



**THÈSE / UNIVERSITÉ DE RENNES 1**  
*sous le sceau de l'Université Européenne de Bretagne*

pour le grade de  
**DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE RENNES 1**

*Mention : Mécanique*

**Ecole doctorale Sciences de la Matière**

présentée par

**Mohamad IDRIS**

Préparée au EA 3913-LGCGM- Equipe Indentation  
Laboratoire de Génie Civil et Génie Mécanique de l'Université de  
Rennes 1  
Partenaire Industriel : ESI-Group

---

Apport de l'indentation  
instrumentée dans la  
caractérisation  
mécanique des tôles  
métalliques destinées à  
l'emboutissage:  
influence de  
l'écrouissage

**Thèse soutenue à Rennes  
le 04 Décembre 2015**

devant le jury composé de :

**Sandrine THUILLIER**

Professeur, LIMATB-Université de Bretagne Sud/  
*rapporteur*

**Didier CHICOT**

Professeur, Université de Lille / *rapporteur*

**David GLOAGUEN**

Professeur, GeM-Université de Nantes/ *examineur*

**Olivier BARTIER**

MCF, LGCGM-Université de Rennes 1/ *examineur*

**Xavier HERNOT**

MCF, LGCGM-Université de Rennes 1/ *examineur*

**Gérard MAUVOISIN**

MCF-HDR, LGCGM- Université de Rennes 1 /  
*directeur de thèse*



*A mon père, A ma mère*

*A celle que je ne nomme pas, mais qui se reconnaîtra*



# Remerciements

---

Ce travail n'aurait pas été réalisé sans l'aide de nombreuses personnes envers lesquels je suis reconnaissant.

J'exprime toute ma gratitude aux professeurs Sandrine THUILLIER et Didier CHICOT, d'avoir acceptés de rapporter mes travaux de thèse. J'exprime, de même, mes remerciements au professeur David GLOAGUEN d'avoir accepté d'être président de mon jury de thèse.

Je tiens à exprimer mes plus vifs remerciements à Gérard MAUVOISIN qui fut pour moi un directeur de thèse attentif et disponible malgré ses nombreuses charges. Sa compétence, sa rigueur scientifique et sa clairvoyance m'ont beaucoup appris. Je tiens à le remercier pour tous les efforts et le temps qu'il a consacré pour faire avancer ce projet.

Je tiens à remercier énormément Olivier BARTIER, pour son encadrement, sa disponibilité et bien sûr ses compétences scientifiques remarquables. Je retiens en particulier ses qualités humaines, sa vision de la science et son enthousiasme. Son soutien, sa clairvoyance et ses compétences m'ont été d'une aide inestimable. Je dois de même le remercier pour tout le temps qu'il a consacré pour lire et corriger mes rapports semestriels et mes présentations et surtout pour tout l'effort qu'il a consacré pour les corrections de ce mémoire de thèse. Je vais m'arrêter là car je sais bien que quelques lignes de remerciements ne suffiront pas pour le remercier.

J'exprime mes remerciements de même à Xavier HERNOT pour son encadrement et pour ses conseils scientifiques importants. Je n'oublierai jamais son enthousiasme pour la science, son esprit critique, ses compétences intellectuelles et mathématiques. Je le laisse avec plein de choses qu'on a commencé ensemble sans pouvoir les finaliser. J'espère pouvoir publier avec lui tout ce qui a été commencé.

Toute ma gratitude va aussi à ESI-Group d'avoir financé ce projet pendant ces trois années. Je tiens à remercier tout particulièrement mon encadrant industriel Pascal LONGRAIS pour son esprit rigoureux, scientifique et clairvoyant. Je n'oublie pas de remercier de même Eddie GAZO HANNA pour son aide et ses conseils.

Je tiens de même à remercier tous les collègues que j'ai eu l'occasion de rencontrer pendant ces années de thèse : je note tout particulièrement, Michel YETNA N'JOCK, Charbel MOUSSA ainsi que Walid NASRI.

Je remercie tout particulièrement Liva RABEMANANJARA ; un collègue mais encore un ami avec des qualités humaines exceptionnelles.

Je tiens à remercier tous les membres du LGCGM pour leur accueil chaleureux et pour leur esprit amical.

Enfin mes derniers remerciements, qui n'en sont pas pour autant les moins importants, vont à mon frère *Afif*, à ma sœur *Dana*, à mes meilleurs amis (Mahmoud HASSAN, Ahmad MHEICH, Mahmoud ISRAEL, Anas HASSAWI, Mohamad SHAMAS, Imad ALAWE...).



**Titre** : *Apport de l'indentation instrumentée dans la caractérisation mécanique des tôles métalliques destinées à l'emboutissage : influence de l'érouissage*

**Résumé**

Avec les nouvelles nuances de matériaux utilisées dans le but de l'allègement des structures automobiles, la prédiction du retour élastique de ces matériaux après leur mise en forme par emboutissage devient de plus en plus difficile. La solution est de prévoir le comportement mécanique de ces matériaux. Les travaux de cette thèse consistent à examiner ce que peut apporter l'essai d'indentation instrumentée dans la caractérisation mécanique de tôles destinées à l'emboutissage ; notamment la capacité de l'essai d'indentation instrumentée à déterminer l'état d'érouissage d'un matériau pré-déformé.

Tout d'abord, le caractère local de l'essai d'indentation a permis de mettre en évidence la variation des propriétés mécaniques dans l'épaisseur des tôles. Différentes lois d'érouissage ont ainsi pu être identifiées à différents endroits de la section de la tôle.

L'essai d'indentation instrumentée a été ensuite utilisé pour tenter de déterminer le niveau d'érouissage des matériaux pré-déformés plastiquement. Ce test montre une bonne capacité à déterminer le niveau d'érouissage subi par ces matériaux pré-déformés. Dans ce travail, une méthodologie, basée sur l'utilisation de l'indentation instrumentée couplée à l'analyse inverse et sur l'hypothèse que la loi d'érouissage des matériaux testés suit la loi de Voce, a été proposée. Cette méthodologie permet d'obtenir de manière satisfaisante la limite d'élasticité de différentes tôles déformées plastiquement par traction uni-axiale et par cisaillement monotone et cyclique. De même, cette méthodologie permet d'obtenir les niveaux de déformations plastiques subies par les matériaux testés.

Finalement, l'essai d'indentation instrumentée a été utilisé pour tenter d'identifier le type d'érouissage du matériau. L'influence du caractère isotrope ou cinématique de la loi d'érouissage de la tôle sur la boucle d'hystérésis obtenue lors d'un essai d'indentation cyclique a pu être mise en évidence. La détermination de la part de chacun des types d'érouissage par indentation pour une tôle d'acier DP600 est en bonne cohérence avec ce que l'on obtient par cisaillement cyclique. En revanche, la même démarche menée sur un acier DC01 conduit à une surestimation du caractère cinématique de l'érouissage de ce matériau. Cette surestimation provient en partie du fait d'une faible variation de la boucle d'hystérésis d'indentation lorsque l'érouissage isotrope est prépondérant comme c'est le cas pour le DC01.

La variation de la loi d'érouissage dans l'épaisseur de la tôle, le niveau d'érouissage atteint par la tôle après déformation plastique et le type de la loi d'érouissage d'une tôle ont une influence non négligeable sur le retour élastique d'une tôle mise en forme par déformation plastique. Le test d'indentation instrumentée permet de caractériser ces trois aspects. Ce test est donc un outil qui peut être utile dans une démarche d'amélioration de la prédiction du phénomène de retour élastique.

**Mots-clés** : *retour élastique, indentation instrumentée, essais mécaniques, analyse inverse, simulations numériques, matériaux métalliques, érouissage.*



**Title:** *Contribution of the instrumented indentation in the mechanical characterization of metal sheets destined for stamping: Influence of the work hardening*

**Abstract**

With new material grades used for the purpose of the lightening of automotive structures, springback prediction of these materials after stamping becomes increasingly difficult. The solution is to predict correctly the mechanical behavior of these materials. The aim of this thesis is to exploit the contributions that the instrumented indentation test may give in the mechanical characterization of metallic sheets destined for stamping, including the ability of this test to determine the work hardening state of a pre-hardened material.

First, the instrumented indentation showed a variation in the mechanical properties in the thickness of the sheets. Different work hardening laws were identified in different locations of the metal section. The instrumented indentation is a tool that can be useful for a better prediction of springback in the case of shaping by plastic deformation of the parts.

Secondly, the instrumented indentation presented a good ability to determine the yield stress value reached by a material after undergoing a plastic deformation. This was achieved by a proposed new methodology based on the instrumented indentation coupled with the inverse analysis; the Voce law is considered as the work hardening law of the tested materials. This methodology indicated a good capability in determining the yield stress of the tested sheets pre-deformed by uniaxial tensile test and monotonic and cyclic shear tests. This methodology permitted also obtaining the level of the plastic pre-strain undergone by the tested materials.

Finally, the instrumented indentation test was carried out to identify the type of the work-hardening of the material. The determination by indentation of each type of the work-hardening of the Dual-Phase steel DP600 is well consistent with what has been obtained from the cyclic shear test. However, the same approach leads to an overestimation of the kinematic hardening character of the deep drawing DC01 steel. This overestimation is partly due to a small variation in the indentation hysteresis loop when the isotropic hardening is predominant as it's the case for the DC01.

The variation of the hardening law in the thickness of the sheet, the level of work hardening achieved by the sheet after plastic deformation and the type of the work hardening of a sheet have a significant influence on springback of a metal sheet shaped by plastic deformation. The instrumented indentation test enables characterizing these three aspects. This test is thus a tool which proved to be useful in a process of improving the prediction of the phenomenon of springback.

**Keywords:** *springback, instrumented indentation, mechanical tests, inverse analysis, numerical simulations, metallic materials, work hardening.*



# Sommaire

---

Sommaire .....	v
Introduction générale.....	1
Chapitre I : Etude Bibliographique. ....	5
Chapitre I : Partie A : Emboutissage et essais mécaniques classiques.....	7
1. Introduction .....	9
2. Emboutissage : procédé de mise en forme .....	9
3. Procédés expérimentaux pour la pré-déformation des matériaux .....	17
4. Conclusions .....	23
Chapitre I ; Partie B : Elasto-plasticité et comportements mécaniques des matériaux métalliques. ....	25
1. Introduction .....	27
2. Élasticité .....	27
3. Plasticité.....	29
4. Surface de charge $f$ .....	29
5. Écrouissage.....	30
6. Critères isotropes de plasticité de Von Mises [36] .....	34
7. Lois d'écoulement associées .....	36
8. Evolution de la loi d'écrouissage.....	38
9. Conclusions .....	42
Chapitre I ; Partie C : Test d'indentation instrumentée.....	43
1. Introduction .....	45
2. Essais de dureté .....	45
3. Indentation instrumentée .....	47
4. Conclusions .....	62

Chapitre II : Matériaux d'études et essais expérimentaux. ....	63
1. Présentation des matériaux étudiés.....	66
2. Microstructure des matériaux étudiés.....	69
3. Essais de traction.....	73
4. Essais de cisaillement.....	78
5. Conclusion.....	85
Chapitre III : Indentation des tôles non-déformées : conditions opératoires et caractérisation mécanique.....	87
1. Introduction.....	89
2. Indentation des tôles épaisses : conditions opératoires et caractérisation mécanique.....	89
3. Indentation des tôles minces : conditions opératoires et caractérisation mécanique.....	105
4. Conclusion sur l'apport de l'indentation instrumentée dans le cas de mise en forme des tôles hétérogènes.....	121
Chapitre IV : Caractérisation mécanique des tôles minces pré-déformées par traction uniaxiale monotone et par cisaillement. ....	123
1. Introduction.....	125
2. Pré-déformation expérimentale des tôles métalliques étudiées : procédure expérimentale et paramètres mécaniques obtenus.....	127
3. Caractérisation mécanique par indentation des tôles pré-déformées par traction : application de la méthode de Moussa et al. ....	131
4. Nouvelle méthodologie proposée pour la caractérisation des matériaux pré-déformés par indentation. ....	139
5. Application de la méthodologie proposée sur les tôles métalliques de DC01, DP600 et AA2017.....	148
6. Conclusion.....	156
7. Perspectives.....	157
Chapitre V : Etude phénoménologique de l'influence du type d'érouissage sur la courbe d'indentation instrumentée.....	159
1. Introduction.....	161
2. Etude numérique de l'influence du type d'érouissage sur la courbe d'indentation ..	161
3. Evaluation du type d'érouissage à partir de la courbe d'indentation pour les tôles métalliques réelles.....	179

4. Conclusion.....	193
Conclusion Générale .....	195
Annexe .....	199
Références .....	207

# Introduction générale

---

Avec les nouvelles contraintes imposées sur les industries automobiles pour réduire le taux de gaz nocifs produits par les automobiles, plusieurs industries se sont dirigées vers l'utilisation de nouvelles nuances de matériaux permettant l'allègement des structures automobiles.

Bien que l'aluminium et les composites, principalement, gagnent du terrain dans la constitution de la « caisse en blanc », les aciers à très haute résistance sont une solution afin d'alléger l'automobile. Ces aciers permettent d'utiliser moins de matière (donc d'alléger) et de renforcer la sécurité du véhicule. Alors que les aciers traditionnels plafonnent à 200 MPa, on a vu apparaître des aciers HLE (haute limite élastique, plus de 220 MPa), puis des THLE (très haute limite élastique, entre 400 et 600 MPa), et même des TTHLE ou encore UHLE (ultra haute limite élastique). L'utilisation de nouveaux aciers à haute résistance pose cependant un problème de fond : plus un acier est résistant, moins il est formable. Les sidérurgistes ont donc porté leurs efforts sur la fabrication de matériaux qui concilient résistance et mise en forme. Parmi ces matériaux, deux catégories d'aciers ont fait une percée : les DP (Dual Phase), suivis des Trip (Transformation induced plasticity). A mesure que les caractéristiques de l'acier augmentaient, les fabricants de pièces ont également dû faire face à un problème "nouveau" : le retour élastique, qui modifie la géométrie de la pièce après emboutissage. Un phénomène physique général, mais qui prend une amplitude gênante quand la limite élastique de l'acier augmente, et quand l'épaisseur de la tôle diminue... soit précisément le cas de figure des aciers à haute résistance. La solution : prévoir le comportement de l'acier, et penser l'outil de mise en forme en prévision de la déformation ultime de la pièce. Pour y parvenir, les ingénieurs s'appuient sur l'expérience, et sur des logiciels de simulation dont les résultats ne sont pas encore vraiment satisfaisants.

La société ESI-group, pionnière et principale actrice mondiale du prototypage virtuel prenant en compte la physique des matériaux, s'est intéressée à la recherche d'une meilleure prédiction du retour élastique pour ces nouvelles nuances par amélioration des modèles prédictifs d'emboutissage utilisés dans ses logiciels de calculs.

Afin d'améliorer la prédiction du retour élastique dans ses logiciels de calculs, ESI-Group a cherché des nouvelles méthodologies permettant une meilleure compréhension des phénomènes physiques influençant le phénomène de retour élastique. Elle s'est surtout intéressée à l'étude de l'érouissage (niveau et type d'érouissage) qui constitue un des facteurs les plus importants influençant le niveau de retour élastique. Une meilleure évaluation de l'érouissage du matériau après mise en forme entraînera l'utilisation de nouveaux modèles numériques permettant ainsi une meilleure prédiction du retour élastique.

De ce fait, ESI-Group a mis en place, dans le cadre d'un projet régional (3Dmat), une thèse CIFRE avec l'équipe « indentation » du laboratoire LGCGM de l'Université de Rennes 1. Le but de cette thèse est d'exploiter les apports que peut présenter l'essai d'indentation instrumentée dans la caractérisation mécanique des tôles destinées à l'emboutissage, notamment la capacité de l'essai d'indentation instrumentée à déterminer l'état d'érouissage d'un matériau pré-écroui.

L'essai d'indentation instrumentée a été choisi vu les différents avantages qu'il présente. C'est un essai local, quasi non-destructif, nécessitant un faible volume de matière et une préparation minimale des échantillons testés. Il a l'avantage de pouvoir caractériser des zones hétérogènes sévèrement déformées là où les essais mécaniques classiques ne peuvent pas être utilisés.

L'essai d'indentation instrumentée est développé depuis une trentaine d'années afin d'identifier des paramètres mécaniques initialement issus de l'essai de traction. Les études ont porté soit sur la détermination des paramètres élastiques soit sur la détermination des paramètres plastiques. Dans le cadre de cette thèse, on s'intéresse à la caractérisation des paramètres plastiques qui décrivent l'écrouissage des matériaux.

Cette thèse a été encadrée par l'équipe Indentation du LGCGM de l'Université de Rennes 1 et par ESI-Group situé à la Janais (35176 Chartres de Bretagne). Le présent mémoire comporte cinq chapitres principaux.

Dans le chapitre I, une étude bibliographique a été présentée. L'étude bibliographique se présente en trois parties.

La partie A de l'étude bibliographique concerne surtout l'emboutissage et le retour élastique. Dans cette partie, les différents types d'emboutissage et les problèmes rencontrés en emboutissage sont tout d'abord présentés succinctement. On détaille ensuite le phénomène de retour élastique et les différents facteurs influençant ce phénomène en montrant que l'écrouissage du matériau est l'un des facteurs essentiels influençant ce phénomène. Enfin, une présentation des différents tests mécaniques utilisés au cours de ces travaux pour identifier les paramètres d'écrouissage des matériaux testés est effectuée.

La partie B de l'étude bibliographique porte sur la présentation théorique de l'élasto-plasticité et des lois de comportement mécaniques des matériaux métalliques. On s'intéresse notamment aux types d'écrouissage d'un matériau (isotrope et cinématique) et aux lois qui décrivent l'évolution de cet écrouissage.

Dans la partie C de l'étude bibliographique, l'indentation instrumentée est étudiée. Après avoir décrit brièvement les essais de dureté, les principales méthodes utilisées pour identifier le module d'Young réduit et les paramètres plastiques d'une loi d'écrouissage à partir d'une courbe d'indentation sont présentées. On s'intéressera notamment à la méthode d'analyse inverse et la méthode de Moussa et al. qui ont été utilisées dans ce travail.

Dans le chapitre II, on présente les matériaux qui ont été choisis pour ces travaux. Les principales particularités et les microstructures des tôles en acier DC01 et DP600 et en alliage d'aluminium AA2017 et AA5754 sont tout d'abord présentées. La résistance, la ductilité et le taux d'écrouissage de ces tôles sont ensuite comparés à l'aide des résultats d'essais de traction simple. Enfin, pour les tôles de DC01, de DP600 et d'AA2017, les résultats des essais de traction sont comparés aux essais de cisaillement monotone et le type d'écrouissage de ces matériaux est estimé à partir d'essais de cisaillement cyclique.

Dans le chapitre III, les différentes conditions opératoires de l'indentation instrumentée dans le cas de l'indentation des tôles épaisses et des tôles minces sont détaillées. On montre la nécessité d'obtenir un bon état de surface de l'échantillon, de prendre en compte le profil de l'indenteur réel et d'utiliser un support sphérique pour obtenir des résultats cohérents. Dans ce même chapitre, on caractérise par indentation les tôles non-déformées et on met en évidence une variation de la courbe d'érouissage dans la section de ces tôles. Ce résultat est un premier apport de l'indentation dans la caractérisation des tôles destinées à la mise en forme par déformation plastique puisque la variation de résistance de la tôle dans son épaisseur influence le retour élastique.

Dans le chapitre IV, on s'intéresse à la caractérisation mécanique des tôles pré-écrouies. La capacité de la méthode de Moussa et al. à caractériser des matériaux pré-écrouis par traction est étudiée. On montre que cette méthode ne permet pas d'obtenir une valeur précise de la limite d'élasticité des tôles pré-déformées. Une nouvelle méthodologie basée sur l'indentation instrumentée couplée à l'analyse inverse et l'utilisation de la loi d'érouissage de Voce est proposée. On montre que cette méthodologie permet d'obtenir une meilleure détermination du niveau d'érouissage subi par les matériaux pré-écrouis par traction uniaxial monotone, cisaillement monotone et cisaillement cyclique.

Dans le chapitre V, on présente l'apport de l'indentation instrumentée en ce qui concerne la détermination du type d'érouissage des matériaux. Dans ce chapitre on présente une méthodologie permettant, après avoir posé des hypothèses simplificatrices concernant l'érouissage du matériau, d'estimer la part d'érouissage isotrope et cinématique dans la loi d'érouissage des tôles d'aciers DC01 et DP600 étudiées dans cette thèse.

Enfin, ce mémoire de thèse se termine par une conclusion générale et des perspectives.

# Chapitre I : Etude Bibliographique

---



# Chapitre I ; Partie A : Emboutissage et essais mécaniques classiques

---

1. Introduction.....	9
2. Emboutissage : procédé de mise en forme.....	9
2.1. Présentation du procédé d'emboutissage .....	9
2.1.1. Introduction .....	9
2.1.2. Technologies d'emboutissage.....	11
2.1.3. Modes de déformation en emboutissage .....	12
2.1.4. Exemples d'application de l'emboutissage .....	13
2.2. Problèmes rencontrés en emboutissage.....	13
2.3. Phénomène de retour élastique.....	15
3. Procédés expérimentaux pour la pré-déformation des matériaux .....	17
3.1. Essai de traction .....	17
3.2. Essai de cisaillement .....	19
4. Conclusions.....	23

## **1. Introduction**

La première partie de cette étude bibliographique sera divisée en deux sous-parties.

La première est consacrée à l'étude de l'emboutissage où on explique brièvement ce procédé de mise en forme en montrant les différentes techniques d'emboutissage, les différents problèmes liés à l'emboutissage et finalement le phénomène de retour élastique rencontré après le procédé d'emboutissage. Concernant le retour élastique, on présente les différentes causes entraînant ce phénomène. Les principaux facteurs influençant ce phénomène sont le niveau de déformation, le trajet de chargement et les propriétés mécaniques des matériaux emboutis.

La deuxième sous-partie présente les différents essais mécaniques utilisés pour étudier les facteurs influençant le retour élastique. On présente ainsi l'essai de traction uni-axial qui sera utilisé dans cette thèse pour imposer différents niveaux de déformation. L'essai de cisaillement sera de même présenté pour étudier l'effet de chargement sur le retour élastique.

## **2. Emboutissage : procédé de mise en forme**

### **2.1. Présentation du procédé d'emboutissage**

#### **2.1.1. Introduction**

L'emboutissage est un procédé de mise en forme très utilisé dans l'industrie, permettant d'obtenir des pièces de surface non développable à partir des tôles minces, montées sur presse. La tôle appelée « flan », est la matière brute qui n'a pas encore été emboutie. L'opération peut être réalisée avec ou sans serre flan pour maintenir le flan contre la matrice pendant que le poinçon déforme la feuille (Figures I.A.1, I.A.2 et I.A.3).

On distingue deux types d'emboutissage : l'emboutissage à chaud et l'emboutissage à froid. Dans cette étude, on s'intéresse à l'emboutissage à froid qui consiste à former une pièce à température ambiante. Cette pièce est principalement utilisée sur un outillage avec serre-flan mais peut aussi l'être sur un outillage sans serre flan dans le cas où les emboutis sont peu profonds ou s'ils nécessitent peu d'effort de serrage. Par rapport à l'emboutissage à chaud, l'emboutissage à froid permet d'obtenir une meilleure précision dimensionnelle, limite les coûts et évite la formation d'oxyde.



Figure I.A. 1 : Machines d'emboutissage.

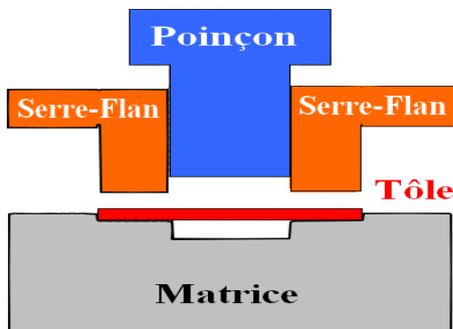


Figure I.A. 2 : emboutissage avec serre flan.

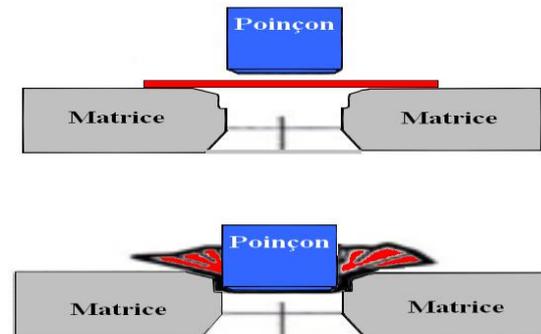


Figure I.A. 3 : emboutissage sans serre flan.

Comme mentionné dans l'introduction, la forme finale de la pièce ne s'obtient généralement pas par une seule étape d'emboutissage surtout si cette pièce est d'une forme complexe. On parle alors de ligne d'emboutissage composée d'un outil de découpe (étape OP10 dans la Figure I.A.4.) afin de mettre les pièces aux dimensions désirées et d'un outil d'emboutissage principal (OP20) suivi des outils de reprise pour réaliser les opérations de finitions telles que les découpes, les poinçonnages, les calibrages etc... (Figure I.A.4). La gamme d'emboutissage idéale désirée par les constructeurs est constituée d'un outil d'emboutissage et de trois outils de reprise.

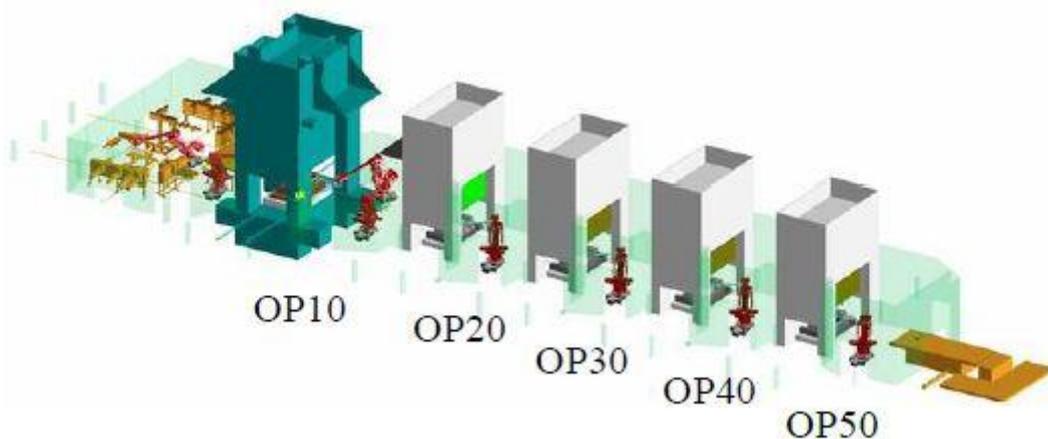


Figure I.A. 4 : ligne d'emboutissage [1].

### 2.1.2. Technologies d'emboutissage

Deux technologies de presse sont utilisées en emboutissage : simple effet et double effet. Les presses double effet sont utilisées pour l'opération d'emboutissage proprement dite alors que les presses simple effet sont davantage utilisées pour les opérations de reprise.

#### *Emboutissage à double effet*

L'opération d'emboutissage typique (double-effet) :

- Phase 1 : Le poinçon et le serre-flan sont relevés. La tôle, préalablement graissée, est posée sur la matrice (Figure I.A.5.a).
- Phase 2 : le serre-flan descend et applique une pression bien déterminée, afin de maintenir la tôle tout en lui permettant de fluer (Figure I.A.5.b).
- Phase 3 : le poinçon descend et déforme la tôle de façon plastique en l'appliquant contre le fond de la matrice (Figure I.A.5.c).
- Phase 4 : le poinçon et le serre-flan se relèvent : Il y a déformation plastique de la pièce (déformation irréversible) (Figure I.A.5.d).
- Phase 5 : On élimine les parties qui sont devenues inutiles après emboutissage. Ce sont principalement les parties saisies par les serres-flan.

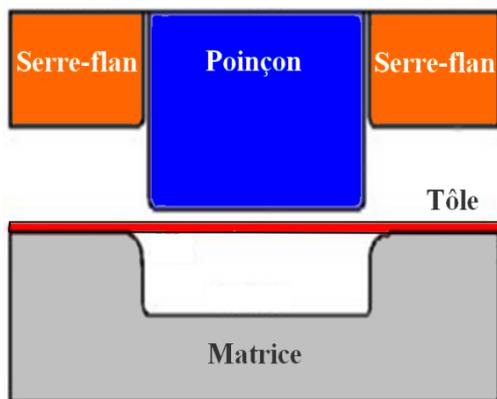


Figure I.A. 5.a : Phase 1 : Poinçon et serre flan relevés. Tôle posée sur la matrice.

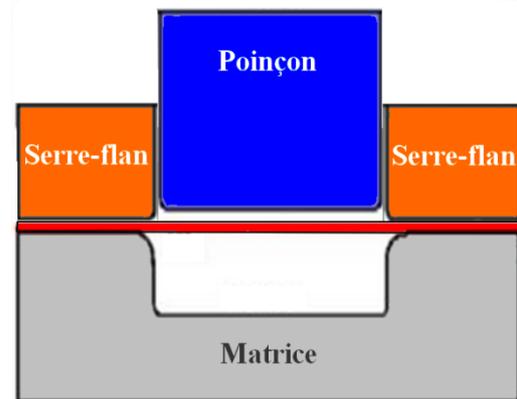


Figure I.A. 5.b : Phase 2 : serre flan descend et serre les bords de la tôle contre la matrice.

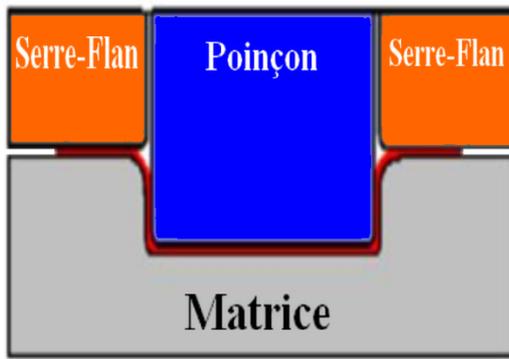


Figure I.A. 5.c : Phase 3 : Poinçon descend et déforme la tôle contre le fond de la matrice.

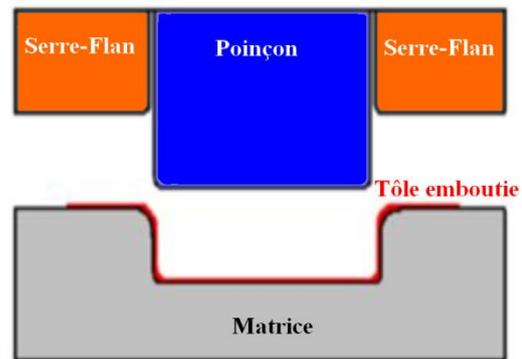


Figure I.A. 5.d : Phase 4 : Le poinçon et le serre flan sont relevés. Il reste à détourer la pièce.

### Emboutissage à simple effet

L'emboutissage à simple effet est représenté sur la figure I.A.6 : La matrice est la partie mobile qui vient se poser sur le serre-flan dans un premier temps avant de venir déformer la tôle sur le fond du poinçon fixe.

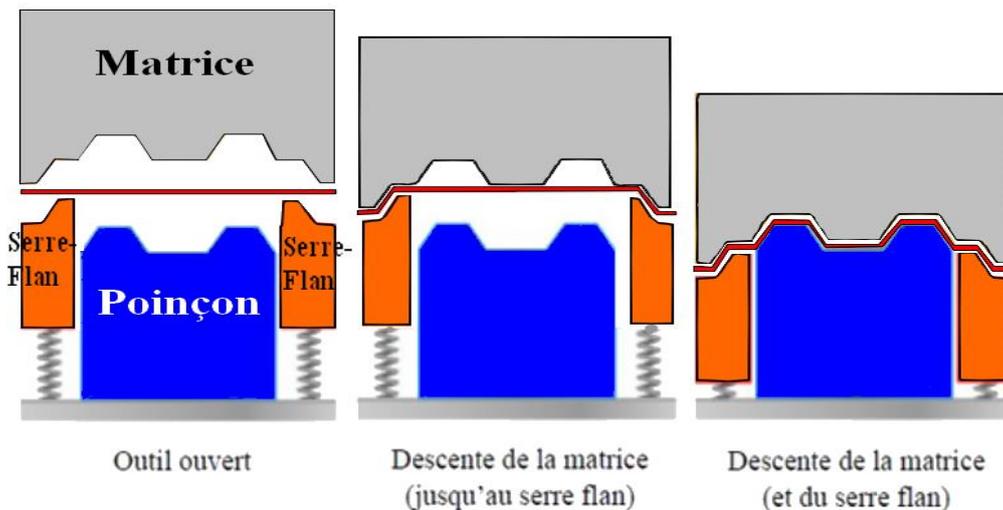


Figure I.A. 6 : emboutissage à simple effet [1].

### 2.1.3. Modes de déformation en emboutissage

Il existe différents modes de déformation dans un procédé d'emboutissage. Par exemple, si on considère un poinçon transformant la tôle en une coupelle représentée sur la figure I.A.7, on peut déduire les modes de déformation suivants :

- le fond du godet subit une légère expansion symétrique dans le plan.
- dans la partie verticale, la déformation tangentielle est nulle alors que le flan s'allonge dans la direction axiale, c'est un état de traction plane.
- au bord de la matrice, il y a pliage sous tension.
- Enfin, entre le serre-flan et la matrice, il y a allongement dans la direction axiale et rétrécissement dans la direction tangentielle; c'est la zone de rétreint proprement dit (Figure I.A.7).

Pour la mise en œuvre de l'emboutissage il convient de trouver l'optimum entre le retrait, avec risque de formation de plis, et l'expansion, avec risque de rupture ou striction.

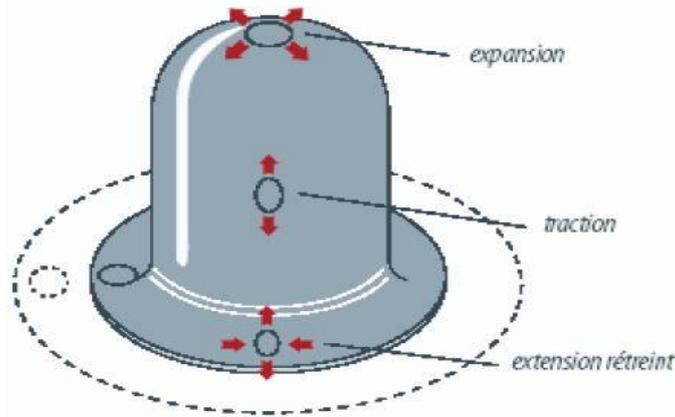


Figure I.A. 7 : Principaux modes de déformation d'une pièce emboutie [2].

### 2.1.4. Exemples d'application de l'emboutissage

L'emboutissage est un procédé très largement utilisé dans l'industrie automobile pour les éléments de carrosserie (Figure I.A.8.a) mais aussi dans les domaines de l'aéronautique et du nucléaire. Ce procédé intervient par ailleurs dans la fabrication des appareils électroménagers, du sanitaire et de l'emballage : lavabos métalliques, bacs de couches, cannettes, boîtes de conserve, ... (Figure I.A.8.b)

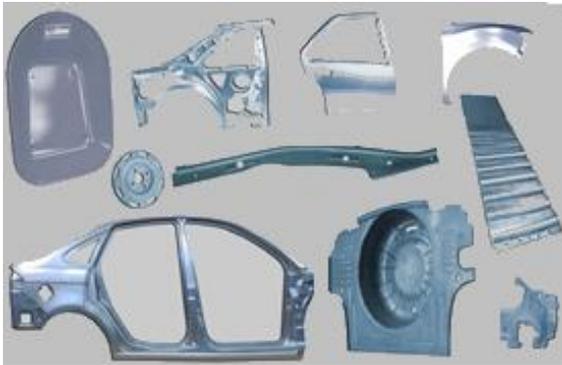


Figure I.A. 8.a : exemple de pièces obtenues par emboutissage en automobile.



Figure I.A. 8.b : différentes applications de l'emboutissage.

### 2.2. Problèmes rencontrés en emboutissage

Différents problèmes sont rencontrés dans ce procédé de mise en forme. On peut tout d'abord souligner un temps de préparation et de mise au point assez long, notamment pour déterminer les efforts de serrage nécessaire pour éviter le phénomène de flambage. Par ailleurs, selon C.W. HSU et al. [3], il peut y avoir du déchirement (Figure I.A.9.a) ou bien apparition des plis sur la pièce emboutie (Figure I.A.9.b) ainsi que des problèmes de cohérence c'est à dire des variations dimensionnelles causées par la lubrification ou bien des variations d'épaisseur. Le problème de cohérence affecte surtout l'assemblage dans les productions en série.

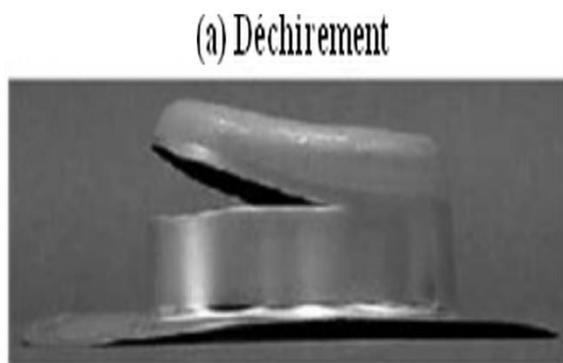


Figure I.A. 9.a : déchirement d'une pièce par emboutissage [3].

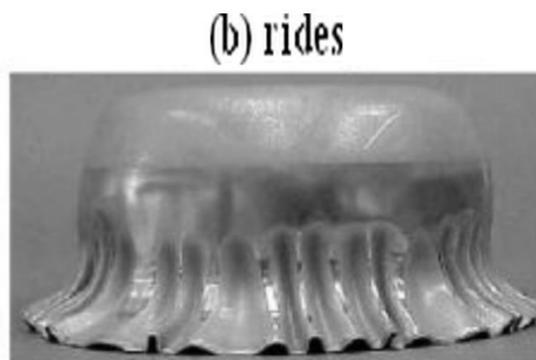


Figure I.A. 9.b : formation de plis après emboutissage [3].

Etant donné leur diversité, les défauts d'emboutissage peuvent être classés en plusieurs catégories [2] :

- Les défauts structurels parmi lesquels on peut citer :
  - Les déchirures de pièces causées par un amincissement localisé des pièces : on parle d'un phénomène de défonçage (Figure I. A.9.a).
  - La formation des cornes causée par l'anisotropie de la pièce (c.à.d. la différence des propriétés mécaniques des pièces embouties selon la direction considérée) (Figure I.A.10.).
  - Un phénomène de flambage circonférentiel si la pression exercée par les serres flans sur la pièce emboutie est insuffisante.
- Les défauts d'aspects appelés « peau d'orange » qu'on observe dans le cas où il y a déformation importante de la pièce à partir de tôle dont la microstructure est formé de gros grains. On observe alors une augmentation de la rugosité de la surface.
- Les défauts géométriques : ces défauts sont de plus en plus souvent rencontrés étant donné les contraintes de plus en plus élevées imposées sur les pièces embouties dans le but de les alléger et de les rendre plus résistantes aux chocs. Le retour élastique est à l'origine de la plupart des défauts géométriques observés sur les pièces embouties.



Figure I.A. 10 : formation des cornes après emboutissage à cause de l'anisotropie de la pièce.

### 2.3. Phénomène de retour élastique

Le retour élastique est un phénomène connu dans les procédés de mise en forme des tôles. Ce phénomène est dû à la redistribution des contraintes internes soit dans l'épaisseur de la tôle soit dans les zones ayant subies des trajets de déformation différents dans la pièce durant la phase de déchargement. La prédiction du retour élastique est essentielle pour le design des outils utilisés dans les procédés de mise en forme des tôles.

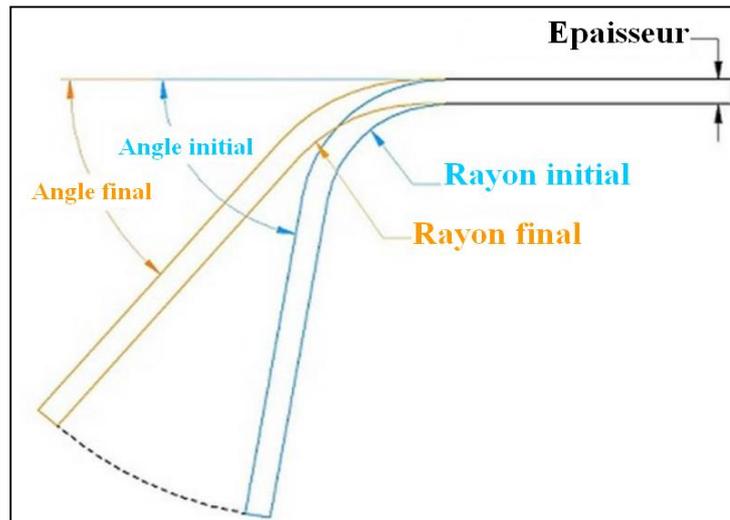


Figure I.A. 11 : phénomène de retour élastique dans les pièces après emboutissage.

Le retour élastique est généralement évalué par le facteur  $k_s$  donné par la formule :

$$k_s = \frac{\text{Angle initial}}{\text{Angle final}} \quad (\text{Eq. I.A.1})$$

Il faut savoir encore que le rayon obtenu est affecté par le retour élastique. Le rayon de courbure obtenu va évoluer comme l'angle, ainsi le rayon final sera supérieur au rayon initial.  $k_s$  peut être exprimé aussi par la formule :

$$k_s = \frac{\frac{2R_i+1}{e}}{\frac{2R_f+1}{e}} \quad (\text{Eq. I.A.2})$$

Avec  $R_i$  le rayon initial après emboutissage et  $R_f$  le rayon final et  $e$  l'épaisseur.

Le phénomène de retour élastique peut conduire à un défaut géométrique lorsque celui-ci n'est pas correctement prédit. De multiples causes sont à l'origine de ce phénomène. Elles sont regroupées en trois catégories dans le tableau I.A.1 [1].

Tableau I.A. 1 : paramètres ayant une influence sur le problème de retour élastique dans une pièce emboutie [1].

<u>Les paramètres «procédure » :</u>	<u>Les paramètres outils :</u>	<u>Les paramètres matériaux :</u>
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Le type de la presse</li> <li>• L'effort de serrage</li> <li>• La vitesse d'emboutissage</li> <li>• La température...</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Rayons d'entrée de la matrice</li> <li>• Rayon du poinçon</li> <li>• Les joncs de retenue</li> <li>• La lubrification</li> <li>• La profondeur d'emboutissage</li> <li>• Le fond de la matrice.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• La limite d'élasticité initiale</li> <li>• Le module de Young</li> <li>• Le niveau écrouissage</li> <li>• Le type d'écrouissage</li> <li>• L'anisotropie du matériau.</li> </ul>

Dans le cadre de cette thèse, on se limitera à l'étude de l'influence de l'écrouissage sur le retour élastique. On s'intéresse ainsi à la détermination du niveau d'écrouissage que subi un matériau pré-écroui et à l'influence du type d'écrouissage sur son état de contrainte et de déformation finales.

En ce qui concerne le niveau d'écrouissage, cet aspect peut être étudié en déterminant la valeur finale de la limite d'élasticité d'un matériau après déformation. Il a été démontré que le retour élastique est directement proportionnel au rapport  $\frac{\sigma_Y}{e}$  où  $\sigma_Y$  est la limite d'élasticité du matériau et  $e$  est l'épaisseur de la tôle emboutie [4-7]. La bonne connaissance de la limite d'élasticité du matériau après emboutissage entraîne une meilleure prédiction du retour élastique.

D'autre part, le type d'écrouissage d'un matériau influence le retour élastique. Il existe deux types d'écrouissage : l'écrouissage isotrope et l'écrouissage cinématique. Ces deux types d'écrouissage seront détaillés dans la partie B de cette étude bibliographique. Dans le cas de trajets de chargement monotones, il n'y a aucun effet de l'écrouissage cinématique. Dans le cas de chargements non monotones, le retour élastique dépend du type d'écrouissage, isotrope ou cinématique. Lors de l'emboutissage, certaines zones déformées plastiquement subissent des trajets de chargement assez complexes ce qui entraîne une influence de l'écrouissage cinématique sur la limite d'élasticité finale et donc sur le retour élastique [8-10].

A partir de ce qui a été avancé, il est bien clair que la connaissance de la limite d'élasticité du matériau après déformation entraîne une meilleure prédiction du retour élastique. Dans ce mémoire de thèse, on tentera d'évaluer la limite d'élasticité d'un matériau pré-écroui en utilisant l'essai d'indentation instrumentée.

Deux facteurs essentiels influencent la valeur finale de la limite d'élasticité d'un matériau après mise en forme :

- Le niveau de déformation plastique.
- Le trajet de chargement.

Le niveau de déformation plastique influence l'état final du matériau embouti. Plus le niveau de déformation est élevé, plus la limite d'élasticité du matériau est élevée. Cela entraîne ainsi un retour élastique plus élevé. L'effet de pré-déformation sur le retour élastique a été

particulièrement étudié par B. Chongthairungruang et al. [11]. Ils montrent ainsi que le phénomène de retour élastique s'accroît si le niveau de pré-déformation augmente. Le trajet de chargement est un autre facteur influençant la valeur finale de la limite d'élasticité et donc le retour élastique. Prenons le cas d'un matériau subissant un même niveau de déformation par deux trajets de chargement différents. Le premier trajet est considéré monotone (traction simple ou cisaillement simple) et le second est considéré complexe (traction-compression ; cisaillement cyclique). Ces deux trajets de chargement conduisent à deux niveaux de contraintes différents même si le niveau de pré-déformation plastique est le même (Figure I.A.12).

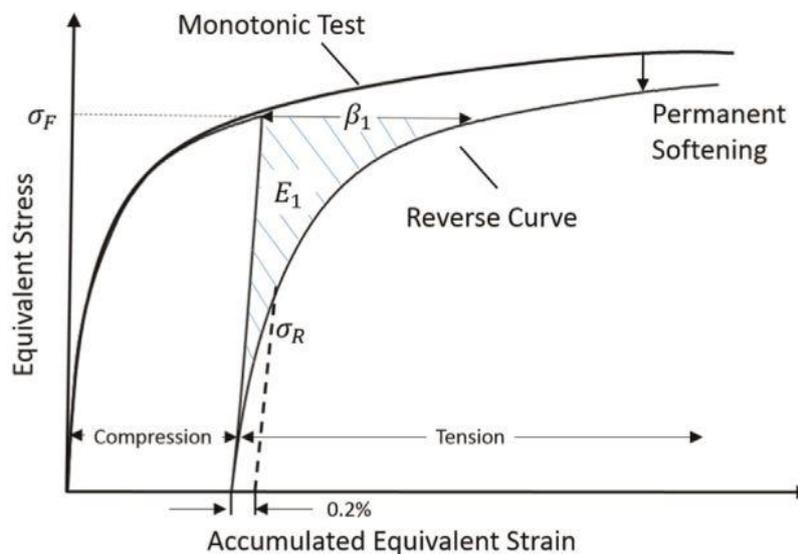


Figure I.A. 12 : Deux niveaux de contraintes obtenues pour deux trajets de chargement différents pour un acier emboutissable DC01 [12].

On présente dans la suite les différents tests mécaniques utilisés dans le cadre de cette thèse pour pré-déformer à différents niveaux de pré-déformations, et selon plusieurs trajets de chargement, les matériaux étudiés.

### 3. Procédés expérimentaux pour la pré-déformation des matériaux

#### 3.1. Essai de traction

L'essai de traction est probablement l'essai mécanique le plus utilisé pour la caractérisation mécanique des matériaux car il est simple, relativement peu coûteux et normalisé. L'essai de traction consiste à mesurer l'évolution de la force que subit le matériau testé en traction en fonction de son allongement. A partir de la courbe force-allongement, on déduit la courbe d'écrouissage contrainte-déformation du matériau étudié.

La machine de traction utilisée dans ces travaux est présentée dans la figure I.A.13. Un exemple de la courbe Force-Allongement obtenue est présenté dans la figure I.A.14.



Figure I.A. 13 : Machine de traction INSTRON utilisée.

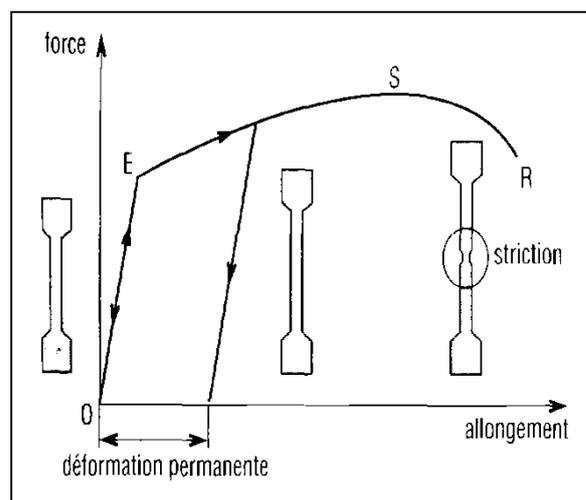


Figure I.A. 14 : Courbe force-allongement obtenue à partir d'un test de traction.

Le point *E* de la figure I.A.14 représente la limite entre le domaine élastique et le domaine plastique. Le point *S* de cette même figure représente la limite de striction où la section utile de l'échantillon sous traction commence à diminuer localement jusqu'à atteindre le point de rupture *R*.

