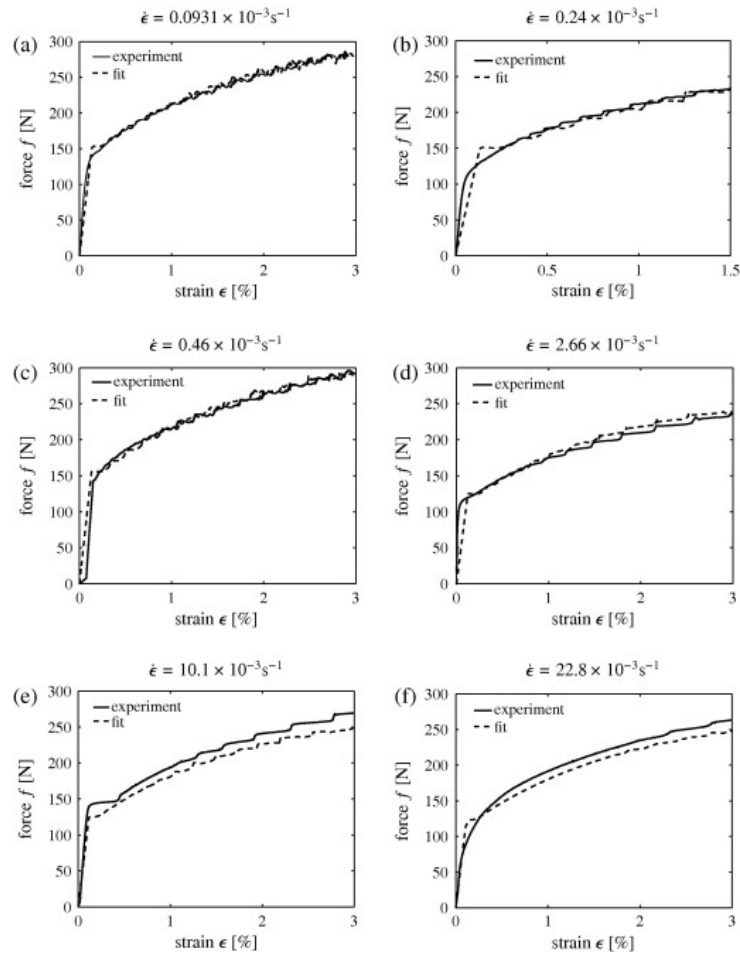


FIGURE 1.8: Comparaison des courbes force-déformation expérimentales (lignes pleines) avec le modèle identifié (lignes pointillées) pour l’alliage AA5754 [59]

1.2 Identification des paramètres matériaux

Maintenant que les lois de comportement pour la modélisation du comportement élasto-plastique des tôles d’alliage d’aluminium ont été définies, il est important d’appréhender les méthodes capable d’identifier leurs paramètres constitutifs. L’objectif de cette partie est de décrire les méthodes d’identification en expliquant leurs avantages et inconvénients ce qui permettra de sélectionner la méthode d’identification pour ces travaux.

1.2.1 Identification statiquement déterminée

Une première façon de réaliser l’identification du comportement d’un matériau est de réaliser des essais dits “statiquement déterminés”. Ces essais reposent sur une hypothèse d’homogénéité des champs de contrainte et de la vitesse de déformation dans la zone utile de l’éprouvette testée. Cela permet de traiter l’essai à partir de mesures macroscopiques (effort, déplacement imposé ou extensométrie sur toute la longueur utile) ou plus locales (déformation sous jauge). La mesure de ces grandeurs est réalisée au cours du temps grâce à des capteurs comme une cellule d’effort, des extensomètres, ou des jauges de déformation. En fonction des sollicitations imposées, différentes géométries d’éprouvettes sont définies

pour homogénéiser les états de contraintes dans la région d'intérêt.

Aujourd'hui, l'essai de traction uniaxiale est le plus répandu pour la caractérisation du comportement des matériaux. Pour les matériaux métalliques, la norme en vigueur (ISO 6892) impose d'utiliser une éprouvette haltère pour réaliser les essais sur tôle. Celle-ci a été conçue pour ne générer qu'un seul état de contrainte dans la partie utile. Pour cet essai en particulier, la déformation conventionnelle, ou ingénieur, ε_{ing} , peut être mesurée par des jauges de déformation ou calculée à partir de la mesure de l'allongement de la zone utile, ΔL , tel que $\varepsilon_{\text{ing}}(t) = \frac{\Delta L(t)}{L_0}$, où L_0 est la longueur initiale de la partie utile. La contrainte conventionnelle, ou ingénieur, σ_{ing} est quant à elle calculée à partir de la mesure de l'effort F et de la section initiale de la zone utile, S_0 , tel que $\sigma_{\text{ing}}(t) = \frac{F(t)}{S_0}$. Après apparition d'une striction, la contrainte conventionnelle n'est plus représentative du comportement réelle et la contrainte vraie doit être calculée par le rapport de $F(t)$ sur la section effective $S(t)$ (Eq. 1.29).

$$\varepsilon(t) = \int_{L(t_0)}^{L(t)} \frac{dL}{L} = \ln \left(\frac{L_0 + \Delta L(t)}{L_0} \right) = \ln(1 + \varepsilon_{\text{ing}}(t)) \quad (1.28)$$

$$\sigma(t) = \frac{F(t)}{S(t)} = \sigma_{\text{ing}}(t) \cdot (1 + \varepsilon_{\text{ing}}(t)) \quad (1.29)$$

Différents paramètres matériaux peuvent être identifiés directement à partir des mesures de déformation et de contrainte. Dans la partie élastique, le module d'Young est estimé à partir de la pente de la première partie linéaire de la courbe contrainte/déformation. Le coefficient de Poisson est calculé à partir du rapport entre la déformation longitudinale et la déformation transversale. Ensuite la limite initiale d'élasticité conventionnelle R_{02} est estimée comme la valeur de la contrainte ingénieur pour une déformation ingénieur résiduelle (supposée plastique) de 0.2%. Le module et l'exposant d'écrouissage isotrope peuvent également être déduits de la seconde partie de la courbe contrainte/déformation, soit directement à partir de la pente pour une loi linéaire, soit à partir d'un diagramme logarithmique pour la loi exponentielle. Lorsque cela est nécessaire, il est possible d'utiliser des procédures numériques pour identifier les paramètres d'un modèle. Ces procédures reposent sur des algorithmes de minimisation de fonctions coûts traduisant l'écart entre le comportement modélisé et les résultats expérimentaux [63].

En complément de cet essai de traction uniaxiale, il est parfois nécessaire de réaliser des essais supplémentaires pour l'identification de certaines lois de comportement. Pour un modèle d'écrouissage cinématique, il sera nécessaire de solliciter le matériau en réalisant des cycles de charge/décharge pour observer et caractériser la translation de la surface de charge comme des cycles de traction/compression par exemple [42]. Pour les critères de plasticité anisotropes, la mesure de la limite élastique et du coefficient de Lankford doit être réalisée pour de multiples trajets de chargement [64]. La multiplication des trajets de chargement est possible par la variation de l'orientation du chargement (par rapport à la direction de laminage dans le cas des tôles) et la réalisation d'essais de compression ou de cisaillement. Enfin, plusieurs essais de traction devront être réalisés à différentes vitesses de déformation pour identifier les modèles de viscoplasticité [65].

Aujourd'hui, l'exploitation des essais statiquement déterminés est la solution la plus répandue car ces méthodes sont définies par des normes et le traitement des essais est relativement accessible. Néanmoins,

le respect des hypothèses de staticité reste contraignant et limite l'exploitation des résultats d'essais. L'apparition de phénomènes comme la striction ou les instabilités plastiques invalident ces hypothèses et rendent les mesures expérimentales inexploitable. De plus, il est nécessaire de multiplier le nombre d'essais pour enrichir les données pour l'identification de comportement matériaux complexes, anisotropes ou visco-plastiques par exemple.

Historiquement, les moyens de mesures expérimentaux ne donnaient accès qu'à des mesures ponctuelles (jauges de déformation) ou moyennées sur la zone utile (extensomètres) ce qui ne permettait pas l'exploitation des essais autrement que par les hypothèses de staticité. Toutefois, de nouvelles solutions permettent aujourd'hui de mesurer des champs mécaniques, donnant ainsi accès à des données locales et donc à une information enrichie. Ces techniques de mesure de champ se sont développées grâce à la création et à l'amélioration des caméras numériques et des méthodes d'analyse d'images. Elles sont décrites dans la partie suivante.

1.2.2 Mesure de champs

Il existe deux grandes familles de méthodes de mesure de champs : l'interférométrie et l'analyse du niveau de gris. Aujourd'hui, par l'émergence et l'accessibilité des caméras numériques, les méthodes d'analyse de niveau de gris sont prédominantes. Seule cette approche sera considérée dans ces travaux. Deux méthodes sont particulièrement répandues : la méthode des grilles et la corrélation d'images numériques.

La méthode des grilles

Parmi les méthodes de mesure de champ existantes, la méthode des grilles exploite une variation régulière du niveau de gris rendue possible par un marquage régulier (ligne ou grille) apposée en surface de l'éprouvette [66]. Plusieurs méthodes permettent d'appliquer la grille en fonction du matériau étudié : la gravure, le transfert, l'impression ou le collage (Figure 1.9). Dans l'hypothèse où cette grille est parallèle aux bords de l'image, le niveau de gris $s(x, y)$ de chaque pixel de coordonnée (x, y) peut s'exprimer comme un signal périodique en fonction des niveaux de gris de l'image (pilote par les variables A et γ), d'une fonction sinusoïdale, "frng", de la fréquence de la grille, f (inverse du pas de grille, p), et de la phase, ϕ , selon les directions x et y (Eq. 1.30). Dans ces conditions, un mouvement de la grille se traduit par une variation de la phase. Comme cela a été montré par Grédiac [67], une relation directe entre le déplacement $u(x)$ et les phases à l'état non déformé, ϕ^1 , et à l'état déformé, ϕ^2 , peut être exprimée (Eq. 1.31).

$$s(x, y) = \frac{A}{2} (2 + \gamma \cdot \text{frng}(2\pi f x + \phi_x(x, y)) + \gamma \cdot \text{frng}(2\pi f y + \phi_y(x, y))) \quad (1.30)$$

$$u(x) = -\frac{p}{2\pi} (\phi^2(x + u(x)) - \phi^1(x)) \quad (1.31)$$

En pratique, les champs de phases sont obtenus par une analyse de spectre local (Local Spectrum Analysis - LSA) qui consiste en une convolution du signal $s(x, y)e^{-2i\pi f}$ avec une fenêtre d'analyse. Cette fenêtre est généralement Gaussienne ou bi-triangulaire [69]. Comme le résultat de la LSA est défini modulo 2π , il est nécessaire d'utiliser des algorithmes de dépliage 2D et 3D [70, 71] pour obtenir un champ sans saut de phase.

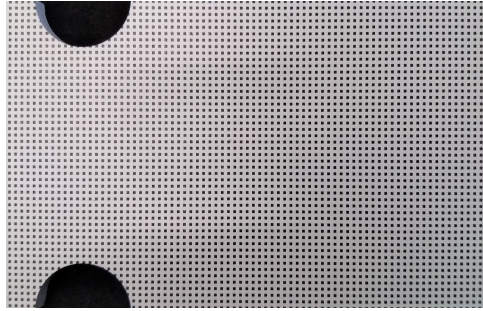


FIGURE 1.9: Exemple de grille imprimée sur un échantillon de titane [68]

Ensuite, deux méthodes peuvent être mises en oeuvre pour obtenir la valeur du déplacement :

- le calcul direct : $u(x) = -\frac{p}{2\pi} (\phi^2(x) - \phi^1(x))$
- le calcul itératif : $u^{n+1}(x) = -\frac{p}{2\pi} (\phi^2(x + u^n(x)) - \phi^1(x))$

Le point de départ du processus itératif u^0 pour une image donnée peut être estimé par le calcul direct ou être égal au déplacement mesuré sur l'image précédente. La méthode directe est suffisante dans le cas où les déplacements sont faibles par rapport au pas de grille alors que la méthode itérative converge généralement en quelques itérations et ne se limite pas aux faibles déplacements.

Cette méthode peut être appliquée à différentes échelles : observation au microscope pour une taille de grille de 1200 pas par millimètres jusqu'à l'observation par caméra de grille de moins d'un pas par millimètre. La taille du pas de la grille est à définir en fonction de l'amplitude des déplacements mesurés et de la résolution de la caméra. La principale contrainte de cette méthode reste l'application de la grille qui nécessite des outils particuliers pour imprimer ou graver précisément le motif sur le matériau étudié.

La corrélation d'images numériques

La corrélation d'images numériques (Digital Image Correlation : DIC) est une autre méthode de mesure de champs cinématiques. Elle suit le déplacement d'un motif aléatoire en noir et blanc en surface de l'éprouvette [72, 73, 74]. Le plus souvent le motif est peint sur la surface par jet de gouttelettes de peinture (Figure 1.10). D'autres techniques d'application du mouchetis sont utilisées comme l'utilisation de peintures avec granules, l'utilisation d'un tampon ou d'un pinceau [75]. Il est également possible de graver ou imprimer un mouchetis [76].

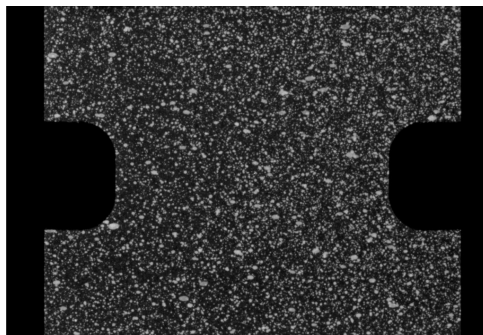


FIGURE 1.10: Exemple de mouchetis appliqué par jet de gouttelettes de peinture sur une éprouvette entaillée.

Les images capturées pendant l'essai enregistrent le mouchetis en surface de l'éprouvette et donc le déplacement du matériau. Le traitement de ces images par DIC analyse le niveau de gris des images successives afin de mesurer le déplacement d'un point matériel. En pratique, l'image est divisée en facettes de taille définie par l'utilisateur et centrée sur un pixel. Le calcul du déplacement par facette peut se faire à chaque pixel ou en répartissant les facettes selon une grille sur la zone utile pour réduire le temps de calcul.

L'aspect aléatoire de la texture apposée sur l'éprouvette permet d'associer une distribution de niveau de gris unique à chaque facette. Cette signature, en niveau de gris, permet de retrouver la position du centre de chaque facette, initialement positionnée en x , sur une seconde image. Numériquement, l'algorithme de corrélation calcule le champ de déplacement, u , par minimisation d'une fonction coût qui évalue l'écart de niveau de gris entre l'image de référence F et l'image déformée G . Plusieurs critères de corrélation sont utilisés (Tab 1.3). L'écart de niveau de gris au carré (Sum of Squares Deviation : SSD) permet de converger rapidement vers la solution mais est sensible aux variations d'éclairage. Pour corriger les problèmes liés aux variations d'éclairage, deux critères ont été proposés : corriger par la moyenne (Zero mean SSD : ZSSD) et normé (Normalized SSD : NSSD). Ces deux critères permettent respectivement de corriger un décalage en niveau de gris ($F(x) = G(x + u) + a$) et un changement de gamme de niveau de gris ($F(x) = aG(x + u)$) (Tab 1.3) [77]. Cependant ces deux derniers critères convergent plus lentement vers la solution.

Nom	Fonction coût
SSD	$\sum [F(x) - G(x + u)]^2$
ZSSD	$\sum [(F(x) - \text{mean}(F)) - (G(x + u) - \text{mean}(G))]^2$
NSSD	$\sum \left[F(x) - \frac{\sum F(x)G(x+u)}{G(x+u)^2} G(x + u) \right]^2$

Tableau 1.3: Fonctions coûts utilisées par les algorithmes de DIC

Pour traiter les déplacements hors-plan par DIC, il est possible d'utiliser deux caméras orientées chacune avec un angle par rapport à la normale du plan du mouchetis. On parle alors de stéréo-corrélation d'images.

La DIC est une technique de mesure de champ répandue en mécanique, notamment grâce à son accessibilité et à la multitude de logiciels commerciaux et universitaires qui proposent des solutions clé-en-main. C'est cette méthode qui sera employée pour la mesure des champs de déplacement en surface des éprouvettes testées.

La mesure expérimentale de champs par DIC est inévitablement impactée par des biais. Ces derniers sont introduits par les différents éléments qui constituent la chaîne de mesure, principalement le mouchetis, le capteur de la caméra et l'algorithme de corrélation. Concernant le mouchetis, plus la taille des taches est importante (taille mesurée en pixels), plus la fenêtre de corrélation sera grande et moins la mesure sera résolue [78, 79]. Ce paramètre est particulièrement influent dans la zone proche des bords de l'éprouvette où la DIC ne permet pas la mesure des champs à moins d'une demi-fenêtre de corrélation. La taille de tache recommandée est comprise entre 3 et 5 pixels [80]. Ensuite, dans le but de limiter le bruit du capteur (variation artificielle du niveau de gris d'un pixel), il est recommandé d'augmenter le contraste des images grâce à une texture de bonne qualité et à un éclairage important de la surface peinte [81]. Enfin, l'algorithme DIC et les fonctions de lissage sont à paramétrer pour définir le meilleur compromis

entre résolution de la mesure et niveau de bruits comme le montre l'étude de comparaison d'algorithmes DIC baptisée "DIC Challenge" [82, 83].

Les méthodes de mesure de champ présentées donnent accès à la mesure des composantes du tenseur de déformation en surface d'une région d'intérêt de l'éprouvette. Cette donnée enrichie peut ensuite être pleinement exploitée grâce aux méthodes d'identification dites "inverses". Avec ces méthodes, il est alors possible de s'affranchir du respect des hypothèses de staticité et d'exploiter les hétérogénéités de contrainte ou de vitesse de déformation au cours d'un même essai.

1.2.3 Identification inverse

Plusieurs ouvrages ont recensé les méthodes d'identification inverses utilisées en mécanique du solide [84, 85]. Trois méthodes seront détaillées dans cette revue bibliographique : la méthode de recalage par éléments finis, la méthode intégrée à la corrélation d'images numériques et la méthode des champs virtuels.

La méthode de recalage par éléments finis

Parmi les méthodes d'identification inverse, la méthode de recalage par éléments finis (Finite Element Methode Updating : FEMU) est certainement la plus répandue. On peut noter qu'elle n'est pas nécessairement dédiée au traitement de mesures de champs. Cette méthode repose sur la minimisation de l'écart entre la valeur expérimentale et la valeur simulée par la méthode des éléments finis d'une grandeur donnée. Un processus itératif est utilisé pour minimiser cet écart en faisant varier la valeur des paramètres du modèle de comportement du matériau considéré dans la modélisation par EF. Une première approche compare les efforts mesurés et simulés (FEMU-F) [86], une seconde compare les champs de déplacement (FEMU-U) [87]. Il est aussi possible de combiner les deux approches (FEMU-U-F) [88, 89].

La première approche développée est la FEMU-F. D'un côté, un essai expérimental permet de mesurer l'effort résultant au cours de l'essai et de l'autre, la formulation EF calcule les efforts résultants grâce à la matrice de rigidité K dépendante des paramètres du modèle de comportement X [86]. Le principal inconvénient de cette méthode repose sur le fait que l'identification est réalisée sur une mesure globale, ce qui complexifie l'identification de plusieurs paramètres matériaux.

L'approche FEMU-U permet quant à elle de multiplier les données impliquées dans l'optimisation car, cette fois, des champs de déplacement expérimentaux sont comparés aux champs simulés [87, 4, 8]. La résultante expérimentale de l'effort est utilisée comme une condition aux limites pour la mise en donnée de la simulation. L'identification des paramètres matériaux par l'approche en déplacement peut être fortement impactée par une mauvaise modélisation des conditions aux limites. De plus, le temps de calcul est généralement important pour la caractérisation de lois de comportement non linéaires.

La méthode intégrée à la corrélation d'images numériques

Une deuxième méthode d'identification reposant sur la mise en œuvre de simulations par éléments finis a été récemment développée [90, 91, 92]. L'identification des paramètres est réalisée à partir de la comparaison des niveaux de gris d'une image de référence, g_{ref} , et d'images déformées, g . Cette méthode est baptisée "Integrated - Digital Image Correlation : I-DIC". En supposant que les niveaux de gris de la texture apposée sur l'éprouvette ne varient pas, le niveau de gris du pixel x dans l'image de référence se déplace et peut être retrouvé dans l'image déformée tel que : $g_{\text{ref}}(x) = g(x - u(x, t), t)$. Ce déplacement,

u , calculé par une simulation EF, dépend du comportement du matériau et peut être introduit dans une fonction coût pour identifier les paramètres ciblés, X (Eq. 1.32). Cette fonction prend en compte l'ensemble des pixels, N_x , et l'ensemble des images, N_t . Le bruit du capteur est également pris en compte dans l'écriture de la fonction coût avec le paramètre γ_g .

$$f_{\text{opt}} = \frac{1}{2\gamma_g^2 N_t N_x} \sum_t \sum_x (g(x + u(x, t, \mathbf{X}), t) - g_{\text{ref}}(x)) \quad (1.32)$$

L'avantage de cette méthode réside dans le fait que les déplacements ne sont pas directement mesurés par la corrélation d'images numériques. De cette manière, les biais liés à la convergence de l'algorithme de corrélation sont écartés du problème d'identification. Par contre, le résultat reste dépendant de la modélisation de l'essai et en particulier des conditions aux limites. Comme pour la FEMU-U-F, une seconde fonction coût peut être ajoutée pour comparer les efforts mesurés lors de l'essai et ceux calculés par la simulation EF. Cette méthode a notamment été utilisée pour le comportement élastoplastique isotrope et anisotrope des métaux [93, 94].

La méthode des champs virtuels

La Méthode des Champs Virtuels (MCV), introduite dans les années 1980 par Grédiac [95], repose sur le respect du Principe des Travaux Virtuels (PTV). Ce dernier énonce que pour toute perturbation virtuelle, le travail virtuel des quantités d'accélération (W_{acc}^*) est égal à la somme des travaux virtuels des efforts intérieurs (W_{int}^*) et extérieurs (W_{ext}^*). Cette relation se vérifie pour tout champ virtuel de déplacement \vec{u}^* cinématiquement admissible et sa déformation virtuelle associée $\vec{\varepsilon}^*$. Sous sa forme faible et en faisant l'hypothèse des petites perturbations, le PTV et les différents travaux virtuels s'écrivent :

$$\underbrace{- \int_V \bar{\sigma}(X, \vec{\varepsilon}) : \vec{\varepsilon}^* dV}_{W_{int}^*} + \underbrace{\int_{S_f} \vec{T} \cdot \vec{u}^* dS + \int_V \vec{f} \cdot \vec{u}^* dV}_{W_{ext}^*} = \underbrace{\int_V \rho \vec{\gamma} \cdot \vec{u}^* dV}_{W_{acc}^*} \quad (1.33)$$

- Avec $\bar{\sigma}$: le tenseur de contrainte,
 X : le(s) paramètre(s) matériau(x) à identifier,
 $\vec{\varepsilon}$: le tenseur de déformation mesuré expérimentalement,
 V : le volume matériel considéré,
 S_f : la surface frontière du volume V ,
 \vec{f} : la densité volumique des efforts extérieurs appliqués à distance sur V ,
 \vec{T} : la densité surfacique des efforts extérieurs appliqués sur S_f ,
 ρ : la masse volumique,
 $\vec{\gamma}$: le vecteur d'accélération.

Dans l'équation du PTV, seul le tenseur des contraintes, $\bar{\sigma}$, dépend des paramètres de la loi de comportement choisie. L'équilibre du PTV ne peut être alors vérifié que si la valeur des paramètres matériaux permet un calcul correct du champ de contrainte. Pour les comportements linéaires, l'identification des paramètres se résume à la résolution d'un système d'équations linéaires [96, 97]. Pour les comportements non-linéaires, un processus itératif de minimisation doit être employé. L'algorithme fait varier les

paramètres matériaux ciblés afin de minimiser une fonction coût qui traduit l'écart à l'équilibre du PTV [98, 99, 68].

En pratique, une des façons de traiter un problème d'identification par la MCV consiste à exploiter les mesures d'une cellule d'effort. Elle est adaptée à des essais quasi-statiques et dynamiques sur machine de traction ou vérin hydrauliques, par exemple [65, 100], lorsque le travail virtuel des quantités d'accélération et le travail virtuel des efforts à distance sont négligeables devant les autres travaux virtuels. Alors l'équilibre du PTV se traduit simplement par une égalité entre le travail virtuel des efforts intérieurs et celui, simplifié, des efforts extérieurs (Eq. 1.34). De plus, si le champ virtuel est choisi pour être colinéaire à la résultante des efforts (\vec{F}) et constant sur la surface d'application S_f , alors l'écriture du travail virtuel extérieur est encore simplifiée. Si l'on note \vec{n} la normale à la surface S_f et α la valeur du déplacement virtuel sur S_f alors $\vec{F} = F.\vec{n} = \int_{S_f} \vec{T}.\vec{n} dS$ et $\vec{u}^* = \alpha.\vec{n}$. Le travail des efforts extérieurs est alors $W_{ext}^* = \alpha.F$.

$$\underbrace{\int_V \vec{\sigma} : \vec{\varepsilon}^* dV}_{W_{int}^*} = \underbrace{\int_{S_f} \vec{T}.\vec{u}^* dS}_{W_{ext}^*} \quad (1.34)$$

Dans tous les cas, la définition des champs virtuels (CV) est un point important pour poser le problème. Pour des problèmes d'identification en élasticité linéaire, il est possible d'utiliser des CV définis manuellement [96, 97] ou définis automatiquement pour réduire l'impact du bruit [101]. Pour l'identification de lois de comportement élasto-plastiques, la plupart des travaux reposent sur une écriture manuelle des CV [102, 103, 65, 104]. Malheureusement, cette méthode limite le nombre de CV définis, ce qui peut être un problème lors de l'identification simultanée d'un grand nombre de paramètres [9, 100]. Surtout, elle ne garantit pas une implication équilibrée de tous les paramètres à identifier dans la/les fonction(s)-coût.

Plus récemment, une seconde méthode basée sur la sensibilité du champ de contrainte aux paramètres ciblés a été proposée [105, 106, 29]. Ces champs de sensibilité sont calculés pour chaque paramètre ciblé. En s'appuyant sur un maillage éléments finis, chaque champ de sensibilité sera transformé en un CV. La condition cinématiquement admissible est garantie par les fonctions de forme des éléments finis utilisés comme support. Chaque CV "active" donc spatialement et temporellement les zones où le champ de contrainte est sensible au paramètre ciblé. De cette manière, tous les CV sont définis automatiquement, peu importe la loi de comportement ou la géométrie de l'éprouvette. De plus, ils permettent d'impliquer de façon plus homogène les paramètres matériaux à identifier dans la fonction coût. Les CV de sensibilités sont récents mais représentent une opportunité pour la MCV et ses utilisateurs de s'affranchir de la définition manuelle des CV.

La mise en œuvre des trois méthodes d'identification précitées repose sur la minimisation d'une fonction coût pour déterminer la valeur des paramètres matériaux ciblés. Trouver le minimum global de cette fonction peut s'avérer complexe car sa convexité n'est pas garantie. Il est donc possible d'observer des minimums locaux, différents du minimum global recherché, pouvant fausser le résultat de l'optimisation. De plus, une implication déséquilibrée des paramètres dans la fonction coût représente une seconde difficulté pour l'identification. En effet, l'algorithme fait converger la valeur des paramètres prépondérants en premier. Cela peut éloigner le résultat d'identification du minimum global. Dans le cas de l'identification des paramètres du critère de Bron et Besson, le nombre de paramètres est un élément favorisant l'apparition de ces deux difficultés.

La minimisation de fonction non-convexes peut être traitée avec des méthodes d’optimisation globales reposant sur des algorithmes génétiques. Ces derniers considèrent une “population” comme un ensemble “d’individus” (valeurs de la fonction coût) caractérisés par des “gènes” (paramètres matériaux). A chaque itération, l’algorithme génère une nouvelle population par sélection, mutation ou croisement de la population de l’itération précédente. Parmi les méthodes d’optimisation globales, la méthode CMAES (*Co-Variance Matrix Adaptation Evolution Strategy*) fait évoluer la population par mutation. Les gènes sont modifiés par l’ajout d’un vecteur aléatoire, normalement distribué, dont la variance est progressivement adaptée [107, 108, 109, 110]. La méthode d’optimisation par essaim particulaire (PSO - *Particle Swarm Optimization*) est basée sur les “interactions sociales” entre des “particules”. L’équation décrivant ces interactions définit le déplacement d’une particule. Il est influencé par une composante d’inertie qui entraîne la particule dans sa direction courante, une composante cognitive qui fait tendre la particule vers la valeur minimale qu’elle a rencontrée, et une composante sociale qui fait tendre la particule vers la valeur minimale que les autres particules ont rencontrée [111, 112, 113, 114].

D’autres algorithmes génétiques existent pour la minimisation de fonctions non-convexes comme la méthode du tabou, les processus de recuit simulé, les colonies de fourmis etc [65]. Le grand nombre de solutions exploitables ne permet pas de réaliser une étude comparative pour l’identification de paramètres matériaux. Dans ces travaux, les algorithmes utilisés se limiteront aux CMAES et PSO. Ils pourront être employés afin de proposer deux méthodes différentes d’exploration du domaine d’optimisation.

L’utilisation des méthodes d’identification inverse couplées aux caméras à haute résolution permet d’exploiter des données expérimentales enrichies, en s’affranchissant des contraintes de l’exploitation statiquement déterminée. La DIC est aujourd’hui très utilisée pour des problématiques d’identification inverse et ne nécessite pas forcément de moyens spécifiques pour apposer la texture sur l’échantillon (par opposition à la méthode des grilles). C’est donc cette méthode qui sera utilisée dans ces travaux pour fournir la donnée d’entrée à la méthode d’identification inverse.

La FEMU et la I-DIC présentent, toutes les deux, deux inconvénients : le résultat d’identification dépend fortement de la modélisation de l’essai, en particulier des conditions aux limites, et le temps de calcul peut rapidement être conséquent. Dans le cas où des éprouvettes complexes seront utilisées pour enrichir le spectre des états de contrainte générés, cette problématique semble trop affecter le résultat d’identification pour utiliser ces méthodes. *A contrario*, la MCV ne nécessite pas de modéliser l’essai. Et, bien que le résultat dépende de la définition des CV, cette méthode sera donc privilégiée dans ces travaux.

Une caractérisation de l’alliage d’aluminium sera néanmoins réalisée pour obtenir des paramètres de comportement de référence avec des méthodes statiquement déterminées.

Dans l’objectif d’identifier un critère de plasticité anisotrope avec un nombre limité d’essais, l’enjeu est désormais de concevoir un essai capable de multiplier les états de contrainte. Plus le champ de contrainte sera hétérogène, plus il permettra d’impliquer différents états de contraintes répartis sur la surface de charge.

1.3 Conception d'essais hétérogènes

Lorsqu'il s'agit d'identifier le comportement élasto-plastique anisotrope d'un alliage d'aluminium, l'exploitation des essais statiquement déterminés nécessite la mise en œuvre de nombreux essais. Pour le critère de Bron Besson, il est recommandé de réaliser des essais conventionnels de traction selon sept orientations par rapport à la direction de laminage [63]. Les données récoltées fournissent une information sur la forme de la surface de charge par la mesure de la limite élastique et du coefficient de Lankford [64]. Si l'on cherche à réduire le nombre d'essais, il faut enrichir les données disponibles dans un seul essai. Pour permettre l'identification de l'ensemble des paramètres du critère de plasticité anisotrope considéré, il faut que le champ de contrainte généré soit sensible à la variation de chaque paramètre. Pour y parvenir, l'essai doit permettre de générer un maximum d'états de contrainte différents. L'essai idéal serait capable de générer des états de contraintes permettant de couvrir toute la surface de charge. On parle ici d'un essai capable de générer la plasticité en traction, bi-traction, cisaillement, compression et bi-compression simultanément (Fig 1.11). Ces différents états de contrainte et les états de déformation associés sont présentés dans le Tableau 1.4. Aujourd'hui, il n'existe pas de critère permettant de statuer qu'un champ de contrainte est "suffisamment hétérogène", donc, a fortiori, pas de normes de conception d'essais pour l'identification de critères de plasticité anisotrope.

Les premières études qui exploitent des champs hétérogènes pour l'identification de loi de comportement matériau ont été réalisées dans les années 90 [4]. Depuis, de nombreux travaux ont présenté des essais dont les champs mécaniques générés sont rendus hétérogènes en modifiant les géométries d'éprouvettes. Cela peut se faire en ajoutant des singularités géométriques (entailles ou trous) aux éprouvettes conventionnelles ou en concevant entièrement de nouvelles géométries par tâtonnement (section 1.3.1) ou par usage de méthodes d'optimisation paramétriques ou topologiques (section 1.3.2).

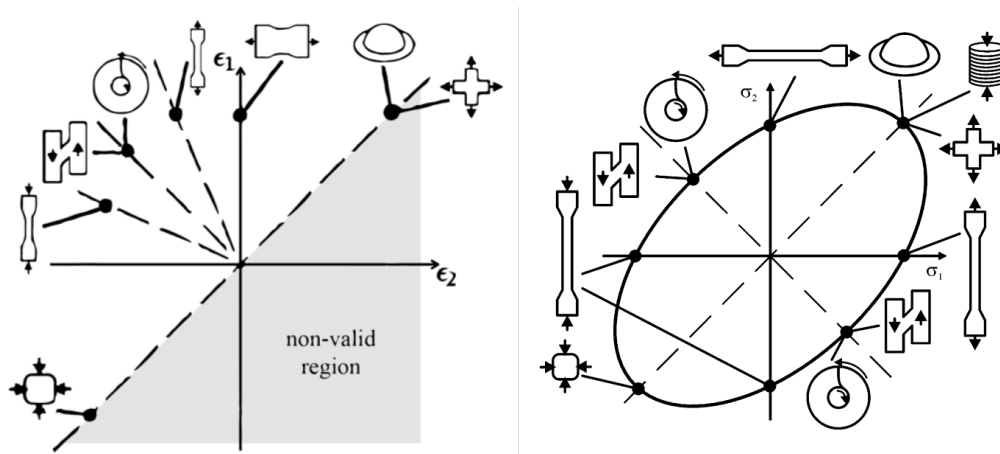


FIGURE 1.11: Schéma récapitulatif des états de déformation et de contrainte observés pour des essais de caractérisation statiquement déterminés [115]

	Déformations principales	Contraintes	Contraintes principales
Traction uniaxiale	$\varepsilon_2/\varepsilon_1 = -0.5$	$\sigma_{11} > 0$	$\sigma_1 > 0$
	$\varepsilon_1 > 0$	$\sigma_{22} = 0$	$\sigma_2 = 0$
Traction biaxiale	$\varepsilon_2/\varepsilon_1 = 1$	$\sigma_{11} = \sigma_{22}$	$\sigma_1 = \sigma_2$
	$\varepsilon_1 > 0$	$\sigma_{11} > 0$	$\sigma_1 > 0$
		$\sigma_{12} = 0$	
Cisaillement	$\varepsilon_2/\varepsilon_1 = -1$	$\sigma_{11} = 0$	$\sigma_1 = -\sigma_2$
	$\varepsilon_1 > 0$	$\sigma_{22} = 0$	$\sigma_1 > 0$
		$\sigma_{12} \neq 0$	
Compression uniaxiale	$\varepsilon_2/\varepsilon_1 = -2$	$\sigma_{11} < 0$	$\sigma_1 = 0$
	$\varepsilon_1 > 0$	$\sigma_{22} = 0$	$\sigma_2 < 0$
		$\sigma_{12} = 0$	

Tableau 1.4: Tableau récapitulatif des états de déformation et de contrainte observés pour des essais de caractérisation statiquement déterminée avec un matériau isotrope.

1.3.1 Conception d'essais hétérogènes

Dans un premier temps, l'effet de singularités géométriques sur des éprouvettes de traction uniaxiale sera étudié. Tout d'abord, il est possible d'ajouter deux entailles circulaires placées symétriquement par rapport à l'axe de chargement. Dans les travaux proposés par Güner *et al.* le champ de déformation est observé en fonction du rayon de l'entaille pour un alliage AA-6016-T6 dont l'anisotropie est modélisée par le critère de Barlat 2000-2D [116]. Deux rayons d'entailles ont été étudiés : 25 mm et 40 mm pour une largeur entre les entailles de 20 mm. Il est possible d'observer que plus l'entaille est aiguë, plus le spectre des états de déformation s'élargit dans l'espace des déformations principales et s'étend vers la déformation plane ($\varepsilon_2/\varepsilon_1 = 0$). Toutefois, les états de déformation restent proches de la traction uniaxiale pour ces deux rayons d'entailles.

Ces résultats seront confirmés par Li *et al.* [117] pour l'alliage AA6061-T6 dont l'anisotropie est modélisée par le critère Hill48. En analysant les états de contrainte entre le centre de l'éprouvette et le fond de l'entaille, il remarque qu'au centre de l'éprouvette la matière est sollicitée en traction uniaxiale quel que soit le rayon d'entaille choisi et plus celui-ci est petit, plus les états de contrainte en fond d'entaille s'étendront en direction de la traction biaxiale, sans l'atteindre cependant (Figure 1.12). Rossi *et al.* étendirent l'analyse du champ de contrainte à une région d'intérêt comprise entre les deux entailles [100]. Dans cette zone, ils observent l'hétérogénéité du champ de contrainte par projection sur la surface de charge. Pour une éprouvette découpée à 45° par rapport à la direction de laminage, les états de contrainte se répartissent sur le plan d'équation $\sigma_{11} = 1 - \sigma_{22}$ et s'étendent vers la bi-traction (Figure 1.13).

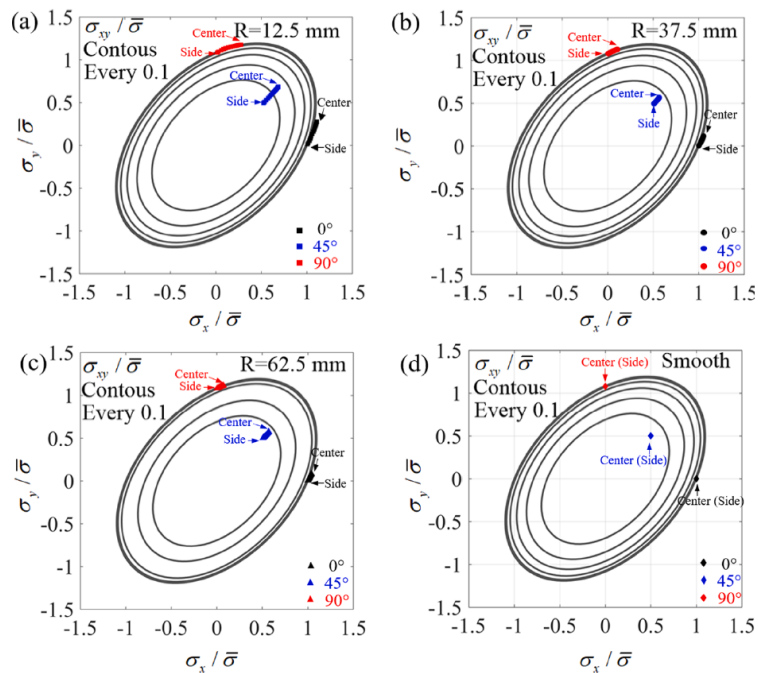


FIGURE 1.12: Répartition des contraintes normalisées dans la zone de l'éprouvette où la largeur est la plus courte par rapport à la surface de charge (Hill48). [117] ((a) $R=12,5$ mm, (b) $R=37,5$ mm, et (c) $R=62,5$ mm et (d) lisse)

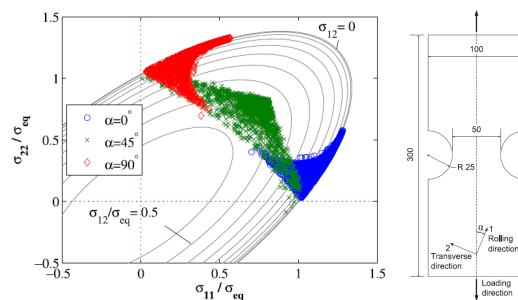


FIGURE 1.13: Géométrie entaillée étudiée par Rossi *et al.* avec le champ de contrainte associé [100]

Bien qu'une partie de la surface de charge soit couverte avec un essai de traction entaillée à 45° , les tentatives d'identification des critères Hill48 et de Barlat avec un seul essai ont échoué avec la MCV [100] et la FEMU [117]. Le recours à plusieurs orientations de découpe d'éprouvette a été nécessaire. Ce n'est qu'en utilisant les champs virtuels de sensibilité que l'identification des paramètres des critères de Hill et de Barlat a pu être réalisée avec un seul essai sur éprouvette entaillée découpée à 45° [106, 29]. Cependant, des essais "Bulge test" ont montré qu'en l'absence de traction biaxiale générée dans l'éprouvette entaillée, l'identification réalisée ne permettait pas de modéliser correctement la limite élastique pour ce matériau lorsqu'il est sollicité par cet état de contrainte [29].

Pour complexifier le champ de contrainte généré, Meuwissen *et al.* [4] furent les premiers à introduire deux entailles décalées par rapport au centre de l'éprouvette pour générer des états de contrainte proches du cisaillement (Figure 1.14). Les champs mécaniques de cette géométrie ont été analysés dans une étude comparative proposée par Souto *et al.* [118]. Dans cette étude, le rapport entre les déformations principales

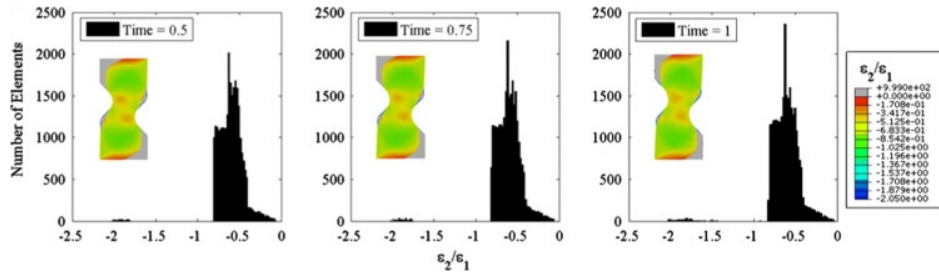


FIGURE 1.14: Distribution de $\varepsilon_2/\varepsilon_1$ sur les éléments du maillage [118].

est utilisé pour fournir une information sur le type de chargement rencontré. Les histogrammes générés présentent le nombre d'éléments par type de sollicitation (Figure 1.14). Cette analyse montre que les états de déformation générés par l'éprouvette de Meuwissen *et al.* [4] sont compris entre la déformation plane ($\varepsilon_2/\varepsilon_1 = 0$) et le cisaillement ($\varepsilon_2/\varepsilon_1 = -1$). Il n'a pas été prouvé que cette géométrie puisse être utilisée pour identifier un critère de plasticité anisotrope. Cependant le spectre des états de déformation mesurés est plus large que celui de l'éprouvette bi-entaillée puisqu'il s'étend vers le cisaillement. En revanche, il n'y a pas de génération d'états de contrainte de traction biaxiale.

Une autre possibilité pour générer différents états de contrainte est de partir d'une éprouvette d'essai de déformation plane. Initialement l'état de déformation plane généré correspond au rapport $\varepsilon_2/\varepsilon_1 = 0$. En ajoutant des entailles à ces géométries (Figure 1.15), les états de déformation recensés sont compris entre $\varepsilon_2/\varepsilon_1 = -0.6$ et $\varepsilon_2/\varepsilon_1 = 0$, soit entre la tension uniaxiale et la déformation plane respectivement (Figure 1.16) [119, 118]. Les états de contrainte observés sont similaires aux géométries entaillées précédentes. L'état de contrainte de traction biaxiale ou de compression ne sont pas générés pour l'identification du critères de plasticité anisotrope.

Cette géométrie a été utilisée pour l'identification des paramètres matériaux des critères de plasticité anisotrope Hill48 et Barlat91 [119] par la FEMU. Ici une seule géométrie est utilisée pour 3 aciers différents qui présentent des propriétés mécaniques sensiblement différentes (acier doux : XES, acier intermédiaire : IF et acier à haute limite élastique D280). Les critères de plasticité identifiés ne permettent pas une bonne modélisation de la variation de la limite élastique et du coefficient de Lankford en fonction de l'orientation sur la plage $[45^\circ-90^\circ]$.

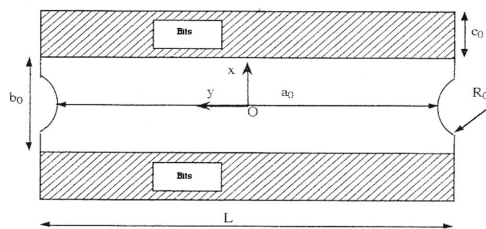


FIGURE 1.15: Géométrie d'éprouvette utilisée par Khalfallah [119]

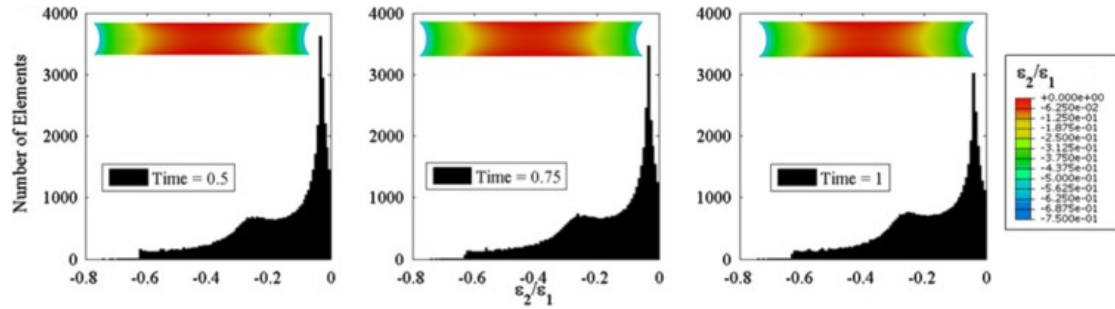


FIGURE 1.16: Distribution de $\varepsilon_2/\varepsilon_1$ sur les éléments du maillage [118].

Finalement, l'ensemble des géométries d'éprouvette présentées précédemment sont issues de géométries classiques utilisées pour l'identification statiquement déterminées, mais auxquelles sont ajoutées des singularités géométriques. Les champs mécaniques obtenus sont effectivement hétérogènes mais ne permettent pas de générer des états de contrainte couvrant l'ensemble de la surface de charge (particulièrement en traction biaxiale ou en compression). C'est pourquoi d'autres conceptions ont été proposées en s'éloignant d'avantage des géométries conventionnelles.

Dans les travaux de Kim *et al.*, quatre géométries ont été choisies dans le but de générer des champs de contrainte suffisamment hétérogènes pour identifier, avec un seul essai, le critère Hill48 pour une tôle d'acier laminée par la MCV [9]. Les états de contrainte générés au cours de l'essai sont tracés pour chacune des éprouvettes (Figure 1.17). La géométrie entaillée (a) admet un spectre d'états de contrainte proche de la traction uniaxiale comme le montre les autres études [117, 100]. La modification de la forme de l'entaille et l'ajout de deux trous (b) montre que le champ de contrainte généré peut être étendu vers la traction biaxiale. Les géométries (c) et (d), quant à elles, génèrent un large spectre d'états de contrainte compris entre la traction biaxiale et la compression uniaxiale. Dans ces quatre cas, le chargement en traction provoque une tendance à faire évoluer ces états de contrainte vers la traction uniaxiale. Dans l'étude proposée par Kim *et al.*, l'éprouvette “ Σ ” (d) est retenue pour identifier expérimentalement le critère Hill48 car elle présente l'avantage de générer des champs hétérogènes en admettant peu de déplacements hors-plan d'après les simulations EF. Cependant, un seul essai n'a pas permis d'identifier correctement le paramètre N du critère de Hill (Eq. 1.12) qui pilote la surface de charge en cisaillement. Deux essais dans le sens longitudinal et transverse par rapport à la direction de laminage ont été nécessaires pour enrichir les données et identifier correctement l'ensemble des paramètres du critère par la MCV. Cette géométrie est particulièrement intéressante car elle est adaptée aux machines de traction et le champ de contrainte généré est plus large que celui généré par les éprouvettes pour lesquelles une singularité géométrique a été ajoutée aux géométries standardisées.

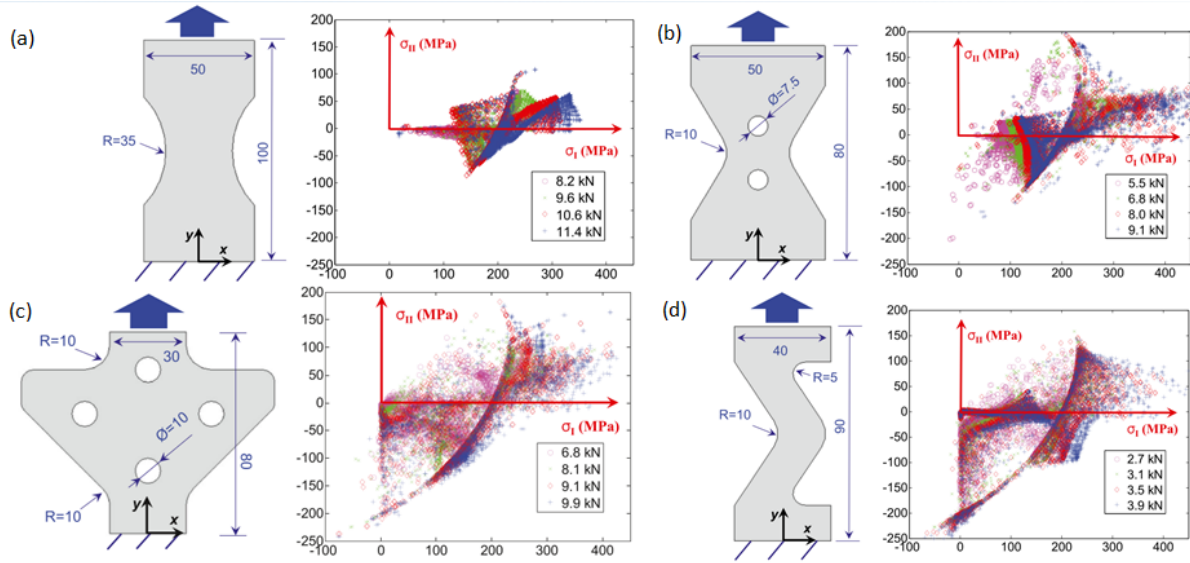


FIGURE 1.17: Géométries étudiées par Kim *et al.* avec le champ de contrainte associé [9]

Par la suite, Jones *et al.* [120] ont publié une étude visant à multiplier les états de contrainte générés dans une même éprouvette pour limiter le nombre de solutions équivalentes au problème d'identification. Bien que cette étude ne soit pas appliquée à l'anisotropie, l'objectif est similaire à la problématique posée dans cette partie. Le design proposé ressemble à un "D" et génère des états de contrainte tels que la compression, le cisaillement et la traction uniaxiale (Figure 1.18). Cette géométrie est adaptée aux machines de traction uniaxiale et permet de générer des champs de contrainte très fortement hétérogènes dans une large zone de l'éprouvette, donc probablement plus accessibles par mesure de champs car non localisés exclusivement aux bords.

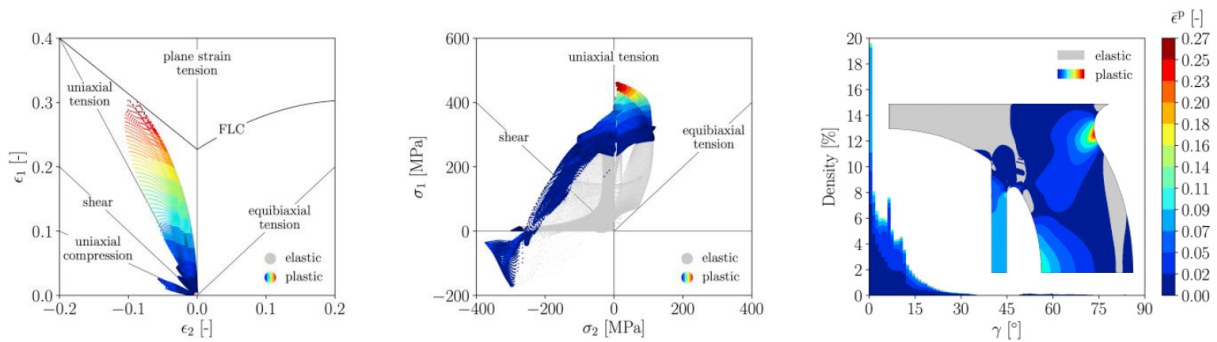


FIGURE 1.18: Analyse des champs mécaniques générés par la géométrie "D" proposée par Jones *et al.* [121].

Une seconde méthode pour étendre le spectre des états de contrainte générés au cours d'un essai est d'exploiter des essais dont le chargement est différent de la traction uniaxiale. L'utilisation de machines de bi-traction avec des éprouvettes cruciformes génère, par exemple, un état de contrainte homogène en traction biaxiale au centre de la géométrie et des états proche de la traction uniaxiale lorsque l'on se rapproche des rayons de raccordement entre les branches (Figure 1.19) [122, 123]. Dans l'étude de Zhang *et al.*, l'hétérogénéité du champ de déformation observé avec une éprouvette cruciforme a motivé l'exploitation de tels essais par FEMU pour l'identification du critère de Bron et Besson pour un alliage

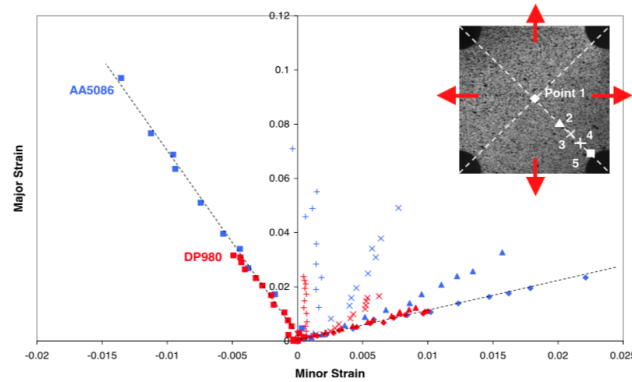


FIGURE 1.19: Analyse du champ de déformation hétérogène mesuré sur un essai de traction biaxiale [123]

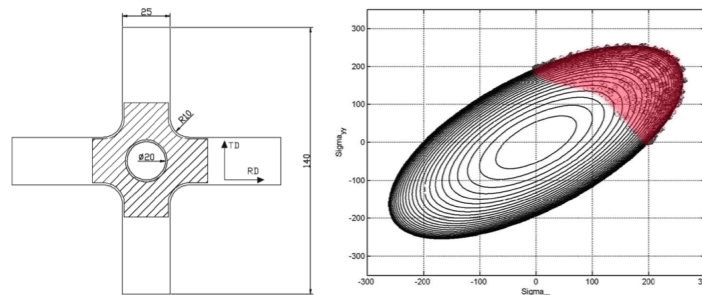


FIGURE 1.20: Champ de contrainte calculé pour une éprouvette cruciforme trouée [124]

d'aluminium AA-5086. Un seul essai a permis d'identifier les paramètres du critère et de modéliser correctement la variation de la limite élastique et du coefficient de Lankford en fonction de l'orientation.

Sachant que l'éprouvette cruciforme simple ne permet pas d'atteindre des états de contrainte en cisaillement ou en compression, plusieurs études ont visé à modifier la géométrie de l'éprouvette pour atteindre ces états. Cooreman *et al.* ont exploré la possibilité d'ajouter un trou au centre de la géométrie de l'éprouvette cruciforme [124]. Seulement, les états de contrainte générés restent compris entre la traction uniaxiale et biaxiale (Figure 1.20). L'ajout d'un trou circulaire ne semble pas modifier significativement le spectre des états de contrainte/déformation observés. Néanmoins, les états générés ont permis d'identifier les paramètres du critère de Hill par FEMU pour un acier DC06.

Par la suite, Schmaltz *et al.* [8] ont proposé une étude comparative des champs de contrainte de quatre éprouvettes cruciformes (Figure 1.21). Les éprouvettes (a) et (b) confirment les résultats obtenus par Zhang *et al.* [123] et Cooreman *et al.* [124] : les états de contrainte sont compris entre la traction uniaxiale et la traction biaxiale, mais l'ajout d'un trou circulaire ne génère pas plus d'hétérogénéité. Par contre, l'ajout d'un trou ovale (d) semble générer davantage de cisaillement et de compression. Sachant qu'il n'y a pas de distinction entre les domaines élastique et plastique, il se peut que la géométrie (d) localise fortement la déformation, limitant l'étendue de la zone plastifiée. Bien que la géométrie (c) génère un champ de contrainte fortement hétérogène, celle-ci n'a pas pu être exploitée par FEMU. Dans l'étude de Schmaltz *et al.*, la simulation EF ne prenait pas en compte les mouvements hors-plan observés lors de l'essai. A partir des mesures expérimentales, Schmaltz *et al.* ont identifié un critère de Hill48 pour un acier. Bien que les états de contrainte générés par la géométrie (d) s'étendent sur une plus grande zone que ceux générés avec les éprouvettes (a) et (b), les résultats montrent que les surfaces de charges

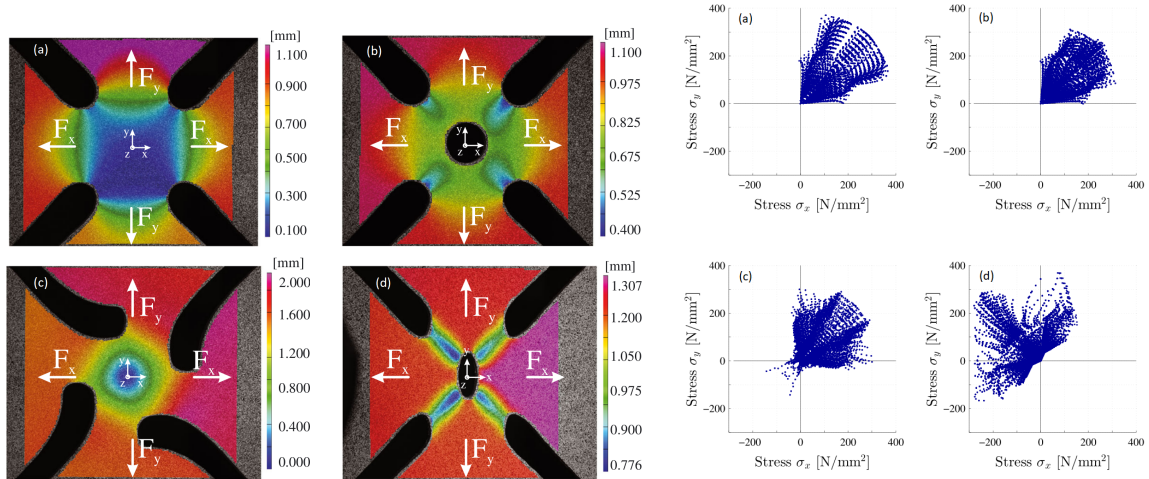


FIGURE 1.21: Géométries d'éprouvettes cruciformes testées par Schmaltz *et al.* et les états de contrainte associé [8]

identifiées avec ces géométries se rapprochent plus des mesures expérimentales obtenues avec des essais conventionnels. L'auteur émet l'hypothèse que cette différence est due au fait que la loi de comportement introduite dans le modèle EF ne permet pas de modéliser une limite élastique différente en traction ou en compression. En effet, les essais statiquement déterminés réalisés pour la caractérisation de ce matériau ne permettaient pas de l'observer. A contrario, l'exploitation de champs mécaniques hétérogènes permet la visualisation de cet effet qui pourrait donc être caractérisé.

Martins *et al.* [104] ont également exploité les fortes hétérogénéités des champs mécaniques générés par les éprouvettes cruciformes pour identifier les critères anisotropes Hill48 et Barlat-2000-2D par la MCV. La géométrie est choisie à partir de simulations numériques pour favoriser l'identification d'un critère de plasticité pour un acier en faisant varier le rayon de raccordement des branches de l'éprouvette cruciforme et en ajoutant un trou. Pour les deux aciers testés les résultats d'identification modélisent correctement la variation de la limite élastique et du coefficient de Lankford par rapport à la direction de laminage. Malheureusement, Martins *et al.* montrent que le choix de la géométrie est fortement dépendant du matériau. Choisie à partir des résultats pour un acier, la géométrie n'était pas pertinente pour l'identification du comportement anisotrope d'un aluminium. Les différences de comportement mécanique provoquent une localisation de la déformation dans les bras de l'éprouvette cruciforme. Alors le spectre des états de contrainte ayant dépassé la limite élastique rétrécit.

Un troisième type de chargement a été utilisé pour concevoir un essai hétérogène : l'essai de Nakazima, ou essai de poinçonnement (Figure 1.22). Pour ce type d'essai, un poinçon de 15mm de diamètre vient s'enfoncer dans un disque de matière maintenu sur l'ensemble de son périmètre (ISO 12004-2 :2008). En plus de la zone centrale sollicitée en flexion, Pottier *et al.* [125] ajoutèrent des trous pour créer des zones travaillant en traction et en cisaillement selon deux directions (direction de laminage et direction transverse). Les champs de déplacement sont mesurés par stéréo-corrélation d'images numériques sur la face opposée au contact entre l'éprouvette et le poinçon ce qui permet une identification des paramètres matériaux par FEMU. Bien que cet essai a permis l'identification du critère de Hill pour un titane, l'essai reste complexe à mettre en œuvre et requiert un montage spécifique.