Différents types d'éprouvettes existent pour l'essai de traction. Les éprouvettes à section circulaire ou rectangulaire sont les plus utilisées (Figure I.A.15).

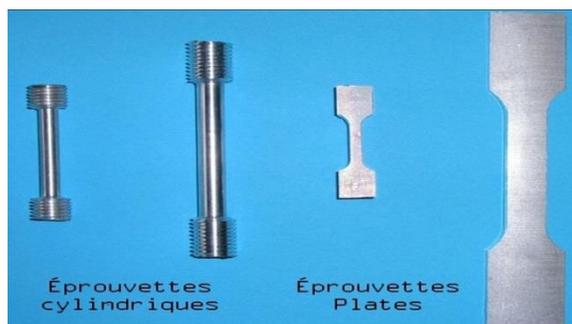


Figure I.A. 15 : Eprouvettes de traction.

Dans le cadre de ces travaux, l'éprouvette rectangulaire est la seule à être utilisée pour obtenir les courbes d'écrouissage des matériaux étudiés (Figure I.A.16).

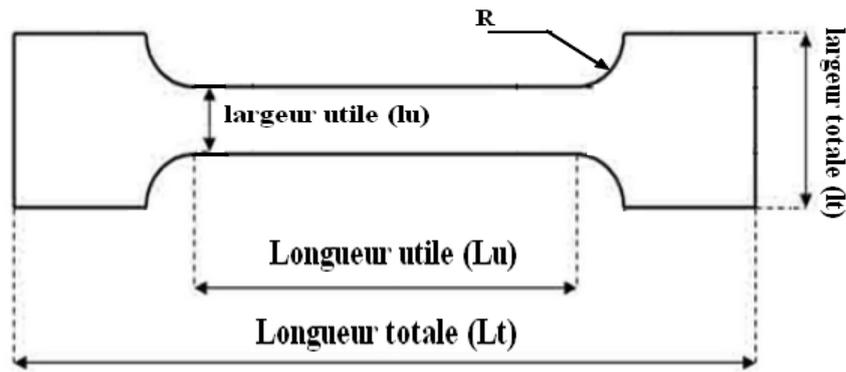


Figure I.A. 16 : Eprouvette de traction utilisée dans le cadre de ces travaux.

Contrainte conventionnelle et déformation conventionnelle :

Les paramètres issus de la courbe force-allongement sont dépendant des dimensions de l'échantillon d'où la nécessité de déduire des paramètres indépendants des dimensions de l'échantillon. Les notions de contraintes et déformations conventionnelles sont ainsi introduites. La courbe contrainte conventionnelle-déformation conventionnelle est une courbe qui a la même allure que la courbe force-allongement déduite à partir des équations suivantes :

$$\sigma_{conv} = \frac{F}{S_0} \quad (\text{Eq. I.A.3})$$

Où  $\sigma_{conv}$  est la contrainte conventionnelle ;  $F$  est la force et  $S_0$  la section utile initiale de l'échantillon de traction.

$$\varepsilon_{conv} = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (\text{Eq. I.A.4})$$

Où  $\varepsilon_{conv}$  est la déformation conventionnelle ;  $\Delta L$  l'allongement et  $L_0$  la longueur initiale de la section utile de l'échantillon de traction.

Contrainte réelle et déformation réelle :

Si les résultats de traction sont utilisés pour prédire le comportement du matériau sous d'autres formes de chargement, il sera préférable de travailler avec les contraintes et déformations réelles déduites à partir des équations suivantes :

$$\sigma_r = \sigma_{conv} * (1 + \varepsilon_{conv}) \quad (\text{Eq. I.A.5})$$

$$\varepsilon_r = \ln(1 + \varepsilon_{conv}) \quad (\text{Eq. I.A.6})$$

Dans ce mémoire de thèse, toutes les lois de comportement présentées correspondront à l'évolution de la contrainte réelle en fonction de la déformation réelle.

**3.2. Essai de cisaillement**

Dans le cas de l'essai de traction, les déformations atteintes avant rupture sont assez faibles. Pour atteindre des valeurs de déformation plus élevées, d'autres types de sollicitations doivent

être utilisées. L'essai de compression peut amener à des niveaux de déformation plus élevés mais ce type d'essai n'est pas convenable pour des matériaux à faibles épaisseurs en raison de l'apparition rapide du flambement. L'essai de cisaillement peut être utilisé comme solution alternative afin d'obtenir des valeurs de déformations assez élevées pour des matériaux à faibles épaisseurs.

Le cisaillement est l'effet produit par deux forces égales, opposées et parallèles à la section considérée, contrairement à la traction qui est perpendiculaire à la section. (Figure I.A.17).

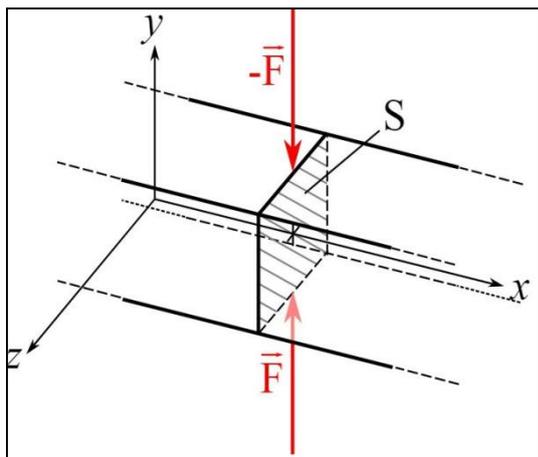


Figure I.A. 17 : Effort tranchant de l'essai de cisaillement

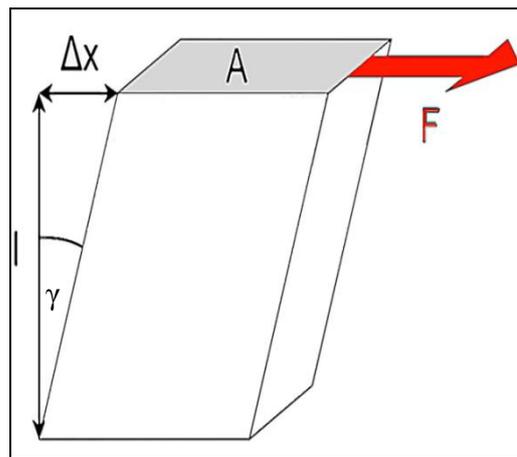


Figure I.A. 18 : paramètres issus de l'essai de cisaillement.

L'essai de cisaillement peut être utilisé pour étudier le comportement mécanique des matériaux testés sous plusieurs trajets de chargement. En sollicitant le matériau en cisaillement dans la même direction mais dans deux sens inverses, on aura une courbe de chargement qui a la même allure qu'une courbe de traction-compression. Cela informera sur l'existence d'un éventuel effet Bauschinger indiquant l'existence d'un écrouissage cinématique pour les matériaux testés.

Les différents paramètres expérimentaux déduits d'un essai de cisaillement sont montrés sur la figure I.A.18.

La Force  $F$  est la force tangentielle appliquée à l'aire de la section  $A$  au droit de la force et induisant un déplacement  $\Delta x$ . L'angle de cisaillement  $\gamma$  est considéré comme étant le déplacement relatif  $\Delta x/l$ . La contrainte de cisaillement ou cission est donnée par la formule suivante :

$$\tau \text{ (MPa)} = \frac{F \text{ (N)}}{A \text{ (mm}^2\text{)}} \quad (\text{Eq. I.A.7})$$

A partir d'un essai de cisaillement, la courbe  $\tau$ - $\gamma$  peut être déduite. Pour la comparaison des résultats de cisaillement aux résultats obtenus par traction, les contraintes et déformations équivalentes de traction  $\sigma_{eq} - \varepsilon_{eq}$  doivent être déterminées à partir des contraintes et déformations de cisaillement  $\tau$ - $\gamma$ . Cela nécessite le passage par un critère de surface de charge tel que le critère de Von-Mises.

La contrainte de Von Mises ou contrainte équivalente (ou généralisée) s'écrit:

$$\sigma_{Von\ Mises} = \sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \bar{S} : \bar{S}} \quad (\text{Eq.I.A.8})$$

avec  $\bar{S}$  le tenseur des contraintes déviatoriques.

Cela qui conduit à :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2}{2} + 3(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2)} \quad (\text{Eq.I.A.9})$$

L'incrément de déformation équivalente (au sens de Von Mises) s'écrit :

$$d\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} d\bar{\varepsilon} : d\bar{\varepsilon}} \quad (\text{Eq.I.A.10})$$

Ce qui conduit à :

$$d\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} (d\varepsilon_{11}^2 + d\varepsilon_{22}^2 + d\varepsilon_{33}^2 + 2d\varepsilon_{12}^2 + 2d\varepsilon_{13}^2 + 2d\varepsilon_{23}^2)} \quad (\text{Eq.I.A.11})$$

L'équation I.A.12 est surtout utilisée dans le domaine plastique, en négligeant la déformation élastique. On l'écrit alors en affectant les  $\varepsilon$  d'un indice p (plastique) :

$$d\varepsilon_{peq} = \sqrt{\frac{2}{3} (d\varepsilon_{p11}^2 + d\varepsilon_{p22}^2 + d\varepsilon_{p33}^2 + 2d\varepsilon_{p12}^2 + 2d\varepsilon_{p13}^2 + 2d\varepsilon_{p23}^2)} \quad (\text{Eq.I.A.12})$$

Ce qui amène à  $\varepsilon_{peq} = \int d\varepsilon_{peq}$  et  $\sigma_{eq} = f(\varepsilon_{peq})$

Le matériau étant supposé incompressible plastiquement, cela entraîne la relation suivante :

$$d\varepsilon_{p11} + d\varepsilon_{p22} + d\varepsilon_{p33} = 0 \text{ et donc } (d\varepsilon_{p11} + d\varepsilon_{p22} + d\varepsilon_{p33})^2 = 0 \quad (\text{Eq.I.A.13})$$

Ce qui donne :

$$\Rightarrow d\varepsilon_{p11}d\varepsilon_{p22} + d\varepsilon_{p22}d\varepsilon_{p33} + d\varepsilon_{p11}d\varepsilon_{p33} = \frac{-1}{2} (d\varepsilon_{p11}^2 + d\varepsilon_{p22}^2 + d\varepsilon_{p33}^2) \quad (\text{Eq.I.A.14})$$

Si l'on considère le tenseur de déformation déviatorique  $\sqrt{\frac{2}{3}} d\bar{e} : d\bar{e}$ , on aura :

$$\sqrt{\frac{2}{3}} d\bar{e} : d\bar{e} = \sqrt{\frac{2}{3} (d\varepsilon_{p11}^2 + d\varepsilon_{p22}^2 + d\varepsilon_{p33}^2 - d\varepsilon_{p11}d\varepsilon_{p22} - d\varepsilon_{p11}d\varepsilon_{p33} - d\varepsilon_{p22}d\varepsilon_{p33}) + 2d\varepsilon_{p12}^2 + 2d\varepsilon_{p13}^2 + 2d\varepsilon_{p23}^2} \quad (\text{Eq.I.A.15})$$

En utilisant l'expression issue de l'incompressibilité du matériau, on obtient :

$$\sqrt{\frac{2}{3} \bar{d}e : \bar{d}e} = \sqrt{\frac{2}{3} (d\varepsilon_{p11}^2 + d\varepsilon_{p22}^2 + d\varepsilon_{p33}^2 + 2d\varepsilon_{p12}^2 + 2d\varepsilon_{p13}^2 + 2d\varepsilon_{p23}^2)} = d\varepsilon_{peq} \quad (\text{Eq.I.A.16})$$

$$\text{Ce qui prouve que } d\varepsilon_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} \bar{d}\varepsilon : \bar{d}\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{3} \bar{d}e : \bar{d}e} \quad (\text{Eq.I.A.17})$$

Ce résultat est logique en plasticité : le tenseur des incréments de déformation plastique est identique à son déviateur, puisque sa trace est nulle.

### Application au cisaillement simple :

Dans le cas des petites déformation et en considérant toutes les contraintes du tenseurs nulles mise à part  $\tau_{12}$ , la contrainte de Von Mises s'écrit :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{3} \sigma_{12} \quad (\text{Eq. I.A.18})$$

Et l'incrément de déformation plastique équivalente :

$$d\varepsilon_{peq} = \sqrt{\frac{4}{3} (d\varepsilon_{p12}^2)} = \frac{2}{\sqrt{3}} d\varepsilon_{p12} = \frac{d\gamma_{p12}}{\sqrt{3}} \quad (\text{Eq. I.A.19})$$

La connaissance du glissement cumulé  $\gamma_{p12}$  permet donc de déterminer la déformation plastique équivalente (ou généralisée)  $\varepsilon_{peq}$ .

$$\varepsilon_{peq} = \frac{\gamma_{p12}}{\sqrt{3}} \quad (\text{Eq. I.A.20})$$

$\sigma_{eq} = f(\varepsilon_{peq})$  étant similaire à l'évolution en traction de  $\sigma_{11} = f(\varepsilon_{p11})$  ;

On peut écrire que dans le cas du cisaillement pur, au regard des hypothèses faites, l'évolution de la contrainte de cisaillement pur doit suivre l'évolution  $f$  obtenue en traction selon l'équation suivante :

$$\tau = \sigma_{12} = \frac{1}{\sqrt{3}} f\left(\frac{\gamma}{\sqrt{3}}\right) \quad (\text{Eq. I.A.21})$$

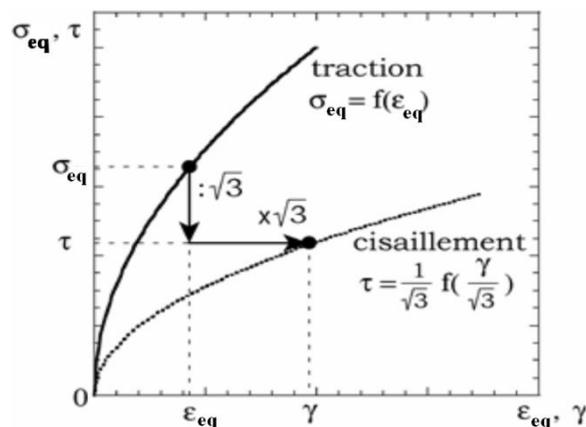


Figure I.A. 19 : passage de  $\tau$ - $\gamma$  à  $\sigma_{eq}$  -  $\varepsilon_{eq}$  selon la critère de Von-Mises.

En conclusion, dans le cas d'un cisaillement pur, la contrainte équivalente au sens de Von-Mises  $\sigma_{eq}$  est obtenue en multipliant par  $\sqrt{3}$  la contrainte de cisaillement  $\tau$ . La déformation équivalente au sens de Von-Mises  $\varepsilon_{eq}$  est obtenue en divisant par  $\sqrt{3}$  l'angle de cisaillement  $\gamma$ .

#### 4. Conclusions

Cette première partie d'étude bibliographique a permis d'expliquer le contexte dans lequel ces travaux sont menés.

L'emboutissage est un procédé de mise en forme permettant d'obtenir des surfaces non développables à partir des tôles minces montées sur presse.

Ce procédé de mise en forme, dont les applications se retrouvent dans différents secteurs de la mécanique, s'accompagne généralement du phénomène de retour élastique. Ce phénomène est dû à une redistribution des contraintes internes dans l'épaisseur du matériau embouti après retrait de la charge. Le retour élastique dépend de plusieurs facteurs liés au procédé, aux outils utilisés et au matériau testé. Dans le cadre de cette thèse, on se limitera à l'étude de l'érouissage que présente un matériau pré-écroui.

On s'intéresse ainsi à deux aspects essentiels de l'érouissage : le niveau d'érouissage imposé et donc la valeur finale de la limite d'élasticité et au type d'érouissage (érouissage isotrope ou cinématique).

L'essai de traction uni-axial peut être utilisé pour obtenir différentes valeurs de pré-déformations plastiques pour des trajets de chargement monotone. Dans le cas des tôles minces, l'essai de cisaillement permet d'obtenir des trajets de chargement cyclique. Dans cette thèse, ces essais seront utilisés pour obtenir des états d'érouissage à partir de différents types de trajets de chargement monotone et cyclique. L'essai d'indentation instrumentée sera ensuite utilisé pour caractériser l'état d'érouissage de ces matériaux pré-déformés.



# Chapitre I ; Partie B : Elasto-plasticité et comportements mécaniques des matériaux métalliques

---

1. Introduction .....	27
2. Élasticité .....	27
3. Plasticité .....	29
4. Surface de charge $f$ .....	29
5. Écrouissage.....	30
5.1. Écrouissage isotrope.....	31
5.2. Écrouissage cinématique et écrouissage mixte .....	32
5.3. Effet Bauschinger .....	33
6. Critère isotrope de plasticité de Von Mises [24] .....	34
7. Lois d'écoulement associées .....	36
7.1. Forme générale: principe de travail maximal.....	36
7.2. Loi d'écoulement associée au critère isotrope de Von Mises .....	37
8. Evolution de la loi d'écrouissage .....	38
8.1. Loi d'Hollomon [31] .....	38
8.2. Loi de Voce [32].....	39
8.3. Loi de Chaboche [33] .....	39
9. Conclusions .....	42

## 1. Introduction

Dans cette partie de l'étude bibliographique, on étudie le comportement mécanique des matériaux métalliques dans le domaine élastique, plastique et élasto-plastique. On définit l'élasticité, la plasticité et l'écroutissage du matériau. On rappelle les différents types d'écroutissage et leurs origines physiques. On présente de même la notion de surface de charge, les différents critères existants en insistant davantage sur le critère isotrope de Von Mises utilisé dans le cadre de ces travaux. On présente la notion de lois d'écoulement associées aux critères en détaillant ensuite la loi d'écoulement associée au critère de Von Mises.

Lors d'une sollicitation mécanique, le comportement d'un matériau élasto-plastique peut varier selon l'intensité de chargement, la durée de son application ou encore selon la vitesse de déformation appliquée. On peut observer un comportement **élastique**, **élasto-plastique** ou encore quasiment purement **plastique** de ces matériaux. Le comportement plastique sera accompagné d'un **écroutissage isotrope, cinématique ou mixte**.

On définit ci-dessous les termes soulignés dans le paragraphe précédent et les origines physiques des différentes propriétés mentionnées.

## 2. Élasticité

L'élasticité se manifeste par un retour du matériau sollicité à sa forme initiale après retrait de la charge appliquée. La déformation du matériau après enlèvement de la charge est nulle. L'élasticité dépend entre autres des forces de cohésion interatomiques et de la structure cristalline. L'élasticité est caractérisée par le module d'Young ***E*** et le ***module de Poisson  $\nu$***  (Figure I.B.1). La fin du domaine élastique est définie par une contrainte  $\sigma_y$  (aussi dénommée,  $R_e$ ,  $\sigma_E$  ou  $\sigma_0$ ) appelée contrainte d'écoulement ou limite d'élasticité (Figure I.B.1).

Pour certains matériaux, le début de la plasticité n'est pas évident à déterminer sur une courbe de traction. On définit alors une limite d'élasticité conventionnelle  $\sigma_{0,2}$  (aussi dénommée,  $R_{e0,2}$ ).

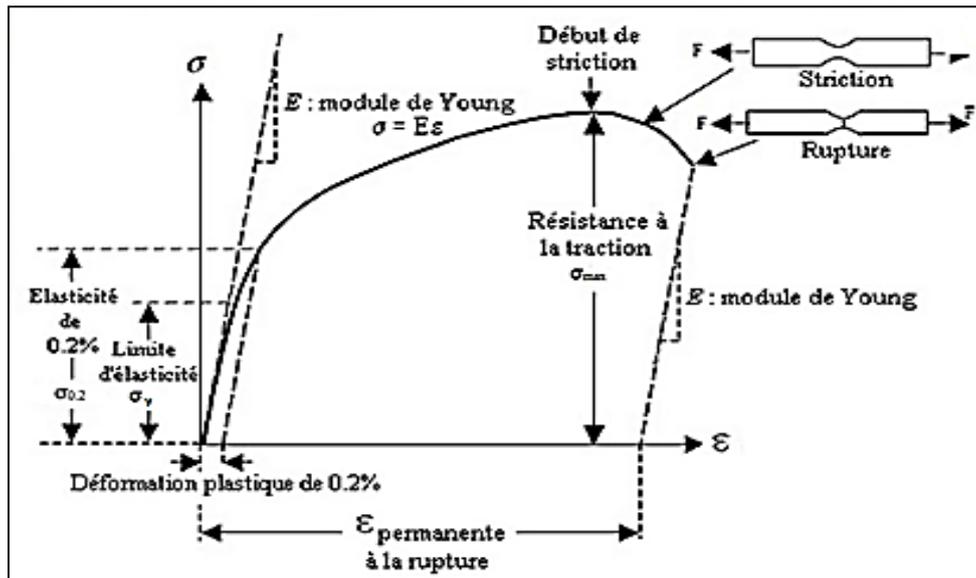


Figure I.B. 1 : courbe contrainte-déformation.

Il a été longtemps considéré que le module d'élasticité n'était pas modifié par l'écoulement plastique dans un large domaine de déformation plastique [13]. Plusieurs études ont cependant montré une dégradation du module d'Young en fonction de la déformation imposée [14-18]. F. Morestin et M. Boivin [15] montrent la nécessité de prendre en compte l'évolution du module d'Young même pour de faibles valeurs de déformation. Selon leurs études, une déformation plastique de 5% entraîne une dégradation du module d'Young de 10%. Yamagushi et al. [17] ont montré que la décroissance du module de Young dépend uniquement de la pré-déformation plastique effective, indépendamment des chemins de pré-déformations. Pour prendre en compte l'évolution du module d'Young, un module d'Young moyen est proposé et calculé selon l'équation. I.B.1 [14].

$$E_{av} = E_0 - (E_0 - E_a)[1 - \exp(-\xi \varepsilon_0^p)] \quad (\text{Eq. I.B.1})$$

$E_0$  : module de Young pour un matériau sans pré-déformation.

$E_a$  : module d'Young de saturation pour les matériaux déformés plastiquement.

$\xi$  : constante du matériau.

$\varepsilon_0^p$  : Valeur de pré-déformation plastique subie par le matériau.

F. Morestin et M. Boivin [15] ont montré un phénomène de recouvrement du module d'Young avec le temps (allant de 2 à 5 jours selon le matériau). Ils expliquent ce phénomène de recouvrement du module d'Young par une migration lente des atomes de carbones vers les nouvelles positions de dislocations [19].

Une partie de ces travaux de thèse portera sur l'identification des lois d'écrouissage des matériaux pré-déformés. Cette identification sera effectuée par indentation instrumentée

notamment après que le matériau ait subi une pré-déformation plastique. De manière générale, plusieurs jours séparent le moment où le matériau a été pré-déformé plastiquement et le moment où l'identification par indentation a été effectuée. Cela veut dire qu'un recouvrement partiel ou total du module d'Young aura eu lieu avant l'indentation du matériau testé. L'évolution du module d'Young ne pouvant pas être décelé lors de l'identification par indentation, on supposera dans ce travail que le module d'Young des matériaux testés reste invariable.

### 3. Plasticité

La déformation plastique est une déformation permanente irréversible d'un matériau. Ces déformations irréversibles sont dues à l'apparition de dislocations (défauts linéiques) dans les structures cristallines. Le déplacement de ces défauts se fait selon les plans de plus forte densité atomique et selon les directions cristallographiques les plus denses.

Du point de vue mécanique, la plasticité d'un matériau ne se déclenche que lorsque la contrainte qu'il subit dépasse la limite d'élasticité  $\sigma_y$  (Figure I.B.1). À partir de  $\sigma_y$ , la déformation plastique est homogène jusqu'à la résistance à la traction  $R_m$  (contrainte conventionnelle maximale). Il se produit ensuite une déformation plastique non homogène, caractérisée par la striction du matériau jusqu'à rupture totale.

En ce qui concerne les métaux, on considère que la plasticité se fait à volume constant. C'est ce qu'on appelle l'incompressibilité plastique. La plasticité est donc indépendante de la pression hydrostatique que subit le matériau.

L'élasto-plasticité est le comportement mixte du matériau lors de son chargement.

Après avoir défini ces deux termes, un problème se pose : étant donné un tenseur de contrainte  $\bar{\sigma}$ ; on a besoin de savoir si  $\bar{\sigma}$  correspond à un état de contrainte élastique ou plastique. Cela nous amène à définir la surface de charge  $f$ .

### 4. Surface de charge $f$

La surface de charge  $f$  est une fonction mathématique qui, une fois tracée dans le repère des contraintes principales ( $\sigma_I$ ;  $\sigma_{II}$ ;  $\sigma_{III}$ ), permet de déterminer si le tenseur de contrainte  $\bar{\sigma}$  identifié correspond à un état de contrainte élastique ou plastique. Une fois l'état de contrainte déterminé, on est capable de déterminer les lois mécaniques qui régissent le comportement de notre matériau. La surface de charge  $f$  a les caractéristiques suivantes :

$$(E) \quad \left\{ \begin{array}{l} f(\bar{\sigma}) < 0 : \text{comportement élastique du matériau.} \\ \left[ \begin{array}{l} f(\bar{\sigma}) = 0 : \text{et } df = 0 : \text{comportement plastique du matériau.} \\ f(\bar{\sigma}) = 0 : \text{et } df < 0 : \text{décharge élastique.} \end{array} \right. \\ f(\bar{\sigma}) > 0 : \text{domaine interdit, non physique.} \end{array} \right. \quad (\text{Eq. I.B.2})$$

Etant donné que la plasticité est indépendante de la pression hydrostatique, on peut alors écrire :

$$f(\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III}) = f(\sigma_I + p, \sigma_{II} + p, \sigma_{III} + p) \quad (\text{Eq. I.B.3})$$

Où  $\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III}$  sont les contraintes principales et  $p$  la pression hydrostatique.

Ceci indique que la surface de charge est un cylindre dont la génératrice est parallèle à l'axe  $\frac{1}{\sqrt{3}}(1,1,1)$  dans l'espace des contraintes principales. Des exemples de surfaces de charge sont donnés dans la figure I.B.2 :

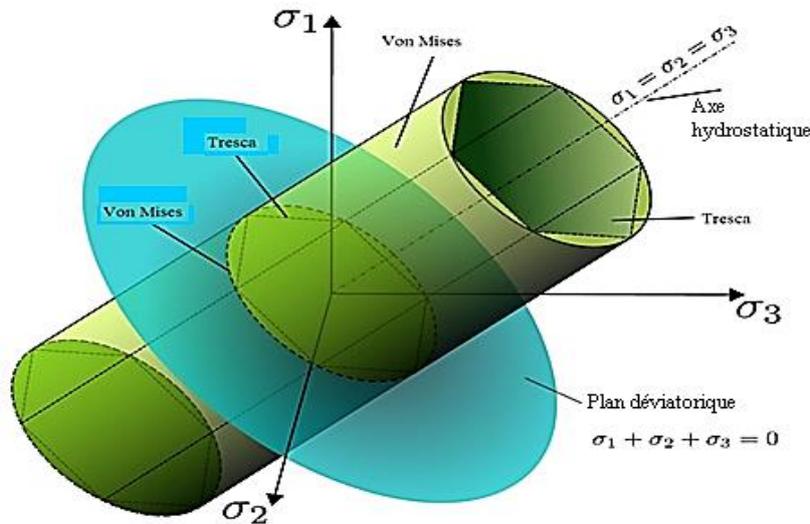


Figure I.B. 2 : Exemples de surfaces de charge dans le cas 3D.

La forme de cette surface est définie par les critères de plasticité. Une fois le domaine plastique du matériau atteint, la forme de cette surface de charge peut varier. Elle peut subir une dilatation par exemple ou bien un déplacement de son centre. Cela dépend du type **d'écrouissage** du matériau. On définit dans la suite l'écrouissage et ses différents types.

## 5. Écrouissage

D'un point de vue physique, l'écrouissage est dû surtout au blocage des dislocations mobiles par des dislocations fixes, par des incompatibilités aux joints de grains et par des défauts ponctuels [20, 21].

D'un point de vue mécanique, pour un métal subissant préalablement une contrainte supérieure à sa limite d'élasticité, on remarque par la suite une augmentation de la contrainte nécessaire à la plastification : c'est le phénomène d'écrouissage [20, 21].

On se limite à l'écrouissage isotrope, cinématique et mixte (isotrope + cinématique) qui sont à l'origine des modifications que peut subir la surface de charge.

### 5.1. Écrouissage isotrope

L'origine physique de l'écrouissage isotrope a été extensivement étudiée par E.M. Viatkina et al. [22-25], qui montrent notamment que l'écrouissage isotrope est surtout dû à la densité des dislocations emmagasinées dans la structure des matériaux [23].

Dans le cas de l'écrouissage isotrope, on prend l'hypothèse que  $\sigma_y$  évolue comme la contrainte de traction et ne dépend que de la déformation généralisée  $\bar{\varepsilon}$  [26]. Elle est déduite de la vitesse de la déformation généralisée comme suit :

$$\dot{\bar{\varepsilon}} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\bar{\varepsilon}} : \dot{\bar{\varepsilon}}} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_{ij} \cdot \dot{\varepsilon}_{ij}} \quad (\text{Eq. I.B.4})$$

$$\text{Et : } \bar{\varepsilon} = \int_0^T \dot{\bar{\varepsilon}}(t) \cdot dt \quad (\text{Eq. I.B.5})$$

$\dot{\varepsilon}_{ij}$ : la composante i,j du tenseur de la vitesse de déformation plastique  $\dot{\bar{\varepsilon}}$ .

La déformation généralisée est l'intégrale de la vitesse de déformation généralisée entre l'instant initial  $t = 0$  et l'instant actuel  $t = T$ .

Cette dépendance de  $\sigma_y$  par rapport à  $\bar{\varepsilon}$  se traduit géométriquement par une dilatation de la surface de charge d'une manière isotrope c'est-à-dire de la même façon dans toutes les directions. Pour le cas de formage de tôles en contrainte plane, l'influence de l'écrouissage isotrope sur la surface de charge est présentée dans la figure I.B.3.

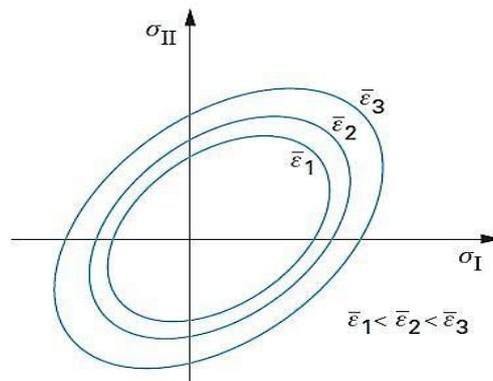


Figure I.B. 3 : Influence de l'écrouissage isotrope sur la surface de charge dans le cas des contraintes planes [26].

En écrouissage isotrope et dans le cas d'une inversion du trajet de chargement (traction-compression par exemple), la contrainte seuil de compression est l'opposée de la contrainte seuil en traction. L'axe de déformation dans le repère  $\sigma$ - $\varepsilon$  passe donc par le milieu de la courbe de décharge. On peut donc conclure que l'effet **Bauschinger** est absent dans ce cas.

A noter que « l'hypothèse d'écrouissage isotrope n'est pas toujours totalement satisfaisante, notamment dans le cas où le vecteur de vitesse de déformation change fortement de direction » [26]. Cela amène vers le cas de l'écrouissage cinématique.

## 5.2. Écrouissage cinématique et écrouissage mixte

D'un point de vue mécanique, on suppose que tous les points formant la surface de charge se déplacent à chaque instant de la même manière et selon une direction déterminée par celle de la vitesse de déformation. Il y a donc translation du centre de la surface de charge d'un certain vecteur  $X$ . C'est ce qu'on appelle l'écrouissage purement cinématique dont l'effet sur la surface de charge  $f$  est représenté par la Figure I.B.4.a.

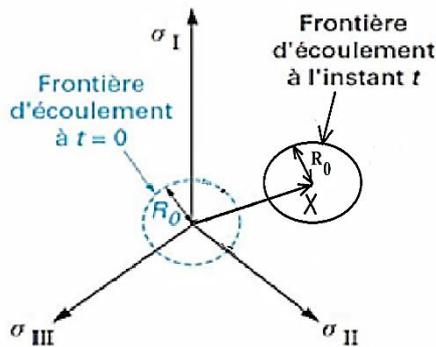


Figure I.B. 4.a : Influence de l'écrouissage cinématique sur la surface de charge.

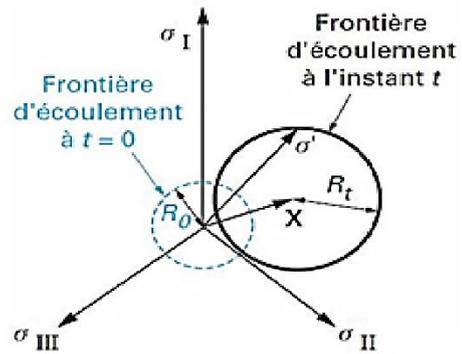


Figure I.B. 4.b : Influence de l'écrouissage mixte sur la surface de charge [26].

Pour expliquer le sens physique de l'écrouissage cinématique, E.M. Viatkina et al. [23] considèrent un modèle géométrique cellulaire pour modéliser la structure interne du matériau. Ce modèle est formé de vides et de bordures (Figure I.B.5.a et Figure I.B.5.b).

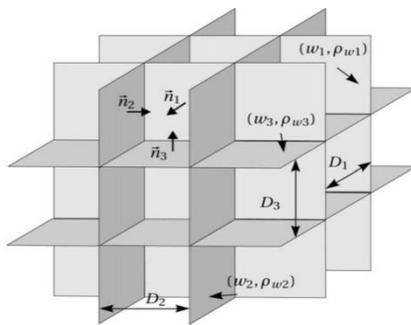


Figure I.B. 5.a: modèle géométrique cellulaire proposé par E.M. Viatkina et al. [23].

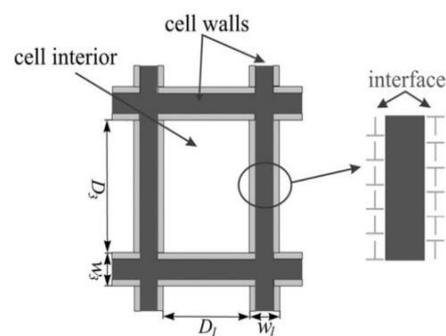


Figure I.B. 5.b : Vides et bordures du modèle géométrique cellulaire proposé par E.M. Viatkina et al. [23].

E.M. Viatkina et al. [23] considèrent que l'écrouissage cinématique est dû à la naissance de dislocations "géométriquement nécessaires" et que la densité de dislocations dans les bordures est beaucoup plus élevée que dans l'intérieur des cellules. De ce fait, un champ de déformation plastique non-uniforme aura lieu dans cette structure du matériau soumis à un effort extérieur. A l'intérieur de la cellule, le déplacement de dislocations est beaucoup plus facile comparé à leur déplacement au niveau des bordures où la densité de dislocations est beaucoup plus élevée. Pour assurer la compatibilité de la déformation plastique aux niveaux des interfaces entre l'intérieur de la cellule et les bordures, des dislocations "géométriquement nécessaires" sont créées aux niveaux de ces interfaces et sont à l'origine des contraintes internes dans le matériau. L'écrouissage cinématique d'un matériau est surtout associé au développement de ces contraintes internes.

Un changement dans le trajet de chargement entraîne une redistribution des contraintes internes qui se manifeste par un déclenchement de l'écrouissage cinématique. Ce type d'écrouissage est à l'origine de l'effet Bauschinger présenté dans la suite.

### 5.3. Effet Bauschinger

On suppose qu'un matériau est soumis à un chargement uni-axial dans une direction donnée (traction par exemple) au-delà du domaine élastique, et qu'il subit ensuite un rechargement dans la direction inverse (compression dans le cas de cet exemple). On observe que durant le rechargement, le matériau entre dans le domaine plastique pour une contrainte inférieure à celle qu'on devrait obtenir si le matériau n'avait pas changé de direction de chargement. Ce comportement de plastification dépendant de la direction de chargement est nommé effet Bauschinger [27].

L'effet Bauschinger est observé sur la plupart des matériaux métalliques ayant subis des trajets de chargement complexes. Il a été étudié sur différents matériaux (aciers doux et durs, aluminium, cuivre) ayant subi une traction (ou compression) suivi d'une compression (ou traction) [28-30] ou bien ayant subi de la torsion cyclique [31] ainsi que du cisaillement cyclique [32, 33].

On relie ce phénomène à la distribution de dislocations (défauts linéaires résultant de la déformation plastique) dans les métaux formés à froid : au cours de la déformation, les dislocations se multiplient le long des joints de grain et s'enchevêtrent. Selon la structure résultant du formage à froid, on distingue généralement deux mécanismes dans l'effet Bauschinger :

1. La présence de contraintes résiduelles locales favorise le développement des dislocations lorsque l'on inverse le sens de chargement, ce qui abaisse la limite élastique. La concentration de dislocations aux joints de grain et la formation de boucles d'Orowan autour des précipités durs sont les deux causes essentielles de ces contraintes résiduelles.
2. Lorsque le sens de déformation est inversé, le mécanisme de plastification engendre des dislocations qui ont un vecteur de Burgers opposé à celui des dislocations précédentes. Les dislocations ont donc tendance à s'annuler, ce qui diminue la limite élastique.

Yoshida et al. [18] distinguent deux phases pour le phénomène de Bauschinger : La phase transitoire et l'adoucissement permanent (Figure I.B.6). D'un point de vue physique, on explique ces deux phases comme suit :

**Explication de la phase de l'effet Bauschinger transitoire :** la phase de l'effet Bauschinger transitoire est attribuée au mouvement de dislocations moins stables comme par exemple les dislocations empilées.

**Explication de la deuxième phase de l'effet Bauschinger : phase de l'adoucissement permanent.** Cette phase d'adoucissement associée à la stagnation de l'écrouissage est causé essentiellement d'une part par la dissolution des parois de cellules de dislocations créées

durant la déformation « directe » et d'autre part par la formation de nouvelles microstructures de dislocations durant la déformation « inversée » [29, 34].

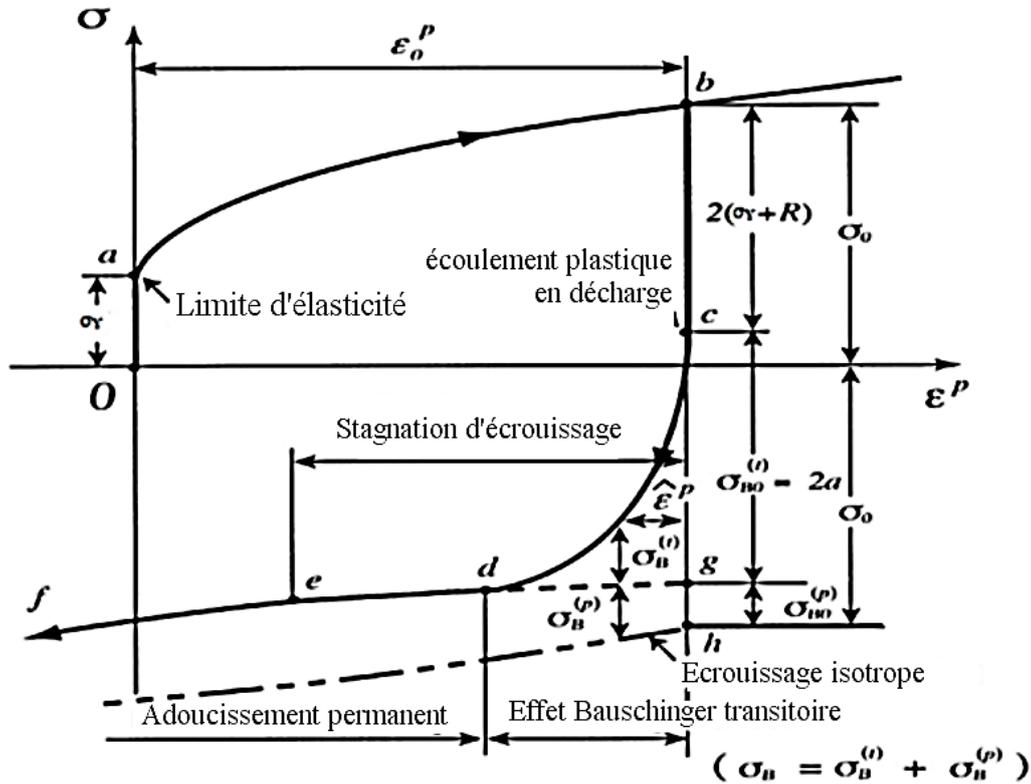


Figure I.B. 6 : illustration schématique du comportement cyclique de contrainte-déformation [18].

Concernant l'influence de l'effet bauschinger sur le retour élastique en emboutissage, il a été montré dans des études préalables [18, 35] que les deux phases de l'effet Bauschinger influencent le retour élastique. Par contre, pour la prise en compte du phénomène de l'adoucissement permanent, des lois d'écrouissage très complexes doivent être utilisées. Dans le cadre de ces travaux de thèse, des lois simples d'écrouissage sont utilisées et de ce fait, le phénomène d'adoucissement permanent ne sera pas pris en compte.

Après avoir défini les facteurs influençant la surface de charge, on présente dans la section suivante les critères de plasticité permettant de déterminer la forme de cette surface de charge et les lois d'écoulement associées.

## 6. Critère isotrope de plasticité de Von Mises [36]

La forme de la surface de charge est définie par le critère de plasticité. Plusieurs critères isotropes et anisotropes de plasticité ont été développés.

Pour les critères isotropes, on note par exemple celui de Tresca [37] et de Von Mises [36]. Pour les critères anisotropes, on note par exemple les critères quadratiques (1948) [38] et non quadratiques (1979 [39], 1990 [40]) de Hill ainsi que les critères non quadratiques

développées par Barlat et Lian (1989) [41]. Dans le cadre de ces travaux, le caractère anisotrope du comportement des matériaux ne sera pas considéré. Seul le critère de Von Mises a été utilisé et sera donc présenté dans la suite.

La notion de « isotrope » permet de faire plusieurs hypothèses sur la surface de charge :

- On peut faire un changement d'axes et utiliser le repère principal des axes :  

$$f(\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III}, \sigma_Y) = 0. \quad (\text{Eq. I.B.6})$$

- $f$  est symétrique par rapport à  $(\sigma_I; \sigma_{II}; \sigma_{III})$   

$$f(\sigma_I, \sigma_{II}, \sigma_{III}) = f(\sigma_{II}, \sigma_I, \sigma_{III}) = \dots \quad (\text{Eq. I.B.7})$$

Tresca a trouvé une surface de charge de forme hexagonale (Figure I.B.7). Cette forme hexagonale crée des problèmes de continuité au niveau des sommets de l'hexagone. Von Mises a donc eu l'idée de construire un critère de plasticité plus manipulable : il a construit un cylindre de révolution (Figure I.B.7) circonscrit au cylindre à base hexagonale de Tresca. Dans la suite, le critère de Von Mises est détaillé.

La surface de charge relative au critère de Von Mises est exprimée dans le repère des contraintes principales de la manière suivante :

$$f(\bar{\sigma}) = (\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2 - 2\sigma_Y^2 \quad (\text{Eq. I.B.8})$$

C'est l'équation d'un cylindre à base circulaire d'axe correspondant à la trisectrice du repère des contraintes principales et de rayon  $R = \sigma_Y$ .

L'équation de cette fonction dans le cas de l'introduction des déviateurs de contraintes s'écrit :

$$f = \frac{1}{3}(s_I^2 + s_{II}^2 + s_{III}^2) - \frac{2}{3}\sigma_Y^2 \quad (\text{Eq. I.B.9})$$

Dans le cas des contraintes planes, l'équation (I.B.8) devient :

$$f(\bar{\sigma}) = \sigma_I^2 + \sigma_{II}^2 - \sigma_I\sigma_{II} - \sigma_Y^2 \quad (\text{Eq. I.B.10})$$

Dans un espace de contraintes quelconque :

$$f = (\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 + 6(\sigma_{xy}^2 + \sigma_{yz}^2 + \sigma_{zx}^2) - 2\sigma_Y^2 \quad (\text{Eq. I.B.11})$$

Dans le cas des contraintes planes, l'équation (I.B.11) devient :

$$f = \sigma_{xx}^2 + \sigma_{yy}^2 - \sigma_{xx}\sigma_{yy} + 3\sigma_{xy}^2 - \sigma_Y^2 \quad (\text{Eq. I.B.12})$$

Les deux critères de Von Mises et de Tresca diffèrent peu. L'écart maximal entre les deux correspond au cisaillement limite :

$$\tau_Y = \frac{\sigma_Y}{2} : \text{pour Tresca et } \tau_Y = \frac{\sigma_Y}{\sqrt{3}} : \text{pour Von Mises (Figure I.B.7).}$$

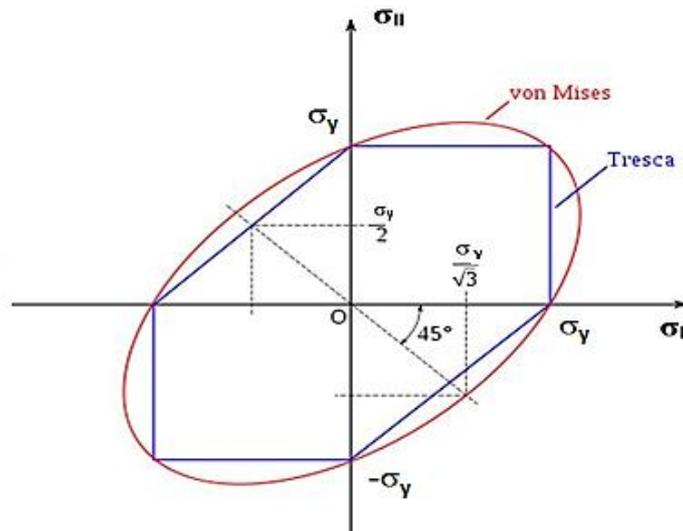


Figure I.B. 7 : Critères de Von Mises et de Tresca en 2D [42].

Les critères présentés ci-dessus sont valables pour les matériaux isotropes.

## 7. Lois d'écoulement associées

### 7.1. Forme générale: principe de travail maximal

Les lois d'écoulement associées sont définies comme étant les règles qui vont permettre de définir la vitesse de déformation plastique lorsqu'on n'est plus en élasticité.

Pour définir la loi d'écoulement, il faut commencer par énoncer le principe de travail maximal : *Pour un état de vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$  donné, parmi tous les états de contraintes plastiquement admissibles, l'état de contraintes réel dissipe la plus forte puissance de déformation plastique.*

Pour un matériau obéissant à ce principe (les métaux en général), considérons deux états de contraintes, le premier état correspondant à  $\bar{\sigma}$  vérifiant le critère  $f(\bar{\sigma}) = 0$  et le second  $\bar{\sigma}^*$  choisi arbitrairement tel que  $f(\bar{\sigma}^*) \leq 0$ .

Par application au principe de travail maximal, on peut écrire :

$$(\bar{\sigma} - \bar{\sigma}^*) : \dot{\epsilon} \geq 0 \quad (\text{Eq. I.B.13})$$

À partir de cette relation, on peut déduire que :

$$\left( \dot{\epsilon}; \widehat{(\bar{\sigma} - \bar{\sigma}^*)} \right) \geq 90^\circ \quad (\text{Figure I.B.8}) \quad (\text{Eq. I.B.14})$$

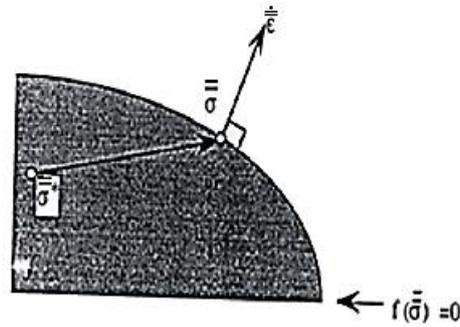


Figure I.B. 8 : Direction d'écoulement.

Il vient plusieurs conséquences :

- La fonction  $f$  est convexe.
- Dans le cas où  $f(\bar{\sigma}) = 0$ ,  $\dot{\bar{\epsilon}}$  s'écrit sous la forme :

$$\dot{\bar{\epsilon}} = \lambda \frac{\partial f(\bar{\sigma})}{\partial \bar{\sigma}} \quad (\text{Eq. I.B.15})$$

$$\text{Avec : } \begin{cases} \dot{\lambda} = 0 \text{ si } f(\bar{\sigma}) < 0 \\ \text{Et } \dot{\lambda} > 0 \text{ si } f(\bar{\sigma}) = 0 \end{cases}$$

$\lambda$  est dénommé le multiplicateur plastique [13].

La relation (I.B.15) est appelée loi d'écoulement ou loi de normalité.

- Si  $f$  est indépendante de la pression hydrostatique alors l'écoulement est incompressible et  $trace \dot{\bar{\epsilon}} = 0$ .

Après avoir présenté la forme générale de la loi d'écoulement, on présente ci-dessous les lois d'écoulement associées au critère de Von Mises.