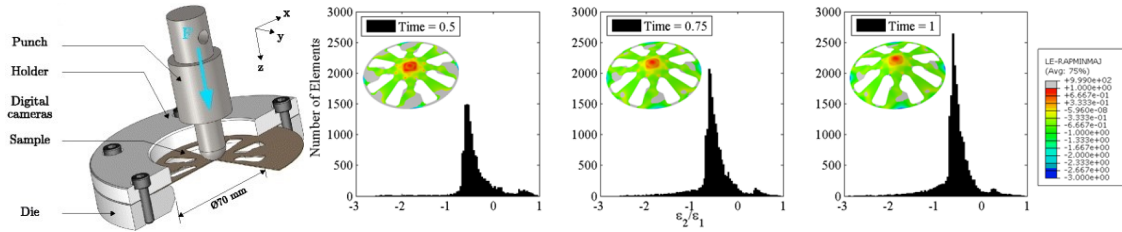


FIGURE 1.22: Essai de poinçonnement hétérogène et les états de déformations associés [125, 118]

1.3.2 Optimisation de géométries d'éprouvettes

L'étude de diverses géométries d'éprouvettes a montré que les critères de plasticité anisotrope complexes (Barlat2000 ou Bron-Besson) peuvent être identifiés avec peu d'essais (voire un seul essai) à comparer aux exigences des essais conventionnels (minimum sept essais). Le nombre d'essais nécessaires dépend du spectre des états de contrainte générés dans les zones accessibles à la mesure et qui atteignent la limite élastique. Jusqu'à présent, des conceptions obtenues à tâton ont été décrites. Seules quelques études ont travaillé sur l'influence de variables de dimensionnement, comme le rayon d'une entaille, sur l'hétérogénéité du champ de contrainte [116, 104]. Récemment, des algorithmes d'optimisation ont été employés pour développer de nouvelles géométries d'éprouvettes. Rappelons qu'il existe deux stratégies d'optimisation qui se distinguent lorsqu'il s'agit de concevoir une géométrie d'éprouvette :

- l'optimisation paramétrique qui fait varier la valeur d'un nombre fini de scalaires dans le but de minimiser une fonction-coût,
- l'optimisation topologique qui fait varier la densité de chaque élément d'une simulation EF dans un volume donné pour minimiser une fonction-coût.

Pour ces deux stratégies, le choix de l'algorithme utilisé pour minimiser la fonction-coût peut avoir une influence sur le résultat de l'optimisation. Néanmoins, ce chapitre se concentre sur la définition du problème de conception d'un essai optimisé et le choix de l'algorithme dépasse ce cadre. Dans tout problème d'optimisation, la fonction-coût retourne un scalaire dont la valeur diminue lorsque l'on tend vers la meilleure solution au problème posé. Dans l'idéal, cette fonction n'admet qu'un minimum global qui est considéré comme la solution au problème. L'écriture de cette fonction-coût peut s'avérer complexe lorsque l'objectif est difficile à traduire par un scalaire. C'est notamment le cas pour traduire l'hétérogénéité d'un champ mécanique généré au cours d'un essai. Pour cela, il est nécessaire de définir des indicateurs d'hétérogénéité comme celui présenté dans les travaux de Souto *et al.* [126]. L'indicateur proposé (Eq. 1.35) repose sur l'analyse du rapport entre les déformations principales et de la déformation plastique équivalente (obtenue par simulation numérique). Son expression se décompose en 5 termes qui ont des fonctions distinctes :

- ① la moyenne des écarts-types des états de déformation au cours de l'essai qui évalue la dispersion des états de déformation,
- ② la différence entre les valeurs minimales et maximales du rapport des déformations principales qui donne la plage de sollicitation observée,
- ③ la moyenne des écarts-types de la déformation plastique équivalente au court de l'essai qui traduit la dispersion du niveau de déformation plastique atteint,
- ④ la déformation plastique équivalente maximale atteinte pour des sollicitations conventionnelles qui traduit l'hétérogénéité des états de déformation ayant atteint la plasticité,

- ⑤ la déformation plastique équivalente moyenne qui donne le niveau moyen de déformation plastique atteint (pondéré par le volume de chaque élément fini).

$$I_T = w_{r1} \frac{\overbrace{\text{Mean} [\text{Std} (\varepsilon_2/\varepsilon_1)]}^{\textcircled{1}}}{w_{a1}} + w_{r2} \frac{\overbrace{(\varepsilon_2/\varepsilon_1)_R}^{\textcircled{2}}}{w_{a2}} + w_{r3} \frac{\overbrace{\text{Mean} [\text{Std} (\varepsilon^p)]}^{\textcircled{3}}}{w_{a3}} + w_{r4} \frac{\overbrace{(\varepsilon_{\max}^p)}^{\textcircled{4}}}{w_{a4}} + w_{r5} \frac{\overbrace{(\text{Av}_{\varepsilon^p})}^{\textcircled{5}}}{w_{a5}} \quad (1.35)$$

$$(\varepsilon_1/\varepsilon_2)_R = (\varepsilon_1/\varepsilon_2)_{\max} - (\varepsilon_1/\varepsilon_2)_{\min} \quad (1.36)$$

$$\varepsilon_{\max}^p = \frac{\varepsilon_{\text{essai}}^p + \varepsilon_{\text{traction}}^p + \varepsilon_{\text{bi-traction}}^p + \varepsilon_{\text{cisaillement}}^p + \varepsilon_{\text{compression}}^p + \varepsilon_{\text{défo. plane}}^p}{6} \quad (1.37)$$

$$\text{Av}_{\varepsilon^p} = \frac{\sum_{i=1}^n \varepsilon_i^p V_i}{V} \quad (1.38)$$

Dans l'équation (1.35), w_r et w_a sont des coefficients de pondération relatifs et absolus (Tableau 3.1). Les coefficients absolus, w_a , sont calculés en fonction des champs de déformation mesurés pour plusieurs essais. Ils ont pour rôle de normer les différents termes pour toute sollicitation. Les coefficients de pondération relatifs, w_r , permettent de contrôler l'importance de chacun des termes dans l'équation (1.35). Ils sont utilisés pour équilibrer les contributions liées à l'hétérogénéité ($w_{r1} + w_{r2} + w_{r3} = 0.5$) et celles liées au niveau de déformation ($w_{r4} + w_{r5} = 0.5$). De plus, la somme des coefficients relatifs vaut 1 pour que la valeur de l'indicateur soit comprise entre zéro et l'unité.

w_{a1}	w_{a2}	w_{a3}	w_{a4}	w_{a5}
1	4	0.25	1	1
w_{r1}	w_{r2}	w_{r3}	w_{r4}	w_{r5}
0.3	0.03	0.17	0.4	0.1

Tableau 1.5: Valeur des coefficients de l'indicateur d'hétérogénéité [126]

La valeur de cet indicateur d'hétérogénéité a été calculée pour diverses géométries d'éprouvettes soumises à des chargements en traction uniaxiale, en bi-traction ou en poinçonnement. Les essais sont simulés par EF avec un comportement correspondant à un acier DC04. La Figure 1.23 présente le classement des essais simulés par rapport aux valeurs de I_T . L'essai conventionnel de traction (Tension) est naturellement associé à la valeur la plus faible de I_T . D'après ce classement, et comme nous l'avons évoqué dans la section 1.3.1, l'essai de traction biaxial plein (biaxial) serait plus hétérogène, au sens de ce critère, que l'essai de traction biaxial troué (Biaxial hole). Par contre, ici, l'essai de déformation plane entaillé est plus hétérogène que l'essai de traction avec des entailles non-symétriques de Meuwissen *et al.* [4].

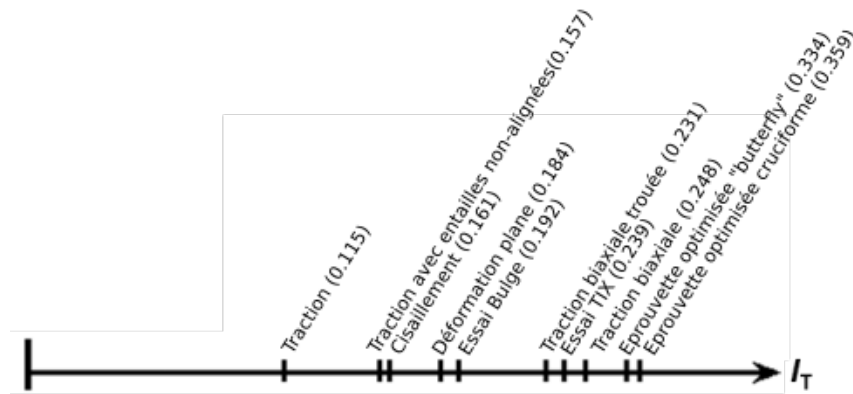


FIGURE 1.23: Classement de différents essais en fonction de I_T dont les essais optimisés (Butterfly et Cruciform) [11]

Cet indicateur a ensuite été introduit dans une fonction-coût pour définir un problème d'optimisation paramétrique. Les scalaires (*e.g.*, rayon d'entaille, position d'un point) sont ensuite définis pour piloter la conception de l'éprouvette à optimiser. Pour réduire le nombre de variables tout en conservant une certaine liberté dans la conception de l'éprouvette, Souto *et al.* [10] choisissent de piloter les bords de l'éprouvette avec des splines. Celles-ci sont définies avec un ensemble de sept points dont les coordonnées sont les variables du processus d'optimisation (Figure 1.24). Pour simplifier le problème, ils considèrent une épaisseur constante et deux plans de symétrie. Deux optimisations avec deux chargements différents ont été traitées (chargement en traction uniaxiale et en traction biaxiale).

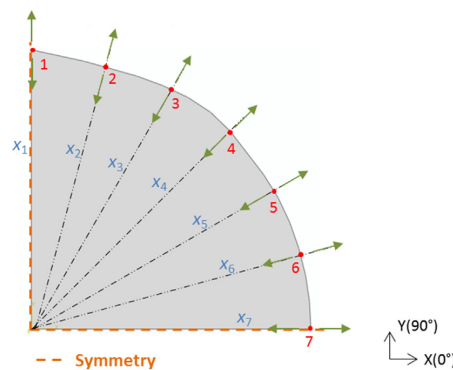


FIGURE 1.24: Définition de la géométrie à optimiser en maximisant la valeur de l'indicateur I_T avec x_{1-7} les variables du problème d'optimisation [10]

Les deux optimisations aboutissent à deux designs d'éprouvette (Figure 1.25). Baptisée éprouvette "papillon" (butterfly), la géométrie de l'éprouvette soumise à un chargement uniaxiale génère un champ de déformation fortement hétérogène et obtient la plus grande valeur de l'indicateur d'hétérogénéité (Figure 1.23). Récemment, ce design a été testé expérimentalement pour identifier les paramètres du critère de plasticité anisotrope Barlat-2004-18p [89]. Les conclusions de cette campagne expérimentale sont :

- la géométrie impose des conditions d'essais contraignantes (usinage des mors, mesure de champ complexe),

- la conception est limitée par la définition de la géométrie par un nombre fini de scalaires. Un trou est, peut-être, un élément à ajouter pour ajouter de nouvelles possibilités de conception,
- certains états de déformation (*e.g.*, déformation plane) ne sont pas observés,
- l’identification du critère de plasticité (Barlat-2004-18p) a été effectuée avec un seul essai.

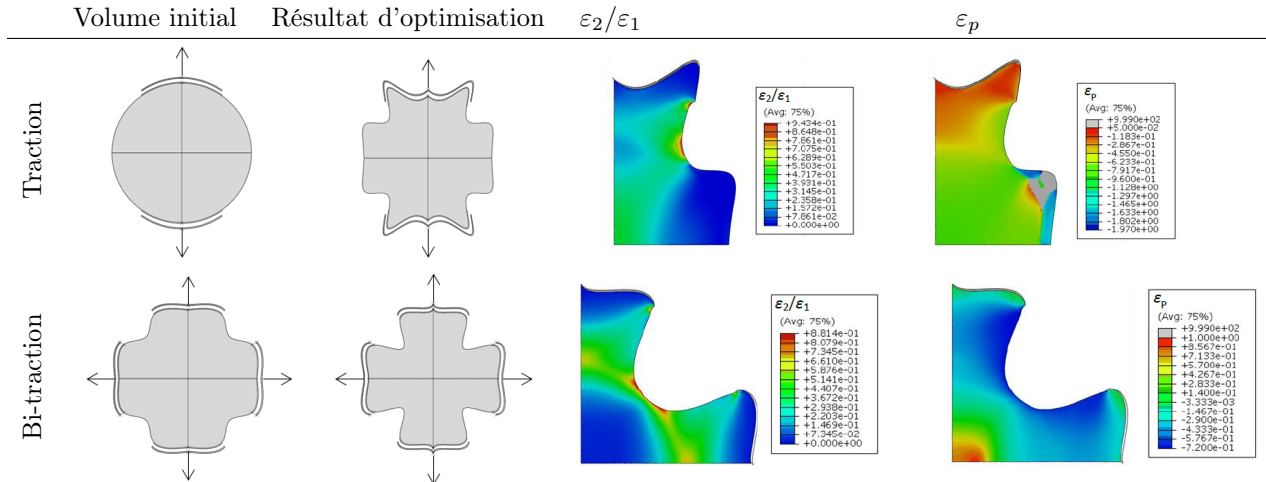


FIGURE 1.25: Résultat de l’optimisation et cartographie du rapport des déformations principales ($\varepsilon_2/\varepsilon_1$) et de la déformation plastique équivalente (ε_p) pour les éprouvettes “papillon” et biaxiale [126]

Les géométries obtenues par le problème d’optimisation paramétrique présentent un fort potentiel pour générer des champs de contrainte hétérogènes. Cependant, la complexité de la géométrie est limitée par sa description en un nombre limité de variables. Augmenter la complexité du design se traduira forcément par une augmentation du nombre de variables. C’est pourquoi certains travaux ont fait le choix d’utiliser l’optimisation topologique pour concevoir un essai optimisé.

L’optimisation topologique a tout d’abord été exploitée pour trouver la meilleure répartition de matière dans un volume pour répondre à un objectif, éventuellement sous contraintes. L’approche la plus répandue consiste à faire varier une densité artificielle ρ^* aux éléments du problème aux éléments finis. Cette densité varie entre 0 (vide) et 1 (solide). L’optimisation aboutit à une répartition de la matière dans un volume donné qui peut aider à la définition de la géométrie d’éprouvette. Cette approche permet de lever les verrous liés au nombre limité de variables pour la conception car le volume de matière à optimiser peut prendre n’importe quelle forme.

Pour définir le critère d’hétérogénéité à introduire dans un processus d’optimisation topologique, Almeida *et al.* [13] discrétisent l’espace des contraintes principales en n secteurs compris entre deux vecteurs formant un angle θ (Figure 1.26). Chaque secteur représente une sollicitation différente et l’ensemble des secteurs couvre l’espace des contraintes principales admissibles. L’hétérogénéité de l’essai est alors évaluée en dénombrant les états de contrainte dans chacun des secteurs, la valeur mesurée est appelée $dpa(\theta)$. Pour un essai “parfaitement hétérogène”, les états de contrainte seraient uniformément répartis dans tous les secteurs. Dans ce cas, chaque secteur dénombre une valeur constante, $dpa(\theta) = a_0$, d’états de contrainte. Une première fonction-coût peut être définie comme l’écart à une répartition homogène des états de contrainte a_0 (Eq. 1.39). De plus, sachant que le volume d’optimisation est sollicité en traction uniaxiale, plus le champ de contrainte sera hétérogène et plus il s’écartera de cet état uniaxial. Cet objectif peut faire l’objet d’une seconde fonction-coût du problème d’optimisation topologique (Eq. 1.40).

Ces deux fonctions coûts ont ensuite été introduites dans une approche multi-objectifs d'optimisation.

$$F_1(\rho^*) = \int_{\theta} (dpa(\theta) - a_0)^2 d\theta \quad (1.39)$$

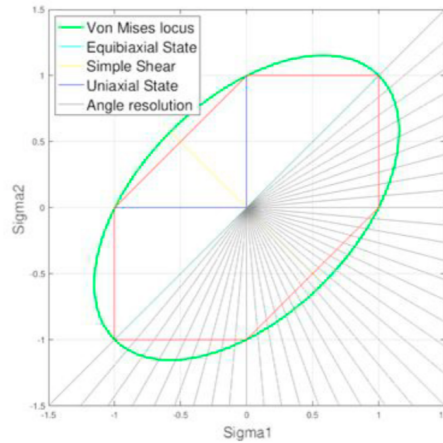


FIGURE 1.26: Discretisation de l'espace des contraintes pour le calcul d'un indicateur d'hétérogénéité [13]

$$F_2(\rho^*) = \int_V \arctan \left(\left| \frac{\sigma_1}{\sigma_2} \right| \right) dV \quad (1.40)$$

Les premiers résultats de l'optimisation topologique aboutissent à des répartitions de matière qui ne sont pas usinables aujourd'hui. Pour obtenir une géométrie d'éprouvette plus réaliste, un coefficient de pondération est appliqué progressivement au cours des itérations de l'optimisation. Cette pondération permet de concentrer la matière autour des zones à forte densité (ρ^* proche de 1). Finalement, les géométries obtenues par Almeida *et al.* sont particulièrement innovantes (Figure 1.27). D'une part, la géométrie présente différents trous, ce qui aurait été très complexe à introduire dans une optimisation paramétrique. D'autre part, elles génèrent des états de contrainte en traction uniaxiale, en cisaillement et en compression uniaxiale.

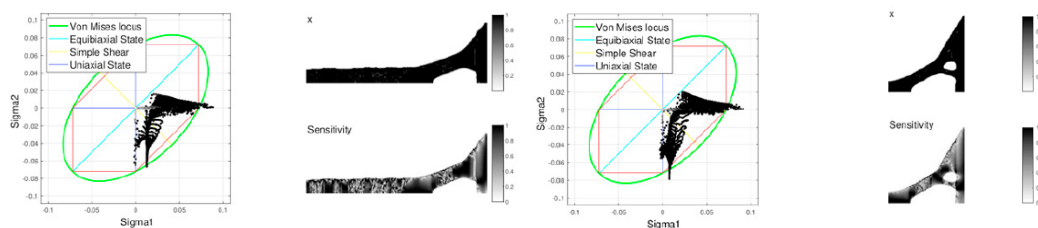


FIGURE 1.27: Deux résultats d'optimisation topologique pour la conception d'un essai hétérogène par Almeida *et al.* [13]

Une stratégie différente a été proposée simultanément par Barroqueiro *et al.* [12]. Dans ces travaux, l'hétérogénéité de l'essai est calculée en fonction du déplacement de deux points. Le premier est la composante du déplacement dans le sens de traction au niveau des mors noté u_1 . Le second est la composante transversale du déplacement au centre de l'éprouvette noté u_2 . Un certain nombre de paramètres sont

choisis en amont de l'optimisation comme la taille du domaine, la position du point de mesure de u_2 et la recherche d'un déplacement positif (expansion) ou négatif (contraction) pour u_2 . Enfin, une méthode de pénalisation similaire aux travaux de Almeida *et al.* est employée pour obtenir une géométrie réalisable. La géométrie obtenue permet également de générer des états de contraintes en traction, en cisaillement et en compression (Figure 1.28).

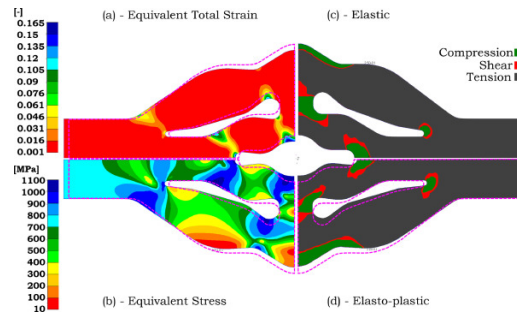


FIGURE 1.28: Résultats d'optimisation topologique pour la conception d'un essai hétérogène par Barroqueiro et al. [12]

Il semble que, de façon générale, les stratégies d'optimisation paramétriques ne peuvent pas atteindre ce niveau de complexité du design. L'intérêt de l'optimisation topologique pour la conception de design complexes est ici prouvé. Néanmoins, l'identification d'un critère de plasticité anisotrope n'a pas été montrée. De plus, la mise en œuvre des méthodes d'optimisation topologique requiert, pour l'instant, de considérer un matériau au comportement purement élastique car le problème doit être linéaire. Le risque serait de localiser la déformation au cours de l'essai, limitant ainsi le spectre des états de contraintes dans le domaine plastique. De plus, il n'est pas démontré que les éprouvettes obtenues génèrent des champs mécaniques hétérogènes dans des zones pleinement exploitables par les méthodes de mesure de champ.

Ce travail se focalisera donc sur une méthode d'analyse de l'effet des biais de mesure dans le processus de conception d'une géométrie d'éprouvette hétérogène pour l'identification de loi de comportement pour un matériau élasto-plastique anisotrope (alliage d'aluminium AA2198-T351). Pour cela, nous allons analyser les différents indicateurs d'hétérogénéités, utilisés comme critères de conception, pour quatre géométries : une éprouvette entaillée, l'éprouvette " Σ " proposée par Kim et al., l'éprouvette " D " proposée par Jones et al. et l'éprouvette optimisée de Barroqueiro et al. L'effet des biais de mesure sera évalué grâce à des simulations EF et des images synthétiques d'essais obtenues par un déformateur d'images.

1.4 Conclusion

Ce Chapitre présente, en premier lieu, les différentes équations permettant de modéliser le comportement élasto-viscoplastique de certains matériaux. La sensibilité à la température et l'endommagement ne sont en revanche pas abordés. De l'élasticité à l'érouissage en passant par un critère de plasticité, les modèles choisis dépendent du comportement matériau observé lors d'essais pour une gamme d'états de contrainte et de vitesse de déformation. Les paramètres matériaux intrinsèques aux modèles choisis restent à identifier à partir des résultats expérimentaux pour permettre une modélisation fidèle du comportement du matériau étudié, notamment lors de leur utilisation dans des simulations par Eléments Finis.

Les méthodes d'identification dites "statiquement déterminées", imposent le respect d'hypothèses fortes. En conséquence, la richesse potentielle de l'information générée au cours d'un essai ne peut pas être pleinement exploitée et un grand nombre d'essais peut être nécessaire lorsque le matériau présente un comportement anisotrope et/ou visco-plastique notamment. A contrario, l'utilisation de méthodes de mesures de champs, couplées aux méthodes d'identification inverse, permet de lever ces restrictions et d'extraire puis de pleinement exploiter une information plus riche au cours d'un même essai. Les méthodes d'identification comme la FEMU ou la MCV ont montré leur capacité à identifier de nombreux comportements matériaux différents. Cependant, la FEMU nécessite de modéliser précisément les conditions aux limites imposées à l'éprouvette. La MCV, quant à elle, peut être limitée par la définition manuelle des champs virtuels. Mais le récent développement des champs virtuels de sensibilité est une solution prometteuse pour automatiser leur définition en fonction des paramètres ciblés.

La géométrie des éprouvettes testées détermine les champs mécaniques générés au cours de l'essai. Pour identifier les paramètres d'un critères de plasticité anisotrope, il est nécessaire de générer des états de contraintes sensibles aux paramètres ciblés. Pour réaliser cette identification en un seul essai, le champ de contrainte doit être fortement hétérogène, c'est-à-dire générer de multiples états de contraintes (traction, bi-traction, compression, bi-compression, cisaillement). Plusieurs études ont cherché à concevoir des géométries permettant de générer des champs de contrainte hétérogènes par tâtonnement. Ces dernières aboutissent à des géométries plus ou moins complexes capables d'augmenter fortement l'hétérogénéité générée. Plus récemment, des méthodes d'optimisation commencent à voir le jour. Elles permettent d'aboutir à des champs de contrainte plus hétérogènes que les éprouvettes conçues à tâtons. Malheureusement, aucune de ces méthodes d'optimisation ne prend en compte les biais de mesure dans la conception et leur effet sur l'identification des paramètres de lois de comportement lors d'essais "réels" n'est pas anticipé.

Dans la suite de ces travaux, une première étape consistera à caractériser de façon conventionnelle le comportement élasto-plastique anisotrope du matériau de cette étude, un alliage d'aluminium AA2198 (Chapitre 2) afin d'obtenir un jeu de paramètres matériau permettant de modéliser le comportement du matériau et de réaliser des simulations EF. Ensuite, le Chapitre 3 sera consacré à l'analyse de l'hétérogénéité des champs de contrainte issus de simulations par EF et obtenus par corrélation d'images synthétiques d'essais pour différentes géométries d'éprouvettes sollicitées en traction uniaxiale. Enfin, les essais seront réalisés dans des conditions expérimentales réelles pour valider la méthode mise en place et tenter de caractériser le comportement de l'alliage en un seul essai (Chapitre 4).

Chapitre 2

Caractérisation statiquement déterminée de l'alliage AA2198-T351

Les simulations numériques du comportement des structures aéronautiques sont, aujourd'hui, déterminantes dans la conception de l'aviation du futur. Les matériaux utilisés pour la fabrication de ces structures sont en constante évolution et la précision des simulations numériques nécessite la caractérisation de leur comportement mécanique pour les diverses sollicitations rencontrées.

Ce deuxième Chapitre a pour objectif de caractériser le comportement du matériau d'une tôle d'alliage d'aluminium-cuivre-lithium AA2198-T351 utilisée pour la fabrication de la peau des fuselages ou certains composants des ailes d'avion de transport commercial. Le comportement mécanique sera mesuré en traction uniaxiale pour différentes orientations de chargement afin de mettre en évidence une éventuelle anisotropie. De plus, le matériau sera testé à différentes vitesses de déformation pour évaluer sa viscoplasticité.

Après une présentation de l'alliage étudié, la deuxième partie de ce Chapitre est dédiée à la mesure de l'anisotropie. La troisième partie du Chapitre est focalisée sur l'étude de la sensibilité du comportement du matériau à la vitesse de déformation. Pour cela, plusieurs moyens expérimentaux ont été mis en œuvre pour atteindre des vitesses de déformation allant de 10^{-5} s^{-1} à 70 s^{-1} . Enfin, l'ensemble de ces données expérimentales ont été utilisées pour sélectionner les différentes lois de comportement et identifier leurs paramètres constitutifs. La méthode d'identification et les paramètres matériaux qui en résultent sont détaillés dans la quatrième partie de ce Chapitre.

2.1 Présentation du matériau étudié : AA2198-T351

Un des plus grands défis de l'industrie aéronautique est de réduire la masse de l'avion tout en préservant la résistance de la structure. Cette recherche a mené au développement de nouvelles familles d'alliages d'aluminium contenant du lithium. Ces alliages présentent une masse volumique réduite significativement et de bonnes propriétés mécaniques et chimiques (résistance à la corrosion, résistance à la traction, tolérance aux dommages) par rapport aux autres alliages fréquemment utilisés en aéronautique parmi les séries 2xxx et 7xxx (Figure 2.1).

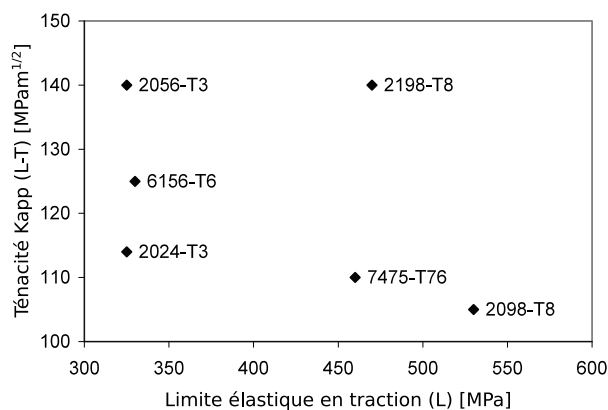


FIGURE 2.1: Comparaison entre ténacité et limites élastiques en traction des alliages 2198-T8 et du 2098-T8 avec des produits laminés légers conventionnels tolérants aux dommages [127]

Le matériau étudié est un alliage aluminium-cuivre-lithium fabriqué par Constellium et portant la désignation commerciale : AA2198-T351. Il est utilisé dans l'aviation civile pour fabriquer la peau des fuselages ou certains composants des ailes. La composition chimique de cet alliage est indiquée dans le Tableau 2.1 en pourcentage massique et en pourcentage atomique. La tôle d'aluminium considérée dans cette thèse a été obtenue par laminage pour aboutir à une épaisseur moyenne de 4,06 mm. Cette plaque a ensuite été traitée pour obtenir l'état T351. Cet état est obtenu après un traitement thermique de mise en solution (40 min à 550°C) puis refroidi rapidement par une trempe dans l'eau avant d'être étiré entre 2% et 4% pour le relâchement des tensions. Enfin un vieillissement naturel (à température ambiante et de durée non précisée) est appliqué pour le durcissement structural (formation de précipités).

Tableau 2.1: Composition chimique de l'alliage AA2198 [34]

	Cu	Li	Zn	Mn	Mg	Zr	Si	Ag	Fe
m. %	2.9-3.5	0.8-1.1	≤0.35	≤0.5	0.25-0.8	0.04-0.18	≤0.08	0.1-0.5	≤0.01
at. %	1.23-1.48	3.11-4.26	≤0.14	≤0.25	0.28-0.88	0.01-0.05	≤0.08	0.02-0.06	≤0.05

2.2 Étude de l’anisotropie de l’alliage

Des essais de traction permettant d’étudier le comportement de cet alliage sont réalisés, dans un premier temps, à une vitesse de déformation quasi-statique de $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Seule l’orientation du chargement par rapport à la direction de laminage de la tôle est modifiée pour mettre en avant un éventuel comportement anisotrope. La section suivante présente les essais réalisés et les résultats expérimentaux obtenus.

2.2.1 Configuration de la campagne de caractérisation quasi-statique

Pour cette campagne de caractérisation, une éprouvette conventionnelle de traction (éprouvette haltère) est utilisée. La norme relative à cette géométrie d’éprouvette (NF EN ISO 6892) impose une longueur utile l_0 minimum telle que $l_0 \geq 5.65\sqrt{S_0}$, avec S_0 la section résistante. Cette contrainte géométrique permet d’homogénéiser les états de contrainte et d’assurer une vitesse de déformation constante dans la région utile. La Figure 2.2 présente les dimensions de l’éprouvette utilisée qui, par souci de clarté, est appelée “QS” dans cette étude.

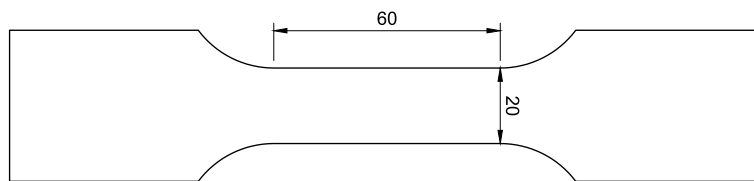


FIGURE 2.2: Plan des éprouvettes conventionnelles plates “QS” (épaisseur : 4.06mm)

La machine de traction électromécanique INSTRON 5887 de l’ONERA est utilisée pour ces essais avec deux mors pneumatiques. Elle est équipée d’une cellule d’effort et d’un capteur de déplacement. Deux jauges de déformation empilées sur un même support à 0° et 90° (TML : FCAB-1-350-23) sont collées au centre d’une face de l’éprouvette pour mesurer les déformations longitudinale et transverse. Les signaux envoyés par ces instruments de mesure sont enregistrés par un système d’acquisition Sirius et le logiciel Dewetron. La fréquence d’acquisition est fixée à 10kHz pour avoir un nombre important de mesures même à faible niveau de déformation.

Les jauges de déformation utilisées apportent une information précise pour la mesure de l’élasticité et de la transition élasto-plastique du matériau. Cependant, elles sont certifiées jusqu’à 5% de déformation. Souhaitant pouvoir mesurer les déformations longitudinale et transverse jusqu’à la rupture du matériau, c’est à dire jusqu’à 25% de déformation, un système de stéréo-corrélation d’images numériques a été mis en place. De plus, ce système permet de s’assurer de l’homogénéité du champ de déformation dans la zone utile et de s’assurer que les déplacements hors-plan sont négligeables tout au long de l’essai. Ce système est composé de deux caméras Baumer GiGE 5M munies d’objectifs Aramis 50mm. Les images ainsi obtenues sont analysées par le logiciel GOM-Aramis. La fréquence d’acquisition est réglée à 2Hz. Les images capturées par le système de stéréo-caméras seront synchronisées avec l’acquisition de l’effort grâce au signal envoyé au système d’acquisition lors du lancement de la prise d’images. Sur l’éprouvette, un mouchetis est peint par projection de peinture sur une face (face opposée à celle qui reçoit la jauge de déformation). La surface peinte est éclairée par deux lampes Rudolf plat multi led montées sur des bras articulables. L’ensemble du montage d’essai est présenté sur la Figure 2.3 et le détail des équipements et

de leur configuration pour la stéréo-DIC est reporté en annexe (Tableau C.1).

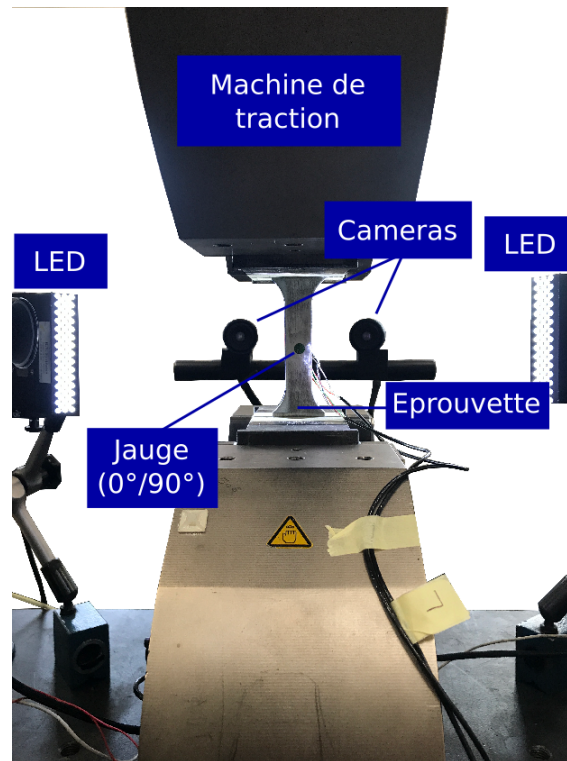


FIGURE 2.3: Montage d'essai quasi-statique ONERA sur machine de traction

Les niveaux de gris des images obtenues avec le système de stéréo-vision ont été post-traités avec le logiciel GOM-Aramis en suivant le guide des bonnes pratiques DIC [80]. Deux séquences de calibration ont été capturées avant l'essai pour définir la taille de la fenêtre de corrélation : une séquence de 200 images fixes et une séquence de 200 images de mouvement de corps rigide. Les paramètres DIC utilisés pour chaque capteur sont présentés en annexes (Tableau C.2).

Pour vérifier l'adéquation entre les mesures des déformations longitudinale et transverse par DIC et par les jauges, une jauge virtuelle est utilisée. Pour cela, les mesures sont moyennées sur un carré de $1\text{mm} \times 1\text{mm}$ ($22\text{pix} \times 22\text{pix}$) au milieu de la ROI. Cette dimension correspond à la surface de la zone active de la jauge de déformation. Cette configuration a été privilégiée pour comparer les mesures de déformation par DIC et celles faites par la jauge collée à la même position sur la face opposée.

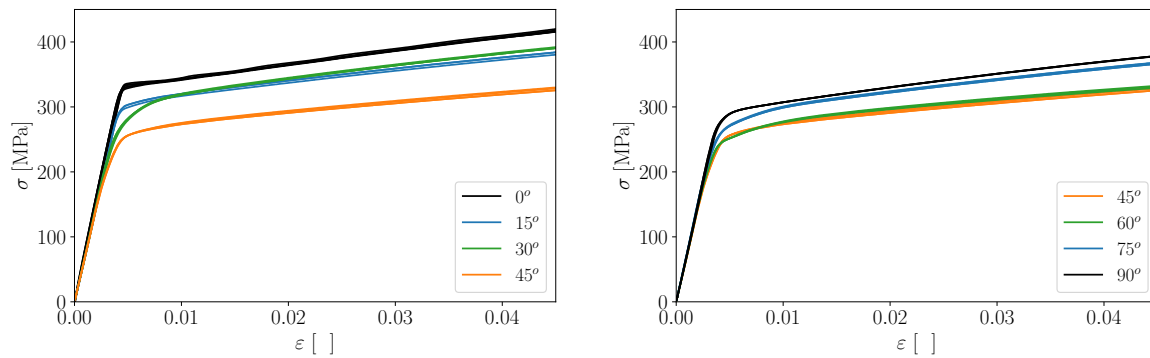
2.2.2 Mise en évidence de l'anisotropie du matériau

Pour mettre en évidence l'anisotropie du matériau, les essais sont réalisés avec des éprouvettes découpées dans la tôle d'AA2198-T351 par électro-érosion selon 7 orientations distinctes par rapport à la direction de laminage : 0° , 15° , 30° , 45° , 60° , 75° et 90° . Chaque éprouvette est sollicitée en traction uniaxiale à $18\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$ jusqu'à rupture (définie par un critère de perte d'effort $> 10\%$) et chaque essai est répété au moins trois fois (Tableau 2.2).

Tableau 2.2: Caractéristiques des essais réalisés

Éprouvette	Vitesse de traction		Orientations						
	de traction	$\dot{\varepsilon}$	0°	15°	30°	45°	60°	75°	90°
QS	18 mm.min ⁻¹	$3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	3	3	3	3	3	3	3

La Figure 2.4 présente l'ensemble des courbes contrainte de Cauchy / déformation vraie issues des essais de traction à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Les déformations sont celles obtenues à partir des mesures des jauges pour l'ensemble des essais réalisés à $18 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$. La répétabilité est satisfaisante pour chaque orientation. Les résultats sont volontairement présentés jusque 5% de déformation (domaine de validité du capteur), dans un premier temps, pour étudier le comportement élastique et la transition élasto-plastique du matériau.

FIGURE 2.4: Courbes contrainte-déformation à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ avec éprouvettes QS

Premièrement, la partie élastique ne semble pas dépendre de l'orientation du chargement. Pour quantifier cette observation, le module d'Young, E , est calculé comme la pente de la courbe contrainte / déformation entre deux niveaux de déformation : 0.05% et 0.2% et le coefficient de Poisson, ν , est calculé comme le rapport entre les déformations transversales et longitudinales à 0.015% de déformation longitudinale. Les résultats sont présentés dans la Figure 2.5. La mesure du module d'Young, E , confirme que sa dépendance à l'orientation peut être négligée. Concernant le coefficient de Poisson, ν , une dépendance à l'orientation peut être observée. Les valeurs sont comprises entre 0.3 à 0° et 0.33 à 45°.

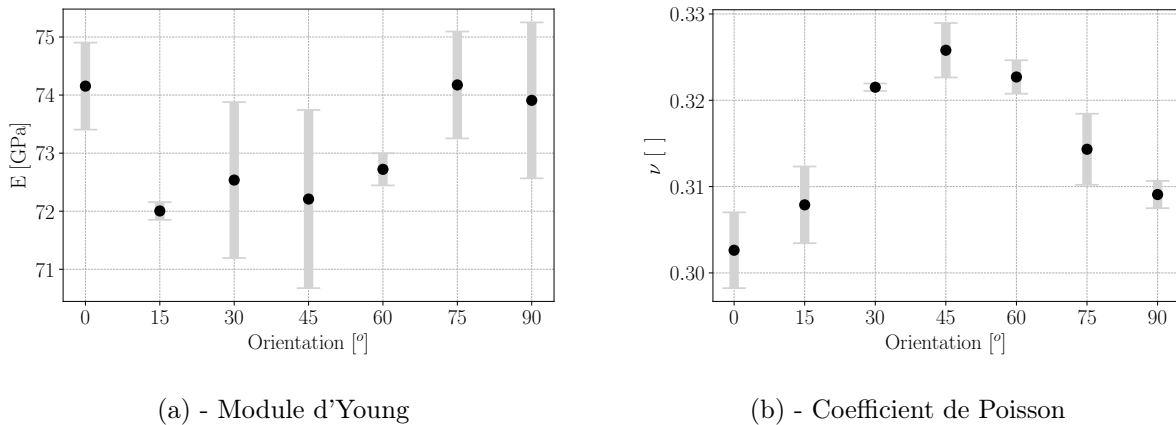


FIGURE 2.5: Propriétés élastiques pour les essais quasi-statiques en fonction de l'orientation du chargement avec écart-type de la mesure

A l'inverse, la transition élasto-plastique est fortement anisotrope comme le montrent les calculs de la contrainte initiale à la limite élastique conventionnelle, R_{02} (Figures 2.4). Selon la norme, celle-ci correspond à la valeur de la contrainte ingénieur mesurée à une déformation plastique de 0.2%. Sur la Figure 2.6, il est possible d'observer une diminution de 23.8% de cette valeur de 0° à 60° tandis qu'elle augmente de 15.8% entre 60° et 90°. Ces variations peuvent s'expliquer par la modification de la micro-structure lors du laminage. En effet, cette opération déforme les grains de l'alliage de telle sorte que leur longueur dans la direction de laminage est prépondérante par rapport aux deux autres [34].

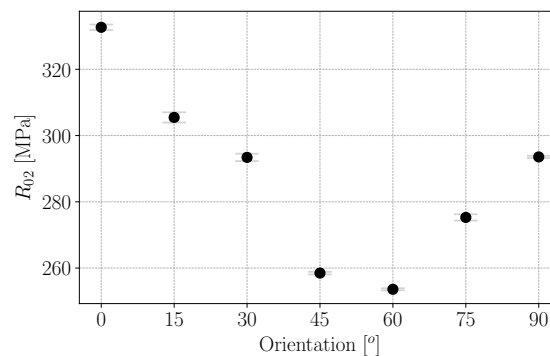


FIGURE 2.6: Contrainte à la limite élastique pour les essais quasi-statiques en fonction de l'orientation du chargement par rapport à la direction de laminage (0° étant la direction de laminage) avec écart-type de la mesure

L'allure de la transition élasto-plastique diffère aussi significativement en fonction de l'orientation. Par exemple, la transition élasto-plastique est plus franche à 0°, 15° et 45° qu'à 30° par exemple. Cette différence est à l'origine d'une valeur plus faible de R_{02} à 30° qu'à 15°. Cependant, le comportement du matériau au delà de 1% de déformation est similaire pour les deux orientations. De plus, les orientations 45° et 60° montrent un comportement presque identique lors de la transition élasto-plastique et au cours de l'écroutissage.

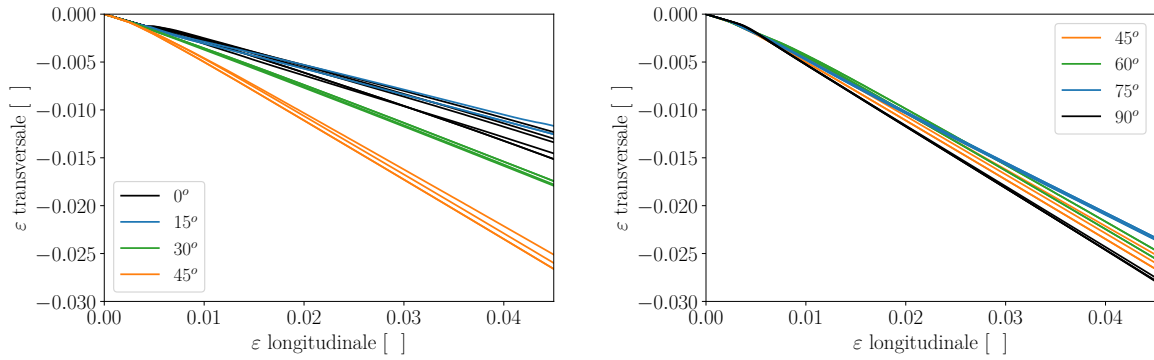


FIGURE 2.7: Rapport des déformations longitudinales et transversales à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ avec éprouvettes QS

En complément, le rapport entre les déformations longitudinales et transversales est présenté dans la Figure 2.7 pour toutes les orientations. Une importante dépendance de l'écoulement plastique à l'orientation est observée. Pour les orientations 0° et 15° il est similaire. De 15° à 45° la composante transversale de la déformation augmente puis diminue jusque 75° . Enfin, la direction 90° atteint la plus grande valeur absolue de déformation transversale.

Pour un matériau isotrope avec un écoulement plastique à volume constant, le rapport entre la déformation plastique transversale et la déformation plastique longitudinale est égal à -0.5 . De plus, la déformation plastique transversale est égale à la déformation plastique dans l'épaisseur de l'éprouvette, donc de la tôle. Le coefficient de Lankford, r , est une mesure qui est utilisée pour évaluer le rapport entre la déformation plastique transversale et la déformation plastique dans l'épaisseur. Ce calcul est possible en faisant l'hypothèse d'un écoulement plastique à volume constant :

$$r = \frac{\varepsilon_{xx}^p}{\varepsilon_{zz}^p} = \frac{\varepsilon_{xx}^p}{-\varepsilon_{xx}^p - \varepsilon_{yy}^p} \quad (2.1)$$

où la direction \vec{y} correspond à la direction du chargement et la direction \vec{z} correspond à l'épaisseur de l'éprouvette. Pour un matériau isotrope, sa valeur est constante en fonction de l'orientation du chargement et est égale à 1.

La Figure 2.8 expose la valeur du coefficient de Lankford en fonction de l'orientation du chargement à partir des mesures des jauges (jusque 5% pour rester dans le domaine de validité des jauges). Les valeurs sont comprises entre 0.5 pour 0° et 1.5 pour 90° . Une diminution de 7.6% de la valeur de r est observée entre 0° et 15° . Puis sa valeur est multipliée par 3.7 entre 15° et 45° , soit une augmentation de 270%. La valeur de r diminue à nouveau entre 45° et 75° de -21.5%. Finalement la valeur de r passe de 1.09 à 1.63 entre les orientations 75° et 90° respectivement. Ces variations peuvent également s'expliquer par la modification de la micro-structure lors du laminage [34].

A ce stade, il est intéressant de noter que l'allure de la variation du coefficient de Lankford en fonction de l'orientation du chargement est très différente de celle de la limite élastique. Or certains critères de plasticité anisotrope, comme le critère de Hill (Hill48), ne permettent pas de modéliser des allures différentes entre la variation du coefficient de Lankford et celle de la limite élastique. Il est possible

que la modélisation de ce phénomène nécessite d'utiliser des critères de plasticité anisotrope avancés (exemple : Barlat [128, 38] ou Bron et Besson[63]).

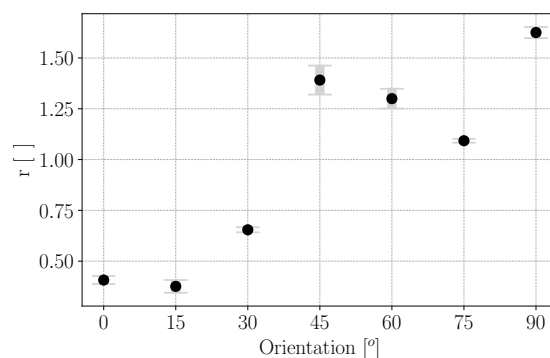


FIGURE 2.8: Coefficient de Lankford pour les essais quasi-statiques en fonction de l'orientation du chargement avec écart-type de la mesure

Les valeurs du module d'Young, du coefficient de Poisson, de la contrainte conventionnelle à la limite initiale d'élasticité et du coefficient de Lankford sont reportées en annexes dans le Tableau A.1.

Enfin, les courbes contrainte/déformation obtenues avec la mesure par DIC sont présentées dans la Figure 2.9 pour chaque essai. Cette mesure apporte une information complémentaires aux résultats précédemment discutés. En effet, certaines orientations qui avaient un comportement similaire en dessous de 5% de déformation montrent des différences significatives au-delà (comme les orientations 45° et 60° ou 75° et 90°). Au contraire, d'autres orientations conservent un comportement équivalent comme 15° et 30°. L'érouissage du matériau dépend donc de l'orientation du chargement.

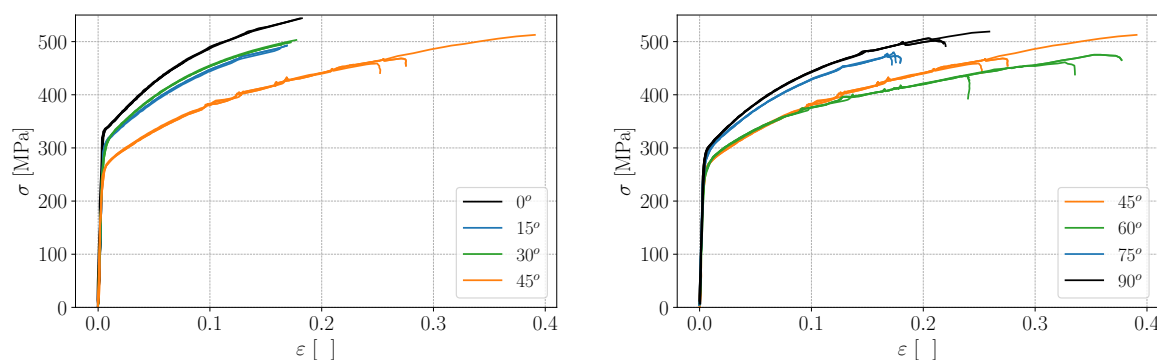


FIGURE 2.9: Courbes contrainte-déformation jusqu'à rupture à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ avec éprouvettes QS

Dans les travaux de Chen *et al.*, l'étude de l'alliage AA2198 a été menée sur des éprouvettes d'épaisseur et dimensions différentes. Cependant, il est intéressant de remarquer que leurs valeurs obtenues pour la limite élastique et le coefficient de Lankford pour les orientations 0°, 45° et 90° sont proches des mesures obtenues dans ces travaux (Tableau 2.3).

Tableau 2.3: Comparaison de la limite élastique et du coefficient de Lankord avec les travaux de Chen *et al.* [34]

	R_{02} [MPa]			r []		
	0°	45°	90°	0°	45°	90°
Mesures	333	258	294	0.41	1.39	1.63
Chen <i>et al.</i> [34]	325	262	296	0.52	1.0	1.63

2.3 Étude de la sensibilité à la vitesse de déformation

Pour cet alliage, une dépendance inverse à la vitesse de déformation a été observée pour de faibles vitesses de déformation (de 10^{-5} à 10^{-3} s^{-1}) dans les travaux de Chen *et al.* [129]. La section suivante est consacrée à l'étude de la dépendance du comportement de l'alliage AA2198-T351 à la vitesse de déformation. Dans un premier temps, des sollicitations quasi-statiques seront testées pour vérifier les observations de Chen *et al.*. Ensuite, l'étude sera étendue aux chargements dynamiques, à vitesse de déformation plus élevées que 10^{-3} s^{-1} .

2.3.1 Essais à faible vitesse de déformation

Dans un premier temps, des essais avec l'éprouvette QS ont été réalisés à $0.18\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$ dans les mêmes conditions que les essais à $18\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$ pour les orientations 0° , 45° et 90° (Tableau 2.4). Ces essais visent à confirmer la présence d'une dépendance inverse à la vitesse de déformation comme décrit par Chen *et al.* [129].

Tableau 2.4: Caractéristiques des essais réalisés

Machine	Éprouvette	Vitesse de traction	$\dot{\epsilon}$	Orientations						
				0°	15°	30°	45°	60°	75°	90°
Traction asservie	QS	$0.18 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$	$3.5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$	3	-	-	3	-	-	3
Traction asservie	QS	$18 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$	$3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	3	3	3	3	3	3	3

Les courbes contrainte/déformation issues des mesures DIC de ces essais sont présentées dans la Figure 2.10. Tous les essais réalisés sont tracés dans cette Figure. La répétabilité des essais est vérifiée. Ces résultats montrent une augmentation de la contrainte pour les essais à $3.5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ par rapport aux essais à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ pour les trois orientations. Une dépendance inverse à la vitesse de déformation est également mise en évidence. La présence de lithium dans cet alliage introduit très probablement un effet DSA (*Dynamic Strain Aging*) qui pourrait être à l'origine de cette dépendance inverse à la vitesse de déformation [34].

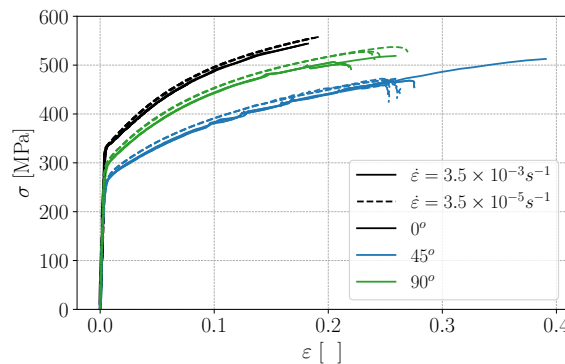


FIGURE 2.10: Courbes contrainte-déformation pour les orientations testées à faible vitesse de déformation

Les grandeurs E , ν , R_{02} et r sont calculées pour les essais à $3.5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. Leurs valeurs sont reportées sur la Figure 2.11. Pour les trois orientations testées, ces valeurs sont comparables à celles mesurées à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. En particulier, les différences entre les moyennes des mesures de R_{02} sont de 1.7, 2.4 et 4.0 MPa (soit 0.5%, 0.9% et 1.4%) pour les orientations 0° , 45° et 90° respectivement. Par contre, pour une déformation vraie de 0.15, la différence entre la contrainte vraie mesurée à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et $3.5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ est de 7.6, 11.6 et 9.0 MPa (soit 1.4%, 2.8% et 1.9%) pour les mêmes directions. La dépendance inverse à la vitesse de déformation est donc observée sur la limite élastique et sur l'écroutissage.

Les valeurs du module d'Young, du coefficient de Poisson, de la contrainte conventionnelle à la limite initiale d'élasticité et du coefficient de Lankford pour ces essais sont reportées en annexes dans le Tableau A.2.

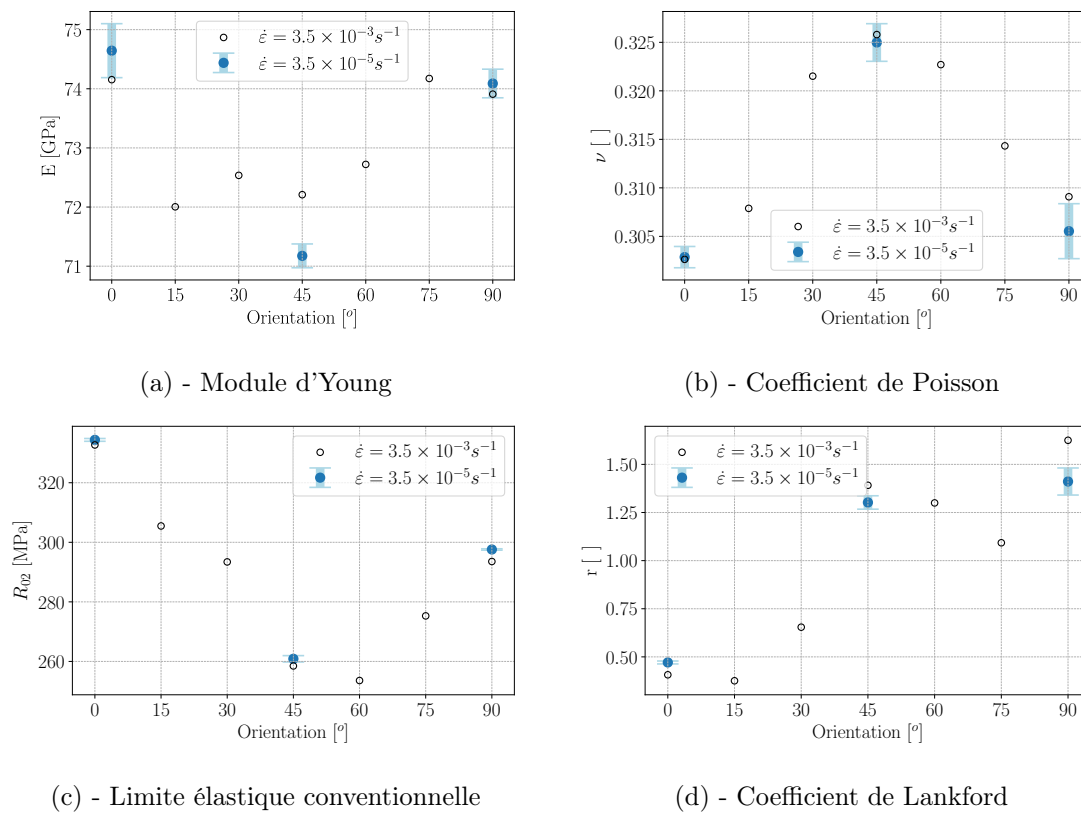


FIGURE 2.11: Comparaison des propriétés matériaux pour les essais quasi-statiques à $3.5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ et $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ en fonction de l'orientation du chargement

2.3.2 Définition d'une éprouvette pour les essais dynamiques

Après avoir observé une sensibilité inverse du comportement de l'alliage A2198-T351 à la vitesse de déformation en dessous de 10^{-3} s^{-1} , il est intéressant de vérifier cette analyse pour des vitesses de déformation plus hautes. Pour atteindre des vitesses de déformation plus élevées, d'autres machines d'essais sont nécessaires. Dans cette étude, un vérin rapide hydraulique (Schenck) est utilisé. Il permet de solliciter les éprouvettes jusqu'à 5 m/s.

Cependant, l'utilisation des éprouvettes QS avec cette machine est impossible. En effet, le vérin

rapide hydraulique ne peut pas supporter de charges supérieures à 5 kN. Or, la section résistante de l'éprouvette est trop importante en considérant les niveaux de contrainte visés. Une nouvelle géométrie d'éprouvette doit donc être conçue pour réduire la section de l'éprouvette dans la zone utile mais sans introduire d'effet géométrique qui pourrait influencer l'observation du comportement. De plus, il est intéressant de réduire également la longueur de la zone utile, L_0 , pour atteindre de plus hautes vitesses de déformation pour une même vitesse de traction du vérin.

Une géométrie a été conçue dans cette étude. Les réductions de largeur et d'épaisseur de la région utile sont réalisées en série et des congés de raccordement sont utilisés pour éviter la concentration de contrainte et une bonne propagation d'onde dans l'éprouvette. Cette géométrie d'éprouvette s'inspire des travaux de John et Hardin [130] et ce principe a déjà été utilisé avec succès sur d'autres métaux. La section utile finale est de : 8×1.6 mm contre une section de 20×4.06 mm pour l'éprouvette QS. La longueur de la région utile est de 10 mm (Figure 2.12). Par souci de clarté, cette éprouvette est appelée "DYN" dans cette étude.

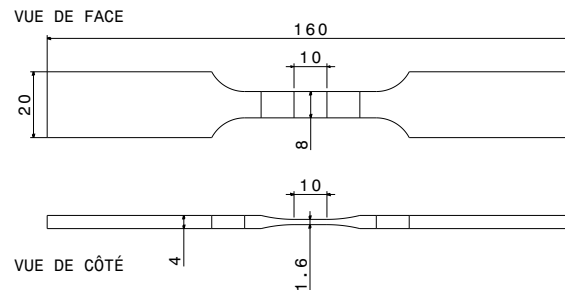


FIGURE 2.12: Plan de l'éprouvette DYN adaptée au vérin rapide

L'usinage de l'éprouvette se déroule en trois étapes. Premièrement, un surfacage d'une face de la tôle est réalisé pour obtenir une tôle de 4 mm d'épaisseur dont les deux faces sont parallèles. Ensuite, la forme de l'éprouvette est découpée par fraisage dans la tôle. Enfin, l'épaisseur de l'éprouvette est usinée par fraisage pour enlever de la matière et aboutir à une épaisseur de la section utile de 1.6 mm. L'ensemble des opérations d'usinage sont lubrifiées et refroidies par eau.

Avant de réaliser les essais au vérin rapide, des essais de validation de la géométrie DYN ont été conduits sur la machine de traction électromécanique INSTRON 5887 de l'ONERA. L'objectif de ces essais est de vérifier que le comportement du matériau est identique avec l'éprouvette QS et l'éprouvette DYN pour une même orientation et une même vitesse de déformation. Trois orientations ont été testées : 0° , 45° et 90° à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ avec la machine de traction asservie (Tableau 2.5). Les équipements et méthodes de mesure sont identiques aux essais de traction sur les éprouvettes QS (Figure 2.3).

Tableau 2.5: Caractéristiques des essais de validation de l'éprouvette DYN réalisés

Machine	Éprouvette	Vitesse de traction	$\dot{\epsilon}$	Orientations						
				0°	15°	30°	45°	60°	75°	90°
Traction asservie	QS	$18 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$	$3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	3	3	3	3	3	3	3
Traction asservie	DYN	$3.5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$	$3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	3	-	-	3	-	-	3

La Figure 2.13 présente les courbes contrainte/déformation pour l'ensemble des essais réalisés. Pour chaque orientation, des différences peuvent être observées entre le comportement mesuré avec les éprouvettes QS ou DYN. A 0° , la différence s'observe au moment de la transition élasto-plastique (Figure 2.13-(a)). Avec les éprouvettes DYN, cette transition est initiée pour une valeur de contrainte plus faible. De plus, elle est franche avec les éprouvettes QS. Par contre, au delà de 2% de déformation, le comportement du matériau est identique. A 45° , la plasticité est également initiée pour une valeur plus faible de contrainte (Figure 2.13-(b)). Par contre, l'écart entre les courbes contrainte/déformation reste constant tout au long de l'écroutissage du matériau. Enfin, à 90° , la limite initiale d'élasticité est identique pour les deux éprouvettes mais l'écroutissage du matériau est plus important avec l'éprouvette DYN (Figure 2.13-(c)). Ces différences entre les courbes contraintes/déformations pour les éprouvettes QS et DYN montrent une sensibilité du comportement matériau à la géométrie de l'éprouvette testée.

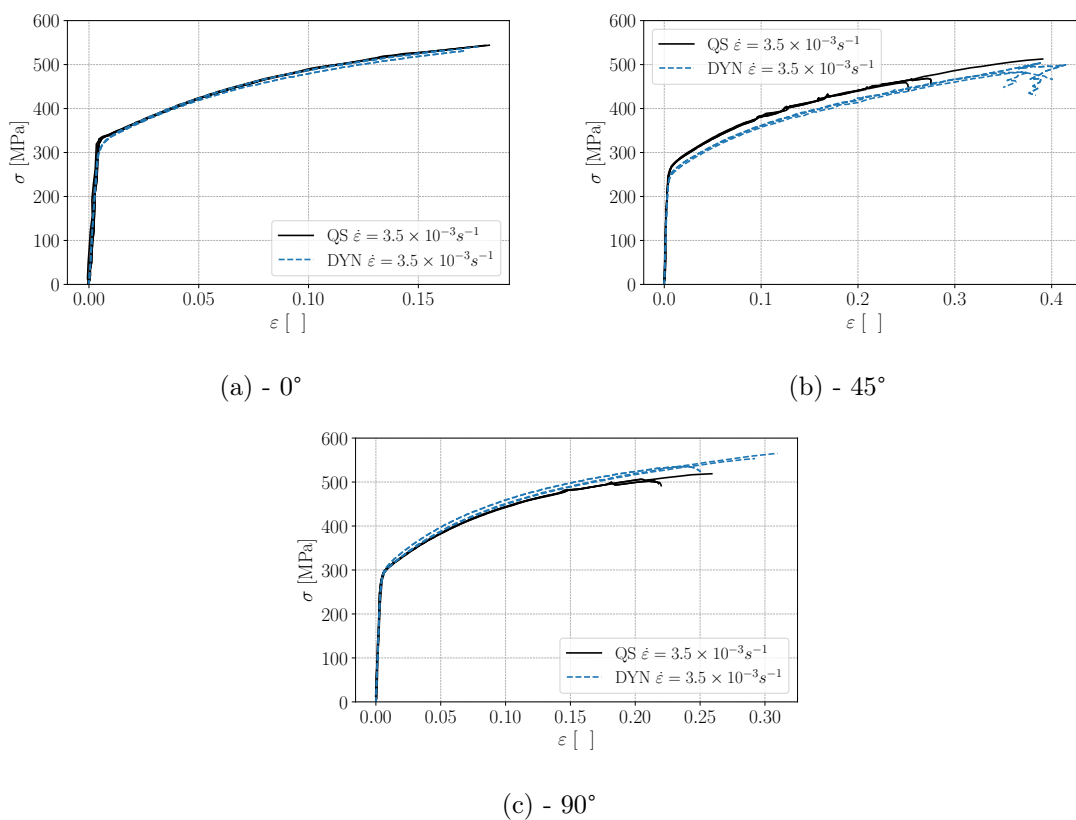


FIGURE 2.13: Courbes contraintes déformation pour les éprouvettes QS et DYN à $3.5 \times 10^{-3} s^{-1}$

Plusieurs hypothèses ont été émises afin de comprendre l'origine de la sensibilité du comportement matériau à la géométrie d'éprouvette. Une première hypothèse serait que l'usinage soit responsable de cette sensibilité. L'enlèvement de matière pourrait chauffer localement le matériau et changer sa microstructure. Sachant que l'usinage des éprouvettes par fraisage a été fortement lubrifié, il est peu probable que ces opérations soient à l'origine d'un changement de la microstructure. Cette première hypothèse peut être raisonnablement écartée.

Une seconde hypothèse repose sur d'éventuelles hétérogénéités microstructurales dans l'épaisseur de la tôle et qui proviendrait du procédé de laminage. Il est possible d'utiliser un microscope électronique à balayage (MEB) pour observer une taille de grain et/ou une texture différente entre le bord et le centre

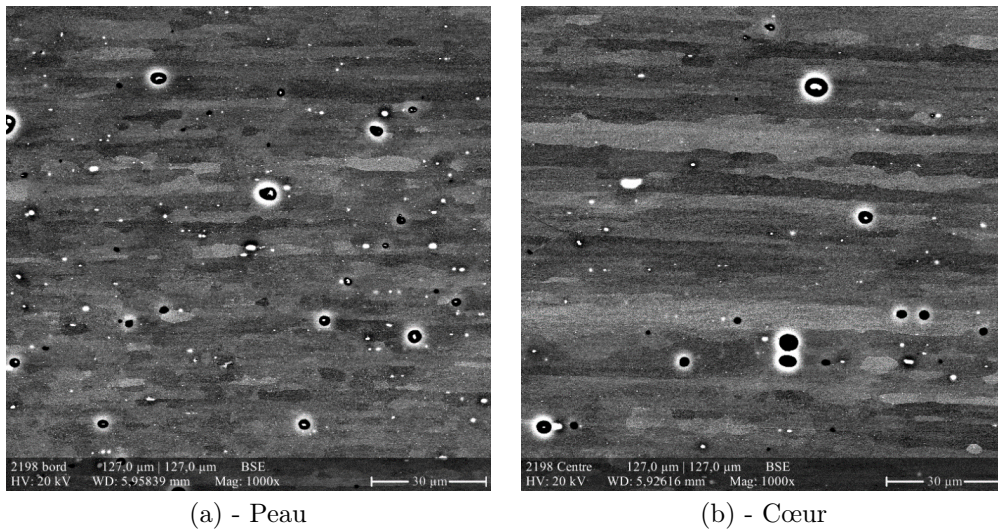


FIGURE 2.14: Observations MEB dans l'épaisseur de la tôle

avant l'usinage des éprouvettes. Les observations au MEB sont présentées dans la Figure 2.14. Mis à part les halos blancs et noirs autour des phases qui sont dus au polissage vibrant, on constate clairement une différence de tailles de grains entre le bord (Figure 2.14-(a)) et le centre de la tôle (Figure 2.14-(b)).

Pour confirmer cette observation, une analyse par diffraction d'électrons rétrodiffusés (Electron backscatter diffraction : EBSD) est réalisée. La cartographie sur une demi-épaisseur de tôle et la répartition de la taille des grains sont présentées dans la Figure 2.15. Cette mesure confirme l'observation visuelle réalisée au MEB et met en évidence une hétérogénéité de la taille des grains dans l'épaisseur. Par conséquent, usiner dans l'épaisseur de la tôle pour passer de 4.06 mm à 1.6 mm en gardant la même fibre neutre peut être à l'origine du changement de comportement du matériau observé lors des essais de traction.

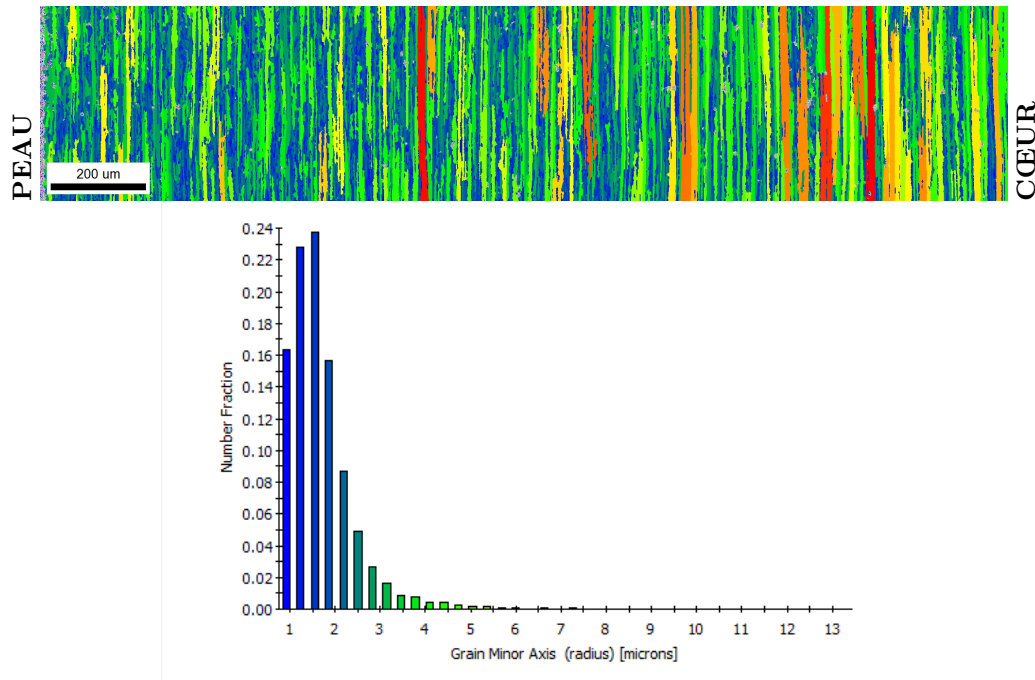


FIGURE 2.15: Analyse EBSD de l'épaisseur de la tôle et la répartition de la taille des grains

En conclusion, cette géométrie ne sera pas utilisée pour caractériser le comportement de la tôle d'alliage d'aluminium AA2198-T351 à plus haute vitesse de déformation. En effet, le comportement du matériau observé avec l'éprouvette DYN n'est pas représentatif de celui de la tôle de 4.06 mm d'épaisseur. Cependant, une étude comparative avec les éprouvettes DYN peut-être réalisée pour estimer l'ordre de grandeur de la dépendance du comportement du matériau aux hautes vitesses de déformation.

2.3.3 Essais dynamiques

Le vérin servo-hydraulique SCHENCK peut réaliser des essais à des vitesses de déplacement allant de $5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ à $10 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$. L'éprouvette DYN est soumise à un chargement en traction uniaxiale à $1 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$. Trois orientations sont testées : 0° , 45° et 90° avec trois répétitions par configuration (Tableau 2.6). La charge appliquée est mesurée avec une cellule de charge piézo-électrique. Pour évaluer avec précision la vitesse de l'essai, le déplacement du mors supérieur est mesuré à l'aide d'un transducteur laser KEYENCE LK-H052. La déformation axiale de l'échantillon est mesurée à l'aide d'une jauge de déformation de 2 mm (TML YFLA-2) collée à la surface de l'échantillon. Enfin, pour synchroniser tous les systèmes de mesure et enregistrer les données, un système d'acquisition de données DEWETRON DEWE-2600 est utilisé. La Figure 2.16 présente le montage expérimental.

Tableau 2.6: Caractéristiques des essais réalisés avec l'éprouvette DYN

Machine	Éprouvette	Vitesse de traction	$\dot{\epsilon}$	Orientations						
				0°	15°	30°	45°	60°	75°	90°
Traction asservie	DYN	3.5 mm.min-1	$3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	3	-	-	3	-	-	3
Vérin hydraulique	DYN	1 m.s ⁻¹	70 s ⁻¹	3	-	-	3	-	-	3

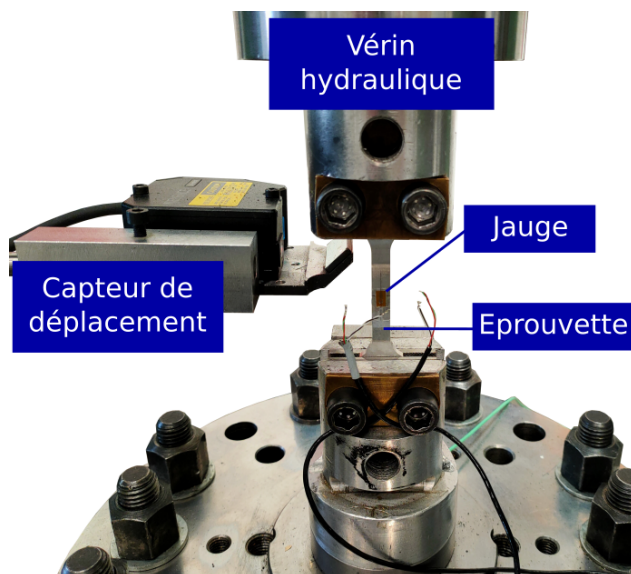


FIGURE 2.16: Montage d'essai sur vérin Schenk ONERA

Les résultats en contrainte vraie/déformation vraie sont présentés dans la Figure 2.17. Les oscillations des mesures réalisées au vérin sont provoquées par la fréquence de résonance du montage d'essai et ne sont pas la conséquence du comportement du matériau. Ces perturbations n'empêchent pas d'observer la tendance de l'évolution de l'érouissage. Pour les essais à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, la mesure de déformation est réalisée à l'aide d'une jauge virtuelle sur des mesures de champs par DIC. Pour les essais où de la striction apparaît (45° et 90°), les valeurs de déformation mesurées avec la jauge virtuelle atteignent des valeurs importantes. Cependant, l'étude du comportement du matériau après striction est au-delà du cadre de cette étude et ne sera pas analysé.

Les résultats obtenus montrent que le comportement du matériau suit la même tendance entre les essais à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et ceux à 70 s^{-1} . Bien que la vitesse de déformation ait été augmentée de quatre décades, aucune sensibilité significative à la vitesse de déformation n'apparaît, quelle que soit l'orientation du chargement.

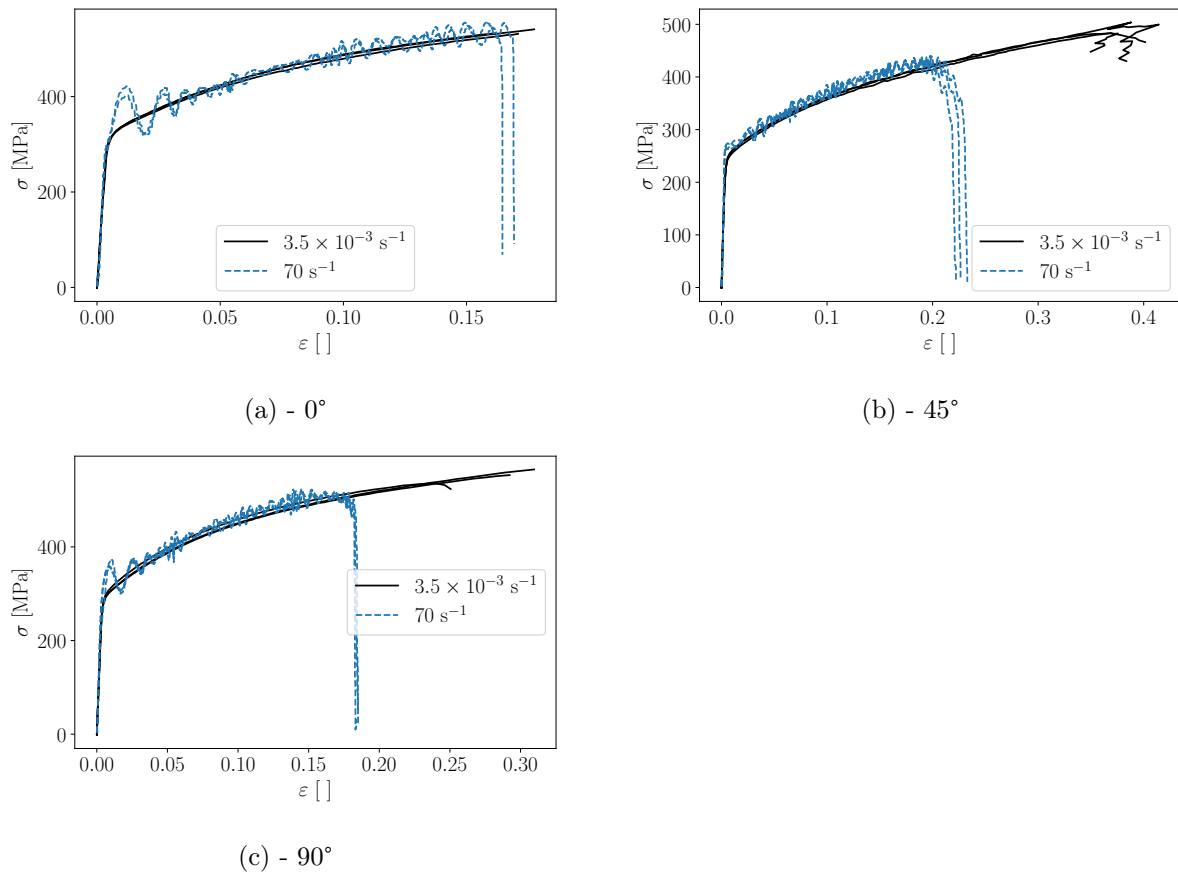


FIGURE 2.17: Courbes contrainte/déformation pour les essais avec l'éprouvette DYN.

En conclusion, le comportement de l'alliage AA2198 présente une faible sensibilité inverse à la vitesse de déformation aux vitesses quasi-statiques (entre 10^{-5} s^{-1} et 10^{-3} s^{-1}) et n'en présente aucune entre le régime quasi-statique et dynamique (respectivement 10^{-3} s^{-1} et 70 s^{-1}). Au regard de ces résultats, la sensibilité à la vitesse de déformation ne sera pas modélisée dans cette étude. La caractérisation du matériau, qui fait l'objet de la section suivante, sera donc concentrée exclusivement sur la modélisation de son comportement élasto-plastique anisotrope.

2.4 Modélisation du comportement de l'alliage AA2198

Cette section s'intéresse maintenant à la modélisation du comportement élasto-plastique anisotrope et à l'identification des paramètres associés.

2.4.1 Validité de l'hypothèse de staticité

Les essais réalisés reposent tous sur des hypothèses de staticité qui supposent un état de contrainte homogène et une vitesse de déformation constante dans la partie utile de l'éprouvette. Lors de la campagne expérimentale, un système de stéréo-corrélation d'images a été mis en place pour, entre autres, vérifier le respect de ces hypothèses.

L'analyse de la composante longitudinale de la déformation au cours des essais avec les éprouvettes QS montre la formation et la progression de bandes de concentration de la déformation. La Figure 2.18 présente la création d'une bande en haut de la zone utile d'une éprouvette sollicitée à 45° ($t = 39.98$ s), puis sa progression (de $t = 41.48$ s à $t = 45.98$ s) et enfin sa dissipation avant la création d'une nouvelle bande ($t = 47.48$ s à $t = 48.98$ s). Ce phénomène est observable pour toutes les orientations de chargement. Dès lors qu'une bande apparaît, la vitesse de déformation n'est plus constante dans l'éprouvette et la contrainte n'est plus homogène. Alors, les hypothèses de staticité ne sont plus vérifiées. Dans la littérature, ces bandes sont associées à l'instabilité plastique dite "Portevin-Le Chatelier" (PLC) associée aux mécanismes microstructuraux de vieillissement sous contrainte dynamique (DSA - *Dynamic Strain Aging*).

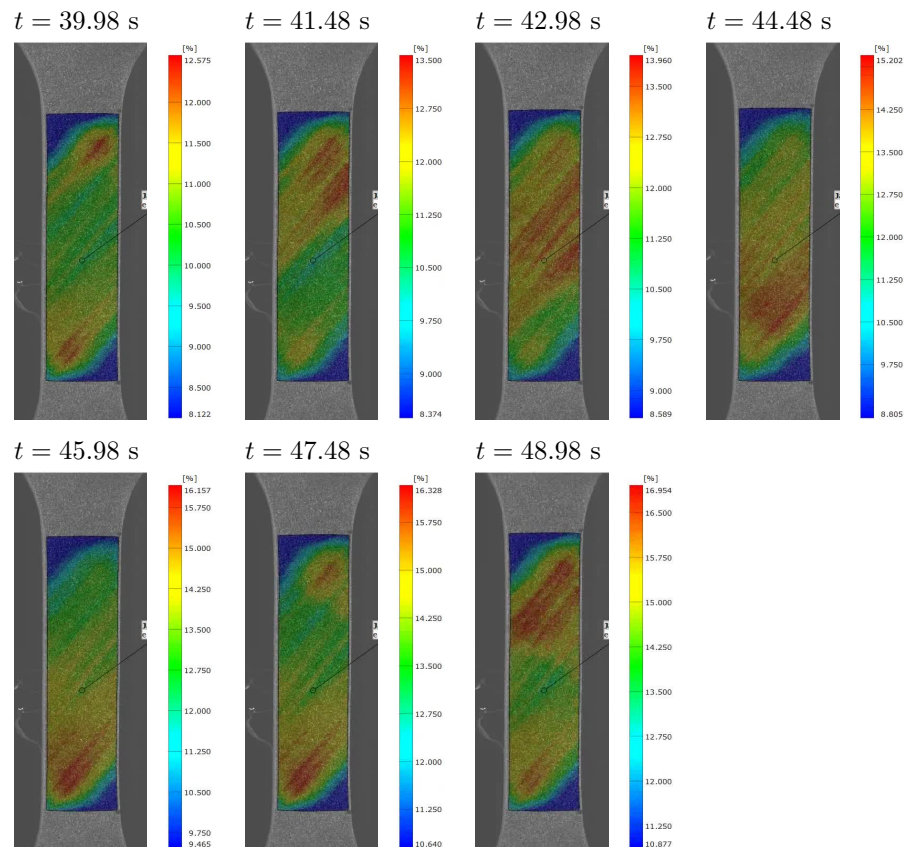


FIGURE 2.18: Champs de déformation longitudinale et mise en évidence du passage d'une bande associée à l'instabilité plastique PLC pour le troisième essai QS à 45° à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

L'instabilité PLC peut également être observée sur la mesure de l'effort au cours de l'essai. En effet, la dissipation de la bande de déformation provoque une augmentation de l'effort avant l'apparition d'une autre bande. Sur les champs de déformation de la Figure 2.18, la dissipation de la bande est initiée à $t = 45.98 \text{ s}$. Simultanément, un pic d'effort est observé dans la courbe effort/temps issue du même essai (Figure 2.19).

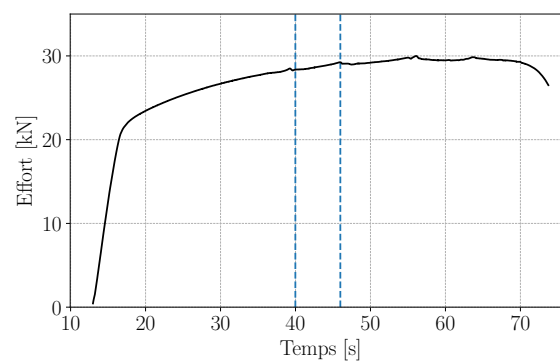


FIGURE 2.19: Évolution de l'effort en fonction du temps pour pour le troisième essai QS à 45° à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

Pour la caractérisation de l'alliage AA2198-T351, il est nécessaire de s'assurer que les données matériaux utilisées ne sont pas biaisées par divers phénomènes qui pourraient fausser l'hypothèse de staticité (instabilité de type PLC ou striction). Sachant que la modélisation de l'endommagement ou de la rupture du matériau dépasse le cadre de cette étude, les données mesurées au delà de 15% de déformation ne seront pas exploitées pour la caractérisation du comportement élasto-plastique anisotrope de l'alliage. De cette façon, la rupture n'est pas prise en compte et la quantité de données biaisée par l'effet PLC est limitée.

2.4.2 Mise en place d'une méthode d'identification

Dans les travaux de Chen *et al.* [34], le critère de Bron et Besson [63] a permis de modéliser la surface de charge de l'alliage AA2198-T351 pour des tôles de 6 mm en utilisant trois orientations de chargement. De plus, la mesure de la limite élastique et du coefficient de Lankford avec les éprouvettes QS confirme la nécessité d'employer un critère de plasticité avancé comme celui de Bron et Besson. Le processus d'identification des 10 paramètres de ce modèle nécessite la mise en place d'algorithmes itératifs de minimisation d'une fonction coût quantifiant l'écart entre les mesures expérimentales et le comportement matériau modélisé par un jeu de paramètres donné. Ainsi, sa valeur est minimale lorsque la valeur des paramètres identifiés permet de modéliser le comportement du matériau au mieux. Dans ces travaux, les fonctions coûts sont définies comme la différence, au sens des moindres carrées, entre une grandeur de référence, $\lambda_i^{\text{réf.}}$, et sa valeur calculée par le modèle, $\lambda_i^{\text{modèle}}$ pour tout point de mesure, i (Eq. 2.2). Pour cette identification, l'algorithme utilisé sera le CMAES.

$$\Phi(X) = \sum_i \frac{(\lambda_i^{\text{réf.}} - \lambda_i^{\text{modèle}}(X))^2}{(\lambda_i^{\text{réf.}})^2} \quad (2.2)$$

2.4.3 Calcul des champs de contrainte

Pour modéliser le comportement du matériau et calculer la valeur de la fonction coût du problème d'identification, des solutions existantes disponibles dans la suite *Z-set* ont été utilisées.

Les essais réalisés permettent de mesurer la déformation longitudinale de l'éprouvette au cours du temps. Dans la suite *Z-set*, il est possible d'imposer cette mesure de déformation à un élément de volume représentatif (RVE) [131]. Cet élément 2D est utilisé pour la simulation du comportement des matériaux exclusivement. Il ne possède pas de nœuds et ne comprend qu'un seul point d'intégration. De cette façon, il est possible de calculer les autres composantes du tenseur des déformations en-plan, le tenseur des contraintes en-plan, le tenseur des déformations plastiques en-plan et la déformation plastique cumulée.

Pour valider la chaîne complète de calcul de la contrainte, un cas test a été réalisé en prenant comme référence une simulation sous Europlexus (EPX). Ce code de calcul a été choisi volontairement pour ne pas utiliser le même solveur. Pour ce cas test, un élément coque (CAR4) est sollicité en traction puis en compression dans la direction \vec{x} (Figure 2.20). Pour cela, le déplacement dans la direction \vec{x} des nœuds 1 et 4 est bloqué tandis que celui des nœuds 2 et 3 est imposé. Ce déplacement imposé est présenté dans la Figure 2.21.

Une loi de Hooke, un critère de Hill et un écrouissage linéaire isotrope ont été choisis dans cet

exemple pour modéliser un comportement élasto-plastique anisotrope. Le critère de Bron et Besson ne peut pas être utilisé ici car il n'est pas implémenté dans EPX. Cette simulation est répétée trois fois en faisant varier l'angle du repère matériel $(\vec{1}, \vec{2})$ par rapport au repère de la simulation (\vec{x}, \vec{y}) . Trois orientations sont ainsi testées pour mettre en avant l'anisotropie du modèle : 0° , 45° et 90° . Les tenseurs des déformations et des contraintes sont récupérés pour servir de données de référence.

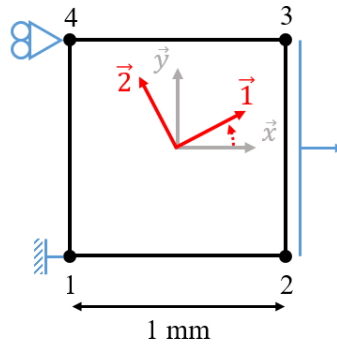


FIGURE 2.20: Mise en données du cas test pour la validation du calcul de contrainte

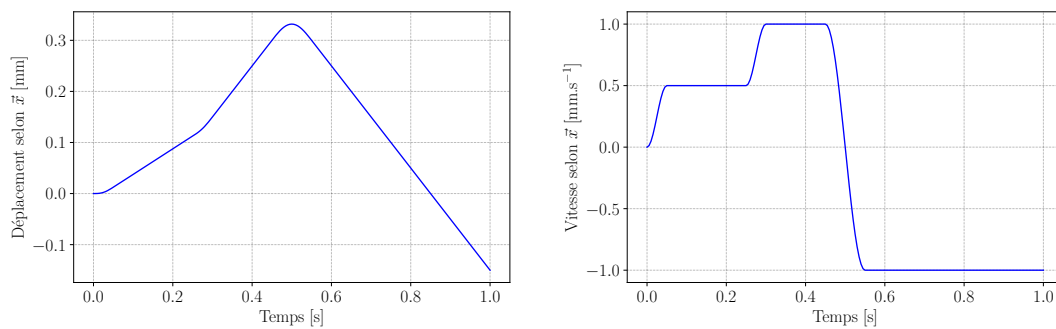


FIGURE 2.21: Conditions aux limites imposées aux noeuds 2 et 3

Ensuite, la déformation dans le sens de la traction (ε_{xx}) de chaque simulation est utilisée comme donnée d'entrée pour le calcul de la contrainte avec *Z-set*. Les tenseurs des déformations et des contraintes obtenus sont comparés aux données de référence sur la Figure 2.22.

Pour les trois orientations, la routine impliquant le calcul de la contrainte avec *Z-set* est capable de calculer la contrainte longitudinale correctement par rapport à celle obtenue avec EPX. Pour les autres composantes, la contrainte calculée avec *Z-set* est moins bruitée que celle calculée avec EPX probablement grâce à un schéma de résolution implicite plutôt qu'explicite comme avec EPX. De plus, sa valeur reste négligeable par rapport à la composante σ_{xx} . Ces résultats valident l'utilisation des outils de la suite *Z-set* pour le calcul de la contrainte.

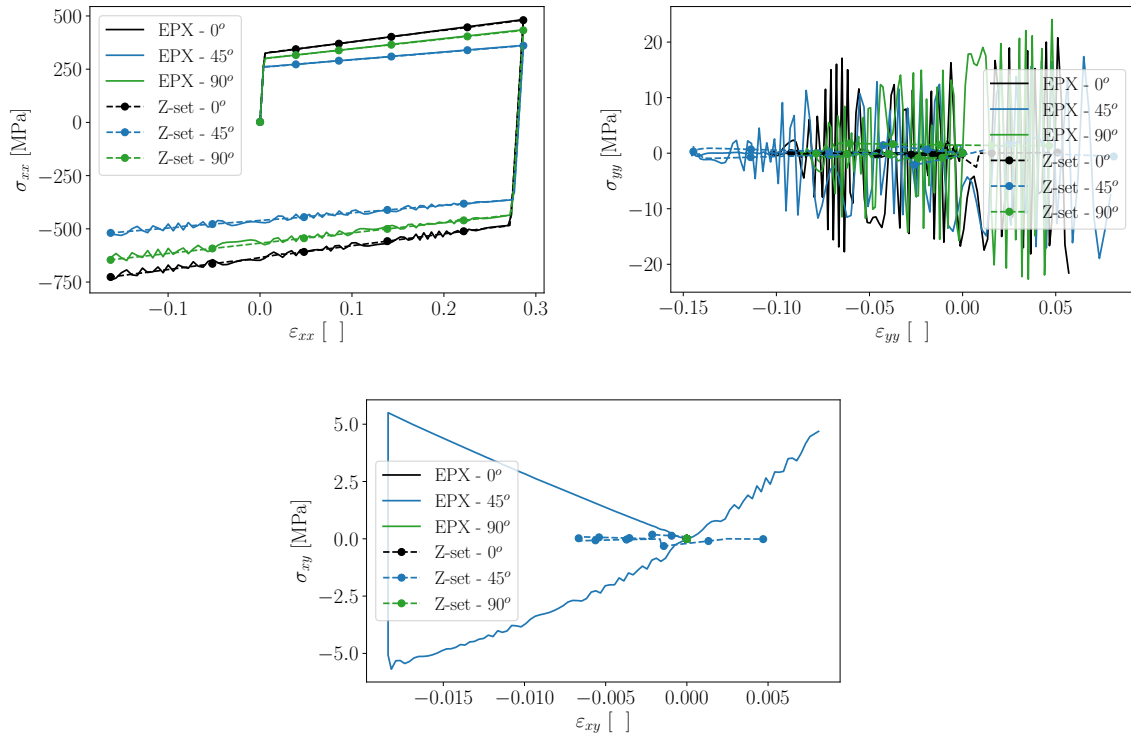


FIGURE 2.22: Courbes contrainte/déformation pour trois orientations du repère matériau

2.4.4 Identification de la loi d'écroutissage

Avant de s'intéresser à la modélisation de l'écroutissage de l'alliage AA2198-T351, il est nécessaire de modéliser le comportement élastique du matériau. D'après des essais de traction réalisés avec l'alliage AA2198-T351, le module d'Young, E , est insensible à l'orientation du chargement mais le coefficient de Poisson, ν , y montre une dépendance. La modélisation de la sensibilité du coefficient de Poisson à l'orientation du chargement dépasse le cadre de cette étude. Par conséquent, le comportement élastique du matériau sera modélisé par une loi de Hooke isotrope linéaire. Les valeurs des paramètres matériaux constitutifs de cette loi et implémentés dans le calcul des contraintes sont obtenues en moyennant les mesures expérimentales pour tous les essais avec l'éprouvette QS dont la vitesse de déformation était de $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Ces valeurs sont reportées dans le Tableau 2.7.

Une première difficulté rencontrée est relative à la modélisation de l'écroutissage du matériau. En effet, l'allure des courbes contrainte-déformation est significativement différente en fonction de l'orientation du chargement (Figure 2.4). A 0° , une courbe bi-linéaire avec une transition élasto-plastique franche est observée. A 30° , la transition élasto-plastique est progressive. Deux lois d'écroutissage ont donc été testées pour déterminer laquelle permet la meilleure modélisation de l'écroutissage du matériau. Les deux lois testées sont : une loi puissance (Eq. 2.3) et une loi exponentielle (Eq. 2.4). Pour chaque loi, un couple de paramètres K et n sera identifié pour modéliser l'écroutissage de toutes les orientations.

$$\sigma_y = \sigma_0 + K (\varepsilon_p)^n \quad (2.3)$$

$$\sigma_y = \sigma_0 + K (1 - e^{-n\varepsilon_p}) \quad (2.4)$$

Une deuxième difficulté réside dans la définition de la limite élastique, σ_0 . La mesure conventionnelle, R_{02} , est réalisée selon une norme qui permet de reproduire la mesure quel que soit le laboratoire à l'origine des essais et de comparer les valeurs obtenues. Cependant, cette mesure ne sera pas, de façon évidente, la valeur la plus appropriée pour modéliser cette limite initiale d'élasticité si une loi d'écroutissage est utilisée pour toutes les orientations. Par exemple, pour l'essai à 0° , la transition élasto-plastique est brutale. Par conséquent, la mesure de R_{02} pour cette orientation sera proche de l'angle sur la courbe marquant la transition entre le domaine élastique et le domaine plastique. Pour cette orientation, utiliser la valeur de R_{02} comme limite initiale d'élasticité σ_0 semble pertinent. A l'inverse, l'essai à 30° montre une transition élasto-plastique progressive. Dans ce cas, la mesure de R_{02} correspond au début de la transition élasto-plastique. Si la loi d'écroutissage est identique quelle que soit l'orientation, implémenter la valeur de R_{02} comme limite initiale d'élasticité σ_0 peut entraîner une initiation de la plasticité précoce et donc une sous-estimation de la contrainte d'écoulement au cours de l'écroutissage du matériau pour cette orientation.

Dans ces travaux, une valeur de σ_0 sera identifiée, dans un premier temps, par orientation et par loi d'écroutissage. L'objectif étant d'ajuster numériquement les valeurs de σ_0 qui permettent de modéliser au mieux le début de la plasticité pour chaque orientation. Un jeu de limites élastiques ($\sigma_0^{0^\circ}$, $\sigma_0^{15^\circ}$, $\sigma_0^{30^\circ}$, $\sigma_0^{45^\circ}$, $\sigma_0^{60^\circ}$, $\sigma_0^{75^\circ}$, $\sigma_0^{90^\circ}$) sera donc identifié par loi d'écroutissage. Pour résumer, neuf paramètres seront identifiés par loi d'écroutissage, K , n et sept valeurs de σ_0 .

L'identification des paramètres est réalisée à partir des essais selon les sept orientations de chargement testées (0° , 15° , 30° , 45° , 60° , 75° et 90°). Pour chaque orientation, la déformation longitudinale mesurée moyenne est utilisée comme donnée d'entrée pour modéliser le comportement matériau avec *Z-set*. La fonction coût est donc définie comme la somme au sens des moindres carrés de l'écart entre les sept courbes contrainte/déformation expérimentales et simulées (Eq. 2.5). Cette fonction est minimisée par l'algorithme CMAES. Les paramètres initiaux sont fixés à 300 et 1 pour K et n , respectivement, et la valeur de R_{02} pour les sept σ_0 . Les bornes du domaines d'optimisation sont limitées par $[0,3000]$ pour K , $[0,10]$ pour n et $[100,400]$ pour les sept σ_0 . Le processus d'optimisation se termine lorsque la variation entre les itérations de la valeur de tous les paramètres ne dépasse plus 10^{-4} .

$$\Phi(X) = \sum_i \frac{(\sigma_i^{\text{exp.}} - \sigma_i^{\text{modèle}}(X))^2}{(\sigma_i^{\text{exp.}})^2} \quad (2.5)$$

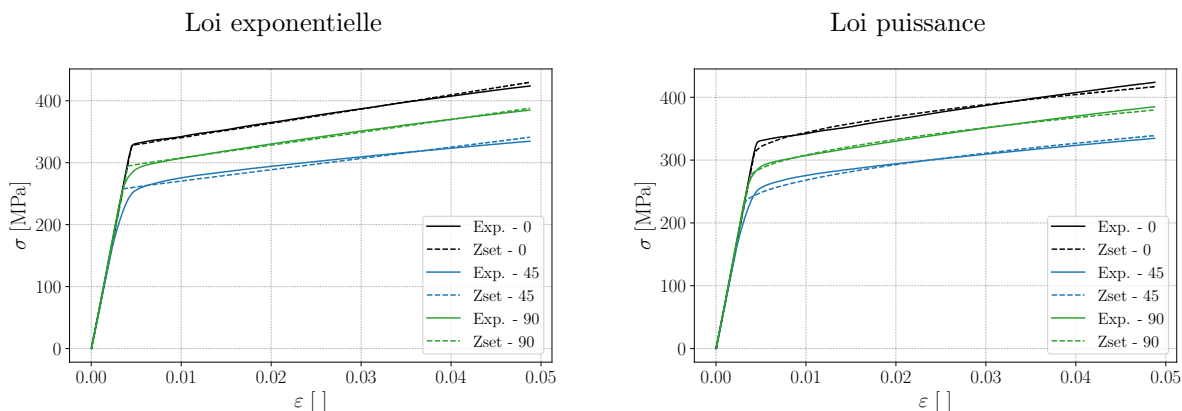


FIGURE 2.23: Résultat d'identification de l'érouissage de l'alliage AA2198 pour deux lois différentes

Par améliorer la lisibilité autour de la transition élasto-plastique, les résultats sont présentés jusque 5% de déformation et pour les orientations 0°, 45° et 90° uniquement (Figure 2.23). Ils montrent qu'aucune des deux lois ne permet de modéliser parfaitement la transition élasto-plastique de l'alliage pour toutes les orientations simultanément. La loi exponentielle modélise correctement le comportement à 0° et la loi puissance est plus adaptée à la direction 90°. En considérant l'orientation 0° comme référence, la loi exponentielle ici a été choisie. Les paramètres matériaux associés à la loi d'érouissage sont reportés dans le Tableau 2.7 et les limites élastiques associées à cette loi sont reportées dans le Tableau 2.8 et tracées dans la Figure 2.24.

Tableau 2.7: Paramètres matériaux élastique et d'érouissages identifiés pour l'alliage AA2198-T351

E [GPa]	ν []	K [MPa]	n []
73.3	0.31	223.79	14.81

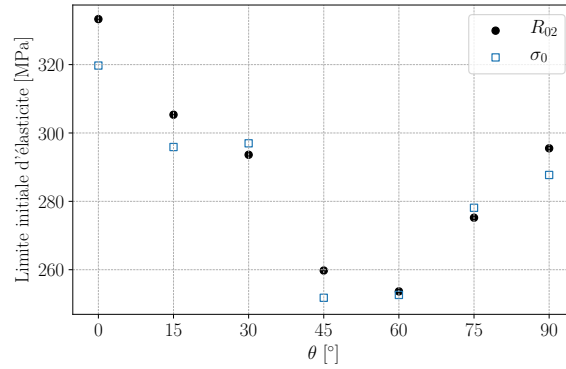
Tableau 2.8: Limites élastiques associées à la loi d'érouissage exponentielle identifiées pour les sept orientations.

σ_0 [MPa]						
0°	15°	30°	45°	60°	75°	90°
319.72	295.89	296.98	251.79	252.63	278.11	287.72

2.4.5 Identification du critère de plasticité

L'identification précédemment réalisée fournit une valeur de limite élastique par orientation pour faire corrélérer, au mieux, la loi de comportement aux mesures expérimentales. Ces valeurs sont ensuite utilisées pour identifier les paramètres du critère de Bron et Besson. L'objectif de l'identification de ce critère anisotrope est double : modéliser la variation de la limite élastique en fonction de l'orientation du chargement par rapport aux valeurs de limite élastique identifiées et modéliser la variation du coefficient de Lankford mesurée expérimentalement.

Avec le critère de Bron et Besson [63], la contrainte équivalente, σ_{eq} , est donnée comme la somme de


 FIGURE 2.24: Limites élastiques associées aux mesures de R_{02} et à l'identification numérique.

deux contraintes équivalentes (Eq. 2.6), σ_{eq}^1 et σ_{eq}^2 (Eq. 2.7), pondérées par le coefficient α . Les exposants a , b^1 et b^2 contrôlent la forme globale comme avec le critère isotrope de Hosford. Comme dans les travaux de Chen *et al.* [34] pour ce matériau ou les travaux de Bron et Besson [63], une version simplifiée du critère est utilisée telle que $a = b^1 = b^2$.

$$\left(\alpha (\sigma_{eq}^1)^a + (1 - \alpha) (\sigma_{eq}^2)^a \right)^{1/a} = \sigma_{eq} \quad (2.6)$$

$$\begin{aligned} \sigma_{eq}^1 &= \left[\frac{1}{2} \left(|\tilde{S}_2^1 - \tilde{S}_3^1|^{b^1} + |\tilde{S}_3^1 - \tilde{S}_1^1|^{b^1} + |\tilde{S}_1^1 - \tilde{S}_2^1|^{b^1} \right) \right]^{1/b^1} \\ \sigma_{eq}^2 &= \left[\frac{3^{b^2}}{2^{b^2} + 2} \left(|\tilde{S}_1^2|^{b^2} + |\tilde{S}_2^2|^{b^2} + |\tilde{S}_3^2|^{b^2} \right) \right]^{1/b^2} \end{aligned} \quad (2.7)$$

où \tilde{S}_1^k , \tilde{S}_2^k et \tilde{S}_3^k sont les valeurs propres du tenseur $\tilde{\tilde{S}}^k$ (Eq. 2.8) avec $k \in \{1, 2\}$. L'anisotropie de la surface de charge est contrôlée par les coefficients c_j^k utilisés pour la transformation linéaire du tenseur des contraintes (Eq. 2.8). La limite du domaine élastique est atteinte lorsque $\sigma_{eq} = \sigma_y$ où σ_y est la contrainte d'écoulement (Eq. 2.4).

$$\tilde{\tilde{S}}^k = \frac{1}{3} \begin{bmatrix} c_2^k + c_3^k & -c_3^k & -c_2^k & 0 & 0 & 0 \\ -c_3^k & c_3^k + c_1^k & -c_1^k & 0 & 0 & 0 \\ -c_2^k & -c_1^k & (c_1^k + c_2^k)/3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 3c_4^k & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 3c_1^5 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 3c_6^k \end{bmatrix} : \bar{\sigma} \quad (2.8)$$

La stratégie d'identification mise en place vise à identifier les dix paramètres du critère. Un algorithme CMAES est utilisé. Les paramètres initiaux correspondent à un critère isotrope et les limites du domaine d'optimisation sont données dans le Tableau 2.9.

Tableau 2.9: Paramètres initiaux et valeurs limites de l'identification du critère de Bron et Besson

	σ_0 [MPa]	a []	α []	c_1^1 []	c_2^1 []	c_3^1 []	c_4^1 []	c_1^2 []	c_2^2 []	c_3^2 []	c_4^2 []
init.	319.72	2	0.5	1	1	1	1	1	1	1	1
min.	200.0	2.0	0.0	-3	-3	-3	-3	-3	-3	-3	-3
max.	400.0	20.0	1.0	3	3	3	3	3	3	3	3

La fonction coût associée à ce problème est donnée dans l'équation 2.9. Le paramètre de pondération, w , est utilisé dans celle-ci pour équilibrer l'influence de la limite élastique et du coefficient de Lankford pour que le résultat permette la modélisation des phénomènes simultanément. Un coefficient de $w = 0.85$ a été calibré empiriquement après diverses tentatives d'identification entre $w = 0.5$ et $w = 0.95$. Cette valeur permet d'aboutir à la meilleure modélisation de la variation de la limite élastique et du coefficient de Lankford en fonction de l'orientation.

$$\Phi(X) = w \sum_{\theta} \frac{(\sigma_0^{\text{réf.}}(\theta) - \sigma_0^{\text{modèle}}(X, \theta))^2}{(\sigma_0^{\text{réf.}}(\theta))^2} + (1 - w) \sum_{\theta} \frac{(r^{\text{réf.}}(\theta) - r^{\text{modèle}}(X, \theta))^2}{(r^{\text{réf.}}(\theta))^2} \quad (2.9)$$

La valeur des paramètres identifiés est reportée dans le Tableau 2.10. La modélisation de la limite élastique et du coefficient de Lankford sont présentées sur la Figure 2.25. La tendance de la variation des deux grandeurs est correcte. Concernant la limite élastique, les plus grandes erreurs entre la modélisation et les valeurs de limites élastiques identifiées peuvent être observées pour les orientations 30° et 60° . Pour ces deux orientations, cet écart s'explique par des valeurs entre les orientations 15° et 30° ainsi que 45° et 60° très proches. Pour le coefficient de Lankford, la modélisation est correcte entre 0° et 45° . Entre 45° et 90° , la variation du coefficient de Lankford en fonction de l'orientation du chargement est moins représentative du comportement réel du matériau. Cependant, à la vue de la complexité du comportement anisotrope de l'alliage, ces résultats sont jugés satisfaisants.

Tableau 2.10: Paramètres du critère de Bron et Besson identifiés pour l'alliage AA2198-T351

σ_0 [MPa]	a []	α []	c_1^1 []	c_2^1 []	c_3^1 []	c_4^1 []	c_1^2 []	c_2^2 []	c_3^2 []	c_4^2 []
223.79	19.9994	0.9989	1.2503	1.2622	0.5217	1.2453	1.0890	0.7497	2.0327	1.9739

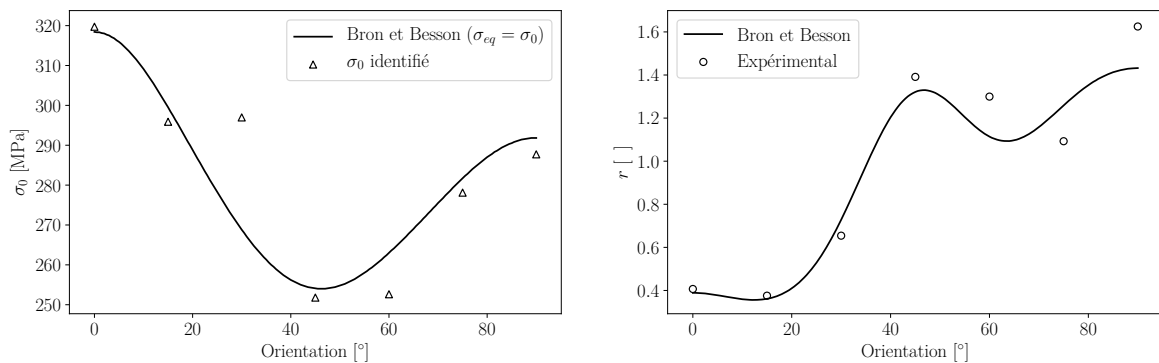


FIGURE 2.25: Résultat d'identification de la limite élastique et du coefficient de Lankford

Pour valider le résultat d'identification, l'ensemble des paramètres constitutifs des lois de comportement choisies sont utilisés simultanément pour modéliser le comportement élasto-plastique anisotrope de l'alliage AA2198. Le calcul du comportement du matériau est modélisé avec un élément RVE en faisant varier l'orientation du repère matériau par rapport à la direction de chargement. Les courbes contrainte/déformation sont présentées sur la Figure 2.26.

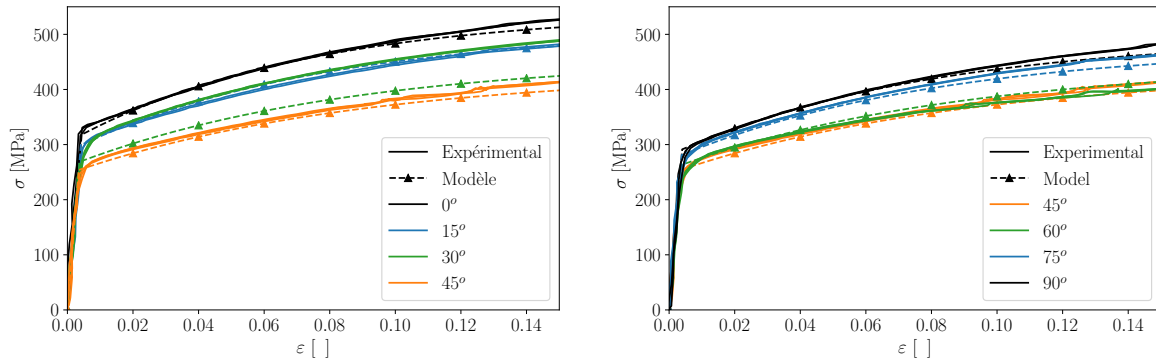


FIGURE 2.26: Courbes contrainte/déformation pour les sept orientations (expérimentales et modélisées)

Dans l'ensemble, les paramètres identifiés modélisent correctement le comportement du matériau pour un chargement en traction uniaxiale. Seule l'orientation 30° est éloignée significativement (ce qui est logique au vu des résultats de la Figure 2.25) du résultat expérimental. Toutefois, le résultat d'identification est considérée comme acceptable au regard de la complexité du comportement matériau de l'alliage AA2198. Les paramètres identifiés seront donc utilisés comme valeurs de référence pour la suite de cette étude, tout en sachant qu'ils ne permettent pas de modéliser parfaitement les résultats expérimentaux observés pour certaines orientations.

2.5 Conclusion

Ce Chapitre présente la démarche et les essais liés à la caractérisation du comportement élasto-plastique anisotrope de l'alliage d'aluminium AA2198-T351. Des résultats complémentaires à ceux présents dans la littérature [34] sont apportés. En effet, le matériau a été testé avec davantage d'orientations de chargement pour la caractérisation de l'anisotropie. De plus, la sensibilité à la vitesse de déformation a été étudiée sur une gamme de vitesse de déformation plus étendue.

Dans un premier temps, les essais ont été réalisés à une vitesse quasi-statique (10^{-3} s^{-1}). Les éprouvettes haltères testées ont été découpées dans une tôle selon sept orientations distinctes pour évaluer l'anisotropie du comportement de l'alliage. La mesure de la limite élastique et du coefficient de Lankford montrent une importante dépendance à l'orientation du chargement. *A contrario*, certains essais ont un comportement très similaire bien que l'orientation du chargement soit différente. C'est notamment le cas entre les direction 15° et 30° ainsi que 45° et 60° . De plus, l'allure de la transition élasto-plastique dépend également fortement de l'orientation du chargement.

La dépendance à la vitesse de déformation a été étudiée ensuite. Des essais à plus faible vitesse de déformation (10^{-5} s^{-1}) sur les éprouvettes haltère ont confirmé la sensibilité inverse à la vitesse de déformation du comportement de cet alliage. Pour étendre cette étude à des vitesses de déformation plus élevées, une nouvelle géométrie d'éprouvette a été conçue en réduisant la section utile pour permettre la réalisation d'essais sur un vérin rapide. A iso-vitesse de déformation (10^{-3} s^{-1}), le comportement mesuré avec cette géométrie est différent de celui mesuré avec l'éprouvette haltère. Ce constat peut être expliqué par une différence micro-structurale entre le coeur de la tôle et le peau. Néanmoins, des essais au vérin rapide à 70 s^{-1} ne montrent pas de sensibilité à la vitesse de déformation entre 10^{-3} s^{-1} et 70 s^{-1} pour une même géométrie d'éprouvette.

Avant de réaliser la caractérisation du comportement du matériau, les mesures par corrélation d'images numériques sont utilisées pour valider les hypothèses de staticité au cours des essais quasi-statiques. La mesure de champ montre clairement l'apparition, le déplacement et la disparition successives de bandes de déformation. La disparition de ces bandes coïncident avec des pics d'effort. Ce phénomène est associé à l'effet Portevain le Chatelier ou vieillissement sous contrainte dynamique. L'apparition de ces bandes ne permet pas le respect des hypothèses de staticité et l'étude de ce phénomène dépasse les objectifs de ces travaux. Par conséquent, la gamme de déformation exploitable est réduite à $\varepsilon = 0.15$ maximum pour ne pas avoir à modéliser ce phénomène.

Dans ces travaux, le comportement élastique de l'alliage est modélisé avec la loi de Hooke, la limite élastique est calculée avec le critère anisotrope de Bron et Besson et l'écrouissage est modélisé avec une loi exponentielle. Les équations constitutives sont caractérisées avec les essais quasi-statiques (10^{-3} s^{-1}) effectués selon les sept orientations. Les paramètres matériaux non-mesurables expérimentalement sont identifiés par un processus d'optimisation itératif. Les valeurs finales des paramètres sont utilisées pour modéliser le comportement en traction de l'alliage afin de vérifier la corrélation calculs/essais et valider le résultat d'identification. Dans l'ensemble, le comportement du matériau est correctement modélisé. Cependant, le critère de Bron et Besson modélise difficilement le comportement matériau pour l'orientation à 30° .

Cette campagne a permis de caractériser le comportement élasto-plastique anisotrope de l'alliage

AA2198. Toutefois, cette caractérisation se limite à des essais en traction uniaxial uniquement. Pour une caractérisation plus robuste, il aurait été intéressant de mesurer le comportement du matériau lorsqu'il est soumis à des sollicitations différentes comme le cisaillement, la traction biaxiale, la compression uniaxiale et la compression biaxiale. De cette façon, la mesure de limite élastique pour ces chargements aurait permis d'évaluer la forme de l'ensemble de la surface de charge. Cependant, ces sollicitations nécessitent parfois des moyens d'essais complexes et multiplient les campagnes expérimentales.

Comme l'a présentée la revue de la littérature, plusieurs conceptions de géométries d'éprouvettes adaptées aux essais de traction permettent de générer des états de contrainte fortement hétérogènes. Avec ces géométries, il serait possible, avec un seul essai, de mesurer le comportement du matériau en cisaillement, en traction biaxiale, en compression uniaxiale et biaxiale et, évidemment, en traction uniaxiale. Le Chapitre suivant vise à développer une méthode permettant de connaître, *a priori*, la géométrie d'éprouvette la plus adaptée à la caractérisation du comportement élasto-plastique anisotrope de l'alliage AA2198 en fonction des moyens expérimentaux à disposition.

Chapitre 3

Classement d'éprouvettes selon l'hétérogénéité du champ de contrainte et la robustesse de l'identification face aux biais de mesure

Pour la caractérisation de l'anisotropie de l'alliage AA2198-T351 par les méthodes statiquement déterminées, 21 essais ont été réalisés. L'utilisation des méthodes d'identification inverses combinées aux méthodes de mesure de champ, comme la MCV et la DIC, sont une alternative pouvant réduire le nombre d'essais requis. L'objectif de ce Chapitre est de proposer une méthode permettant d'évaluer l'éprouvette la plus adaptée au problème d'identification du comportement élasto-plastique de l'alliage AA2198 en fonction des moyens expérimentaux à disposition. Plus précisément, il est nécessaire de trouver une géométrie capable de générer des champs de contrainte sensibles à tous les paramètres constitutifs des lois de comportement étudiées tout en s'assurant de la faisabilité de l'identification, ici, par la MCV sur des données issues de mesure par DIC en conditions expérimentales. Dans la première partie de ce Chapitre, une étude numérique est réalisée pour classer quatre éprouvettes en fonction d'un premier critère de sélection. Il est basé sur l'hétérogénéité du champ de contrainte généré et le niveau de déformation plastique atteint lors d'essais de traction uniaxiale. La seconde partie du Chapitre est consacrée aux méthodes utilisées pour générer des images synthétiques d'essais capables de reproduire fidèlement les biais de mesures expérimentales. Enfin, la troisième partie de ce Chapitre est dédiée à la classification de ces éprouvettes en fonction d'un second critère de sélection. Celui-ci traduit la robustesse de la méthode d'identification vis-à-vis des biais introduits par la chaîne de mesure de champs pour chaque éprouvette. Enfin, une comparaison des deux classements est utilisée pour définir l'éprouvette permettant d'atteindre le meilleur compromis entre ces deux critères.

3.1 Essais de traction hétérogènes simulés

3.1.1 Définition des essais de traction simulés par la MEF

Quatre géométries d'éprouvettes sont considérées dans ce travail (Figure 3.1). Elles ont été sélectionnées car elles proposent des niveaux croissants de complexité géométrique. La première éprouvette est désignée dans cette étude sous le nom de "ENTAILLÉE", il s'agit d'une éprouvette simple avec deux entailles placées à hauteur égale proposée par Rossi *et al.* [100]. L'ajout de cette simple singularité géométrique devrait permettre d'élargir la gamme des états de contrainte en dehors de la traction uniaxiale. Les deux éprouvettes suivantes ont été conçues par Kim *et al.* [9] et Jones *et al.* [120], de façon empirique, en supposant *a priori* les états de contrainte atteints localement. En particulier, les champs de contrainte sont supposés être localement en compression. Ces deux éprouvettes sont désignées respectivement par "Σ" et "D". Enfin, une éprouvette plus complexe résultant d'une optimisation topologique réalisée par Barroqueiro *et al.* [12] a été sélectionnée. Elle permet notamment de générer le champ de contraintes le plus hétérogène par rapport aux trois autres éprouvettes. Cette dernière éprouvette sera nommée "OPTIMISÉE" dans cette étude. Toutes les géométries sont considérées comme découpées avec un angle de 45° par rapport à la direction de laminage de la tôle (associée à l'axe $\vec{1}$ sur la Figure 3.1). Cette orientation est choisie pour élargir la distribution des états de contraintes dans les directions $\vec{1}$ et $\vec{2}$ sur la surface de charge (Figure 1.13 [100]). Cet ensemble d'éprouvettes permet d'étudier l'hétérogénéité des champs de contrainte pour des complexités géométriques et des méthodes de conception différentes.

Des essais de tractions ont été simulés pour chaque éprouvette avec la méthode des éléments finis (EF). Ces simulations permettent d'estimer les différents états de contraintes générés et le niveau de déformation plastique atteint pendant l'essai. Elles ont été réalisées à l'aide du code de calcul implicite *Z-set* (Figure 3.1). Des éléments coques triangulaires linéaires avec intégration complète ont été utilisés selon l'hypothèse de contrainte plane. La taille des éléments est d'environ 0.5 mm pour toutes les éprouvettes. Cette taille de maille a été choisie après une étude de convergence. Tous les degrés de liberté sont bloqués au niveau du bord inférieur tandis que le déplacement pour le bord supérieur a été bloqué dans la direction \vec{x} seulement et imposé dans la direction \vec{y} . Le repère matériau est orienté à 45° par rapport à la direction de chargement \vec{y} . Les simulations ont été arrêtées lorsque le premier élément a atteint une déformation plastique équivalente, ε_p , de 0.15. Cette limite a été fixée arbitrairement pour s'assurer qu'aucun mécanisme d'endommagement n'apparaît, sur la base des observations faites au cours des essais de caractérisation statiquement déterminés.

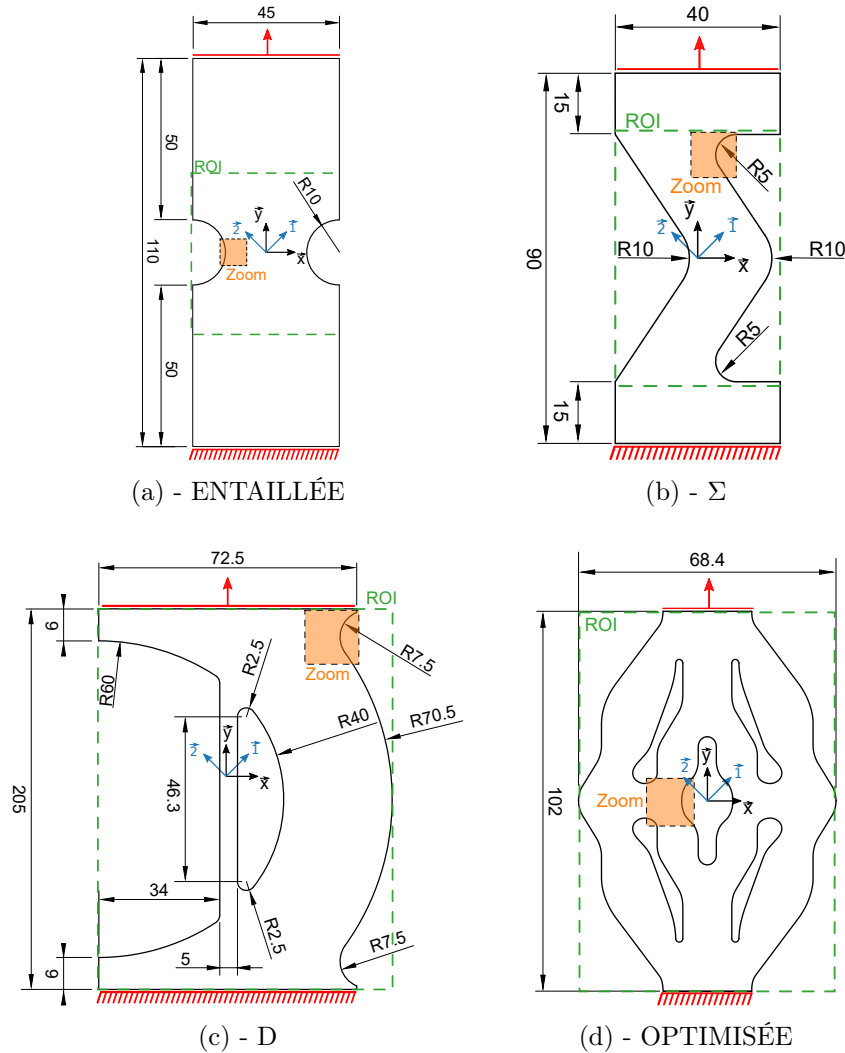


FIGURE 3.1: Dimensions des quatre éprouvettes choisies avec les conditions aux limites associées et le repère de la simulation (\vec{x}, \vec{y}) et le repère matériau $(\vec{1}, \vec{2})$ pour la mise en donnée EF.

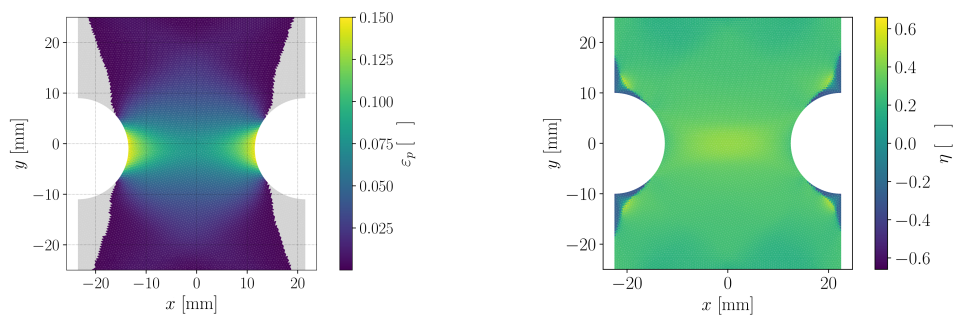
3.1.2 Analyse de l'hétérogénéité des champs mécaniques

L'obtention de données de référence non-bruitées par des simulations numériques permet d'analyser l'hétérogénéité des champs mécaniques. En particulier, le taux de triaxialité (Eq. 3.1) peut être utilisé pour quantifier l'état de contrainte généré tel que $\eta = 1/3$ correspond à la traction uniaxiale, $\eta = 2/3$ à la traction biaxiale et $\eta = 0$, $\eta = -1/3$ et $\eta = -2/3$ correspondent respectivement au cisaillement, à la compression uniaxiale et à la compression biaxiale. Son expression dépend de la contrainte équivalente σ_{eq} au sens de von Mises (Eq. 1.7). Pour chaque éprouvette, les cartographies de la déformation plastique, ε_p , et du taux de triaxialité, η , sont présentés dans la Figure 3.2 au dernier pas de temps de la simulation.