## 7.2. Loi d'écoulement associée au critère isotrope de Von Mises

Cette loi se déduit par application de l'équation I.B.8 dans l'équation I.B.15. On obtient dans le repère des contraintes principales :

$$\begin{cases} \dot{\epsilon}_I = 2\dot{\lambda}(2\sigma_I - \sigma_{II} - \sigma_{III}) \\ \dot{\epsilon}_{II} = 2\dot{\lambda}(2\sigma_{II} - \sigma_{III} - \sigma_I) \\ \dot{\epsilon}_{III} = 2\dot{\lambda}(2\sigma_{III} - \sigma_I - \sigma_{II}) \end{cases} \quad (\text{Eq. I.B.16})$$

En introduisant le tenseur des déviateurs de contraintes  $\bar{s}$ , la vitesse de déformation prend la forme suivante :

$$\dot{\bar{\epsilon}} = \lambda' \bar{s} \quad (\text{Eq. I.B. 17})$$

Avec  $\lambda' = 6\dot{\lambda}$  (Eq. I.B.18)

En utilisant la notion de la vitesse de déformation équivalente  $\dot{\bar{\epsilon}}$  définie par l'équation I.B.4,  $\bar{\sigma}$  s'exprime sous la forme connue :

$$\bar{\sigma} = \frac{2}{3} \sigma_Y \frac{\dot{\bar{\epsilon}}}{\dot{\epsilon}} \quad \text{(Eq. I.B.19)}$$

Dans un repère quelconque les équations I.B.16 deviennent :

$$\left\{ \begin{array}{l} \dot{\epsilon}_{xx} = 2\dot{\lambda}(2\sigma_{xx} - \sigma_{yy} - \sigma_{zz}) \\ \dot{\epsilon}_{yy} = 2\dot{\lambda}(2\sigma_{yy} - \sigma_{zz} - \sigma_{xx}) \\ \dot{\epsilon}_{zz} = 2\dot{\lambda}(2\sigma_{zz} - \sigma_{xx} - \sigma_{yy}) \\ \dot{\epsilon}_{xy} = 6\dot{\lambda}\sigma_{xy} \\ \dot{\epsilon}_{yz} = 6\dot{\lambda}\sigma_{yz} \\ \dot{\epsilon}_{xz} = 6\dot{\lambda}\sigma_{xz} \end{array} \right. \quad \text{(Eq. I.B.20)}$$

## 8. Evolution de la loi d'écrouissage

Comme son nom l'indique, une loi d'écrouissage permet de modéliser, par des modèles empiriques, le comportement des solides lors de leur déformation plastique. Dans le domaine élastique de déformation, c'est surtout la loi de Hooke ( $\sigma = E * \epsilon$ ) qui régit le comportement des matériaux métalliques. Dans le domaine plastique, plusieurs formes de lois ont été proposées pour décrire l'écrouissage du matériau. Dans la suite, nous nous limitons à présenter les différentes lois utilisées dans le cadre de ces travaux.

### 8.1. Loi d'Hollomon [43]

La loi d'Hollomon est l'une des lois les plus utilisées, en raison de sa simplicité, pour décrire l'écrouissage du matériau. Par exemple, dans le cas de l'indentation, tous les modèles théoriques proposés pour obtenir une courbe d'écrouissage à partir d'une courbe d'indentation considèrent que la loi de comportement du matériau a la forme d'une loi d'Hollomon. La loi d'Hollomon [43] s'écrit sous la forme :

$$\sigma = K \epsilon^n \quad \text{(Eq. I.B.21)}$$

Où  $\epsilon$  la déformation totale et  $n$  le coefficient d'écrouissage du matériau.

Dans le cas d'un matériau élasto-plastique, le domaine élastique est ainsi décrit par la loi de Hooke et le domaine plastique est décrit par la loi d'Hollomon. Dans le domaine élasto-plastique, la relation contrainte-déformation du matériau étudié s'écrit alors :

$$\left\{ \begin{array}{ll} \sigma = E \cdot \varepsilon & \text{(Hooke)} \quad \text{si } \varepsilon \leq \sigma_Y/E. \\ \sigma = K \varepsilon^n = \sigma_Y^{1-n} \cdot E^n \cdot \varepsilon^n & \text{(Hollomon)} \quad \text{si } \varepsilon \geq \sigma_Y/E. \end{array} \right. \quad (\text{Eq. I.B.22})$$

La loi d'Hollomon est une loi simple à deux paramètres seulement si on considère que le module d'Young est connu. C'est une loi d'écroutissement non saturante qui correspond surtout à des matériaux s'écroutissant fortement pour de faibles valeurs de déformation comme dans le cas des aciers extra-doux et des métaux recuits.

Par contre, cette loi est moins adaptée pour des matériaux qui s'écroutissent peu aux faibles valeurs de déformation plastique, comme dans le cas des matériaux pré-écrouis.

### 8.2. Loi de Voce [44]

La loi de Voce a été introduite par E. Voce en 1955. Dans le cas d'un chargement monotone dans le domaine plastique, la loi de Voce s'écrit sous la forme :

$$\sigma = \sigma_Y + Q * (1 - \exp(-b * \varepsilon_p)) \quad (\text{Eq. I.B.23})$$

Avec  $\varepsilon_p$  la déformation plastique,  $\sigma_Y$  (MPa) la limite d'élasticité,  $b$  un paramètre qui contrôle la courbure de la loi d'écroutissement et  $Q$  (MPa) l'expansion maximale de la surface de charge avec  $Q = \sigma_{max} - \sigma_Y$ .

Dans le domaine élasto-plastique, la relation contrainte-déformation s'écrit sous la forme :

$$\left\{ \begin{array}{ll} \sigma = E \cdot \varepsilon. & \text{(Hooke)} \quad \text{si } \varepsilon \leq \sigma_Y/E \\ \sigma = \sigma_Y + Q * (1 - \exp(-b * \varepsilon_p)) & \text{(Voce)} \quad \text{si } \varepsilon \geq \sigma_Y/E \end{array} \right. \quad (\text{Eq. I.B.24})$$

La loi de Voce est une loi saturante bien adaptée notamment pour les alliages d'aluminium. En revanche, l'identification par analyse inverse des paramètres d'une loi de Voce est plus compliquée que l'identification des paramètres d'une loi d'Hollomon vu que le nombre des paramètres dans le cas d'une loi de Voce est plus élevé (3 paramètres pour Voce au lieu de 2 paramètres pour Hollomon).

Les lois d'Hollomon et de Voce sont généralement utilisées pour des matériaux à écroutissement isotrope. Dans le cas d'un matériau présentant un écroutissement mixte (isotrope et cinématique), on a recours à d'autres lois, telle que la loi de Chaboche décrite ci-après.

### 8.3. Loi de Chaboche [45]

La Loi de Chaboche est adaptée pour les deux types d'écroutissement isotrope et cinématique. Les transformations dans les domaines élastique et plastique s'écrivent :

$$\left\{ \begin{array}{l} \text{Si } d\varepsilon_p = 0 \Rightarrow |\sigma - X| \leq R + \sigma_Y \\ \text{Si } d\varepsilon_p \neq 0 \Rightarrow \sigma = X + \text{signe}(d\varepsilon_p)(R + \sigma_Y) \end{array} \right. \quad (\text{Eq. I.B.25})$$

Où :

-  $R$  est la variable scalaire associée à l'érouissage isotrope indiquant l'évolution de la taille de la surface de charge. Dans le cas de la loi de Chaboche et dans le cas de chargement,  $R$  a une forme exponentielle :

$$R = Q * (1 - \exp(-b * \varepsilon_p)) \quad (\text{Eq. I.B.26})$$

-  $X$  est la variable vectorielle associée à l'érouissage cinématique indiquant le déplacement du centre de la surface de charge. La variable  $X$  a une évolution dépendant de la déformation plastique et de sa valeur absolue (la déformation plastique cumulée).

$$dX = C d\varepsilon_p - \gamma X |d\varepsilon_p| \quad (\text{Eq. I.B.27})$$

Où  $C$  et  $\gamma$  sont les paramètres de l'érouissage cinématique.

Dans le cas où  $d\varepsilon_p > 0$  (chargement), on a :

$$dX = (C - \gamma X) * d\varepsilon_p$$

$$\Rightarrow \frac{-\gamma * dX}{(C - \gamma X)} = -\gamma d\varepsilon_p$$

Par integration, on obtient :

$$X = \frac{C}{\gamma} (1 - \exp(-\gamma * \varepsilon_p)) \quad (\text{Eq. I.B.28})$$

Et la loi de Chaboche s'écrit dans ce cas sous la forme :

$$\sigma = \sigma_Y + Q * (1 - \exp(-b * \varepsilon_p)) + \frac{C}{\gamma} (1 - \exp(-\gamma * \varepsilon_p)) \quad (\text{Eq. I.B.29})$$

Dans le cas de déchargement où  $d\varepsilon_p < 0$ , on a :

$$dX = (C + \gamma X) * d\varepsilon_p$$

$$\Rightarrow \frac{\gamma * dX}{(C + \gamma X)} = \gamma d\varepsilon_p$$

$$\Rightarrow [\ln|C + \gamma X|]_B^* = \gamma [\varepsilon_p]_B^*$$

$B$  étant le point de la figure I.B.9.

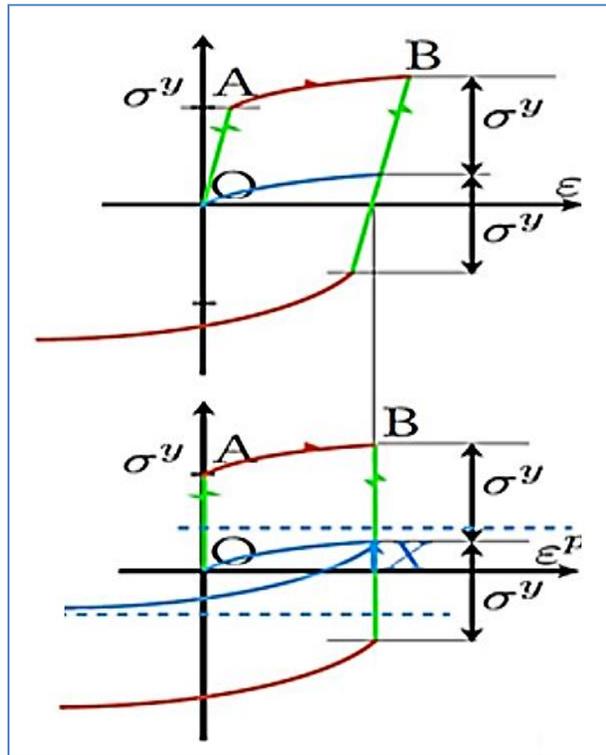


Figure I.B.9 : Changement dans la direction du trajet de chargement dans le cas de la présence d'un écrouissage cinématique [46]

On obtient ainsi :

$$X = -\frac{c}{\gamma} + \frac{c+\gamma X(B)}{\gamma} \exp(\gamma(\varepsilon_p - \varepsilon_p^B)) \quad (\text{Eq. I.B.30})$$

Avec :

$$X(B) = \frac{c}{\gamma} (1 - \exp(-\gamma * \varepsilon_p^B))$$

Et la loi de Chaboche s'écrit dans ce cas :

$$\sigma = -\sigma_Y - Q * (1 - \exp(-b * (2 * \varepsilon_p^B - \varepsilon_p))) - \frac{c}{\gamma} + \frac{c+\gamma X(B)}{\gamma} \exp(\gamma(\varepsilon_p - \varepsilon_p^B)) \quad (\text{Eq. I.B.31})$$

La loi de Chaboche est une loi à 5 paramètres permettant de bien décrire le comportement mécanique des matériaux métalliques dans le domaine élasto-plastique. Elle prend en compte les deux types d'écrouissage isotrope et cinématique. Cette loi a subi plusieurs développements et plusieurs termes décrivant l'écrouissage cinématique ont été introduits [47-49]. Dans le cadre de ces travaux, seule la loi de Chaboche à un seul terme d'écrouissage cinématique est utilisée.

## 9. Conclusions

Il a été montré dans la partie B de ce chapitre que le retour élastique est un phénomène qui dépend, entre autres, des paramètres élastiques (module d'Young) et des paramètres plastiques (limite d'élasticité et écrouissage) des matériaux emboutis. Le retour élastique est d'autant plus élevé que le module d'Young est faible et que la limite d'élasticité et l'écrouissage sont élevés.

On considère généralement que le module d'élasticité n'évolue pas avec l'écoulement plastique dans un large domaine de déformation plastique. Cependant, différentes études ont montré la dégradation du module d'Young en fonction de la déformation plastique. Des études ont aussi montré qu'une restauration du module d'Young se produisait avec le temps après déformation plastique. Le recouvrement du module d'Young ayant lieu partiellement ou totalement avant indentation du matériau testé, on supposera dans cette thèse que le module d'Young des matériaux testés reste invariable lors de l'identification par indentation.

Le retour élastique dépend du type d'écrouissage. On distingue l'écrouissage isotrope qui est surtout dû à la densité des dislocations emmagasinées dans la structure des matériaux et l'écrouissage cinématique qui est surtout dû au développement des contraintes internes. L'écrouissage cinématique est à l'origine de l'effet Bauschinger qui se manifeste dans le cas des trajets de chargement non monotones.

La limite entre le domaine élastique et le domaine plastique est décrite par une fonction mathématique appelée surface de charge. L'écrouissage isotrope entraîne une expansion de la surface de charge alors que l'écrouissage cinématique entraîne le déplacement du centre de la surface de charge. L'évolution des écrouissages et donc de la surface de charge est décrite par différents types de lois d'écrouissage. Dans le cadre de ces travaux, les lois d'Hollomon et de Voce sont utilisées lorsque l'écrouissage cinématique du matériau est négligé. Dans le cas contraire, la loi de Chaboche à un seul terme d'écrouissage cinématique est utilisée.

# Chapitre I; Partie C : Test d'indentation instrumentée

---

1. Introduction .....	45
2. Essais de dureté .....	45
3. Indentation instrumentée .....	47
3.1. Étude des propriétés mécaniques dans le domaine élastique .....	47
3.1.1. Méthode basée sur la théorie d'Hertz .....	47
3.1.2. Méthode de BASH.....	48
3.1.3. Méthode basée sur l'analyse énergétique .....	50
3.2. Études des paramètres plastiques dans les domaines élasto-plastique et parfaitement plastique .....	51
3.2.1. Méthode basée sur la théorie de Tabor .....	51
3.2.2. Méthode basée sur la minimisation de différence entre une courbe d'indentation expérimentale et une courbe d'indentation obtenue à partir d'un modèle empirique.....	54
3.2.3. Méthodes basées sur l'analyse inverse.....	56
3.2.4. Méthode utilisant une base de données (Moussa et al.) .....	59
4. Conclusions .....	62

## 1. Introduction

Il est bien connu depuis des milliers d'années que les matériaux diffèrent par leur dureté. La dureté est par définition la résistance d'un matériau à la pénétration d'un autre matériau plus dur. Les méthodes essayant de quantifier cette dureté n'ont vu le jour qu'à partir du dix-neuvième siècle. Les machines de test de dureté sont devenues disponibles sur le marché à partir des années 1900.

La première notion de dureté a été mentionnée sept siècles avant J.C.: ‘ ‘ *Like emery harder than flint have I made your forehead. Ezekiel 3: 9* ’ ’ en traduction: ‘ ‘ *comme émeri, j'ai fait ton front plus dur qu'une roche. Ezéchiel 3: 9* ’ ’ [50]. Selon Todhunter (1890), la première étude de dureté a été faite par Huygens en 1690.

En 1729, Musschenbrock a utilisé un chisel attaché à un pendule pour étudier la dureté dynamique pour certains types de métaux et de bois. On rapporte à Wade en 1856 et Calvert et Johnson en 1859 les premières machines de dureté. En 1886, Middelberg a utilisé une technique ‘ *d'indentation couteau* ’ (*Knife indentation technique*) pour déterminer la dureté relative des roues ferroviaires. En 1896, Unwin a mis en place une machine d'indentation utilisant une courte barre en acier muni d'un outil à base carré et qui vient indenter une barre du matériau testé.

Au début du vingtième siècle, les machines d'indentation statiques et dynamiques deviennent disponibles et l'étude de la dureté des matériaux connaît un développement assez rapide. Cela est surtout dû au développement de l'industrie d'automobile ainsi que la production massive qui nécessite un contrôle non destructif des pièces produites. C'est à cette période que l'on a découvert les essais de dureté encore utilisés de nos jours (Brinell, Vickers, Rockwell).

Dans les années 80, certains travaux ont permis le développement de l'essai d'indentation instrumentée qui consiste à suivre l'évolution de l'effort  $F$  en fonction du déplacement  $h$  de l'indenteur au cours de l'enfoncement de l'indenteur dans le matériau testé [51-55]. Plusieurs études ont été menées pour remonter aux propriétés mécaniques élastiques et plastiques des matériaux indentés à partir de la courbe  $F$ - $h$  obtenue.

Dans ce chapitre, l'essai de dureté est tout d'abord rappelé brièvement. Ensuite, l'essai d'indentation est présenté ainsi que les différentes méthodes permettant de remonter d'une courbe d'indentation aux propriétés élastiques et plastiques des matériaux indentés.

## 2. Essais de dureté

C'est en 1900 que Brinell a présenté une technique d'indentation statique consistant à enfoncer, dans le matériau testé, une sphère rigide en acier sous une charge connue (Figure I.C.1). Il définit la dureté Brinell comme étant le rapport entre la force appliquée  $F$  (en  $N$ ) et la surface de contact durant l'indentation :

$$H_B = \frac{2 \cdot 0,102 \cdot F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (\text{Eq. I.C.1})$$

Avec  $D$  : diamètre de l'indenteur (en mm)

$d$  : diamètre moyen de l'empreinte rémanente (en mm)

$F$  : Charge de l'essai (en N)

La valeur 0,102 n'est autre que l'inverse de la force de pesanteur  $g$  (en  $N/kg$  ou  $m/s^2$ )

Meyer a ensuite défini la dureté comme étant le rapport entre la charge appliquée et la surface projetée de l'indentation :

$$H_M = \frac{4F}{\pi d^2} \quad (\text{Eq. I.C.2})$$

Dans le but de conserver une symétrie géométrique après indentation, Vickers a introduit un indenteur pyramidal en diamant à base carrée et d'angles entre les faces de  $136^\circ$ . Le test Vickers a l'avantage de pouvoir tester des matériaux très durs. L'indenteur Vickers a une géométrie auto similaire, ce qui entraîne théoriquement une dureté mesurée indépendante de la taille de l'indenteur. La dureté Vickers est donnée par la formule :

$$H_V = \frac{2 \cdot \sin(68^\circ) \cdot F}{d^2} \quad (\text{Eq. I.C.3})$$

Berkovich a trouvé que faire passer les quatre faces de la pyramide de Vickers par un même sommet est difficile à obtenir industriellement. L'imperfection de la pointe n'est en effet pas sans conséquence dans le cas de micro-dureté ou de nano-dureté. Pour éviter ces problèmes Berkovich a proposé d'utiliser un indenteur pyramidal à base triangulaire.

C'est en 1919 que l'ingénieur Rockwell a introduit sa méthode de mesure de dureté. Il voulait une méthode efficace, rapide et non destructive. Il avait à sa disposition le test Vickers qui prenait beaucoup de temps de préparation à l'époque ainsi que le test Brinell dont les empreintes étaient surdimensionnées pour des pièces relativement petites. La méthode de Rockwell consiste tout d'abord à appliquer une pré-charge de 10 kgf puis à ajouter une charge beaucoup plus grande ( $\times 10$  pour une sphère) et enfin à enlever la surcharge. La valeur de dureté Rockwell est déterminée en fonction de la profondeur rémanente après avoir retiré la surcharge. Ce test peut être réalisé avec plusieurs géométries d'indenteur. Notons que l'essai Rockwell C est effectué avec un cône en diamant et est utilisé pour les matériaux de dureté assez élevée (Figure I.C.1).

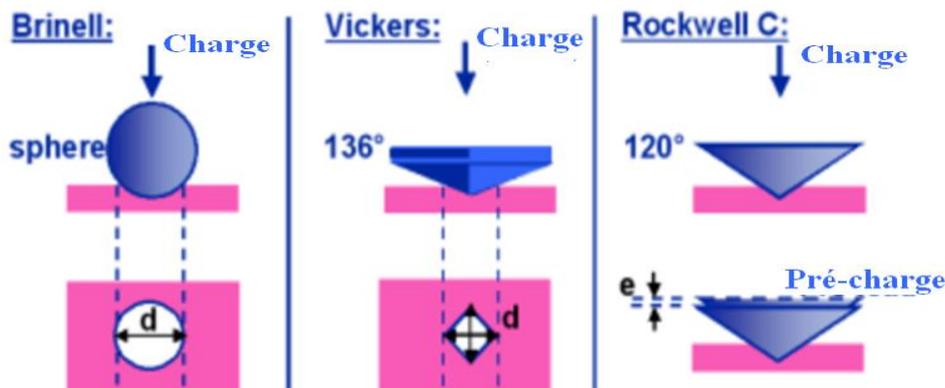


Figure I.C. 1 : Tests de dureté Brinell, Vickers et Rockwell C.

Dans le paragraphe suivant, on présente l'essai d'indentation instrumentée qui est utilisé au cours de la présente thèse pour l'identification des propriétés mécaniques des matériaux métalliques.

### 3. Indentation instrumentée

L'indentation instrumentée consiste à appliquer une charge à la surface d'un matériau à l'aide d'un indenteur. Ce dernier peut avoir plusieurs formes géométriques comme dans le cas de l'essai de dureté (conique, sphérique, pyramidale,...). La particularité essentielle de l'indentation instrumentée est la capacité à mesurer simultanément l'évolution de la charge et de l'enfoncement du pénétrateur pendant les étapes de chargement et de déchargement de l'essai d'indentation. Le suivi en continu de l'évolution de l'effort et de l'enfoncement de l'indenteur pendant l'essai permet de tracer une courbe d'évolution de l'effort  $F$  en fonction de la profondeur d'enfoncement de l'indenteur  $h$ . De nombreuses études ont été réalisées pour déterminer des propriétés mécaniques du matériau testé à partir de la courbe d'indentation  $F-h$ . Notons par exemple qu'avec l'indentation instrumentée, la dureté a été définie comme étant la pression moyenne sous la charge.

Dans le cas de l'indentation sphérique, le début de l'indentation comporte un régime élastique. Puis, lorsque la pression moyenne dépasse environ 1.1 fois la limite élastique du matériau, une zone au-dessous de l'indenteur commence à se plastifier et on parle alors de régime élasto-plastique. Avec l'augmentation de la charge d'indentation, le volume plastifié s'étend et à partir d'un certain degré de pénétration, le rapport de la pression sur la contrainte d'écoulement devient constant et le régime est alors dit purement plastique.

On présente par la suite une étude détaillée de la détermination des différentes propriétés mécaniques des matériaux indentés lorsque le matériau est sollicité dans les différents régimes de déformation cités précédemment (élastique, plastique et élasto-plastique).

#### 3.1. Étude des propriétés mécaniques dans le domaine élastique

Plusieurs méthodes ont vu le jour pour déterminer en plus de la dureté (pression moyenne) le module d'élasticité des matériaux par indentation. Quelques-unes sont présentées dans la suite.

##### 3.1.1. Méthode basée sur la théorie d'Hertz

Les théories des études d'élasticité en indentation reposent essentiellement sur les travaux de Boussinesq et de Hertz.

En 1882, Hertz avance sa théorie des contacts élastiques : si deux surfaces courbes entrent légèrement en contact, la déformation dépend de l'élasticité des matériaux en contact. En prenant le cas de l'indentation d'un indenteur sphérique avec une surface plane (rayon infini), en considérant les hypothèses de non-conformités des corps en contact, de leur aspect lisse et de leur élasticité, on déduit la solution reliant les efforts au module d'élasticité :

$$F = \frac{4}{3} E^* \sqrt{R} h^{3/2} \quad (\text{Eq. I.C.4})$$

$$p_{max} = \frac{2}{\pi} E^* \sqrt{h/R} \quad (\text{Eq. I.C.5})$$

Où  $R$  est le rayon de courbure de l'indenteur,  $p_{\max}$  est la pression maximale de contact et  $E^*$  le module d'Young réduit défini par la relation :

$$E^* = \left( \frac{1-\nu_i}{E_i} + \frac{1-\nu_m}{E_m} \right)^{-1} \quad (\text{Eq. I.C.6})$$

Où  $E_i$ ,  $\nu_i$ ,  $E_m$ ,  $\nu_m$  sont les modules de Young et les coefficients de Poisson de l'indenteur et du matériau respectivement.

La théorie d'Hertz permet d'obtenir le module de Young réduit à partir de la courbe de chargement. L'obtention du module de Young à partir de cette théorie est cependant difficilement réalisable du fait de la plastification rapide lors des essais classiques d'indentation instrumentée avec un faible rayon de pointe.

### 3.1.2. Méthode de BASH

En 1970, une deuxième formule appelée la formule de "BASH" (Eq. I.C.7) (*Bulychev, Alekhin et Shorshorov*) a été introduite pour déterminer  $E^*$  à partir du début de la courbe de déchargement. Cette formule est basée sur les travaux de *Galini* dans les années 40 :

$$S = \frac{dF}{dh} = 2a_c \cdot E^* \quad (\text{Eq. I.C.7})$$

Avec  $S$  : la raideur du contact représentée sur la Figure I.C.2 ;  $E^*$  : le module réduit et  $a_c$  : rayon de contact.

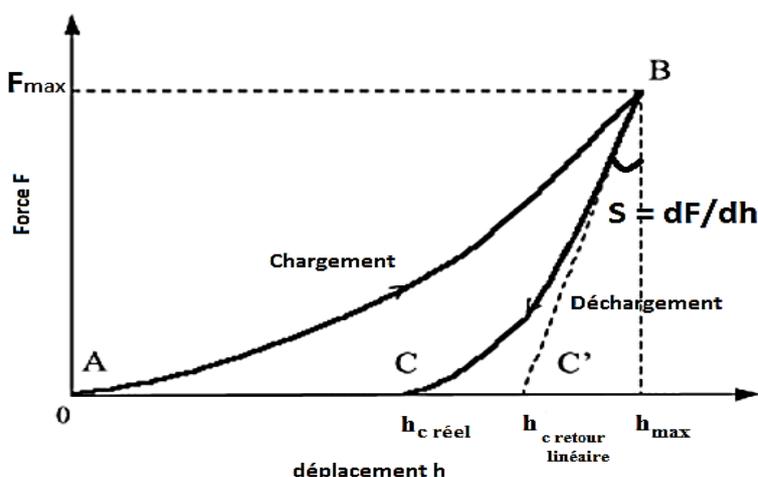


Figure I.C. 2 : courbe effort-déplacement obtenue à partir d'un test d'indentation avec représentation de la raideur de contact  $S$ .

L'équation I.C.7 ne prend pas en compte les déplacements radiaux sous l'indenteur. Hay et Wolf ont proposé en 2001 de prendre en compte ces déplacements radiaux afin de corriger la formule de BASH [56]. La nouvelle formule reliant  $a_c$  à la raideur de contact  $dF/dh$  est donnée par :

$$S = \frac{dF}{dh} = \frac{2\gamma E_m a_c}{1-\nu_m^2} \quad (\text{Eq. I.C.8})$$

Avec :  $\gamma = 1 + \frac{2a}{3\pi R} \cdot B$

$$\text{Où : } B = \frac{N(1-2\nu_m)(1+\nu_m)}{N(1-\nu_m^2)+(1-\nu_i^2)} \text{ et } N = \frac{E_i}{E_m}$$

L'utilisation de l'équation (I.C.8) nécessite la détermination du rayon de contact  $a_c$  (Figures I.C.3.a et I.C.3.b). Beaucoup de chercheurs se sont intéressés à la détermination de ce paramètre. D'autres se sont intéressés à la détermination de la hauteur de contact  $h_c$  qui amène au rayon de contact  $a_c$  et donc au module d'Young réduit  $E^*$ . La détermination de  $a_c$  (ou de  $h_c$ ) à partir d'une courbe d'indentation n'est pas aisée à cause de la présence de bourrelet ou d'affaissement autour de l'empreinte (Figures I.C.3.a et I.C.3.b).

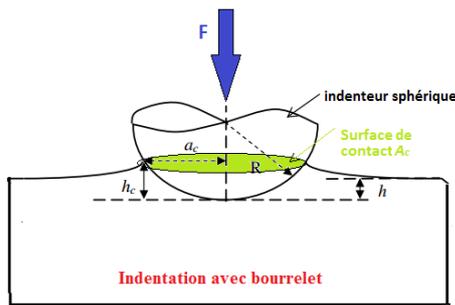


Figure I.C. 3.a : Indentation dans le cas de la formation d'un bourrelet.

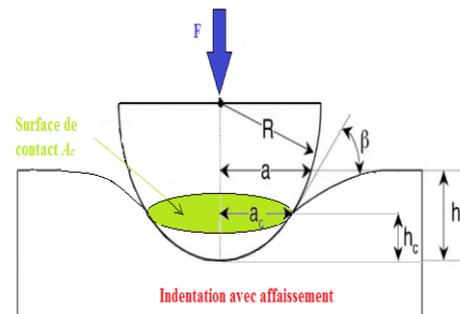


Figure I.C. 3.b : Indentation dans le cas d'un affaissement.

Les premiers à travailler sur la profondeur de contact  $h_c$  sont Doerner et Nix en 1986 [53]. Ils proposent l'équation I.C.9 suivante pour la détermination de  $h_c$  en considérant que la surface de contact ne varie pas au début de la décharge :

$$h_c = h_{max} - \frac{F_{max}}{dF/dh} \quad (\text{Eq. I.C.9})$$

En 1992, Oliver et Pharr [57], en prenant en compte la déflexion au niveau des faces de l'empreinte au cours de la décharge, modifient l'équation I.C.9 et proposent l'équation I.C.10.

$$h_c = h_{max} - \xi \frac{F_{max}}{dF/dh} \quad (\text{Eq. I.C.10})$$

Avec  $\xi$  : constante dépendante de la géométrie de l'indenteur ( $\xi=0.75$  pour les paraboloides de révolution),

En 2004, Cheng et Cheng [58] ont démontré que la formule de Oliver et Pharr (équation I.C.10) sous-estime la surface de contact pour les solides élastiques parfaitement plastiques pour la plupart des valeurs de  $\sigma_y/E$ . Ils démontrent que l'erreur avec cette méthode est la plus importante dans le cas où il s'est formé un bourrelet autour de l'indenteur.

Pour pallier ce problème lié à la présence d'un bourrelet, il a été proposé en 2002 une méthode consistant à suivre par imagerie les profils de surface et de mesurer les courbes de charge-déplacement [59]. Le schéma représentatif de cette méthode est donné dans la Figure I.C.4.

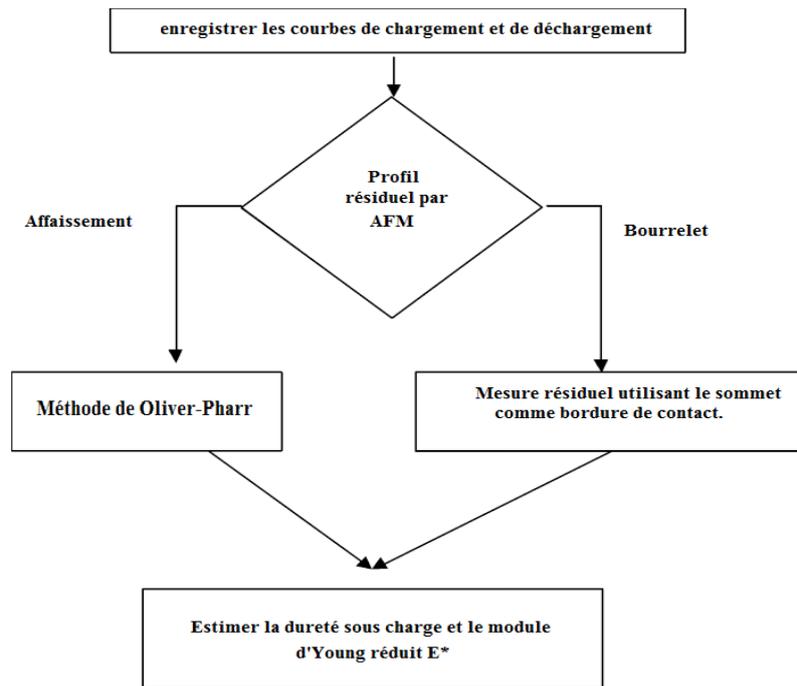


Figure I.C. 4 : Schéma représentatif de la méthode prenant en compte la formation du bourrelet [59].

### 3.1.3. Méthode basée sur l'analyse énergétique

Les énergies plastiques  $W_p$  et élastiques  $W_e$  pour un test d'indentation sont présentées sur la figure I.C.5. L'énergie totale étant la somme de ces deux formes d'énergie (la surface totale sous la courbe de chargement).

$$W_t = W_p + W_e \quad (\text{Eq. I.C.11})$$

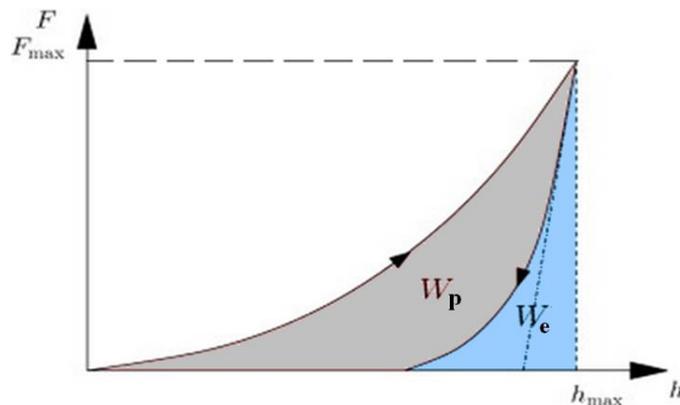


Figure I.C. 5 : Les énergies élastiques et plastiques pour un test d'indentation.

Une méthode énergétique a été utilisée pour déterminer une valeur de module d'Young réduit à partir du rapport de l'énergie plastique sur l'énergie totale  $W_p/W_t$  [60].

Cheng et Al. [61] proposent une formule reliant le rapport des énergies plastique et totale  $W_p/W_t$ , la dureté  $H$  et le module d'Young réduit  $E^*$  pour un indenteur Berkovich :

$$\frac{W_p}{W_t} = 1 - 5.33 \frac{H}{E^*} \quad (\text{Eq. I.C.12})$$

Malzbender et With [62] proposent une relation reliant l'énergie totale  $W_t^t$  au module de Young réduit  $E^*$  et à la dureté  $H$  utilisant la courbe F-h pour l'indentation Berkovich, Vickers et sphérique. Pour l'indentation sphérique, on a l'équation suivante :

$$W_t = \frac{\varepsilon F \sqrt{H.F.\pi}}{6\beta E^*} + \frac{F^2}{4HR\pi} \quad (\text{Eq. I.C.13})$$

Avec :  $W_t$  : l'énergie totale ;  $E^*$  : le module de Young Réduit ;  $H$  : la dureté,  $F$  : l'effort d'indentation ;  $R$  : le rayon de l'indenteur sphérique ;  $\varepsilon$  : une constante géométrique et  $\beta$  : un coefficient de correction.

## 3.2. Études des paramètres plastiques dans les domaines élasto-plastique et parfaitement plastique

### 3.2.1. Méthode basée sur la théorie de Tabor

Un test d'indentation entraîne généralement une déformation plastique du matériau. L'exploitation de la courbe d'indentation obtenue peut permettre de déduire, outre les paramètres élastiques (module d'Young), les paramètres plastiques (limite d'élasticité ; taux d'écroutissement) du matériau testé.

En 1908, *Meyer* a établi la relation suivante [63]:

$$H = \frac{F}{\pi a_c^2} = \kappa \cdot \left(\frac{a_c}{2R}\right)^n \quad (\text{Eq. I.C.14})$$

Où  $H$  est la pression moyenne,  $a_c$  est le rayon de contact,  $F$  est l'effort d'indentation appliqué et ' $\kappa$ ' et ' $n$ ' sont des paramètres du matériau testé.

En 1951, Tabor [63] a proposé une relation reliant les paramètres de l'équation précédente (Eq. I.C.14) avec les paramètres de la loi d'Hollomon. La loi d'Hollomon étant exprimée par la formule suivante :

$$\sigma = K \varepsilon^n \quad (\text{Eq. I.C.15})$$

Avec:  $K = E^n \sigma_y^{1-n}$  si l'on considère un matériau élasto-plastique.

Où  $\varepsilon$  est la déformation totale,  $E$  est le module d'Young,  $\sigma_y$  est la limite d'élasticité et  $n$  le coefficient d'écroutissement. La formule de Tabor reliant  $(E, \sigma_y, n)$  avec les paramètres de l'équation I.C.15 est :

$$\frac{\kappa}{\sigma_y^{1-n} E^n} = \psi \rho^n \quad (\text{Eq. I.C.16})$$

Où  $\psi$ , facteur de confinement, et  $\rho$  dépendent du matériau testé. Tabor a supposé que  $\rho$  et  $\psi$  sont constantes dans le domaine purement plastique :  $\rho = 0.4$  et  $\psi = 2.8$  dans le cas de l'indentation sphérique.

De ce fait, la combinaison des équations (I.C.14) et (I.C.16) donne :

$$H = \frac{F}{\pi a_c^2} = \psi \cdot \sigma_r = 2.8\sigma_r = 2.8\sigma_y^{1-n} E^n \varepsilon_r^n \quad (\text{Eq. I.C.17.a})$$

$$\text{Où : } - \varepsilon_r \text{ est la déformation représentative : } \varepsilon_r = 0.2 \frac{a_c}{R} \quad (\text{Eq. I.C.17.b})$$

$$- \sigma_r : \text{ contrainte représentative : } \sigma_r = \sigma_y^{1-n} E^n \varepsilon_r^n \quad (\text{Eq. I.C.17.c})$$

Les équations (I.C.17.a et I.C.17.b) ont montré la nécessité d'introduire deux facteurs essentiels qui permettront l'utilisation de l'essai d'indentation comme moyen de caractérisation mécanique des paramètres plastiques :

- Le premier facteur est le facteur de confinement  $\psi$  considéré constant selon la théorie de Tabor ( $\psi = 2.8$  dans le cas de l'indentation sphérique) (Eq. I.C.16).
- L'équation I.28.b montre que pour appliquer la théorie de Tabor, la connaissance de  $a_c$  est nécessaire. Comme il a été montré dans la section 3.1.1., la détermination du rayon de contact  $a_c$  n'est pas aisée à cause de la formation d'un bourrelet ou d'un affaissement au cours de l'essai d'indentation. Ce phénomène de formation de bourrelet ou d'affaissement peut être caractérisé par le facteur de forme  $C^2$  suivant :

$$C^2 = \frac{h_c}{h} \quad (\text{Eq. I.C.18})$$

Il est clair à partir des Figures I.C.3.a et I.C.3.b que si  $C^2 < 1$  : il y a formation d'un affaissement et si  $C^2 > 1$  : il y a formation de bourrelet.

Le facteur de forme  $C^2$  et le facteur de confinement  $\psi$  ont fait l'objet de plusieurs études. Dans la suite, on présente les différentes études sur chacun de ces facteurs.

### **Facteur de forme $C^2$ .**

Hill et al. [64], considérant que le coefficient  $C^2$  ne dépend que du coefficient d'érouissage  $n$ , ont proposé à partir des résultats de modélisations par la méthode des éléments finis, l'équation suivante pour  $C^2$  :

$$C^2 = \frac{5}{2} \left( \frac{2-n}{4+n} \right) \quad (\text{Eq. I.C.19})$$

Taljat et Zachariat [65], en comparant les résultats expérimentaux et numériques, ont trouvé une autre valeur de  $C^2$ :

$$C^2 = \frac{1}{4} (5 - 3n^{0.7}) \quad (\text{Eq. I.C.20})$$

Pour un matériau dont le coefficient d'érouissage est proche de 0.25 [65] on n'observe ni bourrelet ni affaissement dans le régime dit purement plastique et  $C^2 = 1$ .

En 2000, Alcalá et al. [66] ont proposé une nouvelle formule de  $C^2$  :

$$C^2 = 1.276 - 1.748 * n + 2.451 * n^2 - 1.469 * n^3 \quad (\text{Eq. I.C.21})$$

Dans tous ces modèles,  $C^2$  ne dépend que du facteur d'érouissage  $n$ .

En 2006, Hernot et al. [67] d'une part et Lee et al. [68] d'autre part, ont proposé des modèles pour prendre en compte l'influence de la profondeur d'enfoncement, du module d'Young, de l'exposant d'érouissage et de la limite d'élasticité sur le rayon de contact.

Une autre méthode a été encore introduite par Kim et al. [69] où la connaissance de la valeur de la limite d'élasticité n'est pas nécessaire pour la détermination du rayon de contact.

### **Facteur de confinement $\psi$ .**

Le facteur de confinement  $\psi$  est la pression normalisée par la contrainte d'écoulement.

En 1976, Francis donne la formule de  $\psi$  dans les trois régimes élastiques, élasto-plastiques et purement plastique [70].

$$\psi = \begin{cases} C_1 & \text{si } \Phi \leq 1 \quad (\text{régime élastique}) \\ C_1 + C_2 \cdot \ln \Phi & \text{si } 1 \leq \Phi \leq C_3 \quad (\text{régime élasto-plastique}) \\ \psi^c & \text{si } \Phi > C_3 \quad (\text{régime plastique}) \end{cases} \quad (\text{Eq. I.C.22})$$

Francis considère ces valeurs pour ces paramètres :

$$C_1 = 1.11; C_2 = 0.534; C_3 = 27.3 \text{ et } \psi^c = 2.87$$

$$\text{Avec } \Phi = \tan \theta \cdot \frac{E}{\sigma_r} \quad (\text{Eq. I.C.23})$$

$\theta$  étant l'angle entre la tangente à l'indenteur et la surface initiale de l'échantillon indenté.

Différentes valeurs existent dans la littérature pour les coefficients  $C_1$ ;  $C_2$ ;  $C_3$  et  $\psi^c$  [70-73].

D'autres études ont montré que  $\psi$  dépend des paramètres mécaniques du matériau.

Les travaux de Matthews [74] et de Tirupataiah [75] ont montré que  $\psi$  dépend du coefficient d'érouissage dans le domaine purement plastique :

$$\psi = \psi^c = \frac{H}{\sigma_t} = \frac{6}{2+n} (1,415)^n \quad (\text{Eq. I.C.24})$$

En 1994, Sundararajan et Tirupataiah [76] montrent que même dans le domaine élasto-plastique, la valeur de  $\psi$  dépend des paramètres mécaniques du matériau. Ils trouvent ainsi la l'équation I.C.25 décrivant l'évolution de  $\psi$ .

$$\psi = \begin{cases} \frac{6}{2+n} \left( \frac{\sigma_y^{1-n} E^n}{900} \right)^{n/2} 1,415^n & \text{si } \sigma_y^{1-n} E^n \leq 900 \text{ MPa} \quad (\text{régime elastoplastique}) \\ \frac{6}{2+n} 1,415^n & \text{si } \sigma_y^{1-n} E^n > 900 \text{ MPa} \quad (\text{régime plastique}) \end{cases} \quad (\text{Eq. I. C. 25})$$

En 1998, Taljat et Al. [65] ont proposé de déterminer deux valeurs de  $\psi$  :  $\psi_{max}$  et  $\psi_{min}$  :

$$\psi_{max} = \begin{cases} -0.65 + \ln(\Phi) & \text{(régime élastoplastique)} \\ \psi_{max}^c & \text{(régime plastique)} \end{cases} \quad \text{(Eq. I.C.26)}$$

$$\psi_{min} = (3.65 - 4.30n^2 + 4.36n^3) \left(\frac{a_c}{R}\right)^{(-3.18n^2 + 2.89n^3)} \quad \text{(Eq. I.C.27)}$$

Où ' $\Phi$ ' est le paramètre donné par Francis en 1976. Dans le domaine élasto-plastique  $\psi_{max}$  dépend linéairement de  $\ln(\Phi)$  comme le montre la relation (1.C.26). Puis lorsqu'on atteint le domaine parfaitement plastique,  $\psi_{max}$  atteint  $\psi_{max}^c$  donnée selon les auteurs par l'équation suivante :

$$\psi_{max}^c = -0.81 + \frac{2}{\sqrt{n+0.2}} \quad \text{(Eq. I.C.28)}$$

Le problème essentiel avec cette approche visant à connaître le facteur de confinement  $\psi$  est la nécessité de déterminer le rayon de contact  $a_c$  et/ou le régime de déformation.

Pour résumer, on peut dire que la méthode de Tabor est limitée car  $\psi$  est considéré constante. Plusieurs études ont ensuite montré que ce facteur dépendait des paramètres d'écroutissage [65, 74, 76]. D'autres études ont montré que le facteur de confinement ne dépendait pas que des paramètres d'écroutissage mais aussi du régime de déformation de l'indentation sphérique [77-79].

Ces limitations ont conduit à l'utilisation de nouvelles méthodes basées sur la minimisation de la différence entre la courbe d'indentation expérimentale et une courbe d'indentation obtenue à partir d'un modèle empirique.

### 3.2.2. Méthode basée sur la minimisation de différence entre une courbe d'indentation expérimentale et une courbe d'indentation obtenue à partir d'un modèle empirique

Plusieurs méthodes visant à la détermination des propriétés mécaniques des matériaux par minimisation de la différence entre une courbe d'indentation expérimentale et une courbe numérique obtenue à partir d'un modèle empirique ont été développées.

Cao et Lu [80] ont proposé une méthode basée sur l'analyse adimensionnelle ( $\Pi$ -théorème) permettant de déterminer les propriétés plastiques de certains matériaux métalliques à partir de la courbe de chargement d'un test d'indentation sphérique. Cela se fait en essayant de généraliser la définition de la déformation représentative  $\varepsilon_r$  pour la déformation sphérique.  $\varepsilon_r$  étant définie auparavant pour l'indentation conique.

Zhao et al. [81] citent plusieurs limitations de la méthode précédente de Cao et Lu [80] parmi lesquelles on note :

- La méthode de Cao et Lu [80] ne peut être appliquée que pour des matériaux dont le rapport  $E/\sigma_y$  est entre 65 et 700 et ayant  $n$  entre 0 et 0.5. Cela exclue beaucoup de

métaux et d'alliages surtout que la moitié des métaux et alliages ont  $\frac{E}{\sigma_y} > 700$ . On cite par exemple l'aluminium ( $\frac{E}{\sigma_y} = 1725$ ) et l'acier doux ( $\frac{E}{\sigma_y} = 909$ ).

- La fonction adimensionnelle de modélisation de Cao et Lu n'est valide que pour  $\frac{E^*}{\sigma_r(\varepsilon_r)} < 200$  ce qui limite encore en plus l'intérêt de leur méthode.
- La méthode de Cao et Lu se concentre sur la détermination des propriétés plastiques. La détermination du module d'Young reste à déduire à partir des courbes de déchargement.
- Enfin, les rapports  $h/R$  utilisés dans le travail de Cao et Lu sont de l'ordre de 0.01 et 0.06. Ces rapports sont relativement petits ce qui entraîne une imprécision dans la détermination de  $\varepsilon_r$ . Il est préférable d'utiliser des rapports plus élevés.

Dans le but de s'affranchir de ces problèmes, Zao et al. [81] proposent leur méthode basée sur l'utilisation de deux fonctions adimensionnelles à deux profondeurs différentes ( $\frac{h_{g,1}}{R}$  et  $\frac{h_{g,2}}{R}$ ) pour relier les caractéristiques de l'indentation aux paramètres plastiques du matériau indenté. La raideur de contact  $S = \frac{dF}{dh}$  (pente de la partie linéaire de la courbe de déchargement) est encore exprimée comme une fonction adimensionnelle dans le but de la détermination des paramètres élastiques du matériau indenté.

A leur tour, Cao et al. [82] critiquent le rapport ( $\frac{h_{g,2}}{R} = 0.3$ ) considéré par Zhao et al. [81] et le considère comme très élevé. A des telles valeurs, le frottement entre l'indenteur et l'échantillon n'est plus négligeable et il influence la forme de la courbe d'indentation  $F(h)$ . Pour cette raison, Cao et al. considèrent un rapport  $\frac{h_{g,2}}{R}$  plus petit ( $\frac{h_{g,2}}{R} < 0.15$ ).

Cao et al. élargissent également, dans cette étude, la gamme des matériaux qui peuvent être étudiés par leur méthode (Tableau I.C.1) :

**Tableau I.C. 1 : gamme des propriétés des matériaux considérés dans cette étude (coefficient de Poisson  $\nu=0.3$ ) [82]**

Ratio of $h/R$	Ratio of $E/\sigma_y$			
	$n = 0.0$	$n = 0.1$	$n = 0.3$	$n = 0.5$
$\lambda = 0.15$	Max = 3000	Max = 3500	Max = 20000	Max = 200000
	Min = 8.91	Min = 10	Min = 10	Min = 12.5
$\lambda = 0.03$	Max = 3000	Max = 3500	Max = 20000	Max = 200000
	Min = 14.29	Min = 14.29	Min = 22.22	Min = 20

Dans leur travail, Cao et al. définissent quatre types de déformation représentative auxquels correspondent quatre types de contrainte représentative utilisée dans l'analyse dimensionnelle pour la déduction des paramètres élastiques et plastiques du matériau indenté.

D'autres méthodes existent dans la littérature [68, 83, 84]. Toutes les méthodes présentées dans ce chapitre et existantes dans la littérature présentent des limitations. La première

limitation est que la loi d'érouissage des matériaux testés est considérée comme étant une loi d'Hollomon. De ce fait, dans le cas où le matériau testé ne suit pas une loi d'Hollomon (cas des matériaux pré-écrouis par exemple), ces méthodes peuvent donner des valeurs erronées des paramètres mécaniques de la loi d'Hollomon.

Dans le cadre de ces travaux de thèse, on s'intéressera à l'identification des matériaux pré-écrouis dont la loi d'érouissage n'est pas toujours correctement décrite par la loi d'Hollomon. L'analyse inverse présentera ainsi une solution alternative.

### 3.2.3. Méthodes basées sur l'analyse inverse

L'analyse inverse est une technique itérative qui consiste à déterminer un jeu de paramètres qui minimise l'écart entre des données expérimentales et des données numériques obtenues à chaque itération à partir d'une simulation numérique, généralement par la méthode des éléments finis. Après chaque itération, l'écart, obtenu par une fonction coût qui peut prendre différentes formes, est calculé entre les données expérimentales et les résultats numériques. Un nouveau jeu de paramètres est alors choisi pour une nouvelle itération. On considère que le jeu de paramètres qui minimise la fonction coût constitue le jeu de paramètres matériau recherchés.

Différentes méthodes d'optimisation existent pour la minimisation de la fonction coût dans l'analyse inverse. Elles peuvent être divisées en deux catégories essentielles : les méthodes à gradient et les méthodes sans gradient. Dans le cadre de cette thèse, parmi les méthodes utilisant un gradient, la méthode BFGS a été utilisée. Parmi les méthodes sans gradient, la méthode Simplexe a été utilisée. Ces deux méthodes d'optimisation seront décrites dans les deux sections suivantes.

#### 3.2.3.1. Simplexe (Nelder-Mead)

La méthode de Simplexe n'utilise pas les dérivées de la fonction coût. C'est une méthode d'ordre 0. Lorsque  $n$  variables sont à déterminer par analyse inverse, un simplexe est un polygone d'ordre  $n+1$ . En considérant la loi d'Hollomon, deux variables sont à déterminer ( $\sigma_Y$  et  $n$ ) si l'on considère le module d'Young connu. Dans ce cas, Simplexe est un polygone d'ordre 3 (triangle) dans l'espace ( $\sigma_Y$  et  $n$ ). L'idée est de déplacer le Simplexe dans le domaine ( $\sigma_Y$  et  $n$ ) en calculant la fonction coût sur les sommets de ce triangle et de remplacer itérativement le plus mauvais point (ayant la fonction coût la plus élevée).

Cette méthode de minimisation est formée de plusieurs étapes qui sont décrites par la suite :

i) On considère un simplexe :  $X_0, X_1, X_2 \dots \dots X_n$  construit de la façon suivante :

$$X_j = X_0 + p e_j + \sum_{k \neq j}^n q e_k \quad j = 1, \dots, n \quad (\text{Eq. I.C.29})$$

Avec:  $X_0$ : point initial

$$p = \frac{a}{n\sqrt{2}}(\sqrt{n+1} + n - 1) \quad (\text{Eq. I.C.30})$$

$$\text{Et } q = \frac{a}{n\sqrt{2}}(\sqrt{n+1} - 1) \quad (\text{Eq. I.C.31})$$

$e_k$ : vecteur de base dans la direction k.

ii) On considère de même :

$X_{max}$  : le point où la fonction coût est la plus élevée :  $f(X_{max}) = f_{max}$

$X_{min}$  : le point où la fonction coût est la moins élevée :  $f(X_{min}) = f_{min}$

$X_{moy}$  : le point où la fonction coût est entre  $f_{max}$  et  $f_{min}$  :  $f(X_{moy}) = f_{moy}$

G : barycentre des points  $X_{min}$  et  $X_{moy}$ .

iii) L'étape de *réflexion* consiste à se déplacer sur la droite ( $X_{max}$ , G) pour trouver un nouveau point appelé  $X_{ref}$  trouvé selon l'équation I.C.32 et calculer la fonction coût pour ce nouveau point  $f(X_{ref}) = f_{ref}$

$$X_{ref} = G + \alpha(G - X_{max}) \text{ avec } \alpha > 0 \quad (\text{Eq. I.C.32})$$

iv) Si  $f_{min} < f_{ref} < f_{moy}$ , On remplace  $X_{max}$  par  $X_{ref}$  et on revient dans ii) où le nouveau triangle constitué est ( $X_{ref}$ ,  $X_{moy}$  et  $X_{min}$ ).

v) Si  $f_{ref} < f_{min}$ , On procède à l'*expansion*. on essaye d'aller plus loin en déterminant un nouveau point  $X_{expansion}$  calculé selon l'équation I.C.33 :

$$X_{expansion} = G + \beta(X_{ref} - G) \text{ avec } \beta > \alpha \quad (\text{Eq. I.C.33})$$

- Si  $f(X_{expansion}) < f_{ref}$ ,  $X_{max}$  est remplacé par  $X_{expansion}$  et on revient en ii). Le nouveau triangle est ( $X_{expansion}$ ,  $X_{moy}$  et  $X_{min}$ ).

- Sinon ( $f(X_{expansion}) \geq f_{ref}$ ),  $X_{max}$  est remplacé par  $X_{ref}$  et on revient en ii). Le nouveau triangle est ( $X_{ref}$ ,  $X_{moy}$  et  $X_{min}$ ).

vi) Si  $f_{moy} < f_{ref} < f_{max}$ , On procède à l'étape de *contraction* en calculant  $X_c$  ( $f(X_c) = f_c$ ) selon l'eq. I.C.34 :

$$X_c = G + \gamma(G - X_{max}) \text{ avec } 0 < \gamma < 1 \quad (\text{Eq. I.C.34})$$

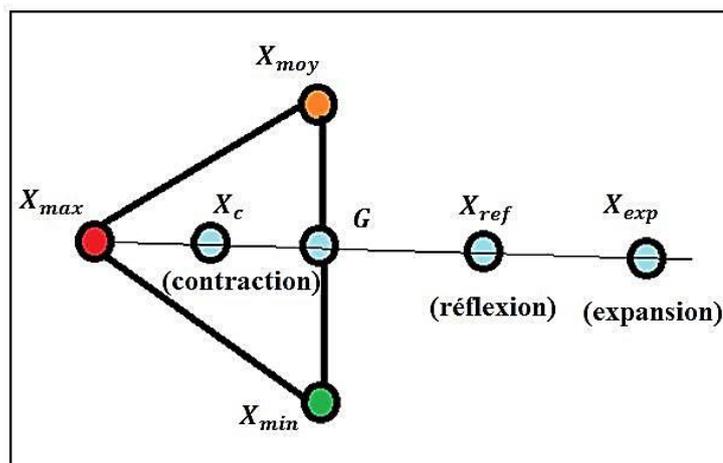


Figure I.C. 6 ; représentation schématique d'un Simplex dans le cas de l'identification de 2 paramètres.

- Si  $f_c \leq f_{max}$ , On remplace  $X_{max}$  par  $X_c$  et on revient dans ii)

- Si  $f_c > f_{max}$ , remplacer  $X_{max}$  et  $X_{moy}$  par :  $X'_j = X_{min} + 0.5 * (X_{min} - X_j)$  et revenir en ii) avec le nouveau simplexe de taille réduite.

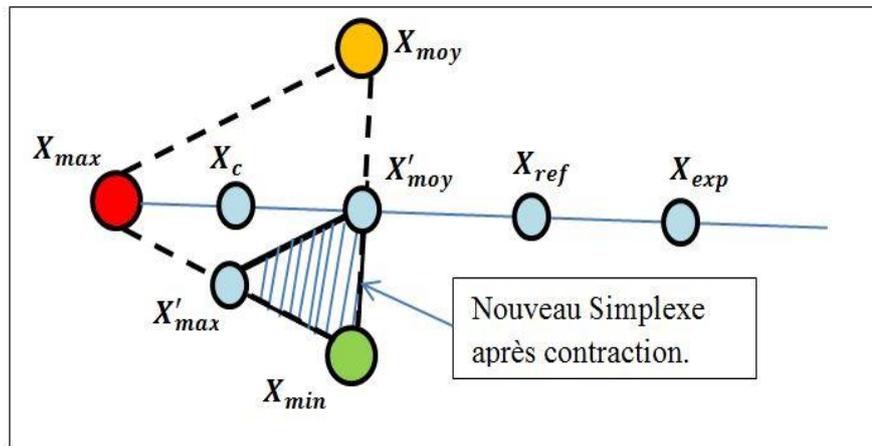


Figure I.C. 7 : Remplacement du simplexe initial par un simplexe de taille réduite dans le cas de l'identification de 2 paramètres.

### 3.2.3.2. BFGS (Broyden-Fletcher-Goldfarb-Shanno)

La méthode BFGS est une méthode dite quasi-newton (Eq. I.C.35) qui se déroule selon les étapes suivantes :

$$X^{k+1} = X^k - \alpha^k B^k \nabla f(X^k) \quad (\text{Eq. I.C.35})$$

- $k=0$  ; Soit  $X^0$  le point initial,  $B^0$  une matrice symétrique définie positive (comme la matrice identité).
- Calculer la direction de descente :  $s^k = -B^k \cdot \nabla f(X^k)$  (Eq. I.C.36)
- Recherche unidirectionnelle : calculer  $\alpha^k$  en minimisant  $f(x^k + \alpha^k s^k)$
- Calculer :

$$\text{- Le point suivant : } X^{k+1} = X^k + \alpha^k s^k \quad (\text{Eq. I.C.37.a})$$

$$\text{- Le gradient en ce point : } \nabla f(X^{k+1})$$

$$\text{- La variation de x : } \delta^k = X^{k+1} - X^k \quad (\text{Eq. I.C.37.b})$$

$$\text{- La variation du gradient : } \gamma^k = \nabla f(X^{k+1}) - \nabla f(X^k) \quad (\text{Eq. I.C.37.c})$$

- Calculer  $B^{k+1}$  selon la méthode de BFGS :

$$B^{k+1} = B^k + \left[ 1 + \frac{\gamma^k B^k \gamma^k}{\delta^{kT} \gamma^k} \right] - \frac{\delta^k \gamma^{kT} B^k + B^k \gamma^k \delta^{kT}}{\delta^{kT} \gamma^k} \quad (\text{Eq. I.C.38})$$

- $k=k+1$  ; on teste le critère d'aller. Soit le calcul est fini soit on revient dans ii).

### 3.2.3.3. Application de la méthode de l'analyse inverse à l'indentation instrumentée

L'analyse inverse consiste à calculer une fonction coût entre la courbe expérimentale d'indentation et la courbe numérique obtenue à partir du modèle EF d'indentation en utilisant un jeu de paramètres initial de la loi d'érouissage recherchée (Figure I.C.8).

Dans le cas d'un essai d'indentation, les derniers points de la courbe de chargement sont les plus précis. Le début de la courbe de chargement peut être erroné à cause de l'état de surface de l'échantillon ou à cause de problèmes liés au contact entre l'indenteur et l'échantillon ou

entre l'échantillon et son support. De ce fait, dans le cas de l'indentation, on a intérêt de donner plus de poids aux derniers points de la courbe d'indentation comme c'est le cas en considérant la fonction coût suivante utilisée dans le cadre de ces travaux de thèse.

$$E_1 \left( \frac{h_{max}}{R} \right) = \frac{1}{h_{max}} \int_0^{h_{max}} (F_{ref} - F_{num})^2 dh. \quad (\text{Eq. I.C.39})$$

Où  $h$  est la profondeur de pénétration de l'indenteur dans l'échantillon,  $h_{max}$  est la pénétration maximale,  $F_{ref}$  est l'effort expérimental obtenu pour le matériau testé et  $F_{num}$  est l'effort numérique obtenu avec le code EF durant chaque itération.

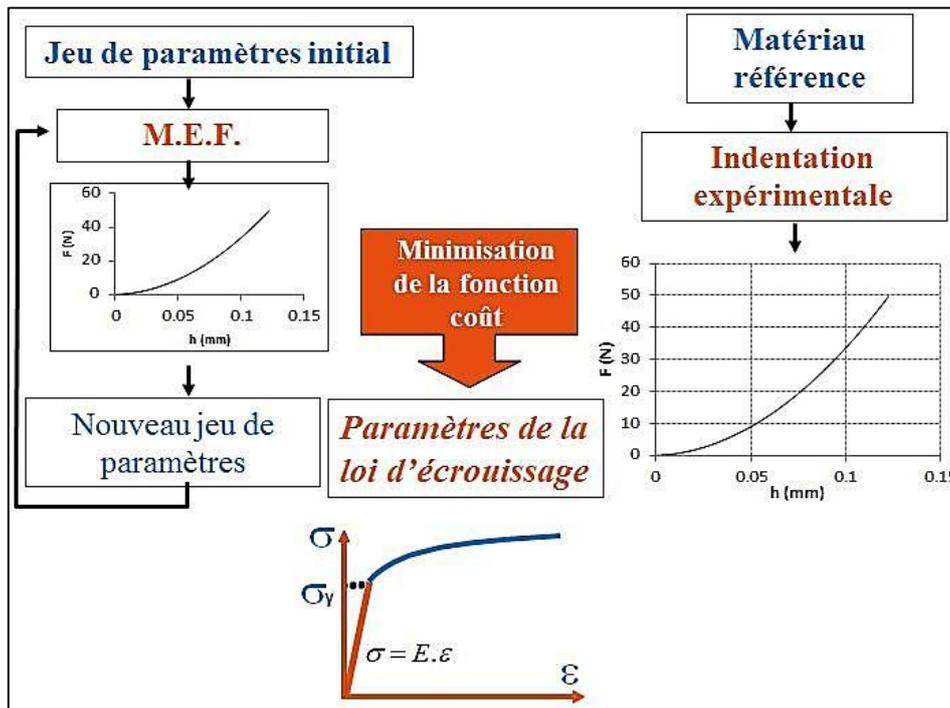


Figure I.C. 8 : Schéma de la technique d'analyse inverse appliquée à la courbe de chargement d'une courbe d'indentation.

### 3.2.4. Méthode utilisant une base de données (Moussa et al.)

La méthode utilisant une base de données développée récemment par Moussa et al. [85, 86] a montré une bonne efficacité pour déterminer les paramètres d'érouissage d'une loi d'Hollomon. La méthode s'appuie sur une base de données qui permet d'éviter l'utilisation de l'analyse inverse. Le résultat est immédiat alors que celui obtenu par analyse inverse nécessite un temps de calcul important. Cette méthode est expliquée brièvement ci-après et sera parfois utilisée dans la suite de ces travaux pour l'identification des lois d'érouissage des matériaux.

La première étape de cette méthode est de construire une base de données constituée par un grand nombre de courbes d'indentation  $F-h$  obtenues par simulations numériques pour différents couples  $(\sigma_Y; n)$ . Dans le cadre des travaux de C. Moussa et al., cette base de données regroupe 3000 courbes d'indentation  $F-h$  obtenues à partir de 3000 couples  $(\sigma_Y; n)$ .

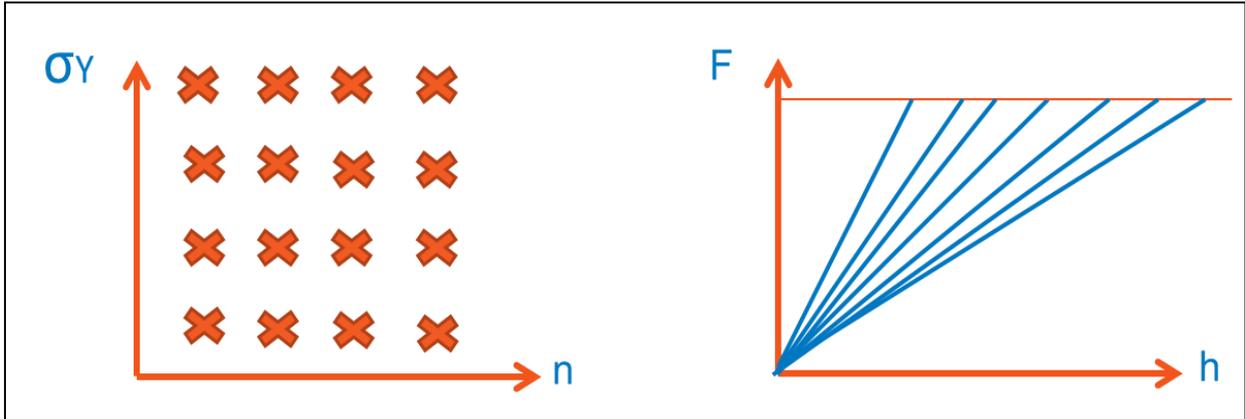


Figure I.C. 9 : Schéma représentatif de la base de données de la méthode de Moussa et al. dans le domaine  $(\sigma_y; n)$  et les courbes d'indentation  $F-h$  correspondantes.

La deuxième étape consiste à effectuer des essais expérimentaux afin d'obtenir les courbes de chargement d'indentation et d'en extraire la courbe moyenne.

La troisième étape consiste à étudier la cartographie de l'écart, ou de la fonction coût, entre la courbe expérimentale moyenne et chacune des courbes de la base de données (Figure I.C.10).

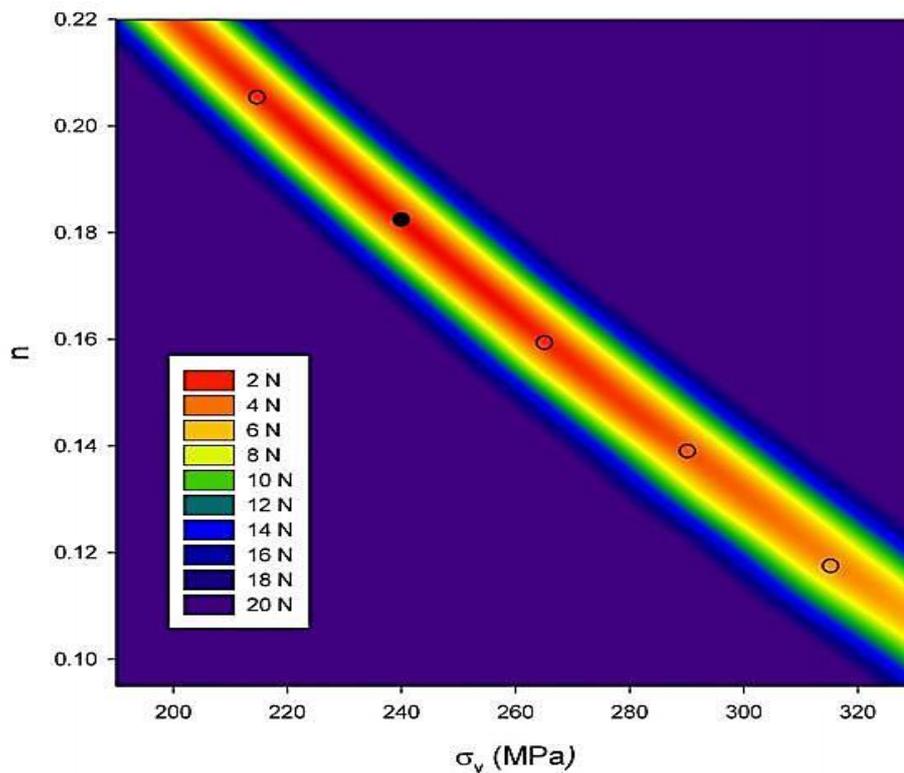


Fig. 5: Root mean square error ( $E_{RMS}$ ) distribution between the average experimental indentation curve and each one of the indentation curves of the database. The small circles represent the couples of parameters that are located at the bottom of the "valley".

Figure I.C. 10 : Cartographie de la fonction coût calculée entre la courbe d'indentation expérimentales et les courbes d'indentation numériques de la base de données présentée dans le domaine  $(\sigma_y; n)$  [86].

Dans un espace approprié  $k$ - $n$  avec  $k = (1 - n) \cdot \ln\left(\frac{\sigma_y}{E}\right)$ , la fonction coût a une forme de cône à base elliptique dont le sommet représente la fonction coût la plus basse, c'est à dire le couple solution  $(\sigma_y ; n)$  correspondant aux paramètres de la loi d'écouissage du matériau testé.

Par ailleurs, l'inclinaison des ellipses iso valeurs de la fonction coût dans l'espace  $k$ - $n$  conduit à la connaissance d'une déformation représentative  $\varepsilon_R$  pour laquelle la contrainte représentative  $\sigma_R$  correspondante peut être déterminée par la loi de Hollomon. Cette procédure permet d'atteindre 1 point de coordonnées  $(\sigma_R - \varepsilon_R)$  sur la loi de comportement du matériau à partir de la courbe d'indentation dont la profondeur de pénétration  $h$  s'étend entre 0 et  $h_{\max}$ . En considérant d'autres portions de la courbe d'indentation, pour  $0 < h < h_i$  on obtient d'autres couples de solution  $(\sigma_{Ri} - \varepsilon_{Ri})$  qui permettent de reconstituer point par point la loi d'écouissage du matériau.

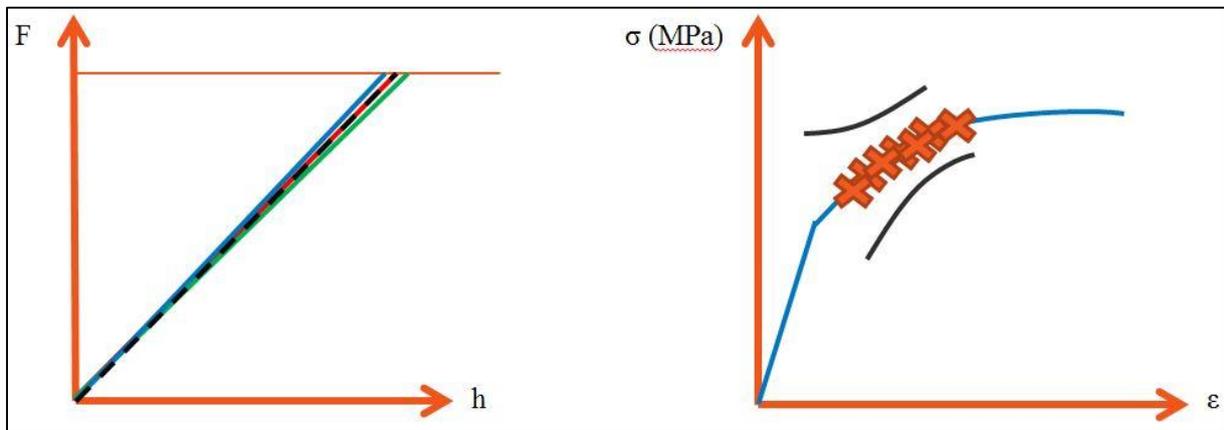


Figure I.C. 11 : reproductibilité des courbes d'indentation et définition d'un domaine de confiance avec la méthode de Moussa et al.

Les courbes en noire de la figure I.C.11 ci-dessus correspondent à un domaine de confiance [86, 87]. Ce domaine de confiance dépend de la reproductibilité de l'essai d'indentation. Moins les courbes d'indentation sont reproductibles, plus le domaine de confiance est grand. Toutes les lois d'écouissage identifiées passant dans ce domaine sont considérées comme solutions acceptables. Ce domaine est le plus étroit pour le dernier point représentatif identifié par la méthode de Moussa et al. (point correspondant à la déformation représentative  $\varepsilon_R$  la plus élevée). Pour ce dernier point, la précision est donc la plus élevée. De ce fait, la loi d'Hollomon associée à ce point est considérée comme étant la loi d'écouissage identifiée par la méthode de Moussa et al. pour le matériau testé.

## 4. Conclusions

Un bref aperçu de l'histoire de l'essai d'indentation a été présenté en commençant par présenter l'essai de dureté proprement dit qui permet de déterminer uniquement la dureté du matériau. L'instrumentation de l'essai, il y a une trentaine d'années, a conduit à « l'indentation instrumentée » qui consiste à suivre l'évolution de la force d'indentation en fonction de la profondeur d'indentation.

Le test d'indentation instrumentée permet de déterminer, outre la dureté, le module d'Young, la limite d'élasticité et l'exposant d'écrouissage de la loi de Hollomon du matériau testé.

Concernant les propriétés élastiques déterminées par cet essai, trois méthodes ont été brièvement présentées. Une basée sur la théorie d'Hertz, une deuxième sur le modèle de BASH et une dernière sur l'analyse énergétique.

Concernant les propriétés plastiques déterminées par l'essai d'indentation instrumentée, quatre approches ont été présentées. La première est basée sur la théorie de Tabor, la seconde est basée sur la minimisation de la différence entre une courbe expérimentale et une courbe numérique obtenue à partir d'un modèle empirique, la troisième est basée sur la méthode de l'analyse inverse et la dernière est une méthode récemment développée utilisant une base de données construite à partir de la variation des paramètres de la loi d'Hollomon.

Dans cette étude bibliographique, différentes méthodes de caractérisation mécanique des matériaux basées sur la technique d'indentation ont été présentées. L'essai d'indentation instrumentée a l'avantage d'être un essai quasi non-destructif et ne nécessitant qu'une petite préparation de l'échantillon à tester. Dans le cadre de ces travaux de thèse, le test d'indentation instrumenté sera utilisé pour la caractérisation mécanique des tôles métalliques d'abord non-déformées puis après déformation.

## Chapitre II : Matériaux d'études et essais expérimentaux

---

1. Présentation des matériaux étudiés .....	66
1.1. Alliages d'aluminium .....	66
1.1.1. Nomenclature .....	66
1.1.2. Compositions chimiques des matériaux étudiés .....	67
1.1.3. Mode d'obtention .....	67
1.1.4. Comportement mécanique .....	67
1.2. Aciers doux (Le DC01) .....	67
1.2.1. Nomenclature.....	67
1.2.2. Composition chimique.....	67
1.2.3. Mode d'obtention.....	68
1.2.4. Comportement mécanique .....	68
1.3. Acier Dual-Phase (DP600).....	69
1.3.1. Nomenclature.....	69
1.3.2. Composition chimique .....	69
1.3.3. Mode d'obtention.....	69
1.3.4. Comportement mécanique .....	69
2. Microstructure des matériaux étudiés.....	69
2.1. But .....	69
2.2. Alliages d'aluminium .....	70
2.2.1. Procédure expérimentale .....	70
2.2.2. Présentation des microstructures .....	70
2.3. Aciers.....	71
2.3.1. Procédure expérimentale .....	71
2.3.2. Présentation des microstructures .....	71
3. Essais de traction .....	73
3.1. But .....	73
3.2. Procédure expérimentale .....	73
3.3. Courbes de traction rationnelles des différents matériaux.....	74
4. Essais de Cisaillement .....	78
4.1. But .....	78
4.2. Procédure expérimentale .....	79

4.3. Courbes de cisaillement monotone .....	79
4.5. Courbes de cisaillement cycliques .....	82
5. Conclusion .....	85

## 1. Présentation des matériaux étudiés

Dans le cadre de cette thèse, on ne s'intéresse qu'aux tôles en aciers et en alliage d'aluminium. Différentes épaisseurs ont été étudiées pour les tôles. On distinguera parmi les tôles étudiées, les tôles épaisses et les tôles minces.

Les différents matériaux testés sont :

- Tôles épaisses :
  - AA5754 : Alliage d'Aluminium, épaisseur = 6 mm.
  - AA2017 : Alliage d'Aluminium, épaisseur = 6 mm.
- Tôles minces :
  - AA2017 : Alliage d'Aluminium, épaisseur = 1 mm.
  - DC01 : Acier doux, épaisseur = 2 mm.
  - DC01 : Acier doux, épaisseur = 1 mm.
  - DP600 : Acier Dual-Phase, épaisseur = 2 mm.

Dans la suite, une description de chaque type des matériaux est menée. On présente d'abord les alliages d'Aluminium en général, puis les aciers doux et enfin les aciers Dual-Phase.

### 1.1. Alliages d'aluminium

#### 1.1.1. Nomenclature

La nomenclature des alliages d'aluminium corroyés est donnée par la figure II.1.

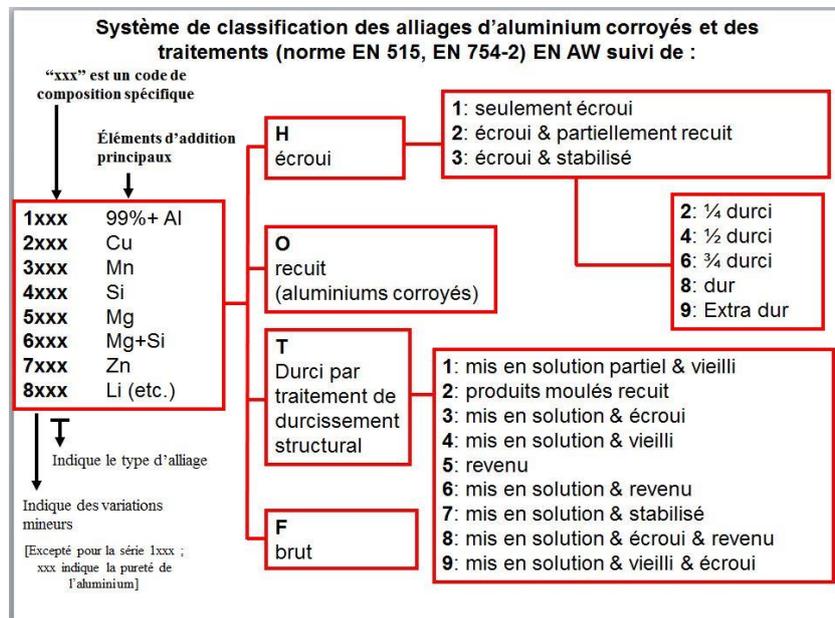


Figure II. 1 : Système de classification des alliages d'aluminium corroyés et des traitements.

### 1.1.2. Compositions chimiques des matériaux étudiés

La composition chimique de l'AA2017 est donnée dans le tableau II.1.

Tableau II. 1 : Composition chimique de l'AA2017 (en % massique)

Composition chimique de l'AA2017 (en % massique)									
Al	Cu	Cr	Fe	Mg	Mn	Si	Ti	Zn	Autres
91.5-95.5	3.5-4.5	≤ 0.1	≤ 0.7	0.4-0.8	0.4-1	0.2-0.8	≤ 0.15	≤ 0.25	0.15

La composition chimique de l'AA5754 est donnée dans le tableau II.2 [88].

Tableau II. 2 : Composition chimique de l'AA5754 (en % massique)

Composition chimique de l'AA5754 (en % massique)						
Al	Cu	Cr	Fe	Mg	Mn	Si
93.6-97.3	≤ 0.1	≤ 0.3	≤ 0.4	2.60-3.60	≤ 0.5	≤ 0.4

### 1.1.3. Mode d'obtention

L'Aluminium est obtenu généralement par le procédé Hall-Heroult permettant d'obtenir l'aluminium à partir de l'alumine. Plusieurs méthodes existent pour effectuer les additions des éléments d'alliage. De manière générale, les alliages d'aluminium de série 2000 sont durcis par un traitement de durcissement structural alors que les alliages d'aluminium de série 5000 sont écrouis par travail à froid ou durcis par mise en solution [89]

### 1.1.4. Comportement mécanique

Les alliages d'aluminium sont des matériaux métalliques à structure cubique face centrée. Ce sont des matériaux légers (densité de 2.7 g/cm<sup>3</sup>) avec une rigidité assez faible (E=71 GPa). Les alliages d'aluminium ont en général un très bon rapport résistance/poids ce qui explique leurs vastes applications, notamment dans le domaine du transport (automobile, aéronautique, maritime). Les alliages d'aluminium ont une très bonne résistance à la corrosion puisqu'au contact de l'air, ces alliages se couvrent d'une couche d'oxyde protectrice. Leur résistance mécanique est modifiable par écrouissage ou par traitement thermique. Les inconvénients des alliages d'aluminium sont leurs faibles résistances à l'usure et à la fatigue [89].

## 1.2. Aciers doux (Le DC01)

### 1.2.1. Nomenclature

On rappelle l'origine de la nomenclature du DC01 :

- D : Acier pour formage à froid
- C : laminé à froid
- 01 : Degré d'emboutissabilité. Entre un DC01 et un DC04 par exemple, on peut dire que le DC04 est plus apte à l'emboutissage profond.

### 1.2.2. Composition chimique

La composition chimique du DC01 est donnée dans le tableau II.3.

Tableau II. 3 : Pourcentage massique des différents constituants chimiques de l'acier doux DC01.

Composition chimique du DC01 (en % massique)			
C (% max)	Mn (% max)	P (% max)	S (% max)
0.12	0.6	0.045	0.045

### 1.2.3. Mode d'obtention

L'acier doux est obtenu par laminage à chaud ou à froid pour obtenir l'épaisseur désirée. Le procédé de fabrication influe sur les propriétés mécaniques de l'acier, sur son coût et sur sa qualité. Les aciers laminés à chaud (HR) sont généralement disponibles à des épaisseurs supérieures à 1.2 mm tandis que les aciers laminés à froid (CR) peuvent avoir théoriquement n'importe quelle épaisseur. Par contre, le plus souvent, les aciers laminés à froid sont disponibles à des épaisseurs entre 0.3 et 3 mm. Les CR ont un état de surface meilleur que les HR.

### 1.2.4. Comportement mécanique

Plusieurs travaux ont porté sur l'étude du comportement mécanique du DC01 sous différentes sollicitations [90] [91] [92] [93].

E. Silvestre et al. [93] ont comparé le comportement mécanique du DC01 au comportement mécanique d'autres types d'acier (DP1000 ; MS1200 ; TRIP700 ; S420MC ; 316L ; 430BA).

E. Silvestre et al. [93] utilisent un rapport Bauschinger qui s'écrit sous la forme :

$$B.R. = \frac{\sigma_{Y1} - \sigma_{Y2}}{2\sigma_{Y1}} \quad (\text{Eq. II.1})$$

Avec  $\sigma_{Y1}$  la limite d'élasticité initiale du matériau et  $\sigma_{Y2}$  la limite d'élasticité en déchargement.

Le tableau II.4 suivant présente l'évolution du rapport Bauschinger déterminé par les auteurs pour les différents matériaux. Le DC01 présente le rapport le plus élevé alors que le DP1000 présente le rapport le moins élevé. Cela est dû selon les auteurs à un écrouissage isotrope prépondérant pour le DC01 et un écrouissage cinématique prépondérant dans le cas du DP1000.

Tableau II. 4 : rapport Bauschinger pour différents types d'acier [93].

Bauschinger ratio of different steel families.							
Material	DC01	S420MC	TRIP700	DP1000	MS1200	316L	430BA
B.R.	1.025	0.843	0.863	0.703	0.806	0.810	0.921

### 1.3. Acier Dual-Phase (DP600)

#### 1.3.1. Nomenclature

On rappelle l'origine de la nomenclature du DP600 :

- DP : Dual-Phase. C'est un acier formé de deux phases (ferrite et martensite).
- 600 : contrainte conventionnelle maximale de traction.

#### 1.3.2. Composition chimique

La composition chimique du DC01 est donnée dans le tableau II.5.

Tableau II. 5 : Pourcentage massique des différents constituants chimiques de l'acier dual-phase DP600.

Compositon chimique du DP600 (en % massique)		
C (% max)	Mn (% max)	S (% max)
0.14	1.6	0.04

#### 1.3.3. Mode d'obtention

L'augmentation de la fraction volumique des phases dures améliore généralement la résistance des matériaux. Les aciers DP (ferrite + martensite) sont produits par un refroidissement contrôlé à partir de la phase austénitique (dans les produits laminés à chaud) ou à partir des deux phases d'austénite et de ferrite (dans les produits laminés à froid). Le refroidissement contrôlé permet de transformer une certaine quantité d'austénite en ferrite avant un refroidissement très rapide transformant l'austénite résiduelle en martensite. De faibles quantités d'austénite résiduelle ou de bainite peuvent être également présentes.

#### 1.3.4. Comportement mécanique

Les aciers Dual Phase se distinguent par un remarquable compromis résistance/emboutissabilité. La capacité de consolidation induite par la déformation de ces aciers est considérable. Cette propriété leur assure non seulement une bonne aptitude à la répartition des déformations permettant une bonne emboutissabilité mais aussi une très bonne résistance mécanique qui se traduit par une excellente tenue à la fatigue et une bonne capacité d'absorption d'énergie [94]. Le comportement cyclique des aciers DP a été étudié par E. Silvestre et al. [93] qui montrent par exemple qu'un DP1000 présente un écrouissage cinématique prépondérant.

## 2. Microstructure des matériaux étudiés

### 2.1. But

Le but de l'étude de la microstructure des matériaux est d'examiner par la suite si la microstructure du matériau étudié peut avoir une influence sur la courbe d'indentation obtenue.

## 2.2. Alliages d'aluminium

### 2.2.1. Procédure expérimentale

Les deux matériaux ont subi un polissage mécanique (abrasif 1200) suivi d'un polissage diamant (solution diamant de 3  $\mu\text{m}$ ). Pour l'observation de la microstructure des deux alliages d'aluminium, la surface polie miroir est attaquée par un réactif Kroll's (64% de  $\text{H}_3\text{PO}_4$  ; 27%  $\text{H}_2\text{SO}_4$  ; 9%  $\text{NH}_3$ ) pendant une durée de 25 secondes.

### 2.2.2. Présentation des microstructures

La microstructure obtenue pour l'AA2017 est représentée dans la Figure II.2.

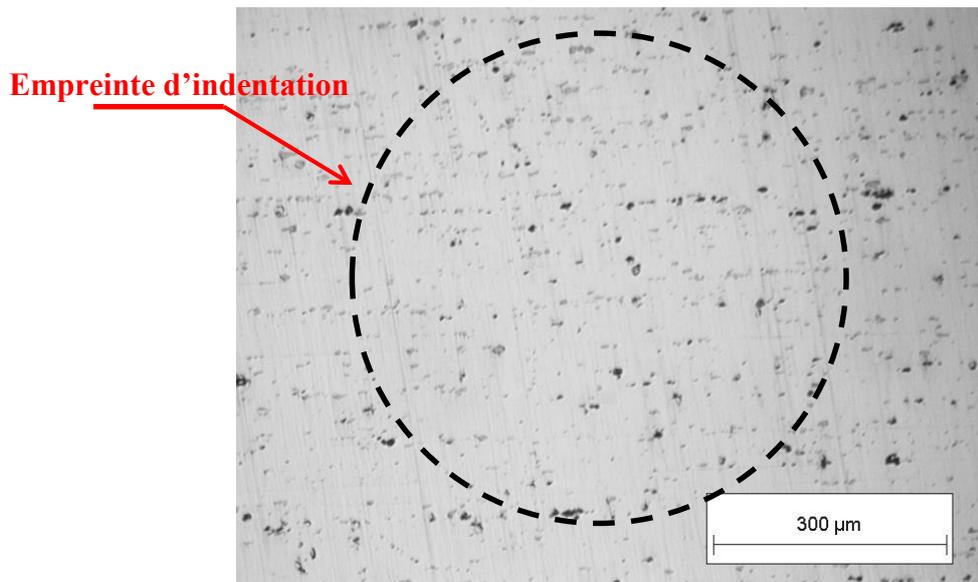


Figure II. 2 : Microstructure de l'AA2017.

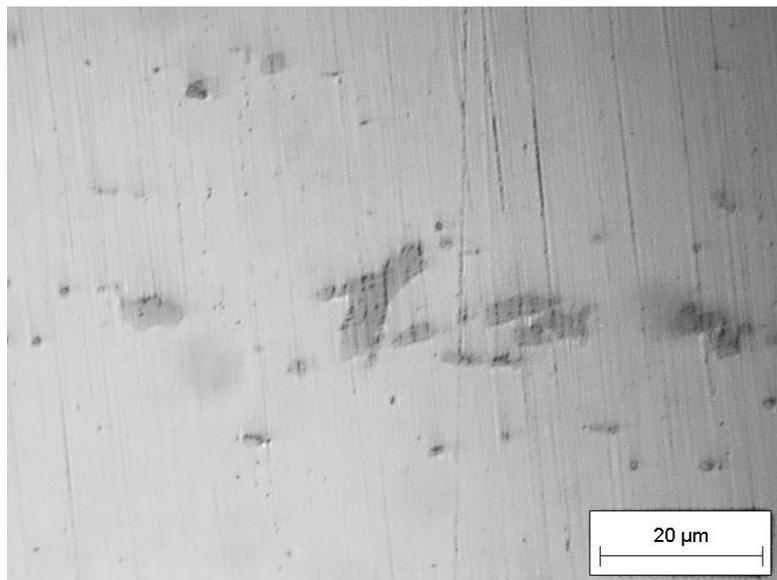


Figure II. 3 : Microstructure fine de l'AA2017 : plaquettes d'Al<sub>2</sub>Cu.

La figure II.2 montre les précipités dans ce matériau alors que la figure II.3 montre les plaquettes d' $\text{Al}_2\text{Cu}$  (Composé défini stoechiométrique) orientées selon la direction de laminage.

La figure II.4 donne la microstructure pour l'AA5754 qui est formée par une solution solide  $\alpha$  avec des plaquettes du composé défini stoechiométrique  $\text{AlMg}_2$ .

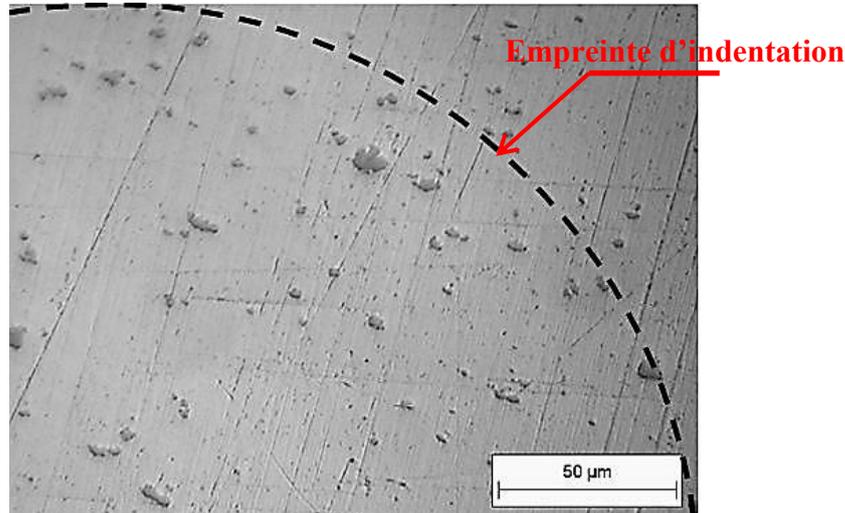


Figure II. 4 : Microstructure de l'AA5754.

Les traits pointillés en noir sur les figures II.2 et II.4 représentent le diamètre d'une empreinte d'indentation. En comparant la taille de l'empreinte d'indentation à la taille des précipités de surface, on peut conclure que la microstructure de ces alliages d'aluminium n'influencera pas la reproductibilité de l'essai d'indentation.

## 2.3. Aciers

### 2.3.1. Procédure expérimentale

Les deux matériaux (DC01 et DP600) ont subi un polissage mécanique (abrasif 1200) suivi d'un polissage diamant (solution diamant de 3 microns). Pour l'observation de leur microstructure, des deux matériaux ont subi une attaque au Nital pendant 15s.

### 2.3.2. Présentation des microstructures

La microstructure du DC01 est présentée sur la figure II.5. On observe des précipités entourant les joints de grains de ferrite. De manière générale, ces précipités sont orientés dans la direction de laminage. La ferrite est une solution solide peu dure mais bien ductile ce qui confère au DC01 la capacité à l'emboutissage profond.

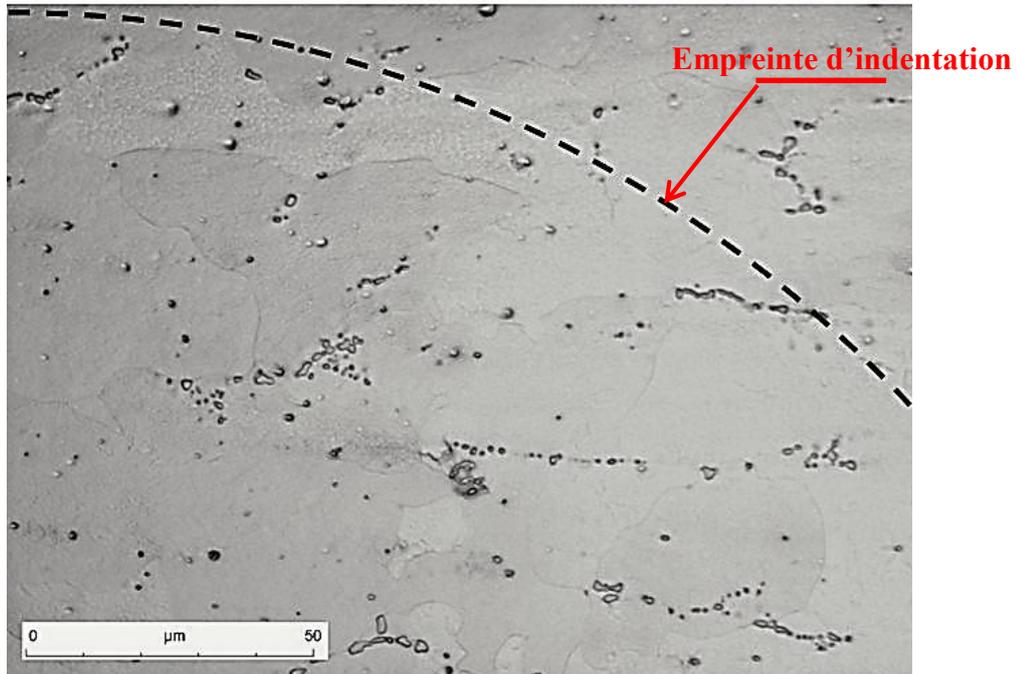


Figure II. 5 : Microstructure du DC01.

La microstructure du DP600 est représentée sur la figure II.6. On observe une microstructure fine constituée de martensite et de ferrite.

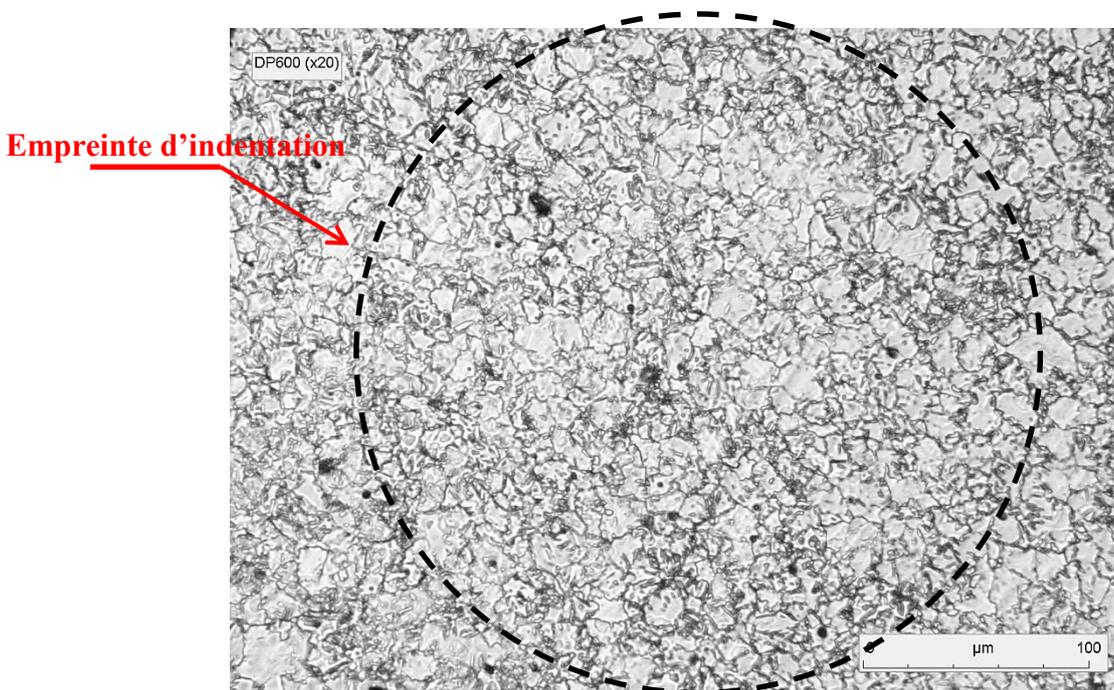


Figure II. 6 : Microstructure du DP600.

Comme dans le cas des alliages d'aluminium, en comparant la taille de l'empreinte d'indentation à la taille des précipités de surface, on peut conclure que la microstructure de ces aciers (DC01 et DP600) n'influencera pas la reproductibilité de l'essai d'indentation.

### 3. Essais de traction

#### 3.1. But

Les essais expérimentaux de traction sont menés dans le but d'avoir les courbes d'écroutissement de tous les matériaux étudiés dans différentes directions. Cela va permettre d'avoir les courbes de référence pour la comparaison avec les courbes qui seront identifiées à partir de l'indentation instrumentée dans les chapitres suivants.

#### 3.2. Procédure expérimentale

Pour chacun des matériaux testés, neuf échantillons de traction ont été préparés : trois échantillons dans la direction longitudinale ou direction de laminage (angle de  $0^\circ$  entre la direction de laminage et la direction de découpage de l'échantillon : Cette direction sera nommée dans la suite DL), trois échantillons dans la direction transversale (nommée dans la suite DT) et trois échantillons dans la direction diagonale (DD) (Figure II.7).