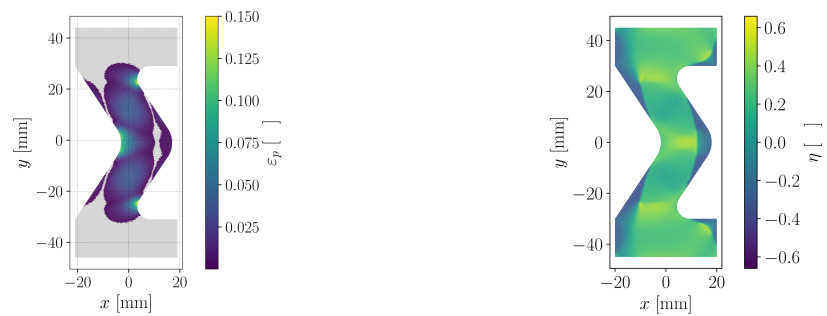
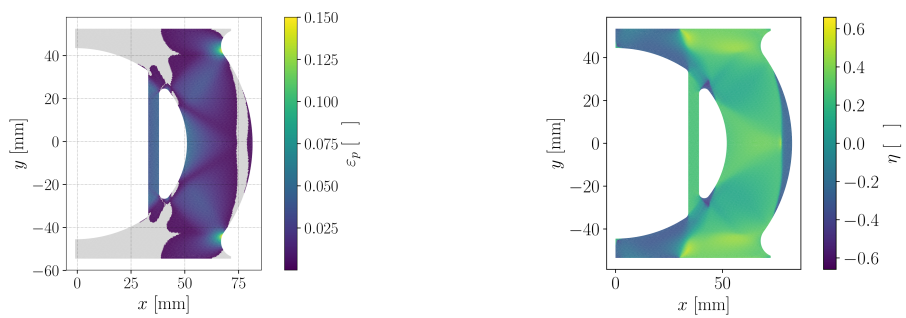
$$\eta = \frac{1}{3} \frac{\text{Tr}(\sigma)}{\sigma_{eq}} = \frac{\sigma_H}{\sigma_{eq}} \quad (3.1)$$

Concernant l'éprouvette ENTAILLÉE, une grande partie de la région d'intérêt (ROI : *Region Of*

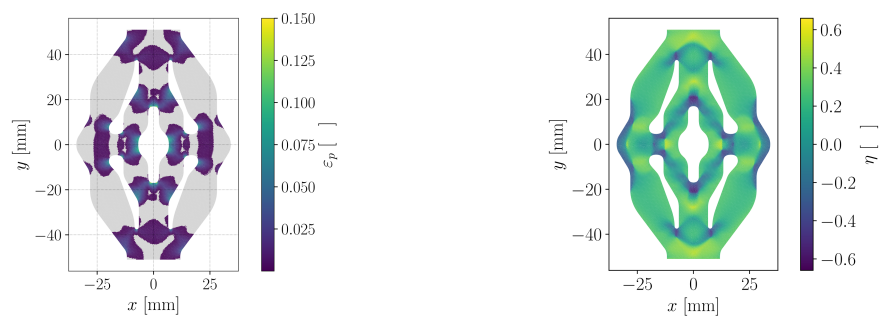
interest) atteint la plasticité et le maximum de déformation plastique se situe au fond des entailles (Figure 3.2 - (a)). De plus, la plupart des états de contrainte correspondent à de la traction uniaxiale. Pour les éprouvettes Σ et D, la partie centrale plastifie presque entièrement et dans cette zone le taux de triaxialité est plus hétérogène que pour l'éprouvette entaillée et atteint localement des valeurs supérieures à 0.5 ou inférieures à 0 (Figure 3.2 - (b,c)). De plus, il est intéressant de noter que sur la droite de l'éprouvette se trouve une zone qui plastifie en travaillant en compression ce qui n'est pas observable sur l'éprouvette entaillée. Enfin, l'éprouvette OPTIMISÉE localise la déformation plastique dans des zones proches des bords bien plus petites par rapport à la taille de la ROI (Figure 3.2 - (d)). Cependant, le taux de triaxialité dans ces zones plastifiées est fortement hétérogène sur l'ensemble de l'éprouvette. Il peut atteindre une valeur proche de -0.6 au dessus et en dessous du trou central.



(a) - ENTAILLÉE

(b) - Σ 

(c) - D



(d) - OPTIMISÉE

FIGURE 3.2: Champ de déformation plastique équivalente (gris : $\varepsilon_p = 0$) et champ de taux de triaxialité

Afin de mieux représenter l'hétérogénéité des champs mécaniques générés sur chaque éprouvette, il est possible de reporter la déformation plastique de chaque élément en fonction du taux de triaxialité.

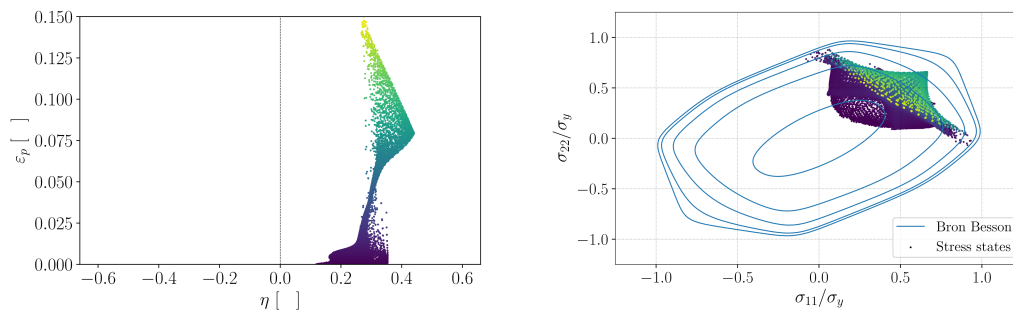
En complément, il est possible de projeter les états de contrainte générés sur la surface de charge du modèle implémenté dans la simulation. Ce graphique permet de mieux analyser la sensibilité des états de contraintes aux différents paramètres d'un critère de plasticité (Figure 1.4).

Avec ces deux graphiques, il est possible de confirmer que l'éprouvette ENTAILLÉE est majoritairement soumise à de la traction uniaxiale (Figure 3.3-(a)). Cependant, ces états de contrainte sont répartis entre les directions $\vec{1}$ et $\vec{2}$ sur la surface de charge ce qui provoque de la sensibilité aux paramètres c_i^k du modèle de Bron et Besson associés à ces états mais ne permet pas de mesurer la limite élastique pour du cisaillement pur ou de la compression. De plus, il est possible de voir que la déformation plastique dépasse 0.075 pour de nombreux éléments, traduisant une faible localisation de la déformation plastique comparée aux autres éprouvettes.

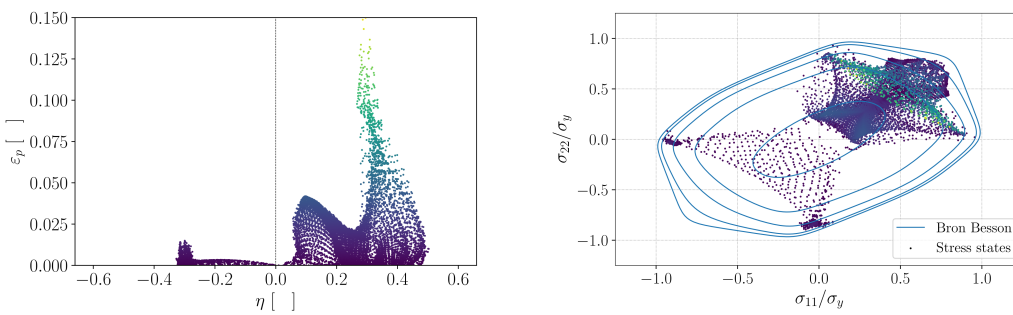
Les éprouvettes Σ et D ont, quant à elles, un spectre de taux de triaxialité très similaire, compris entre -0.4 et 0.4 avec une déformation plastique maximale atteinte pour de la traction uniaxiale (Figure 3.3 - (b,c)). Cependant, l'éprouvette D se distingue par des états de contrainte en cisaillement pur qui sont particulièrement sensibles aux paramètres c_3^k du critère de Bron et Besson. Par contre, la majorité de la déformation plastique ne dépasse pas 0.05.

Enfin, l'éprouvette OPTIMISÉE génère le champ de contrainte le plus hétérogène. Les taux de triaxialité générés couvrent la gamme -0.55 à 0.55. Les valeurs maximales de déformation plastique sont atteintes en compression ($\eta = -0.4$) et en traction ($\eta = 0.3$) (Figure 3.3 - (d)). De plus, l'ensemble de la surface de charge est couverte par les états de contrainte générés, assurant ainsi une sensibilité à l'ensemble des paramètres du critère de Bron et Besson.

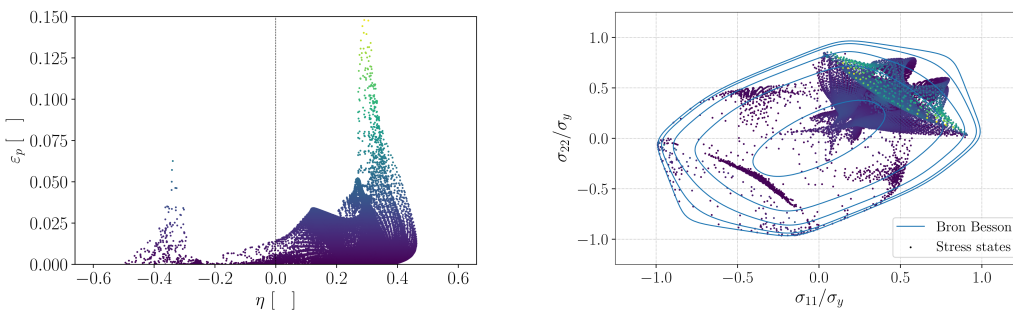
En conclusion, l'analyse du champ de contrainte généré lors du chargement en traction de chaque éprouvette montre clairement que l'éprouvette OPTIMISÉE est capable de générer le champ de contrainte le plus hétérogène mais la déformation plastique est fortement localisée, *i.e.* dans des zones de faible surface. Ensuite, le chargement des éprouvettes Σ et D permet de générer des hétérogénéités équivalentes tout en plastifiant une large région. Enfin, le chargement de l'éprouvette ENTAILLÉE génère le champ de contrainte le moins hétérogène. De plus, la déformation plastique est moins localisée que pour les autres éprouvettes. Pour établir un classement de ces éprouvettes en fonction de l'hétérogénéité générée, il est nécessaire de la quantifier. Un premier critère de sélection est défini à cet effet et est détaillé dans la section suivante.



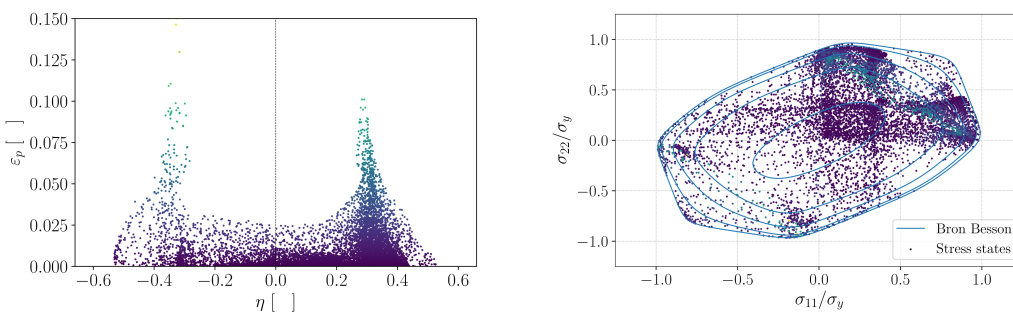
(a) - ENTAILLÉE



(b) - Σ



(c) - D



(d) - OPTIMISÉE

FIGURE 3.3: Diagramme déformation plastique / taux de triaxialité et états de contraintes projetés sur la surface de charge

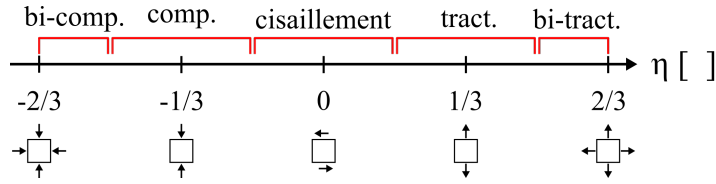


FIGURE 3.4: États de contrainte considérés en fonction du taux de triaxialité

3.2 Classement selon l'hétérogénéité du champ de contrainte

3.2.1 Définition du premier critère de sélection

Quantifier la performance de nouvelles géométries d'éprouvette pendant le processus de conception avec un indicateur scalaire faciliterait leur comparaison, leur classification et donc la sélection de la géométrie optimale. Concernant la conception d'une éprouvette pour l'identification des paramètres constitutifs des critères de plasticité anisotrope, la performance de la géométrie testée est liée notamment à l'hétérogénéité du champ de contrainte généré. Dans ce travail, l'indicateur d'hétérogénéité développé par Souto *et al.* est considéré [118]. A l'origine, cet indicateur utilisait le rapport des déformations principales ($\varepsilon_2/\varepsilon_1$) pour caractériser les états de déformation générés. Dans ce travail, il est remplacé par le taux de triaxialité pour analyser directement les états de contrainte générés (Figure 3.4). De plus, le rapport des déformations principales peut atteindre des valeurs très importantes lorsque $|\varepsilon_1| \lll |\varepsilon_2|$ ce qui perturbe la valeur du critère de sélection.

L'indicateur modifié est composé de deux parties (Eq. 3.2). La première exprime l'hétérogénéité du champ de contraintes par l'intermédiaire de l'écart type du taux de triaxialité, $\text{Std}(\eta)$, et la gamme du taux de triaxialité, $(\eta)_R$ (Eq. 3.3). La seconde traite du niveau de déformation plastique atteint par l'éprouvette en utilisant l'écart type, $\text{Std}(\varepsilon^p)$, la valeur moyenne, $\text{Av}_{\varepsilon^p}$, pondérée par le volume de chaque élément, V_i , et normée par rapport au volume de la ROI, V (Eq. 3.4) et la valeur maximale de la déformation plastique atteinte dans des états de contrainte spécifiques, ε_{\max}^p (Eq. 3.5). Chaque terme a été normé par un coefficient absolu, w_{ai} , en fonction de sa valeur maximale et pondéré selon la priorité qui lui est attribuée avec des coefficients relatifs, w_{ri} .

$$I_T = \underbrace{w_{r1} \frac{\text{Std}(\eta)}{w_{a1}} + w_{r2} \frac{(\eta)_R}{w_{a2}}}_{\textcircled{1}} + \underbrace{w_{r3} \frac{\text{Std}(\varepsilon^p)}{w_{a3}} + w_{r4} \frac{\varepsilon_{\max}^p}{w_{a4}} + w_{r5} \frac{\text{Av}_{\varepsilon^p}}{w_{a5}}}_{\textcircled{2}} \quad (3.2)$$

$$(\eta)_R = (\eta)_{\max} - (\eta)_{\min} \quad (3.3)$$

$$\text{Av}_{\varepsilon^p} = \frac{\sum_{i=1}^n \varepsilon_i^p V_i}{V} \quad (3.4)$$

$$\varepsilon_{\max}^p = \frac{\varepsilon_{\max}^p \text{ test} + \varepsilon_{\max}^p \text{ trac.} + \varepsilon_{\max}^p \text{ bi-trac.} + \varepsilon_{\max}^p \text{ cis.} + \varepsilon_{\max}^p \text{ comp.} + \varepsilon_{\max}^p \text{ bi-comp.}}{6} \quad (3.5)$$

Les valeurs des différents coefficients sont reportés dans le Tableau 3.1 et ont été définies suivant l'étude de Souto *et al.* [118]. Dans notre étude, seuls les coefficients absolus relatif au taux de triaxialité et à la déformation plastique maximale, $w_{a1,2,4,5}$ sont modifiés. En contrainte plane, le taux de triaxialité peut varier entre $-2/3$ (bi-compression) et $2/3$ (bi-traction), d'où $w_{a2} = 4/3$. Dans l'idéal où les états de contraintes générés par une éprouvette sont uniformément répartis entre $-2/3$ et $2/3$, $\text{Std}(\eta) = 2/3$ donc $w_{a1} = 2/3$. Ensuite, les coefficients w_{a4} et w_{a5} sont définis selon la valeur maximale de ε^p au cours des simulations par EF, c'est à dire 0.15.

Tableau 3.1: Valeurs des coefficients relatifs et absolus de l'indicateur.

w_{r1}	w_{r2}	w_{r3}	w_{r4}	w_{r5}
0.3	0.03	0.17	0.4	0.1
w_{a1}	w_{a2}	w_{a3}	w_{a4}	w_{a5}
$2/3$	$4/3$	0.25	0.15	0.15

3.2.2 Classement selon le premier critère de sélection

Pour quantifier le niveau d'hétérogénéité et classer les éprouvettes, l'indicateur d'hétérogénéité (Eq. 3.2) est utilisé. La valeur de chaque terme constitutif de l'indicateur est reporté sur la Figure 3.5. Ces valeurs sont en accord avec les analyses précédentes de l'hétérogénéité des champs de contrainte obtenus par EF. En effet, l'éprouvette ENTAILLÉE (c'est-à-dire le champ de contrainte le moins hétérogène) a les plus faibles valeurs de $\text{Std}(\eta)$ et $(\eta)_R$ ce qui conduit à la plus faible valeur de l'indicateur. Cependant, l'éprouvette ENTAILLÉE a une valeur élevée de $\text{Std}(\varepsilon_p)$ et $\text{Av}(\varepsilon_p)$ car la déformation plastique équivalente est plus largement répartie sur le ROI. D'autre part, les éprouvettes Σ et D ont une valeur équivalente de l'indicateur (environ 0.25). Enfin, l'éprouvette OPTIMISÉE a, quant à elle, la valeur la plus élevée de l'indicateur.

L'utilisation de l'indicateur d'hétérogénéité comme critère de sélection permet de fournir un classement des éprouvettes cohérent par rapport à l'hétérogénéité des champs de contraintes et le niveau de déformation plastique atteint. En se basant uniquement sur ce critère de sélection avec des données non-biaisées (*i.e.* non impactées par les biais de la chaîne de mesure), l'éprouvette OPTIMISÉE semble être la plus adaptée au problème d'identification, quand bien même la déformation plastique est fortement localisée pour cette éprouvette.

Bien que ce critère de sélection mette en avant l'éprouvette capable de générer le champ de contrainte le plus hétérogène, il n'est pas établi sur des données prenant en compte les biais expérimentaux et donc ne garantit pas que l'éprouvette la mieux classée soit la plus adaptée pour une identification expérimentale. La section suivante vise donc à introduire des biais représentatifs de conditions expérimentales dans les champs "mesurés" sur chaque éprouvette, afin d'évaluer leur influence sur la sélection de l'éprouvette.

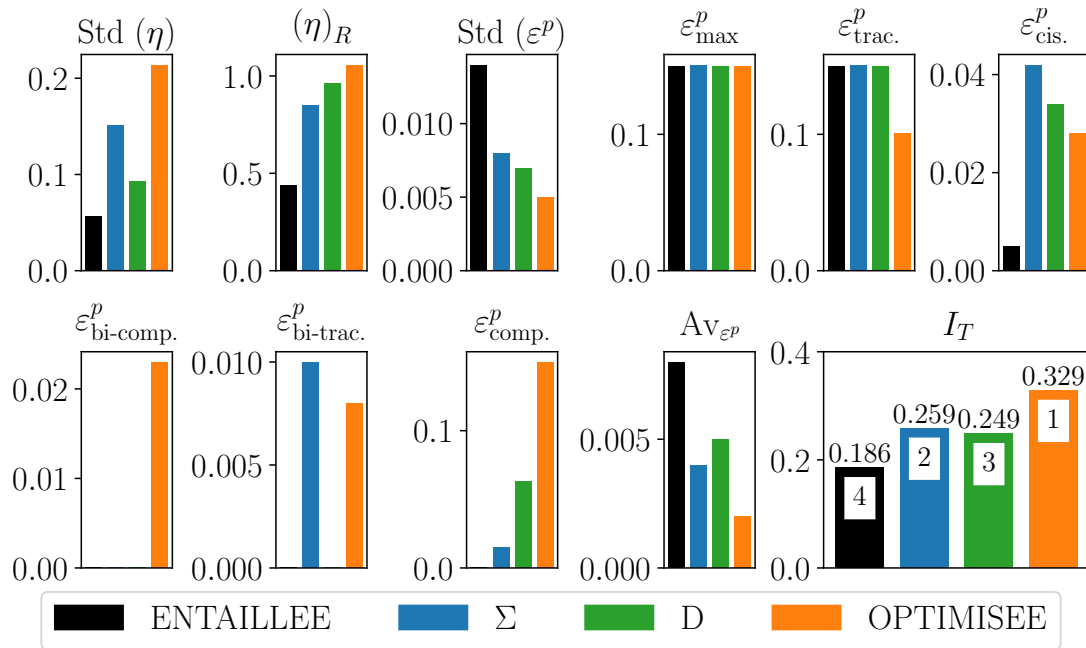


FIGURE 3.5: Valeurs du critère d'hétérogénéité et de ses composantes pour les quatre géométries d'éprouvette.

3.3 Création de résultats synthétiques d'essais

3.3.1 Génération d'images synthétiques d'essais

Pour évaluer l'influence des biais de mesure dans le choix d'une éprouvette, des images d'essais synthétiques ont été générées par déformation d'une texture sur la base des déplacements obtenus par les simulations EF précédentes, selon la méthode développée par Bouda *et al.* [132]. Pour chaque pixel de coordonnées (x_d, y_d) qui se trouve dans un élément, des coordonnées isoparamétriques (ξ_i, η_i) lui sont associées et sont calculées avec les fonctions de forme de l'élément. Ensuite, les coordonnées initiales de ce point (x_0, y_0) peuvent également être calculées. Enfin, le niveau de gris dans la configuration déformée est calculé par interpolation linéaire du niveau de gris des pixels voisins dans la configuration de référence (Figure 3.6). Si le pixel ne se trouve pas dans un élément, alors la couleur noire lui est attribuée.

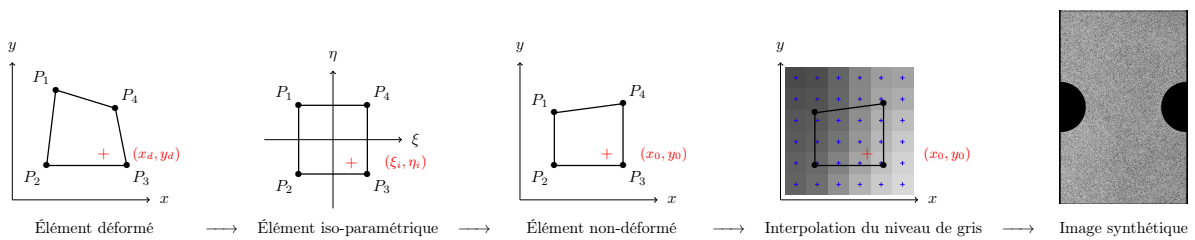


FIGURE 3.6: Schéma du processus de génération d'images synthétiques

Pour fournir des images réalistes, la texture déformée provient d'images de mouchetis capturées dans des conditions expérimentales (Figure 3.7). Le capteur utilisé était un Nikon D300 12M (4320×2868 pixels) et le mouchetis peint par projection de peinture était éclairé par deux panneaux LED (Tableau C.3). Pour inclure le bruit du capteur dans les 201 images synthétiques d'essai, une séquence de 201 photos du même mouchetis non déformé a été capturée. Ainsi, chaque image synthétique est générée à partir d'une image différente du même mouchetis. Cette méthode permet de prendre en compte le bruit du capteur, dépendant du niveau de gris, comme le montre la figure 3.8, dans la génération des images synthétiques de l'éprouvette ENTAILLÉE.



FIGURE 3.7: Montage expérimental pour la capture des textures de mouchetis

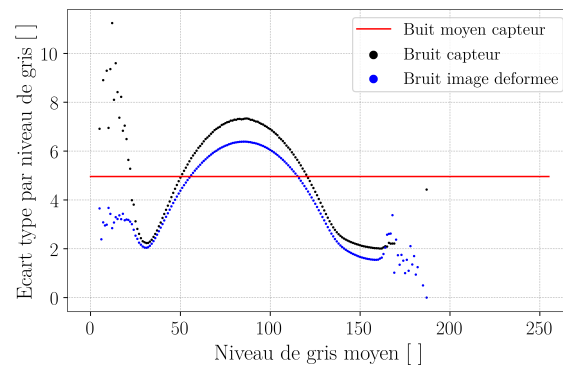


FIGURE 3.8: Bruit du capteur pour les photos du mouchetis et les images synthétiques de l'éprouvette ENTAILLÉE

Pour évaluer l'influence du mouchetis, deux textures ont été peintes et photographiées (Figure 3.9). La distribution des niveaux de gris est d'avantage concentrée autour de 150 pour le mouchetis N°2, alors que le mouchetis N°1 présente deux pics aux niveaux 140 et 35 avec une distribution plus uniforme des niveaux de gris entre ces deux pics (Figure 3.10).

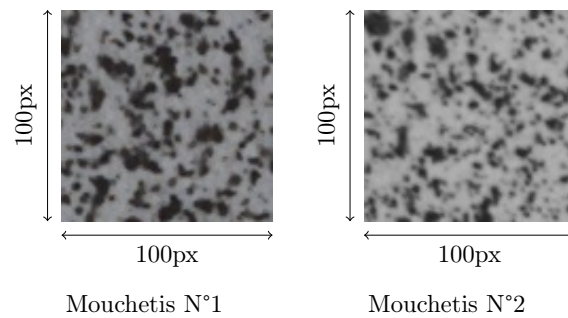


FIGURE 3.9: Échantillons des mouchetis capturés

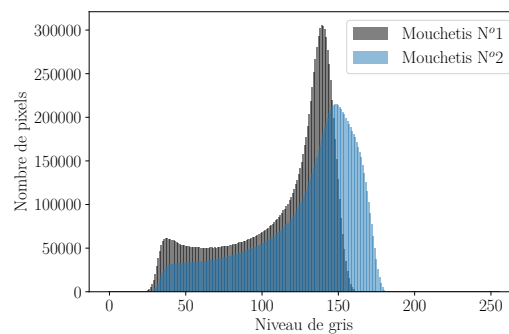


FIGURE 3.10: Distribution des niveaux de gris pour les deux mouchetis

3.3.2 Analyse de l'effet des biais et du processus de mesure de champ

La méthode de corrélation d'images numériques (DIC - *Digital Image Correlation*) est utilisée pour calculer les champs cinématiques à partir des images synthétiques. Dans cette étude, le logiciel FOLKI-D développé par l'ONERA est utilisé [133]. Pour chaque pixel, les déplacements sont calculés par l'écart de niveau de gris au carré corrigé par la moyenne (ZSSD). Ensuite, les champs de déformation sont calculés par dérivation du polynôme de premier ordre obtenu par régression du champ de déplacement sur une fenêtre. Ces champs de déformation sont ensuite lissés spatialement et temporellement avec des filtres gaussiens. Enfin, les données invalides (pixels non corrélés) ou proches des bords (distant de moins d'une demi fenêtre de corrélation), sont reconstruites par extension de la dernière valeur qui n'est pas corrompue. La configuration de l'algorithme de DIC est définie indépendamment pour chaque éprouvette et chaque mouchetis en suivant les recommandations du Guide des bonnes pratiques DIC (DIC Good Practices Guide [80]). La configuration finale et les paramètres associés sont reportés en annexes dans les tableaux C.4 et C.5.

Pour évaluer l'influence du mouchetis sur la mesure par DIC, les images de texture non déformées ont été analysées pour déterminer le bruit de mesure. En effet, avec ces images, la déformation mesurée par DIC doit être nulle et donc toute mesure de déformation non-nulle est associée au bruit de mesure. La Figure 3.11 présente la distribution du bruit de mesure dans les pixels pour les trois composantes du tenseur de déformation sans régularisation. Ce graphique montre que dans les deux cas, les composantes ε_{xx} et ε_{yy} ont des niveaux de bruit similaires et la composante ε_{xy} est la moins bruitée. Cependant, en comparant les deux mouchetis, le mouchetis N°2 provoque d'avantage de bruit que le mouchetis N°1 pour toutes les composantes de déformation.

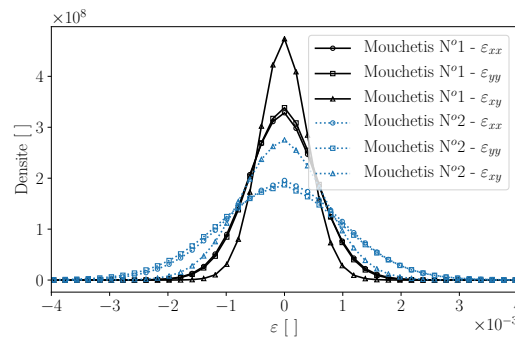


FIGURE 3.11: Distribution de l'erreur calculées par DIC sur les images statiques

Pour montrer l'influence de chaque étape du processus de mesure de champ par méthode DIC, cinq configurations sont comparées. Les résultats EF sont les données de référence, c'est-à-dire non biaisées. Pour analyser l'influence du processus de reconstruction des bords, les résultats EF ont été interpolés aux pixels et les données proches des bords ont été reconstruites. Cette configuration est nommée : "EF interpolé + reconstruction des bords". Pour les configurations suivantes, les données proches des bords ont été systématiquement reconstruites. La configuration nommée "Images sans bruit DIC", fait référence aux résultats DIC bruts avec des images sans le bruit du capteur, c'est à dire où chaque image synthétique a été construite en utilisant la même image de texture. A l'opposé, les "images bruitées DIC" font référence aux résultats bruts DIC où le bruit du capteur a été pris en compte en générant chaque image synthétique

à partir d'une image de texture différente. Les résultats de cette dernière configuration ont ensuite été lissés pour obtenir la dernière configuration nommée "images bruitées DIC lissées".

À titre d'exemple, la figure 3.12 montre la déformation dans la direction de chargement (ε_{yy}) tracée le long de la plus petite section de l'éprouvette ENTAILLÉE. Comme prévu, la reconstruction des données sur les bords en prolongeant la dernière valeur qui n'est pas faussée par la proximité du bord est une source d'erreur importante (Figure 3.13). A l'inverse, les opérations de lissage permettent de limiter le bruit introduit par le processus DIC ou par le capteur. Avec cette dernière opération, le résultat tend raisonnablement vers la référence EF.

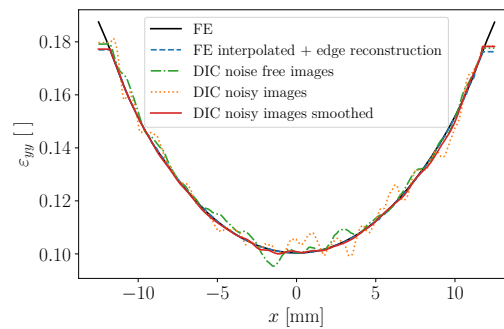


FIGURE 3.12: Évolution de la déformation dans la direction de chargement sur la largeur centrale de l'éprouvette ENTAILLÉE en fonction des étapes du processus de mesure

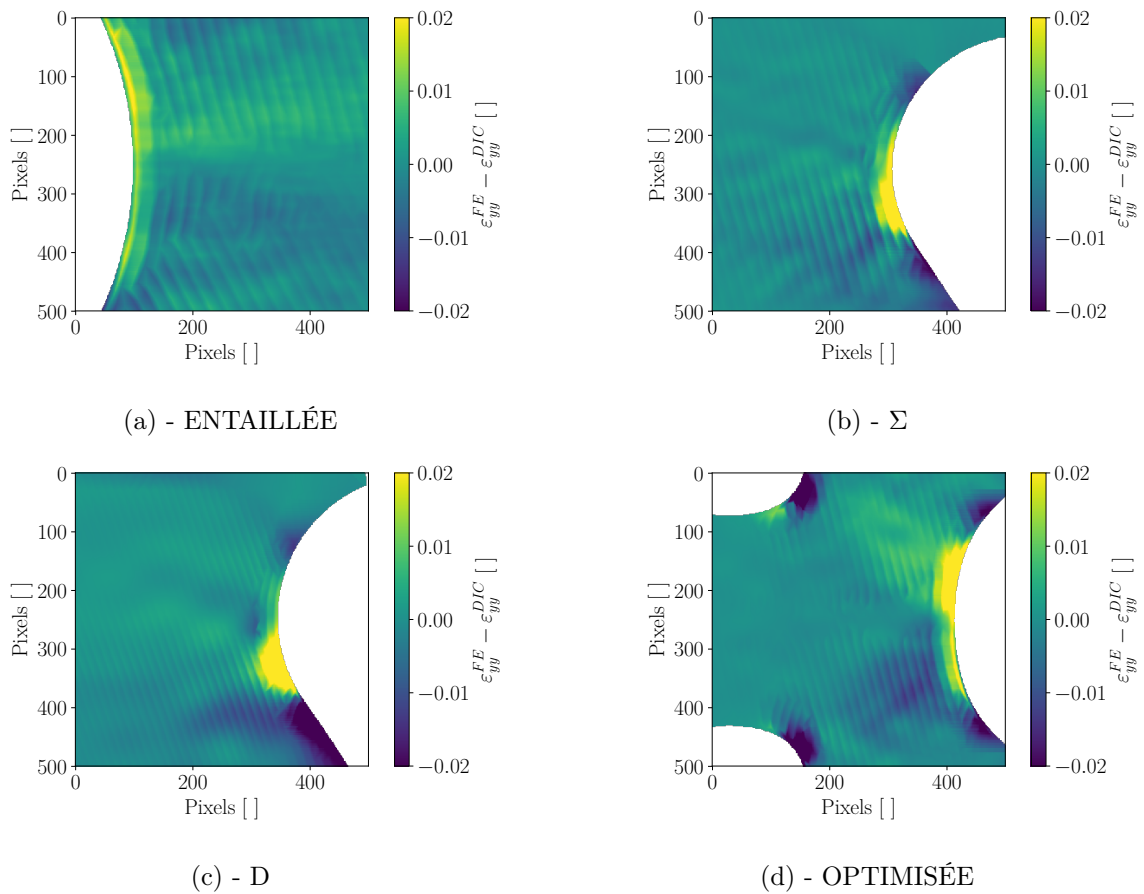


FIGURE 3.13: Différence entre les champs de déformation EF et DIC lissés dans la direction de la charge (ε_{yy}). Position des zones “zoom” précisés dans la Figure 3.1.

3.3.3 Calcul des champs de contrainte et de déformation plastique

A partir des mesures des champs de déformation par DIC, il est nécessaire de calculer les champs de contrainte et de déformation plastique pour évaluer le premier critère de sélection avec les résultats synthétiques d’essai. Dans ces travaux, l’outil *Z-mat*, la bibliothèque de modèles de comportement de matériaux incluse dans la suite *Z-set* est utilisé.

Pour une séquence de 200 images de 12MPx, un calcul des champs de contrainte est réalisée en 40 heures environ sur un seul processeur (Broadwell Intel® Xeon® CPU E5-2650 v4, 2.20GHz). Sachant que 24 configurations nécessitent de réaliser ces calculs sur des images synthétiques d’essai, ces coûts de calcul ne sont pas satisfaisants. Pour profiter au maximum des capacités du calculateur ONERA, les images sont alors divisées en sous-groupes de pixels pour que les calculs de contrainte de chaque sous-groupe soit répartis sur différents processeurs (Figure 3.14). Cette opération est possible sachant que le calcul de contrainte est local, c’est à dire qu’il ne dépend que des composantes de déformation du pixels/élément et pas de celles de ses voisins. Une fois l’ensemble des calculs terminés, les résultats des sous-groupes sont concaténés pour former le champ de contrainte des images d’essais. Cette opération permet de réduire le temps de calcul à moins de 4 heures.

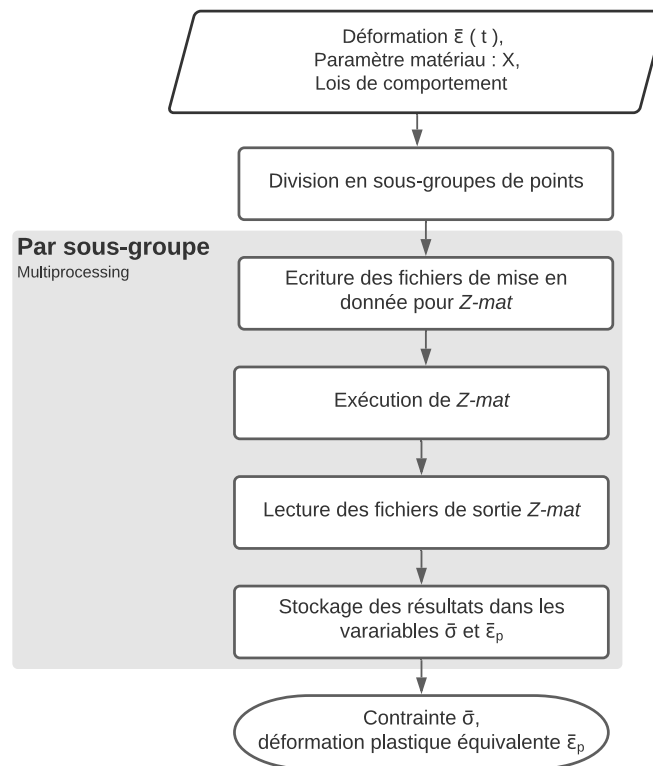
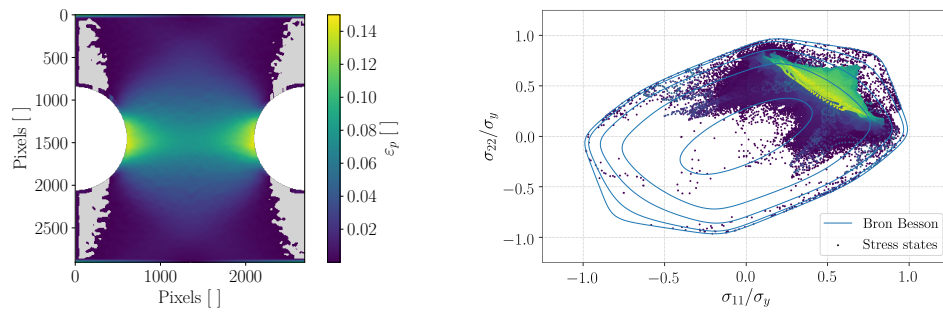


FIGURE 3.14: Organigramme de programmation du calcul de contrainte.

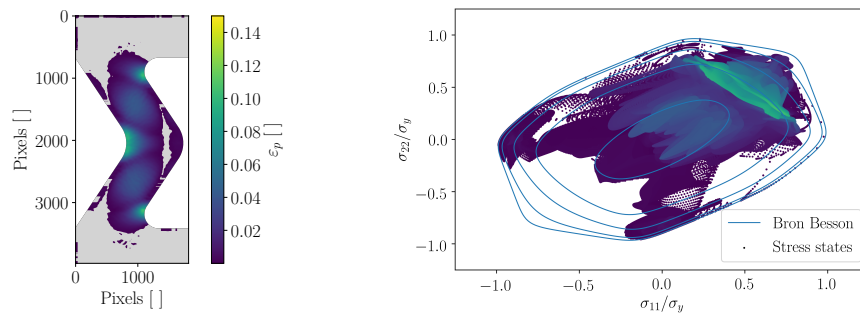
3.3.4 Effet des biais sur le classement selon le premier critère de sélection

La Figure 3.15 montre l'influence du processus de mesure sur les champs de déformation plastique équivalente et la gamme des états de contrainte par rapport aux données EF de la Figure 3.3. La surface de l'éprouvette où la plasticité est atteinte est presque la même par rapport aux résultats EF. Les différences s'observent principalement dans la zone de transition élasto-plastique où le bruit de mesure engendre le calcul d'un niveau de contrainte supérieur à la limite élastique alors que ce n'est pas le cas sur les données de référence. La proximité des bords est également une zone d'apparition de la plasticité dans la mesure. Cette différence peut s'expliquer par l'erreur générée par le processus de reconstruction des données au bord (Figure 3.13). De plus, il est intéressant de noter que la valeur maximale de la déformation plastique est réduite dans tous les cas, en particulier pour l'éprouvette OPTIMISÉE. Cela pourrait provoquer une diminution de la valeur du premier critère de sélection.

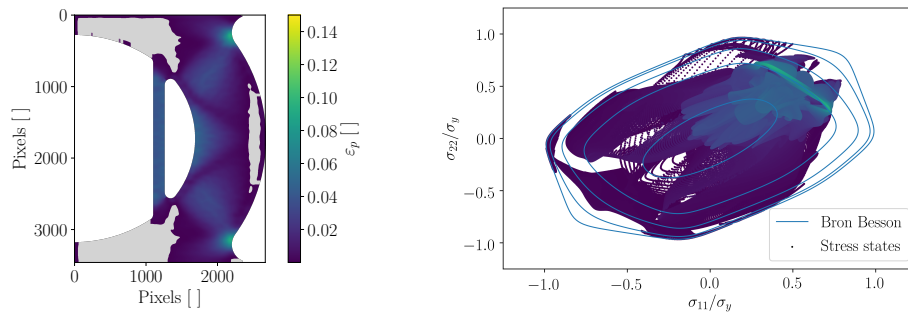
D'autre part, les biais entraînent l'apparition d'états de contrainte qui ne sont pas générés dans la simulation par EF. Cela provoque une augmentation artificielle de la couverture de la surface de charge pour chaque éprouvette. Pour l'éprouvette ENTAILLÉE, le spectre des états de contrainte s'est étendu vers le cisaillement et quelques états apparaissent en traction biaxiale. Cet élargissement du spectre des états de contrainte doit entraîner une augmentation artificielle de l'hétérogénéité au sens du premier critère de sélection. A l'inverse, les états de contrainte associés à l'éprouvette OPTIMISÉE ne font que densifier le résultat par rapport à la référence EF. C'est à dire, le spectre des états de contrainte n'est pas élargi, donc l'hétérogénéité au sens du premier critère ne sera pas augmentée.



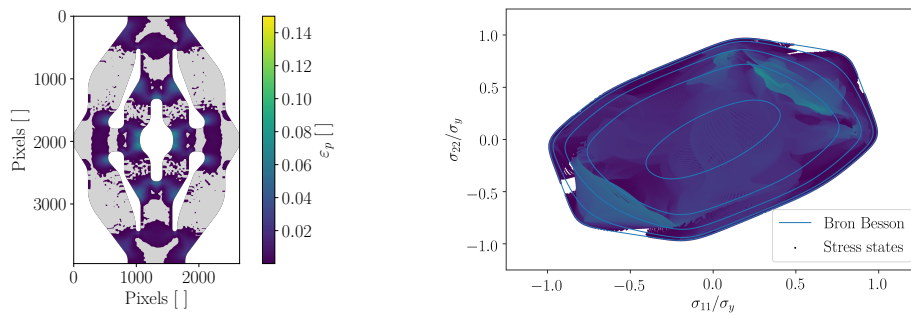
(a) - ENTAILÉE



(b) - Σ



(c) - D



(d) - OPTIMISÉE

FIGURE 3.15: Champ de déformation plastique équivalente (gris clair : $\varepsilon_p = 0$) et états de contrainte générés associés projetés sur la surface de charge pour les résultats DIC obtenus avec des champs de déformation lissés avec le mouchetis N°1.

Les observations sur le champ de déformation plastique ou les états de contrainte générés peuvent

être quantifiées en analysant l'indicateur d'hétérogénéité. Celui-ci est donc calculé pour chaque éprouvette à partir des mesures de déformation de la dernière configuration (DIC images bruitées et lissées) pour prendre en compte l'ensemble des biais de la chaîne de mesure. Les valeurs de l'indicateur pour les quatre éprouvettes et les deux mouchetis sont présentées dans la Figure 3.16.

Premièrement, la valeur de I_T pour l'éprouvette ENTAILLÉE a augmenté de la même façon pour les deux mouchetis. Cette augmentation s'explique par l'élargissement du spectre des états de contraintes calculés. En effet, les termes de I_T dépendant du taux de triaxialité, η , vont augmenter. Parallèlement, la valeur maximale de ε_p n'a pas significativement diminué, ce qui ne réduit pas la valeur de I_T . A l'inverse, la valeur de l'indicateur pour l'éprouvette OPTIMISÉE a diminué pour les deux mouchetis. Pour cette éprouvette, les états de contrainte générés couvraient déjà l'entièreté de la surface de charge. Les biais de mesure n'ont donc pas augmenté les termes dépendant de η . Par contre, la valeur maximale de ε_p a fortement diminué à cause de la chaîne de mesure. Ces deux phénomènes combinés, entraînent une diminution de l'indicateur. Plus généralement, le mouchetis N°2 conduit à des valeurs plus élevées de l'indicateur d'hétérogénéité, ce qui peut être dû au niveau de bruit plus élevé pour ce mouchetis.

L'utilisation de données biaisées change complètement le classement de l'indicateur d'hétérogénéité. Les éprouvettes ENTAILLÉE et OPTIMISÉE ont convergé vers des valeurs similaires de l'indicateur (0.25), tandis que la prise en compte de l'influence du processus de mesure a fait reculer les éprouvettes Σ et D dans le classement. Cette classification doit toutefois être prise avec précaution en raison du bruit introduit par la chaîne de mesure. Avec ces données bruitées, il n'est pas évident que l'éprouvette ayant la plus grande valeur de I_T soit celle qui permette une identification robuste des paramètres ciblés. C'est pourquoi il est maintenant nécessaire d'analyser l'impact des biais de mesure dans le processus d'identification.

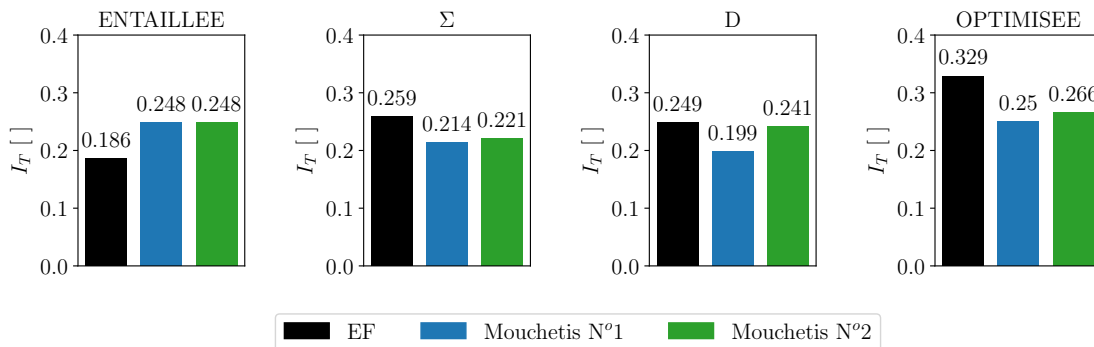


FIGURE 3.16: Valeurs de l'indicateur d'hétérogénéité pour la dernière configuration (DIC images bruitées et lissées)

3.4 Classement selon la robustesse de l'identification par la MCV aux biais de mesure

Le premier critère de sélection repose sur un indicateur d'hétérogénéité. A l'origine, il fut développé pour optimiser les géométries d'éprouvettes à partir de données non biaisées. Par conséquent, le calcul de sa valeur sur des données biaisées, c'est à dire représentatives des données expérimentales, ne semble pas pertinent car il peut ne pas refléter les effets des biais dans le problème d'identification final. Dans cette section, il est alors proposé d'utiliser la MCV sur des données biaisées pour quantifier l'erreur introduite par les différentes étapes de la chaîne de mesure dans le processus d'identification.

3.4.1 Définition du second critère de sélection

Dans le processus d'identification par la MCV, l'implication d'une ou plusieurs composantes du tenseur des contraintes dans l'équilibre du PTV dépend du choix des champs virtuels (CV). Pour l'identification d'un critère de plasticité anisotrope, il est primordial que toutes les composantes du tenseur des contraintes soient impliquées dans la fonction coût, impliquant ainsi le plus grand nombre possible de paramètres. Cependant, la définition optimale des CVs reste un problème ouvert [105]. Dans cette étude, trois CVs ont été définis empiriquement en suivant les travaux de Rossi et al [100]. Les composantes de ces trois CVs sont données dans les équations (3.6-3.8). Les notations de Voigt sont utilisées pour le tenseur des déformations virtuelles.

$$\vec{u}^{*(1)} = \begin{cases} 0 \\ \frac{y}{H} \\ 0 \end{cases} \quad \vec{\varepsilon}^{*(1)} = \begin{cases} 0 \\ \frac{1}{H} \\ 0 \end{cases} \quad (3.6)$$

$$\vec{u}^{*(2)} = \begin{cases} \frac{x}{W} \frac{(|y|-H)}{H} \\ 0 \end{cases} \quad \vec{\varepsilon}^{*(2)} = \begin{cases} \frac{(|y|-H)}{WH} \\ 0 \\ \text{sgn}(y) \frac{x}{WH} \end{cases} \quad (3.7)$$

$$\vec{u}^{*(3)} = \begin{cases} \frac{1}{\pi} \sin\left(\pi \frac{x}{W}\right) \cos\left(\pi \frac{y}{2H}\right) \\ \frac{1}{\pi} \sin\left(\pi \frac{x}{W}\right) \cos\left(\pi \frac{y}{2H}\right) \end{cases} \quad \vec{\varepsilon}^{*(3)} = \begin{cases} \frac{1}{W} \cos\left(\pi \frac{x}{W}\right) \cos\left(\pi \frac{y}{2H}\right) \\ -\frac{1}{2H} \sin\left(\pi \frac{x}{W}\right) \sin\left(\pi \frac{y}{2H}\right) \\ \frac{1}{2} \left(\frac{1}{W} \cos\left(\pi \frac{x}{W}\right) \cos\left(\pi \frac{y}{2H}\right) - \frac{1}{2H} \sin\left(\pi \frac{x}{W}\right) \sin\left(\pi \frac{y}{2H}\right) \right) \end{cases} \quad (3.8)$$

où H et W sont la demi-hauteur et la demi-largeur de la ROI en sachant que le repère est centrée par rapport à la ROI. Il faut noter que seul le premier CV inclut la résultante des efforts dans l'équilibre du PTV et les autres l'annulent car $\vec{u}^{*(2)}$ et $\vec{u}^{*(3)}$ sont égaux à zéro sur les bords d'application des efforts. Les champs virtuels de déformation sont tracés dans la Figure 3.17 pour une ROI théorique telle que

H=2 et W=1.5.

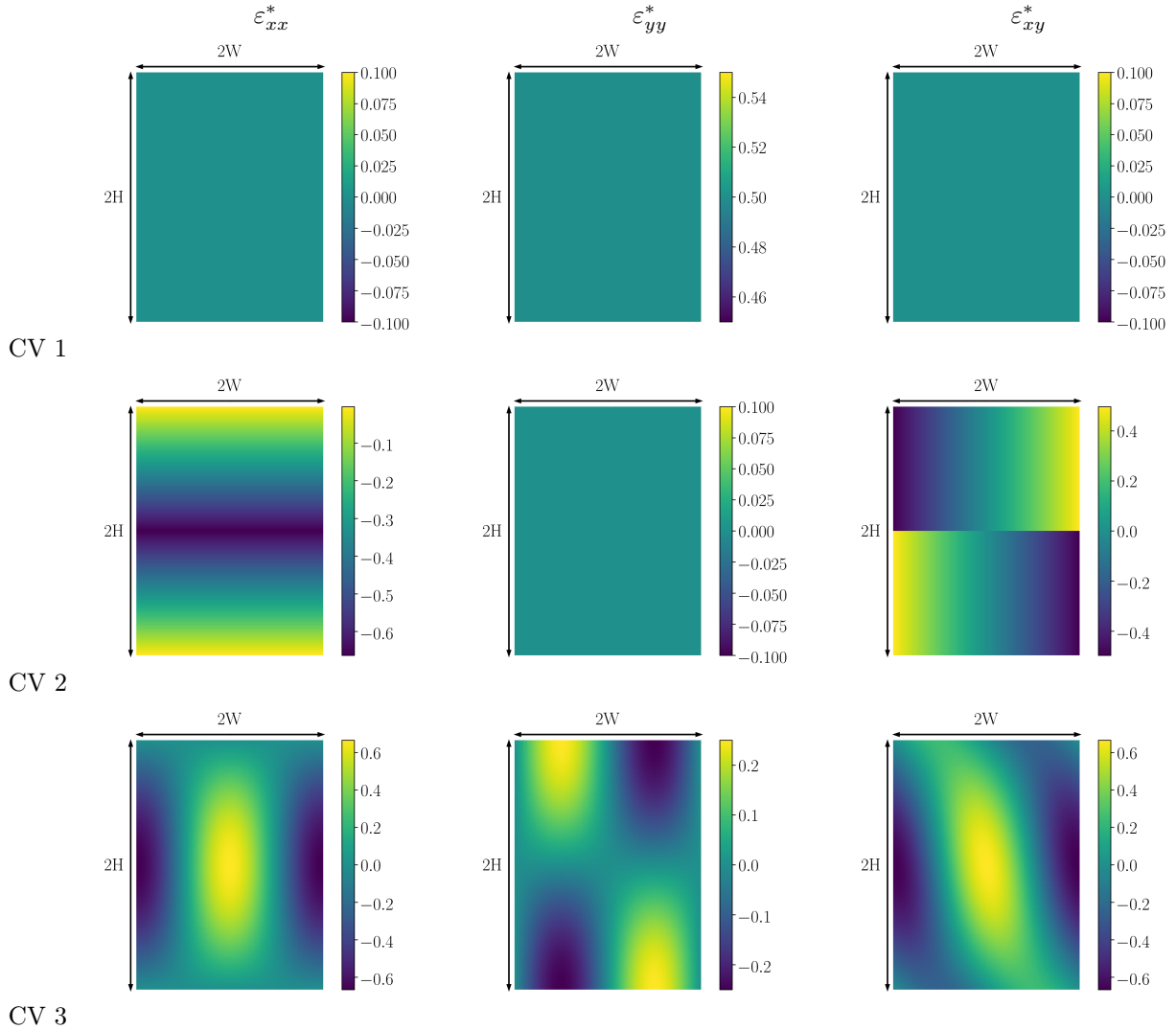


FIGURE 3.17: Exemples de cartographies des champs virtuels pour H=2 et W=1.5

Dans cette étude, la fonction coût du problème d'identification par la MCV, $\Phi(X)$, est écrite comme la somme sur les N_t pas de temps de la différence au carré entre les travaux virtuels intérieurs et extérieurs pour les N_{CV} CVs (Eq. 3.9). Afin de comparer la valeur de la fonction coût entre les éprouvettes, celle-ci est normalisée par rapport à la valeur maximale du travail virtuel externe obtenue pour le premier CV.

$$\Phi(X) = \frac{\sum_i^{N_{CV}} \sum_t^{N_t} \left[u_{S_f}^{*(i)}(t)F(t) - \sum_j^{N_{pt}} V_j \bar{\sigma}_j(X, t) : \bar{\varepsilon}_j^{*(i)}(t) \right]^2}{\max_{N_t} \left[u_{S_f}^{*(1)}(t)F(t) \right]^2} \quad (3.9)$$

En raison du grand nombre de paramètres matériau impliqués, l'exploration de cette fonction coût dans le domaine d'optimisation des paramètres est complexe. Par conséquent, les paramètres matériau de référence sont utilisés pour calculer l'équilibre du PTV. Dans ce cas, il doit être respecté et la valeur de la

fonction coût doit être nulle avec des champs mécaniques de référence (non biaisés). Par contre, tout biais sur les champs mécaniques introduit des écarts au respect du PTV et donc provoque l'augmentation de la valeur de la fonction coût et est donc une source d'erreur dans le processus d'identification. Donc plus la valeur de $\Phi(X)$ est faible plus l'identification est robuste aux biais de mesure. Ainsi, on considérera la valeur de $\Phi(X)$ comme deuxième indicateur de sélection des éprouvettes pour les classer selon la robustesse du processus d'identification par la MCV d'un comportement matériau anisotrope aux biais introduits par la DIC et le traitement des données.

3.4.2 Classement selon le second critère de sélection (écarts au PTV)

Pour réaliser une classification alternative des éprouvettes à partir de la quantification de l'erreur introduite dans le processus d'identification, le second critère de sélection a été calculé pour les quatre éprouvettes et pour les cinq configurations présentées précédemment. Les différentes valeurs du second indicateur sont reportées dans la Figure 3.18 pour chaque éprouvette et chaque étape de la chaîne de mesure.

Il est possible d'observer que la méthode de reconstruction des données aux bords n'ajoute pas significativement d'erreur, bien qu'une forte localisation de la déformation peut être observée avec l'éprouvette OPTIMISÉE par exemple. Par contre, l'utilisation des images synthétiques montre que les biais liés à la méthode DIC augmentent la valeur du critère pour toutes les éprouvettes. En particulier, les éprouvettes OPTIMISÉE et Σ sont les plus sensibles et les éprouvettes ENTAILLÉE et D semblent robustes. On peut également noter que le bruit introduit par le capteur augmente la valeur du critère quel que soit l'éprouvette. Encore une fois, les éprouvettes OPTIMISÉE et Σ sont les plus sensibles (DIC images bruitées). Enfin, les opérations de lissage des champs limitent significativement l'effet des biais de mesure par DIC et du capteur.

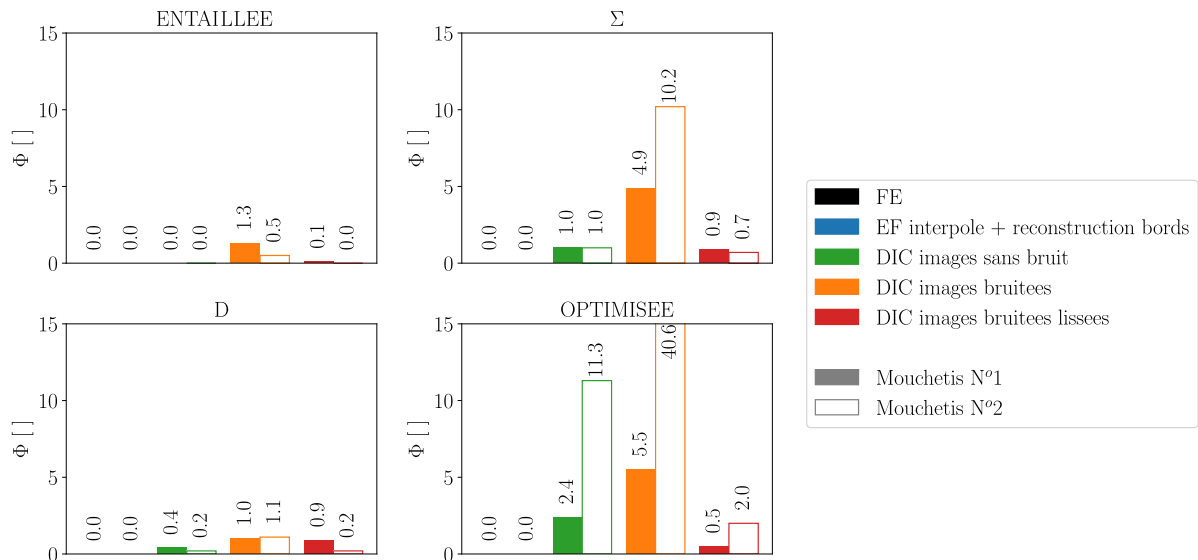


FIGURE 3.18: Valeur du second critère de sélection pour les deux mouchetis et différentes étapes de la chaîne de mesure

En utilisant les valeurs du second critère de sélection pour la configuration finale (DIC images

bruitées et lissées), une autre classification que celle obtenue avec le premier indicateur peut être faite. La géométrie la plus simple (ENTAILLÉE) s'avère être la meilleure quel que soit le mouchetis utilisé. Par contre, la suite du classement dépend du mouchetis utilisé :

- Pour le mouchetis N°1 : l'éprouvette OPTIMISÉE se classe deuxième, tandis que les éprouvettes Σ et D, toutes deux conçues empiriquement, ont une valeur du critère similaire et sont les dernières du classement.
- Pour le mouchetis N°2 : la valeur du critère pour l'éprouvette D est deuxième du classement avec une valeur du critère faible. Par contre, l'éprouvette OPTIMISÉE a la plus haute valeur et se classe dernière.

Ces résultats montrent que le lissage des champs de déformation est une étape dont l'effet est aléatoire et le classement avec la dernière configuration ne permet pas de réaliser un classement robuste des éprouvettes. Globalement, le classement des éprouvettes selon le second critère de sélection pour la dernière configuration ("DIC images bruitées et lissées") ne reflète pas suffisamment la sensibilité aux biais associés à la DIC ou au bruit du capteur. Pour cela, classer les éprouvettes selon la configuration "DIC images bruitées" semble plus pertinent. Avec ce classement, les éprouvettes Σ et OPTIMISÉE sont les dernières du classement et les éprouvettes ENTAILLÉE et D se distinguent comme les plus robustes.

3.5 Conclusion

Ce Chapitre traite de la robustesse aux biais de mesure des critères de conception des éprouvettes utilisés pour identifier les paramètres constitutifs de modèles de comportement anisotrope. En effet, la conception des éprouvettes n'est évaluée que sur la base de simulations numériques et ne prend pas en compte l'effet des biais de la méthode de mesure associés à la mesure de champ. Les biais considérés dans cette étude sont : la reconstruction des données proches des bords, le bruit de mesure par l'algorithme de DIC, le bruit du capteur et les opérations de lissage.

Quatre éprouvettes ont été choisies dans la littérature : une éprouvette entaillée, deux éprouvettes conçues empiriquement en forme de D et de Σ et une éprouvette obtenue par optimisation topologique. Ce choix permet d'étudier des éprouvettes avec une complexité géométrique croissante. Dans un premier temps, des simulations numériques d'essais de traction ont été effectuées sur ces éprouvettes en utilisant la méthode des éléments finis. Les résultats obtenus constituent un ensemble de données de référence non-bruitées.