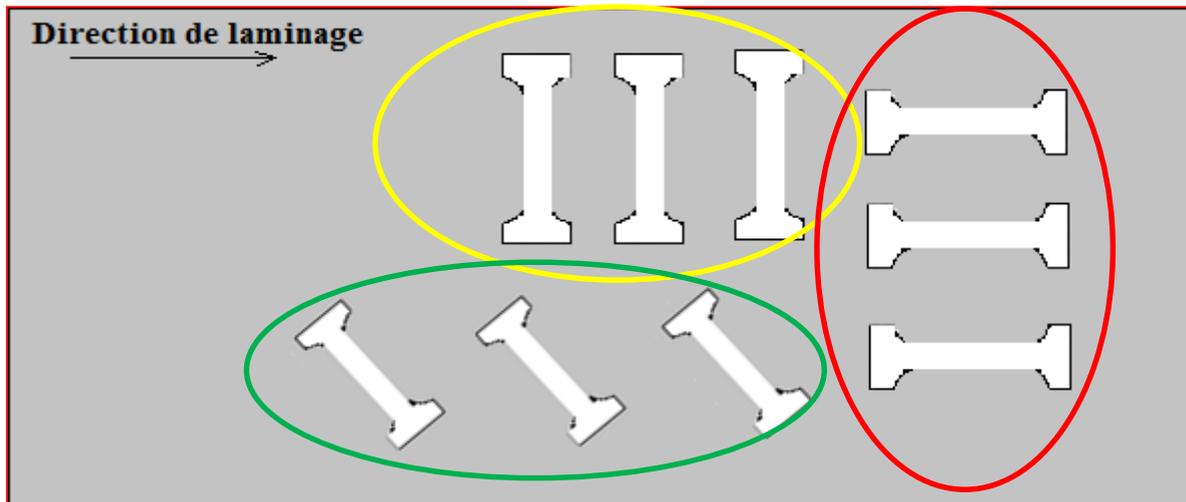


Figure II. 7 : Découpage des échantillons de traction dans les différentes directions.

Tous les échantillons ont la même forme. Les dimensions sont présentées dans la figure II.8.

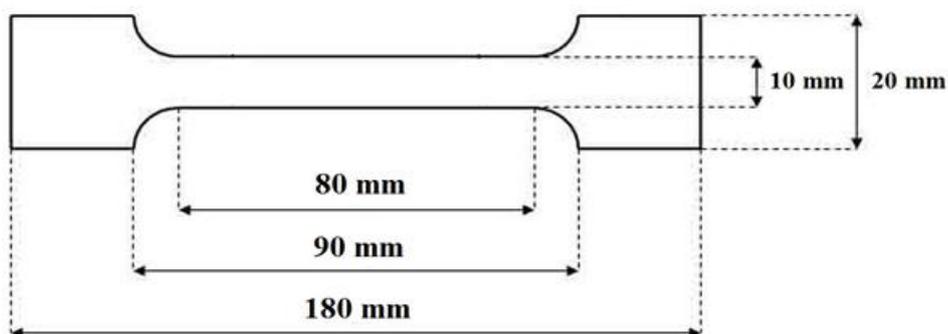


Figure II. 8 : Echantillon de traction.

L'échantillon est mis en traction jusqu'à rupture. Les efforts sont obtenus à partir du logiciel d'acquisition relié au capteur d'effort. Les déplacements sont déduits à partir d'une caméra. Cette caméra filme l'éloignement entre deux points ou marqueurs tracés sur la surface des échantillons. A partir des efforts et des déplacements conventionnels, on déduit les contraintes et déformations rationnelles à partir des équations présentées dans le chapitre I.A. La courbe de traction rationnelle est ainsi obtenue.

Pour chacune des directions, trois essais de traction jusqu'à rupture ont été réalisés afin d'obtenir une courbe d'écrouissage moyenne, obtenue par moyenne arithmétique de la contrainte pour chaque déformation.

### 3.3. Courbes de traction rationnelles des différents matériaux

Pour chacun des matériaux étudiés, on présente les courbes d'écrouissage dans les trois directions testées (Longitudinale DL ; Transversale DT et Diagonale DD). On présente de même la courbe moyenne obtenue en calculant la moyenne arithmétique des contraintes pour une même déformation.

#### AA5754 :

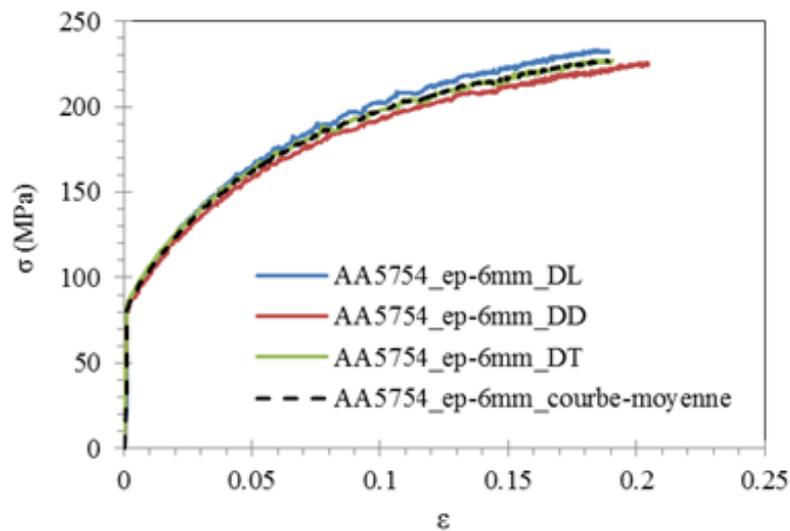


Figure II. 9 : Courbes de traction pour l'AA5754.

#### AA2017 :

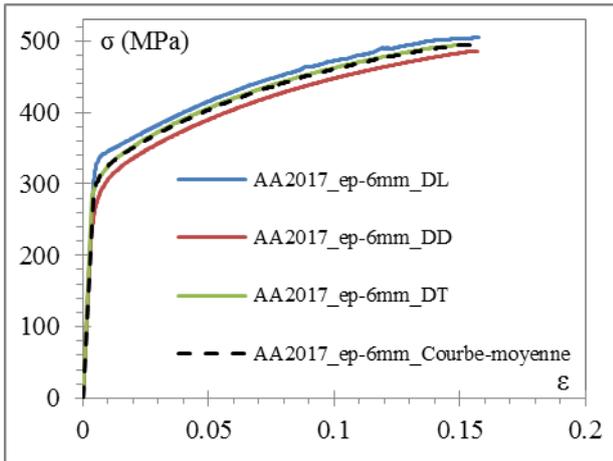


Figure II. 10 : Courbes de traction de l'AA2017 (épaisseur= 6mm).

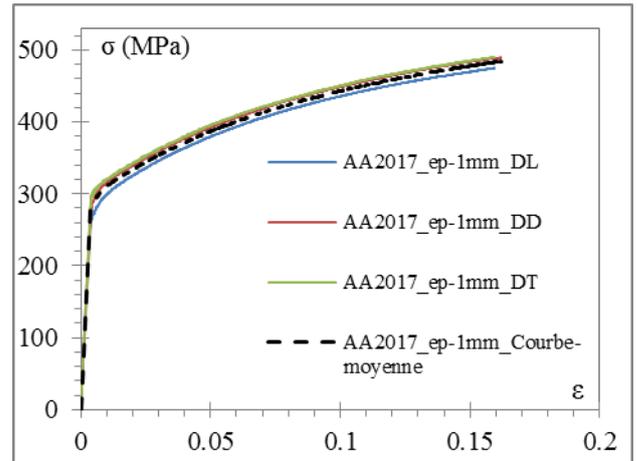


Figure II. 11 : Courbes de traction de l'AA2017 (épaisseur= 1mm).

**DC01 :**

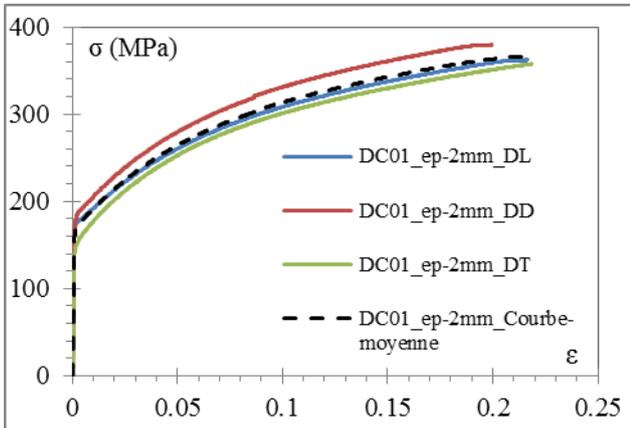


Figure II. 12 : Courbes de traction rationnelle du DC01 (épaisseur= 2mm).

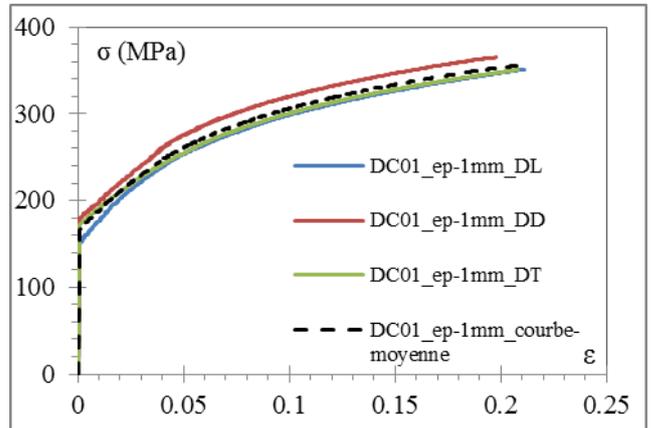


Figure II. 13 : Courbes de traction rationnelle du DC01 (épaisseur= 1mm).

**DP600 :**

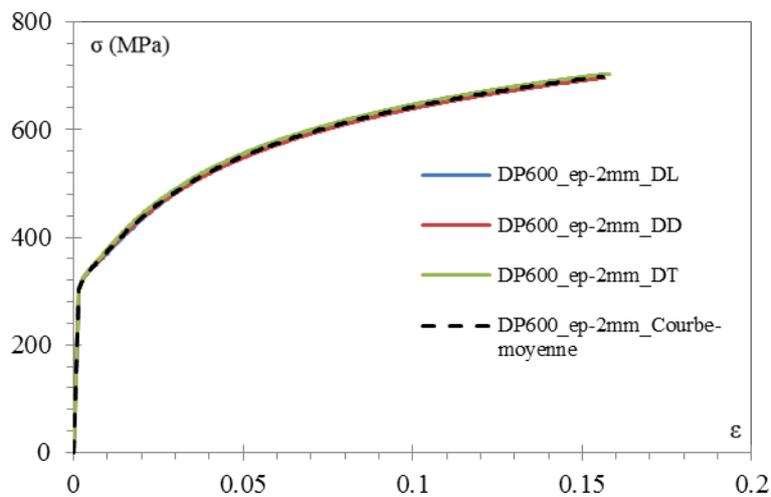


Figure II. 14 : Courbes de traction rationnelle du DP600 (épaisseur= 2mm).

Sur les courbes présentées précédemment, on remarque que tous les matériaux étudiés, à l'exception du DP600, présentent une légère anisotropie dans le plan des tôles.

Pour comparer les différents matériaux, les courbes de traction rationnelles moyennes sont regroupées dans la figure II.15.

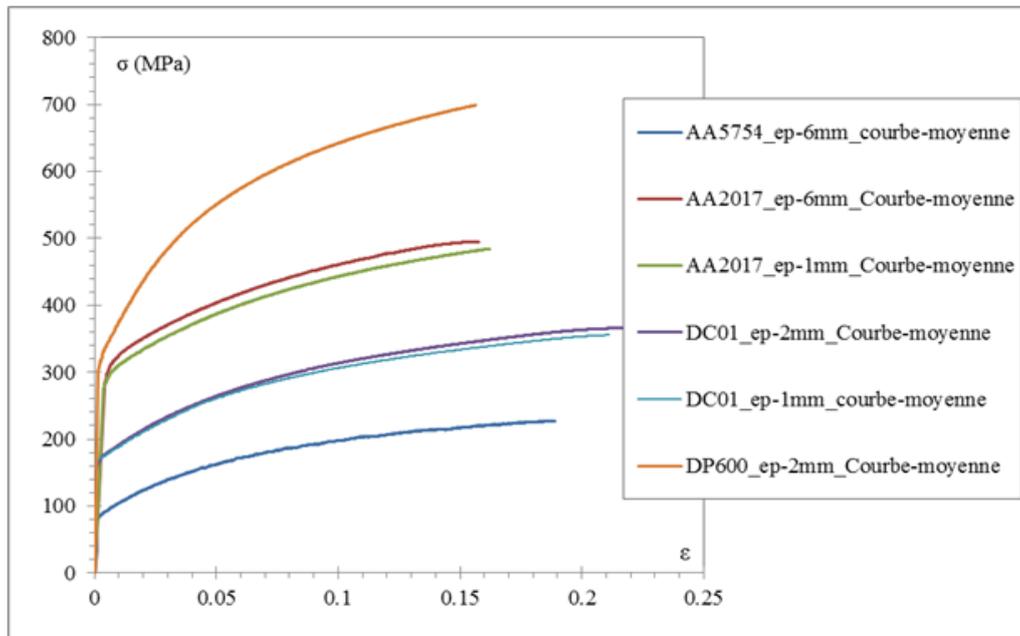


Figure II. 15 : Courbes moyenne de traction rationnelle de tous les matériaux testés.

Le classement des matériaux par ordre croissant de Résistance (H) et d'élongation (A%) est comme suit :

$$H_{AA5754} < H_{DC01} < H_{AA2017} < H_{DP600}$$

$$A\%_{DP600} < A\%_{AA2017} < A\%_{AA5754} < A\%_{DC01}$$

Ces matériaux présentent des comportements mécaniques très différents. Les lois d'écroutissage des matériaux étudiés sont ensuite modélisées par une loi d'Hollomon et une loi de Voce. La méthode des moindres carrés a été utilisée pour optimiser les paramètres identifiés. Pour chacun des matériaux, on présente la courbe d'écroutissage moyenne, la loi de Voce et la loi d'Hollomon correspondantes. Les erreurs relatives en valeur absolue entre chacune des lois et la loi d'écroutissage réelle sont présentées également en axe secondaire. (Figures II.16 (a), (b), (c), (d), (e) et (f)).

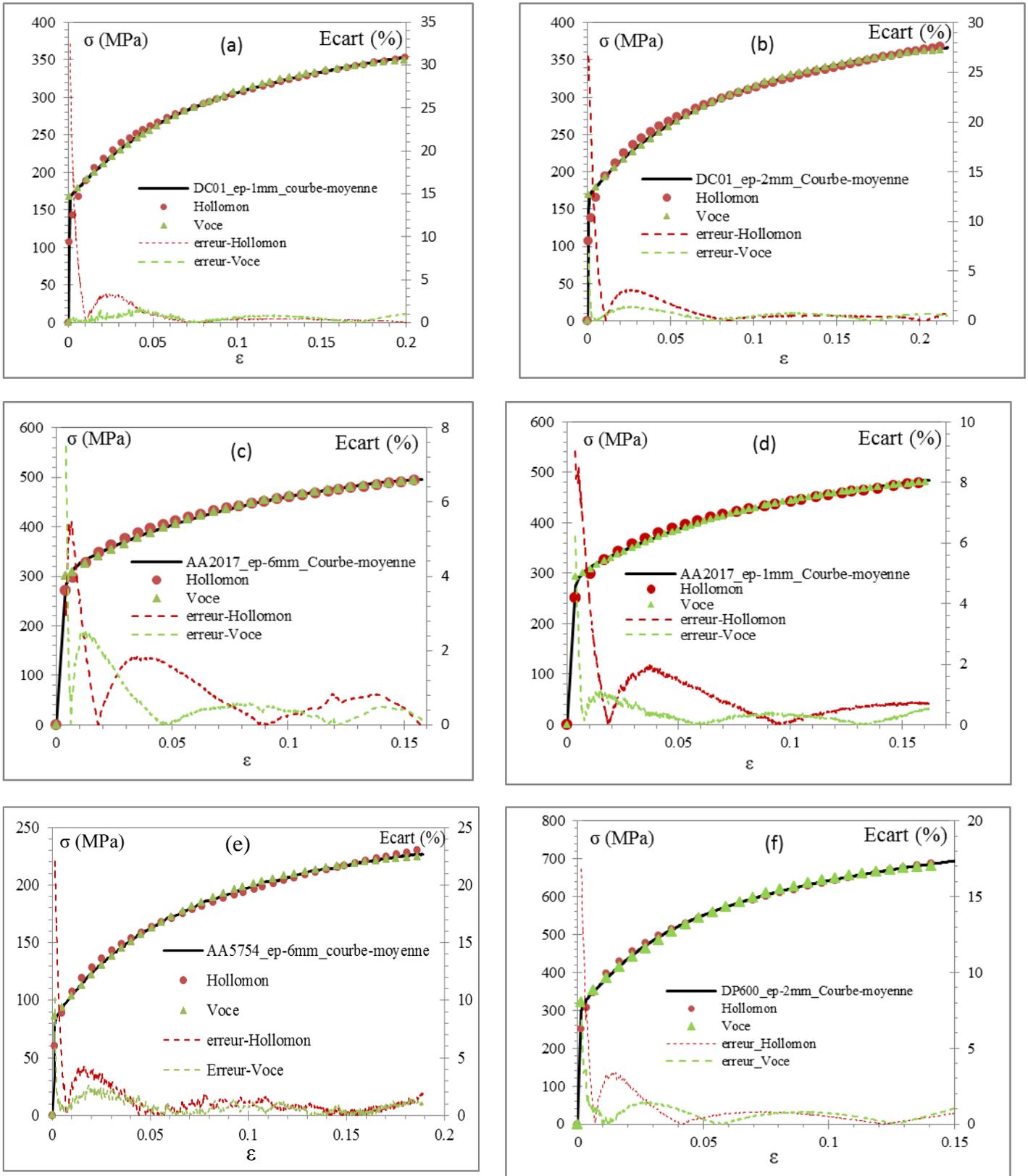


Figure II. 16 : Loi de traction moyenne, loi d'Hollomon, loi de Voce et écarts pour : (a) DC01-ep-1mm ; (b) DC01-ep-2mm ; (c) AA2017-ep-6mm ; (d) AA2017-ep-1mm ; (e) AA5754-ep-6mm ; (f) DP600-ep-2mm.

Les paramètres identifiés pour chacune des deux lois sont présentés dans le tableau II.6.

**Tableau II. 6 : Paramètres élastiques et plastiques ainsi que les paramètres de la loi d'Hollomon et la loi de Voce identifiés par une méthode de moindres carrés.**

	E (MPa)	$\sigma_y$ (MPa)	Loi Hollomon		Loi Voce		
			$\sigma_y$ (MPa)	n	$\sigma_y$ (MPa)	Q (MPa)	b
AA5754-ep-6mm	70000	80	54	0.26	86	148	15,08
AA2017-ep-6mm	74000	280	265	0.165	300	218	14,34
AA2017-ep-1mm	74000	276	246	0.172	293	222	12,16
DC01-ep-2mm	210000	160	97	0.217	168	212	11,89
DC01-ep-1mm	210000	167	98	0.212	167	199	12,44
DP600-ep-2mm	210000	321	237	0.22	322	391	18,19

Plusieurs remarques peuvent être faites à partir du tableau II.6:

- On observe que pour tous les matériaux étudiés, la limite d'élasticité identifiée par la loi d'Hollomon est plus faible que celle identifiée par la loi de Voce. La loi d'Hollomon a tendance à sous-estimer la limite d'élasticité des matériaux étudiés alors que la loi de Voce a tendance à estimer correctement la limite d'élasticité de ces matériaux.
- On peut remarquer que le DC01 a une limite d'élasticité relativement faible et un coefficient d'écroutissage moyen et un A% élevé. Cela confirme la bonne aptitude à l'emboutissage de ce matériau.
- Le DP600 et l'AA2017 présentent des limites d'élasticité relativement proches mais le DP600 est plus résistant puisque son coefficient d'écroutissage est plus élevé.
- Finalement, on remarque que l'épaisseur n'a qu'un effet minime sur les propriétés mécaniques des matériaux. Entre l'AA2017 à 6 mm d'épaisseur et l'AA2017 à 1 mm d'épaisseur, on remarque que les paramètres identifiés sont très proches. La même remarque peut être faite pour le DC01.

## 4. Essais de Cisaillement

### 4.1. But

Les essais de cisaillement ont été menés au laboratoire LIMATB (Laboratoire d'Ingénierie des MATériaux de Bretagne) de l'UBS (Université de Bretagne Sud) de Lorient.

Les essais expérimentaux de cisaillement ont été réalisés avec deux buts principaux :

- des essais de cisaillement monotones ont été réalisés jusqu'à la rupture dans le but d'atteindre des niveaux de déformation plus élevés que par traction.
- des essais de cisaillement cycliques ont été menés aussi pour identifier le type d'écroutissage du matériau (isotrope, mixte ou cinématique)

## 4.2. Procédure expérimentale

- Les échantillons ont été découpés préalablement selon les dimensions recommandées par le LIMATB. Les dimensions des échantillons de cisaillement sont de longueur,  $L$  50 mm, de largeur 18 mm et d'épaisseur 1 mm pour le DC01 et l'AA2017 et de longueur 30 mm, de largeur 18 mm et d'épaisseur 2 mm pour le DP600. La largeur utile  $l$  de la zone cisailée est de 4 mm (Figure II.17).
- Au cours des essais de cisaillement, la mesure du champ de déformation a été réalisée par mesure optique par corrélation d'images numériques, avec utilisation du système Aramis développé par la société GOM. La composante  $\varepsilon_{XY}$  du tenseur de déformation (avec  $\vec{X}$  la direction de cisaillement et  $\vec{Y}$  la direction perpendiculaire dans le plan de la tôle) a été mesurée sur un rectangle d'environ 25 mm de hauteur,  $h$ , et de largeur légèrement inférieure à la largeur utile pour les éprouvettes de longueur 50 mm (DC01 et AA2017). Les déformations en cisaillement,  $\gamma = 2 * \varepsilon_{XY}$ , présentées sur les graphes ont été déterminées à partir des valeurs moyennes des déformations  $\varepsilon_{XY}$  mesurées.
- Pour les éprouvettes de DP600, plus courtes (longueur,  $L$ , 30 mm), la hauteur de la zone de mesure,  $h$ , est plus faible, environ 3 mm, pour tenir compte d'un état de déformation moins homogène. De plus, à cause de l'épaisseur du matériau et de ses caractéristiques mécaniques, un glissement important sous les mors a été observé, ce qui a limité la déformation maximale en cisaillement à 0,6.
- La contrainte de cisaillement s'obtient avec l'équation  $\sigma_{XY} = \tau = F / (L * e)$  avec  $F$  la force mesurée,  $L$  la longueur et  $e$  l'épaisseur de l'éprouvette.

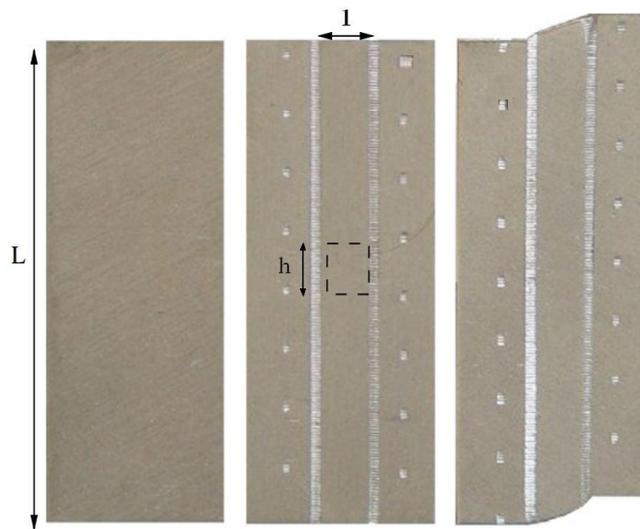


Figure II. 17 : Echantillons de cisaillement [95].

## 4.3. Courbes de cisaillement monotone

Deux essais ont été réalisés en chargement monotone, pour vérifier la reproductibilité des essais, et ce jusqu'à la rupture pour le DC01 et l'AA2017, et jusqu'à une déformation maximale de 0,6 pour le DP600. (Figures II.18, II.19 et II.20)

Les courbes obtenues au cours des différents tests de cisaillement sont représentées sur les figures ci-dessous.

**AA2017 (e=1mm).**

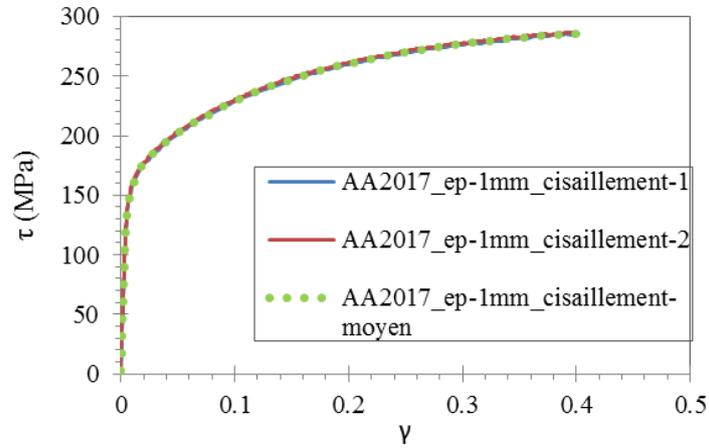


Figure II. 18 : Courbes de cisaillement de l'AA2017-ep-1mm.

**DC01 (e=1mm).**

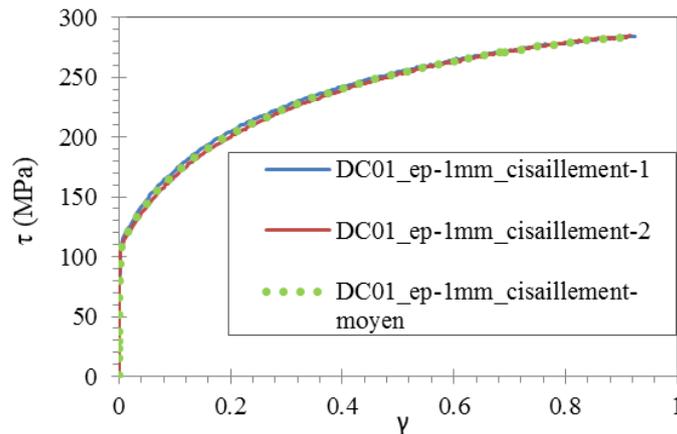


Figure II. 19 : Courbes de cisaillement du DC01-ep-1mm.

**DP600 (e=2mm).**

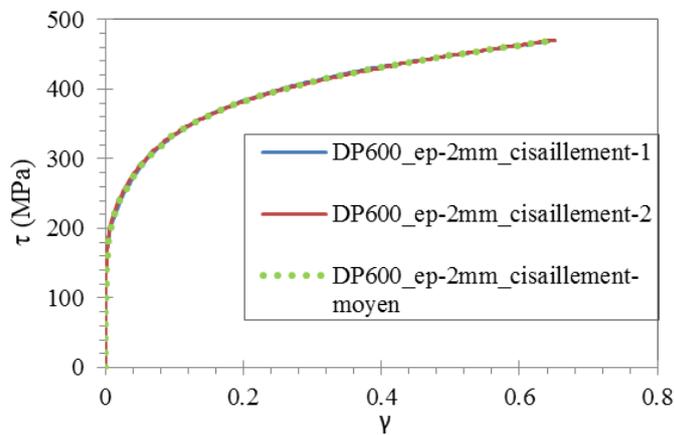


Figure II. 20 : Courbes de cisaillement du DP600-ep-2mm.

Les courbes  $\sigma_{eq} - \varepsilon_{eq}$  sont obtenues à partir des courbes  $\tau - \gamma$  par les transformations au sens de Von Mises. Les équations permettant de passer  $\tau - \gamma$  à  $\sigma_{eq} - \varepsilon_{eq}$  ont été présentées dans le Chapitre I.A. En résumé :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{3} * \tau \quad (\text{Eq. II.2})$$

$$\varepsilon_{eq} = \gamma / \sqrt{3} \quad (\text{Eq. II.3})$$

En faisant ces transformations et en superposant les courbes  $\sigma_{eq} - \varepsilon_{eq}$  obtenues aux courbes de traction présentées préalablement, on obtient pour chacun des matériaux étudiés les courbes présentées dans les figures II.21, II.22 et II.23.

**AA2017 (e=1mm).**

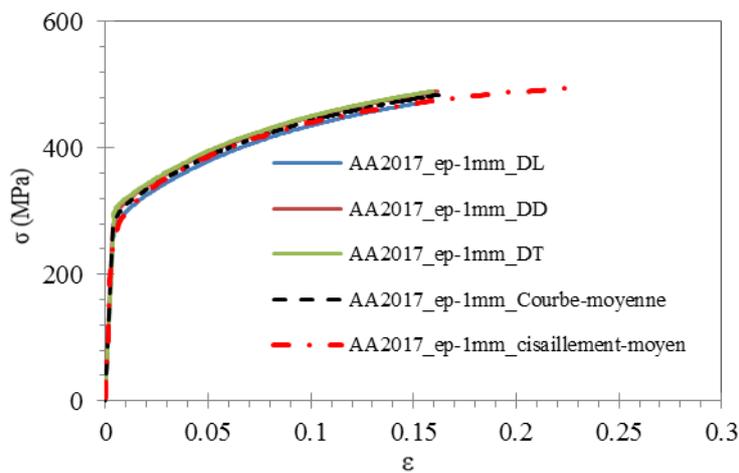


Figure II. 21 : Courbe de cisaillement équivalente de Von Mises comparée au courbes de traction de l'AA2017-ep-1mm.

**DC01 (e=1mm).**

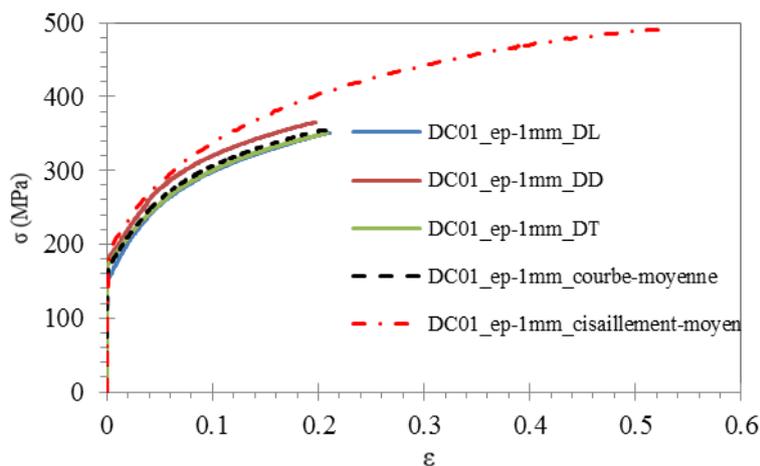


Figure II. 22 : Courbe de cisaillement équivalente de Von Mises comparée au courbes de traction du DC01-ep-1mm.

**DP600 (e=2mm).**

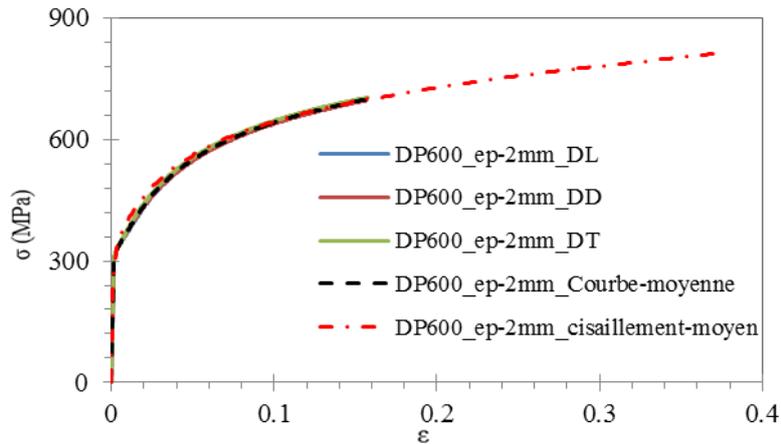


Figure II. 23 : Courbe de cisaillement équivalente de Von Mises comparée au courbes de traction du DP600-ep-1mm .

Avec l'essai de cisaillement, on arrive à atteindre, pour tous les matériaux étudiés, des niveaux de déformation plus élevés que ceux obtenus par essai de traction. Concernant le passage  $\tau - \gamma$  à  $\sigma_{eq} - \epsilon_{eq}$  (contrainte et déformation équivalentes au sens de Von-Mises), on remarque que la transformation effectuée est bien adaptée pour le DP600 et l'AA2017 alors qu'elle ne l'est pas dans le cas du DC01.

**4.5. Courbes de cisaillement cycliques**

Pour chacun des 3 matériaux testés, deux essais cycliques ont été réalisés avec une déformation imposée croissante (Figures II.24, II.25 et II.26).

Les courbes obtenues au cours des tests de cisaillement cycliques sont représentées sur les figures ci-dessous.

**AA2017 (e=1mm).**

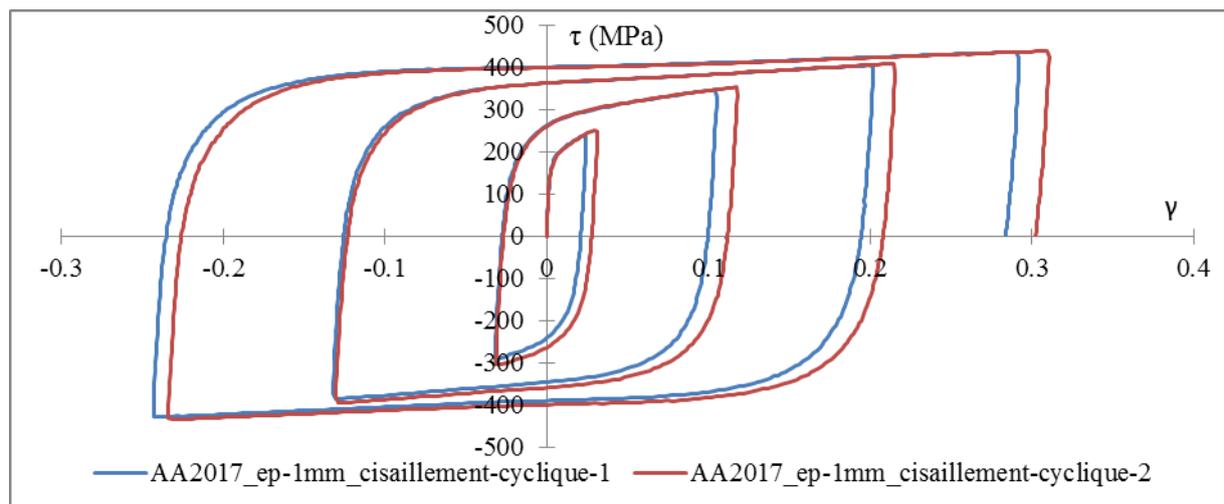


Figure II. 24 : Courbes de cisaillement cycliques de l'AA2017-ep-1mm.

**DC01 (e=1mm).**

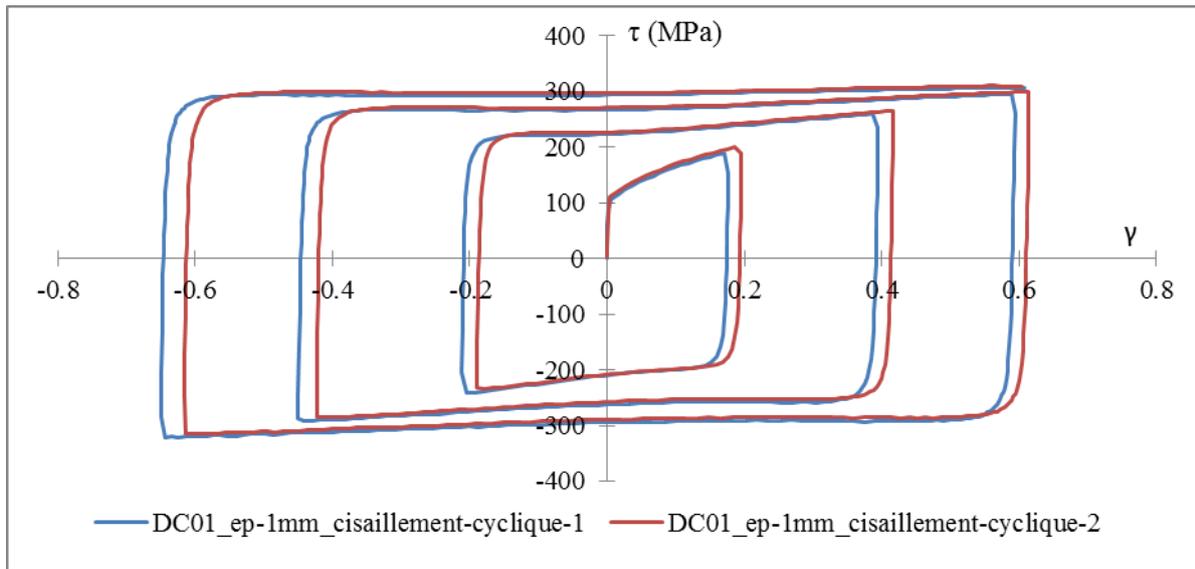


Figure II. 25 : Courbes de cisaillement cycliques du DC01-ep-1mm.

**DP600 (e=2mm).**

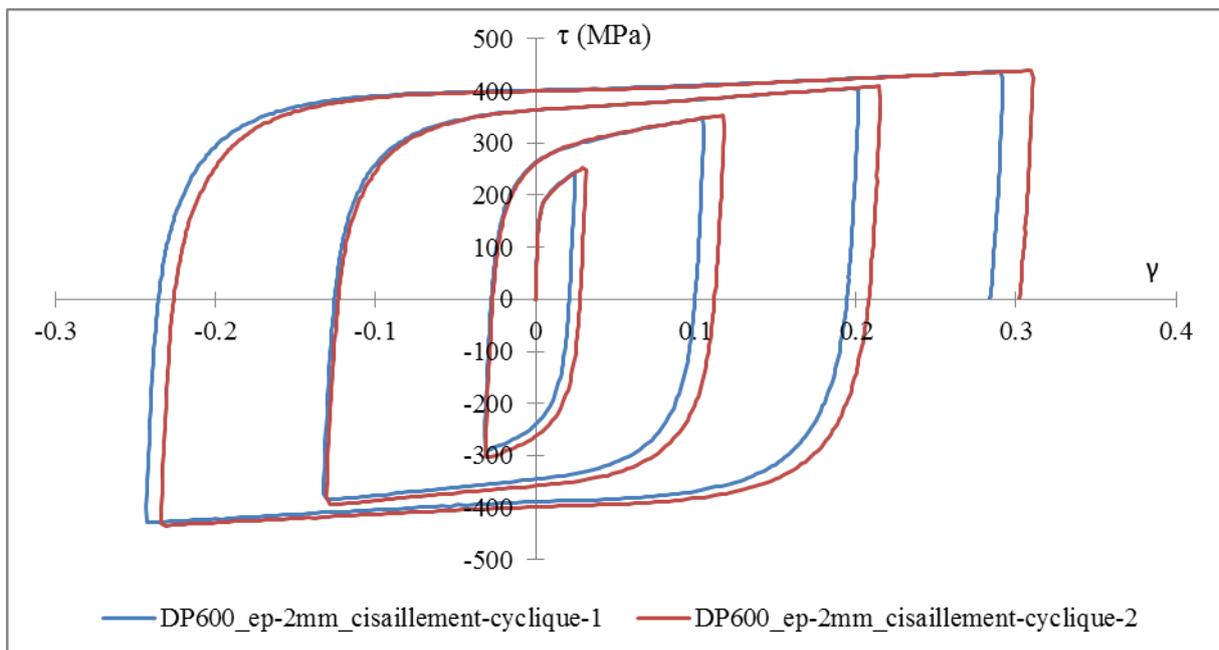


Figure II. 26 : Courbes de cisaillement cycliques du DP600-ep-2mm.

La figure II.25 montre que le DC01 présente un phénomène d'adoucissement permanent assez important. Les Figures II.24 et II.26 montrent que ce phénomène ne se manifeste dans le cas du DP600 et de l'AA2017 (ep. 1mm) qu'à partir du 3<sup>ème</sup> cycle.

A partir des courbes  $\sigma_{eq} - \varepsilon_{eq}$  calculées selon le critère de Von-Mises, le rapport Bauschinger introduit par Silvestre [93] peut être calculé. Comme il a été montré précédemment, Silvestre ne prend pas en compte la limite d'élasticité du matériau avant

déchargement mais la limite d'élasticité initiale du matériau, ce qui peut être discutable. Afin de quantifier l'effet Bauschinger pour les différents matériaux étudiés, on propose d'utiliser plutôt le rapport introduit par Kim et al. [96]

$$B. R. = \frac{\sigma_{Y1} - \sigma_{Y2}}{2\sigma_{Y1}} \quad (\text{Eq. II.4})$$

Avec  $\sigma_{Y1}$  la limite d'élasticité du matériau juste avant le déchargement et  $\sigma_{Y2}$  la limite d'élasticité lors du déchargement.

Lorsque ce rapport est égal à 1, l'écrouissage du matériau étudié est totalement isotrope. Si l'on compare des matériaux ayant des taux d'écrouissage équivalents, plus l'écrouissage du matériau sera cinématique, plus le rapport sera faible. Les différentes valeurs de ce rapport obtenues pour les cinq derniers cycles sont données dans le tableau II.7.

**Tableau II. 7 : Rapport Bauschinger introduit par Kim et al. [96] et calculé pour différents cycles pour chacun des matériaux étudiés en cisaillement cyclique.**

	B.R.1	B.R.2	B.R.3	B.R.4	B.R.5	B.R.moyen
DC01	0,890	0,89	0,896	0,908	0,884	0,89
DP600	0,821	0,75	0,704	0,665	0,7	0,705
AA2017	0,847	0,74	0,723	0,713	0,7	0,719

Les essais de cisaillement cyclique sur les trois matériaux étudiés ont permis de mettre en évidence l'effet Bauschinger (lié à l'écrouissage cinématique) présent pour chacun de ces matériaux. Le DC01 possède le rapport Bauschinger le plus élevé alors que le DP600 présente le rapport Bauschinger le moins élevé. Ce résultat indique que l'écrouissage cinématique est le plus important dans le cas du DP600 alors qu'il est le moins important dans le cas du DC01, ce qui est cohérent avec les travaux de Silvestre et al. [93]. Le rapport Bauschinger de l'AA2017 n'est que légèrement supérieur à celui de DP600 indiquant qu'il présente lui aussi une part non négligeable d'écrouissage cinématique.

## 5. Conclusion

Dans ce chapitre, les différents matériaux étudiés ont été présentés. Un acier doux : le DC01 d'épaisseurs 1 mm et 2 mm, un acier Dual-Phase : le DP600 de 2 mm d'épaisseur, et deux alliages d'aluminium : le AA2017 d'épaisseur 6mm et 1mm, et le AA5754 d'épaisseur 6mm ont été étudiés.

L'étude de la microstructure a permis d'identifier les constituants de chaque matériau. On a pu démontrer dans cette partie que pour tous les matériaux étudiés, la microstructure très fine n'influencera pas la reproductibilité de l'essai d'indentation.

Les tests de traction ont permis de déterminer les lois d'écrouissage et d'en déduire la limite d'élasticité, le coefficient d'écrouissage et la ductilité de chacun des matériaux étudiés. Ces lois d'écrouissage seront comparées par la suite aux lois d'écrouissage identifiées par analyse inverse. L'étude de ces lois d'écrouissage a montré que le comportement du DP600 est isotrope dans le plan de la tôle ce qui n'est pas le cas pour le DC01, le AA2017 et le AA5754.

Les essais de cisaillement monotones ont permis d'obtenir les lois d'écrouissage du DP600, du DC01 (ep. 1mm) et de le AA2017 (ep. 1mm) pour des valeurs de déformation plus élevées que celles atteintes en traction. La comparaison entre les courbes d'écrouissage en cisaillement et en traction montre que le critère de Von-Mises semble être mieux adapté pour le DP600 et l'AA2017 que pour le DC01.

A partir des tests de cisaillement cycliques, on remarque que le DP600 et l'AA2017 présentent un écrouissage cinématique important alors que le DC01 présente un taux d'écrouissage cinématique relativement faible. Ces résultats sont en cohérence avec ce qui a été trouvé dans la bibliographie [93]. Ces essais nous ont aussi permis de montrer que le DC01 présente un phénomène important d'adoucissement.

Ce chapitre a permis d'étudier le comportement mécanique des matériaux testés et d'obtenir les courbes d'écrouissage de ces matériaux par différents tests mécaniques (traction, cisaillement monotone et cisaillement cyclique). Toutes ces données seront utilisées dans la suite de cette thèse comme référence pour la comparaison avec les courbes d'écrouissage identifiées par l'essai d'indentation instrumentée.



---

## Chapitre III : Indentation des tôles non-déformées : conditions opératoires et caractérisation mécanique

---

1. Introduction.....	89
2. Indentation des tôles épaisses : Conditions opératoires et caractérisation mécanique.....	89
2.1. Banc expérimental d'indentation.....	89
2.2. Modèle numérique d'indentation instrumentée.....	90
2.3. Profil exact de l'indenteur .....	91
2.4. Etat de surface de l'échantillon indenté.....	93
2.5. Profil de dureté dans le cas des tôles épaisses .....	97
2.5.1. Identification du AA2017 en surface.....	97
2.5.2. Profils de micro-dureté dans la section des tôles épaisses.....	98
2.5.3. Indentation dans les couches internes des tôles épaisses .....	102
2.6. Conclusions sur l'indentation des tôles épaisses .....	104
3. Indentation des tôles minces : conditions opératoires et caractérisation mécanique.....	105
3.1. Utilisation du support sphérique (R=140 mm).....	105
3.2. Utilisation des capteurs « inférieurs » .....	106
3.3. Utilisation d'un nouvel indenteur et d'un nouveau modèle numérique .....	108
3.4. Profil de dureté dans le cas des tôles minces.....	109
3.4.1. Identification des tôles minces en surface .....	109
3.4.2. Profils de micro-dureté dans la section des tôles minces.....	111
3.4.3. Indentation au cœur des tôles minces .....	113
3.5. Conclusions sur l'indentation des tôles minces.....	121
4. Conclusion sur l'apport de l'indentation instrumentée dans le cas de mise en forme des tôles hétérogènes.....	121

## 1. Introduction

L'étude présentée dans ce chapitre a pour but tout d'abord de déterminer les conditions expérimentales nécessaires pour l'indentation instrumentée et ensuite de caractériser par indentation instrumentée des tôles épaisses et minces non-déformées. Concernant les conditions expérimentales, plusieurs facteurs ont été étudiés : l'état de surface, le parallélisme entre les différentes faces de l'échantillon indenté, le profil exact de l'indenteur et l'hétérogénéité des propriétés mécaniques dans l'épaisseur du matériau indenté.

Ce chapitre se présente en deux parties principales.

La première partie concerne l'étude des tôles épaisses. Des essais expérimentaux d'indentation ont été menés sur deux tôles épaisses (épaisseur de 6 mm) en alliages d'aluminium (AA2017 et AA5754). Cette étude a permis de déterminer les conditions expérimentales dans lesquelles il faut se placer pour garantir la reproductibilité des essais d'indentation instrumentée et pour avoir une bonne cohérence entre les résultats numériques et expérimentaux d'indentation.

La seconde partie concerne l'indentation des tôles minces. Dans cette partie, les deux aciers DC01 et DP600 de 2mm d'épaisseur et l'alliage d'aluminium AA2017 de 1 mm d'épaisseur ont été étudiés. Pour cette partie, des conditions propres à l'indentation des tôles minces ont été respectées.

Dans les deux parties, l'effet de la variation de la dureté dans la section des tôles sur l'identification des lois de comportement des matériaux par indentation a été étudié.

## 2. Indentation des tôles épaisses : Conditions opératoires et caractérisation mécanique

### 2.1. Banc expérimental d'indentation

Le banc expérimental d'indentation est montré dans la figure III.1. Pour la présente étude, les tests d'indentation ont été réalisés avec un indenteur monobloc en carbure de tungstène ayant un rayon nominal de 0.5 mm.

La vitesse d'indentation est fixée à 2  $\mu\text{m/s}$  pour tous les essais d'indentation et la fréquence d'acquisition des données est fixée à 10 Hz. On pilote en force en imposant une force maximale (200N ou 500N).



Figure III. 1 : Banc expérimental d'indentation.

Concernant la courbe expérimentale  $F-h$  obtenue, un calage à zéro de la courbe est nécessaire pour pouvoir la comparer aux courbes numériques. Un exemple de courbe d'indentation expérimentale brute est donné dans la figure III.2. Pour caler la courbe à zéro, on représente  $h$  en fonction de  $F$ . On interpole ensuite les premiers 5N (entre 1N et 6N) par un polynôme du second degré. La constante obtenue «  $C$  de la figure III.2 (b) » sera retranchée ensuite des valeurs  $h$  mesurées au cours du test afin d'obtenir la courbe d'indentation  $F-h$  calée à zéro.

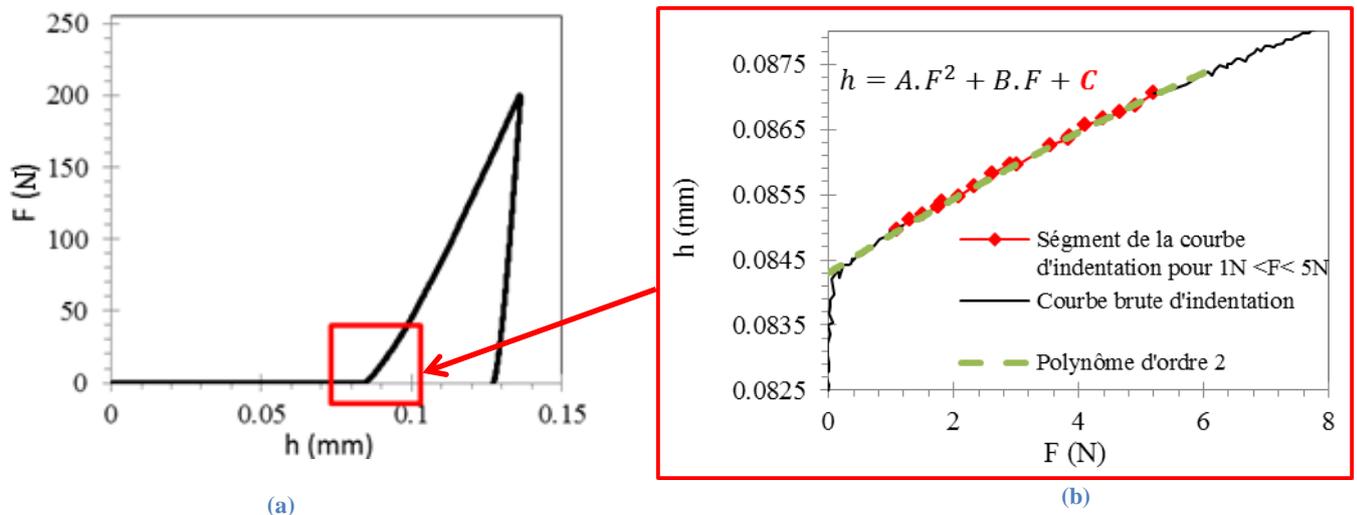


Figure III. 2 : Méthode de calage à zéro de la courbe d'indentation expérimentale.

## 2.2. Modèle numérique d'indentation instrumentée

Le code de calcul par éléments finis utilisé au cours de cette thèse est le logiciel commercial Abaqus. La condition d'axi-symétrie a été considérée pour tous les modèles numériques utilisés afin de réduire le temps de calcul. L'échantillon a une largeur bien supérieure au rayon de l'indenteur ( $> 10.R$ ) pour éviter les effets de bords. La partie du monobloc allant du point le plus bas de l'indenteur jusqu'à la position des capteurs a été modélisée avec un comportement élastique ( $E=600\,000$  MPa et  $\nu=0.23$ ). Le déplacement de l'indenteur est extrait des résultats de simulations numériques au même endroit que celui où le déplacement expérimental est obtenu.

Le contact entre l'indenteur et l'échantillon est simulé avec un algorithme de pénalité utilisant un coefficient de frottement de Coulomb  $\mu=0,1$ .

Le maillage du massif indenté est un maillage paramétré sur le logiciel Cast3m et importé dans Abaqus. Ce maillage permet d'avoir un modèle qui convient pour les calculs d'analyse inverse puisqu'il présente un compromis acceptable entre la précision des résultats et le temps de calcul. L'échantillon testé est formé de 8051 éléments linéaires à quatre noeuds de type CAX4 comptant un total de 8232 noeuds. Concernant le maillage de l'indenteur de rayon 0.5 mm utilisé dans cette étude et présenté dans la Figure III.3, il est formé de 752 éléments de type CAX4R (827 noeuds).

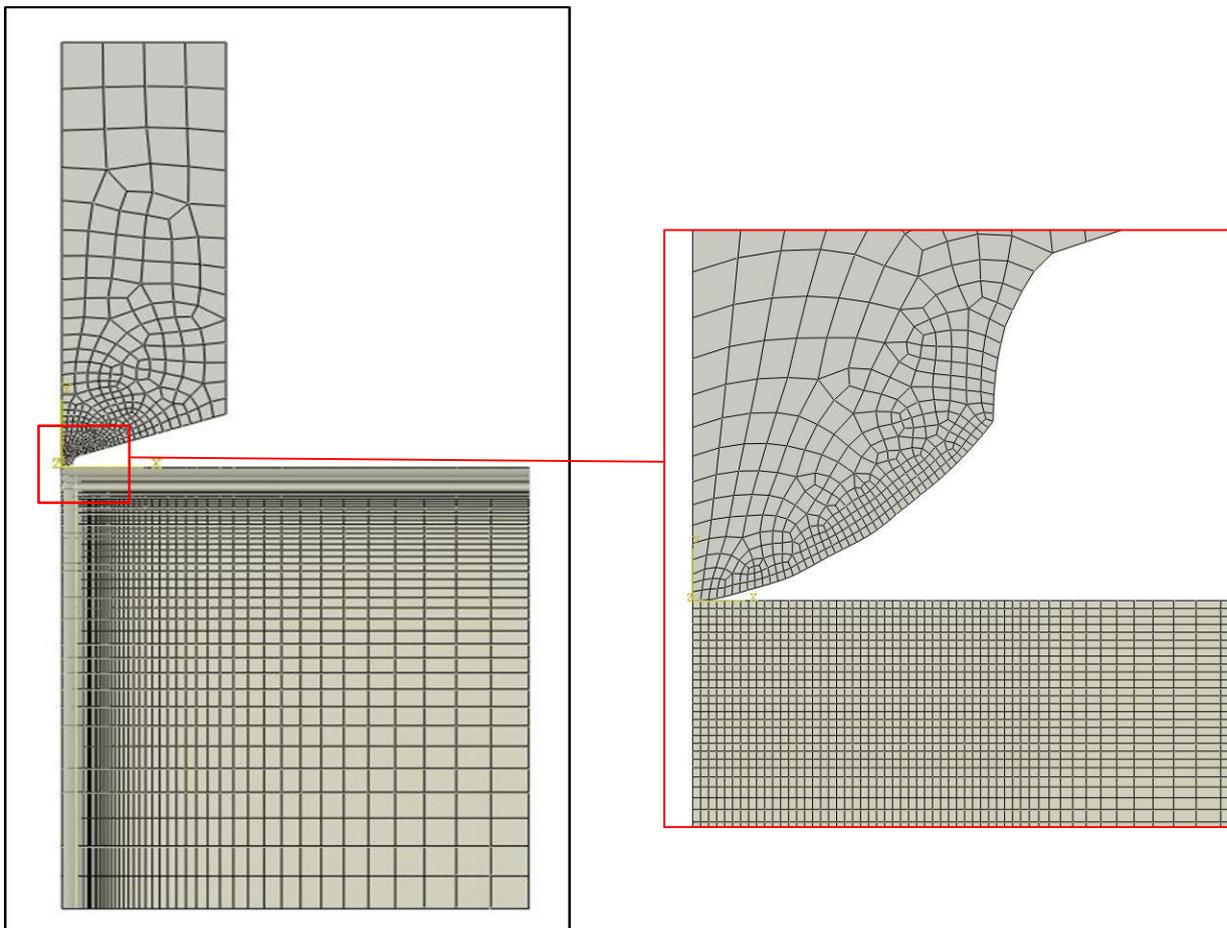


Figure III. 3 : Modèle numérique d'indentation.

### 2.3. Profil exact de l'indenteur

Les indenteurs sphériques parfaits sont obtenus par sertissage d'une bille en carbure de tungstène dans un support en acier. Durant l'essai d'indentation, un déplacement non négligeable de l'indenteur dans son support peut se produire. Pour éviter ce problème, on utilise un indenteur monobloc sphérique où la sphère et son support forment une seule pièce. Cependant, dans le cas d'un indenteur monobloc, la forme n'est pas parfaitement sphérique (Figure III.4) ce qui a une incidence sur la courbe F-h obtenue (Figure III.5). Pour avoir des courbes numériques se superposant aux courbes expérimentales, il est nécessaire de considérer la forme exacte de l'indenteur dans les simulations.

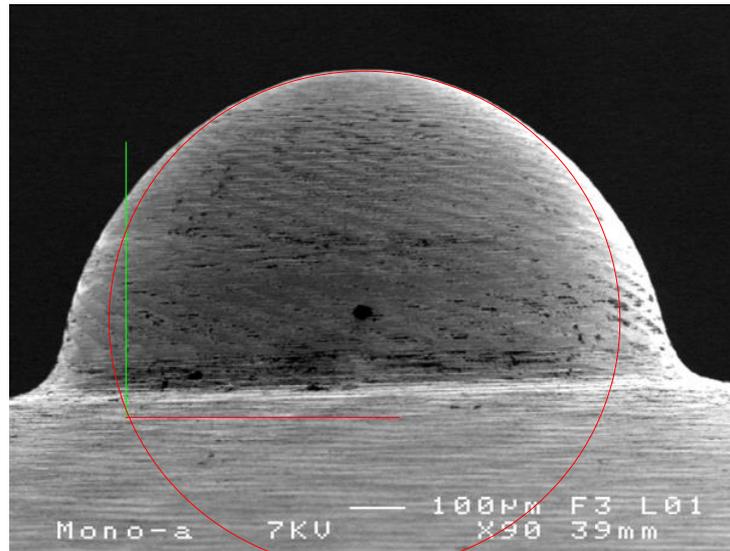


Figure III. 4 : différence en géométrie entre l'indenteur monobloc et une sphère parfaite.

Pour montrer l'influence du profil de l'indenteur sur les courbes d'indentation, on a utilisé deux monoblocs de rayon nominal 0.5 mm appelés dans la suite (monob05a et monob05b). Des essais d'indentation avec les deux monoblocs ont été réalisés sur les deux matériaux AA2017 et AA5754 et les courbes d'indentation obtenues sont présentées dans la Figure III.5.

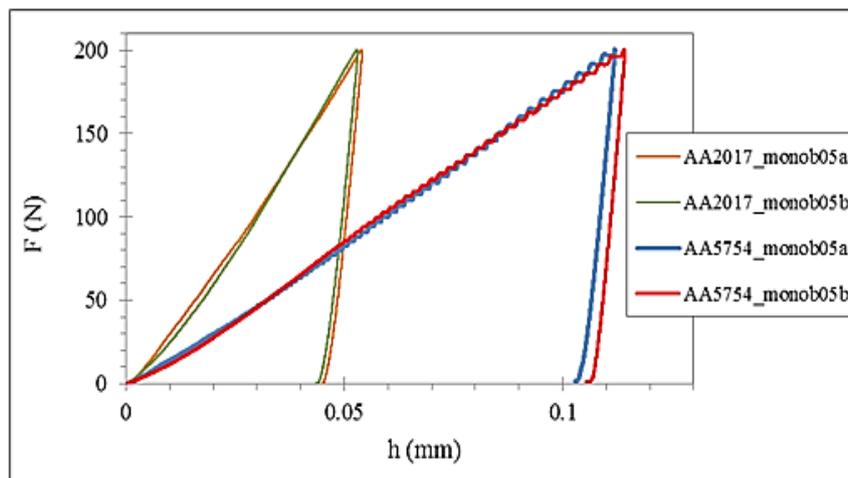


Figure III. 5 : Courbes d'indentation F-h obtenues pour l'AA2017 et l'AA5754 avec deux indenteurs différents de même rayon nominal.

On observe que pour un même rayon nominal, deux monoblocs différents peuvent donner deux courbes d'indentation différentes.

Un profilomètre ALTISURF 500 (Figure III.6) a été utilisé pour déterminer le profil des indenteurs employés dans notre étude. Le profil de l'indenteur est pris dans trois directions différentes et la moyenne de tous les profils est considérée comme étant le profil de l'indenteur modélisé dans Abaqus (Figure III.7).

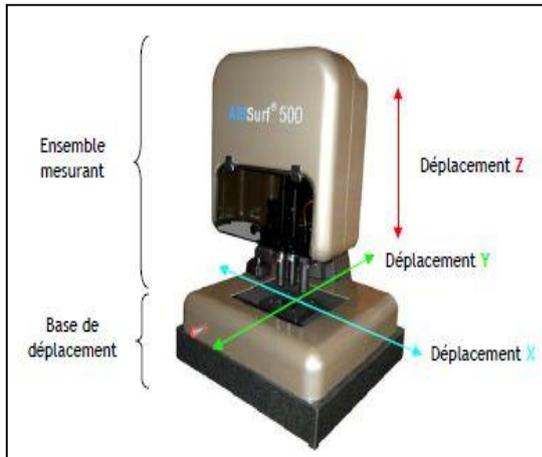


Figure III. 6 : Profilomètre Altisurf 500.

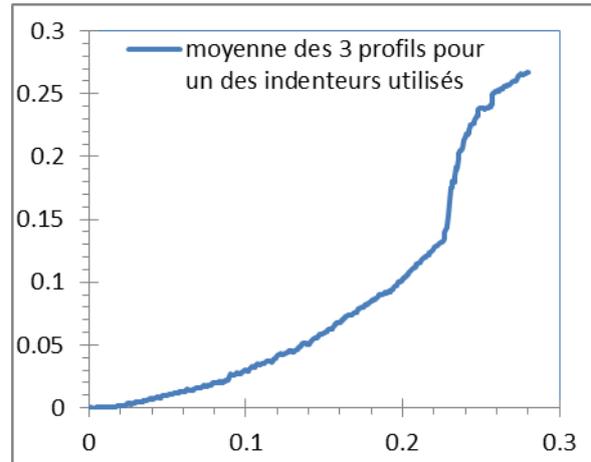


Figure III. 7 : profil moyen de l'indenteur.

## 2.4. Etat de surface de l'échantillon indenté

Pour étudier l'influence de l'état de surface sur les courbes d'indentation, une analyse statistique a été menée sur les deux alliages d'aluminium.

Les tests d'indentation ont été menés sur la tranche des échantillons testés. La surface testée avait été obtenue par un fraisage de finition, donc propre mais non polie. Pour étudier la reproductibilité du test, 30 courbes d'indentation ont été obtenues jusqu'à un effort maximal de 200 N, comme représenté sur la figure III.8.

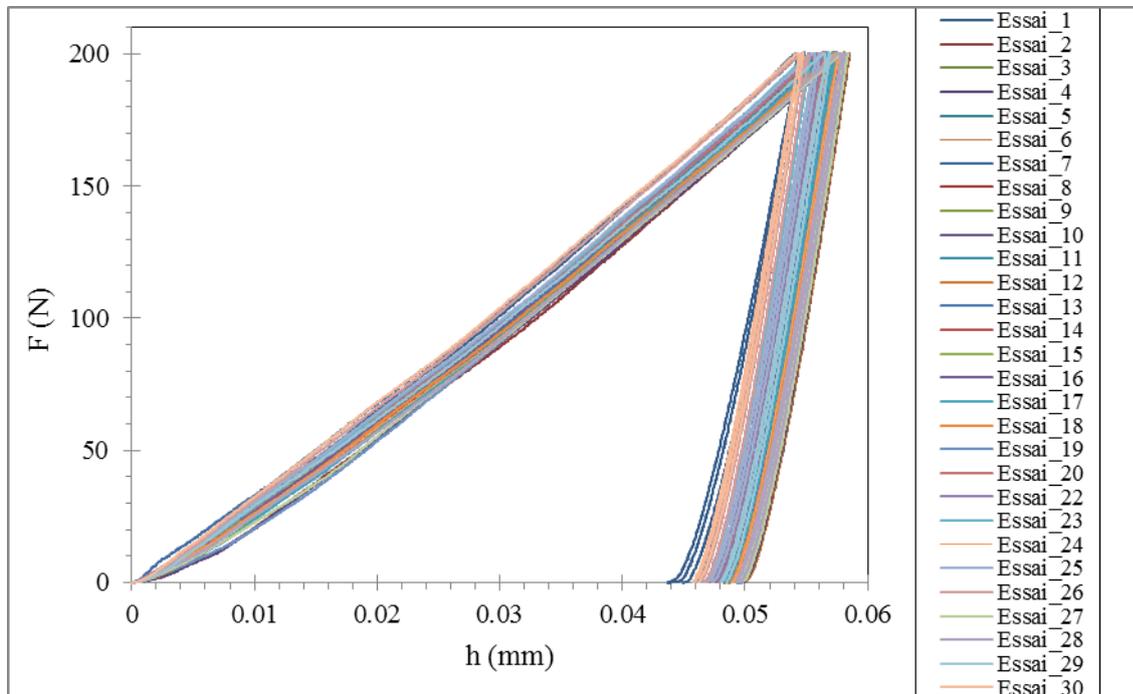


Figure III. 8 : Courbes d'indentation obtenues sur l'AA2017 sans aucune préparation de surface.

Pour pouvoir quantifier la non-reproductibilité des courbes, on a quantifié l'écart sur le début des courbes lorsque celles-ci sont calées au niveau de l'effort maxi (Figure III.9). En zoomant sur cette partie (Figure III.10), on peut déduire que l'écart maximal entre la première courbe à gauche et la dernière courbe à droite est de l'ordre de 4 microns.

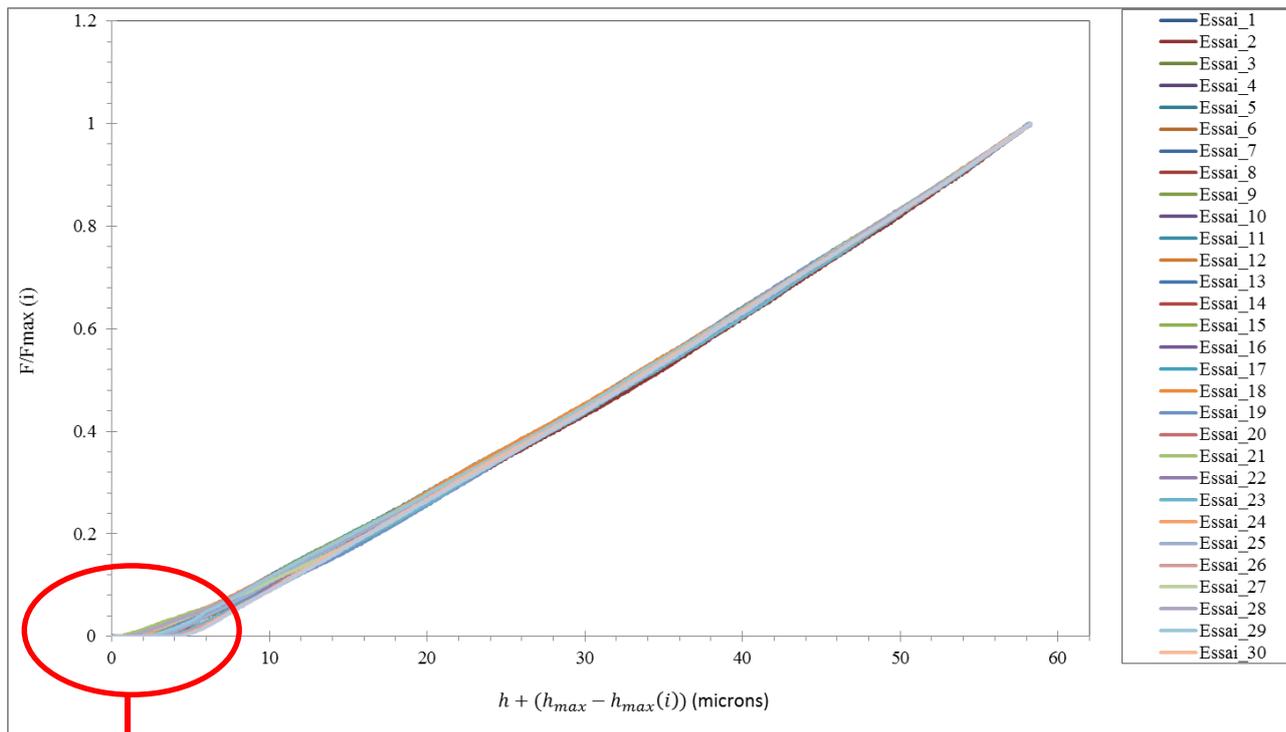


Figure III. 9 : Courbes d'indentation de l'AA2017 calées au niveau de l'effort maximal.

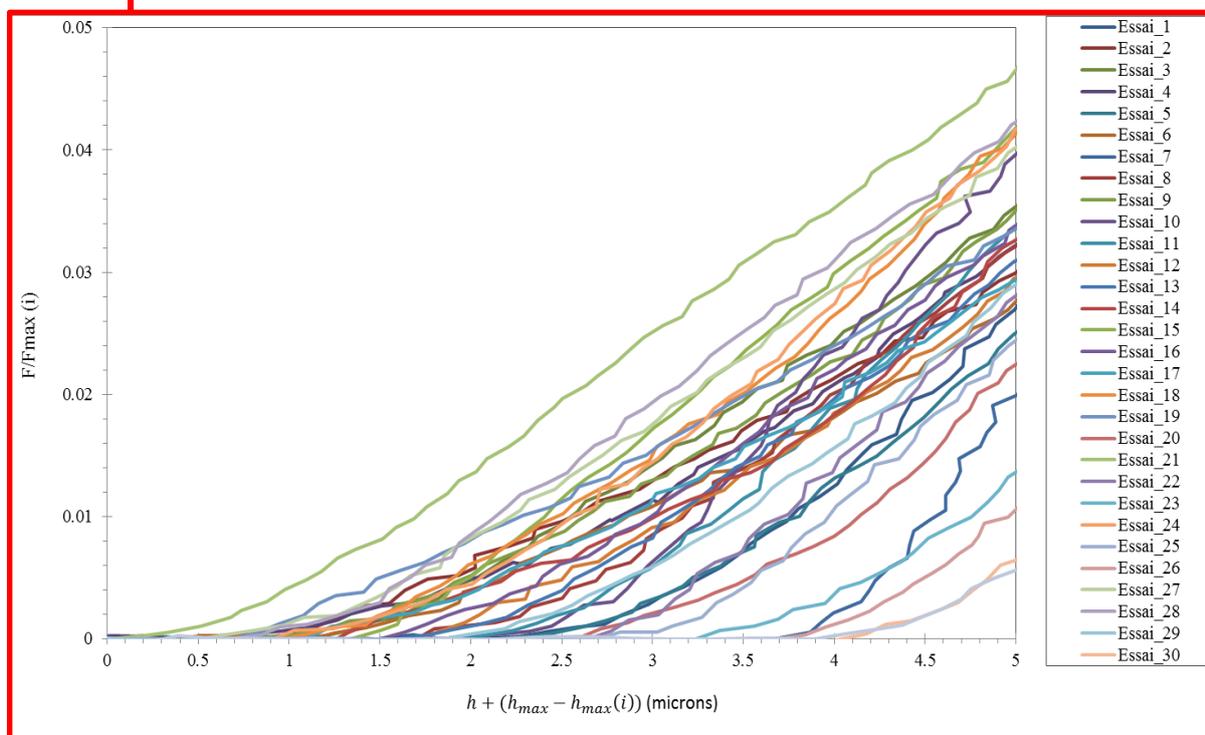


Figure III. 10 : Zoom du graphe précédent sur le début des courbes d'indentation.

Pour un même matériau, une différence de 4 microns entre des courbes d'indentation est relativement importante dans le cadre de l'identification de la loi d'érouissage par indentation. Des expériences préalables à cette étude au niveau de notre laboratoire ont en effet montré que pour des telles différences entre les courbes d'indentation, les lois d'érouissage identifiées étaient très différentes

A partir de ce qui a été présenté auparavant, les conditions expérimentales doivent être améliorées. Pour cela un polissage mécanique (abrasif 1200) a été réalisé sur toutes les faces testées des échantillons de l'AA2017. On précise que le polissage a été effectué sur les faces indentées et sur les faces en contact avec le support. Le polissage de la surface indentée élimine la majorité des défauts de surface qui peuvent influencer la courbe d'indentation obtenue. Le polissage de la surface inférieure (en contact avec le support) garantit un contact parfait avec le support.

Après polissage, 30 essais d'indentation ont à nouveau été réalisés mais cette fois sur la surface polie. Les courbes d'indentation obtenues sont présentées dans la figure III.11.

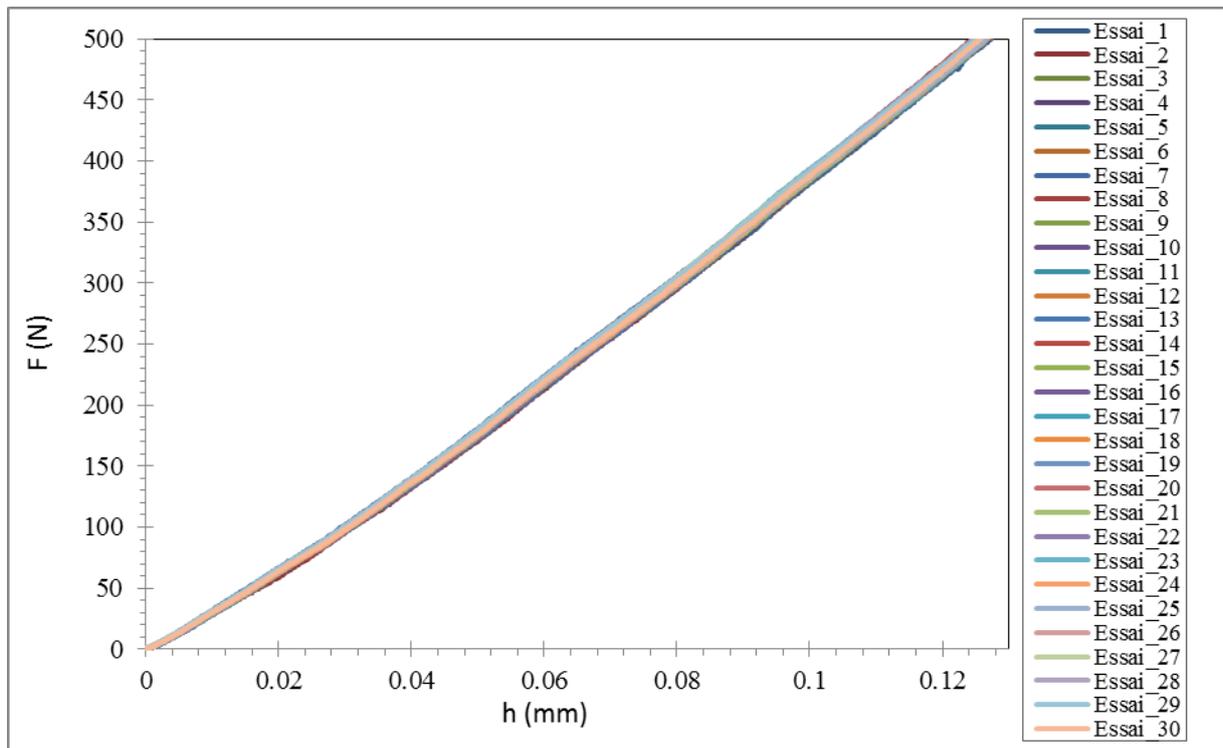


Figure III. 11 : Courbes d'indentation F-h obtenues sur l'AA2017 après polissage des surfaces.

En procédant de la même façon que dans le cas des figures III.9 et III.10 et en calant toutes les courbes au niveau de l'effort 200 N, on obtient les figures III.12 et III.13.

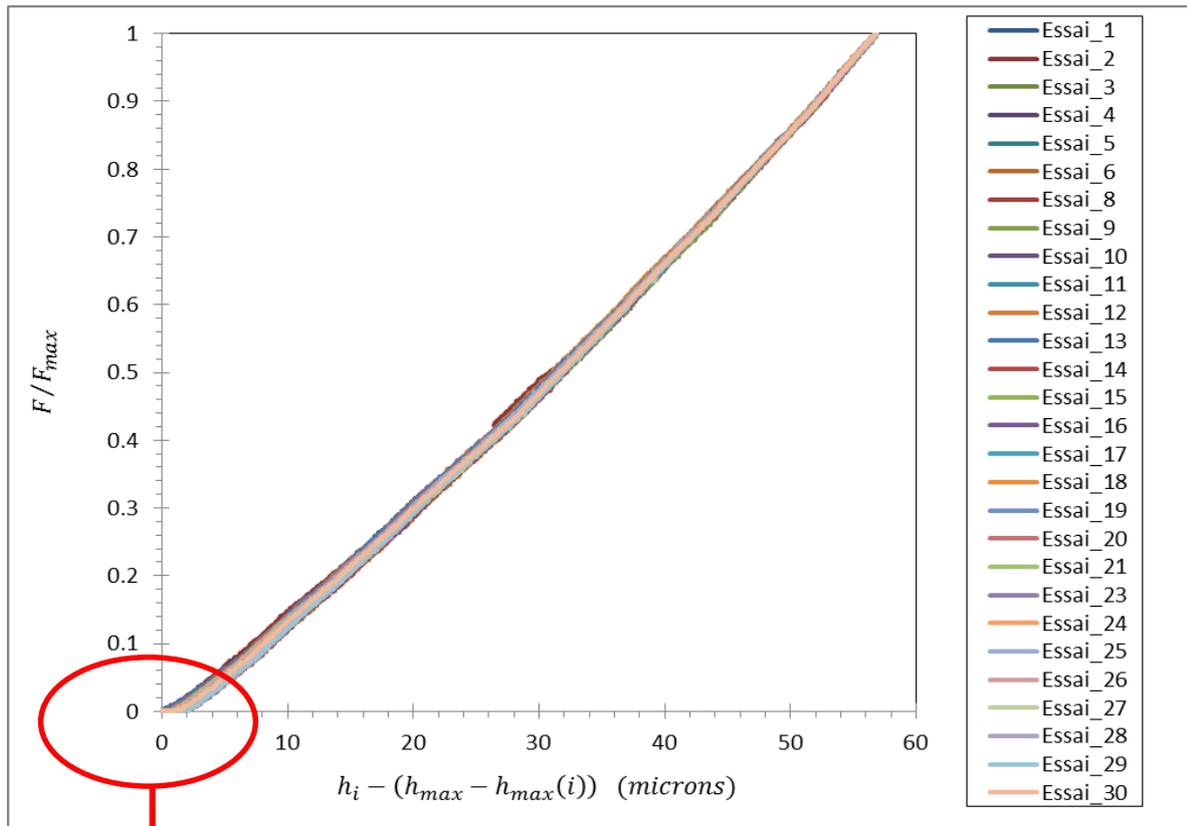


Figure III 12 : Courbes d'indentation (après polissage 1200) de l'AA2017 calées vers un même point de départ maximal.

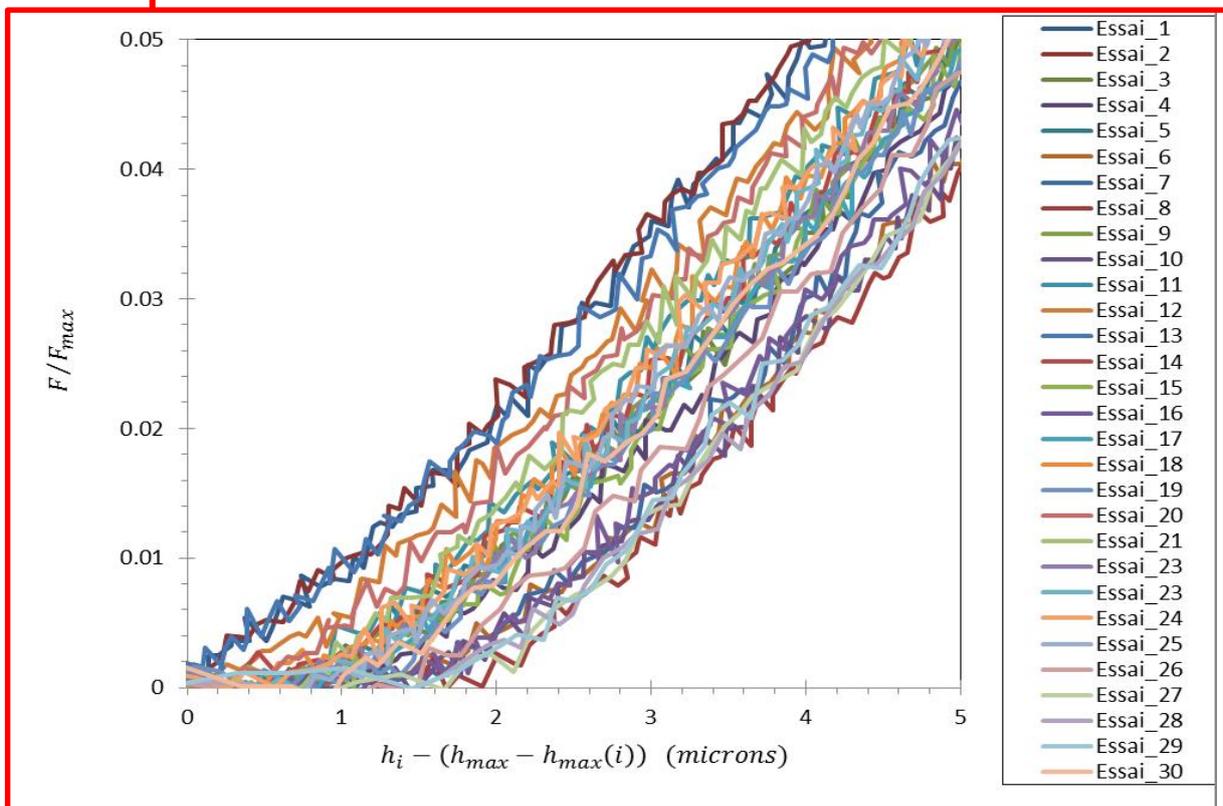


Figure III. 13 : Zoom sur le début des courbes d'indentation.

A partir de la figure III.13, on remarque que l'écart maximal est de l'ordre de 2 microns. Cet écart est donc réduit de 4 microns, dans le premier cas où aucun polissage préalable n'a été mené, à 2 microns après polissage (figure III.13).

La légère différence rémanente entre les différentes courbes d'indentation peut être due à plusieurs facteurs liés à l'expérimental ou au matériau. Cela peut être notamment dû, comme on le montrera par la suite, à une évolution de la dureté entre les différents endroits où les essais d'indentation ont été effectués

En conclusion pour cette partie, on peut dire que l'état de surface influe sur les courbes d'indentation obtenues. Pour garantir une bonne reproductibilité de l'essai d'indentation, un polissage mécanique (avec papier abrasif 1200) doit être mené sur la surface indentée ainsi que sur la surface en contact avec le support. Nous respecterons ces conditions pour la suite de l'étude.

## 2.5. Profil de dureté dans le cas des tôles épaisses

### 2.5.1. Identification du AA2017 en surface

Pour l'identification du matériau en surface, 3 essais d'indentation avec le monob05a ont été réalisés sur la surface de ce matériau. Les courbes d'indentation obtenues sont montrées sur la figure III.14.

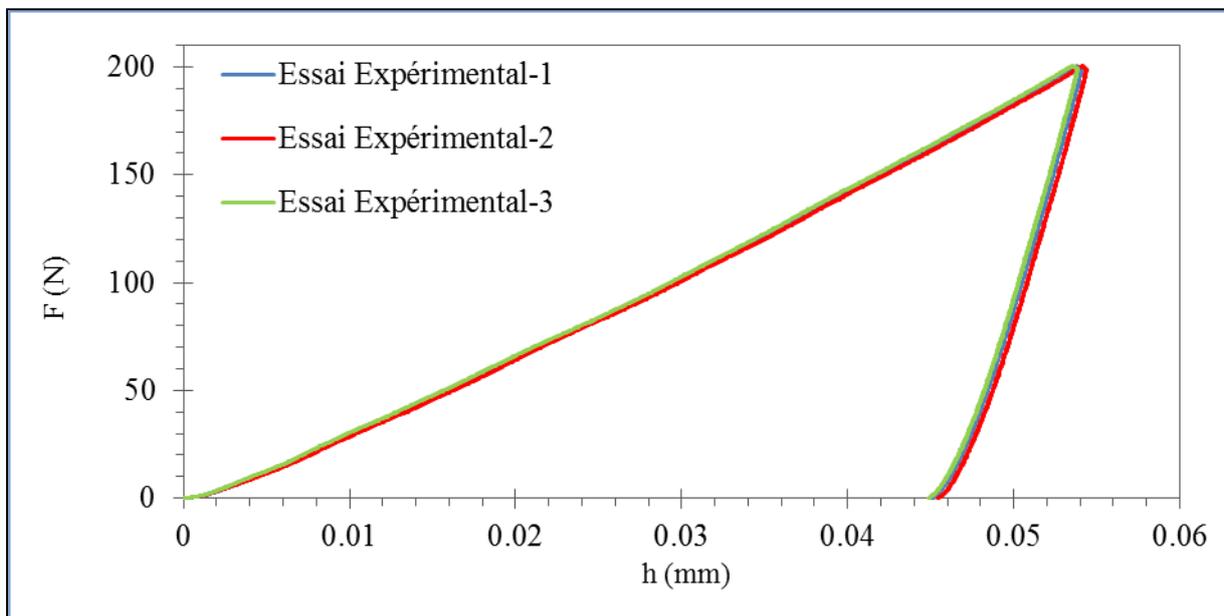


Figure III. 14 : Courbes d'indentation de l'AA2017 (ep-6mm) obtenues en surface.

A partir de ces courbes d'indentation, on identifie les paramètres plastiques de la loi d'Hollomon du matériau AA2017 en utilisant la méthode de Moussa et al.. La solution obtenue est présentée dans la figure III.15.

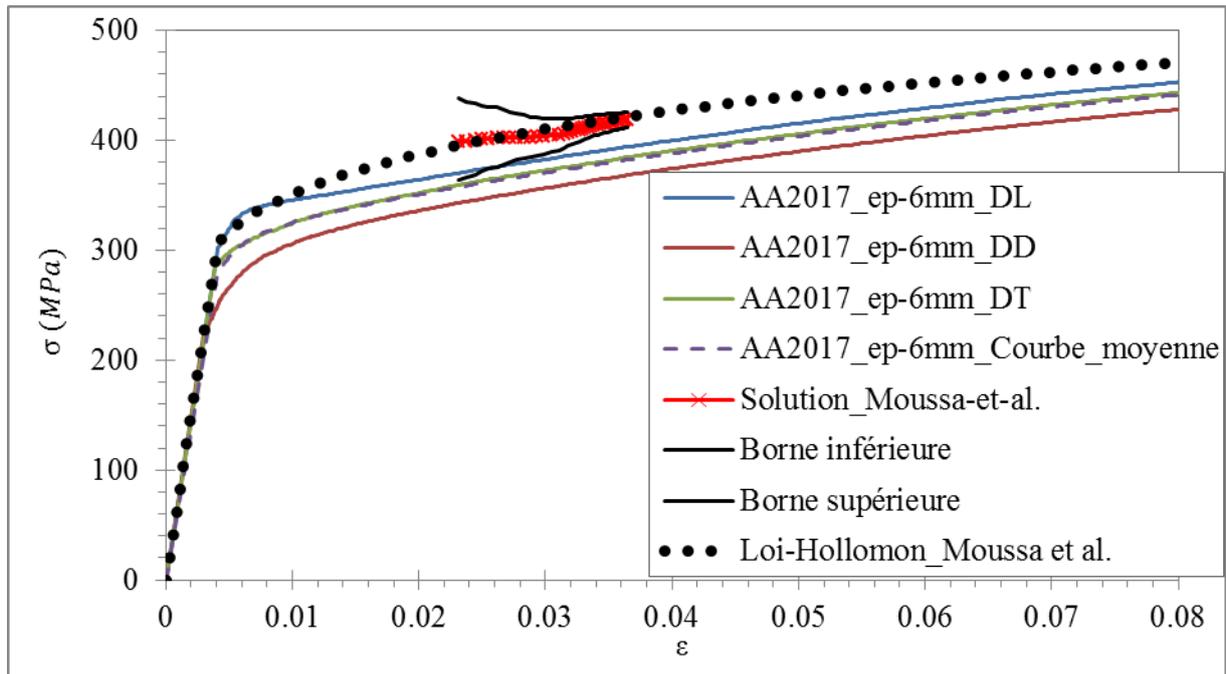


Figure III. 15 : Identification de l'AA2017 à partir des courbes d'indentation obtenues en surface.

Sur cette figure, les courbes d'écroutissage obtenues par traction dans les trois directions du AA2017 sont aussi représentées. Les croix rouges correspondent à la partie de la loi d'écroutissage la plus précisément identifiée avec la méthode de Moussa et al. [85, 86]. Les différentes croix correspondent aux solutions obtenues en utilisant la courbe d'indentation jusqu'à différentes valeurs de  $h$ . Les courbes en noires forment les bornes supérieure et inférieure de la solution donnée par la méthode de Moussa et al. Ce domaine dépend de la reproductibilité de l'essai d'indentation. La courbe noire en pointillée correspond à la loi Hollomon identifiée par la méthode de Moussa et al. lorsque toute la courbe d'indentation est considérée. Cette loi a pour paramètres :  $\sigma_Y = 310,33 \text{ MPa}$  et  $n = 0,1415$ .

Sur la Figure III.15, on observe que la courbe d'écroutissage ainsi identifiée est au-dessus des courbes obtenues par traction. Cela montre qu'on a identifié un matériau plus résistant (et donc plus dur) à partir d'un essai d'indentation effectué en surface de la tôle épaisse d'aluminium AA2017.

Pour expliquer la différence de résultats d'identification obtenus par traction et par indentation en surface de la tôle épaisse d'aluminium AA2017, nous avons réalisé des profils de microdureté sur l'épaisseur des échantillons étudiés.

### 2.5.2. Profils de micro-dureté dans la section des tôles épaisses

Des essais d'indentation ont été effectués dans la section de la tôle après tronçonnage et polissage de celle-ci. Une comparaison des courbes d'indentation obtenues sur la surface et dans la section de l'échantillon est donnée sur la figure III. 16.

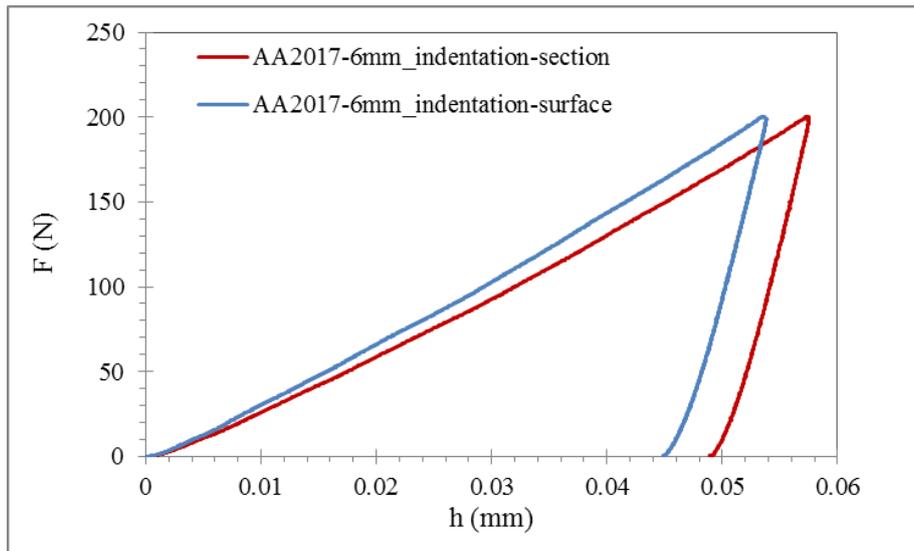


Figure III. 16 : Courbes expérimentales d'indentation sur l'AA2017 en surface et en épaisseur.

On remarque sur cette figure que la courbe d'indentation obtenue dans l'épaisseur de l'AA2017 est à droite de la courbe d'indentation obtenue en surface de l'AA2017. Ce résultat indique que le cœur (la section) de la tôle d'aluminium AA2017 est plus doux que la surface de la tôle. Ce qui est observé pour l'AA2017 est aussi observé pour l'alliage d'aluminium AA5754 comme le montre la figure III.17.

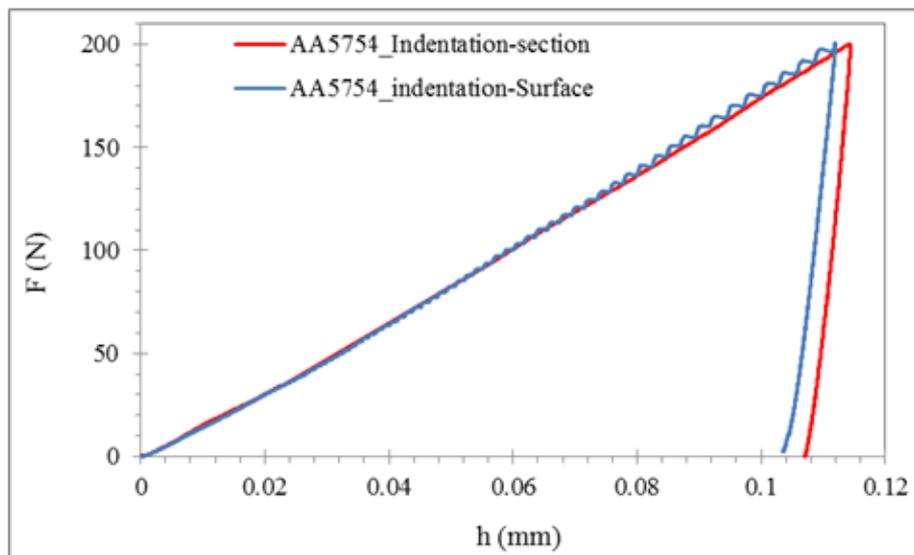


Figure III. 17 : Courbes expérimentales d'indentation sur l'AA5754 en surface et en épaisseur.

Pour confirmer la présence d'un gradient de dureté dans l'épaisseur des tôles, des tests de micro-dureté dans la section des deux tôles d'alliage d'aluminium ont été réalisés.

Pour l'obtention des profils de micro-dureté, les sections des deux alliages d'aluminium (AA2017-ep-6mm et AA5754-ep-6mm) sont polies avec du papier abrasif (grade 1200). On effectue ensuite les essais de micro-dureté sur toute l'épaisseur de la section polie. Le micro-indenteur utilisé est un indenteur Vickers et la charge appliquée est de 200g. A partir de la mesure des diagonales des empreintes obtenues, les micro-duretés sont calculées selon la formule :

$$HV = \frac{1.854 * F}{d^2}$$

Où F (en Kg) est la force appliquée sur l'indenteur (constante pour tous les essais) et d (en mm) est la diagonale moyenne des deux diagonales de l'empreinte  $d_1$  et  $d_2$  :  $d = \frac{d_1 + d_2}{2}$

Le profil de micro-dureté obtenu pour l'AA2017 est donné dans la figure III.18.

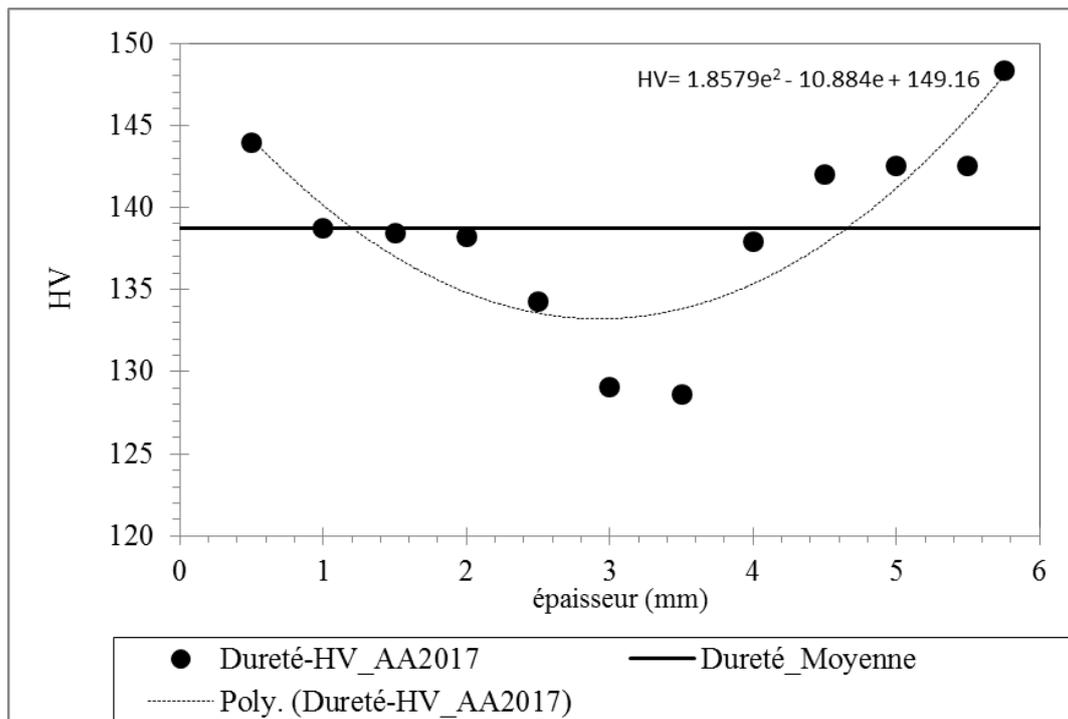


Figure III. 18 : profil de dureté de l'AA2017 (ep. 6mm).