Ensuite, des images d'essai synthétiques ont été générées pour mesurer l'influence des biais de mesure. Pour générer des images proches d'images d'essais réels, des images de texture de mouchetis ont été photographiées puis déformées en suivant le résultat EF. Les niveaux de gris des images ainsi que le bruit du capteur peuvent ainsi être pris en compte. Ces images ont ensuite été traitées par la méthode de corrélation d'images numériques pour calculer les champs cinématiques pour chaque éprouvette.

Pour sélectionner l'éprouvette la plus adaptée au problème d'identification d'un comportement élasto-plastique anisotrope, un premier critère de sélection est défini. Celui-ci repose sur un indicateur d'hétérogénéité du champ de contrainte calculé pour chaque éprouvette à partir des résultats de référence (non biaisés). Ce critère a pu fournir le classement attendu des éprouvettes par rapport à la complexité de la géométrie et aux méthodes de conception. En effet, l'hétérogénéité du champ de contrainte, et donc le critère de sélection, sont plus importants pour l'éprouvette optimisée que pour l'éprouvette entaillée.

Par contre, ce premier critère a montré des limites lorsqu'il est calculé à partir de données bruitées. D'une part, le bruit de mesure fait apparaître des états de contrainte qui ne sont pas visibles avec les données de référence. Cela a pour effet d'augmenter artificiellement l'hétérogénéité du champ de contrainte, et donc du critère de sélection. D'autre part, la reconstruction des données aux bords réduit la valeur maximale de la déformation plastique. Ce phénomène est particulièrement visible pour les éprouvettes qui génèrent une forte localisation de la déformation. Par conséquent, la valeur du critère de sélection diminue. La combinaison de ces deux phénomènes fait tendre la valeur du critère de sélection vers une valeur commune. De plus, il ne permet pas d'évaluer la robustesse du processus d'identification aux biais de mesure.

Un second critère de sélection a donc été développé dans le but de traduire la robustesse du processus d'identification aux biais de mesure. Celui-ci repose sur la valeur de la fonction coût introduite dans le processus d'identification par la MCV. En effet, pour des données non bruitées, sa valeur est proche de zéro. Par contre, les biais peuvent entraîner un écart au PTV qui se traduit par une augmentation de la valeur de la fonction coût.

Ce second critère peut être utilisé pour identifier les étapes du processus de mesure qui impliquent une plus grande erreur dans la procédure d'identification. Dans ce travail, le bruit du capteur ou le

bruit DIC entraînent une erreur significative. La géométrie la plus simple (ENTAILLÉE) s'avère être la plus robuste en termes de biais de mesure et de processus. Par contre, la géométrie la plus complexe (OPTIMISÉE) s'avère être la plus sensible au DIC et au bruit du capteur, ce qui pourrait la rendre difficile dans les conditions expérimentales.

Finalement, les deux critères peuvent être combinés pour atteindre un compromis entre l'implication de chaque paramètre du matériau dans le processus d'identification (premier critère de sélection) et la robustesse aux biais de mesure (deuxième critère de sélection). En utilisant les deux critères, dans le cadre de notre recherche, l'éprouvette D semble être un bon compromis entre l'hétérogénéité du champ de contrainte et la robustesse aux biais de mesures et aux biais de processus.

Afin d'évaluer la pertinence des développements numériques présentés dans ce Chapitre. Des essais de traction sur les quatre géométries sélectionnée vont être réalisé. L'objectif est se placer dans des conditions d'essai similaires aux conditions modélisées dans ce Chapitre que ce soit en terme de capteur, de moyen de mesure ou de géométrie d'éprouvette. L'analyse métrologique des mesures, la comparaison avec les simulations et les résultats d'identification issus de ces essais sont présentés dans le Chapitre suivant.

Chapitre 4

Identification expérimentale par la MCV et retour d'expériences sur les critères de sélection d'éprouvettes

La démarche de classement de géométries d'éprouvettes proposée au Chapitre précédent semble montrer qu'il est possible de trouver une géométrie d'éprouvette qui permet un compromis entre la génération de champs mécaniques hétérogènes et la limitation de l'impact des biais de mesure dans le but de caractériser des critères de plasticité anisotropes. Pour tenter de valider le résultat de cette étude numérique, une campagne expérimentale d'essais de traction avec les quatre mêmes géométries d'éprouvettes hétérogènes est réalisée. La première partie du Chapitre décrit cette campagne expérimentale et les résultats d'identification de l'anisotropie du matériau par la MCV, à partir de mesures de champs sur ces éprouvettes hétérogènes. Ensuite, une seconde partie du Chapitre est dédiée à la comparaison entre les résultats de l'identification par la MCV avec les éprouvettes hétérogènes et ceux obtenus au Chapitre 2 avec les essais statiquement déterminés. Pour cela, une étude de comparaison calculs / essais est réalisée pour effectuer un classement des éprouvettes en fonction de la qualité de l'identification. Enfin, la dernière partie de ce Chapitre vise à calculer les critères de sélection de géométries d'éprouvettes avec les résultats expérimentaux d'identification pour vérifier la pertinence de la méthode de sélection proposée au Chapitre 3.

4.1 Description de la campagne expérimentale d'essais hétérogènes

Comparer les résultats obtenus par la méthode numérique de sélection de géométries d'éprouvettes à des résultats expérimentaux nécessite la mise en œuvre d'essais réels. Cette section décrit les moyens et méthodes employés pour reproduire les essais de traction uniaxiale simulés au Chapitre 3 sur quatre éprouvettes générant des champs mécaniques hétérogènes.

4.1.1 Usinage des éprouvettes

Les quatre géométries (Figure 4.1) introduites dans le Chapitre 3 ont été découpées par électro-érosion dans la même tôle de 4.06 mm utilisée pour la caractérisation de l'alliage AA2198-T351 du Chapitre 2. Pour reproduire au mieux les conditions implémentées dans les simulations du Chapitre 3, chaque éprouvette est découpée avec un angle de 45° par rapport à la direction de laminage. Les cotes fonctionnelles sont présentées en annexes (Annexe B). Concernant l'éprouvette OPTIMISÉE, la découpe est réalisée directement à partir de la pièce modélisée en 3D sur CATIA. Par rapport aux modèles du Chapitre 3, deux talons de 50 mm ont été ajoutés de part et d'autre de chaque éprouvette afin d'offrir une zone de serrage adaptée aux mors de la machine de traction utilisée. Ces talons ont été définis par extrusion de la surface d'application des conditions aux limites dans la simulation EF.

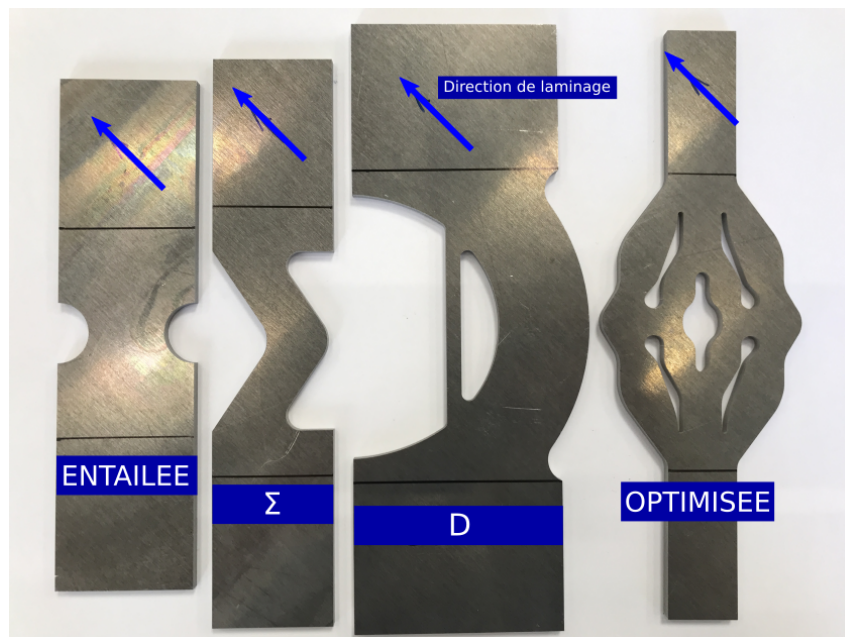


FIGURE 4.1: Photographies des éprouvettes testées avant essai.

4.1.2 Présentation des moyens expérimentaux

Les essais ont été réalisés sur une machine de traction INSTRON 5887 sur laquelle est montée une cellule d'effort (capacité maximale 300 kN) et un capteur de déplacement permettant de mesurer le déplacement de la traverse supérieure. Les signaux envoyés par ces capteurs sont enregistrés par un système d'acquisition Sirius à une fréquence de 1000 Hz. Les éprouvettes sont fixées à la machine de

traction grâce à deux mors pneumatiques atteignant une pression de serrage de 7 bars.

Pour reproduire la configuration de l'étude numérique du Chapitre 3, la méthode de DIC est utilisée pour mesurer les champs cinématiques en surface des éprouvettes. Le capteur est identique, il s'agit de l'appareil photo Nikon D300 (12 MPx) avec un objectif Micro Nikkor 105 mm. Le montage complet est présenté dans la Figure 4.2. Les mouchetis sont réalisés par projection de peinture noire sur fond blanc. La création du mouchetis n'étant pas répétable, on essaie de tendre vers une taille de tâche (blanche ou noire) qui reste comprise entre 5 et 15 pixels avant l'essai. Sinon, un nouveau mouchetis est peint après nettoyage de la surface de l'éprouvette. La Figure 4.3 montre les images initiales photographiées avec le capteur Nikon D300 ainsi qu'un agrandissement du mouchetis sur 100×100 pixels. On remarquera que la dimension physique d'un pixel diffère d'une éprouvette à l'autre. Pour éclairer la surface de l'éprouvette, deux éclairages LED LightPanel sont utilisés. Le détail de la configuration expérimentale est donné en annexe (Tableau C.6)

En complément du système DIC avec l'appareil photo, un système de stéréo-DIC est mis en place pour mesurer le déplacement hors plan et vérifier qu'il reste négligeable et donc ne perturbe pas la mesure DIC réalisée avec l'appareil photo. Deux caméras Baumer GIGE 5M munies d'objectifs Aramis 50 mm exploitées par le logiciel GOM ont été mises en place. Ce système de mesure a confirmé que le déplacement hors-plan des éprouvettes était négligeable au cours des essais. Il se limite localement à -0.2 mm dans les zones où une réduction de l'épaisseur de l'éprouvette est observée. Ces zones correspondent à des concentrations de la déformation du matériau. Mesurés uniquement pour valider l'essai, les déplacements hors-plans ne seront pas présentés dans la suite de ce mémoire.

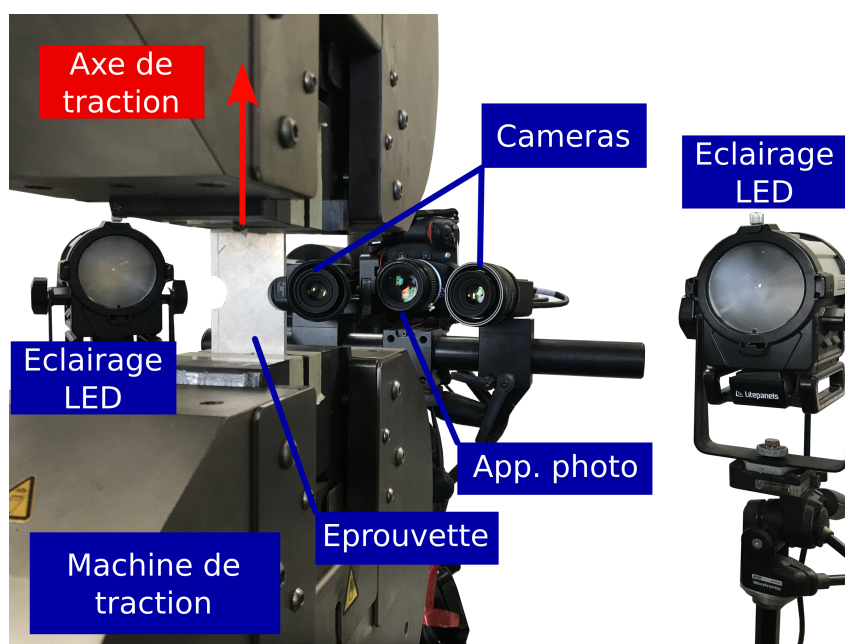


FIGURE 4.2: Montage d'essai statique pour éprouvettes hétérogènes

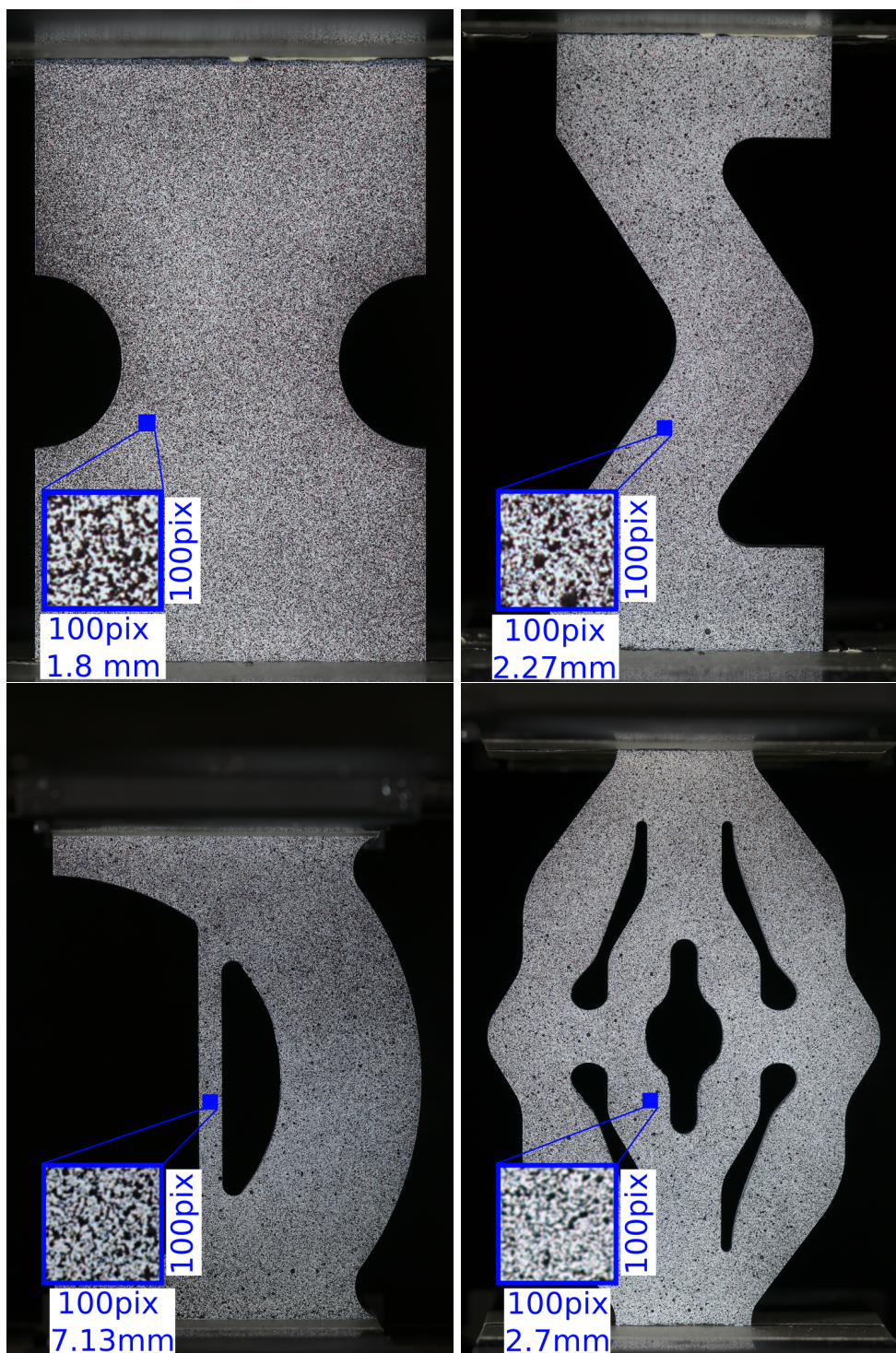


FIGURE 4.3: Images initiales des essais hétérogènes avec zoom sur le mouchetis.

4.2 Analyse métrologique de la mesure de champs cinématiques

Dans cette section, une analyse de la mesure de champs par DIC est réalisée. Les résultats de cette analyse sont comparés aux résultats numériques obtenus avec les images synthétiques générées dans le Chapitre 3.

4.2.1 Comparaison des niveaux de gris

L'analyse de la répartition des niveaux de gris d'une image de texture aléatoire de type "mouchetis" donne une information sur le contraste des images et sa luminosité. La Figure 4.4 montre la distribution des niveaux de gris des mouchetis avant chaque essai. Ces histogrammes tracent la répartition des niveaux de gris sur l'éprouvette uniquement, le reste de l'image (fond noir, mors, etc.) ayant été masqué.

Premièrement, l'étendue des niveaux de gris est similaire pour tous les essais. Les niveaux de gris capturés atteignent la valeur minimale (0) et la valeur maximale (255). Cette information permet de conclure que l'application de la peinture, l'éclairage de la surface photographiée et le réglage du capteur permettent de travailler sur toute la gamme de niveaux de gris disponible. Cela aura tendance à réduire les biais de mesure par DIC [80].

Deuxièmement, les histogrammes représentant la distribution des niveaux de gris sont répétables pour une même géométrie d'éprouvette bien qu'il existe une variabilité dans la reproductibilité des mouchetis de par leur application fait-main. Seules les images issues de l'essai D 1 sont plus sombres que les essais D 2 et D 3. Dès lors, il semble que la mise en œuvre des essais (application du mouchetis ou éclairage par exemple) n'influe pas, ici, sur la qualité des images capturées pour une même géométrie.

Par comparaison des distributions de niveaux de gris par géométrie, il apparaît que les histogrammes des essais avec l'éprouvette ENTAILLÉE montrent deux pics distincts autour des niveaux de gris de 30 et de 215. Pour les trois autres géométries, la majeure partie des pixels ont un niveau de gris supérieur à 125. Pour ces trois géométries, cela signifie que les images seront relativement claires et moins contrastées que les images de l'éprouvette ENTAILLÉE. Cela pourrait générer d'avantage de bruit de mesure par DIC sur ces éprouvettes que sur l'éprouvette ENTAILLÉE. De plus, il est intéressant de remarquer que la majeure partie des pixels de l'éprouvette ENTAILLÉE se situent en dehors des niveaux de gris qui génèrent le plus de bruit par le capteur (50 à 125). Cela conforte l'hypothèse que l'éprouvette ENTAILLÉE pourrait générer moins de bruit de mesure par DIC que les autres éprouvettes.

Ces différences d'histogramme de niveaux de gris ne peuvent provenir de l'appareil photo ou de ses réglages car ils sont identiques pour tous les essais. De même, l'intensité de l'éclairage a été conservée en utilisant les mêmes lampes LED réglées à la puissance maximale. Lors de l'application du mouchetis, les réglages de la hotte aspirante et le fournisseur des bombes d'aérosols sont identiques. Dès lors, seul le rapport entre la finesse du mouchetis et la taille de la ROI pourrait expliquer les différentes répartitions de niveaux de gris entre les géométries d'éprouvettes.

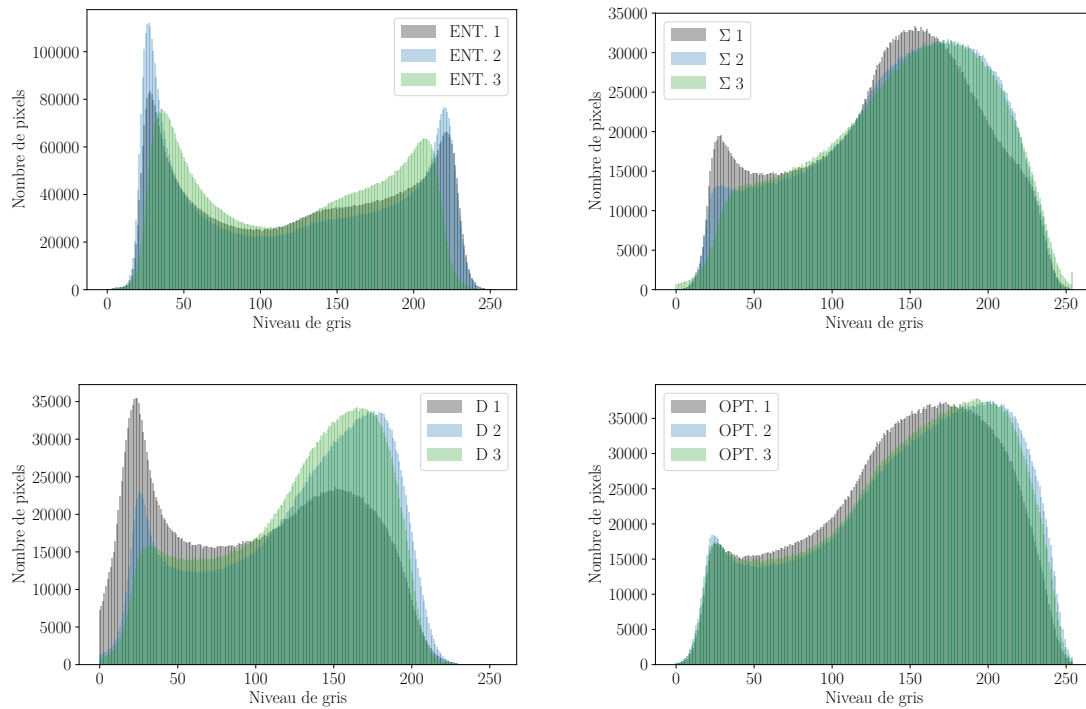


FIGURE 4.4: Distribution des niveaux de gris des images expérimentales

L'hypothèse avancée pour expliquer ces différences concerne la méthode d'application du mouchetis qui ne serait pas adaptée à toutes les tailles de ROI. Lors de la réalisation des mouchetis, il s'est avéré difficile de faire varier la taille des gouttelettes projetées avec un aérosol et donc de l'adapter en fonction de la taille de la ROI peinte. Supposons deux gouttelettes de même diamètre projetées sur les éprouvettes ENTAILLÉE et OPTIMISÉE. De part la différence de taille de ROI (Figure 4.3), les tâches déposées par ces gouttelettes seront d'environ 5 à 15 pixels sur l'image de l'éprouvette ENTAILLÉE quand elles seront inférieures à 5 pixels sur l'image de l'éprouvette OPTIMISÉE puisque la ROI est plus grande. Par conséquent, si les tâches noires occupent moins de pixels, l'image devient naturellement plus claire. La Figure 4.5 montre des échantillons des mouchetis extraits des images des essais ENT. 1 et OPT. 2. Le mouchetis de l'essai ENT. 1 montre une bonne homogénéité des tailles de tâches (blanches ou noires). Par contre, le mouchetis de l'essai OPT. 2 présente de nombreuses tâches noires de petites tailles (< à 5 pixels) et seulement deux grandes tâches (de largeur 22 et 15 pixels). L'image de l'essai OPT. 2 est donc plus claire.

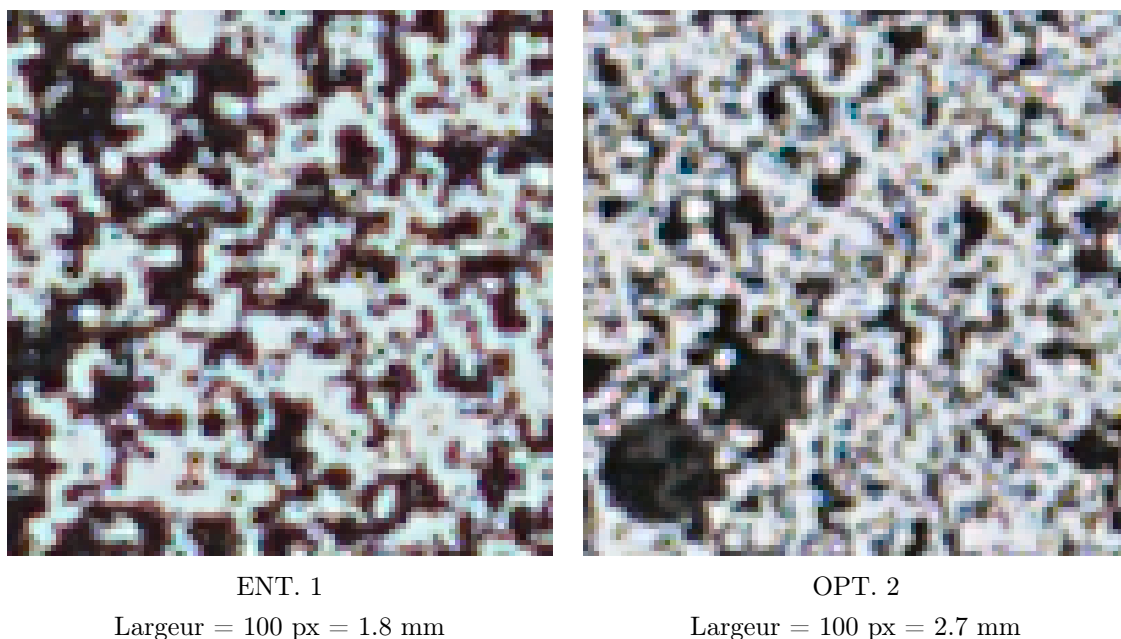


FIGURE 4.5: Échantillons de mouchetis pour deux essais hétérogènes (ENT. 1 et OPT. 2)

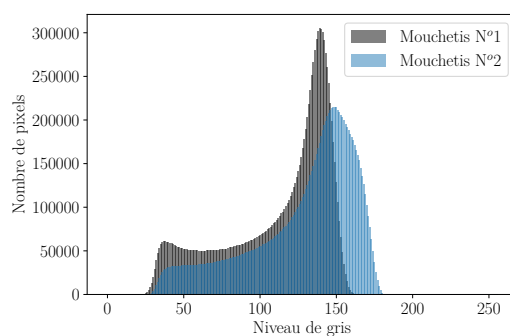
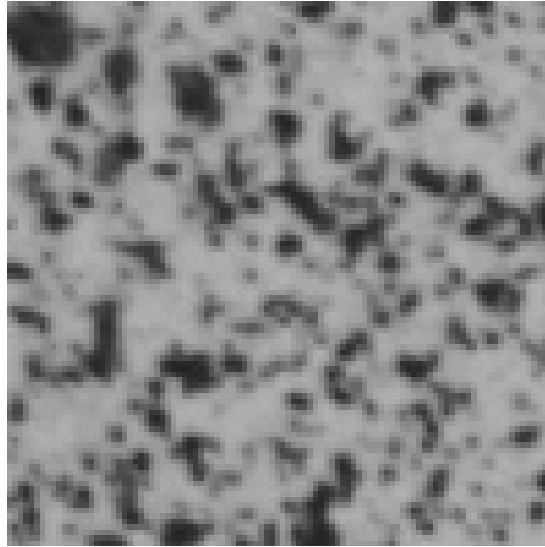


FIGURE 4.6: Distribution des niveaux de gris des deux mouchetis ayant servi à la génération d'images synthétiques d'essai au Chapitre 3.

En comparaison, les mouchetis utilisés pour la génération d'images synthétiques (Figure 4.6) étaient caractérisés par des niveaux de gris compris entre 25 et 180, par l'absence de pics pour les couleurs sombres et par une très forte concentration de pixels pour un niveau de gris d'environ 140. La Figure 4.7 montre un échantillon du mouchetis N°2. On constate que le fond blanc de l'image est plus sombre que les images d'essai. De plus, les tailles caractéristiques des tâches sont comparables au mouchetis de l'essai OPT. 2 présenté précédemment. C'est à dire, de nombreuses petites tâches sont présentes et quelques tâches ont un rayon supérieur à 10 pixels. Cela explique l'absence de pic dans les tons foncés et une importante concentration de pixels dans les tons clairs. Enfin, sur le mouchetis N°2, la densité de tâches noires est moins importante que sur le mouchetis de l'essai OPT. 2. Cela augmente le nombre de pixels blancs et explique que le pic dans les tons clairs est bien plus concentré pour le mouchetis N°2.



Largeur = 100 px = 2.58 mm

FIGURE 4.7: Échantillons du mouchetis N°2 capturé pour la génération d'images synthétiques d'essai au Chapitre 3.

Pour la capture des mouchetis du Chapitre 3 ou des images d'essais, les paramètres du capteur sont identiques. Par contre, les panneaux LED qui éclairent la surface sont différents. Pour les mouchetis, il s'agit d'un panneau rectangulaire sur lequel sont placées des LED de façon régulières qui éclairent directement la surface. Dans le cas des essais, il s'agit de lampes LED dont l'éclairage passe par une lentille qui focalise et concentre la lumière. Ce dernier système permet d'obtenir un éclairage plus intense que le premier. De plus, le fond blanc des mouchetis capturés au Chapitre 3 correspond au blanc de la feuille de papier utilisée comme support. Pour les essais, une couche de peinture a été appliquée sur l'aluminium avant de projeter les gouttelettes noires. Nous supposons que la peinture appliquée sur l'aluminium permet de mieux refléter la lumière que la feuille blanche. Par conséquent, les niveaux de blanc atteints sont plus clairs pour un même réglage de capteur. Ces différences expliquent que l'étendue des niveaux de gris capturés est plus large pour les images d'essais. L'impact de ces différences sur la mesure de champs fait l'objet de la prochaine section.

À cette étape, il serait intéressant d'utiliser les images d'essai pour générer de nouvelles images synthétiques d'essai et ainsi évaluer l'influence des biais de mesure sur les critères de sélection d'éprouvettes à partir de simulations de référence. Mais ce travail entraîne de nouvelles problématiques. Premièrement, une séquence d'images fixes est nécessaire pour réaliser les images synthétiques. Or, les images de calibration utilisées dans ce Chapitre capturent un mouvement de corps rigide de l'éprouvette. De plus, les mouchetis capturés au Chapitre 3 occupaient l'intégralité de l'image. Lorsque les images d'une éprouvette sont introduites dans le déformateur d'images, il est important que les zones de vides ou les mors ne biaisent pas les images synthétiques. Par conséquent, il serait nécessaire de développer des outils pour parfaitement superposer le modèle numérique sur l'éprouvette testée avec prise en compte de la déformation optique du capteur, de la présence de bords et des mors. Ce travail n'a pas pu être réalisé mais est une perspective à court terme qui pourrait apporter des éléments de comparaison intéressants.

4.2.2 Analyse du bruit des mesures par DIC

Afin de choisir correctement la taille de la facette de corrélation lors des essais de traction, une séquence d'images est capturée au cours d'un déplacement de corps rigide, donc sans déformation de l'éprouvette. Au cours de cette séquence, l'éprouvette n'est serrée que par le mors attaché à la traverse mobile. La séquence choisie est composée de trois phases :

1. de 0 s à 50 s, l'éprouvette reste fixe,
2. de 50 s à 150 s, l'éprouvette se déplace dans le sens de la traction de 2 mm (selon \vec{y}),
3. de 150 s à 200 s, l'éprouvette maintient sa position.

Toute déformation calculée par le traitement DIC de ces images est donc du bruit de mesure. La taille de la facette est choisie pour minimiser l'écart type des "déformations" mesurées avec cette séquence d'images de calibration. Étant donné que le moyen de création de la texture mis en œuvre dans cette étude n'est pas répétable, les paramètres DIC sont différents en fonction de la géométrie d'éprouvette testée (Tableau C.7 et Tableau C.6).

Comme le montrent les travaux relatifs au projet *DIC Challenge 2.0* [83], le choix de la taille de facette est un compromis à réaliser entre la résolution spatiale de la mesure et le niveau de bruit. Une petite facette de corrélation permet des mesures locales fines (de plus fort gradient) mais augmente le bruit de mesure et inversement. Cependant, aucune méthode n'est clairement définie pour atteindre ce compromis. Dans cette étude, la largeur de la facette de corrélation est caractérisée par une longueur appelée "rayon" qui représente une demi largeur de facette. Le rayon de la facette de corrélation choisi est le plus petit rayon qui permet au bruit de mesure de converger vers sa valeur minimale. De cette façon, nous cherchons à réduire le bruit de mesure tout en gardant la meilleure résolution possible.

Dans ces travaux, il n'y a pas de notion de recouvrement de facette de corrélation car le logiciel FOLKI-D calcule les champs de déplacement à chaque pixel. C'est pourquoi seule l'influence de la taille de la facette de corrélation sera étudiée. Pour chaque éprouvette, la relation entre le bruit de mesure et la largeur de la facette de corrélation est étudiée. La Figure 4.8 représente l'évolution des écarts-types du bruit de mesure par DIC lors du déplacement de corps rigide pour des rayons compris entre 5 et 25 pixels au cours des essais $\Sigma 3$ et D 3, montrés à titre d'exemple. Ces graphiques sont tracés à partir des résultats issus directement de FOLKI-D, aucun lissage ni reconstruction de bord n'a été appliqué. Une convergence du niveau de bruit est observée pour des rayons de facette de 10 et 20 pixels pour les essais $\Sigma 3$ et D 3 respectivement.

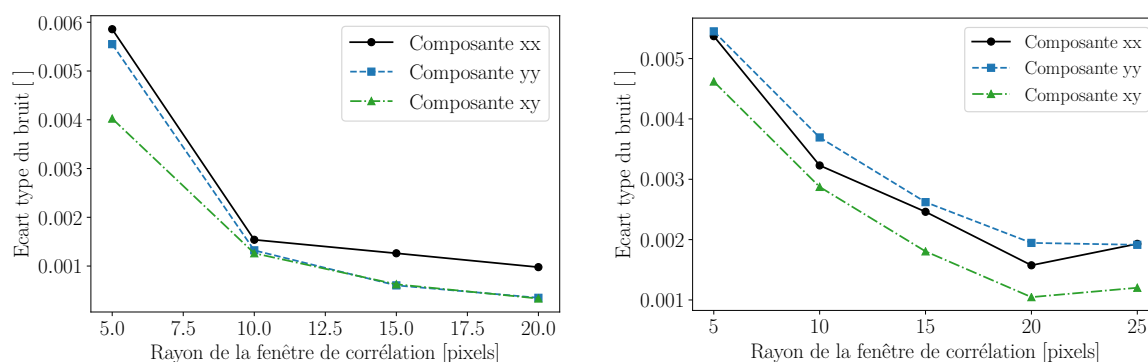


FIGURE 4.8: Évolution du bruit de mesure par DIC lors d'un mouvement de corps rigide en fonction du rayon de la facette de corrélation pour les essais Σ 3 (à gauche) et D 3 (à droite)

Tableau 4.1: Rayons des facettes de corrélation choisis pour les essais hétérogènes

	ENTAILLÉE	Σ	D	OPTIMISÉE
Rayon de la facette	15px	10px	20px	15px

Il est apparu que les graphiques de convergence du bruit de mesure montrent parfois une augmentation du niveau de bruit lorsque la taille de la facette augmente ce qui est contraire à la logique comme expliqué précédemment. Ce phénomène, montré pour l'essai D 3 dans la Figure 4.8, n'est apparu qu'après avoir atteint le minimum du niveau de bruit. Il est possible que l'influence des bords soient à l'origine de cette croissance. Aux bords de l'éprouvette, une augmentation de la taille de la facette introduit davantage de données associées au "vide" dans le calcul de corrélation. Dans ce cas, la taille de facette sera systématiquement choisie pour avoir le minimum de bruit. En analysant ces graphiques de convergence par géométrie d'éprouvette, un rayon de corrélation est défini pour chaque géométrie (Tableau 4.1). Les autres paramètres de l'algorithme DIC, communs pour tous les essais, sont reportés en annexes (Tableau C.7). Pour la suite des travaux, ces paramètres sont considérés pour toutes les mesures par DIC sur les essais réalisés.

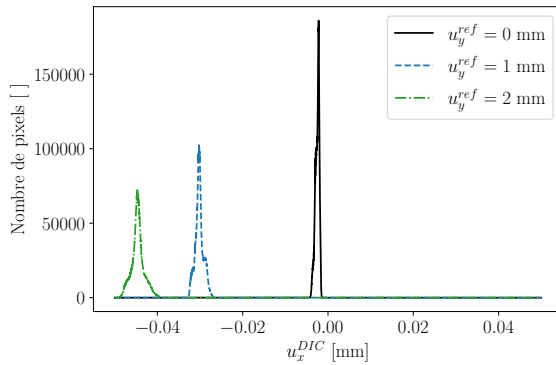
Dans le Chapitre 3, il a été montré que l'écart au PTV est sensible à l'erreur introduite par la mesure DIC. L'analyse des mesures de champs sur des images capturées au cours d'un mouvement de corps rigide permet de caractériser la résolution de la mesure et de faire la comparaison avec les images synthétiques. Dans un premier temps, l'erreur sur les champs de déformation est présentée pour les éprouvettes ENTAILLÉE et OPTIMISÉE. Les champs de déformation analysés n'ont pas été lissés et les bords n'ont pas été reconstruits. L'erreur est présentée sous forme d'histogrammes dans la Figure 4.10 à partir de trois images. L'éprouvette est déplacée de 2 mm et on choisit une image avant déplacement ($u_y^{\text{ref}} = 0$ mm), une image pendant le déplacement de l'éprouvette lorsque $u_y^{\text{ref}} = 1$ mm et une dernière image une fois que l'éprouvette s'est déplacée de $u_y^{\text{ref}} = 2$ mm.

La Figure 4.9 présente les histogrammes d'erreur sur la mesure du déplacement. L'analyse de ces histogrammes montre que les erreurs systématique et aléatoire sont très faibles sur les images capturées avant tout déplacement ($u_y^{\text{ref}} = 0$ mm) car les pics sont centrés (erreur systématique $< 2 \times 10^{-3}$ mm) et étroits (erreur aléatoire $< 1 \times 10^{-3}$ mm). Le déplacement latéral (dans la direction \vec{x}) est supposé être nul pour toutes les images capturées lors du déplacement de corps rigide : $u_x^{\text{ref}} = 0$ mm. Pour cette composante

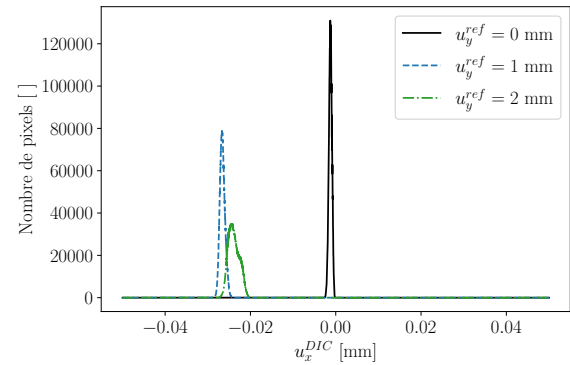
de déplacement, l'erreur systématique est toujours négative. Cela pourrait s'expliquer par un alignement imparfait entre l'axe de traction et le capteur malgré les précautions prises au moment de l'essai. Dans ce cas, il aurait été logique d'observer une augmentation de l'erreur systématique proportionnellement au déplacement de l'éprouvette, ce qui n'est pas le cas pour l'éprouvette OPTIMISÉE. Concernant le déplacement longitudinal (dans la direction \vec{y}), les mesures par DIC sont comparées aux données du capteur de déplacement de la traverse mobile. La précision de ce capteur n'est pas suffisante pour conclure sur l'origine de l'erreur systématique de la composante u_y . Ce problème n'a pas été anticipé et l'utilisation de table de micro-mécanique aurait pu palier ce problème de précision.

ENTAILLÉE (ENT 1)

Erreur sur le champ de déplacement u_x :



OPTIMISÉE (OPT 1)



Erreur sur le champ de déplacement u_y :

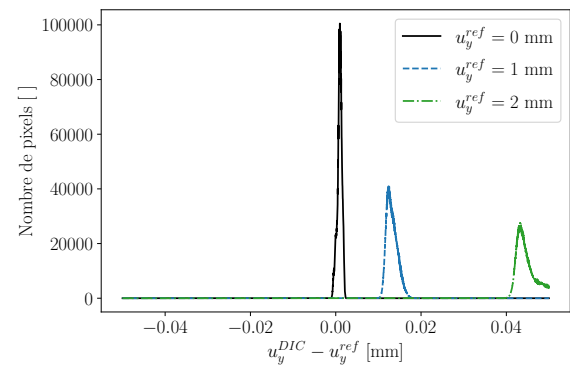
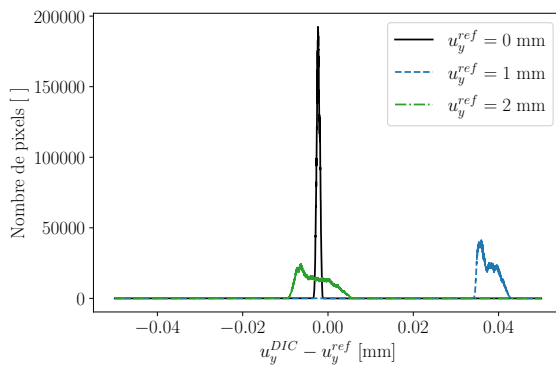
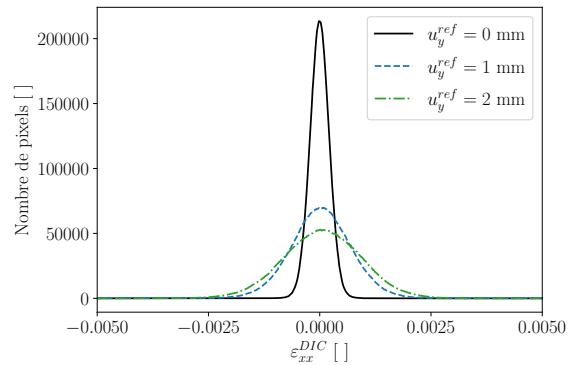
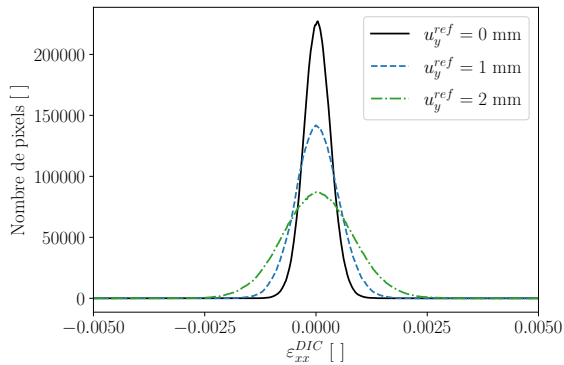


FIGURE 4.9: Erreur sur la mesure de déplacement par DIC

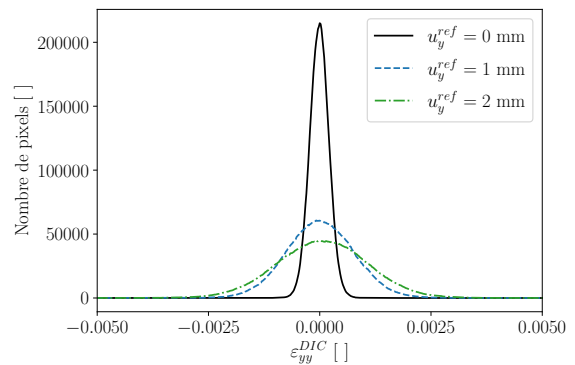
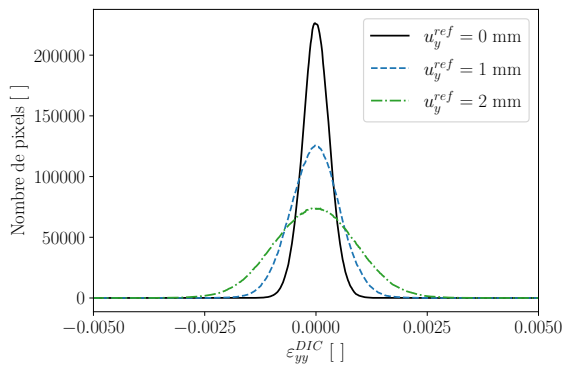
ENTAILÉE (ENT 1)

OPTIMISÉE (OPT 1)

Erreur sur le champ de déformation ε_{xx} :



Erreur sur le champ de déformation ε_{yy} :



Erreur sur le champ de déformation ε_{xy} :

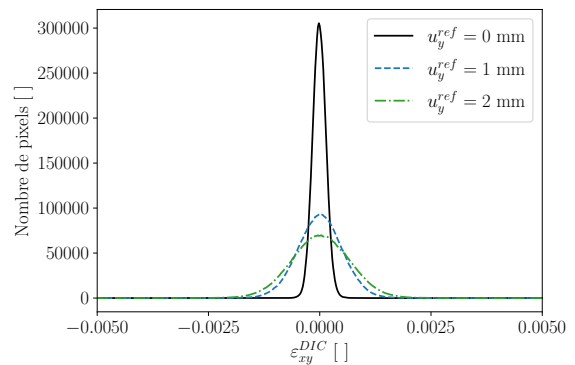
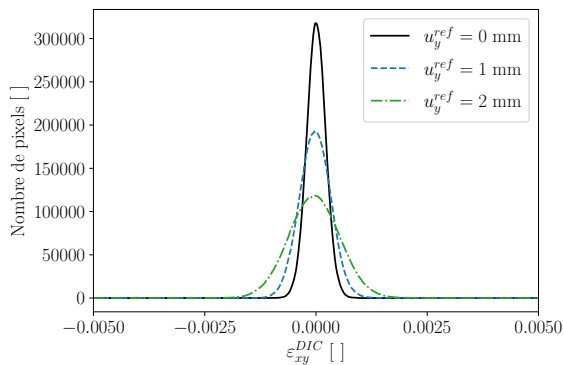


FIGURE 4.10: Erreur sur la mesure de déformation par DIC

Les histogrammes d'erreur sur la mesure de la déformation (Figure 4.10) montrent que l'erreur systématique est nulle dans tous les cas car les histogrammes sont centrés en zéro. Dès lors, l'écart-type de la déformation suffit à caractériser le niveau d'erreur aléatoire pour chaque essai. Pour ces deux essais, l'erreur aléatoire augmente avec le déplacement imposé. Cela peut provenir de l'erreur aléatoire sur la mesure des champs de déplacement comme le montre la Figure 4.9. Ou alors, il est possible que la mise à jour de l'image de référence du calcul de DIC cumule de l'erreur générée par l'algorithme au cours du déplacement de l'éprouvette. En effet, une mise à jour de l'image de référence est effectuée dans FOLKI-

D à une fréquence de 20 images pour faciliter la convergence du calcul des champs de déplacement. En comparant les histogrammes entre les éprouvettes, il apparaît que l'erreur aléatoire est légèrement plus importante pour l'éprouvette ENTAILLÉE que l'éprouvette OPTIMISÉE en l'absence de déplacement quelle que soit la composante du tenseur des déformations. Cela s'observe par des histogrammes légèrement plus larges. Par contre, dès que les éprouvettes sont déplacées, l'éprouvette ENTAILLÉE génère légèrement moins de bruit de mesure. Ce résultat est très probablement lié à la qualité du mouchetis évoqué précédemment.

Afin de quantifier et comparer les niveaux de bruit par essai, la Figure 4.11 présente l'écart-type de la déformation longitudinale (composante yy) pour chaque essai. Toutes les images capturées avant le déplacement de l'éprouvette sont utilisées pour le calcul de l'écart-type. Une seule composante est présentée dans cette figure au vu des similitudes entre les composantes observées dans les histogrammes de la Figure 4.10. Ces mesures sont comparées aux mesures réalisées pour les deux mouchetis utilisés dans le Chapitre 3. Ces résultats montrent que les images d'essais génèrent un bruit similaire sur la mesure de champs de déformation par DIC pour toutes les géométries et leurs différents mouchetis, même si ceux-ci sont différents. Seul l'essai ENT 3 est moins bruité sans pouvoir expliquer pourquoi. Finalement, avec des mouchetis et des répartitions de niveaux de gris différents, l'influence du bruit de mesure sur l'identification ou le classement des éprouvettes sera certainement similaire.

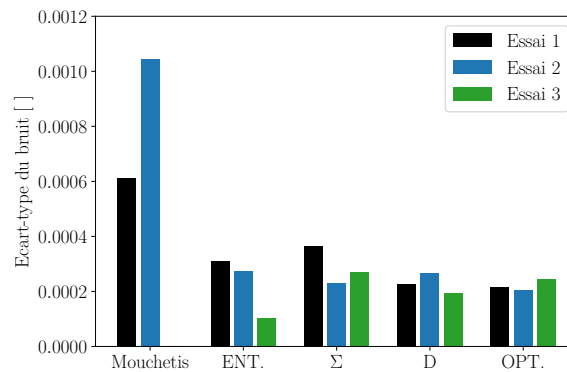


FIGURE 4.11: Écarts-types du bruit de mesure par DIC pour chaque éprouvette avant déplacement.

Comparés aux deux mouchetis du Chapitre 3, le niveau de bruit est nettement plus important qu'avec les essais car les conditions de capture de ces deux mouchetis étaient différentes, comme expliqué précédemment. Par conséquent, les mesures par DIC des essais devraient être plus précises.

4.3 Analyse des résultats expérimentaux

Après avoir quantifié les performances des moyens de mesure, les résultats des essais sont présentés dans cette section. Après une observation des échantillons *post-mortem*, les résultats sont analysés grâce aux mesures globales ou locales. Le modèle de comportement de référence obtenu par identification avec des essais statiquement déterminés dans le Chapitre 2 est ensuite utilisé pour calculer les champs de contrainte générés pendant les essais pour évaluer la représentativité des simulations réalisées au Chapitre 3.

4.3.1 Description du déroulement d'un essai

Les contraintes matérielles liées à l'équipement de mesure (Nikon D300) empêchent la capture de plus de 200 images par essai et limitent la fréquence d'acquisition à 1 Hz. Un essai préliminaire a donc été nécessaire pour chaque géométrie afin de déterminer la vitesse de déplacement de la traverse. L'objectif de cette calibration est d'atteindre un niveau de l'ordre de 0.15 de déformation plastique dans l'éprouvette. Ce niveau de déformation correspond à la limite de l'apparition de l'endommagement (cf. Chapitre 2). Chaque essai de calibration se déroule selon les étapes suivantes :

1. La simulation EF (réalisée au Chapitre 3) permet d'estimer le niveau de déformation longitudinale (ε_{yy}) associé à l'instant où la déformation plastique cumulée atteint 0.15,
2. l'essai préliminaire est réalisé jusqu'à rupture,
3. le déplacement traverse correspondant au niveau de déformation longitudinale recherché (mesuré par DIC) est estimé,
4. la vitesse des essais est calculée pour que ce déplacement soit atteint en 150 s.

Chaque configuration ainsi obtenue est répertoriée dans le Tableau 4.2. Cette méthode permet de garantir la capture de 200 images pour la mesure par DIC. Mais, cela ne permet pas de garantir le même spectre de vitesse de déformation quelque soit l'éprouvette testée. Ensuite, trois essais sont réalisés pour chaque géométrie d'éprouvette.

Géométrie	Vitesse de traction [mm.min ⁻¹]
ENTAILLÉE	1.75
Σ	2.0
D	3.53
OPTIMISÉE	3.20

Tableau 4.2: Vitesse de traction imposée pour les 4 géométries.

4.3.2 Observation des échantillons *post-mortem*

La première observation *post-mortem* réalisée sur les éprouvettes testées concerne les traces laissées par les mors pneumatiques sur les talons. La Figure 4.12 montre clairement que le serrage des mors n'est pas homogène sur toute la hauteur des talons. Ils mordent d'avantage le matériau sur les extrémités de l'éprouvette. Néanmoins, les traces sur les talons ainsi que l'absence de chute de l'effort mesuré laissent présumer qu'aucun glissement ne se produit pendant l'essai au niveau des mors.

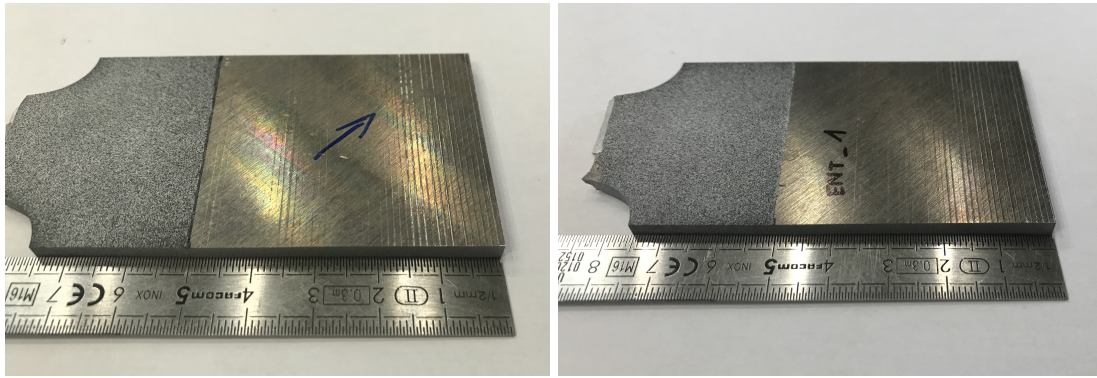


FIGURE 4.12: Photographies des mors sur les talons d'une éprouvette ENTAILLÉE post-mortem.

Étant donné que le matériau peut se déformer dans les mors à cause du serrage non-homogène, l'allongement sera mesuré par la mesure de champs plutôt qu'avec le capteur de déplacement de la traverse. La ROI est définie comme la zone centrale de l'éprouvette, s'étendant jusqu'à 2 mm du début de l'emprise des mors. Les déplacements longitudinaux (obtenus par DIC) des points situés sur les lignes-frontières inférieure et supérieure de la ROI sont moyennés pour chaque pas de chargement. L'allongement longitudinal moyen de la ROI est donc donné par la différence entre le déplacement moyen de la frontière supérieure (côté mors mobile) et celui de la frontière inférieure (côté mors fixe), divisée par la longueur initiale.

4.3.3 Analyse des mesures globales : effort vs. déplacement

La Figure 4.13 présente les courbes effort vs. déplacement pour l'ensemble des essais de traction réalisés sur les quatre géométries d'éprouvettes. Les résultats sont présentés entre le début de l'essai et la 150ème seconde. Cet instant correspond, *a priori*, à une déformation plastique cumulée de 0.15. Au delà de cette valeur, la probabilité d'apparition de l'instabilité plastique de type PLC est plus importante et l'étude de ce phénomène dépasse le cadre de ces travaux.

Ces résultats montrent que les mesures globales comme l'effort et l'allongement de la ROI sont très répétables. De plus, les courbes d'effort sont constamment croissantes. L'absence de pics ou de décroissance indique que les instabilités plastiques de type PLC ou l'endommagement n'ont pas été observés comme cela était souhaité.

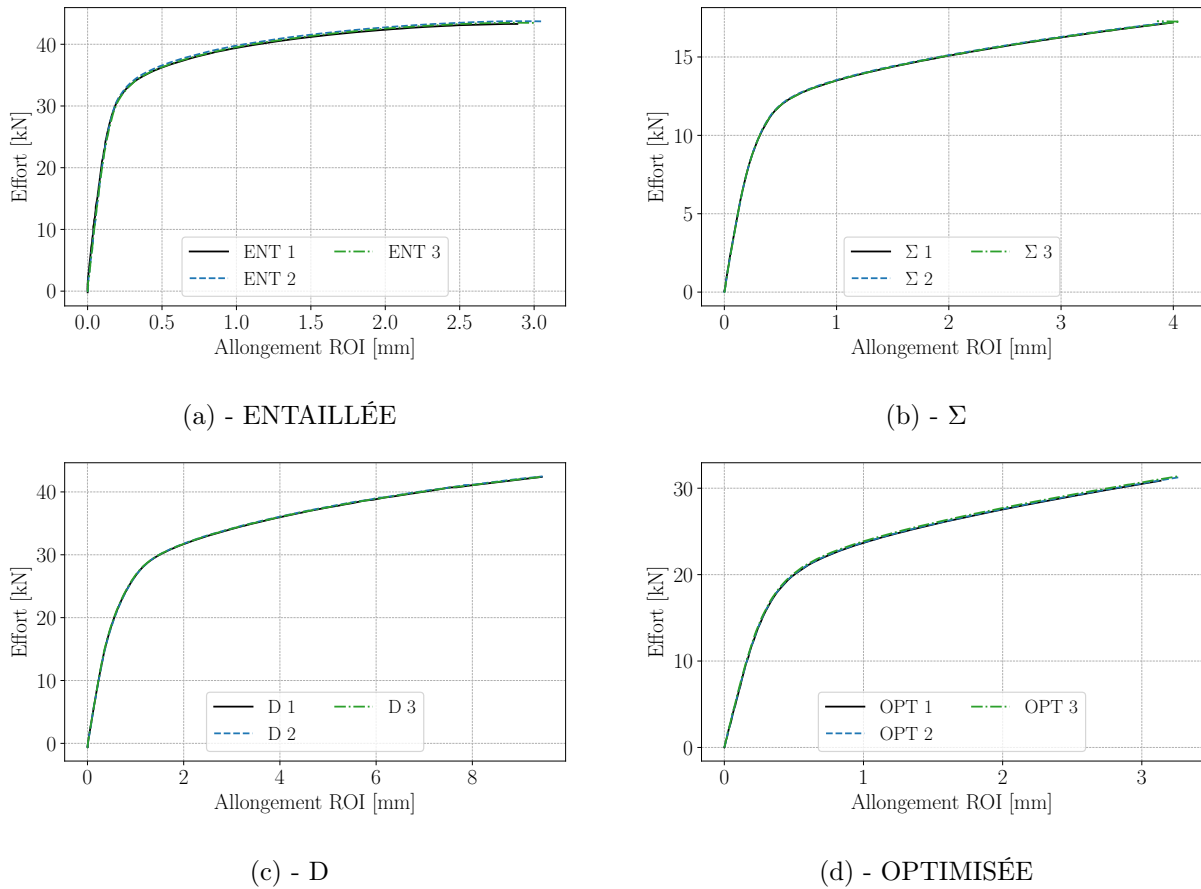


FIGURE 4.13: Courbes effort vs. allongement des essais de traction sur éprouvettes hétérogènes

4.3.4 Analyse des mesures locales : mesure de champs par DIC

Les composantes du tenseur de déformation obtenues par DIC sont présentées dans les Figure 4.14 à 4.17. Pour chaque éprouvette, les images sont présentées pour des niveaux d'effort très proches. Les paramètres DIC choisis pour traiter ces essais sont précisés en annexes (Tableau C.7).

Dans l'ensemble, les résultats de mesure de champs par DIC sont très répétables. Cela s'observe sur les niveaux de déformation atteints et leur répartition spatiale en surface des éprouvettes.

Une dissymétrie par rapport à la section centrale est observable dans les champs de déformation mesurés expérimentalement. Ce phénomène est présent sur toutes les éprouvettes mais il est particulièrement visible avec la composante transverse, ε_{xx} , sur les éprouvettes Σ ou D. Ce phénomène n'a pas été observé dans les résultats des simulations par EF du Chapitre 3. La première hypothèse qui expliquerait cette dissymétrie serait de considérer que l'éprouvette tourne ou se déforme dans les mors générant ainsi un déplacement longitudinal non-uniforme de l'éprouvette au niveau des mors.