On remarque qu'il y a une variation de la dureté entre la surface et le cœur de l'échantillon de l'alliage d'aluminium AA2017. Le matériau est plus dur en surface qu'à cœur ce qui confirme ce qui a été observé avec les essais d'indentation instrumentée (Figure III.16). Le profil de micro dureté de l'AA5754 est donné dans la figure III.19.

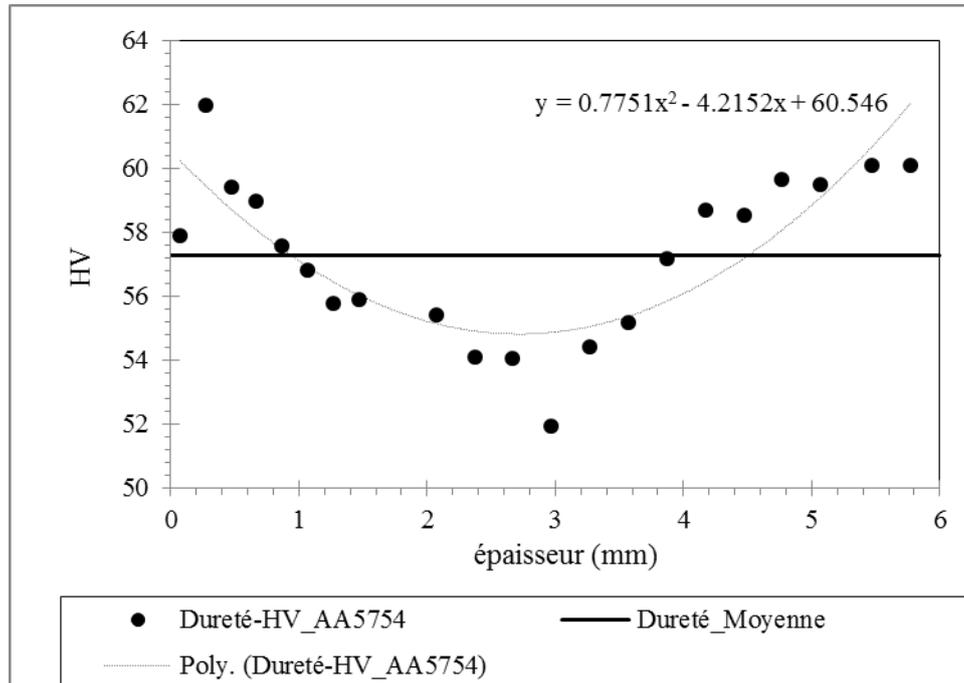


Figure III. 19 : profil de dureté de l'AA5754 (ep. 6mm).

De même que pour l'alliage AA2017, on remarque une variation de dureté dans la section de l'alliage AA5754. Cela explique la différence relevée au niveau des courbes d'indentation obtenues au niveau de la surface et celles obtenues dans la section du matériau.

Les essais d'indentation effectués en surface des tôles d'aluminium conduisent à la caractérisation d'un matériau plus résistant que celui testé en traction. Lors d'un essai de traction, le cœur et la surface de l'échantillon sont déformés plastiquement de la même manière, ce qui conduit à la détermination d'une loi d'écrouissage intermédiaire à celles de la surface et du cœur. Lors d'un essai d'indentation, la résistance à la pénétration dépend principalement des propriétés mécaniques du matériau situé juste en dessous de l'indenteur. Dans le cas de l'AA2017 par exemple, La figure III.20 montre que lors d'un enfoncement correspondant à 100% de l'enfoncement maximal, seules les couches situées à moins de 650  $\mu\text{m}$  de la surface sont plastifiées. Dans le cas de l'indentation en surface des tôles d'aluminium, seules les couches superficielles et donc les couches les plus dures participent à la résistance à l'enfoncement du pénétrateur (Figure III.18). Une identification à partir de la courbe d'indentation, conduit alors à la détermination d'une courbe d'écrouissage supérieure à celle obtenue par traction.

Une indentation dans la section du matériau dans une zone où la dureté correspond à la dureté moyenne du matériau devrait entraîner une identification d'une loi d'écrouissage proche de celle identifiée par traction.

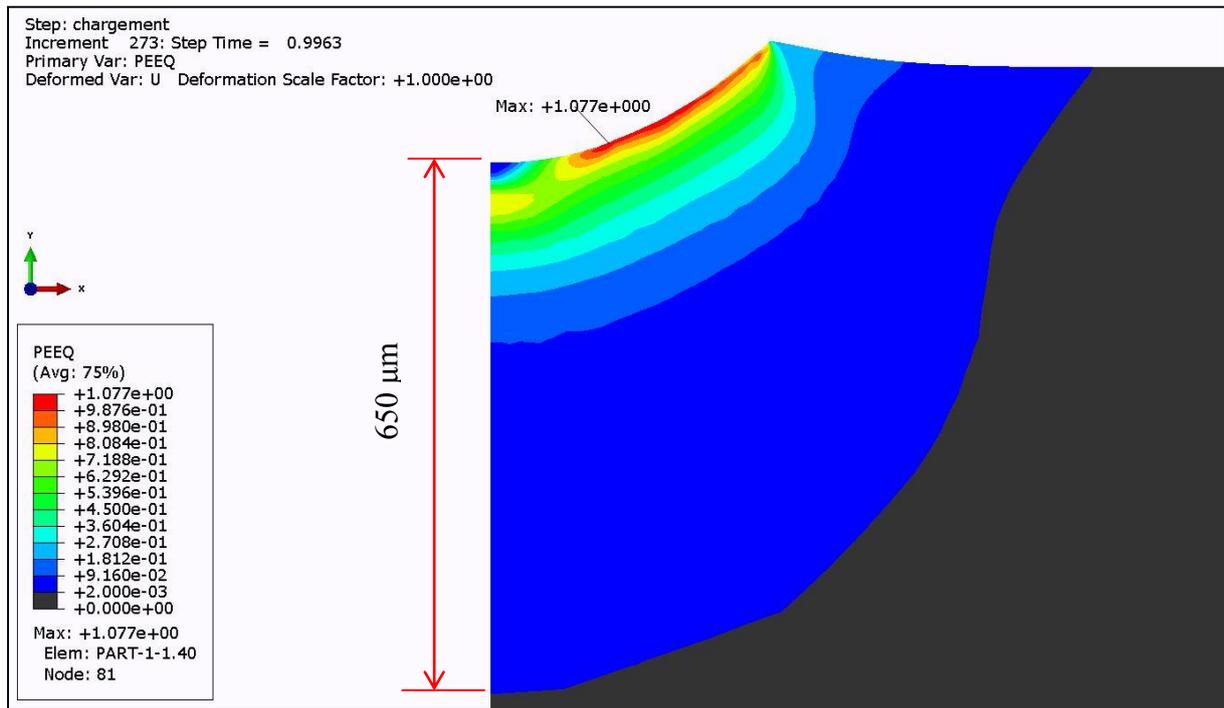


Figure III. 20 : Champ de déformation sous l'indenteur dans le cas de l'AA2017.

### 2.5.3. Indentation dans les couches internes des tôles épaisses

Notons que les courbes d'indentation présentées auparavant dans l'étude statistique du paragraphe 2.4. ont été obtenues à partir des essais effectuées dans la section de la tôle de AA2017. Les trente essais d'indentation ont été répartis sur une zone centrale de la section de largeur de 4 mm environ. Certains des essais ont été effectués au milieu où le matériau est le plus doux, D'autres ont été effectués à environ 2mm de la surface de la tôle, c'est-à-dire à l'endroit où la dureté correspond à la dureté moyenne du matériau (figure III.18). La différence de localisation des essais d'indentation associée à l'existence d'un profil de dureté dans la section de la tôle d'aluminium peut expliquer en partie l'écart observé entre les différentes courbes d'indentation montrées précédemment (Figure III.11).

En réalisant une identification par la méthode de Moussa et al. à partir des trente courbes d'indentation obtenues (Figure III.11), on obtient la solution présentée sur la Figure III.21.

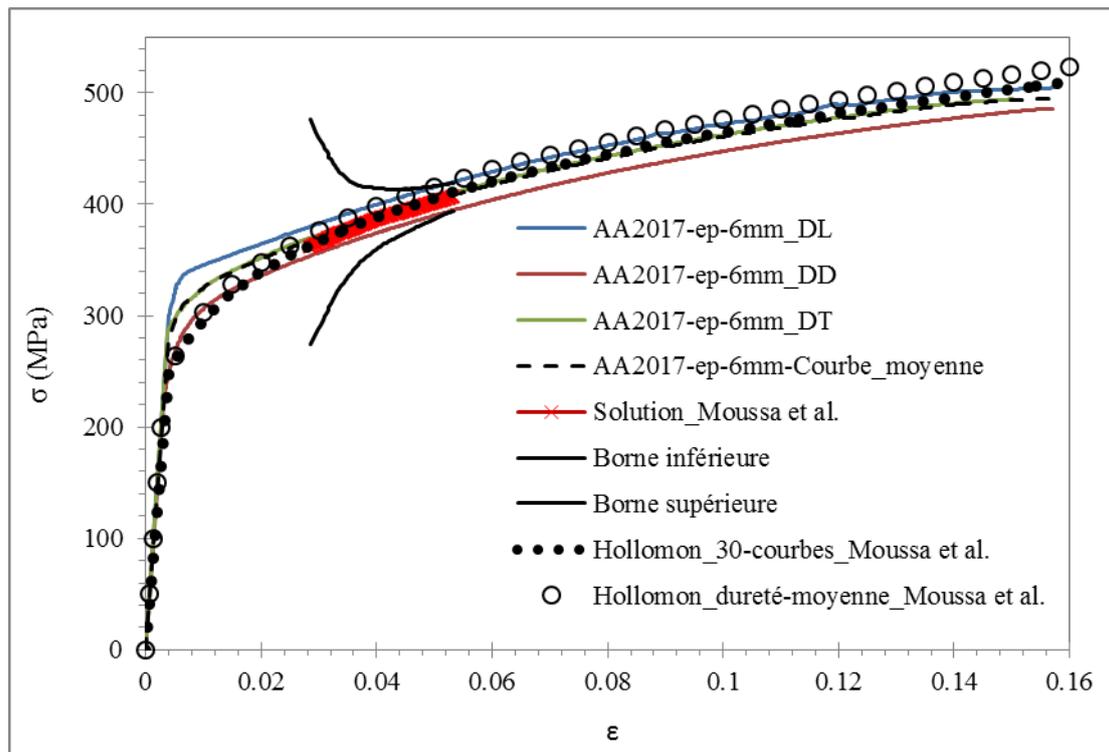


Figure III. 21 : Identification de l'AA2017 à partir des courbes d'indentation obtenues par indentation dans l'épaisseur du matériau.

Les lois d'érouissage identifiées sur la zone centrale de la section de largeur de 4 mm sont forcément situées à l'intérieur du domaine de confiance défini par les bornes supérieure et inférieure représentées en traits noirs continus sur la Figure III.21 [86]. La loi d'érouissage identifiée à l'endroit où la dureté correspond à la dureté moyenne du matériau est donc située dans ce domaine de confiance. Cette loi d'érouissage est représentée dans la figure III.21 par les cercles noirs vides, notée *Hollomon\_dureté-moyenne\_Moussa et al* dans la légende. La figure III.21 montre que cette loi est très proche des lois d'érouissage identifiées par traction.

## 2.6. Conclusions sur l'indentation des tôles épaisses

Dans cette partie de chapitre, deux alliages d'aluminium (AA2017 et AA5754) ont été testés pour déterminer les différentes conditions d'indentation expérimentales et numériques dans lesquelles il faut se placer pour garantir une bonne cohérence entre le numérique et l'expérimental :

- La prise en compte du profil réel de l'indenteur dans le modèle numérique d'indentation constitue une première condition à respecter.
- La reproductibilité des courbes d'indentation expérimentales nécessite une préparation des surfaces de l'échantillon indenté. Un polissage mécanique avec un papier abrasif 1200 doit être réalisé sur les surfaces testées (supérieure) ainsi que sur les surfaces en appui sur le support.
- L'hétérogénéité du volume indenté, révélée par la mesure du profil de dureté, influe sur les courbes d'indentation ce qui a une incidence sur les résultats d'identification du AA2017. L'essai de traction consiste à déformer plastiquement toute la section de la tôle de manière homogène. Cet essai conduit donc à l'identification d'une loi d'érouissage moyenne de la tôle. L'essai d'indentation étant un essai local, le matériau est identifié à partir de la zone déformée sous l'indenteur. Concernant l'indentation en surface, seules les couches les plus dures sont affectées ce qui entraîne l'identification d'un matériau plus dur que celui identifié par traction (Figure III.15). Concernant l'indentation dans le cœur du matériau à l'endroit où la dureté correspond à la dureté moyenne du matériau, l'identification par indentation conduit à la détermination d'une loi d'érouissage proche de celle obtenue par traction.

### 3. Indentation des tôles minces : conditions opératoires et caractérisation mécanique

On rappelle que le but final de ces travaux de thèse est d'étudier par indentation des tôles métalliques destinées à l'emboutissage. L'épaisseur des tôles objet de notre étude ne dépassera pas 2 mm. L'indentation de telles épaisseurs nécessite de nouvelles conditions opératoires qui sont détaillées ci-après.

Trois nouvelles conditions expérimentales accompagnent le passage de l'indentation des tôles épaisses à l'indentation des tôles :

- 1) Utilisation d'un support d'échantillon sphérique de rayon  $R = 140 \text{ mm}$  au lieu du support plan habituellement utilisé pour les massifs.
- 2) Utilisation de capteurs de déplacement « inférieurs » pour prendre en compte la flexion de la tôle durant l'essai d'indentation. Ce phénomène n'existe pas dans l'indentation des massifs.
- 3) Utilisation d'un nouvel indenteur : monobloc de rayon 0,25 mm (monob 025c), au lieu de l'indenteur monobloc de rayon 0,5 mm (monob 05a) utilisé dans l'indentation des tôles épaisses, afin de localiser d'avantage la déformation plastique sous l'indenteur.

On détaille dans la suite, chacune de ces conditions.

#### 3.1. Utilisation du support sphérique ( $R=140 \text{ mm}$ )

Comme le montre la figure III.22 ci-dessous, il se peut que la tôle ne soit pas parfaitement plane. Ce manque de planéité peut entraîner une flexion de la tôle lors de l'essai d'indentation. La flexion de l'échantillon testé entraîne alors une imprécision sur la mesure de l'enfoncement. La rigidité mesurée est donc plus faible que la rigidité réelle du matériau et la reproductibilité de l'essai d'indentation est aléatoire.

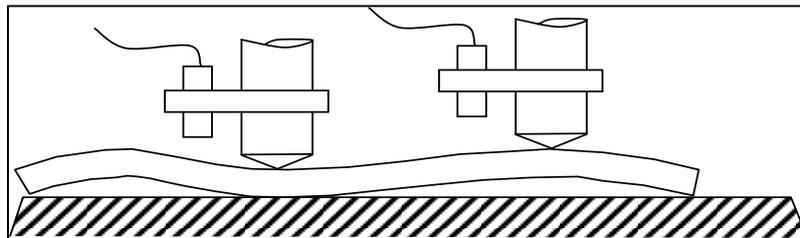


Figure III. 22 : problème de contact des tôles avec un support plan [97].

L'utilisation du support sphérique [97-99] au lieu du support plan garantit le contact entre l'échantillon et le support sous l'indenteur et élimine donc le problème de déflexion lié à la non planéité de la tôle (Figure III.23). Le support sphérique utilisé est en carbure de tungstène comme l'indenteur (Carbure de tungstène :  $E = 600\,000 \text{ MPa}$  et  $\nu = 0.23$ ) et présente un rayon de 140 mm.

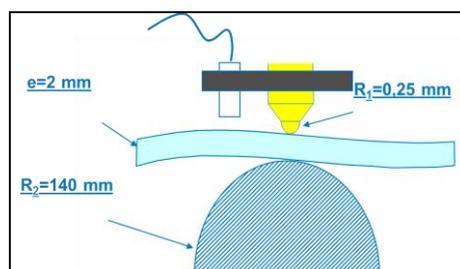


Figure III. 23 : Contact assuré entre l'échantillon testé et le support sphérique.

Dans la figure III.24 ci-dessous, la reproductibilité de l'essai d'indentation dans le cas de l'indentation d'une tôle (un alliage d'aluminium de 1 mm d'épaisseur) sur un support plan a été comparée au sein de notre laboratoire à celle obtenue sur un support sphérique.

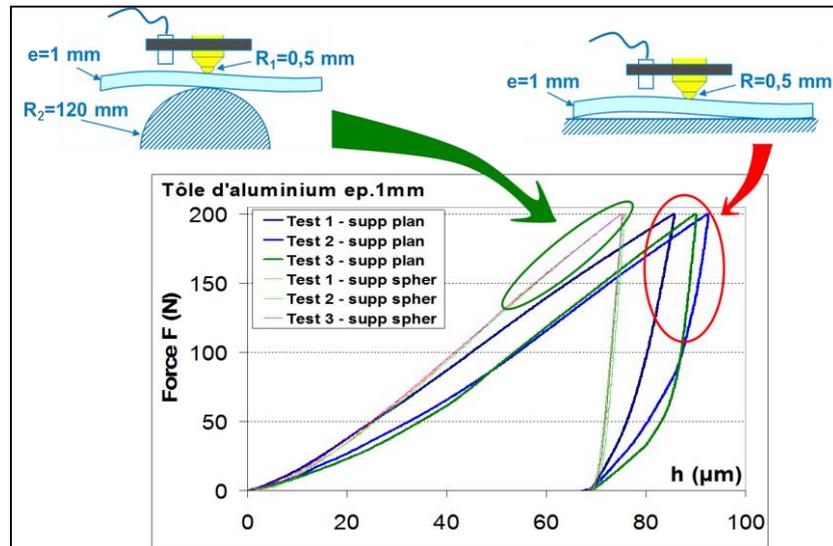


Figure III. 24 : reproductibilité de l'essai d'indentation dans le cas d'un support plan et dans le cas d'un support sphérique.

Cette figure montre qu'il y a bonne reproductibilité dans le cas de l'utilisation du support sphérique. Dans le cas du support plan, les résultats sont complètement aléatoires, d'où l'importance de l'utilisation d'un support sphérique dans le cas de l'indentation des échantillons de faibles épaisseurs tels que les tôles.

### 3.2. Utilisation des capteurs « inférieurs »

Lors des essais d'indentation des tôles épaisses, la profondeur de pénétration de l'indenteur a été obtenue à l'aide de capteurs de déplacement fixés sur l'indenteur. Ces capteurs qui mesurent le rapprochement de l'échantillon testé à l'indenteur sont situés radialement à 10 mm de l'axe d'indentation. Avec l'utilisation d'un support sphérique, un phénomène de flexion de la tôle accompagne l'indentation de celle-ci. Il est donc nécessaire d'utiliser des capteurs de déplacement situés sous la tôle (capteurs « inférieurs ») afin de mesurer la déflexion de la tôle et corriger ainsi la profondeur d'indentation  $h$  mesurée uniquement par les capteurs « supérieurs ». Le phénomène de flexion de la tôle sur le support sphérique est présenté dans la figure III.25 ci-dessous:

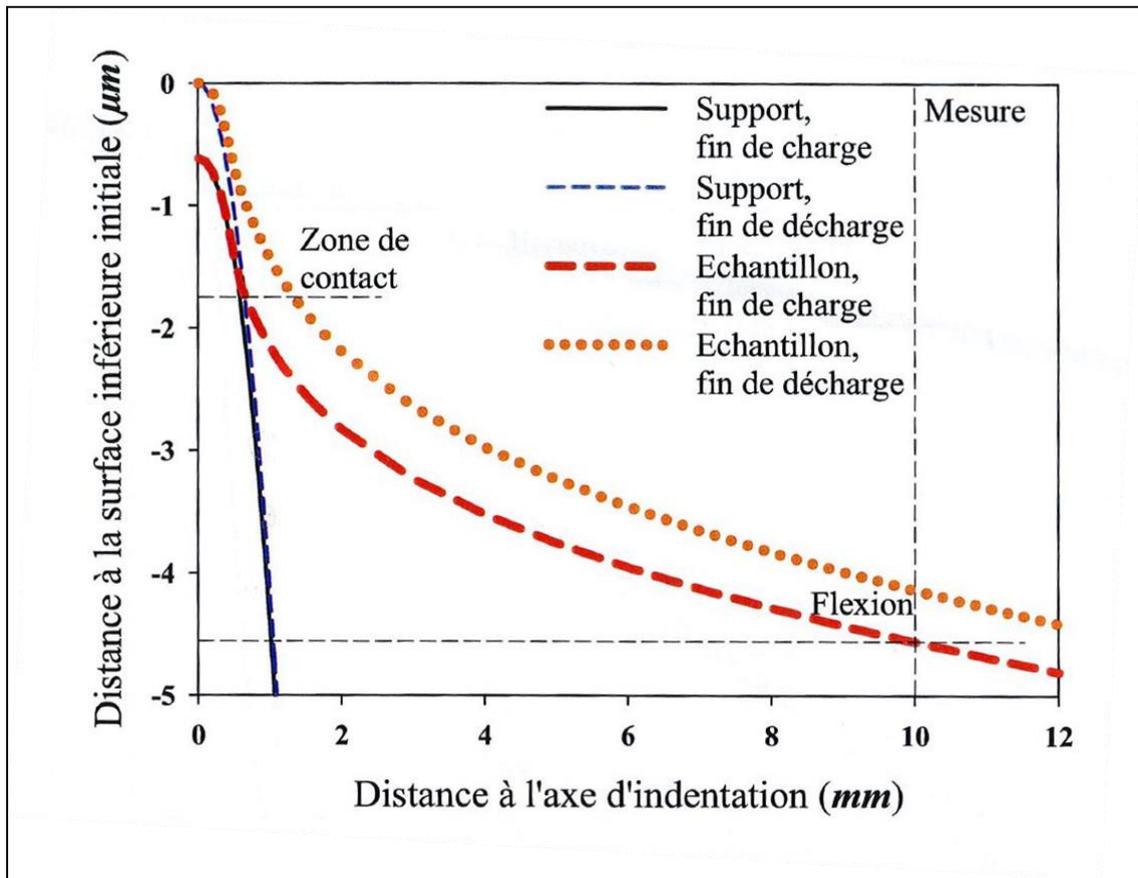


Figure III. 25 : phénomène de flexion de la tôle indentée sur un support sphérique [99].

Sur la figure III.25, obtenue à partir d'une simulation, l'axe des ordonnées indique la distance entre la surface inférieure de l'échantillon lors de l'indentation et la surface inférieure de ce même échantillon avant indentation (surface plane). La courbe rouge représente la position de chaque point de la surface inférieure après le chargement en indentation et avant décharge. Le point situé à 10 mm de l'axe d'indentation, correspondant à la position des capteurs de déplacement, a subi, à la fin de chargement, un déplacement due à la flexion de 4.5 microns.

Dans le cas d'indentation sans phénomène de flexion, l'indenteur s'enfonce dans le matériau et les capteurs « supérieurs » mesurent le rapprochement de la surface supérieure de l'indenteur. Ce rapprochement correspond donc à la profondeur d'indentation si l'on néglige la déformation de l'indenteur. Dans le cas de flexion de l'échantillon indenté, la profondeur d'indentation est sous-estimée puisque un point de la tôle indentée située à 10 mm de l'axe de symétrie de l'indenteur s'éloigne des capteurs de déplacement « supérieurs » lors de la flexion de celle-ci.

Il est donc nécessaire de mesurer expérimentalement cet éloignement : pour cela, on utilise les capteurs de position « inférieurs » dans le cas de l'indentation des tôles. Ces capteurs vont mesurer le rapprochement entre la surface inférieure de l'échantillon indenté et le support. Cette distance de rapprochement n'est autre que la déflexion de l'échantillon (si l'on néglige les déformations dues au contact échantillon/support). Cette distance mesurée par les capteurs « inférieurs » doit être ajoutée à la distance mesurée par les capteurs « supérieurs » pour corriger la sous-estimation de la profondeur d'indentation.

### 3.3. Utilisation d'un nouvel indenteur et d'un nouveau modèle numérique

L'indenteur utilisé dans le cas de l'étude des tôles est un monobloc de rayon 0,25 mm au lieu du monobloc de rayon 0,5 mm utilisé dans le cas des tôles épaisses. Ce choix a été fait car l'utilisation d'un indenteur de rayon plus faible permet de confiner d'avantage la déformation plastique. Le modèle numérique de l'indentation des tôles est représenté dans la figure III.26.

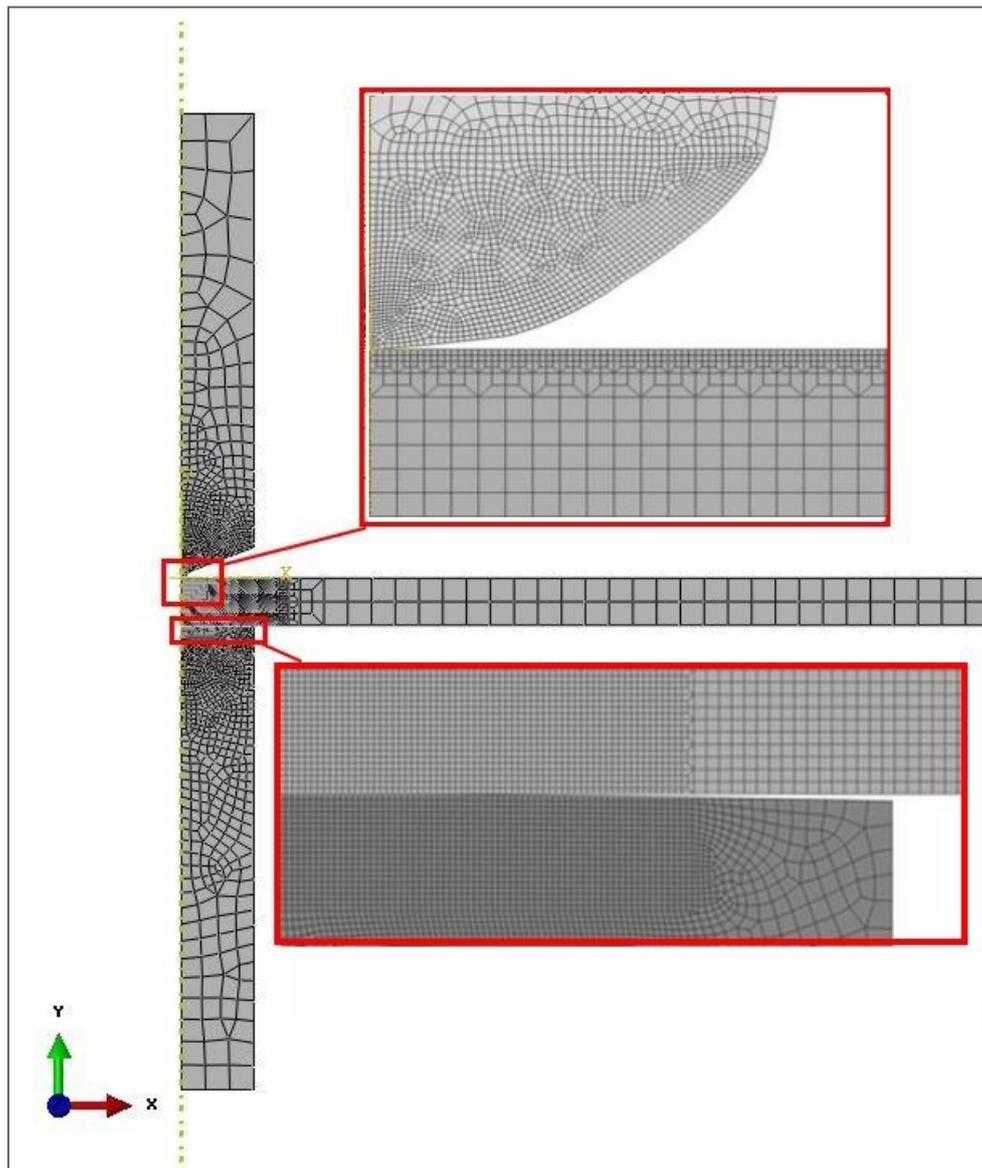


Figure III. 26 : nouveau modèle numérique sur Abaqus pour l'indentation des tôles.

Le profil réel de l'indenteur est pris en compte dans le modèle numérique d'indentation. Par contre, le support sphérique est approximé par une sphère parfaite de rayon  $R=140$  mm.

L'échantillon indenté ne peut plus être modélisé comme un massif d'épaisseur infinie comme dans le cas des massifs. Il faut modéliser l'échantillon avec son épaisseur réelle (2mm pour le DC01 et le DP600 et 1mm pour le AA2017).

### 3.4. Profil de dureté dans le cas des tôles minces

#### 3.4.1. Identification des tôles minces en surface

Pour l'identification des tôles minces en surface, 3 essais d'indentation avec le monob 025c ont été réalisés sur la surface de chacun des matériaux. La moyenne des 3 courbes est calculée et l'ensemble des courbes moyennes de tous les matériaux testés sont présentées dans la figure III.27.

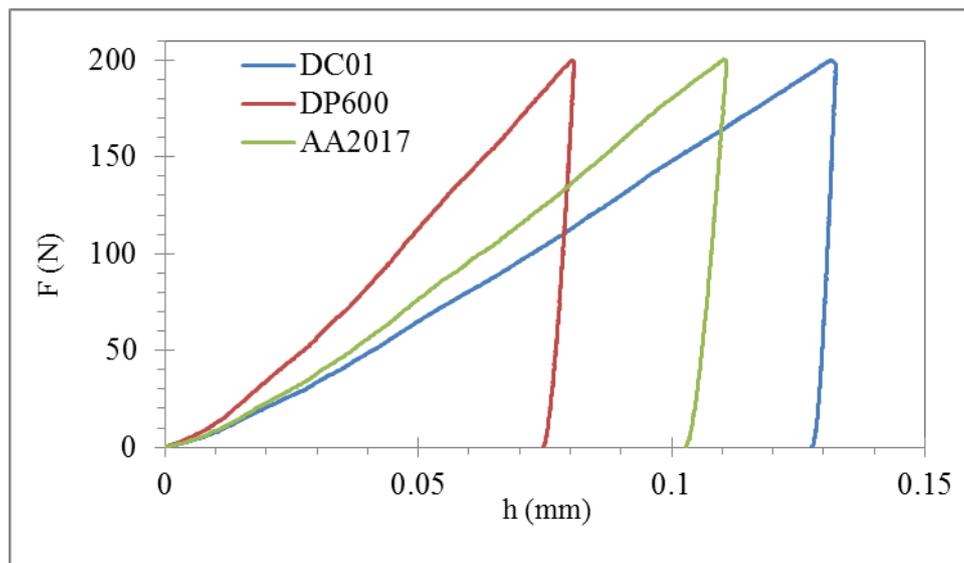


Figure III. 27 : Courbes d'indentation obtenues en surface sur le DC01, le DP600 et le AA2017 (ep-1mm).

A partir des courbes d'indentation, on détermine les paramètres d'érouissage des différents matériaux en utilisant la méthode de Moussa et al.. Les résultats du DC01, du DP600 et du AA2017 (épaisseur : 1 mm) sont présentés dans les figures III.28, III.29 et III.30 respectivement.

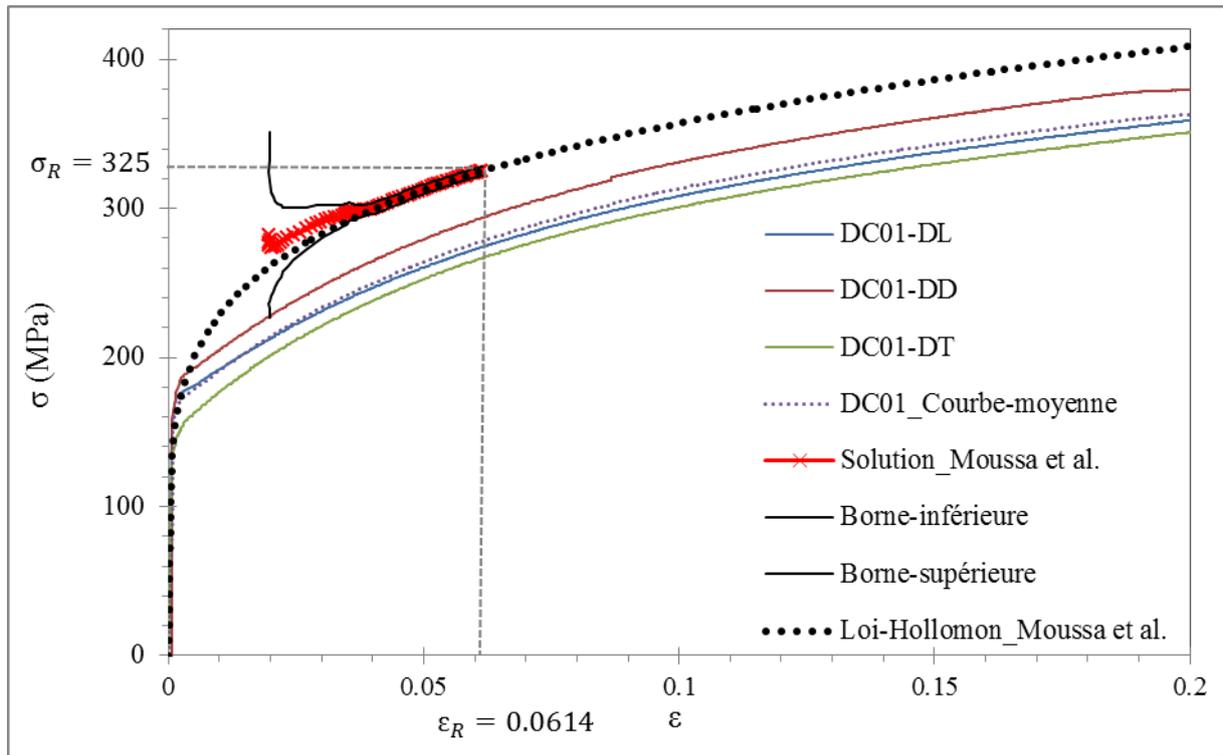


Figure III. 28 : Identification du DC01 à partir des courbes d'indentation obtenues en surface.

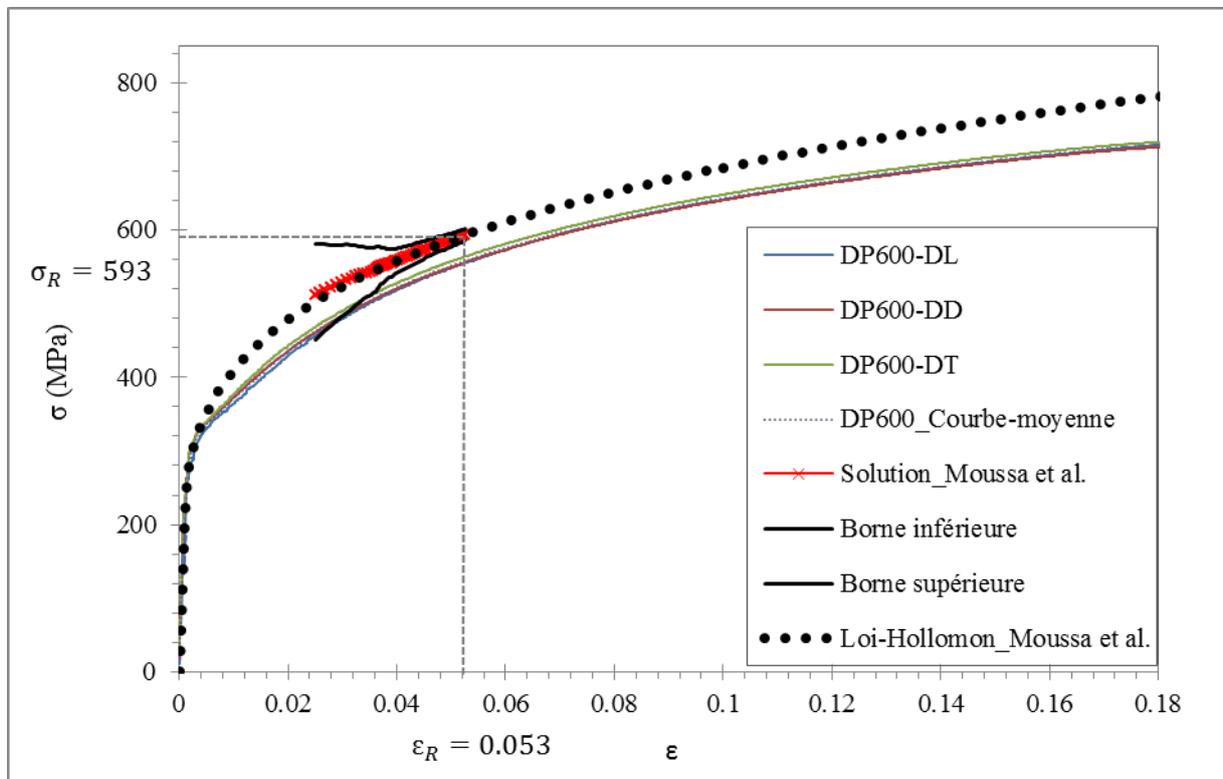


Figure III. 29 : Identification du DP600 à partir des courbes d'indentation obtenues en surface.

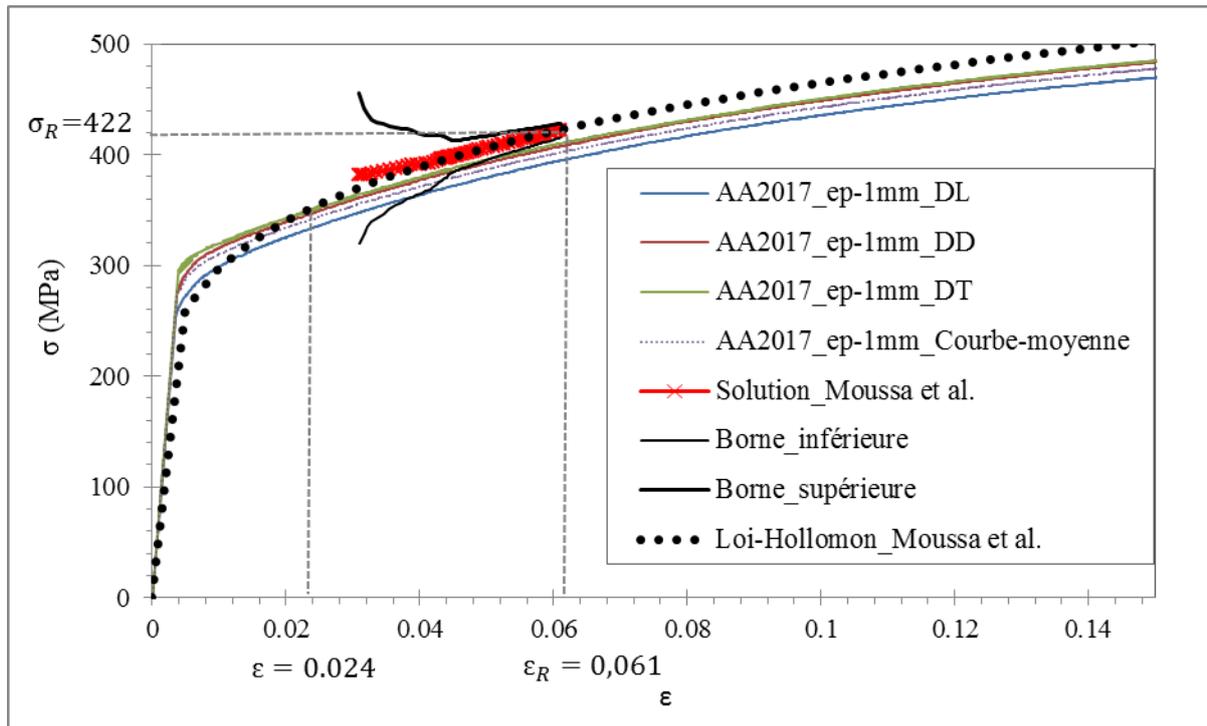


Figure III. 30 : Identification de l'AA2017 (ep-1mm) à partir des courbes d'indentation obtenues en surface.

Les valeurs des paramètres de la loi d'Hollomon identifiées par la méthode de Moussa et al. ainsi que les valeurs de déformation et de contrainte représentatives pour chacun des matériaux testés sont données dans le tableau III.1.

Tableau III. 1 : Identification par la méthode de Moussa et al. des lois d'écrouissage des différents matériaux étudiés par indentation en surface.

	$\sigma_Y$ (MPa)	$n$	$\epsilon_R$ (%) – $\sigma_R$ (MPa)
DC01-ep-2mm	134	0,194	6,1-325
DP600-ep-2mm	256	0,223	5,3-593
AA2017-ep-1mm	239	0,194	6,1-422

Plusieurs informations peuvent être tirées des figures III.28, III.29 et III.30 précédentes. Concernant le DC01 et le DP600, on remarque qu'il y a une surestimation non négligeable de la résistance du matériau. Concernant le AA2017 (ep. 1mm), l'indentation conduit à une très légère surestimation de la loi d'écrouissage du matériau pour des déformations supérieures à 0,024. Ces résultats nous ont amené comme dans les cas des tôles épaisses à étudier les profils de dureté des différents matériaux identifiés.

### 3.4.2. Profils de micro-dureté dans la section des tôles minces

La même procédure expérimentale que celle décrite dans le cas des tôles épaisses a été suivie pour l'obtention des profils de dureté dans le cas des tôles minces. Les différents profils de dureté des différents matériaux étudiés sont présentés dans les figures III.31, III.32 et III.33.

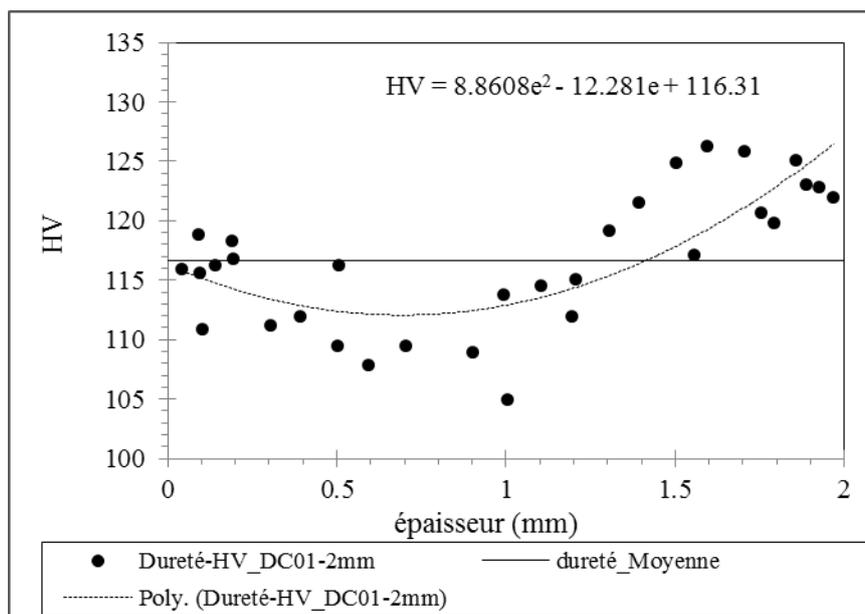


Figure III. 31 : profil de dureté dans l'épaisseur du DC01.

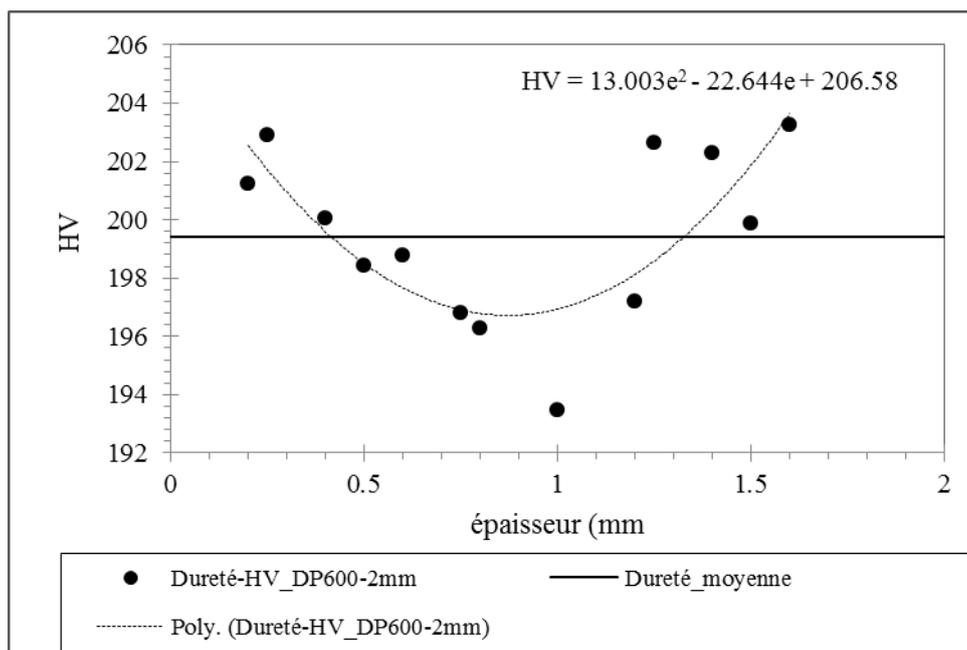


Figure III. 32 : profil de dureté dans l'épaisseur du DP600.

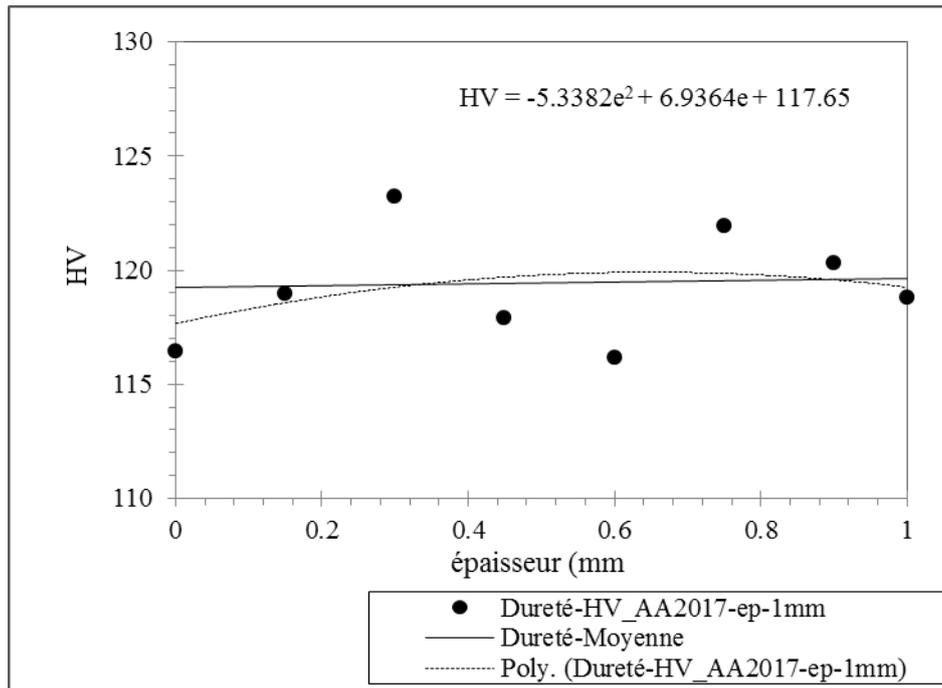


Figure III. 33 : profil de dureté dans l'épaisseur de l'AA2017 (ep-1mm).

Les figures III.31, III.32 et III.33 montrent la variation du profil de dureté pour tous les matériaux étudiés. Pour le DC01 et le DP600, on observe une dureté plus élevée en surface qu'à cœur. Pour le AA2017, on remarque une variation de la dureté dans l'épaisseur mais la dureté au niveau du cœur du matériau et la dureté au niveau de la surface sont quasiment les mêmes. Cela peut expliquer le fait qu'on arrive à identifier relativement correctement ce matériau à partir d'une indentation en surface ce qui n'est pas le cas pour les deux autres matériaux.

Afin d'étudier l'influence du profil de dureté sur les résultats identifiés par indentation, des essais d'indentation sont effectués au cœur des tôles de DC01 et de DP600. Les résultats sont présentés dans la suite.

### 3.4.3. Indentation au cœur des tôles minces

#### 3.4.3.1. Identification du DP600

Afin d'identifier le comportement du cœur du DP600, le montage montré dans la figure III.34 a été utilisé pour indenter dans la section de la tôle étudiée.

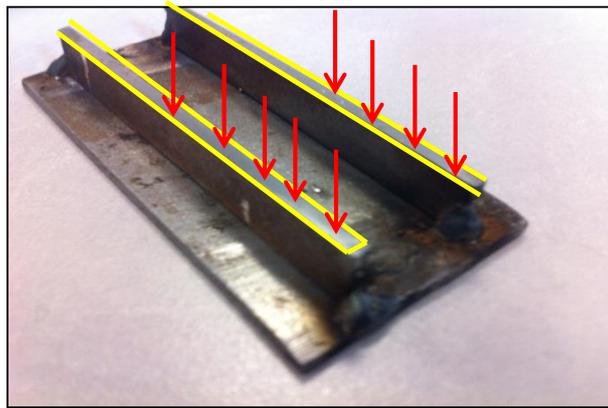


Figure III. 34 : montage pour l'indentation dans l'épaisseur des tôles minces.