Effort :

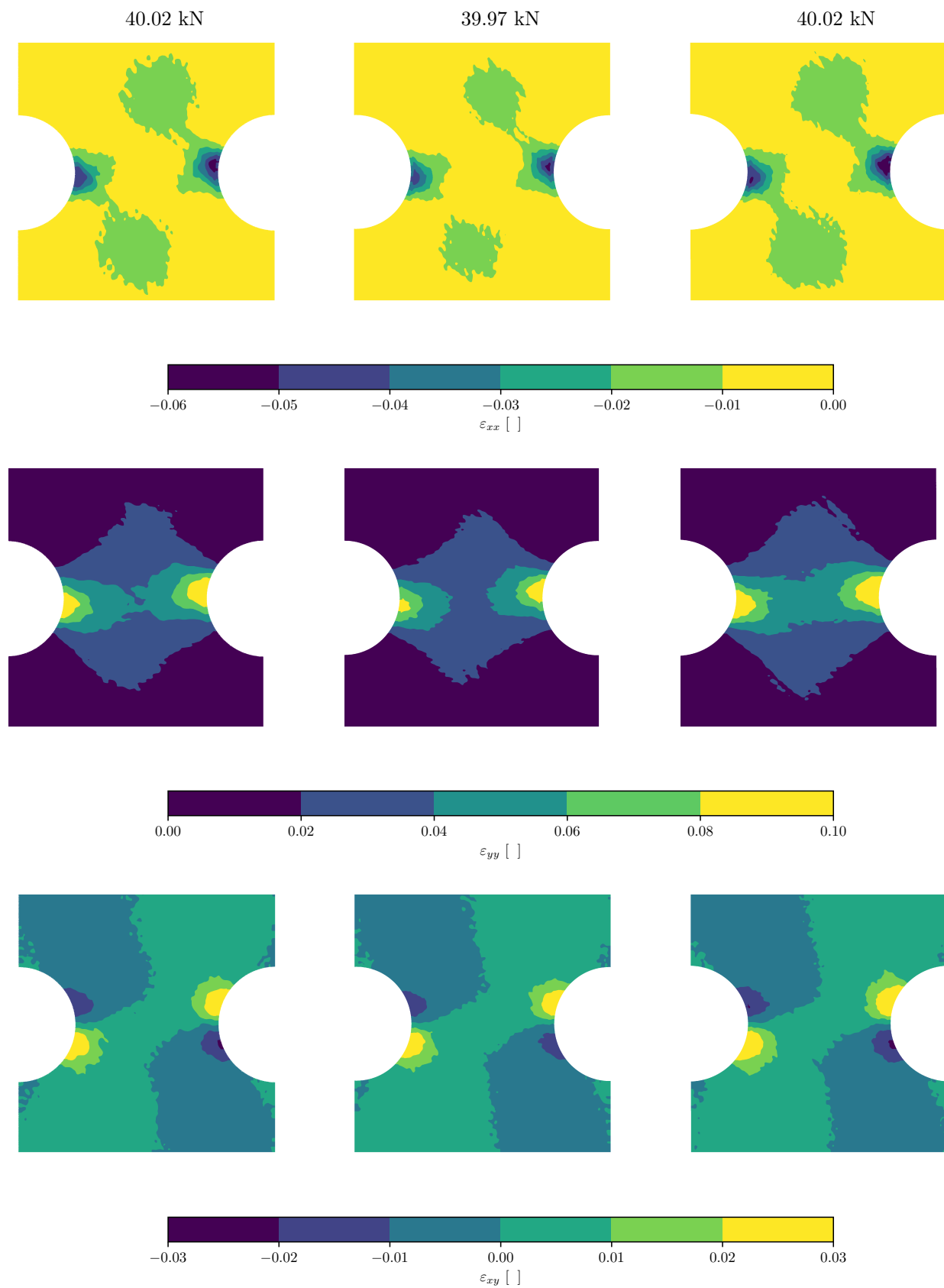


FIGURE 4.14: Champs de déformation calculés par DIC avec l'éprouvette ENTAILLÉE

Effort :

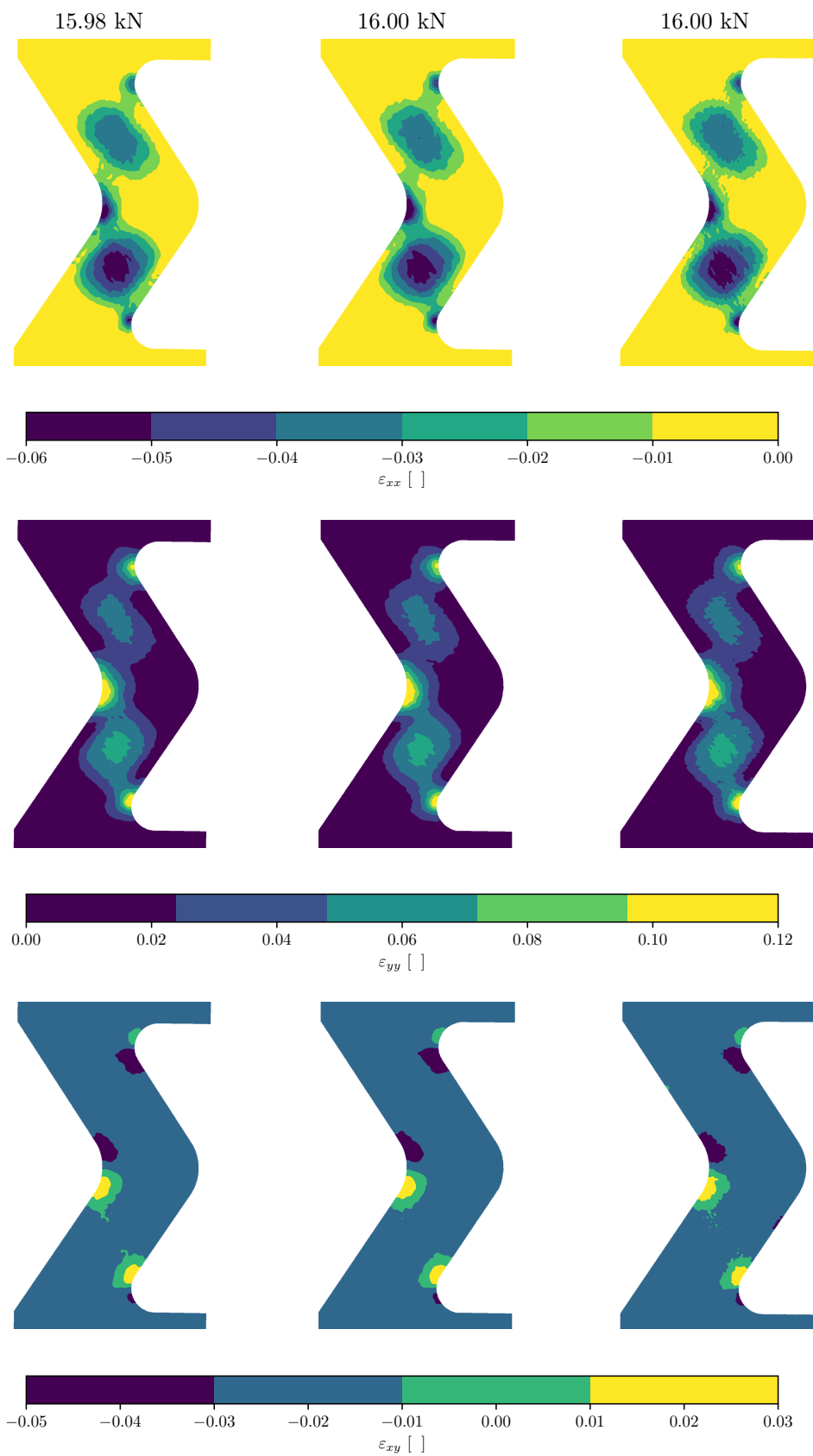


FIGURE 4.15: Champs de déformation calculés par DIC avec l'éprouvette Σ

Effort :

38.00 kN

37.98 kN

37.99 kN

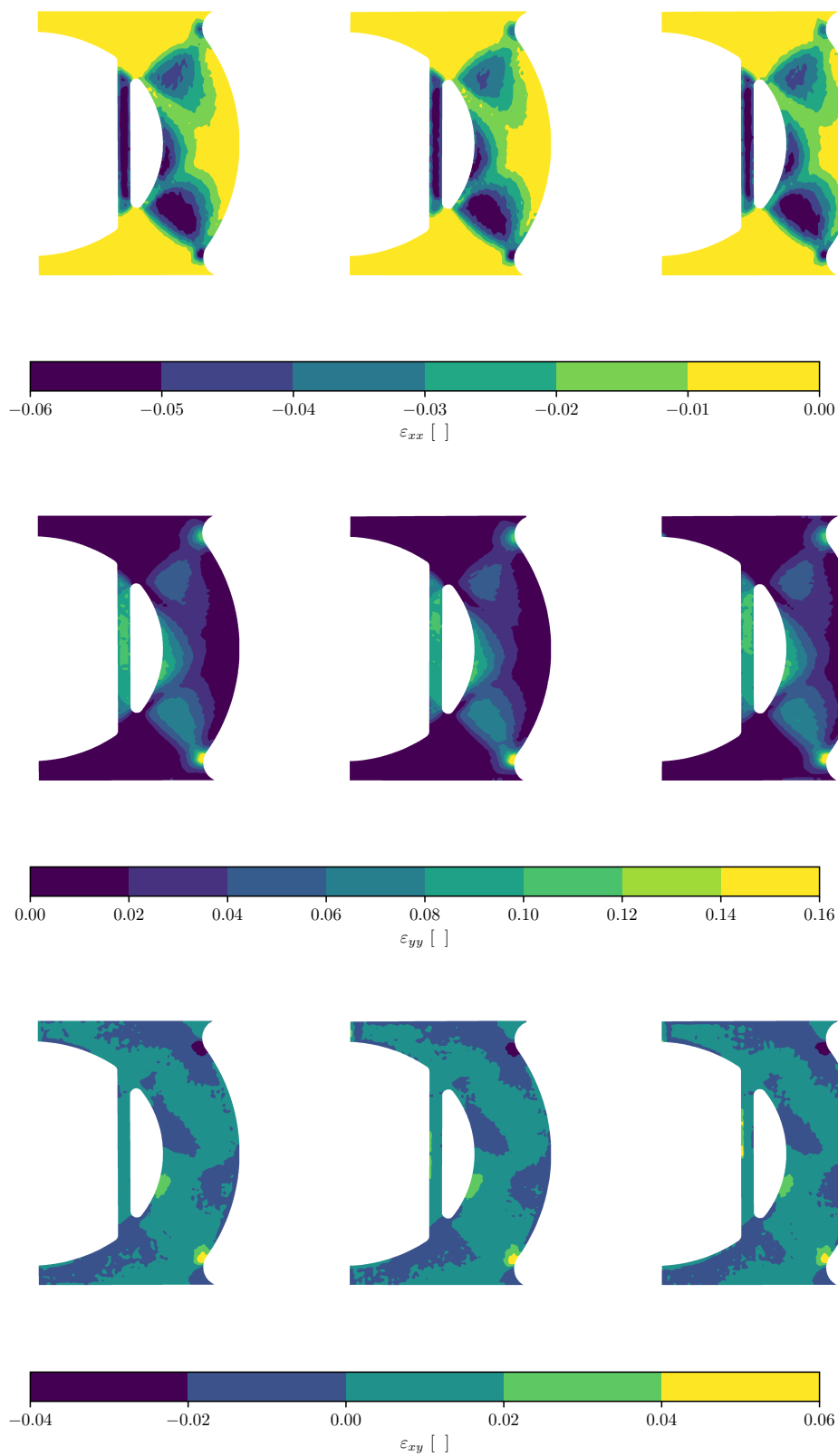


FIGURE 4.16: Champs de déformation calculés par DIC avec l'éprouvette D

Effort :

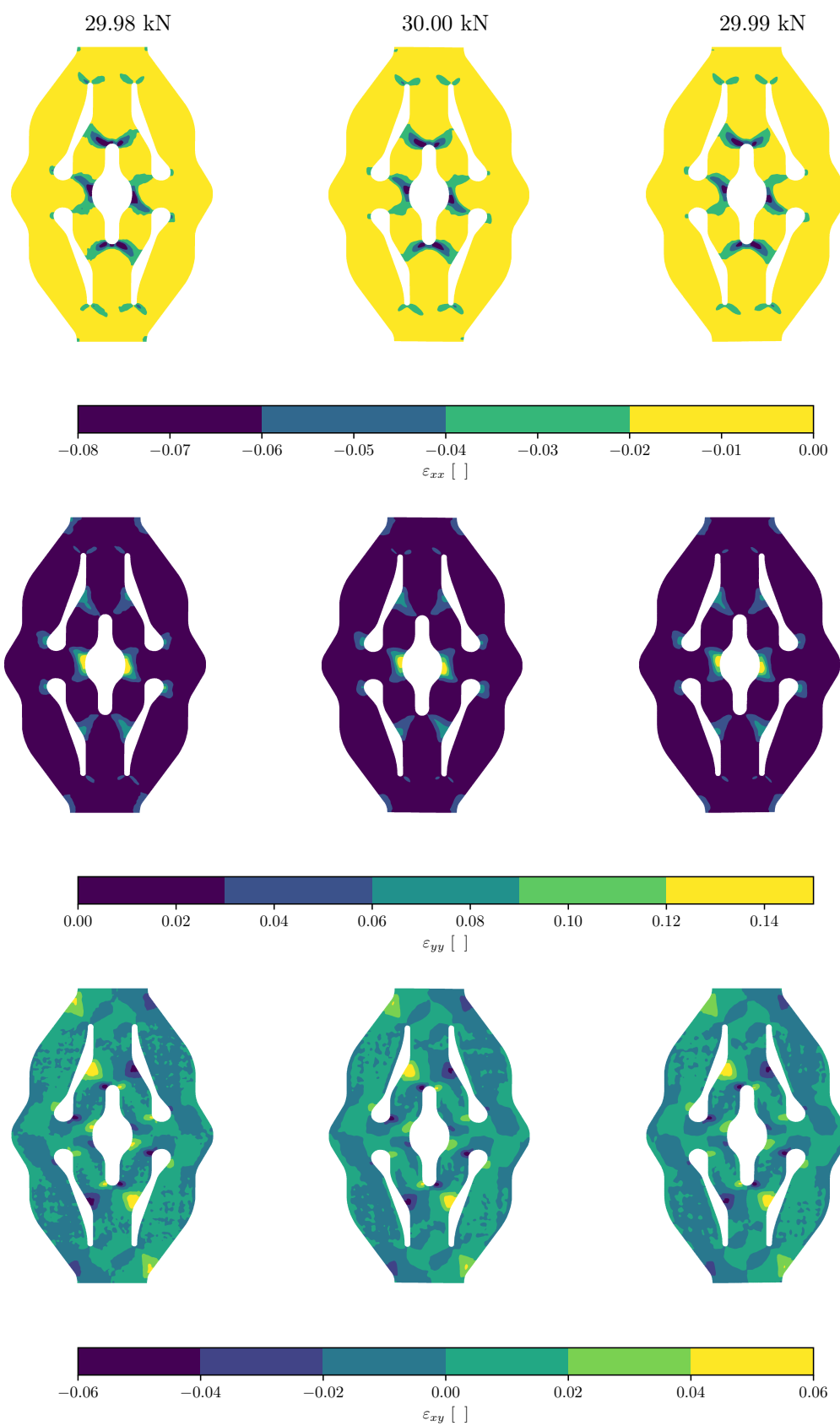
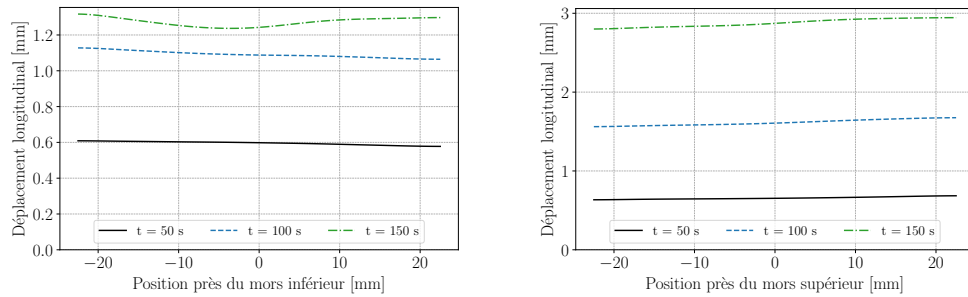


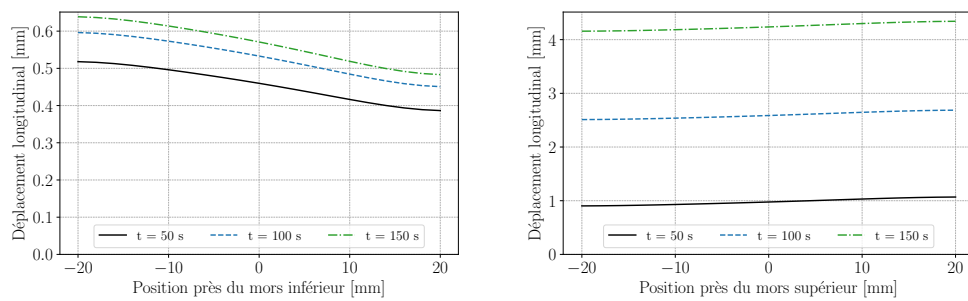
FIGURE 4.17: Champs de déformation calculés par DIC avec l'éprouvette OPTIMISÉE

Pour vérifier cette hypothèse, les déplacements mesurés par DIC sont tracés selon une section de chaque éprouvette le long des mors inférieurs et supérieurs à différents instants dans la Figure 4.18. Par souci de lisibilité et au vu de la répétabilité des résultats montrée précédemment, seuls les résultats de l'essai N°1 pour chaque géométrie sont présentés.

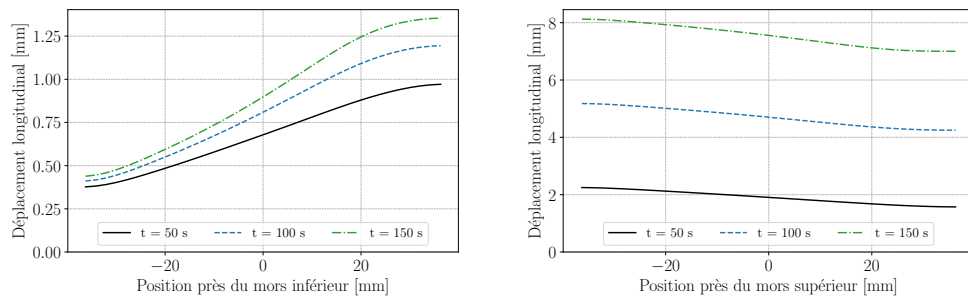
ENT 1



Σ 1



D 1



OPT 1

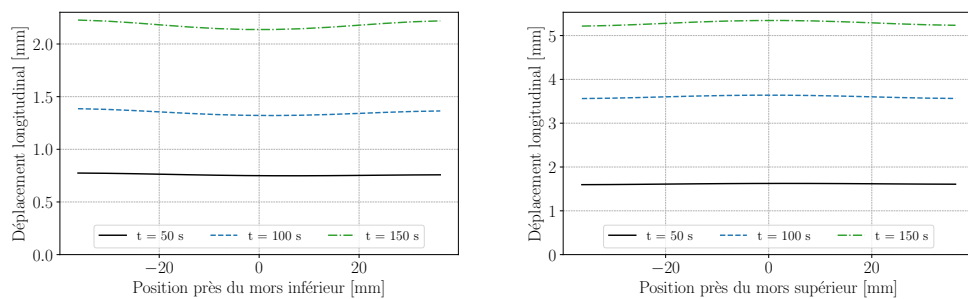


FIGURE 4.18: Mesure du déplacement longitudinal au niveau des mors

Il apparaît qu'aucun déplacement n'est parfaitement constant sur la largeur de l'éprouvette au niveau des mors. Analysons ces résultats en distinguant les éprouvettes à géométrie symétrique (ENT et OPT) et celles à géométrie dissymétrique (Σ et D).

Concernant les éprouvettes symétriques et plus particulièrement l'éprouvette OPTIMISÉE, le déplacement au niveau des mors est non-constant mais symétrique. Au niveau du mors inférieur, le déplacement minimum est situé au centre et au niveau du mors supérieur, c'est le déplacement maximum qui est situé au centre. Cela traduit une meilleure prise des talons au milieu des mors. Par contre, pour l'éprouvette ENTAILLÉE, le déplacement au niveau des mors n'est pas symétrique et pourrait résulter d'un mauvais alignement entre le capteur et l'axe de traction de l'éprouvette. Concernant les éprouvettes dissymétriques, les mesures de déplacement montrent que la zone la plus concernée par le glissement de l'éprouvette hors des mors est le côté avec la plus grande section résistante. Il s'agit du côté gauche pour l'éprouvette Σ et du droit pour l'éprouvette D.

Ces déplacements non-constants et parfois non-symétriques pourraient expliquer l'apparition de dissymétries dans les champs de déformation. Dans tous les cas, ces déplacements non-constants le long de la section proche des mors n'a pas été anticipée dans les simulations numériques du Chapitre 3. Pour connaître la sensibilité des modèles numériques à ce biais expérimental, des simulations sont mises en œuvre en utilisant les déplacements mesurés par DIC comme conditions aux limites dans la section suivante.

4.3.5 Comparaison calculs/essais

Pour construire une base de données numériques comparable aux essais, des simulations EF sont mises en œuvre avec les paramètres de la loi de comportement obtenus au Chapitre 2. Les conditions aux limites de ces simulations sont définies en fonction du déplacement mesuré par DIC aux bords des mors. Le déplacement mesuré par DIC est interpolé sur les nœuds des lignes-frontières inférieure et supérieure du calcul EF pour chaque composante des déplacements.

Dans un premier temps, il est intéressant de vérifier si la dissymétrie des champs de déformation mesurés par DIC lors des essais est observable par simulation avec les mêmes conditions aux limites. La Figure 4.19 montre les champs de déformation dans le sens transverse (ε_{xx}) pour l'essai D 1 et la simulation correspondante. Cette éprouvette et cette composante de déformation sont choisies pour observer plus facilement la dissymétrie dans le champ de déformation.

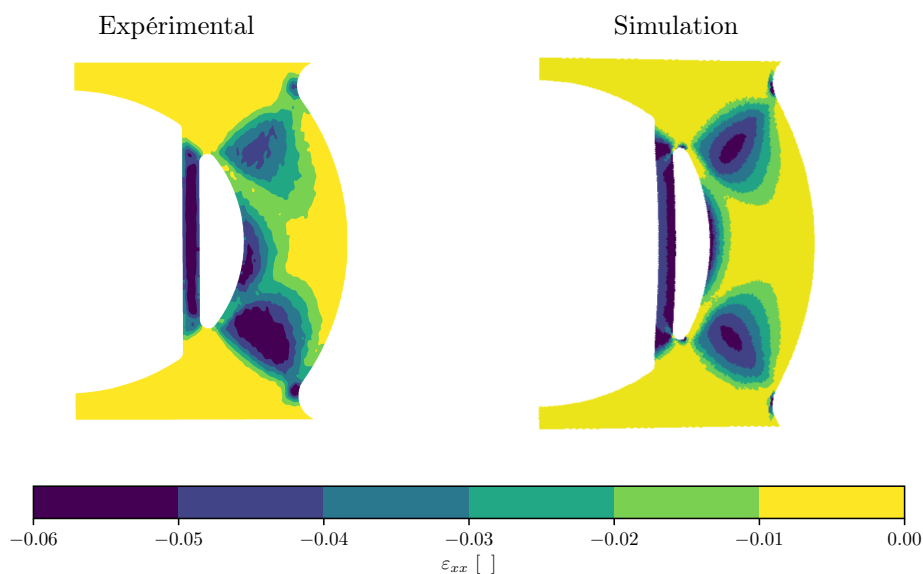


FIGURE 4.19: Comparaison des champs de déformation à $t=124$ s pour l'éprouvette D (D 1).

Les résultats montrent que les champs de déformation générés par la simulation numérique ne présentent pas de dissymétrie à l'inverse de l'essai. On peut en conclure que les déplacements non-homogènes au niveau des mors ne sont pas à l'origine des dissymétries observées dans les essais. Ce phénomène peut être provoqué par l'anisotropie du matériau qui pourrait ne pas être parfaitement modélisée dans la simulation.

Une seconde comparaison est effectuée sur des données globales : l'effort et le déplacement. La Figure 4.20 répertorie les courbes effort vs. déplacement obtenues pour chaque essai et les résultats des simulations correspondantes. Dans un objectif de clarté dans l'analyse de ces courbes, trois parties seront définies :

- une première partie linéaire associée à la déformation majoritairement élastique,
- une seconde partie quasi-linéaire, à pente plus douce, associée à la déformation majoritairement plastique ,
- une zone de transition entre ces deux parties linéaires associée à l'apparition de la plasticité.

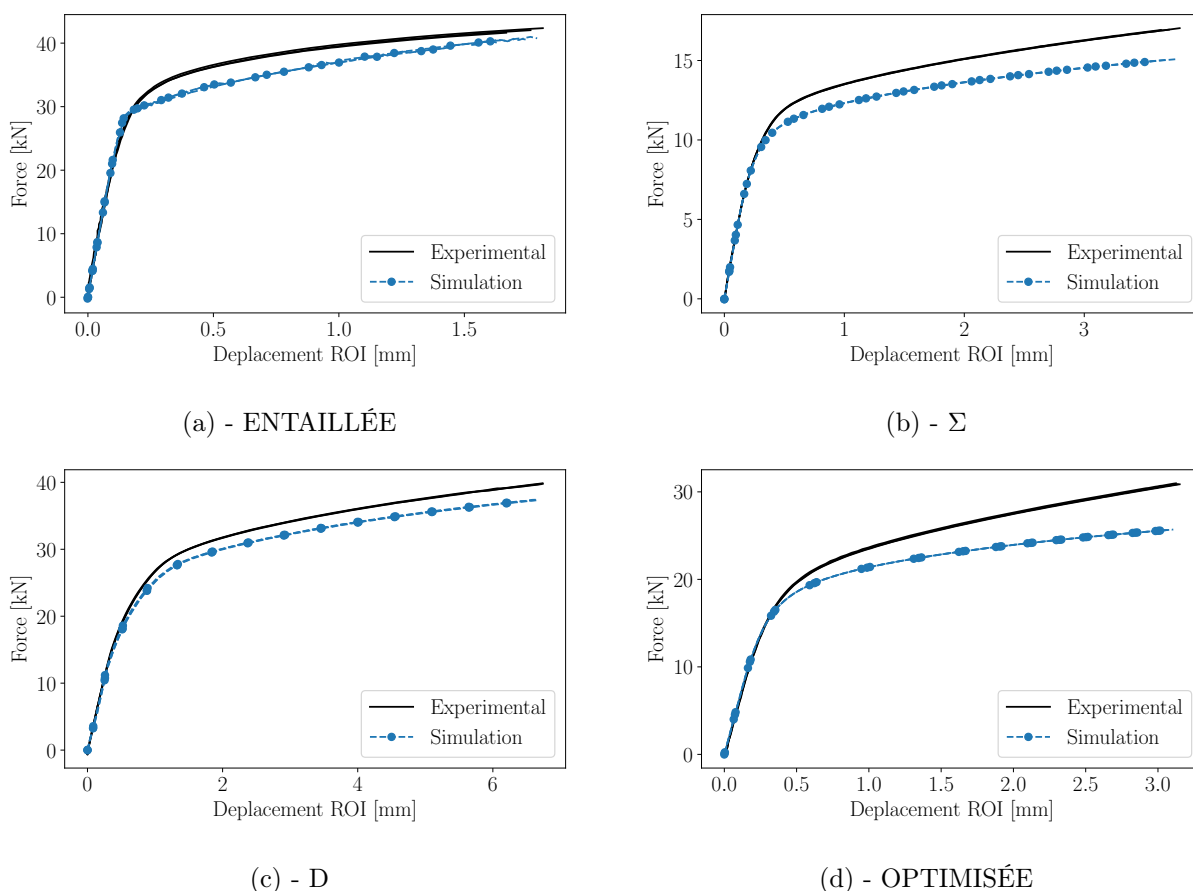


FIGURE 4.20: Courbes effort / allongement expérimentales et calculées par EF

Les résultats expérimentaux et numériques sont en parfaite corrélation dans la première partie de la courbe, associée au domaine élastique. Dès lors que la plasticité est initiée, les courbes expérimentales et numériques diffèrent systématiquement. D'une part, la transition entre les deux parties des courbes est initiée plus tôt par la simulation. D'autre part, la pente de la seconde partie de la courbe est sous-estimée par la simulation, sauf pour l'éprouvette ENTAILLÉE. Les éprouvettes ENTAILLÉE et D donnent la meilleure corrélation entre la simulation et les essais. Ensuite, l'éprouvette Σ et OPTIMISÉE corréle le moins bien.

Étant donné que les conditions aux limites sont identiques entre les essais et la simulation, l'hypothèse émise pour expliquer l'origine de la sous-estimation de l'effort simulé concerne une mauvaise modélisation du comportement de l'alliage AA2198. En effet, des différences ont déjà été observées entre le modèle et le comportement du matériau sur des essais de traction uniaxiale au Chapitre 2. L'identification n'était pas parfaite et la limite élastique était parfois sous-estimée, comme pour la direction 30° par exemple. D'autre part, les éprouvettes testées génèrent de multiples trajets de chargement pour lesquels la réponse du matériau n'est pas connue (cisaillement, compression, etc.). La répartition des états de contraintes générés lors des essais du Tableau 4.3 montre qu'une part importante de ceux générés par les éprouvettes Σ et OPTIMISÉE ne sont pas de la traction uniaxiale. Or, pour ces états de contrainte, la réponse du matériau n'est pas connue.

Il est intéressant de constater que l'orientation du chargement par rapport au repère matériau (45°), permet de révéler des différences entre les simulations et les essais. Peut-être qu'une autre orientation, mieux modélisée par le critère de Bron et Besson identifié, n'aurait pas généré autant d'écart entre les courbes. Une loi identifiée avec des essais homogènes ne permet pas forcément de modéliser un ensemble d'essais hétérogènes.

Tableau 4.3: Répartition des états de contrainte dans la matière plastifiée en considérant les paramètres matériaux de référence

	bi-compression	compression	cisaillement	traction	bi-traction
ENT 1	0.0%	0.0%	0.0%	99.4%	0.6%
SIG 1	0.0%	6.1%	21.6%	72.3%	0.0%
D 1	0.0%	3.0%	14.7%	80.6%	1.7%
OPT 1	0.4%	12.4%	25.5%	61.5%	0.1%

Étant donné que la modélisation du comportement du matériau est un élément qui pourrait expliquer les divergences entre simulations et essais, il semble intéressant d'aller plus loin dans l'identification du comportement du matériau et d'exploiter l'ensemble des états de contrainte générés expérimentalement pour identifier un nouveau set de paramètres matériaux par la MCV. Dans la section suivante, de nouveaux paramètres seront identifiés par la MCV et utilisés pour construire de nouvelles courbes de comportement qui seront comparées aux résultats expérimentaux et aux résultats construits à partir des paramètres identifiés de façon statiquement déterminée au Chapitre 2.

4.4 Identification par la MCV

Les essais réalisés avec les quatre géométries d'éprouvette permettent de générer des champs de déformation plus ou moins hétérogènes. Un seul essai permet alors de récolter des données plus riches qu'un essai de la campagne d'identification statiquement déterminée. L'objectif de cette section est d'identifier des jeux de paramètres constitutifs des lois de comportement de l'alliage AA2198 pour chaque essai hétérogène en utilisant la MCV. Une comparaison sera faite entre la modélisation du comportement du matériau avec les paramètres identifiés par la MCV et les paramètres de référence, obtenus lors de la campagne d'essais statiquement déterminés (Chapitre 2).

4.4.1 Validation numérique de la chaîne d'identification

Au vue de la complexité du modèle de Bron et Besson, qui n'a jamais été identifié dans la littérature par la MCV, la première étape avant de réaliser l'identification des paramètres à partir de données expérimentales est de valider la chaîne d'identification avec des données de référence, c'est-à-dire non affectées par les biais introduits par la chaîne de mesure. Pour cela, les données issues de la simulation EF d'un essai de traction sur éprouvette OPTIMISÉE présentée dans le Chapitre 3 seront utilisées car il s'agit de l'éprouvette qui génère le champ de contrainte le plus hétérogène. Étant donné que le résultat d'identification sera comparé au comportement matériau de référence obtenu en traction uniaxiale, il semble intéressant de choisir l'éprouvette qui s'éloigne le plus de ces états de contrainte pour valider l'identification sur le cas le plus complexe. Le problème d'identification par la MCV est identique à celui défini dans le Chapitre 3. Les équations définissant les CV (Eq. 4.1-4.3) et la fonction coût (Eq. 4.4) sont rappelées ci-dessous. Dans ces équations, H et W sont la demi-hauteur et la demi-largeur de la ROI en sachant que le repère est centrée par rapport à la ROI. Dans cette partie, seuls les paramètres du critère de plasticité anisotrope de Bron et Besson, X , seront identifiés.

$$\vec{u}^{*(1)} = \begin{cases} 0 \\ \frac{y}{H} \end{cases} \quad \vec{\varepsilon}^{*(1)} = \begin{cases} 0 \\ \frac{1}{H} \\ 0 \end{cases} \quad (4.1)$$

$$\vec{u}^{*(2)} = \begin{cases} \frac{x}{W} \frac{(|y|-H)}{H} \\ 0 \end{cases} \quad \vec{\varepsilon}^{*(2)} = \begin{cases} \frac{(|y|-H)}{WH} \\ 0 \\ \text{sgn}(y) \frac{x}{WH} \end{cases} \quad (4.2)$$

$$\vec{u}^{*(3)} = \begin{cases} \frac{1}{\pi} \sin\left(\pi \frac{x}{W}\right) \cos\left(\pi \frac{y}{2H}\right) \\ \frac{1}{\pi} \sin\left(\pi \frac{x}{W}\right) \cos\left(\pi \frac{y}{2H}\right) \end{cases} \quad \vec{\varepsilon}^{*(3)} = \begin{cases} \frac{1}{W} \cos\left(\pi \frac{x}{W}\right) \cos\left(\pi \frac{y}{2H}\right) \\ -\frac{1}{2H} \sin\left(\pi \frac{x}{W}\right) \sin\left(\pi \frac{y}{2H}\right) \\ \frac{1}{2} \left(\frac{1}{W} \cos\left(\pi \frac{x}{W}\right) \cos\left(\pi \frac{y}{2H}\right) - \frac{1}{2H} \sin\left(\pi \frac{x}{W}\right) \sin\left(\pi \frac{y}{2H}\right) \right) \end{cases} \quad (4.3)$$

$$\Phi(X) = \frac{\sum_i^{N_{CV}} \sum_t^{N_t} \left[u_{S_f}^{*(i)}(t)F(t) - \sum_j^{N_{pt}} \bar{\sigma}_j(X, t) : \bar{\varepsilon}_j^{*(i)}(t) \right]^2}{\max_{N_t} \left[u_{S_f}^{*(1)}(t)F(t) \right]^2} \quad (4.4)$$

Étant donné le nombre important de paramètres à identifier simultanément, ici 10 paramètres, les algorithmes génétiques de minimisation seront privilégiés. Deux algorithmes de minimisation de la fonction coût seront testés : le CMAES et le PSO. Leur fonctionnement a été présenté dans la revue de la littérature du Chapitre 1. Dans les deux cas, une population de 100 individus par itération et un maximum de 15 itérations seront considérés. Cela signifie que, pour une itération, la fonction coût (et donc les champs de contrainte) sera calculée pour 100 jeux de paramètres différents afin d'alimenter l'algorithme de minimisation pour déterminer le point de départ de l'itération suivante. Au total, 1500 évaluations de la fonction coût seront réalisées. Cette restriction du nombre total d'évaluation est imposée par le temps de calcul maximum possible sur le calculateur ONERA (7 jours).

La valeur initiale des paramètres et les limites du domaine d'optimisation sont données dans le Tableau 4.4. La valeur initiale des paramètres à identifier a été choisie pour correspondre à un critère isotrope de von Mises pour se placer dans la configuration où aucune donnée sur l'anisotropie du matériau n'est connue *a priori*.

Tableau 4.4: Paramètres initiaux et valeurs limites de l'identification du critère de Bron et Besson avec les essais hétérogènes

	a []	α []	c_1^1 []	c_2^1 []	c_3^1 []	c_4^1 []	c_1^2 []	c_2^2 []	c_3^2 []	c_4^2 []
init.	2.0	0.5	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0
min.	1.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0
max.	20.0	1.0	2.0	2.0	2.0	2.0	2.0	2.0	2.0	2.0

La Figure 4.21 présente l'évolution de la fonction coût et des valeurs des paramètres identifiés avec l'algorithme CMAES. Pour rappel, les données exploitées pour cette identification sont issues de la simulation EF d'un essai de traction sur éprouvette OPTIMISÉE présentée dans le Chapitre 3. Les valeurs de la fonction coût présentées dans la Figure 4.21 représentent la plus petite valeur de Φ parmi toutes les évaluations de l'itération. Il est important de noter que l'algorithme CMAES fournira toujours le jeu de paramètres qui génère la plus petite valeur de Φ parmi toutes les itérations. Sur la Figure 4.21, il est possible d'observer que 15 itérations ne suffisent pas pour converger vers un jeu de paramètres, puisque leur valeur varie beaucoup au cours des dernières itérations. De plus, elles ne semblent pas se rapprocher des valeurs de référence. La valeur de la fonction coût reste également élevée alors qu'elle devrait tendre vers zéro car l'identification est réalisée sur des données simulées non bruitées.

Bien que la convergence ne soit pas atteinte, le jeu de paramètres associé à la plus faible valeur de fonction coût est utilisé pour calculer la limite élastique et le coefficient de Lankford en fonction de l'orientation. Cela permet de comparer le comportement identifié au comportement de référence implémenté dans la simulation. La Figure 4.22 montre la variation de la limite élastique et du coefficient de Lankford en fonction de l'orientation du chargement. Dans les deux cas, le résultat de l'identification est

loin des valeurs de référence identifiées dans le Chapitre 2.

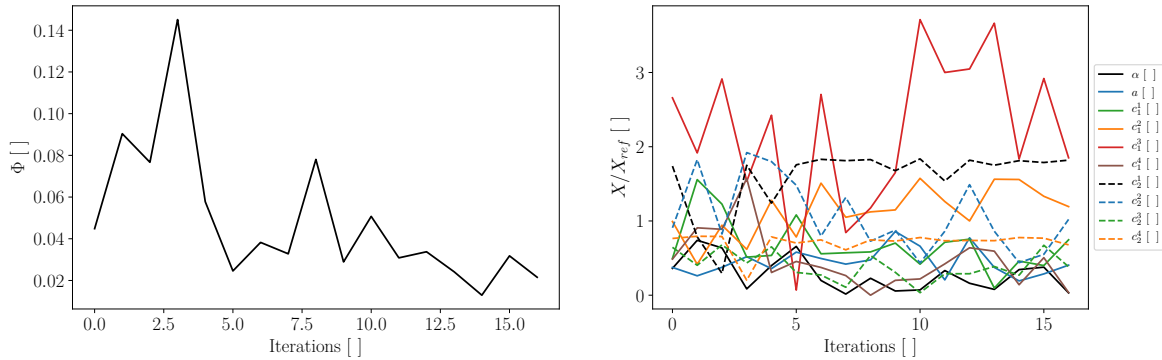


FIGURE 4.21: Évolution de la fonction coût et des paramètres avec le CMAES (population = 100)

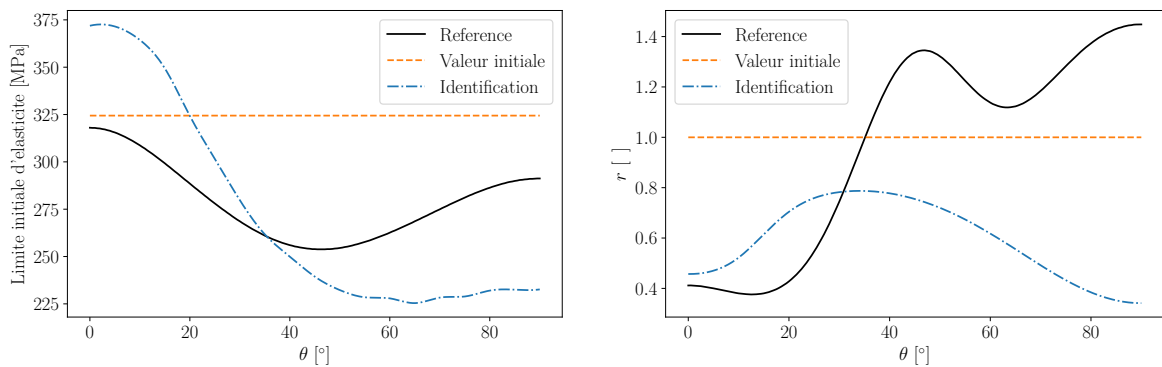


FIGURE 4.22: Modélisation de l'anisotropie du matériau en traction avec les paramètres issus du dernier résultat du CMAES (population = 100)

La Figure 4.23 montre l'évolution de la fonction coût avec l'algorithme PSO. Contrairement à l'algorithme CMAES, dont la première étape de minimisation consiste à évaluer la valeur de la fonction coût pour une multitude de points autour des valeurs initiales des paramètres, le PSO, quand à lui, évalue la valeur de la fonction coût pour des points répartis sur l'ensemble du domaine d'optimisation. C'est pourquoi la valeur initiale de la fonction coût est différente entre les algorithmes. La valeur de la fonction-coût calculée avec le PSO converge bien vers un minimum, dont la valeur est bien inférieure aux valeurs finales obtenues avec CMAES (0.003 au lieu de 0.02). Une meilleure convergence du jeu de paramètres a également pu être atteinte après 15 itérations. Bien que leur valeur reste différente de la référence, le comportement matériau est mieux modélisé comparé aux résultats obtenus avec l'algorithme CMAES (Figure 4.24). Toutefois, l'identification ne permet pas de modéliser correctement la limite initiale d'élasticité pour des orientations supérieures à 60°. Les écarts sur le coefficient de Lankford sont plus importants et son évolution avec l'orientation n'est pas cohérente au-delà de 45°.

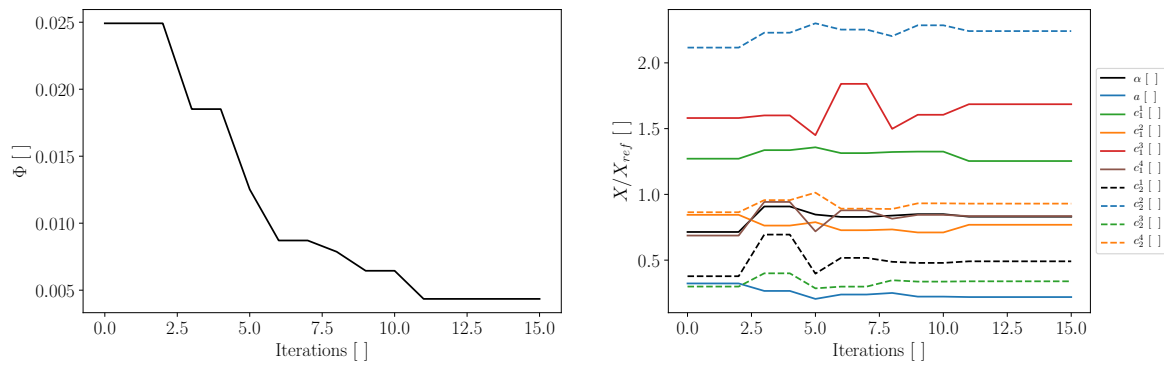


FIGURE 4.23: Évolution de la fonction coût et des paramètres identifiés avec le PSO (population = 100, nombre d'itérations = 15)

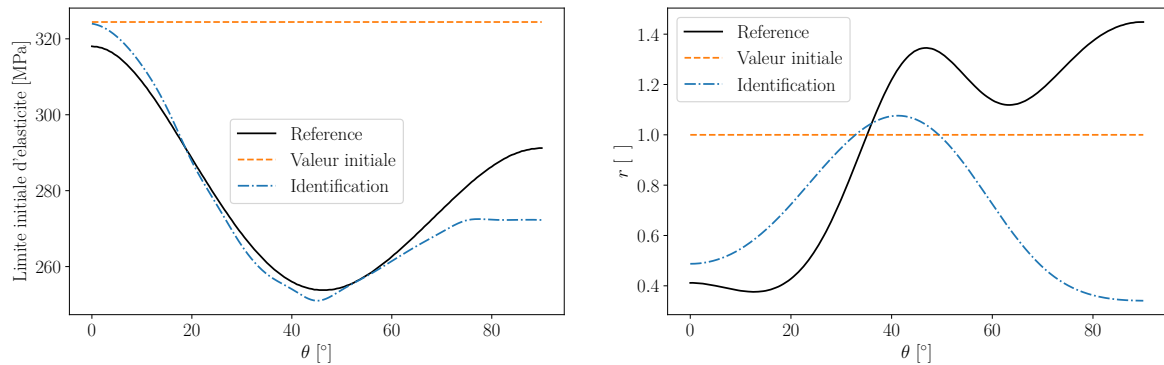


FIGURE 4.24: Modélisation de l'anisotropie du matériau en traction avec les paramètres identifiés avec le PSO (population = 100, nombre d'itérations = 15)

Au vu de ces résultats, l'algorithme PSO semble être une bonne alternative au CMAES pour identifier les paramètres du critère de Bron et Besson. Dès lors, il est intéressant d'évaluer la sensibilité du résultat d'identification aux différents paramètres de l'algorithme de minimisation. Sachant que la valeur des paramètres matériaux est normée (entre 0 et 1) pour l'identification, l'influence des paramètres pilotant la vitesse et l'interaction des particules ne sera pas étudiée. Seule l'influence de la taille de la population par itération est étudiée ici. Pour cela, l'identification a été réalisée pour des populations de 25, 50, 100 et 200 individus. Cela correspond à un nombre d'itérations à 60, 30, 15 et 7 respectivement pour conserver un maximum de 1500 évaluations.

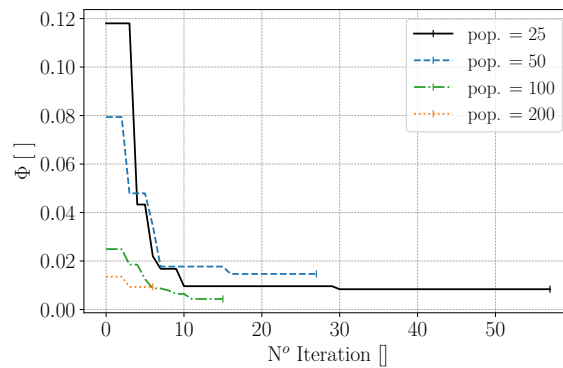


FIGURE 4.25: Évolution de la fonction coût en fonction de la taille de la population avec l'algorithme PSO

La Figure 4.25 présente les évolutions de la fonction coût pour l'ensemble des identifications réalisées et le modèle associé aux résultats d'identification est présenté dans la Figure 4.26. Il est possible d'observer que la valeur de la fonction coût après la première itération décroît avec la taille de la population. Cela traduit une meilleure exploration initiale de la fonction coût. Cependant, pour une population de 200 individus, il n'est possible de réaliser que 7 itérations. Or, la majorité des cas convergent vers une solution à partir de la 10ème itération. Finalement, la population de 100 individus explore le domaine d'optimisation de façon satisfaisante et les 15 itérations permettent de converger vers une solution. C'est cette configuration qui permet d'avoir la plus basse valeur de la fonction coût. Cette taille de population est donc choisie pour ce problème d'identification des paramètres du critère de Bron et Besson par la MCV.

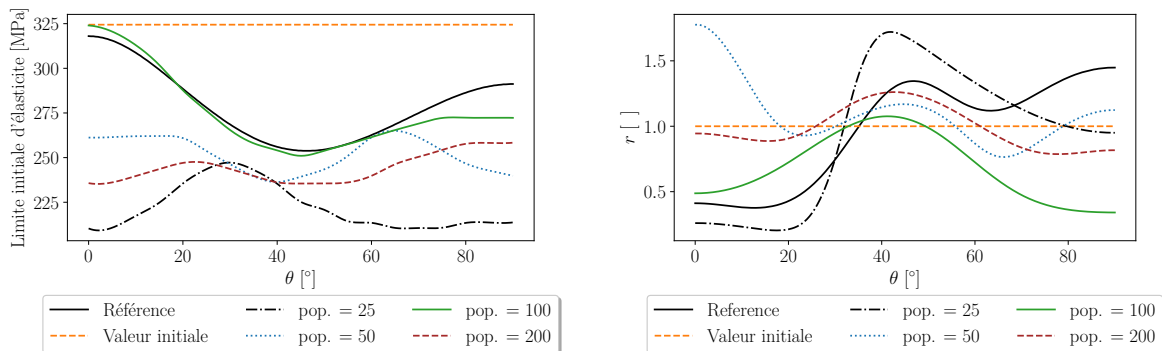


FIGURE 4.26: Modélisation de l'anisotropie en fonction de la taille de la population choisie pour l'identification avec le PSO

Les évolutions de la limite élastique et du coefficient de Lankford sont présentées dans la Figure 4.26 avec les résultats des identifications avec le PSO pour différentes tailles de population. Comme la valeur finale de la fonction coût permettait déjà d'anticiper la tendance, le résultat avec une population de 100 individus par itération aboutit à la meilleure modélisation de l'anisotropie par rapport aux paramètres de référence implémentés dans le calcul EF. Pour appuyer ce résultat, une seconde simulation, identique à la simulation de référence en terme de conditions aux limites et de maillage, a été réalisée avec le jeu

de paramètres identifié avec le PSO et une population de 100 individus. Les courbes effort/déplacement sont présentées dans la Figure 4.27. Globalement, la réponse obtenue avec les paramètres identifiés est très proche de la référence. La valeur des paramètres identifiés est donnée dans le Tableau 4.5.

Tableau 4.5: Paramètres identifiés avec l'algorithme PSO à partir de données non-biaisées

	a []	α []	c_1^1 []	c_2^1 []	c_3^1 []	c_4^1 []	c_1^2 []	c_2^2 []	c_3^2 []	c_4^2 []
PSO	0.83	4.38	1.57	0.97	0.88	1.04	0.53	1.68	0.69	1.83

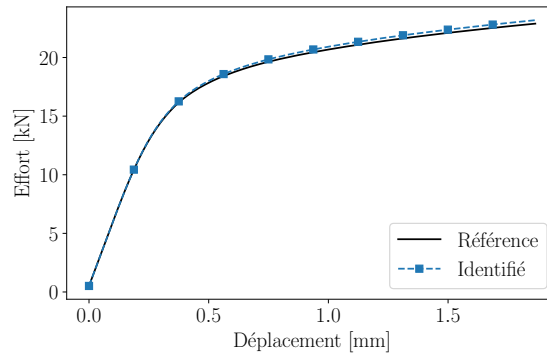


FIGURE 4.27: Comparaison entre paramètres identifiés et la référence pour une simulation d'essai de traction sur éprouvette OPTIMISÉE

En conclusion, l'identification par la MCV des paramètres du critère de Bron et Besson pour la modélisation de l'anisotropie nécessite de nombreuses précautions. Bien que les données traitées ne comportent aucun biais de mesure, le résultat d'identification n'est pas toujours satisfaisant, en particulier pour la modélisation du coefficient de Lankford. L'identification de ce critère avec des données expérimentale sera certainement difficile. Néanmoins, l'utilisation de l'algorithme PSO avec une population de 100 individus par itération semble être le meilleur compromis réalisable en l'état sur le calculateur ONERA. Le résultat final permet une bonne modélisation de la limite élastique contrairement au coefficient de Lankford qui est moins bien modélisé. Mais, la réponse globale en effort montre une très bonne cohérence sur une simulation d'essai de traction avec l'éprouvette OPTIMISÉE. Cette méthode d'optimisation sera donc utilisée pour identifier les paramètres du critère de Bron et Besson à partir des essais de traction sur les éprouvettes hétérogènes.

4.4.2 Réduction de la résolution des images

La haute résolution (12 Mpx) du capteur utilisé et l'utilisation d'un logiciel de DIC fournissant des données denses (à chaque pixel) sont des atouts pour mesurer de forts gradients dans les champs cinématiques, en particulier à proximité des bords. Cependant, la quantité de données générée devient un problème lorsqu'il s'agit de calculer les champs de contrainte pixel par pixel. Par exemple, le calcul du champ de contrainte avec l'outil *Z-mat* de la suite *Z-set* avec l'éprouvette ENTAILLÉE dure plus de 4 heures sur 20 processeurs Cascade Lake Intel® Xeon® en parallèle. Ce coût de calcul est incompatible avec un processus itératif de minimisation d'une fonction coût qui a été limité à 1500 évaluations dans

le cadre de ces travaux pour identifier les 10 paramètres constitutifs du critère de plasticité de Bron et Besson.

Il est donc impératif de réduire la quantité de données à traiter pour réaliser une identification des paramètres matériaux sur des données expérimentales. L'approche proposée est de réduire la résolution spatiale des images en créant des facettes contenant plusieurs pixels. Pour un champ cinématique, la donnée d'une facette est calculée comme la moyenne des données contenues dans les pixels qu'elle contient. A proximité des bords, une facette peut contenir des pixels associés au vide (*i.e.* hors éprouvette). Dans ce cas, deux solutions sont possibles. Soit les pixels vides ne comportent pas de valeur (*i.e.* des NaN pour "valeur non numérique"), soit on leur attribue une valeur nulle. Supposons une facette de 10×10 pixels, soit 100 pixels au total. Si un seul pixel n'est pas vide, alors la première méthode attribue la valeur du pixel à l'ensemble de la facette ce qui donne cent fois plus d'importance à cette valeur dans le calcul du PTV. Avec la seconde méthode, la valeur moyenne de la facette est quasi nulle car les 99 autres pixels valent zéro. Cette deuxième méthode a été choisie car elle permet une meilleure pondération de la donnée dans le calcul du PTV.

Pour étudier l'influence de ce processus, la valeur d'une fonction coût (Eq. 4.4) par la MCV est calculée pour des champs de plus faible résolution, c'est-à-dire obtenus en augmentant progressivement la taille des facettes. Cette étude est réalisée à partir de données non biaisées obtenues par la simulation EF d'un essai de traction sur l'éprouvette OPTIMISÉE du Chapitre 3. Cette géométrie d'éprouvette semble, *a priori*, la plus critique en ce qui concerne la réduction de la résolution spatiale des champs à cause des fortes localisations de déformations proche des bords. Premièrement, un champ de déformation de haute résolution (12 MPx) est généré par interpolation linéaire des résultats des simulations EF. Ensuite, les champs de déformation de plus faible résolution sont construits avec la méthode des facettes. Les champs de contrainte sont recalculés systématiquement pour évaluer le temps de calcul en fonction de la taille de la facette et obtenir la valeur de la fonction coût.

La Figure 4.28 présente le temps de calcul du champ de contrainte en fonction de la valeur de la fonction coût pour l'éprouvette OPTIMISÉE. Les temps de calculs pour les champs de contrainte passent de 3 heures et 43 minutes pour l'image de référence à 9 minutes et 42 secondes pour l'image construite avec une facette de 5 pixels. Cela représente plus de 10 jours de calculs pour faire 1500 évaluations de la fonction coût. Une facette de 10 pixels réduit le temps de calcul à 2 minutes et 26 secondes par évaluation soit environ 3 jours de calcul pour le même nombre d'évaluations. C'est pourquoi des facettes de 10 pixels seront utilisées pour réduire la résolution des champs de déformation pour toutes les éprouvettes. Cette réduction de la quantité de données est indispensable pour conserver des temps de calcul acceptables, bien qu'elle puisse introduire un biais.

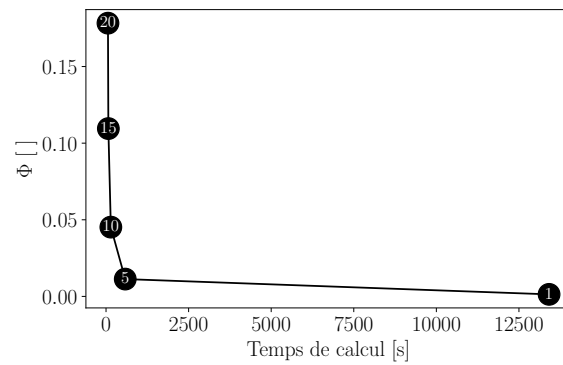


FIGURE 4.28: Influence de la réduction de la discrétisation spatiale des champs cinématiques sur le temps de calcul et la valeur de la fonction coût

Pour analyser l'influence de cette réduction de la résolution spatiale des champs, l'hétérogénéité des champs de contrainte et le niveau de déformation plastique sont observés. Pour cela, le diagramme déformation plastique vs. taux de triaxialité est présenté dans la Figure 4.29. Il compare les données issues des images interpolées du résultat par EF sans réduction de la résolution et les images construites avec une facette de 10 pixels. Il apparaît que les zones de concentration de la déformation plastique sollicitées en compression uniaxiale sont les plus impactées par la réduction de la résolution des images. Le reste du spectre des états de contrainte est identique au spectre de référence.

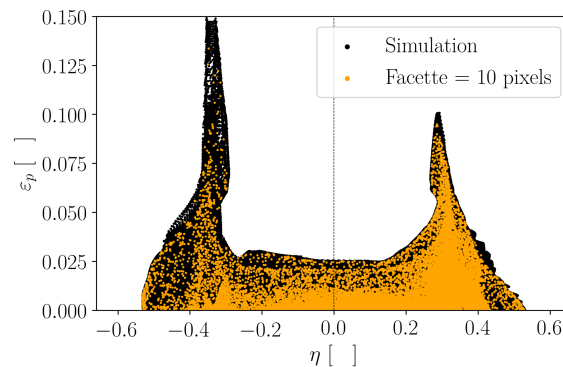


FIGURE 4.29: Niveau de déformation plastique atteint en fonction du taux de triaxialité

La réduction de la résolution des images impacte logiquement la mesure de phénomènes localisés comme la concentration de déformation plastique, *a priori* proche des bords. La Figure 4.30 présente la cartographie de la déformation plastique avec l'image d'origine et celle dont la résolution a été réduite. Ces cartographies sont tracées pour une région de l'éprouvette OPTIMISÉE qui est sujette à une concentration de la déformation plastique afin d'observer plus finement la déformation plastique proche des bords.

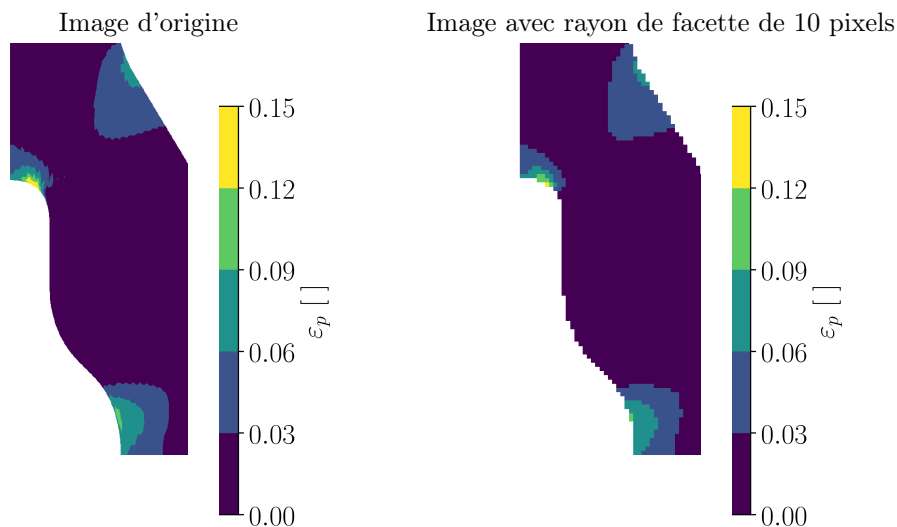


FIGURE 4.30: Influence de la réduction de la résolution des images sur les cartographies de déformation plastique zoomées sur une zone de concentration de la déformation

Plus généralement, cette section montre que le traitement d'une grande quantité de données peut poser des problèmes de temps de calcul dans le cadre d'une identification de paramètres matériaux avec des comportements non-linéaires qui nécessite l'emploi d'un algorithme itératif de minimisation. Une réduction de la quantité de données à traiter est donc obligatoire. Dans ces travaux, une approche héritée du traitement d'images a été adoptée en réduisant la résolution des images. Cette section a permis de quantifier les biais introduits par ce traitement des images dans le PTV. En perspective, il pourrait être intéressant de réaliser l'interpolation des champs sur un maillage EF [9] et faire varier la taille des mailles en fonction du gradient de déformation.

4.4.3 Identification par la MCV sur les données expérimentales

La démarche d'identification présentée dans la section précédente a été mise en œuvre avec les données expérimentales issues des essais de traction sur les éprouvettes hétérogènes. Pour rappel, un algorithme de minimisation de type PSO sera mis en œuvre où chaque itération comptera 100 évaluations de la fonction coût. A cause d'une limitation en puissance de calcul, le processus d'optimisation se limitera à 15 évaluation au total et la résolution spatiale des champs de déformation sera réduite grâce à la création de facettes de 10×10 pixels. Sachant que trois essais ont été réalisés par géométrie d'éprouvette, il existe trois jeux de paramètres identifiés par géométrie. Les résultats d'identification pour chaque éprouvette sont présentés et discutés dans cette section.

L'évaluation de la précision de l'identification ne peut pas se limiter à une comparaison des valeurs des paramètres identifiées avec les valeurs de référence (obtenue par identification statiquement déterminée) car il est possible que plusieurs jeux de paramètres aboutissent à des comportements mécaniques similaires. De plus, les paramètres de référence ont été obtenus avec des essais de traction uniaxiale exclusivement et les éprouvettes testées génèrent divers états de contrainte pour lesquels le matériau d'étude n'a pas été testé. Plusieurs grandeurs sont donc comparées entre les essais et les simulations :

- les mesures globales : effort et déplacement,

— les mesures locales : les champs de déformation.

Trois essais ont été réalisés par géométrie d'éprouvette, ce qui donne 12 jeux de paramètres identifiés. Pour ne pas surcharger les graphiques, seul le jeu de paramètres qui obtient la meilleure corrélation sur les courbes effort vs. déplacement est conservé dans cette section (Tableau 4.6). Cette corrélation sur les courbes effort vs. déplacement et la dispersion des résultats est discuté ultérieurement dans ce Chapitre. Les quatre jeux de paramètres (un par géométrie) sont utilisés pour simuler chaque essai et ainsi comparer les données globales et locales. Si les 4 jeux sont utilisés pour simuler les 12 essais, cela revient à lancer 48 calculs. Pour réduire la quantité de calculs à réaliser, seul le premier essai de chaque géométrie testée (ENT 1, Σ 1, D 1 et OPT 1) est simulé sachant que tous les essais pour une même géométrie sont très répétables. De plus, peu importe l'essai choisi, les paramètres identifiés doivent modéliser le comportement du matériau indépendamment de la géométrie de l'éprouvette testée. Pour résumer, les essais de traction sont reproduits par simulation EF pour les quatre géométries avec quatre jeux de paramètres ce qui nécessite 16 calculs. Les conditions aux limites appliquées dans ces simulations sont issues de la mesure DIC de l'essai pour modéliser le déplacement non-constant aux lignes-frontière inférieure et supérieure.

La Figure 4.31 présente les courbes effort vs. déplacement issues des essais et des simulations avec les quatre jeux de paramètres identifiés (Tableau 4.6). En terme d'identification, deux éprouvettes exhibent des résultats particulièrement distincts. Concernant les simulations de l'essai ENT 1, il est intéressant d'observer que plusieurs résultats d'identification (Σ et D) permettent une meilleure prédiction que celle obtenue avec les valeurs de référence. Par contre, les résultats d'identification OPT divergent largement du comportement expérimental de l'éprouvette ENTAILLÉE. A l'inverse, concernant les simulations de l'essai OPT 1, le résultat de l'identification OPT permet une bonne corrélation calcul/essai. Pour les éprouvettes Σ et D, les paramètres identifiés avec les essais ENT et OPT permettent une meilleure prédiction de l'effort résultant que les autres jeux de paramètres.

Tableau 4.6: Paramètres identifiés avec essais hétérogènes

	a []	α []	c_1^1 []	c_2^1 []	c_3^1 []	c_4^1 []	c_1^2 []	c_2^2 []	c_3^2 []	c_4^2 []
ENT 1	14.11	0.88	1.17	1.56	0.46	0.31	0.60	1.42	1.58	1.60
Σ 1	16.95	0.13	0.53	1.08	1.92	1.43	1.97	1.80	0.29	0.29
D 1	9.96	0.93	0.76	1.25	1.56	1.31	0.50	1.07	1.83	1.72
OPT 2	8.23	0.0	0.39	0.75	0.36	0.58	0.30	0.02	1.39	1.57

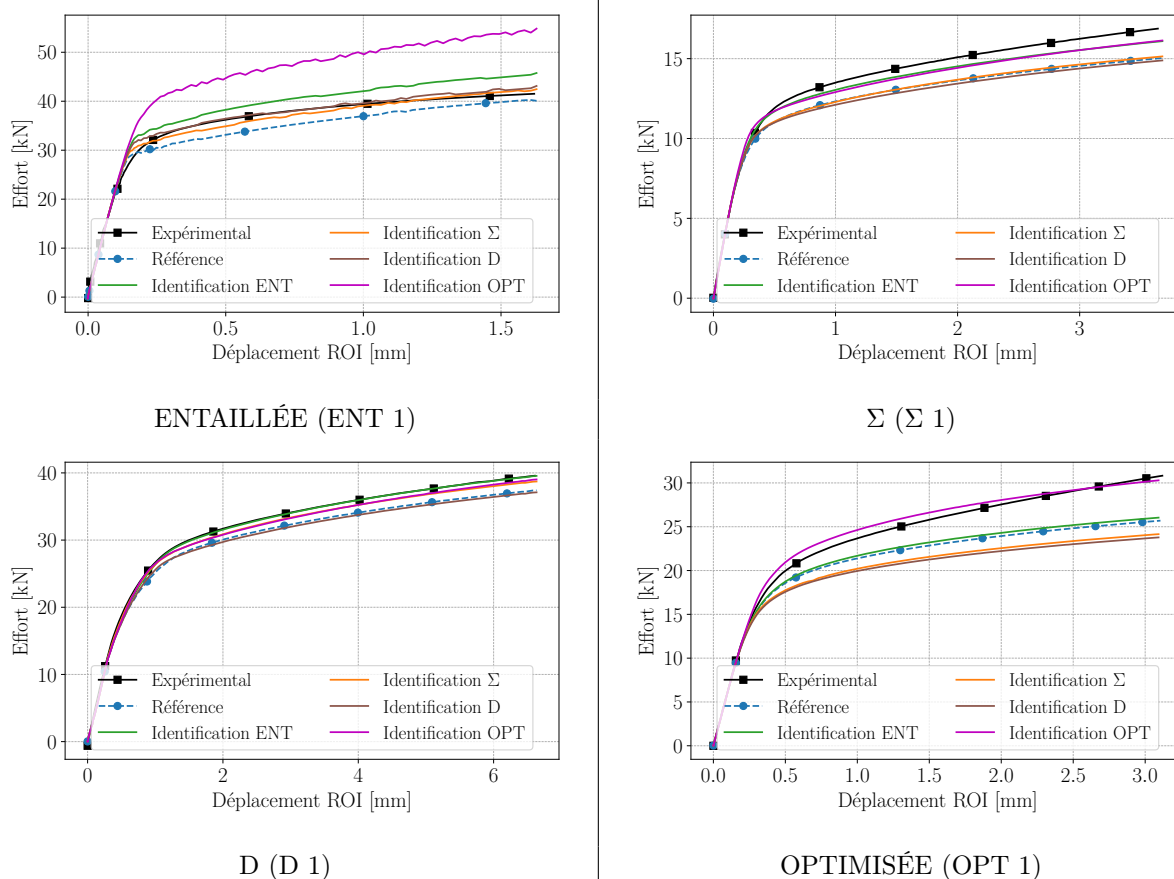


FIGURE 4.31: Courbes effort/déplacement

Ces résultats peuvent être interprétés selon deux approches. Puisque l'éprouvette générant le champ de contrainte le plus hétérogène est l'éprouvette OPTIMISÉE, le jeu de paramètres permettant la meilleure prédiction du comportement de cette éprouvette pourrait alors être considéré comme celui capable de modéliser au mieux le comportement de l'alliage AA2198 sur une large gamme d'états de contraintes. Dans ce cas, le meilleur résultat d'identification est obtenu avec l'essai OPT. Par contre, si le meilleur résultat est celui qui prédit le mieux le comportement de toutes les éprouvettes, c'est l'éprouvette ENT qui abouti au meilleur résultat d'identification.

Au-delà de l'étude de corrélation sur l'effort et le déplacement, il est intéressant de comparer la variation de la limite élastique et du coefficient de Lankford par rapport aux mesures effectuées sur des éprouvettes de traction conventionnelles (Figure 4.32).

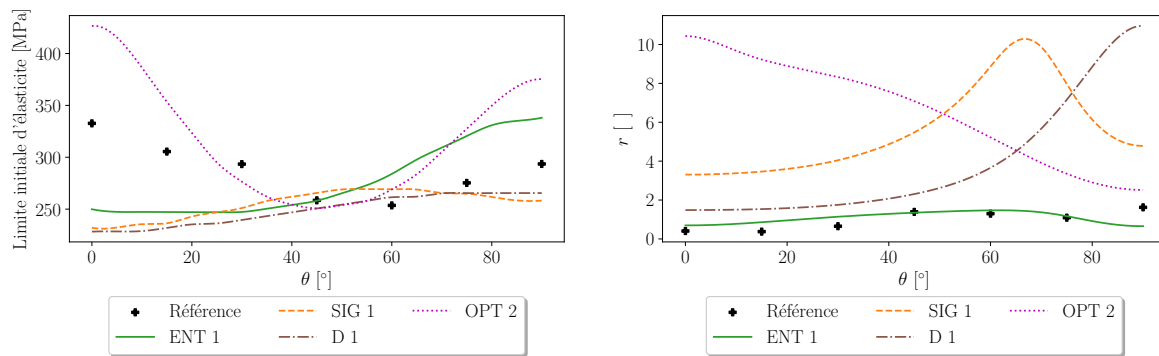
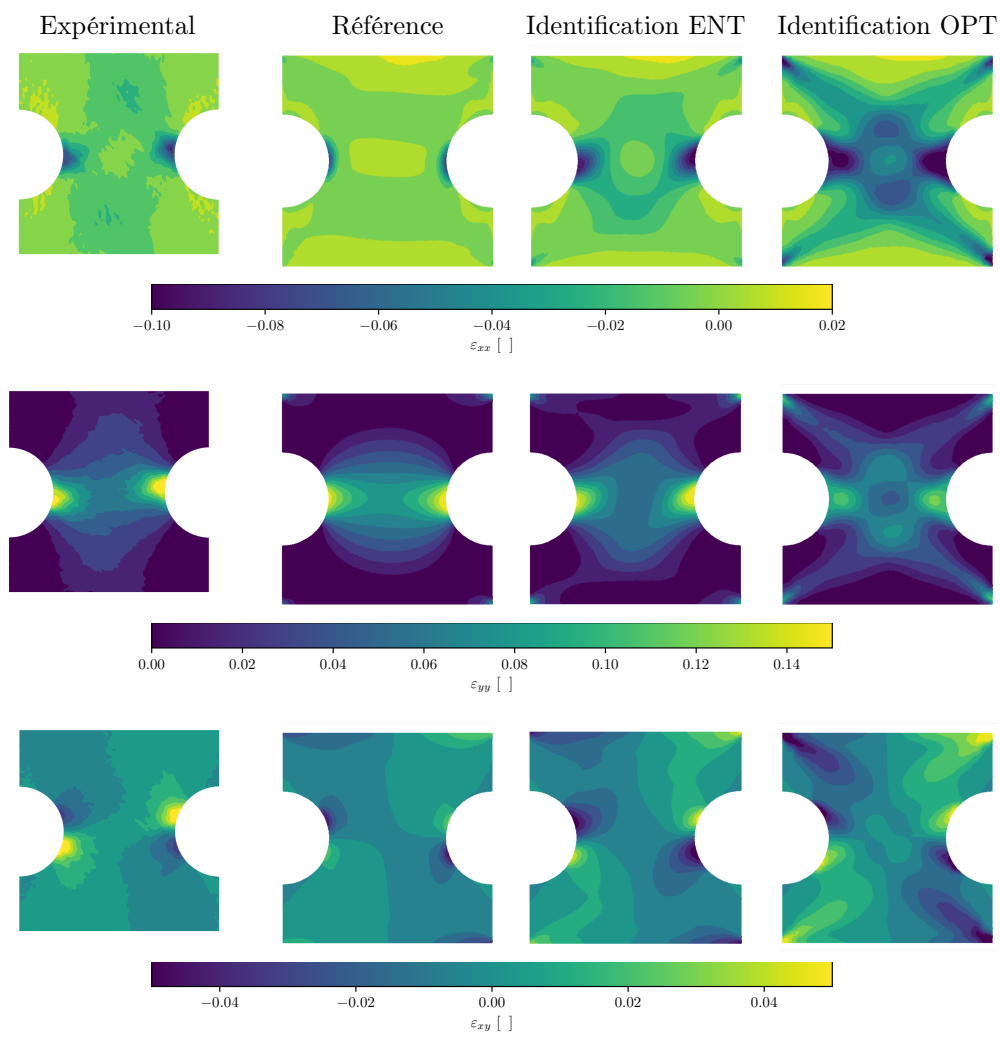


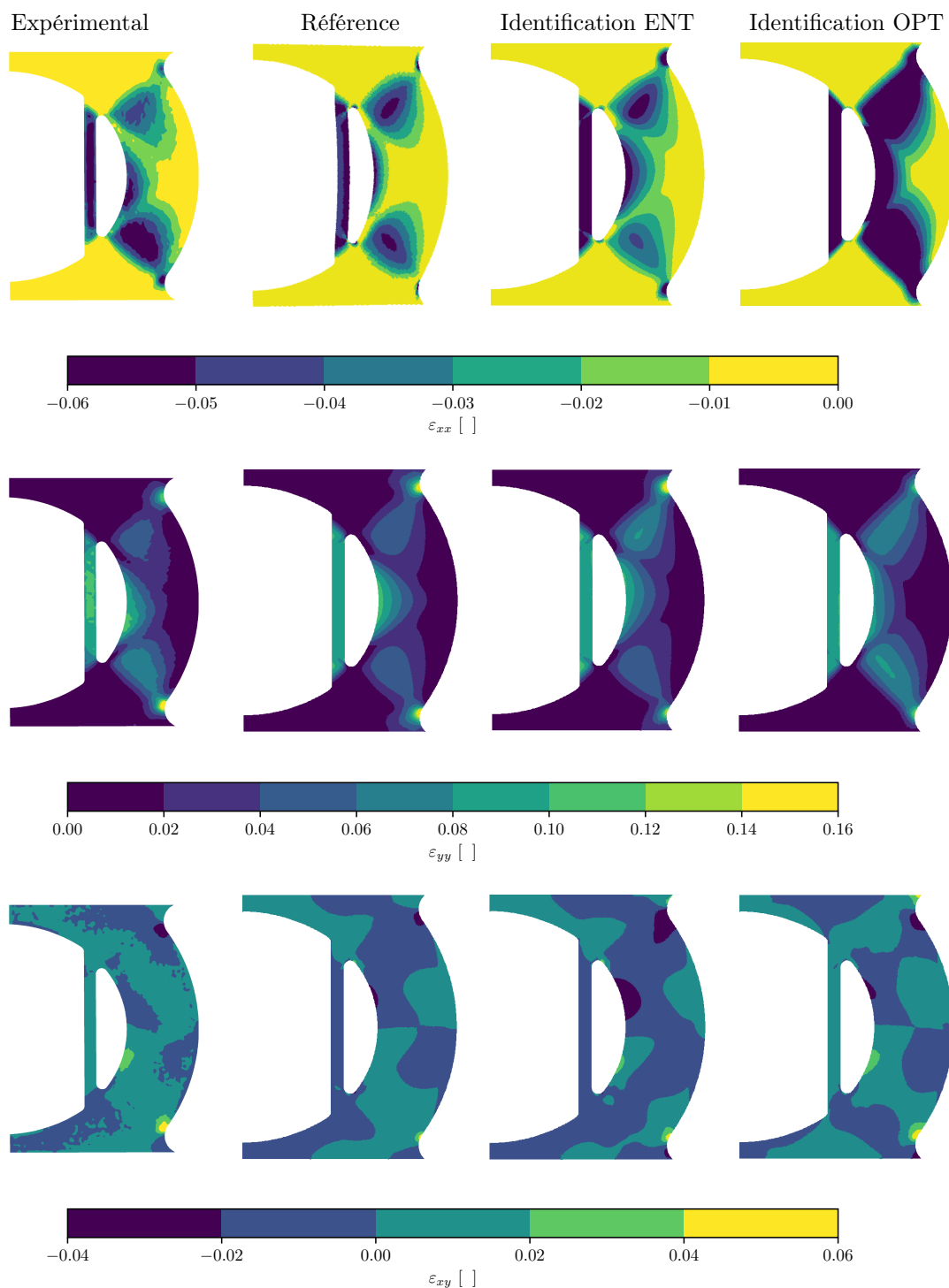
FIGURE 4.32: Modélisation de l'anisotropie par les différents résultats d'identification

Concernant la modélisation de la limite élastique en fonction de l'orientation, l'ensemble des résultats présentés convergent vers la référence expérimentale autour de l'orientation 45° . Ce phénomène est certainement lié à la découpe des éprouvettes dans la tôle d'aluminium qui a été réalisée à 45° par rapport à la direction de laminage. Cependant, en dehors de cet angle, les prédictions sont assez éloignées du comportement obtenu au Chapitre 2.

Ces résultats montrent également la difficulté d'identifier convenablement le coefficient de Lankford. Cette difficulté a été mise en évidence sans la section 4.4.1 lors de la validation de la chaîne d'identification et se confirme ici avec les essais expérimentaux. Seule l'éprouvette ENTAILLÉE permet de se rapprocher globalement des valeurs de référence.

Pour voir l'influence des paramètres matériaux sur des données locales, une dernière comparaison est présentée sur les champs de déformation pour l'éprouvette ENTAILLÉE et D (Figure 4.33 et Figure 4.34). Ces cartographies (à l'exception de la colonne "Expérimental") sont obtenues à partir de simulation EF en faisant varier les paramètres de la loi de comportement implémentée. Les conditions aux limites appliquées aux lignes-frontières inférieure et supérieure de ces modèles sont issues de la mesure DIC de l'essai pour modéliser le déplacement non-constant des bords de l'éprouvette. Ici, étudier les champs de déformation permet de confronter les données expérimentales brutes aux données simulées qui dépendent de la loi de comportement implémentée.

FIGURE 4.33: Comparaison des champs de déformation à $t=150s$ pour l'éprouvette ENTAILLÉE (ENT 1).

FIGURE 4.34: Comparaison des champs de déformation à $t=124$ s pour l'éprouvette D (D 1).

Ces résultats montrent que les dissymétries observées en essais sont bien générées par l'anisotropie du matériau. Les paramètres identifiés avec l'essai ENT génèrent des champs de déformation dissymétriques qui sont plus proches des mesures expérimentales que ne l'étaient les champs de déformation générés avec les paramètres de référence. Cette dissymétrie générée est particulièrement prononcée sur les champs

de déformation transversale (ε_{xx}) et longitudinale (ε_{yy}). Pour la composante en cisaillement (ε_{xy}), les valeurs maximales semblent plus proches des mesures expérimentales que la simulation de référence.

Les champs générés avec les paramètres résultant de l'identification avec l'éprouvette OPTIMISÉE sont, quant à eux, moins représentatifs de l'essai. Ils divergent principalement sur la composante transversale (ε_{xx}) qui est surestimée. La simulation de l'essai de traction avec l'éprouvette ENTAILLÉE fait apparaître des déformations générées par les conditions aux limites aux quatre coins de l'éprouvette. Ce dernier phénomène n'a pas été expliqué.

En conclusion, la modélisation correcte de la limite élastique et du coefficient de Lankford par l'identification des 10 paramètres du critère de Bron Besson avec un unique essai reste un problème complexe. Néanmoins, les résultats d'identification avec les essais hétérogènes aboutissent à de meilleures corrélations calcul/essai que l'identification avec 21 essais statiquement déterminés. Le résultat d'identification avec l'éprouvette ENTAILLÉE permet une bonne corrélation entre les essais et les simulations en terme d'effort résultant et de champs de déformation. Pour l'éprouvette OPTIMISÉE, seul le résultat d'identification avec l'éprouvette OPT 2, a permis d'obtenir une corrélation convenable en terme d'effort.

Il est possible que le résultat d'identification avec l'éprouvette OPTIMISÉE ait été perturbée par une sous-estimation de limite élastique et/ou l'écrouissage pour des états de contrainte qui n'ont pas été pris en compte dans l'identification statiquement déterminée comme cela a déjà été observé en compression pour d'autres alliages d'aluminium [134, 135]. Dans ce cas, le critère de plasticité implémenté n'est pas adapté puisqu'il ne permet pas de modéliser une dissymétrie du comportement en traction et en compression. Des critères plus complexes comme celui de Yoon et al. seraient pertinents [135]. En somme, il serait intéressant de compléter l'étude du comportement du matériau avec des essais conventionnels complémentaires selon divers états de contrainte pour mieux comprendre les écarts entre simulation et expérience.

Toutefois, cette campagne expérimentale apporte de nombreux éléments qui n'ont pas été anticipés lors de l'étude numérique de sélection d'une éprouvette (Chapitre 3) comme des conditions aux limites non-uniforme ou une forte sensibilité des champs de déformation issus de simulation par EF aux paramètres matériaux. La section suivante exploite les données expérimentales récoltées pour évaluer la sensibilité de la méthode numérique de sélection de géométrie d'éprouvette aux biais expérimentaux réellement observés.

4.5 Étude de l'influence des biais expérimentaux sur les classements d'éprouvettes

Cette campagne d'essais de traction sur quatre géométries d'éprouvette hétérogène a mis en évidence certains biais expérimentaux qui n'ont pas été anticipés lors de l'étude numérique du Chapitre 3. Dans un premier temps, cette section se focalise sur la sensibilité des critères de sélection de géométrie d'éprouvettes aux biais qui n'ont pas été anticipés. Dans un second temps, l'influence des biais qui ont été modélisés dans le Chapitre 3 sera évaluée pour valider les développements numériques de sélection d'une géométrie d'éprouvette.

4.5.1 Étude de la sensibilité de l'indicateur d'hétérogénéité aux biais expérimentaux

La démarche suivie lors du développement des outils de sélection de géométrie d'éprouvette (Chapitre 3) consistait à s'approcher des résultats d'essais le plus fidèlement possible. Des images synthétiques ont été utilisées pour reproduire les biais induits par le capteur, la qualité de la texture, la méthode de mesure de champs et de traitement des résultats. La réalisation d'une campagne expérimentale d'essais de traction sur les géométries choisies dans le Chapitre 3 apporte des données comparables aux résultats numériques. Dans cette partie, l'influence des biais réels sur le classement des éprouvettes est évaluée. Ces données sont notamment utilisées pour valider des résultats obtenus avec les outils numériques développés dans ces travaux mais aussi pour mesurer l'influence des biais qui n'ont pas été anticipés ou mal estimés et pris en compte dans le Chapitre 3.

Dans un premier temps, la sensibilité du critère de sélection des éprouvettes basé sur l'hétérogénéité du champ de contrainte (I_T) aux biais sera évaluée. Pour rappel, la valeur de ce critère augmente lorsque le niveau de déformation plastique relevé augmente pour chaque taux de triaxialité (Figure 4.35). Dans le Chapitre 3, la plus grande valeur de ce critère est obtenue avec l'éprouvette OPTIMISÉE. Les éprouvettes Σ et D ont des valeurs proches mais inférieures à celle de l'éprouvette OPTIMISÉE et l'éprouvette ENTAILLÉE génère la plus faible valeur.

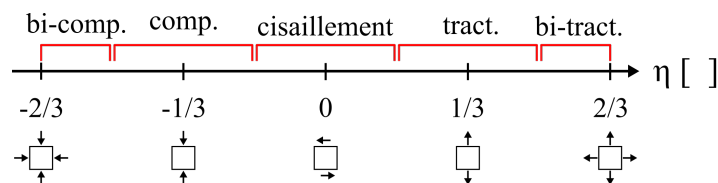


FIGURE 4.35: Taux de triaxialité en fonction des états de contrainte

La première analyse réalisée se concentre sur l'influence de la répétabilité de ce critère pour une même géométrie d'éprouvette mais avec des mouchetis différents entre les trois essais. Le critère d'hétérogénéité est calculé pour chaque essai à partir des champs de déformations mesurés par DIC et des paramètres matériaux de référence (identifiés avec des essais de traction normalisés). Les valeurs du critère pour chaque essai sont présentées dans la Figure 4.36.

Les valeurs du critère d'hétérogénéité pour l'éprouvette ENTAILLÉE restent inférieures aux trois autres éprouvettes, comme le prédisent les simulations. Par contre, il n'est pas possible de distinguer

une éprouvette plus hétérogène parmi les trois autres au sens du critère d'hétérogénéité défini dans ces travaux. Les valeurs sont comprises entre 0,27 et 0,39. Ces résultats confirment une des observations du Chapitre 3 : calculé avec des données biaisées, le critère d'hétérogénéité ne permet pas de distinguer l'hétérogénéité des champs mécaniques générés au cours de l'essai.

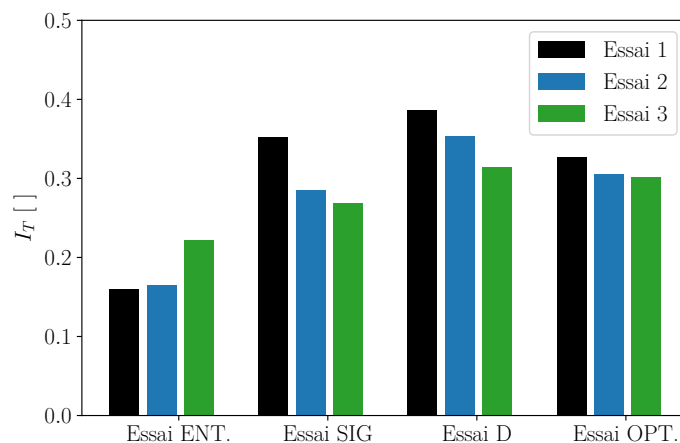


FIGURE 4.36: Valeurs du critère d'hétérogénéité par essai.

Pour évaluer l'influence de la valeur des paramètres matériaux sur le classement des éprouvettes avec le critère d'hétérogénéité, des simulations par EF ont été mises en œuvre. Le déplacement imposé aux nœuds est défini en fonction des champs de déplacement mesurés lors des essais. Les essais ENT 2, Σ 2, D 2 et OPT 3 sont simulés avec différents sets de paramètres issus de l'identification par la MCV sur ces mêmes essais. La valeur du critère d'hétérogénéité par set de paramètres est présenté dans la Figure 4.37.

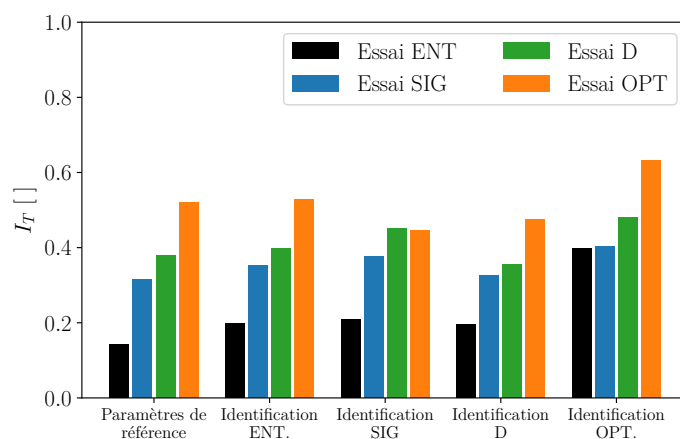


FIGURE 4.37: Valeurs du critère d'hétérogénéité par set de paramètres identifiés en fonction de la géométrie d'éprouvette.

Les résultats montrent que le classement des éprouvettes par le critère d'hétérogénéité avec les paramètres de référence est très proche de ceux obtenus avec les paramètres issus de l'identification

avec les éprouvettes ENTAILLÉE et D. L'éprouvette ENTAILLÉE génère toujours la valeur d' I_T la plus faible, les éprouvettes Σ et D génèrent des valeurs d' I_T proches et l'éprouvette OPTIMISÉE est toujours celle permettant de maximiser I_T (à égalité avec l'éprouvette D lorsque les paramètres identifiés avec l'éprouvette Σ sont considérés). Finalement, la valeur des paramètres du critère de Bron et Besson semble avoir un faible impact sur le classement des éprouvettes selon le critère d'hétérogénéité.

4.5.2 Étude de la sensibilité du processus d'identification

Lorsqu'il s'agit d'étudier l'influence des biais expérimentaux sur le processus d'identification par un écart au PTV comme le présente le Chapitre 3, le problème s'avère plus complexe. Bien sûr, l'écart au PTV peut être calculé à partir des données expérimentales de chaque essai et des jeux de paramètres identifiés. Mais, sachant qu'aucun jeu de paramètres ne modélise parfaitement le comportement du matériau étudié, il sera difficile d'isoler la part de l'écart au PTV engendrée par les biais expérimentaux de celle provoquée par la modélisation imparfaite du comportement du matériau. Évaluer l'influence des biais de mesure sur le processus d'identification par un écart au PTV semble donc adapté aux méthodes numériques mais peut difficilement être appliqué aux résultats expérimentaux tant que la robustesse du modèle n'est pas suffisante. Néanmoins, les identifications réalisées fournissent des éléments qui peuvent être analysés pour étudier la sensibilité du processus d'identification.

Un premier élément de comparaison entre les identifications réalisées pourrait se baser sur la corrélation entre les courbes effort vs. déplacement entre essais et simulations. Pour le quantifier, un critère de corrélation est défini comme l'écart relatif moyen au sens des moindres carrés entre les valeurs d'effort expérimentales et simulées (Eq. 4.5).

$$I_C = \frac{1}{N_t} \sum_{t=1}^{N_t} \frac{[F_{\text{exp.}}(t) - F_{\text{simu.}}(t)]^2}{[F_{\text{exp.}}(t)]^2} \quad (4.5)$$

Avec N_t le nombre de pas de temps, soit le nombre d'images analysées.

Les valeurs de ce critère de corrélation sont reportées dans le Tableau 4.7 pour chaque simulation (en colonne) et chaque jeu de paramètre identifié (en ligne). Cette fois, tous les jeux de paramètres sont utilisés (soit 12 jeux de paramètres) et quatre simulations sont réalisées par jeu de paramètres : un essai est simulé par géométrie (ENT 1, Σ 1, D 1 et OPT 1). Pour rappel, les conditions imposées aux lignes-frontières de ces simulations sont pilotées par le déplacement mesuré par DIC lors des essais. La moyenne et l'écart type de I_C sont calculés par géométrie d'identification. De cette manière, il sera possible d'établir quelle géométrie permet la meilleure identification (avec la moyenne de I_C) et quelle est celle qui entraîne l'identification la plus robuste (avec l'écart-type de I_C).

Tableau 4.7: Valeur du critère de corrélation calcul vs. essai, I_C [%]

	Essai simulé				Statistique par géométrie d'identification		
	ENT 1	Σ 1	D 1	OPT 1	Moyenne	Ecart-type	
	REF	0.363	0.870	0.317	1.528	0.770	0.564
Origine du jeu de paramètres	ENT 1	0.440	0.134	0.031	1.280	0.689	0.869
	ENT 2	0.704	0.072	0.034	1.323		
	ENT 3	0.051	0.813	0.368	3.016		
	Σ 1	0.060	0.896	0.077	3.715	3.192	2.786
	Σ 2	1.732	4.157	3.355	6.360		
	Σ 3	0.814	4.209	3.375	9.552		
	D 1	0.060	1.094	0.390	3.320	4.140	3.359
	D 2	2.158	5.282	3.652	8.310		
	D 3	3.084	6.548	4.321	11.461		
	OPT 1	8.589	0.035	0.081	0.511	3.576	6.358
	OPT 2	5.454	0.174	0.071	0.097		
	OPT 3	21.741	0.815	0.849	4.501		

Dans un premier temps, analysons les valeurs de ce critère pour chaque jeu de paramètre et chaque simulation (soit les colonnes intitulées “Essai simulé”). Il est intéressant de noter qu’il existe plusieurs résultats d’identification qui permettent une meilleure corrélation que celle obtenue avec les paramètres de référence (en orange dans le Tableau 4.7). C’est le cas, par exemple, pour la simulation de l’essai ENT 1 et les résultats d’identification avec les essais ENT 3, Σ 1 et D 1. Ou encore, pour la simulation de l’essai OPT 1, les résultats ENT 1, ENT 2, OPT 1 et OPT 2 permettent une meilleure prédiction qu’avec les paramètres de référence. Dans plusieurs cas, un seul essai hétérogène a donc abouti à une meilleure prédiction du comportement du matériau, au sens de la prédiction de l’effort macroscopique, qu’une campagne de caractérisation avec des essais de traction conventionnels.

Si certains jeux de paramètres permettent parfois une meilleure corrélation en fonction de l’essai simulé, la moyenne du critère I_C par géométrie d’identification montre clairement que l’éprouvette EN-TAILLÉE permet de mieux identifier le comportement du matériau que la campagne d’essais de traction conventionnels. Cela n’est pas vérifié pour les autres géométries.

L’écart-type du critère I_C montre, quant à lui, que l’identification avec l’éprouvette EN-TAILLÉE est la plus robuste parmi les quatre éprouvettes hétérogènes. Les identifications avec les éprouvettes Σ et D sont équivalentes mais moins robustes que l’éprouvette EN-TAILLÉE. Enfin, l’identification avec l’éprouvette OPTIMISÉE est la moins robuste. Par rapport au deuxième classement du Chapitre 3 reposant sur des données numériques, ce classement expérimental peut être influencé par divers biais : bruit de mesure, modélisation imparfaite du comportement matériau, mauvaise représentativité de la modélisation EF etc. Bien que l’étude numérique n’ait pas étudié l’influence de tous ces biais, il s’avère que le classement obtenu expérimentalement est similaire au classement obtenu par la méthode numérique du Chapitre 3 qui prédisait correctement le classement des éprouvettes EN-TAILLÉE, Σ et OPTIMISÉE.

En conclusion, les identifications réalisées sur des données expérimentales ont abouti à des paramètres qui modélisent mieux le comportement du matériau que ceux obtenus avec des essais convention-

nels de traction. De plus, cette campagne a montré que l'identification la moins robuste était obtenue avec l'éprouvette OPTIMISÉE. Cette même éprouvette avait été identifiée comme la plus sensible aux biais de mesure dans le Chapitre 3.

4.6 Conclusion

Ce Chapitre s'intéresse à l'application expérimentale des méthodes numériques de sélection de géométries d'éprouvettes hétérogènes. Pour cela, des essais ont été mis en œuvre pour reproduire au mieux les simulations d'essais de traction sur quatre éprouvettes : l'éprouvette ENTAILLÉE, l'éprouvette Σ , l'éprouvette D et l'éprouvette OPTIMISÉE. Ces éprouvettes ont été découpées dans une tôle d'alliage AA2198-T351 avec une orientation de 45° par rapport à la direction de laminage. Chaque éprouvette a ensuite été recouverte d'un mouchetis pour calculer les champs de déplacement et de déformation par DIC au cours de l'essai.

Les résultats expérimentaux montrent une très bonne répétabilité des essais en termes de données globales sur les courbes effort vs. déplacement et locales sur les champs de déformation. Par contre, les champs de déformation expérimentaux présentent une dissymétrie qui n'était pas prédite par les simulations EF. Des simulations complémentaires ont montré que cette différence était probablement induites par le comportement du matériau. Les paramètres matériaux de référence (*i.e.*, identifiés par des méthodes statiquement déterminées) ne permettaient donc pas de modéliser ce phénomène.

De plus, les simulations avec les paramètres de référence ont montré que l'effort est systématiquement sous-estimé quelle que soit l'éprouvette. *A fortiori*, l'éprouvette qui génère le champ de contrainte le plus hétérogène, *i.e.* celui avec le plus d'états de contrainte différents de la traction uniaxiale, est celle pour laquelle les écarts sont les plus importants.

Dès lors, une identification par la MCV des paramètres du critère de Bron et Besson a été réalisée pour obtenir d'autres sets de paramètres matériaux. Dans cette étude, les CV ont été définis manuellement ce qui limite leur complexité mais ne permet pas d'équilibrer l'implication des paramètres dans la fonction coût. Le choix de l'algorithme de minimisation de la fonction coût a représenté une difficulté particulière de par le grand nombre de paramètres à identifier. Dans ces travaux, l'algorithme PSO s'est révélé être le meilleur compromis entre le nombre d'itérations nécessaires pour converger et la précision de l'identification.

La haute résolution du capteur est un avantage pour capter des phénomènes locaux. Mais, pour l'identification, la grande quantité de données s'est avérée problématique car une importante puissance de calcul est requise pour calculer les champs de contrainte. Dans ces travaux, une approche issue du traitement d'images a été employée pour réduire la résolution des images par construction de facettes. D'autres méthode aurait pu être considérées comme une régression polynomiale ou la projection des données sur un maillage dont la taille des mailles dépend du gradient des champs mécaniques étudiés [9]. Cela pourrait réduire la quantité de données à traiter sans affecter la précision du résultat d'identification.

Les résultats d'identification des paramètres du modèle de Bron et Besson ont permis de meilleures modélisations du comportement du matériau que les paramètres de référence. L'éprouvette ENTAILLÉE étant celle qui aboutit aux meilleurs résultats. Il est intéressant de mettre en avant que seuls les résultats d'identification avec l'éprouvette OPTIMISÉE ont permis de corrélérer convenablement l'effort résultant de l'essai sur l'éprouvette OPTIMISÉE. Par contre, avec ces mêmes résultats, la variation du coefficient de Lankford ainsi que les champs de déformations ne sont pas représentatifs des réponses expérimentales du Chapitre 2.

L'ensemble des données collectées a permis d'évaluer la robustesse du critère de sélection d'une

géométrie d'éprouvette par un critère basé sur l'hétérogénéité des champs mécaniques générés au cours de l'essai. Il s'avère que ce critère est sensible aux biais induits par la méthode de mesure de champ (qualité de la texture, bruit, corrélation). Lorsqu'il est calculé sur des images expérimentales, sa valeur ne permet plus de distinguer les éprouvettes les plus hétérogènes. Ce phénomène a été anticipé par la méthode numérique développée dans ces travaux.

Dans un second temps, les différents résultats d'identification constituent un ensemble de sets de paramètres. Le critère d'hétérogénéité a été calculé pour chaque géométrie en utilisant les différents sets de paramètres. Il en résulte que ce critère est robuste aux variations des paramètres. Ce résultat donne de la crédibilité au critère car il confirme que les paramètres matériaux ne doivent pas nécessairement être connus *a priori* pour classer les éprouvettes selon leur hétérogénéité.

Enfin, plusieurs problématiques ont été soulevées au sujet du critère basé sur l'écart au PTV grâce à cette campagne expérimentale. Tant que le modèle et les paramètres constitutifs ne permettent pas une modélisation fidèle du comportement du matériau, alors il est complexe de distinguer si l'écart au PTV est provoqué par des biais de mesure ou par la modélisation imparfaite du comportement du matériau. Un critère basé sur la corrélation des courbes effort vs. déplacement a montré que l'identification la moins robuste était réalisée sur l'éprouvette OPTIMISÉE. Cette même éprouvette avait été identifiée comme la plus sensible aux biais de mesure avec les méthodes numériques basées sur l'écart au PTV.

Conclusions et perspectives

L'optimisation des performances du trafic aérien a toujours été à l'origine de travaux très novateurs. Dernièrement les enjeux de ces travaux se sont concentrés sur la réduction de la consommation de carburant et des émissions de CO₂. C'est dans ce cadre que les alliages d'aluminium-lithium ont été développés. Les tôles laminées de ce type d'alliages présentent une importante anisotropie du comportement mécanique. Dès lors, ce phénomène est à prendre en compte dans les simulations numériques visant à prédire le comportement des structures lorsqu'elles sont soumises aux chargements ordinaires rencontrés au cours de leur durée de vie ou à des accidents/incidents, afin de garantir leur tenue mécanique. Dès la phase de conception, les résultats issus de ces simulations sont dimensionnant, mais leur précision dépend de la capacité prédictive de la modélisation du comportement des matériaux.

L'identification de comportements anisotropes observés pour certains métaux, comme l'alliage d'aluminium AA2198-T351 de cette étude, peut être réalisée en suivant une approche normalisée. Les essais associés reposent sur des hypothèses de staticité contraignantes qui imposent, en particulier, le traitement de champs mécaniques homogènes. Ces hypothèses ne sont, par nature, jamais respectées pour des cas de chargement générant des états de contrainte hétérogènes et même pour des chargements simples, comme la traction uniaxiale, dès l'apparition de la striction et/ou d'instabilités plastiques qui peuvent apparaître à un stade précoce de l'essai. D'autres méthodes, dites statiquement indéterminées, peuvent toutefois permettre de s'affranchir de ces hypothèses. Des champs mécaniques hétérogènes peuvent alors être exploités, ce qui permet de tirer le plein potentiel des mesures de champs et d'accéder à une information enrichie. Parmi ces méthodes, la méthode des champs virtuels (MCV) peut être mise en œuvre pour caractériser l'anisotropie de matériaux métalliques à partir d'un nombre réduit d'essais dès lors que les états de contraintes générés sont suffisamment hétérogènes. Étant donné que la précision du résultat d'identification d'un critère de plasticité anisotrope par la MCV dépend de l'hétérogénéité des champs de contrainte, de multiples études se sont concentrées sur la conception de géométries optimisées pour maximiser cette hétérogénéité.

Les travaux de recherche présentés dans ce mémoire concernent l'identification de critères de plasticité anisotrope optimisée sur base des méthodes et outils de mesure disponibles dans le laboratoire. Deux critères ont été calculés à partir de l'analyse numérique de l'influence de biais expérimentaux comme, entre autres, le bruit de mesure et la résolution du capteur. Ces critères permettent de classer les éprouvettes et d'optimiser leur géométrie en fonction de l'objectif qui reste l'identification de critères de plasticité anisotrope. Le but est, à terme, d'être capable de choisir ou concevoir une géométrie d'éprouvette en fonction du comportement à identifier et des propriétés du matériel d'essais et de mesure disponible dans le laboratoire.

La première partie du mémoire, de nature bibliographique, a permis de passer en revue les différents critères de plasticité anisotrope afin de déterminer le critère adapté à l’alliage d’aluminium étudié dans ces travaux. Il s’avère que la surface de charge de certains aluminiums a une forme complexe et nécessite d’employer des critères de plasticité anisotrope avancés comme celui de Bron et Besson [63]. Pour le matériau étudié, le critère de Bron et Besson a été privilégié sachant qu’il a déjà été utilisé pour cet alliage [34] et que son implémentation a été réalisée dans le code de calcul éléments finis *Z - set* utilisé dans ces travaux. Ensuite, le choix d’une méthode d’identification a été considérée. Rapidement, les méthodes d’identification statiquement indéterminées se sont montrées pertinentes car capable d’exploiter des données expérimentales enrichies grâce à des champs de déformation et de contrainte hétérogènes pouvant être générés au cours d’un seul essai. Parmi ces méthodes, la MCV s’est avérée particulièrement intéressante car elle ne nécessite pas la mise en place d’une modélisation fidèle de l’essai par éléments finis, ce qui constitue un avantage indéniable dès lors qu’on s’intéresse à des géométries d’éprouvettes et/ou à des chargements complexes. Enfin, la dernière partie de ce Chapitre s’est focalisée sur une étude de l’état de l’art concernant la conception de géométries d’éprouvettes dans le but de générer des champs de contrainte hétérogènes. De multiples configurations et méthodes ont été utilisées mais, dans le cadre de cette étude, seules les éprouvettes adaptées à des machines de traction uniaxiale ont été considérées étant donné que ces machines sont très répandues dans les laboratoires de mécanique. Trois méthodes de conception ont été principalement utilisées. La première consiste à ajouter des singularités géométriques aux éprouvettes conventionnelles. Dans la littérature, cela aboutit, par exemple, à des éprouvettes entaillées qui élargissent le spectre des états de contrainte générés autour de l’état de traction uniaxiale. La seconde consiste à dessiner les bords de l’éprouvette et à retirer de la matière de façon empirique conduisant à des formes diverses comme un “ Σ ” ou un “D” capable de générer du cisaillement et de la compression uniaxiale. Enfin, la troisième méthode est l’optimisation paramétrique ou topologique du design de l’éprouvette qui aboutit à des formes bien plus complexes que les autres méthodes. Cela permet de générer des états de contrainte en bi-traction ou bi-compression comme le montre l’éprouvette proposée par Barroquero, dite éprouvette “optimisée”. Pour cette étude, les quatre éprouvettes mentionnées précédemment (ENTAILLÉE, Σ , D et OPTIMISÉE) ont été sélectionnées.

Dans le Chapitre 2, le matériau de cette étude, l’alliage d’aluminium-lithium de dénomination AA2198-T351, a été caractérisé par le biais de méthodes d’identification statiquement déterminées. Plusieurs essais conventionnels de traction uniaxiale ont été réalisés pour une vitesse de référence quasi-statique ($10^{-3}s^{-1}$) selon sept orientations par rapport à la direction de laminage de la tôle. Les résultats de ces essais ont mis en avant la forte anisotropie de l’alliage avec une importante variation de la limite élastique et du coefficient de Lankford selon l’orientation du chargement. De plus, la présence de l’effet Portevain-Le-Chatelier a été observée au travers de bandes de localisation de la déformation ainsi que des pics sur la courbe effort vs déplacement. Cette instabilité plastique remet en cause les hypothèses de staticité au-delà d’un certain niveau de déformation (ici $\varepsilon_p = 0.15$). Ensuite, les essais ont été conduits pour une vitesse de déformation plus faible ($10^{-5}s^{-1}$) ce qui a permis de mettre en évidence une légère sensibilité inverse du comportement du matériau à la vitesse de déformation (augmentation de la contrainte d’écoulement avec la réduction de la vitesse de déformation). Pour vérifier si la tendance persistait à des vitesses de déformation plus élevées, une nouvelle géométrie d’éprouvette de traction uniaxiale a été conçue en réduisant la largeur et l’épaisseur de la zone utile afin de respecter les contraintes, en terme d’effort maximum, imposées par le vérin rapide utilisé. Le comportement matériau observé avec cette nouvelle éprouvette était significativement différent du comportement observé avec les éprouvettes standard. L’origine de ce phénomène serait liée à l’usinage de la tôle dans son épaisseur. En effet, une

hétérogénéité de la taille des grains a été observée dans l'épaisseur de la tôle. Ces éprouvettes n'ont donc pas pu être utilisées pour fournir des informations directes pour la caractérisation de l'alliage. Néanmoins, une étude comparative pour deux vitesses de déformation ($10^{-3}s^{-1}$ et $70s^{-1}$) a été menée et les résultats n'ont pas montré de sensibilité à la vitesse de déformation du matériau. Finalement, le comportement élasto-plastique anisotrope du matériau a été modélisé par la loi de Hooke et par un critère de plasticité anisotrope de Bron et Besson associé à une loi d'écrouissage exponentielle. Les différents paramètres du modèle ont été soit mesurés expérimentalement soit identifiés par des méthodes numériques de minimisation d'une fonction coût qui traduit l'écart entre le modèle et le résultat expérimental. Le résultat final de l'identification permet de modéliser convenablement le comportement de l'alliage AA2198-T351.

Dans le troisième Chapitre et grâce au modèle identifié, des simulations numériques par la méthode des éléments finis ont pu être mises en œuvre pour estimer les états de contrainte générés lors d'essais de traction sur les quatre éprouvettes hétérogènes sélectionnées dans la littérature. Ces simulations montrent que l'éprouvette ENTAILLÉE génère des états de contrainte qui restent proches de la traction uniaxiale. Les éprouvettes Σ et D génèrent, quant à elles, des états de contrainte qui s'étendent d'avantage vers la bi-traction et la compression uniaxiale tout en générant du cisaillement pur et simple. Enfin, les états de contrainte générés par l'éprouvette OPTIMISÉE couvrent la quasi-totalité de la surface de charge du critère de Bron et Besson, ce qui signifie que tous les états de contrainte sont générés. Cette éprouvette est donc celle qui permet de maximiser l'hétérogénéité du champ de contrainte. Ces résultats ont été confirmés par un classement obtenu par le calcul d'un critère d'hétérogénéité basé sur la largeur du spectre d'états de contrainte générés ainsi que sur le niveau de déformation plastique atteint. Cependant, l'éprouvette OPTIMISÉE est également l'éprouvette avec le plus de concentration de la déformation à proximité des bords, zone où la mesure de champs est difficile. La seconde partie de ce Chapitre a donc été consacrée à l'étude de l'influence des biais de mesure sur la sélection des géométries d'éprouvettes. Pour cela, un second critère est utilisé pour classer les éprouvettes selon la valeur d'une fonction-coût au sens de la MCV. Ce second critère met en lumière l'influence des biais introduits par les différentes étapes du processus de mesure de champs dans le processus d'identification par la MCV. Dans cette étude, le bruit du capteur était identifié comme l'étape introduisant le plus de biais. Les résultats d'identification obtenus avec les éprouvettes Σ et OPTIMISÉE sont les plus sensibles aux biais de mesure tandis que l'éprouvette ENTAILLÉE génère la plus faible sensibilité. Ce second critère apporte donc une information complémentaire aux critères basés sur l'hétérogénéité des champs mécaniques pour l'optimisation de géométries d'éprouvettes. La combinaison de ces deux critères lors de l'optimisation d'une géométrie pourrait aboutir à un meilleur compromis entre une géométrie complexe capable de générer des champs de contrainte fortement hétérogènes et une géométrie simple qui permet une identification moins sensible aux biais de mesure.

Ces méthodes de sélection de géométries d'éprouvettes étant purement numériques, il était intéressant de réaliser une campagne expérimentale reproduisant les mêmes essais afin de valider les développements numériques précédents. Dans le Chapitre 4, les quatre géométries d'éprouvettes choisies à partir de l'étude bibliographique ont été sollicitées en traction uniaxiale. La comparaison entre simulations et essais a montré que les paramètres matériaux de référence sont à l'origine de différences tant sur l'effort qui est sous-estimé par simulation que sur les champs de déformation où une dissymétrie, observée expérimentalement, n'est pas observée numériquement. Pour obtenir d'autres jeux de paramètres, les données expérimentales récoltées ont été introduites dans un processus d'identification par la MCV. Dans ces essais, tout comme pour l'étude numérique de sélection des éprouvettes, la mesure de champ est réalisée

par corrélation d'images numériques et le mouchetis est appliqué par projection de peinture. Les résultats d'identification permettaient de mieux modéliser le comportement de l'alliage AA2198 tant sur l'effort que sur les champs de déformation. Par contre, l'identification du coefficient de Lankford s'est avérée complexe avec la MCV et les essais mis en place dans cette étude. Ces paramètres matériaux et les données expérimentales constituent une base de données qui peut être exploitée pour l'étude de la robustesse des critères de sélection de géométrie développés précédemment. Les résultats de cette étude montrent que le critère basé sur l'hétérogénéité des champs mécanique est peu robuste aux biais de mesure. Dès lors que des biais sont introduits par la méthode de mesure de champs, le critère ne permet plus de distinguer les éprouvettes les plus hétérogènes. Ce phénomène a été anticipé grâce aux outils numériques développés au Chapitre 3. Dans un second temps, les différents jeux de paramètres identifiés ont été implémentés dans des simulations des essais de traction hétérogènes afin de calculer le critère d'hétérogénéité. Le même classement d'éprouvettes a été obtenu quel que soit le jeu de paramètres implémenté et a démontré la robustesse du critère. Ce résultat donne de la crédibilité au critère car il confirme que les paramètres matériaux ne doivent pas nécessairement être connus *a priori* pour classer les éprouvettes selon leur hétérogénéité. Concernant le second critère basé sur l'écart au PTV, il s'avère complexe à appliquer avec des données expérimentales car il est difficile de dissocier la part de l'écart au PTV engendrée par des biais de mesure de celle engendrée par la modélisation imparfaite du comportement du matériau. Un critère basé sur la corrélation entre les résultats numériques et expérimentaux a donc été défini. Le classement issu de ce critère est similaire au classement obtenu par la méthode numérique du Chapitre 3 basé sur l'écart au PTV. Les deux critères montrent que l'identification avec l'éprouvette OPTIMISÉE est peu robuste et celle avec l'éprouvette ENTAILLÉE est la plus robuste. Enfin, plusieurs problématiques ont été soulevées grâce à cette campagne expérimentale. L'importante quantité de données à traiter nécessite une grande puissance de calcul. L'optimisation de la gestion des données pourrait être étudiée en amont de l'essai avec des essais synthétiques comme ceux développés dans ces travaux.

Les travaux reportés dans cette thèse sont une avancée dans la thématique scientifique visant à définir un unique essai optimisé pour l'identification du comportement élasto-plastique anisotrope des métaux. Pour atteindre cet objectif, de nombreuses améliorations sont toutefois encore nécessaires. Une première perspective à court terme consisterait à compléter la campagne d'essais statiquement déterminés pour obtenir des valeurs de limite élastique de référence pour des états de contrainte en bi-traction, cisaillement, compression et bi-compression. En effet, les résultats de l'identification par la MCV ne sont comparés qu'à des mesures réalisées en traction uniaxiale. Des données complémentaires permettraient de mieux comprendre les écarts relevés par les identifications sur les différentes géométries d'éprouvettes hétérogènes, en particulier pour l'éprouvette OPTIMISÉE.

Une seconde perspective à moyen terme est de se concentrer sur l'influence de chaque paramètre dans la fonction coût au sens de la MCV. Cependant, cela ne doit pas passer par l'ajout d'essais complémentaires pour enrichir la base de données mais par une meilleure exploitation des données générées sur un seul essai. Pour cela, il est possible d'exploiter des méthodes de définition automatique et optimisée des champs virtuels comme la méthode basée sur des champs de sensibilité [105, 106, 29]. Cela servirait à pondérer l'implication des zones du champ de contrainte en fonction de leur sensibilité aux paramètres identifiés.

A plus long terme, d'autres travaux pourraient être menés sur la conception de géométries d'éprouvettes pour l'identification par des méthodes inverses de comportements matériaux dépendant de la température. Dans ce cas, le défi est de générer des hétérogénéités des champs mécaniques et thermique

dans le même essai. La conception de tels essais devrait alors prendre en compte les biais générés par la mesure de champs de déplacement (DIC, méthode des grilles, etc.) et par la mesure du champ thermique. La caractérisation du bruit de chaque moyen de mesure et l'exploitation de données d'essais synthétiques pourrait guider la conception d'éprouvettes innovantes pour ce genre de problématiques.

Annexe A

Données matériaux mesurées en essai de traction

Tableau A.1: E , ν , R_{02} et r pour les essais quasi-statiques ($3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) selon sept orientation du chargement.

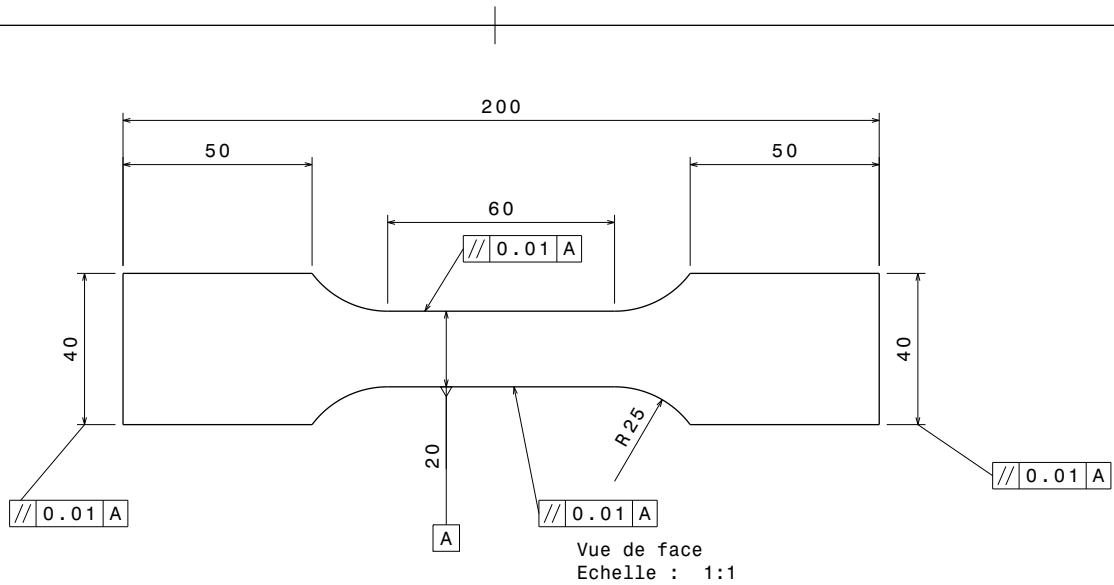
Orientation	0	0	0	15	15	15
Itération	1	2	3	1	2	3
E [MPa]	75023.20	74244.00	73194.90	72084.20	72137.10	71791.10
ν []	0.3083	0.3019	0.2976	0.3104	0.3016	0.3116
R_{02} [MPa]	331.54	333.48	333.03	307.15	305.88	303.41
r []	0.3809	0.4273	0.4124	0.3862	0.4081	0.3331
Orientation	30	30	30	45	45	45
Itération	1	2	3	2	3	4
E [MPa]	74430.00	71470.90	71707.80	72064.20	71208.40	70815.90
ν []	0.3220	0.3210	0.3215	0.3270	0.3232	0.3226
R_{02} [MPa]	292.48	292.78	294.98	257.82	258.70	258.69
r []	0.6374	0.6668	0.6588	1.4628	1.2777	1.3848
Orientation	60	60	60	75	75	75
Itération	1	2	3	1	2	3
E [MPa]	72603.30	73103.50	72457.00	75349.20	74071.80	73102.20
ν []	0.3244	0.3200	0.3238	0.3160	0.3183	0.3087
R_{02} [MPa]	253.37	253.37	254.02	274.02	276.32	275.53
r []	1.2306	1.3343	1.3344	1.0794	1.1019	1.0968
Orientation	90	90	90			
Itération	1	2	3			
E [MPa]	75542.20	72253.20	73931.80			
ν []	0.3109	0.3070	0.3093			
R_{02} [MPa]	293.10	293.95	293.60			
r []	1.6367	1.6512	1.5874			

Tableau A.2: E , ν , R_{02} et r pour les essais quasi-statiques ($3.5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) selon sept orientation du chargement.

Orientation	0	0	0	45	45	45
Itération	1	2	3	1	2	3
E [MPa]	74931.1	75001.8	74000.5	71427.9	71161.2	70935.2
ν []	0.302632	0.304304	0.301647	0.32604	0.322262	0.326645
R_{02} [MPa]	334.536	333.749	334.864	261.277	259.422	261.947
r []	0.480578	0.470187	0.461969	1.32965	1.32378	1.25302
Orientation	90	90	90			
Itération	1	2	3			
E [MPa]	73809.1	74059.5	74399.6			
ν []	0.301647	0.306646	0.308313			
R_{02} [MPa]	297.577	297.876	297.304			
r []	1.37014	1.50996	1.35297			

Annexe B

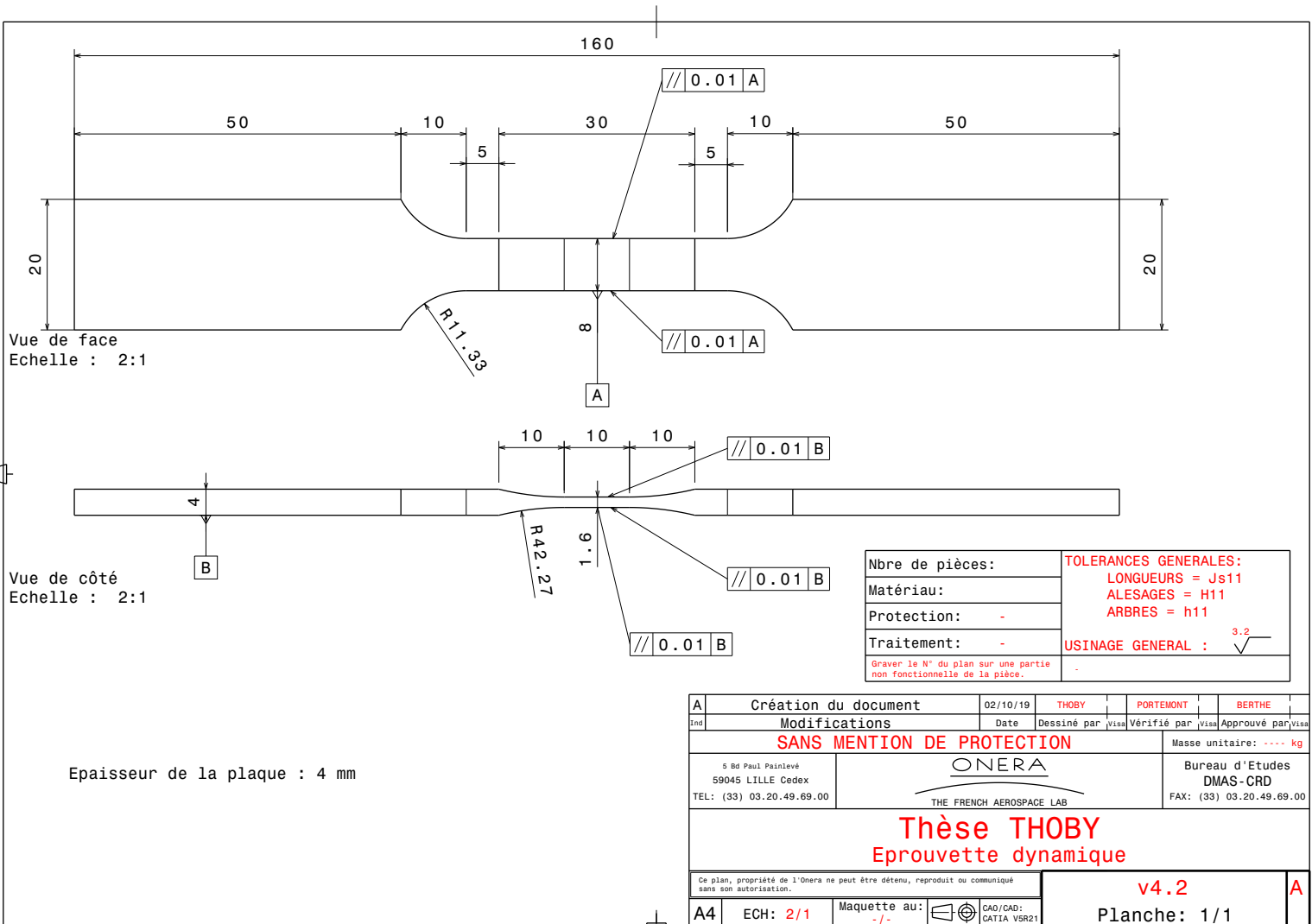
Plans des géométries d'éprouvettes de traction uniaxiale testées



Epaisseur de la plaque : 4 mm

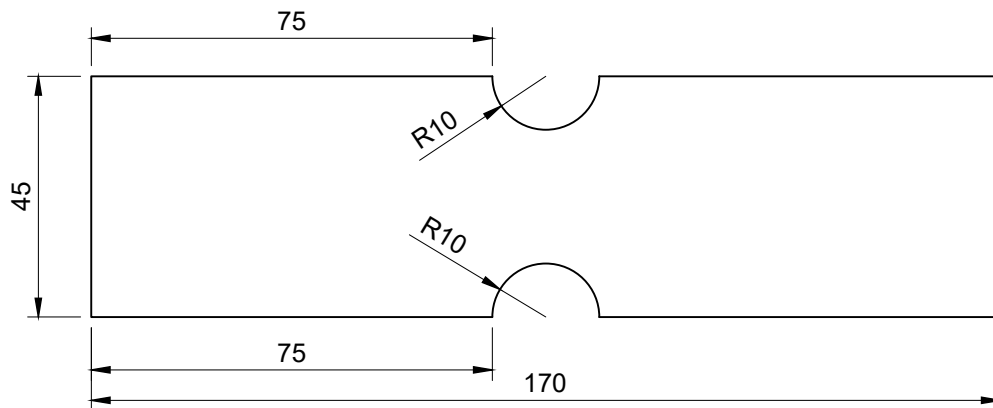
Nbre de pièces:	TOLERANCES GENERALES:
Matériau:	LONGUEURS = Js11
Protection: -	ALESAGES = H11
Traitement: -	ARBRES = h11
Graver le N° du plan sur une partie non fonctionnelle de la pièce.	USINAGE GENERAL : 3.2 ✓

A	Création du document	02/10/19	THOBY	PORTEMONT	BERTHE			
Ind	Modifications	Date	Dessiné par	visé	Vérifié par	visé	Approuvé par	visé
SANS MENTION DE PROTECTION						Masse unitaire: ---- kg		
© Bd Paul Painlevé 59045 LILLE Cedex TEL: (33) 03.20.49.69.00		 THE FRENCH AEROSPACE LAB		Bureau d'Etudes DMAS-CRD FAX: (33) 03.20.49.69.00				
Thèse THOBY								
Epreuve quasi-statique								
Ce plan, propriété de l'Onera ne peut être détenu, reproduit ou communiqué sans son autorisation.								
				v1.2				
A4	ECH: 1/1	Maquette au:	-/-	CAO/CAD: GATIA V5R21	Planche: 1/1	A		
Fichiers: - Impression: -								



Nbre de pièces:	TOLERANCES GENERALES:
Matériau:	LONGUEURS = Js11
Protection: -	ALESAGES = H11
Traitement: -	ARBRES = h11
	USINAGE GENERAL : 3.2
Graver le N° du plan sur une partie non fonctionnelle de la pièce.	

A	Création du document	02/10/19	THOBY	PORTEMONT	BERTHE			
Ind	Modifications	Date	Dessiné par	visé	Vérifié par	visé	Approuvé par	visé
SANS MENTION DE PROTECTION							Masse unitaire: ---- kg	
5 Bd Paul Painlevé 59045 LILLE Cedex TEL: (33) 03.20.49.69.00		ONERA THE FRENCH AEROSPACE LAB			Bureau d'Etudes DMAS-CRD FAX: (33) 03.20.49.69.00			
Thèse THOBY Epruvette dynamique								
Ce plan, propriété de l'Onera ne peut être détenu, reproduit ou communiqué sans son autorisation.							v4.2	
A4	ECH: 2/1	Maquette au:	-/-	CAO/CAD: GATIA V5R21	Planche: 1/1			A
Fichiers: - Impression: -								



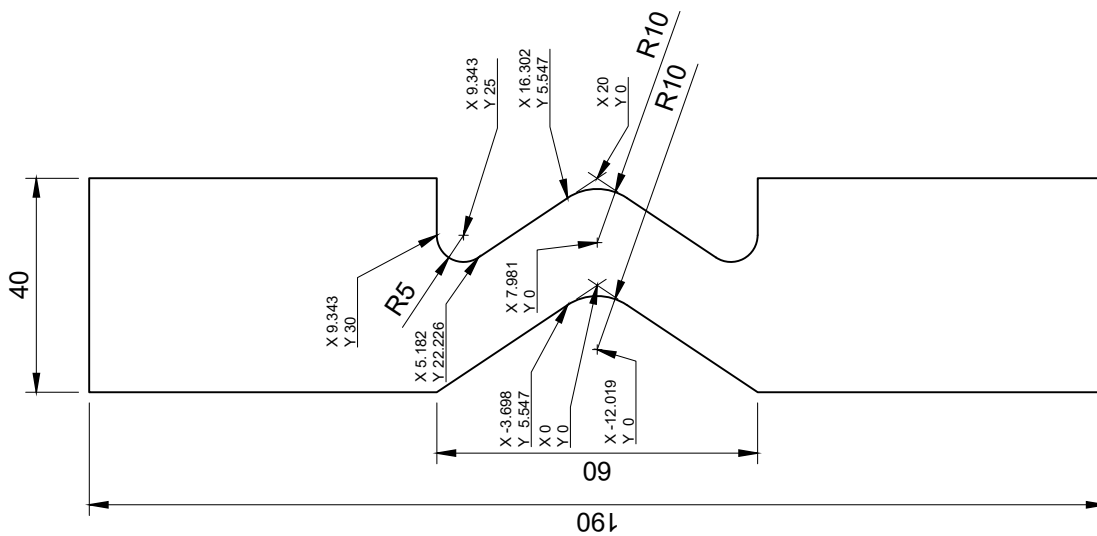
Epaisseur de la tôle : 4mm

Nbre de pièces: 5
Matériau: AA-2198-T351
Protection: -
Traitement: -
Graver le N° du plan sur une partie non fonctionnelle de la pièce.

TOLERANCES GENERALES:
 LONGUEURS = Js11
 ALESAGES = H11
 ARBRES = h11 $\sqrt{3.2}$

USINAGE GENERAL :

A		Création du document		THOBY	PORTEMONT	BERTHE
Ind	Modifications			Date	Dessiné par /visé	Vérfié par /visé Approuvé par /visé
SANS MENTION DE PROTECTION						Masse unitaire: ---- kg
5 Bd Paul Painlevé 59045 LILLE Cedex TEL: (33) 03.20.49.69.00		 THE FRENCH AEROSPACE LAB		Bureau d'Etudes DMAS-CRD FAX: (33) 03.20.49.69.00		
THESE THOBY						
Plan de découpe AA-2198-T351 4 mm						
Ce plan, propriété de l'Onera ne peut être détenu, reproduit ou communiqué sans son autorisation.						
A4	1:1	Maquette au: -/-		CAO/CAD: CATIA V5R21	Planche: 1/1	
Fichiers: - Impression: -						

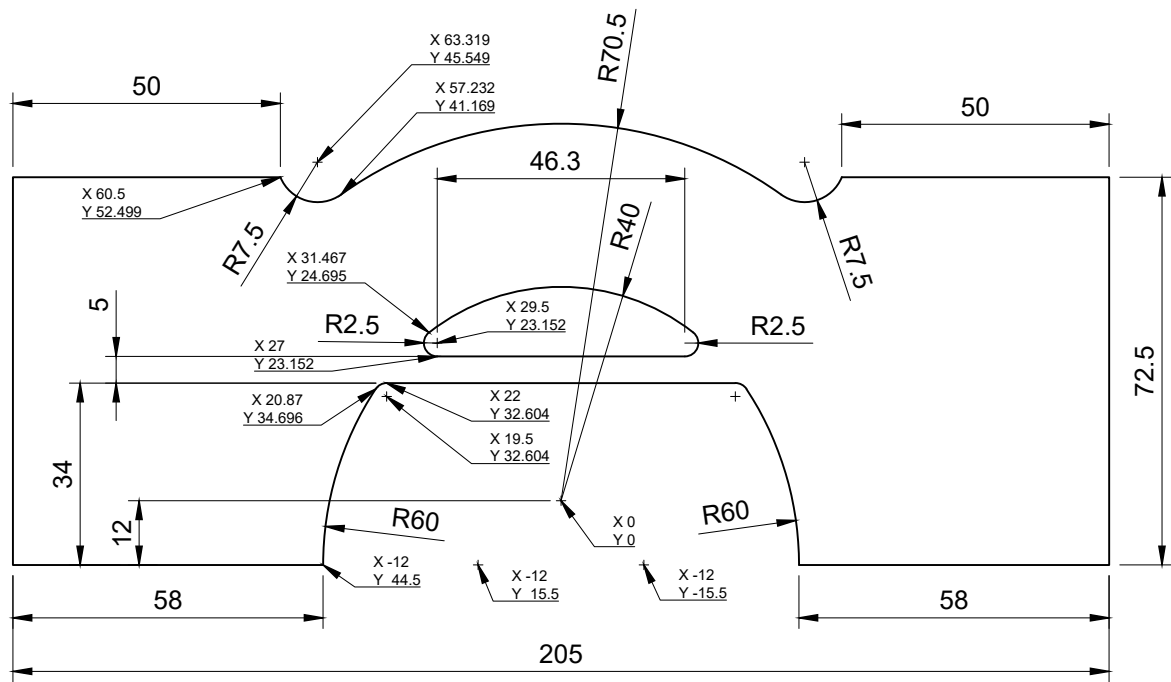


Nbre de pièces: 5
Matériau: AA-2198-T351
Protection: -
Traitement: -
Graver le N° du plan sur une partie non fonctionnelle de la pièce.

TOLERANCES GENERALES:
 LONGUEURS = Js11
 ALESAGES = H11
 ARBRES = h11

USINAGE GENERAL : $\sqrt{3.2}$

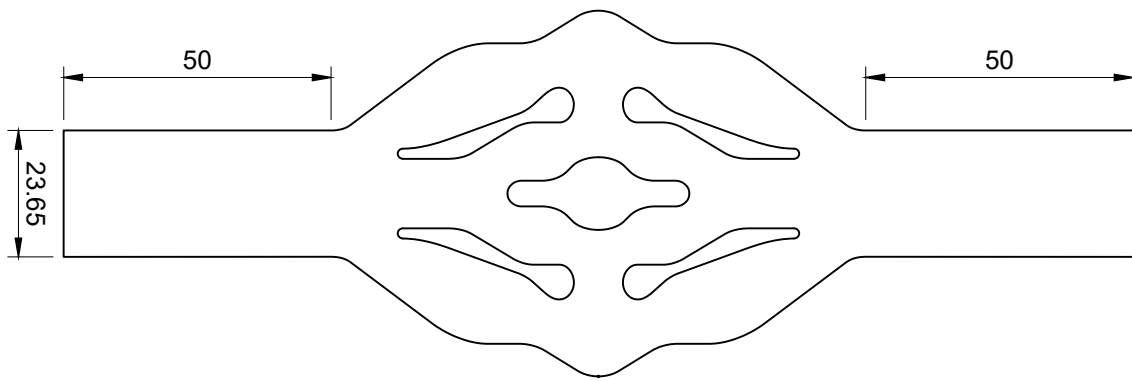
A		Création du document		THOBY	PORTEMONT	BERTHE
Ind		Modifications		Date	Dessiné par	Visa
		SANS MENTION DE PROTECTION				Masse unitaire: ---- kg
5 Bd Paul Painlevé 59045 LILLE Cedex TEL: (33) 03.20.49.69.00		 THE FRENCH AEROSPACE LAB		Bureau d'Etudes DMAS-CRD FAX: (33) 03.20.49.69.00		
THESE THOBY						
Plan de découpe AA-2198-T351 4 mm						
Ce plan, propriété de l'Onera ne peut être détenu, reproduit ou communiqué sans son autorisation.						
A4	Maquette au: -/-	CAO/CAD: CATIA V5R21	Planche: 1/1			A
Fichiers: - Impression: -						



Nbre de pièces: 5
Matériau: AA-2198-T351
Protection: -
Traitement: -
Graver le N° du plan sur une partie non fonctionnelle de la pièce.

TOLERANCES GENERALES: LONGUEURS = Js11 ALESAGES = H11 ARBRES = h11 $\sqrt{3.2}$
USINAGE GENERAL :

A	Création du document	Date	THOBY	PORTEMONT	BERTHE
Ind	Modifications		Dessiné par	Visé	Vérifié par
SANS MENTION DE PROTECTION					Masse unitaire: ---- kg
5 Bd Paul Painlevé 59045 LILLE Cedex TEL: (33) 03.20.49.69.00		ONERA THE FRENCH AEROSPACE LAB		Bureau d'Etudes DMAS-CRD FAX: (33) 03.20.49.69.00	
THESE THOBY Plan de découpe AA-2198-T351 4 mm					
Ce plan, propriété de l'Onera ne peut être détenu, reproduit ou communiqué sans son autorisation.					
A4	Maquette au: -/-	CAO/CAD: CATIA V5R21	Planche: 1/1		
Fichiers: - Impression: -					



Epaisseur de la tôle :4mm

Nbre de pièces: 5
Matériau: AA-2198-T351
Protection: -
Traitement: -
Graver le N° du plan sur une partie non fonctionnelle de la pièce.

TOLERANCES GENERALES:
 LONGUEURS = Js11
 ALESAGES = H11
 ARBRES = h11 $\sqrt{3.2}$

USINAGE GENERAL :

A		Création du document		THOBY	PORTEMONT	BERTHE
Ind		Modifications		Date	Dessiné par /visé	Vérfié par /visé Approuvé par /visé
SANS MENTION DE PROTECTION						Masse unitaire: ---- kg
5 Bd Paul Painlevé 59045 LILLE Cedex TEL: (33) 03.20.49.69.00		 THE FRENCH AEROSPACE LAB		Bureau d'Etudes DMAS-CRD FAX: (33) 03.20.49.69.00		
THESE THOBY						
Plan de découpe AA-2198-T351 4 mm						
Ce plan, propriété de l'Onera ne peut être détenu, reproduit ou communiqué sans son autorisation.						
A4	1:1	Maquette au:		CAO/CAD: CATIA V5R21	Planche: 1/1	
Fichiers: -		Impression: -				

Annexe C

Information complémentaires sur les outils et paramètres DIC

Tableau C.1: Configuration de l'acquisition d'images pour les essais quasi-statiques

Matériel DIC	QS	DYN
Caméra	Baumer GiGE 5M (2448 × 2050 px, 8-bits)	
Objectif	Aramis 50mm	
Ouverture	16	
Champ de vision	105 / 90 / 70 mm	45 / 40 / 20 mm
Échelle de l'Image	0.045 mm/px	
Angle de stéréo-vision	19.7°	19.6 °
Distance entre les caméras	220 mm	
Distance d'éloignement	0.7 m	
Fréquence d'acquisition	2 Hz	
Création de la texture	Projection de peinture	
Taille des taches d'un mouchetis	1 à 5 pixels	
Mire d'étalonnage	plaque 100x80	plaque codée CP20 30×24

Tableau C.2: Configuration DIC pour les essais de traction uniaxiale avec éprouvettes haltères

Paramètres DIC	QS	DYN
Logiciel DIC	GOM Correlate v8	
Taille de la fenêtre	10-20 px	10-20 px
Distance entre les fenêtres	1 px	
Reconstruction des bords	Aucun	
Jauge de Déformation Virtuelle	Centrée sur la ROI	
Taille de la Jauge de Déformation Virtuelle	2 mm	

Tableau C.3: Configuration de la génération d'images synthétiques

Matériel DIC	ENTAILLÉE	Σ	D	OPTIMISÉE
Caméra	Nikon D300 12M (4288x2848 px)			
Objectif	Micro Nikkor 105mm			
Champ de vision	48.5×47.9mm	87.5×40.0mm	206.9×82.5mm	102.0×68.3mm
Taille du pixel	0.0167 mm/pix	0.022 mm/pix	0.0309 mm/pix	0.0258 mm/pix
	59.88 pix/mm	45.45 pix/mm	32.36 pix/mm	38.75 pix/mm
Fréquence d'acquisition	1Hz			
Création de la texture	Projection de peinture			

Tableau C.4: Configuration DIC pour le mouchetis N°1

Paramètres DIC	ENTAILLÉE	Σ	D	OPTIMISÉE
Logiciel DIC	FOLKI-D développé par ONERA			
Critère de Corrélation	ZNCC			
Rayon de la facette	15px	15px	40px	15px
Pas entre les facettes	1 px			
Fonction d'interpolation	Polynôme du premier ordre			
Calcul de déformation	Dérivée de fonction d'interpolation			
Rayon fenêtre déformation	15px	15px	40px	15px
Filtre spatial sur déformation	Fenêtre gaussienne			
Écart type	15 px	15px	15px	15px
Filtre temporel sur déformation	Fenêtre gaussienne			
Écart type	5 s	5 s	5 s	5 s
Reconstruction des bords	40 px	20 px	40 px	30 px

Tableau C.5: Configuration DIC pour le mouchetis N°2

Paramètres DIC	ENTAILLÉE	Σ	D	OPTIMISÉE
Logiciel DIC	FOLKI-D développé par ONERA			
Critère de Corrélation	ZNCC			
Rayon de la facette	20px	10px	40px	10px
Pas entre les facettes	1 pix			
Fonction d'interpolation	Polynôme du premier ordre			
Calcul de déformation	Dérivée de fonction d'interpolation			
Rayon fenêtre déformation	20px	10px	40px	10px
Filtre spatial sur déformation	Fenêtre gaussienne			
Écart type	15 px	15px	20px	15px
Filtre temporel sur déformation	Fenêtre gaussienne			
Écart type	3 pas de temps	5 pas de temps	7 pas de temps	7 pas de temps
Reconstruction des bords	40 px	40 px	40 px	30 px

Tableau C.6: Configuration de l'acquisition d'images pour les essais hétérogènes

Matériel DIC	ENTAILLÉE	Σ	D	OPTIMISÉE
Caméra	Nikon D300 12M (4288x2848 px)			
Objectif	Micro Nikkor 105mm			
Champ de vision	77.6×51.5 mm	98.1×65.1 mm	308.0×204.5 mm	116.8×77.8 mm
Taille du pixel	0.0180 mm/pix	0.0227 mm/pix	0.0713 mm/pix	0.0270 mm/pix
	55.7 pix/mm	44.0 pix/mm	14.0 pix/mm	37.0 pix/mm
Fréquence d'acquisition	1Hz			
Création de la texture	Projection de peinture			

Tableau C.7: Configuration DIC pour les essais hétérogènes

Paramètres DIC	ENTAILLÉE	Σ	D	OPTIMISÉE
Logiciel DIC	FOLKI-D développé par ONERA			
Critère de Corrélation	ZNCC			
Rayon de la facette	15px	10px	20px	15px
Pas entre les facettes	1 px			
Fonction d'interpolation	Polynôme du premier ordre			
Calcul de déformation	Dérivée de fonction d'interpolation			
Rayon fenêtre déformation	15px	10px	20px	15px
Filtre spatial sur déformation	Fenêtre gaussienne			
Écart type	15 px	15px	15px	15px
Filtre temporel sur déformation	Fenêtre gaussienne			
Écart type	3 s	3 s	3 s	3 s
Reconstruction des bords	20 px	20 px	20 px	20 px

Bibliographie

- [1] Airbus. Airbus Global Market Forecast 2021 - 2040, 2021.
- [2] Sebastian Mikosz IATA's SVP Environment & Sustainability. Airline commitment to Net Zero 2050. page 11.
- [3] Airbus. Airbus reveals new zero-emission concept aircraft, 2020.
- [4] M.H.H Meuwissen, C.W.J Oomens, F.P.T Baaijens, R Petterson, and J.D Janssen. Determination of the elasto-plastic properties of aluminium using a mixed numerical–experimental method. *Journal of Materials Processing Technology*, 75(1) :204–211, 1998.
- [5] F. Pierron and M. Grediac. *The virtual fields method : Extracting constitutive mechanical parameters from full-field deformation measurements*. Springer New York, 2012.
- [6] M. Grédiac, F. Pierron, S. Avril, and E. Toussaint. The Virtual Fields Method for Extracting Constitutive Parameters From Full-Field Measurements : a Review. *Strain*, 42(4) :233–253, 2006.
- [7] Marco Rossi and Fabrice Pierron. Identification of plastic constitutive parameters at large deformations from three dimensional displacement fields. *Computational Mechanics*, 49(1) :53–71, January 2012.
- [8] S. Schmaltz and K. Willner. Comparison of Different Biaxial Tests for the Inverse Identification of Sheet Steel Material Parameters. *Strain*, 50(5) :389–403, 2014.
- [9] J.-H. Kim, F. Barlat, F. Pierron, and M.-G. Lee. Determination of Anisotropic Plastic Constitutive Parameters Using the Virtual Fields Method. *Experimental Mechanics*, 54(7) :1189–1204, September 2014.
- [10] N. Souto, A. Andrade-Campos, and S. Thuillier. A numerical methodology to design heterogeneous mechanical tests. *International Journal of Mechanical Sciences*, 107 :264 – 276, 2016.
- [11] N. Souto, A. Andrade-Campos, and S. Thuillier. Material parameter identification within an integrated methodology considering anisotropy, hardening and rupture. *Journal of Materials Processing Technology*, 220 :157 – 172, 2015.
- [12] B. Barroqueiro, A. Andrade-Campos, João Dias-de Oliveira, and R. A. F. Valente. Design of mechanical heterogeneous specimens using topology optimization. *International Journal of Mechanical Sciences*, page 105764, May 2020.

-
- [13] Filipe Almeida, Bruno Barroqueiro, João Dias-de Oliveira, and António Gil Andrade-Campos. On the Development of a Heterogeneous Mechanical Test Specimen Using Topology Optimization. *Procedia Manufacturing*, 47 :816–823, January 2020.
- [14] ARMINES and ONERA. Z-set software - Materials manual (Version 9.1), 2020.
- [15] H Tresca. Memoire sur l'écoulement des solides à de forte pressions. *Acad. Sci. Paris*, 2(1) :59, 1864.
- [16] R v Mises. Mechanik der festen Körper im plastisch-deformablen Zustand. *Nachrichten von der Gesellschaft der Wissenschaften zu Göttingen, Mathematisch-Physikalische Klasse*, 1913 :582–592, 1913.
- [17] MT Huber. Przyczynek do podstaw wytrzymałości. *Czasop Techn*, 22 :81, 1904.
- [18] H Hencky. Theory of plastic deformation. *Z. Angew. Math. Mech*, 4 :323, 1924.
- [19] AV Hershey. The plasticity of an isotropic aggregate of anisotropic face-centered cubic crystals. *Journal of Applied Mechanics-Transactions of the Asme*, 21(3) :241–249, 1954.
- [20] W. F. Hosford. A generalized isotropic yield criterion. *Journal of Applied Mechanics*, 39(2) :607–609, 06 1972.
- [21] Dorel Banabic, Frédéric Barlat, Oana Cazacu, and Toshihiko Kuwabara. Advances in anisotropy and formability. *International Journal of Material Forming*, 3(3) :165–189, September 2010.
- [22] Rodney Hill and Egon Orowan. A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences*, 193(1033) :281–297, 1948.
- [23] WT Lankford. New criteria for predicting the performance of deep drawing sheets. *Trans. ASM*, 42 :1197, 1950.
- [24] John Woodthorpe and Roger Pearce. The anomalous behaviour of aluminium sheet under balanced biaxial tension. *International Journal of Mechanical Sciences*, 12(4) :341 – 347, 1970.
- [25] Roger Pearce. Some aspects of anisotropic plasticity in sheet metals. *International Journal of Mechanical Sciences*, 10(12) :995 – 1004, 1968.
- [26] Rodney Hill. Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 38(3) :405–417, 1990.
- [27] R Hill. A user-friendly theory of orthotropic plasticity in sheet metals. *International Journal of Mechanical Sciences*, 35(1) :19–25, 1993.
- [28] Rodney Hill. *The mathematical theory of plasticity*, volume 11. Oxford university press, 1998.
- [29] A. Marek, F. M. Davis, J.-H. Kim, and F. Pierron. Experimental Validation of the Sensitivity-Based Virtual Fields for Identification of Anisotropic Plasticity Models. *Experimental Mechanics*, February 2020.
- [30] F. Barlat and K. Lian. Plastic behavior and stretchability of sheet metals. Part I : A yield function for orthotropic sheets under plane stress conditions. *International Journal of Plasticity*, 5(1) :51 – 66, 1989.
-

-
- [31] Frédéric Barlat, Daniel J. Lege, and John C. Brem. A six-component yield function for anisotropic materials. *International Journal of Plasticity*, 7(7) :693 – 712, 1991.
- [32] A. P. Karafillis and M. C. Boyce. A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 41(12) :1859 – 1886, 1993.
- [33] Frédéric Bron. *Déchirure ductile des tôles minces en alliage d'aluminium 2024 pour application aéronautique*. Theses, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004.
- [34] Jianqiang Chen. *Ductile tearing of AA2198 aluminium-lithium sheets for aeronautic application*. Theses, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, April 2011.
- [35] J. W. Yoon, F. Barlat, K. Chung, F. Pourboghrat, and D. Y. Yang. Earing predictions based on asymmetric nonquadratic. *International Journal of Plasticity*, 16 :1075–1104, 2000.
- [36] A. Abedini, C. Butcher, T. Rahmaan, and M. J. Worswick. Evaluation and calibration of anisotropic yield criteria in shear Loading : Constraints to eliminate numerical artefacts. *International Journal of Solids and Structures*, 151 :118 – 134, 2018.
- [37] Marko Vrh, Miroslav Halilović, Bojan Starman, Boris Štok, Dan-Sorin Comsa, and Dorel Banabic. Capability of the BBC2008 yield criterion in predicting the earing profile in cup deep drawing simulations. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 45 :59 – 74, 2014.
- [38] F. Barlat, H. Aretz, J. W. Yoon, M. E. Karabin, J. C. Brem, and R. E. Dick. Linear transformation-based anisotropic yield functions. *International Journal of Plasticity*, 21(5) :1009 – 1039, 2005.
- [39] J. W. Yoon and S. H. Hong. Modeling of aluminum alloy sheets based on new anisotropic yield functions. *Journal of Materials Processing Technology*, 177(1) :134 – 137, 2006.
- [40] Y. Chen, A. H. Clausen, O. S. Hopperstad, and M. Langseth. Stress–strain behaviour of aluminium alloys at a wide range of strain rates. *International Journal of Solids and Structures*, 46(21) :3825 – 3835, 2009.
- [41] Dorel Banabic and Wolfgang Hußnätter. Modeling the material behavior of magnesium alloy AZ31 using different yield criteria. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 44(9) :969, January 2009.
- [42] J. Lemaitre, J.L. Chaboche, A. Benallal, and R. Desmorat. *Mécanique des matériaux solides - 3ème édition*. Physique. Dunod, 2009.
- [43] E Voce. The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. *Journal of the Institute of Metals*, 74 :537–562, 1948.
- [44] Peter J Armstrong and CO Frederick. *A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect*, volume 731. Central Electricity Generating Board [and] Berkeley Nuclear Laboratories . . . , 1966.
- [45] JL Chaboche and G Rousselier. On the plastic and viscoplastic constitutive equations based on the internal variables concept. In *International Seminar on Inelastic Analysis and Life Prediction in High Temperature Environment, 3 rd, Paris, France, Aug. 24, 25, 1981*. ONERA, TP, 1981.
-

-
- [46] Frederick Harwood Norton. *The creep of steel at high temperatures*. Number 35. McGraw-Hill Book Company, Incorporated, 1929.
- [47] Gordon R Johnson. A constitutive model and data for materials subjected to large strains, high strain rates, and high temperatures. *Proc. 7th Int. Sympo. Ballistics*, pages 541–547, 1983.
- [48] Arild H. Clausen, Tore Børvik, Odd S. Hopperstad, and Ahmed Benallal. Flow and fracture characteristics of aluminium alloy AA5083–H116 as function of strain rate, temperature and triaxiality. *Materials Science and Engineering : A*, 364(1) :260–272, January 2004.
- [49] Ravindranadh Bobbili, Vemuri Madhu, and Ashok Kumar Gogia. Tensile behaviour of aluminium 7017 alloy at various temperatures and strain rates. *Journal of Materials Research and Technology*, 5(2) :190–197, April 2016.
- [50] Rafal Smerd. Constitutive Behavior of Aluminum Alloy Sheet At High Strain Rates. 2005. Accepted : 2006-08-22T13 :49 :01Z Publisher : University of Waterloo.
- [51] Biswajit Banerjee. An evaluation of plastic flow stress models for the simulation of high-temperature and high-strain-rate deformation of metals. *Acta Materialia*, 58(20) :6810–6827, December 2010. arXiv : cond-mat/0512466.
- [52] R. Smerd, S. Winkler, C. Salisbury, M. Worswick, D. Lloyd, and M. Finn. High strain rate tensile testing of automotive aluminum alloy sheet. *International Journal of Impact Engineering*, 32(1) :541–560, December 2005.
- [53] E. Pink and A. Grinberg. Stress drops in serrated flow curves of A15Mg. *Acta Metallurgica*, 30(12) :2153–2160, December 1982.
- [54] K. Chihab, Y. Estrin, L. P. Kubin, and J. Vergnol. The kinetics of the Portevin-Le Chatelier bands in an Al-5at%Mg alloy. *Scripta Metallurgica*, 21(2) :203–208, February 1987.
- [55] P. Y. Manach, S. Thuillier, J. W. Yoon, J. Coër, and H. Laurent. Kinematics of Portevin–Le Chatelier bands in simple shear. *International Journal of Plasticity*, 58 :66–83, July 2014.
- [56] Yuri Estrin. Classification of Plastic Instabilities by Linear Stability Analysis. *Solid State Phenomena*, 1988. Conference Name : Non Linear Phenomena in Materials Science I ISBN : 9780878495658 ISSN : 1662-9779 Library Catalog : www.scientific.net Pages : 417-428 Publisher : Trans Tech Publications Ltd Volume : 3-4.
- [57] L. P. Kubin, K. Chihab, and Y. Estrin. The rate dependence of the portevin-Le chatelier effect. *Acta Metallurgica*, 36(10) :2707–2718, October 1988.
- [58] L. P. Kubin and Y. Estrin. Evolution of dislocation densities and the critical conditions for the Portevin-Le Châtelier effect. *Acta Metallurgica et Materialia*, 38(5) :697–708, May 1990.
- [59] Benjamin Klusemann, Gottfried Fischer, Thomas Böhlke, and Bob Svendsen. Thermomechanical characterization of Portevin–Le Châtelier bands in AlMg3 (AA5754) and modeling based on a modified Estrin–McCormick approach. *International Journal of Plasticity*, 67 :192–216, April 2015.
- [60] S. C. Ren, T. F. Morgeneyer, M. Mazière, S. Forest, and G. Rousselier. Portevin-Le Chatelier effect triggered by complex loading paths in an Al–Cu aluminium alloy. *Philosophical Magazine*, 99(6) :659–678, March 2019. Publisher : Taylor & Francis _eprint : <https://doi.org/10.1080/14786435.2018.1550296>.
-

-
- [61] H. D. Wang, C. Berdin, M. Mazière, S. Forest, C. Prioul, A. Parrot, and P. Le-Delliou. Experimental and numerical study of dynamic strain ageing and its relation to ductile fracture of a C–Mn steel. *Materials Science and Engineering : A*, 547 :19–31, June 2012.
- [62] S. Zhang, P. G. McCormick, and Y. Estrin. The morphology of Portevin–Le Chatelier bands : finite element simulation for Al–Mg–Si. *Acta Materialia*, 49(6) :1087–1094, April 2001.
- [63] F. Bron and J. Besson. A yield function for anisotropic materials Application to aluminum alloys. *International Journal of Plasticity*, 20(4) :937 – 963, 2004.
- [64] Dorel Banabic. Plastic Behaviour of Sheet Metal. In *Sheet Metal Forming Processes : Constitutive Modelling and Numerical Simulation*, pages 27–140. Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2010.
- [65] Delphine Notta. *Virtual Fields Method for the characterization of viscoplastic and damage behaviours from heterogeneous mechanical fields*. Theses, Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambresis, November 2011.
- [66] Yves Surrel. Moire and grid methods : a signal-processing approach. In *Interferometry '94 : Photo-mechanics*, volume 2342, pages 118–127. International Society for Optics and Photonics, November 1994.
- [67] M. Grédiac, F. Sur, and B. Blaysat. The Grid Method for In-plane Displacement and Strain Measurement : A Review and Analysis. *Strain*, 52(3) :205–243, 2016.
- [68] T. Fourest, P. Bouda, L. C. Fletcher, D. Notta-Cuvier, E. Markiewicz, F. Pierron, and B. Langrand. Image-Based Inertial Impact Test for Characterisation of Strain Rate Dependency of Ti6Al4V Titanium Alloy. *Experimental Mechanics*, 60(2) :235–248, February 2020.
- [69] Frédéric Sur and Michel Grédiac. Influence of the Analysis Window on the Metrological Performance of the Grid Method. *Journal of Mathematical Imaging and Vision*, 56(3) :472–498, November 2016.
- [70] Miguel Arevallilo Herraiez, David R. Burton, Michael J. Lalor, and Munther A. Gdeisat. Fast two-dimensional phase-unwrapping algorithm based on sorting by reliability following a noncontinuous path. *Appl. Opt.*, 41(35) :7437–7444, December 2002.
- [71] Hussein Abdul-Rahman, Munther Gdeisat, David Burton, and Michael Lalor. Fast three-dimensional phase-unwrapping algorithm based on sorting by reliability following a non-continuous path. page 32, Munich, Germany, June 2005.
- [72] MA Sutton, WJ Wolters, WH Peters, WF Ranson, and SR McNeill. Determination of displacements using an improved digital correlation method. *Image and Vision Computing*, 1(3) :133–139, August 1983.
- [73] T. C. Chu, W. F. Ranson, and M. A. Sutton. Applications of digital-image-correlation techniques to experimental mechanics. *Experimental Mechanics*, 25(3) :232–244, September 1985.
- [74] Michael A. Sutton, Stephen R. McNeill, Jeffrey D. Helm, and Yuh J. Chao. Advances in Two-Dimensional and Three-Dimensional Computer Vision. In Pramod K. Rastogi, editor, *Photomechanics*, Topics in Applied Physics, pages 323–372. Springer, Berlin, Heidelberg, 2000.
-

-
- [75] Y.L. Dong and B. Pan. A Review of Speckle Pattern Fabrication and Assessment for Digital Image Correlation. *Experimental Mechanics*, 57(8) :1161–1181, October 2017.
- [76] Sven Bossuyt. Optimized Patterns for Digital Image Correlation. In Helena Jin, Cesar Sciammarella, Cosme Furlong, and Sanichiro Yoshida, editors, *Imaging Methods for Novel Materials and Challenging Applications, Volume 3*, Conference Proceedings of the Society for Experimental Mechanics Series, pages 239–248, New York, NY, 2013. Springer.
- [77] Michael A. Sutton, Jean Jose Orteu, and Hubert Schreier. *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements : Basic Concepts, Theory and Applications*. Springer US, 2009.
- [78] Phillip Reu. All about speckles : Speckle size measurement. *Experimental Techniques*, 38(6) :1–2, 2014.
- [79] Xiaoliang Hu, Zhijiang Xie, and Fei Liu. Assessment of speckle pattern quality in digital image correlation from the perspective of mean bias error. *Measurement*, 173 :108618, 2021.
- [80] A Good Practices Guide for Digital Image Correlation, 2018.
- [81] Phillip Reu. All about speckles : Contrast. *Experimental Techniques*, 39(1) :1–2, 2015.
- [82] P. L. Reu, E. Toussaint, E. Jones, H. A. Bruck, M. Iadicola, R. Balcaen, D. Z. Turner, T. Siebert, P. Lava, and M. Simonsen. Dic challenge : Developing images and guidelines for evaluating accuracy and resolution of 2d analyses. *Experimental Mechanics*, 58(7) :1067–1099, Sep 2018.
- [83] P. L. Reu, B. Blaysat, E. Andó, K. Bhattacharya, C. Couture, V. Couty, D. Deb, S. S. Fayad, M. A. Iadicola, S. Jaminion, M. Klein, A. K. Landauer, P. Lava, M. Liu, L. K. Luan, S. N. Olufsen, J. Réthoré, E. Roubin, D. T. Seidl, T. Siebert, O. Stamati, E. Toussaint, D. Turner, C. S. R. Vemulapati, T. Weikert, J. F. Witz, O. Witzel, and J. Yang. Dic challenge 2.0 : Developing images and guidelines for evaluating accuracy and resolution of 2d analyses. *Experimental Mechanics*, 62(4) :639–654, Apr 2022.
- [84] S. Avril, F. Pierron, Y. Pannier, and R. Rotinat. Stress Reconstruction and Constitutive Parameter Identification in Plane-Stress Elasto-plastic Problems Using Surface Measurements of Deformation Fields. *Experimental Mechanics*, 48(4) :403–419, 2008.
- [85] Michel Grédiac and François Hild. *Full-Field Measurements and Identification in Solid Mechanics*. December 2012.
- [86] N. Cottin, H. P. Felgenhauer, and H. G. Natke. On the parameter identification of elastomechanical systems using input and output residuals. *Ingenieur-Archiv*, 54(5) :378–387, September 1984.
- [87] Charbel Farhat and Francois M. Hemez. Updating finite element dynamic models using an element-by-element sensitivity methodology. *AIAA Journal*, 31(9) :1702–1711, 1993. Publisher : American Institute of Aeronautics and Astronautics _eprint : <https://doi.org/10.2514/3.11833>.
- [88] H. Haddadi and S. Belhabib. Improving the characterization of a hardening law using digital image correlation over an enhanced heterogeneous tensile test. *International Journal of Mechanical Sciences*, 62(1) :47 – 56, 2012.
- [89] José Aquino, A. Gil Andrade-Campos, João M. P. Martins, and Sandrine Thuillier. Design of heterogeneous mechanical tests : Numerical methodology and experimental validation. *Strain*, 0(0) :e12313, 2019.
-

-
- [90] H. Leclerc, Jean-Noël Périé, S. Roux, and F. Hild. Integrated Digital Image Correlation for the Identification of Mechanical Properties. *Lecture Notes in Computer Science*, 5496 :161–171, 2009.
- [91] Julien Réthoré. A fully integrated noise robust strategy for the identification of constitutive laws from digital images. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 84 :631 – 660, 11 2010.
- [92] Morgan Bertin, Francois HILD, Stéphane Roux, Florent Mathieu, Hugo Leclerc, and Patrick Aïmediu. Integrated digital image correlation applied to elasto-plastic identification in a biaxial experiment. *Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, 51(2) :118–131, 2016.
- [93] M. B. R. Bertin, F. Hild, and S. Roux. Optimization of a Cruciform Specimen Geometry for the Identification of Constitutive Parameters Based Upon Full-Field Measurements. *Strain*, 52(4) :307–323, 2016.
- [94] Morgan Bertin, François Hild, and Stéphane Roux. On the identifiability of the Hill-1948 model with one uniaxial tensile test. *Comptes Rendus Mécanique*, 345(6) :363 – 369, 2017.
- [95] M. Grédiac. Principe des travaux virtuels et identification. *C.R. Académies des Sciences, Série II, Paris*, 309 :1–5, 1989.
- [96] M. Grédiac and F. Pierron. A T-shaped specimen for the direct characterization of orthotropic materials. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 41(2) :293–309, 1998.
- [97] M. Grédiac, F. Pierron, and Y. Surrel. Novel procedure for complete in-plane composite characterization using a single T-shaped specimen. *Experimental Mechanics*, 39(2) :142–149, June 1999.
- [98] S. Blanchard, B. Langrand, J. Fabis, and E. Markiewicz. Identification of plastic behaviour parameters from strongly heterogeneous strain field. In *SEM-XIth International Congress & Exposition on Experimental and Applied Mechanics, Orlando, USA*, 2008.
- [99] D. Notta-Cuvier, B. Langrand, E. Markiewicz, F. Lauro, and G. Portemont. Identification of Johnson–Cook’s Viscoplastic Model Parameters Using the Virtual Fields Method : Application to Titanium Alloy Ti6Al4V. *Strain*, 49(1) :22–45, 2013. _eprint : <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/pdf/10.1111/str.12010>.
- [100] Marco Rossi, Fabrice Pierron, and Michaela Štamborská. Application of the virtual fields method to large strain anisotropic plasticity. *International Journal of Solids and Structures*, 97-98 :322–335, October 2016.
- [101] S. Avril, M. Grédiac, and F. Pierron. Sensitivity of the virtual fields method to noisy data. *Computational Mechanics*, 34(6) :439–452, 2004.
- [102] Michel Grédiac and Fabrice Pierron. Applying the Virtual Fields Method to the identification of elasto-plastic constitutive parameters. *International Journal of Plasticity*, 22(4) :602 – 627, 2006.
- [103] Samuel Blanchard. *Characterisation of material non-linear behaviour from statically undetermined tests and strongly heterogeneous strain fields*. Theses, Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambresis, December 2009.
- [104] J. M. P. Martins, A. Andrade-Campos, and S. Thuillier. Calibration of anisotropic plasticity models using a biaxial test and the virtual fields method. *International Journal of Solids and Structures*, 2019.
-

-
- [105] Aleksander Marek, Frances M. Davis, and Fabrice Pierron. Sensitivity-based virtual fields for the non-linear virtual fields method. *Computational Mechanics*, 60(3) :409–431, September 2017.
- [106] Aleksander Marek, Frances M. Davis, Marco Rossi, and Fabrice Pierron. Extension of the sensitivity-based virtual fields to large deformation anisotropic plasticity. *International Journal of Material Forming*, July 2018.
- [107] Nikolaus Hansen, Andreas Ostermeier, and Andreas Gawelczyk. On the Adaptation of Arbitrary Normal Mutation Distributions in Evolution Strategies : The Generating Set Adaptation. pages 312–317. Morgan Kaufmann, 1995.
- [108] Nikolaus Hansen and Andreas Ostermeier. Completely Derandomized Self-Adaptation in Evolution Strategies. *Evolutionary Computation*, 9(2) :159–195, June 2001.
- [109] B. M. Chaparro, S. Thuillier, L. F. Menezes, P. Y. Manach, and J. V. Fernandes. Material parameters identification : Gradient-based, genetic and hybrid optimization algorithms. *Computational Materials Science*, 44(2) :339–346, December 2008.
- [110] K. Gopalakrishnan and A. Manik. Co-variance matrix adaptation evolution strategy for pavement backcalculation. *Construction and Building Materials*, 24 :2177–2187, 2010.
- [111] J. Kennedy and R. Eberhart. Particle swarm optimization. In *Proceedings of ICNN'95 - International Conference on Neural Networks*, volume 4, pages 1942–1948, Perth, WA, Australia, 1995. IEEE.
- [112] Yuhui Shi and Russell C. Eberhart. Parameter selection in particle swarm optimization. In V. W. Porto, N. Saravanan, D. Waagen, and A. E. Eiben, editors, *Evolutionary Programming VII*, Lecture Notes in Computer Science, pages 591–600, Berlin, Heidelberg, 1998. Springer.
- [113] M. Clerc and J. Kennedy. The particle swarm - explosion, stability, and convergence in a multidimensional complex space. *IEEE Transactions on Evolutionary Computation*, 6(1) :58–73, February 2002. Conference Name : IEEE Transactions on Evolutionary Computation.
- [114] B. Bochenek and P. Foryś. Structural optimization for post-buckling behavior using particle swarms. *Structural and Multidisciplinary Optimization*, 32(6) :521–531, December 2006.
- [115] A. Brosius, Q. Yin, A. Güner, and A. E. Tekkaya. A New Shear Test for Sheet Metal Characterization. *steel research international*, 82(4) :323–328, 2011. _eprint : <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/pdf/10.1002/srin.201000163>.
- [116] A. Güner, C. Soyarslan, A. Brosius, and A. E. Tekkaya. Characterization of anisotropy of sheet metals employing inhomogeneous strain fields for Yld2000-2D yield function. *International Journal of Solids and Structures*, 49(25) :3517 – 3527, 2012.
- [117] Jiang Li, Fuguo Li, and Yang Cui. Effect of notch radius on anisotropic fracture response of AA6061-T6 under tension process. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 103 :102276, October 2019.
- [118] N. Souto, S. Thuillier, and A. Andrade-Campos. Design of an indicator to characterize and classify mechanical tests for sheet metals. *International Journal of Mechanical Sciences*, 101-102 :252 – 271, 2015.
-

-
- [119] A. Khalfallah, H. Bel Hadj Salah, and A. Dogui. Anisotropic parameter identification using inhomogeneous tensile test. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 21(6) :927 – 942, 2002.
- [120] E. M. C. Jones, J. D. Carroll, K. N. Karlson, S. L. B. Kramer, R. B. Lehoucq, P. L. Reu, and D. Z. Turner. Parameter covariance and non-uniqueness in material model calibration using the Virtual Fields Method. *Computational Materials Science*, 152 :268–290, September 2018.
- [121] Miguel Guimarães Oliveira, Sandrine Thuillier, and António Andrade-Campos. Analysis of Heterogeneous Tests for Sheet Metal Mechanical Behavior. *Procedia Manufacturing*, 47 :831–838, January 2020.
- [122] Shunying Zhang, Lionel Leotoing, Dominique Guines, Sandrine Thuillier, and Shun-Lai Zang. Calibration of anisotropic yield criterion with conventional tests or biaxial test. *International Journal of Mechanical Sciences*, 85 :142–151, 2014. Publisher : Elsevier.
- [123] Shunying Zhang, Lionel Leotoing, Dominique Guines, and Sandrine Thuillier. Potential of the Cross Biaxial Test for Anisotropy Characterization Based on Heterogeneous Strain Field. *Experimental Mechanics*, 55(5) :817–835, 2015. Publisher : Society for Experimental Mechanics.
- [124] S. Cooreman, D. Lecompte, H. Sol, J. Vantomme, and D. Debruyne. Identification of Mechanical Material Behavior Through Inverse Modeling and DIC. *Experimental Mechanics*, 48(4) :421–433, August 2008.
- [125] T. Pottier, P. Vacher, F. Toussaint, H. Louche, and T. Coudert. Out-of-plane Testing Procedure for Inverse Identification Purpose : Application in Sheet Metal Plasticity. *Experimental Mechanics*, 52(7) :951–963, September 2012.
- [126] Nelson Souto. *Computational design of a technological mechanical test for material characterization by inverse analysis*. phdthesis, Université de Bretagne Sud, October 2015.
- [127] Timothy Warner. Recently-Developed Aluminium Solutions for Aerospace Applications. *Materials Science Forum*, 519-521 :1271–1278, 2006. Conference Name : Aluminium Alloys 2006 - ICAA10 ISBN : 9780878494088 Publisher : Trans Tech Publications Ltd.
- [128] F. Barlat, J. C. Brem, J. W. Yoon, K. Chung, R. E. Dick, D. J. Lege, F. Pourboghrat, S.-H. Choi, and E. Chu. Plane stress yield function for aluminum alloy sheets—part 1 : theory. *International Journal of Plasticity*, 19(9) :1297 – 1319, 2003.
- [129] Jianqiang Chen, Yazid Madi, Thilo F. Morgeneyer, and Jacques Besson. Plastic flow and ductile rupture of a 2198 Al–Cu–Li aluminum alloy. *Computational Materials Science*, 50(4) :1365 – 1371, 2011.
- [130] J. Harding. Effect of strain rate and specimen geometry on the compressive strength of woven glass-reinforced epoxy laminates. *Composites*, 24(4) :323–332, 1993.
- [131] ARMINES and ONERA. Z-set software - User commands (Version 9.1), 2020.
- [132] Pascal Bouda, Bertrand Langrand, Delphine Notta-Cuvier, Eric Markiewicz, and Fabrice Pierron. A computational approach to design new tests for viscoplasticity characterization at high strain-rates. *Computational Mechanics*, June 2019.
-

- [133] G. Le Besnerais, Y. Le Sant, and D. L ev eque. Fast and Dense 2D and 3D Displacement Field Estimation by a Highly Parallel Image Correlation Algorithm. *Strain*, 52(4) :286–306, 2016. _eprint : <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/pdf/10.1111/str.12194>.
- [134] Jens Kristian Holmen, Bj orn H akon Frodal, Odd Sture Hopperstad, and Tore B orvik. Strength differential effect in age hardened aluminum alloys. *International Journal of Plasticity*, 99 :144–161, 2017.
- [135] Jeong Whan Yoon, Yanshan Lou, Jonghun Yoon, and Michael V. Glazoff. Asymmetric yield function based on the stress invariants for pressure sensitive metals. *International Journal of Plasticity*, 56 :184–202, 2014.

Table des figures

1	Variation des émissions de CO ₂ par passager au kilomètre [1].	6
2	Prédiction du nombre de passager d'ici à 2050 [2]	7
3	Concepts d'innovation structurale d'avions de transport commercial (source : onera.fr et [3])	7
1.1	Surfaces de charge associées aux critères de von Mises et Tresca	14
1.2	Repère orthogonal par rapport à la direction de laminage [21]	15
1.3	Variation de la limite d'élasticité et du paramètre r avec l'orientation du matériau pour un acier DC04. [29]	16
1.4	Influence des paramètres c_i^1 à partir d'une surface de charge isotrope ($a = b^k = 2, \alpha = 1$) .	18
1.5	Variations de la limite élastique et du coefficient de Lankford pour l'alliage d'aluminium 2090-T3 [33]	19
1.6	Comparaison des prédictions du modèle de Johnson-Cook avec les résultats expérimentaux pour les alliages (a) AA5754, (b) AA5182 [52]	22
1.7	Types de bandes associées à l'effet PLC [54]	22
1.8	Comparaison des courbes force-déformation expérimentales (lignes pleines) avec le modèle identifié (lignes pointillées) pour l'alliage AA5754 [59]	24
1.9	Exemple de grille imprimée sur un échantillon de titane [68]	27
1.10	Exemple de mouchetis appliqué par jet de gouttelettes de peinture sur une éprouvette entaillée.	27
1.11	Schéma récapitulatif des états de déformation et de contrainte observés pour des essais de caractérisation statiquement déterminés [115]	33
1.12	Répartition des contraintes normalisées dans la zone de l'éprouvette où la largeur est la plus courte par rapport à la surface de charge (Hill48). [117] ((a) R=12,5 mm, (b) R=37,5 mm, et (c) R=62,5 mm et (d) lisse)	35

1.13 Géométrie entaillée étudiée par Rossi <i>et al.</i> avec le champ de contrainte associé [100]	35
1.14 Distribution de $\varepsilon_2/\varepsilon_1$ sur les éléments du maillage [118].	36
1.15 Géométrie d'éprouvette utilisée par Khalfallah [119]	36
1.16 Distribution de $\varepsilon_2/\varepsilon_1$ sur les éléments du maillage [118].	37
1.17 Géométries étudiées par Kim <i>et al.</i> avec le champ de contrainte associé [9]	38
1.18 Analyse des champs mécaniques générés par la géométrie “D” proposée par Jones <i>et al.</i> [121].	38
1.19 Analyse du champ de déformation hétérogène mesuré sur un essai de traction biaxiale [123]	39
1.20 Champ de contrainte calculé pour une éprouvette cruciforme trouée [124]	39
1.21 Géométries d'éprouvettes cruciformes testées par Schmaltz <i>et al.</i> et les états de contrainte associé [8]	40
1.22 Essai de poinçonnement hétérogène et les états de déformations associés [125, 118]	41
1.23 Classement de différent essais en fonction de I_T dont les essais optimisés (Butterfly et Cruciform) [11]	43
1.24 Définition de la géométrie à optimiser en maximisant la valeur de l'indicateur I_T avec x_{1-7} les variables du problème d'optimisation [10]	43
1.25 Résultat de l'optimisation et cartographie du rapport des déformations principales ($\varepsilon_2/\varepsilon_1$) et de la déformation plastique équivalente (ε_p) pour les éprouvettes “papillon” et biaxiale [126]	44
1.26 Discrétisation de l'espace des contraintes pour le calcul d'un indicateur d'hétérogénéité [13]	45
1.27 Deux résultats d'optimisation topologique pour la conception d'un essai hétérogène par Almeida <i>et al.</i> [13]	45
1.28 Résultats d'optimisation topologique pour la conception d'un essai hétérogène par Barro- queiro et al. [12]	46
2.1 Comparaison entre ténacité et limites élastiques en traction des alliages 2198-T8 et du 2098-T8 avec des produits laminés légers conventionnels tolérants aux dommages [127]	49
2.2 Plan des éprouvettes conventionnelles plates “QS” (épaisseur : 4.06mm)	50
2.3 Montage d'essai quasi-statique ONERA sur machine de traction	51
2.4 Courbes contrainte-déformation à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ avec éprouvettes QS	52
2.5 Propriétés élastiques pour les essais quasi-statiques en fonction de l'orientation du charge- ment avec écart-type de la mesure	53

2.6	Contrainte à la limite élastique pour les essais quasi-statiques en fonction de l'orientation du chargement par rapport à la direction de laminage (0° étant la direction de laminage) avec écart-type de la mesure	53
2.7	Rapport des déformations longitudinales et transversales à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ avec éprouvettes QS	54
2.8	Coefficient de Lankford pour les essais quasi-statiques en fonction de l'orientation du chargement avec écart-type de la mesure	55
2.9	Courbes contrainte-déformation jusqu'à rupture à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ avec éprouvettes QS	55
2.10	Courbes contrainte-déformation pour les orientations testées à faible vitesse de déformation	57
2.11	Comparaison des propriétés matériaux pour les essais quasi-statiques à $3.5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ et $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ en fonction de l'orientation du chargement	58
2.12	Plan de l'éprouvette DYN adaptée au vérin rapide	59
2.13	Courbes contraintes déformation pour les éprouvettes QS et DYN à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	60
2.14	Observations MEB dans l'épaisseur de la tôle	61
2.15	Analyse EBSD de l'épaisseur de la tôle et la répartition de la taille des grains	62
2.16	Montage d'essai sur vérin Schenk ONERA	63
2.17	Courbes contrainte/déformation pour les essais avec l'éprouvette DYN.	64
2.18	Champs de déformation longitudinale et mise en évidence du passage d'une bande associée à l'instabilité plastique PLC pour le troisième essai QS à 45° à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	66
2.19	Évolution de l'effort en fonction du temps pour pour le troisième essai QS à 45° à $3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$	66
2.20	Mise en données du cas test pour la validation du calcul de contrainte	68
2.21	Conditions aux limites imposées aux noeuds 2 et 3	68
2.22	Courbes contrainte/déformation pour trois orientations du repère matériau	69
2.23	Résultat d'identification de l'écroutissage de l'alliage AA2198 pour deux lois différentes	71
2.24	Limites élastiques associées aux mesures de R_{02} et à l'identification numérique.	72
2.25	Résultat d'identification de la limite élastique et du coefficient de Lankford	73
2.26	Courbes contrainte/déformation pour les sept orientations (expérimentales et modélisées)	74
3.1	Dimensions des quatre éprouvettes choisies avec les conditions aux limites associées et le repère de la simulation (\vec{x}, \vec{y}) et le repère matériau $(\vec{1}, \vec{2})$ pour la mise en donnée EF.	79

3.2	Champ de déformation plastique équivalente (gris : $\varepsilon_p = 0$) et champ de taux de triaxialité	81
3.3	Diagramme déformation plastique / taux de triaxialité et états de contraintes projetés sur la surface de charge	83
3.4	États de contrainte considérés en fonction du taux de triaxialité	84
3.5	Valeurs du critère d'hétérogénéité et de ses composantes pour les quatre géométries d'éprouvette.	86
3.6	Schéma du processus de génération d'images synthétiques	87
3.7	Montage expérimental pour la capture des textures de mouchetis	87
3.8	Bruit du capteur pour les photos du mouchetis et les images synthétiques de l'éprouvette ENTAILLÉE	88
3.9	Échantillons des mouchetis capturés	88
3.10	Distribution des niveaux de gris pour les deux mouchetis	88
3.11	Distribution de l'erreur calculées par DIC sur les images statiques	89
3.12	Évolution de la déformation dans la direction de chargement sur la largeur centrale de l'éprouvette ENTAILLÉE en fonction des étapes du processus de mesure	90
3.13	Différence entre les champs de déformation EF et DIC lissés dans la direction de la charge (ε_{yy}). Position des zones "zoom" précisé dans la Figure 3.1.	91
3.14	Organigramme de programmation du calcul de contrainte.	92
3.15	Champ de déformation plastique équivalente (gris clair : $\varepsilon_p = 0$) et états de contrainte générés associés projetés sur la surface de charge pour les résultats DIC obtenus avec des champs de déformation lissés avec le mouchetis N°1.	93
3.16	Valeurs de l'indicateur d'hétérogénéité pour la dernière configuration (DIC images bruitées et lissées)	94
3.17	Exemples de cartographies des champs virtuels pour H=2 et W=1.5	96
3.18	Valeur du second critère de sélection pour les deux mouchetis et différentes étapes de la chaîne de mesure	97
4.1	Photographies des éprouvettes testées avant essai.	102
4.2	Montage d'essai statique pour éprouvettes hétérogènes	103
4.3	Images initiales des essais hétérogènes avec zoom sur le mouchetis.	104
4.4	Distribution des niveaux de gris des images expérimentales	106

4.5	Échantillons de mouchetis pour deux essais hétérogènes (ENT. 1 et OPT. 2)	107
4.6	Distribution des niveaux de gris des deux mouchetis ayant servi à la génération d'images synthétiques d'essai au Chapitre 3.	107
4.7	Échantillons du mouchetis N°2 capturé pour la génération d'images synthétiques d'essai au Chapitre 3.	108
4.8	Évolution du bruit de mesure par DIC lors d'un mouvement de corps rigide en fonction du rayon de la facette de corrélation pour les essais Σ 3 (à gauche) et D 3 (à droite)	110
4.9	Erreur sur la mesure de déplacement par DIC	111
4.10	Erreur sur la mesure de déformation par DIC	112
4.11	Écarts-types du bruit de mesure par DIC pour chaque éprouvette avant déplacement.	113
4.12	Photographies des mors sur les talons d'une éprouvette ENTAILLÉE post-mortem.	115
4.13	Courbes effort vs. allongement des essais de traction sur éprouvettes hétérogènes	116
4.14	Champs de déformation calculés par DIC avec l'éprouvette ENTAILLÉE	117
4.15	Champs de déformation calculés par DIC avec l'éprouvette Σ	118
4.16	Champs de déformation calculés par DIC avec l'éprouvette D	119
4.17	Champs de déformation calculés par DIC avec l'éprouvette OPTIMISÉE	120
4.18	Mesure du déplacement longitudinal au niveau des mors	121
4.19	Comparaison des champs de déformation à $t=124$ s pour l'éprouvette D (D 1).	123
4.20	Courbes effort / allongement expérimentales et calculées par EF	124
4.21	Évolution de la fonction coût et des paramètres avec le CMAES (population = 100)	128
4.22	Modélisation de l'anisotropie du matériau en traction avec les paramètres issus du dernier résultat du CMAES (population = 100)	128
4.23	Évolution de la fonction coût et des paramètres identifiés avec le PSO (population = 100, nombre d'itérations = 15)	129
4.24	Modélisation de l'anisotropie du matériau en traction avec les paramètres identifiés avec le PSO (population = 100, nombre d'itérations = 15)	129
4.25	Évolution de la fonction coût en fonction de la taille de la population avec l'algorithme PSO130	
4.26	Modélisation de l'anisotropie en fonction en fonction de la taille de la population choisie pour l'identification avec le PSO	130

4.27	Comparaison entre paramètres identifiés et la référence pour une simulation d'essai de traction sur éprouvette OPTIMISÉE	131
4.28	Influence de la réduction de la discrétisation spatiale des champs cinématiques sur le temps de calcul et la valeur de la fonction coût	133
4.29	Niveau de déformation plastique atteint en fonction du taux de triaxialité	133
4.30	Influence de la réduction de la résolution des images sur les cartographies de déformation plastique zoomées sur une zone de concentration de la déformation	134
4.31	Courbes effort/déplacement	136
4.32	Modélisation de l'anisotropie par les différents résultats d'identification	137
4.33	Comparaison des champs de déformation à t=150s pour l'éprouvette ENTAILLÉE (ENT 1).138	
4.34	Comparaison des champs de déformation à t=124 s pour l'éprouvette D (D 1).	139
4.35	Taux de triaxialité en fonction des états de contrainte	141
4.36	Valeurs du critère d'hétérogénéité par essai.	142
4.37	Valeurs du critère d'hétérogénéité par set de paramètres identifiés en fonction de la géométrie d'éprouvette.	142

Liste des tableaux

1.1	Liste de critères de plasticité anisotropes utilisés pour divers alliages d'aluminium	19
1.2	Liste des variables associées aux variables d'état	20
1.3	Fonctions coûts utilisées par les algorithmes de DIC	28
1.4	Tableau récapitulatif des états de déformation et de contrainte observés pour des essais de caractérisation statiquement déterminée avec un matériau isotrope.	34
1.5	Valeur des coefficients de l'indicateur d'hétérogénéité [126]	42
2.1	Composition chimique de l'alliage AA2198 [34]	49
2.2	Caractéristiques des essais réalisés	52
2.3	Comparaison de la limite élastique et du coefficient de Lankord avec les travaux de Chen <i>et al.</i> [34]	56
2.4	Caractéristiques des essais réalisés	57
2.5	Caractéristiques des essais de validation de l'éprouvette DYN réalisés	59
2.6	Caractéristiques des essais réalisés avec l'éprouvette DYN	63
2.7	Paramètres matériaux élastique et d'écrouissages identifiés pour l'alliage AA2198-T351	71
2.8	Limites élastiques associées à la loi d'écrouissage exponentielle identifiées pour les sept orientations.	71
2.9	Paramètres initiaux et valeurs limites de l'identification du critère de Bron et Besson	73
2.10	Paramètres du critère de Bron et Besson identifiés pour l'alliage AA2198-T351	73
3.1	Valeurs des coefficients relatifs et absolus de l'indicateur.	85
4.1	Rayons des facettes de corrélation choisis pour les essais hétérogènes	110

4.2	Vitesse de traction imposée pour les 4 géométries.	114
4.3	Répartition des états de contrainte dans la matière plastifiée en considérant les paramètres matériaux de référence	125
4.4	Paramètres initiaux et valeurs limites de l'identification du critère de Bron et Besson avec les essais hétérogènes	127
4.5	Paramètres identifiés avec l'algorithme PSO à partir de données non-biaisées	131
4.6	Paramètres identifiés avec essais hétérogènes	135
4.7	Valeur du critère de corrélation calcul vs. essai, I_C [%]	144
A.1	E , ν , R_{02} et r pour les essais quasi-statiques ($3.5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) selon sept orientation du chargement.	154
A.2	E , ν , R_{02} et r pour les essais quasi-statiques ($3.5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) selon sept orientation du chargement.	155
C.1	Configuration de l'acquisition d'images pour les essais quasi-statiques	163
C.2	Configuration DIC pour les essais de traction uniaxiale avec éprouvettes haltères	163
C.3	Configuration de la génération d'images synthétiques	164
C.4	Configuration DIC pour le mouchetis N°1	164
C.5	Configuration DIC pour le mouchetis N°2	164
C.6	Configuration de l'acquisition d'images pour les essais hétérogènes	165
C.7	Configuration DIC pour les essais hétérogènes	165

Résumé

Les tôles laminées d'alliages d'aluminium utilisées pour la fabrication de structures aéronautiques, comme l'alliage AA2198-T351, présentent souvent un comportement mécanique anisotrope. La caractérisation de tels comportements avec une approche statiquement déterminée, imposant l'homogénéité des champs mécaniques, repose sur un nombre important d'essais. Au contraire, la Méthode des Champs Virtuels (MCV), associée à des mesures de champs, permet d'exploiter pleinement une information enrichie par l'hétérogénéité des champs mécaniques. Le nombre d'essais de caractérisation requis peut alors être drastiquement réduit, sous réserve de concevoir une géométrie d'éprouvette optimisée. Plusieurs géométries ont été conçues dans cet objectif, mais sans jamais prendre en compte les biais introduits par la chaîne de mesure. Ces travaux de thèse visent donc à développer une méthode numérique pour la conception d'essais innovants permettant de générer de multiples trajets de chargement, tout en étudiant l'impact des biais de mesure. Un premier classement d'éprouvettes est basé sur l'hétérogénéité du champ de contrainte généré, ce qui valorise des géométries complexes conçues par optimisation topologique. Un second classement se base sur l'impact des biais de mesure sur le processus d'identification par la MCV, en utilisant un générateur d'images synthétiques de champs. Ce critère valorise au contraire des géométries plus simples, comme une éprouvette entaillée. Au bilan, ces travaux montrent donc la nécessité d'atteindre le meilleur compromis entre ces deux critères. Une campagne expérimentale a permis de confirmer les résultats obtenus avec des données numériques.

Mots clés :

Anisotropie ; essais hétérogènes ; corrélation d'images numériques ; méthode des champs virtuels

Abstract

Rolled sheets of Aluminium alloys used to manufacture aeronautical structures, such as AA2198-T351 alloy, generally have an anisotropic mechanical behaviour. Statically determined approach for the characterisation of behaviour imposes to deal with homogeneous mechanical fields. A huge number of tests, to multiply the loading paths, is therefore required to characterise such complex behaviour. At the contrary, the Virtual Field Method (VFM), associated to full-field measurements, enables the treatment of the enriched information brought by heterogeneous fields. Thus, the number of characterisation tests can be drastically reduced, provided that a suitable specimen geometry is designed. Several geometries have been designed with this aim in the literature, but never taking the biases introduced by the measurement chain into account. This PhD thesis work therefore aims to develop a numerical method for the design of innovative tests capable of generating multiple loading paths, while analysing the impact of measurement biases. A first ranking of specimen geometry is established based on the heterogeneity of the generated stress field. It promotes complex specimen geometry designed by topological optimisation. A second ranking is based on the impact of measurement biases on the identification with the VFM using a synthetic test image generator. This ranking promotes simple geometries such as a notched specimen. This work therefore highlights the necessity to find out the best compromise between both criteria during test design. An experimental campaign has confirmed the results obtained with numerical data.

Keywords :

Anisotropic plasticity ; Heterogeneous specimens ; Digital Image Correlation ; The Virtual Fields Method