Les essais d'indentation sont effectués à l'endroit où la dureté mesurée correspond à la dureté moyenne de la section de la tôle. La moyenne des courbes d'indentation obtenues à cœur est comparée à la moyenne des courbes d'indentation obtenues en surface dans la figure III.35.

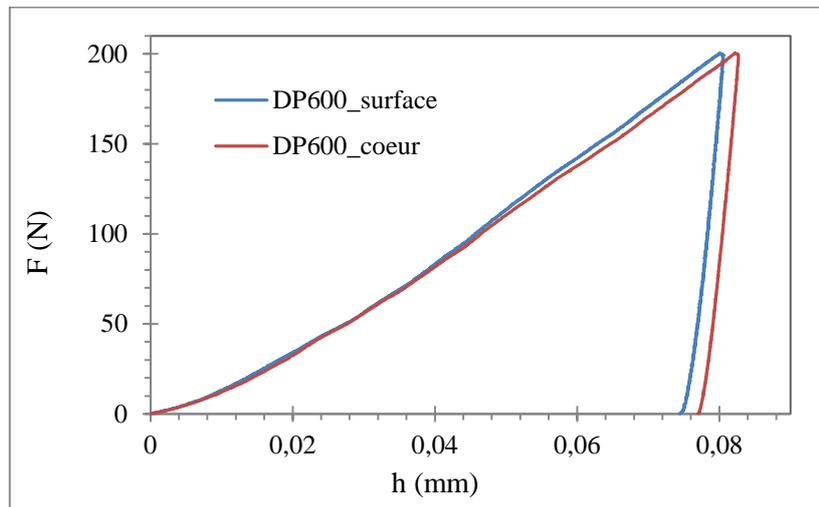


Figure III. 35 : Courbes d'indentation obtenues pour le DP600 en surface et dans l'épaisseur.

A partir de la figure III.35, on voit que la courbe obtenue en cœur est légèrement à droite de la courbe obtenue en surface. On peut déduire ainsi que la résistance à cœur du matériau est plus faible que celle en surface ce qui a été déjà montré avec le profil de dureté du DP600. L'identification des paramètres d'érouissage de l'acier DP600 à partir des courbes d'indentation obtenues à cœur a été lancée selon la procédure de Moussa et al. et a permis d'obtenir des courbes d'érouissage très proches des courbes d'érouissage identifiées par traction, comme le montre la figure III.36.

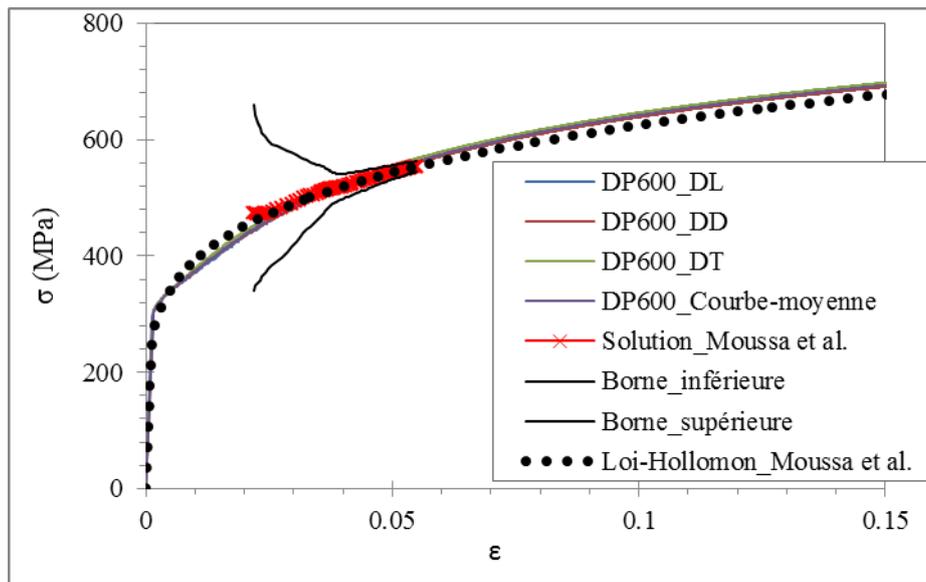


Figure III. 36 : Comparaison des lois d'érouissage obtenues par traction et par indentation dans le cœur de l'acier DP600.

Les paramètres de la loi d'Hollomon identifiés dans le cœur du DP600, ceux de la loi d'Hollomon identifiés en surface et ceux identifiés à partir de la courbe de traction (Chapitre II) sont regroupés dans le tableau III.2. Les écarts entre les paramètres identifiés par indentation en surface et en section et ceux identifiés à partir de la loi de traction sont aussi présentés dans le tableau III.2.

Tableau III. 2 : Identification du DP600 par traction, indentation en cœur (section) et par indentation en surface.

	$\sigma_Y$ (MPa)	$Ecart(\sigma_Y)$ (%)	$n$	$Ecart(n)$ (%)
DP600_identification-section	257	8	0.2	-8
DP600_identification-surface	256	8	0.223	1.36
DP600_identification-traction	237	/	0.22	/

Comme le montre le tableau III.2, dans le cas de l'identification des lois d'érouissage par indentation en surface, on remarque qu'il y a une estimation correcte du coefficient d'érouissage mais une surestimation de la limite d'élasticité. Cela entraîne ainsi une surestimation non négligeable de la résistance du matériau.

Dans le cas de l'identification par indentation dans la section, la surestimation de la limite d'élasticité est compensée par une sous-estimation du coefficient d'érouissage. Cela entraîne une courbe d'érouissage identifiée par indentation plus proche des courbes d'érouissage obtenues par traction.

### 3.4.3.2. Identification du DC01

Le même type de montage que celui utilisé pour l'indentation en section du DP600 a été préparé pour l'indentation en section du DC01 d'épaisseur 2mm. Dans le cas du DC01, la faible distance entre l'axe d'indentation et le bord de la tôle associée à une faible résistance du matériau a eu pour conséquence une perturbation de l'essai. Une simulation de l'essai d'indentation effectuée en 2D sur un massif semi-infini et une simulation effectuée en 3D de l'indentation sur la section de la tôle a été effectuée pour étudier cette perturbation. Pour ces simulations, la loi d'érouissage identifiée en surface de la tôle DC01 a été implémentée (tableau III.1). Comme le montre la figure III.37, on remarque que la courbe d'indentation du DC01 obtenue à partir du modèle 3D, qui prend en compte l'épaisseur de la section indentée,

s'écarte de la courbe d'indentation obtenue à partir du modèle 2D où le massif peut être considéré comme semi-infini. Cela n'a pas été observé pour le DP600 ce qui confirme que dans le cas de DP600, la section indentée peut être considérée comme un massif semi-infini. La courbe d'indentation obtenue dans la section de la tôle du DP600 peut donc être utilisée afin d'identifier la loi d'écroutissage du DP600 avec la méthode de Moussa et al. proposée dans le cas de l'indentation de massifs semi-infinis.

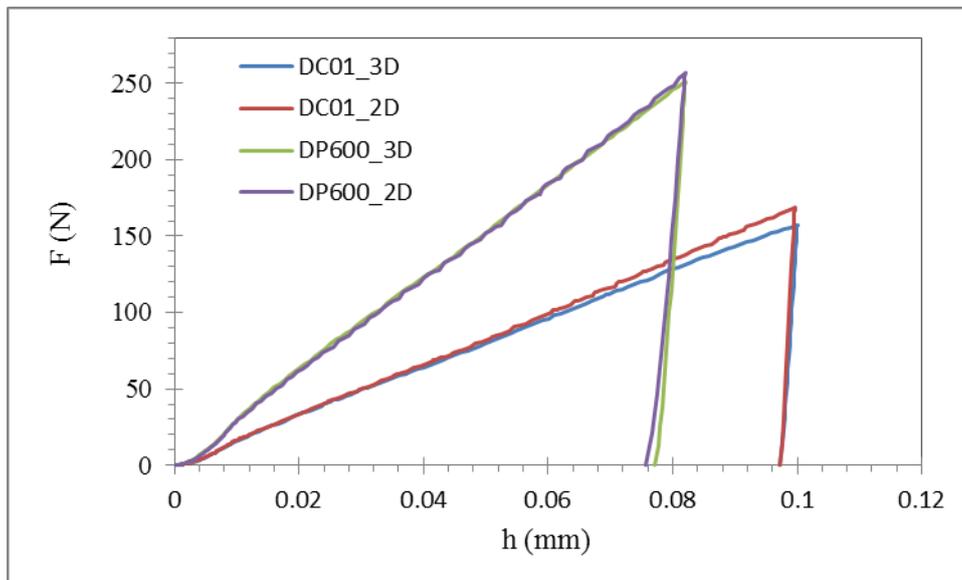


Figure III. 37 : Courbes d'indentation obtenues pour le DC01 sur deux modèles EF.

L'étude du champ de déplacement  $U_1$ , dans la direction  $x$ , sous l'indenteur montre que le bord de la tôle (point A sur schéma de la figure III.38) subit un déplacement non négligeable dans le cas du DC01 (Figure III.39) alors qu'il semble nul dans le cas du DP 600 (Figure III.40).

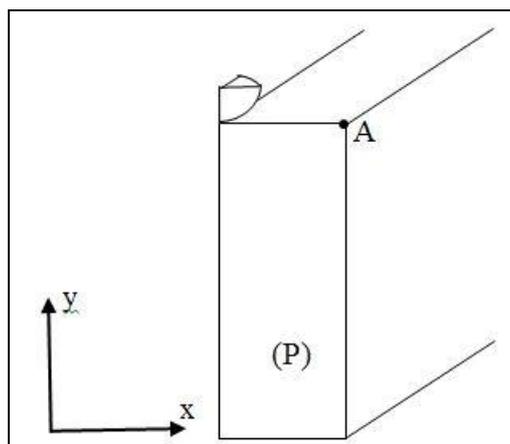


Figure III. 38 : Schéma représentatif de l'indentation en section.

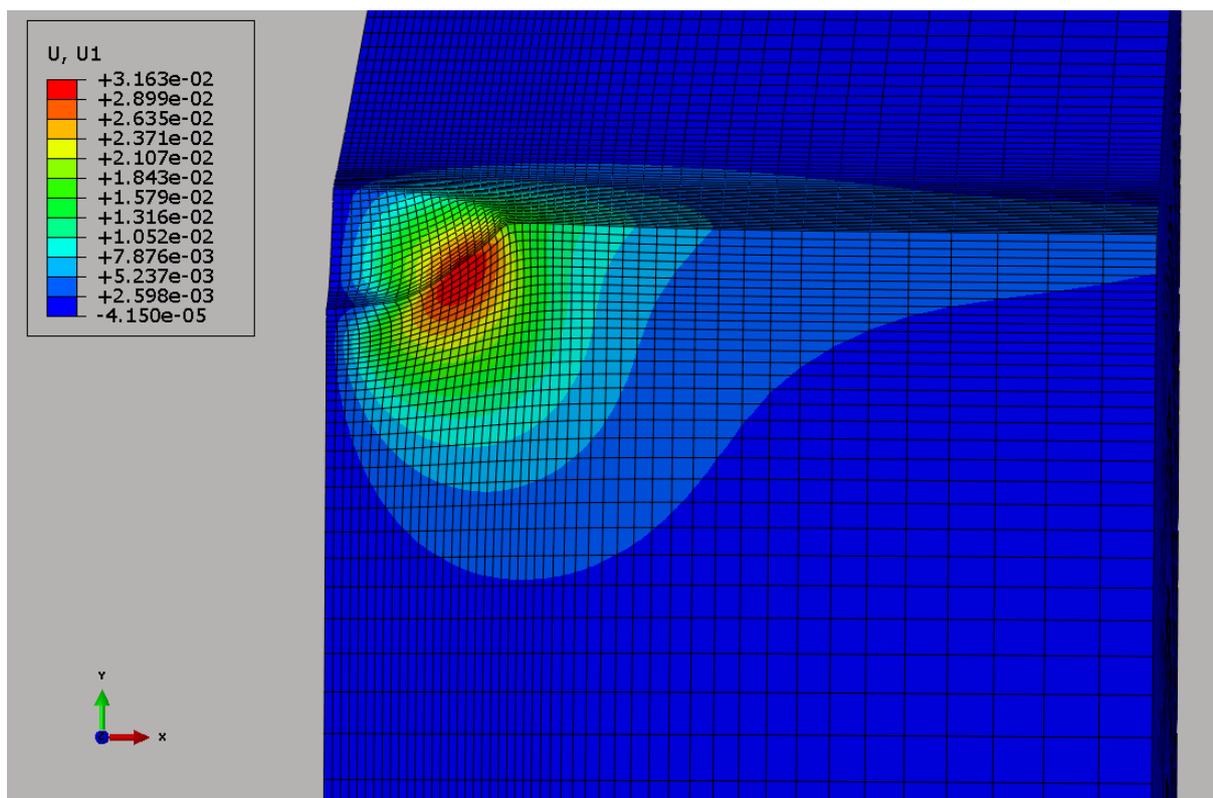


Figure III. 39 : Champ de déplacement dans le cas de DC01 avec le modèle 3D.

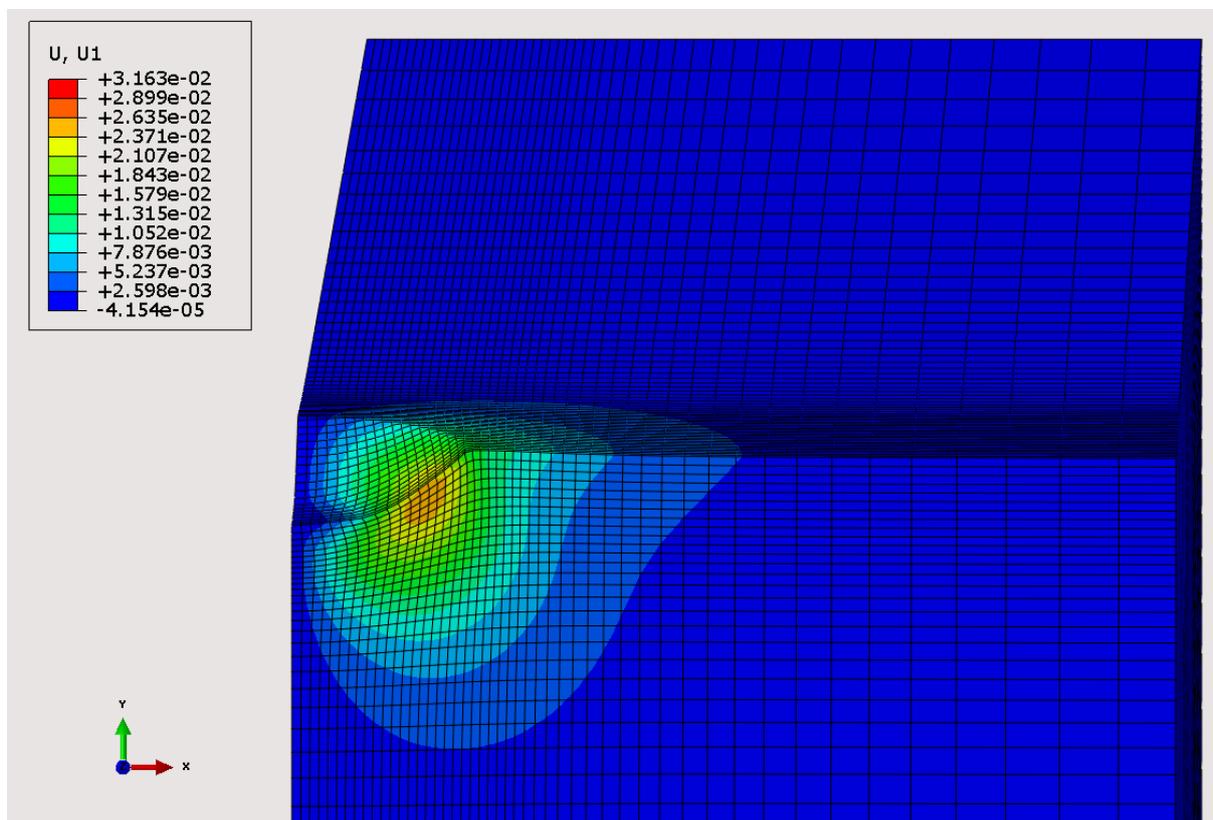


Figure III. 40 : Champ de déplacement dans le cas de DP600 avec le modèle 3D.

Contrairement à celle obtenue pour le DP600, la courbe d'indentation obtenue dans la section de la tôle du DC01 ne peut donc être utilisée afin d'identifier la loi d'érouissage du DC01 avec la méthode Moussa et al. proposée dans le cas de l'indentation de massifs semi-infinis. Afin d'obtenir la loi d'érouissage du cœur du matériau, la seule solution est de polir l'échantillon et d'identifier le matériau à partir de l'indentation des nouvelles surfaces obtenues.

Trois épaisseurs ont été enlevées par rectification pour le DC01 : 250 microns, 500 microns et 700 microns. Les trois surfaces obtenues ont été ensuite indentées. Les courbes d'indentation obtenues sur chaque surface ont été utilisées pour l'identification du matériau par la méthode de Moussa et al.. Les courbes d'érouissage identifiées sont présentées dans les figures III.41 et III.42 et III.43.

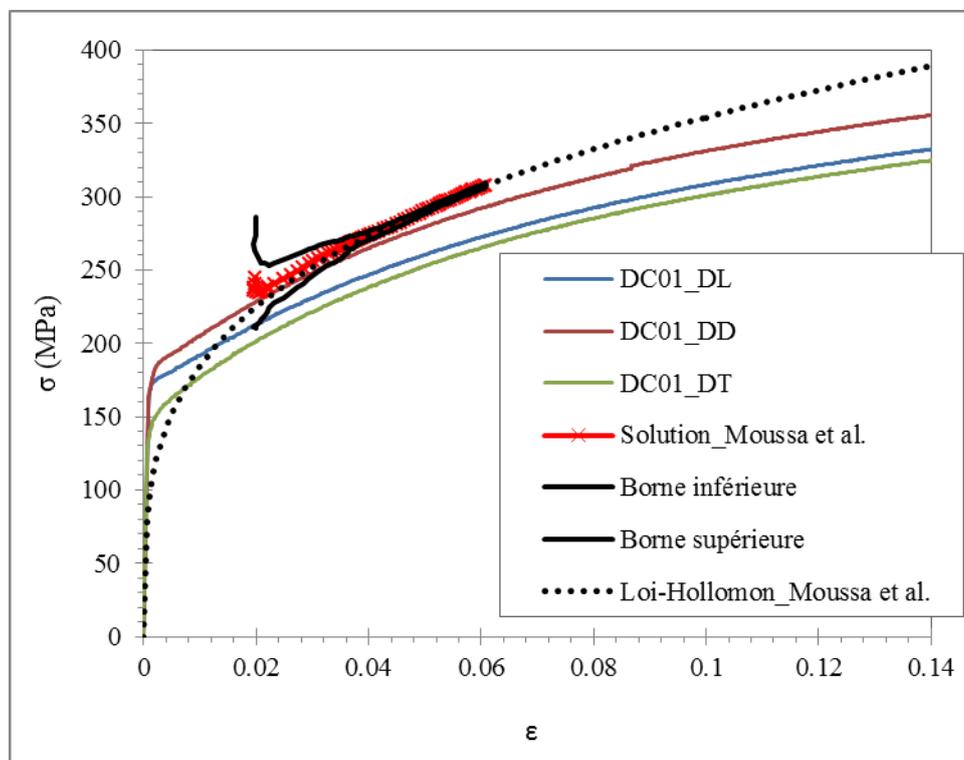


Figure III. 41 : Comparaison des lois d'érouissage obtenues sur l'acier DC01 par traction et par indentation après rectification sur 250µm

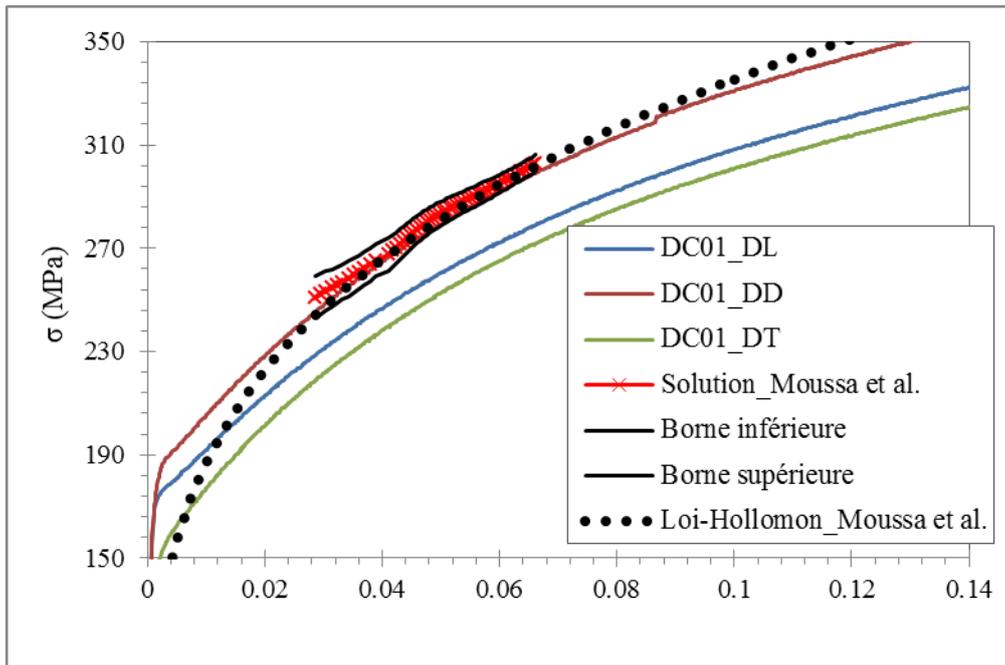


Figure III. 42 : Comparaison des lois d'écouissage obtenues sur l'acier DC01 par traction et par indentation après rectification sur 500 $\mu\text{m}$ .

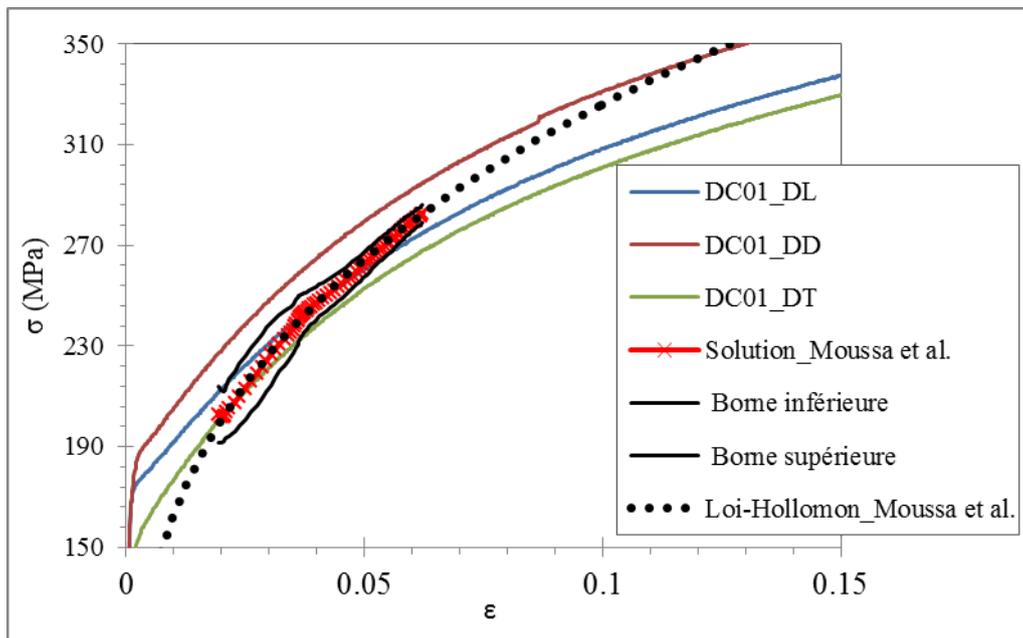


Figure III. 43 : Comparaison des lois d'écouissage obtenues sur l'acier DC01 par traction et par indentation après rectification sur 700 $\mu\text{m}$ .

D'après les figures III.41, III.42 et III.43, on observe comme attendu que plus l'épaisseur enlevée est importante et plus le matériau indenté est doux.

L'examen du profil de dureté (Figure III.31) montre que pour des profondeurs de l'ordre de 250  $\mu\text{m}$ , les couches indentées sont parmi les couches les plus dures. Après avoir enlevé une épaisseur de 250  $\mu\text{m}$ , l'indentation conduit, au niveau et au-delà des déformations représentatives d'indentation, à l'obtention d'une courbe d'écouissage située au-dessus des

courbes d'érouissage identifiées par traction. Ce résultat confirme que la zone située à 250 microns de la surface de la tôle a une résistance supérieure à la résistance moyenne de la tôle.

L'examen du profil de dureté montre que pour des profondeurs de l'ordre de 700  $\mu\text{m}$ , les couches indentées sont parmi les couches les moins dures. A partir de la figure III.43, on remarque qu'après enlèvement de 700 microns, on identifie par indentation une courbe d'érouissage située dans le faisceau des courbes d'érouissage obtenues par traction. Après enlèvement de 700 microns, on indente dans les zones les moins résistantes et c'est pour cela qu'on arrive à identifier un matériau avec une résistance la plus faible.

La réalisation des essais d'indentation après enlèvement de 500  $\mu\text{m}$  doit conduire à une loi d'érouissage intermédiaire à celles obtenues après avoir enlevé 250  $\mu\text{m}$  et 700  $\mu\text{m}$ . C'est ce qu'on observe en comparant la figure III.42 aux figures III.41 et III.43. On remarque de plus que l'on identifie une loi d'Hollomon semblable à la courbe d'érouissage obtenue par traction de l'échantillon découpé dans la direction diagonale. Des travaux antérieurs dans notre laboratoire ont montré que dans le cas des matériaux présentant une certaine anisotropie, l'identification d'un matériau par indentation donne une courbe d'érouissage qui s'approche le plus de la courbe de traction du matériau obtenue dans la direction diagonale.

### 3.5. Conclusions sur l'indentation des tôles minces

Dans cette partie, des conditions spécifiques à l'indentation des tôles minces ont été précisées.

- On montre que dans le cas des échantillons à faibles épaisseurs, pour garantir le contact entre l'échantillon et son support, il est recommandé d'utiliser un support sphérique [97].
- On montre que dans le cas de l'utilisation d'un support sphérique, deux phénomènes sont à prendre en compte. Le phénomène de flexion de l'échantillon durant l'essai d'indentation et le phénomène de déformation du support sphérique. Ces deux phénomènes sont étudiés dans des travaux précédents [98]. Concernant le phénomène de flexion, on montre que la prise en compte de ce phénomène nécessite l'utilisation des capteurs inférieurs. La déformation élastique du support sphérique doit être prise en compte.
- On montre que le profil de dureté doit être pris en compte si on veut comparer les résultats d'identification aux courbes d'érouissage obtenues par traction. Trois matériaux ont été testés (DC01, DP600 et l'AA2017 (ep-1mm)). L'AA2017 présente une dureté en surface égale à celle en cœur. Cela a conduit à identifier par indentation une loi d'érouissage proche de celle identifiée par traction.
- Concernant le DC01 et le DP600, on remarque à partir de leur profil de dureté que la dureté en surface est plus élevée que celle en cœur. L'identification par indentation en surface de la tôle entraîne donc une surestimation des lois d'érouissage par rapport à celles obtenues par traction.
- D'une manière générale, l'indentation dans les couches internes des tôles présentant un gradient de dureté dans l'épaisseur permet d'obtenir des lois d'érouissage proches de celles obtenues par traction.

## 4. Conclusion sur l'apport de l'indentation instrumentée dans le cas de mise en forme des tôles hétérogènes

Dans ce chapitre, l'influence du profil de dureté sur les paramètres plastiques identifiés par indentation instrumentée a été mise en évidence. Tous les matériaux testés présentent un gradient de dureté dans leur épaisseur. Ce gradient de dureté dans l'épaisseur peut influencer le phénomène de retour élastique du matériau lors de la mise en forme des tôles. Cela a été démontré par les travaux de Wei Gan et al. [4]. Dans leurs travaux, Wei Gan et al. [4] montrent que le profil de dureté d'un acier DP780 et d'un TRIP780 a un effet sur le retour élastique dans le cas de leur mise en forme par pliage-traction (*draw-bend testing*). Le profil de dureté du DP780 et du TRIP780 sont présentés dans les figures III.44 et figures III.45. La différence que l'on peut obtenir en considérant ou non la variation de la dureté dans l'épaisseur est montrée dans la figure III.46.

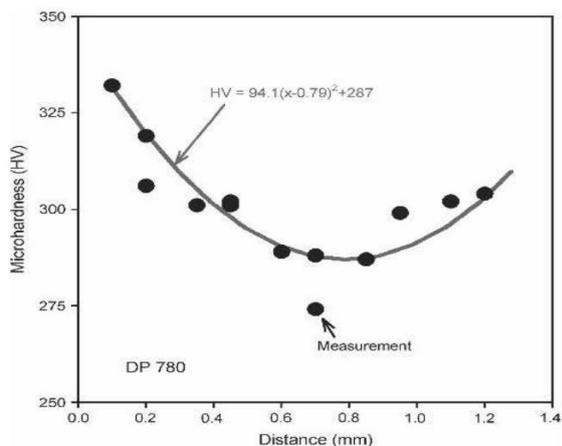


Figure III. 44 : Profil de dureté d'un DP780 [4].

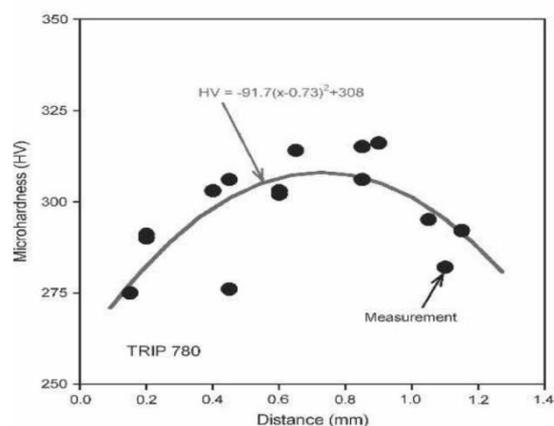


Figure III. 45 : profil de dureté du TRIP [4].

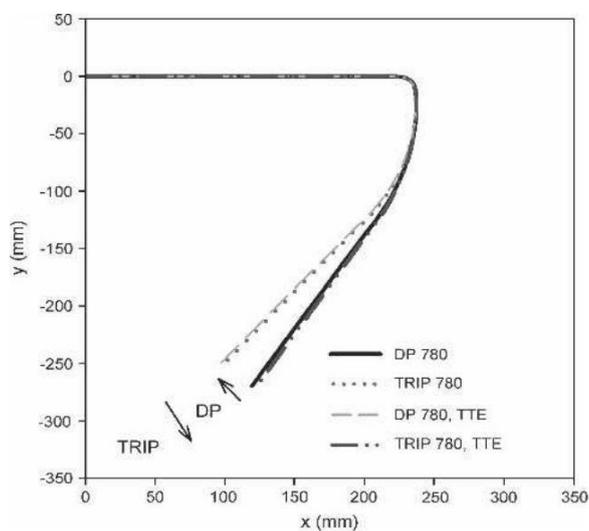


Figure III. 46 : Prédiction du retour élastique en prenant en compte ou pas la variation des propriétés mécaniques dans l'épaisseur [4].

Selon les auteurs, l'angle du retour élastique varie de 20% entre le cas où l'on considère la loi de comportement moyenne obtenue par traction et lorsque l'on considère la variation des propriétés mécaniques dans l'épaisseur des tôles testées. La comparaison aux résultats expérimentaux montre que la prise en compte de l'hétérogénéité des propriétés mécaniques dans l'épaisseur de la tôle permet de mieux prédire le retour élastique (Figure III.46). Les auteurs affirment ainsi que la variation de la dureté dans l'épaisseur est un des facteurs essentiels influençant la prédiction du retour élastique et qui doit être prise en compte dans tous les travaux portant sur la prédiction du retour élastique.

Dans ce chapitre, nous avons montré que l'indentation instrumentée permettait de mettre en évidence la variation des propriétés mécaniques dans l'épaisseur des tôles. Différentes lois d'érouissage ont pu être identifiées à différents endroits de la section de la tôle. L'indentation instrumentée est donc un outil qui peut être utile pour mieux prédire le retour élastique dans le cas de la mise en forme par déformation plastique des pièces.

## Chapitre IV : Caractérisation mécanique des tôles minces pré-déformées par traction uni-axiale monotone et par cisaillement

---

1. Introduction .....	125
2. Pré-déformation expérimentale des tôles métalliques étudiées : procédure expérimentale et paramètres mécaniques obtenus .....	127
2.1. Pré-déformation par traction uni-axiale monotone.....	128
2.2. Pré-déformation par cisaillements monotone et cyclique .....	128
3. Caractérisation mécanique par indentation des tôles pré-déformées par traction : application de la méthode de Moussa et al.....	131
3.1. Caractérisation mécanique des matériaux avant pré-déformation.....	131
3.2. Caractérisation mécanique des matériaux après déformation .....	131
3.3. Evaluation de la contrainte représentative .....	132
3.4. Détermination de la limite d'élasticité après déformation plastique .....	134
3.5. Détermination de la déformation plastique du matériau .....	134
3.6. Etude numérique de la caractérisation après écrouissage d'un matériau de loi d'écrouissage de type Hollomon selon la méthode de Moussa et al. ....	136
3.7. Conclusion sur l'identification par indentation de la loi d'écrouissage d'un matériau pré-écroui avec la méthode de Moussa et al.....	138
4. Nouvelle méthodologie proposée pour la caractérisation des matériaux pré-déformés par indentation.....	139
4.1. Démarche suivie .....	139
4.2. Validation de la démarche suivie sur deux pseudo-matériaux .....	140
4.2.1. Pseudo-matériau 1 .....	140
4.2.2. Pseudo-matériau 2 .....	141
4.2.3. Validation sur le pseudo-matériau 1.....	142
4.2.4. Validation sur le pseudo-matériau 2.....	144
5. Application de la méthodologie proposée sur les tôles métalliques de DC01, DP600 et AA2017 .....	148
5.1. Caractérisation mécanique des matériaux avant déformation .....	148
5.2. Caractérisation mécanique des matériaux pré-déformés par traction uni-axiale.....	152
5.3. Caractérisation mécanique des matériaux pré-déformés par cisaillement.....	154
6. Conclusion.....	156
7. Perspectives .....	157

## 1. Introduction

Comme il a été mentionné précédemment dans ce mémoire, un des principaux challenges des industriels est de prédire le retour élastique d'une tôle mise en forme par déformation plastique. Ce retour dépend entre autres de la valeur de la limite d'élasticité atteinte au niveau des zones déformées plastiquement [4, 5, 7]. Plus la limite d'élasticité est grande et plus le retour élastique sera grand puisque la déformation lui est proportionnelle. L'idée présentée dans ce chapitre est de tenter de déterminer localement par indentation cette limite d'élasticité au niveau des zones déformées plastiquement. Cette détermination pourra être utile dans une démarche d'amélioration de la prédiction du phénomène de retour élastique.

Dans ce chapitre, on prend, dans un premier temps, le cas du chargement le plus simple à mettre en œuvre afin de déformer plastiquement un matériau : le trajet de chargement monotone imposé par un essai de traction uni-axiale. Dans un deuxième temps, des essais de cisaillement monotones et cycliques sont effectués.

Pour tous les cas étudiés, le but est de tenter de déterminer par indentation instrumentée, la nouvelle loi d'écrouissage et ainsi la nouvelle limite d'élasticité des échantillons pré-déformés plastiquement. Le recalage de la loi d'écrouissage identifiée pour le matériau pré-déformé sur la loi identifiée du matériau non déformé permet d'évaluer la valeur de la déformation plastique subie par le matériau pré-déformé. Cette valeur évaluée de la déformation sera comparée la valeur de la pré-déformation plastique réellement imposée afin de vérifier la validité de la démarche.

Dans le paragraphe 2 de ce chapitre, on présente la procédure expérimentale suivie pour pré-déformer tous les échantillons. Les nouvelles limites d'élasticité obtenues ainsi que les niveaux de pré-déformation élastique et plastique réels sont également présentés pour chacun des échantillons. Ces valeurs serviront de valeurs de références lors de la comparaison aux valeurs de pré-déformation obtenues par indentation.

Dans le paragraphe 3, on applique la méthode de Moussa et al. pour la caractérisation mécanique des matériaux avant et après pré-déformation. Dans cette partie, la limite d'élasticité est identifiée en considérant que la loi d'écrouissage suit une loi d'Hollomon modifiée. A partir des deux lois d'écrouissage obtenues, on déduit les niveaux de pré-déformations élastique et plastique des matériaux pré-déformés. Les valeurs calculées sont comparées ensuite aux valeurs de référence imposées réellement.

Dans le paragraphe 4, une nouvelle méthodologie est proposée dans le but d'obtenir une meilleure détermination des valeurs des limites d'élasticité et des valeurs des pré-déformations plastiques. L'indentation instrumentée est couplée à l'analyse inverse pour la caractérisation mécanique des matériaux avant et après déformation. Dans cette partie, on considère que, dans le domaine plastique, la loi d'écrouissage du matériau suit parfaitement une loi de type Voce.

Dans ce même paragraphe, on étudie ce que donne la méthodologie proposée lorsque le matériau non déformé a une loi différente de la loi de Voce. On applique la méthodologie sur deux pseudo-matériaux où on considère que chacun a subi une pré-déformation plastique de 6 %. Dans le domaine plastique, le pseudo-matériau 1 a une loi d'écroutissage de type Voce et le pseudo-matériau 2 a une loi d'écroutissage de type Hollomon.

Dans le paragraphe 5 de ce chapitre, la méthodologie proposée est ensuite appliquée sur des échantillons réellement pré-déformés par essai de traction uni-axial monotone et par essais de cisaillement monotone et cyclique.

Dans le paragraphe 7, les conclusions et les perspectives sont données pour cette étude.

Dans ce chapitre, plusieurs notations sont utilisées pour différencier les différentes déformations plastiques et les différents paramètres des lois des échantillons non déformés et pré-déformés plastiquement. On présente ci-dessous la liste des notations qui seront utilisées dans la suite de ce chapitre :

$\varepsilon_{e0-réel}$  : Déformation élastique réelle après déformation du matériau.

$\varepsilon_{p0-réel}$  : Déformation plastique réelle après déformation du matériau.

$\varepsilon_{e0-calculé}$  : Déformation élastique calculée à partir des identifications par indentation instrumentée.

$\varepsilon_{p0-calculé}$  : Déformation plastique calculée à partir des identifications par indentation instrumentée.

$\sigma_{Y-réel}$  : Limite d'élasticité du matériau avant déformation du matériau.

$\sigma'_{Y-réel}$  : Nouvelle limite d'élasticité après déformation du matériau (obtenue à partir de la courbe de traction ou cisaillement).

$\sigma_{Y-calculé}$  : Limite d'élasticité identifiée par indentation (soit par la méthode de Moussa et al. soit par l'indentation instrumentée couplée à l'analyse inverse) pour un matériau avant déformation.

$\sigma'_{Y-calculé}$  : Limite d'élasticité identifiée par indentation (soit par la méthode de Moussa et al. soit par l'indentation instrumentée couplée à l'analyse inverse) pour un matériau après déformation.

$\varepsilon_{R-calculé} - \sigma_{R-calculé}$  : Déformation et contrainte représentatives déterminées par la méthode de Moussa et al. pour un matériau n'ayant subi aucune déformation.

$\varepsilon'_{R-calculé} - \sigma'_{R-calculé}$  : Déformation et contrainte représentatives déterminées par la méthode de Moussa et al. pour un matériau après sa déformation.

$\sigma'_{R-réel}$  : Contrainte représentative réellement obtenue pour les échantillons déformés.

$n_{réel}$  : Coefficient d'écroutissage de la loi d'Hollomon pour un matériau avant sa déformation.

$n_{calculé}$  : Coefficient d'écroutissage de la loi d'Hollomon identifié par la méthode de Moussa et al. pour un matériau avant déformation.

$n'_{calculé}$  : Coefficient d'écroutissage de la loi d'Hollomon identifié par la méthode de Moussa et al. pour un matériau après déformation.

$Q_{réel}$  : Paramètre de la loi de Voce pour un matériau avant sa déformation. Ce paramètre caractérise l'expansion maximale de la surface de charge.

$Q_{calculé}$  : Paramètre de la loi de Voce identifié par l'indentation instrumentée couplée à l'analyse inverse pour un matériau n'ayant subi aucune déformation.

$Q'_{calculé}$  : Paramètre de la loi de Voce identifié par l'indentation instrumentée couplée à l'analyse inverse pour un matériau après sa déformation.

$b_{réel}$  : Paramètre de la loi de Voce pour un matériau avant sa déformation. Ce paramètre contrôle la courbure de la loi d'écroutissage dans le domaine plastique.

$b_{calculé}$  : Paramètre de la loi de Voce identifié par indentation pour un matériau après sa déformation.

## 2. Pré-déformation des tôles métalliques étudiées : procédure expérimentale et paramètres mécaniques obtenus

La limite d'élasticité obtenue après déformation  $\sigma'_{y-réel}$ , les valeurs de pré-déformations plastiques  $\varepsilon_{p0-réel}$  et élastiques  $\varepsilon_{e0-réel}$  (Figure IV.1) subies sont déterminées pour chacun des échantillons déformés.

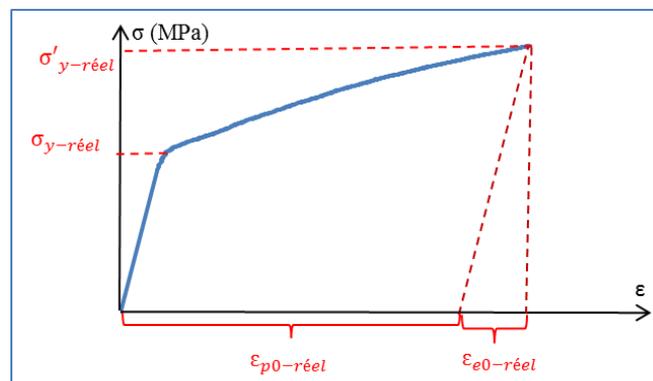


Figure IV. 1: notations des limites d'élasticité et des déformations réellement imposées pour les échantillons pré-déformés.

## 2.1. Pré-déformation par traction uni-axiale monotone

Trois matériaux sont pré-déformés plastiquement : le DC01 (ep. 2mm), le DP600 (ep. 2mm) et le AA2017 (ep. 1mm). La déformation plastique que subissent les trois matériaux testés a été obtenue par un test de traction uni-axiale monotone. La forme et la longueur utile des échantillons ont été présentées dans le chapitre II. L'élongation de l'échantillon a été contrôlée durant l'essai de traction. Trois niveaux d'élongation ont été choisis : 5mm, 9mm et 18mm pour le DC01 et le DP600 et 5mm, 9mm et 14mm pour l'AA2017 vu que cet alliage d'aluminium se rompt avant d'atteindre 18 mm de déplacement.

Pour chaque élongation, les matériaux ont été testés dans la direction longitudinale (DL), transversale (DT) et diagonale (DD) (soit trois échantillons par élongation pour chaque matériau).

Dans ce chapitre, seul un échantillon par matériau est montré pour chaque élongation. Les résultats des autres échantillons sont présentés dans l'Annexe A.

**Tableau IV. 1: limite d'élasticité obtenue après déformation  $\sigma'_{y-réel}$ , pré-déformation plastique  $\epsilon_{p0-réel}$  et élastique  $\epsilon_{e0-réel}$  obtenues pour les différents échantillons étudiés.**

Déplacement (mm)	Matériaux	$\sigma'_{y-réel}$ (MPa)	$\epsilon_{p0-réel}$ (%)	$\epsilon_{e0-réel}$ (%)
5	DC01	248	3,32	0,1181
	DP600	490	2,84	0,2333
	AA2017	354	2,84	0,4783
9	DC01	289	6,58	0,1376
	DP600	585	5,66	0,2785
	AA2017	399	5,55	0,5391
18	DC01	341	13,9	0,1623
	DP600	705	14,02	0,3357
14	AA2017	441	9,55	0,5965

## 2.2. Pré-déformation par cisaillements monotone et cyclique

Dans cette étude, deux matériaux sont pré-déformés par cisaillement: Le DC01 (épaisseur 1mm) et le DP600 (épaisseur 2mm). Les échantillons utilisés dans cette partie ont les mêmes dimensions que les échantillons présentés dans le chapitre II.

Chacun des matériaux a subi deux trajets de chargement différents amenant à la même déformation plastique finale. Le premier trajet de chargement consiste en un essai cyclique, charge-décharge-inversion de la charge puis décharge. Le deuxième trajet de chargement est un essai monotone allant jusqu'à une déformation de cisaillement cumulée à peu près équivalente à celle de l'essai cyclique. Les courbes  $\tau$ - $\gamma$  obtenues pour chacun des matériaux sont données dans les figures IV.2 et IV.3.

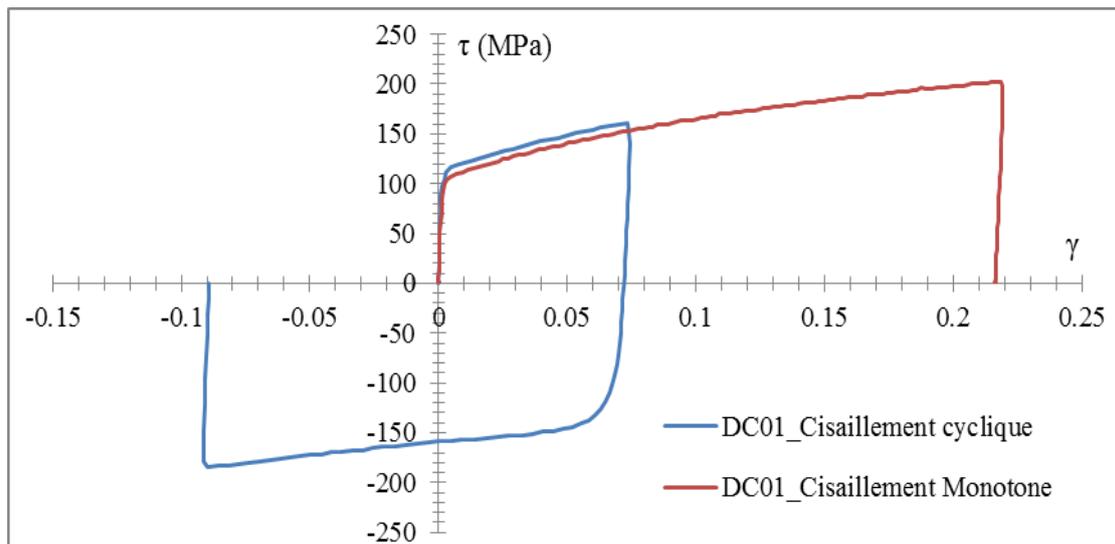


Figure IV. 2: Courbes de cisaillement monotone et cyclique du DC01.

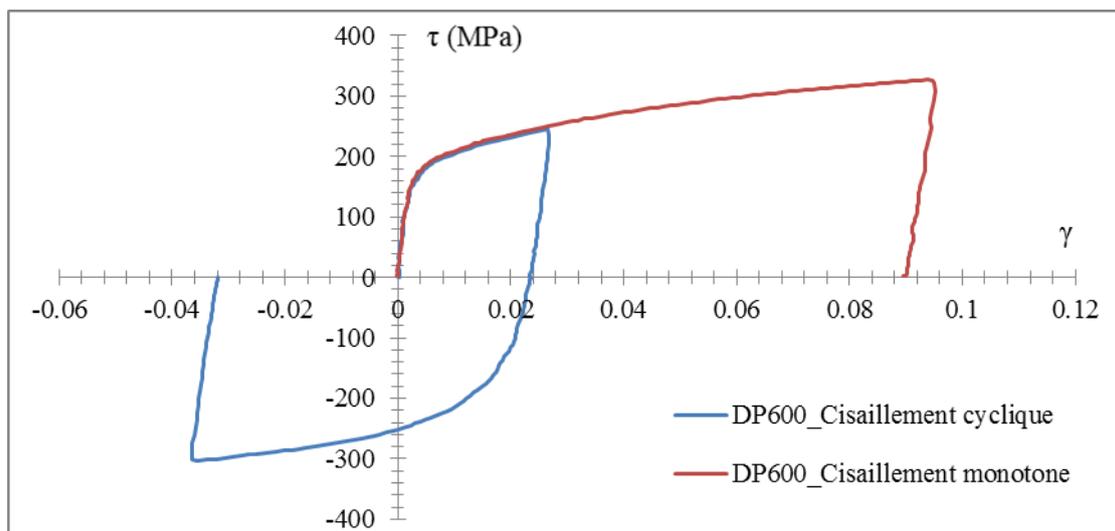


Figure IV. 3: Courbes de cisaillement monotone et cyclique du DP600.

Afin de pouvoir comparer le comportement cyclique et le comportement monotone, la déformation plastique cumulée de cisaillement et la valeur absolue de la contrainte de cisaillement sont dans un premier temps calculées. A partir de ces valeurs, les contraintes et déformations équivalentes au sens de Von-Mises  $\sigma_{eq} - \varepsilon_{eq}$  sont calculées. (Figures IV.4 et IV.5).

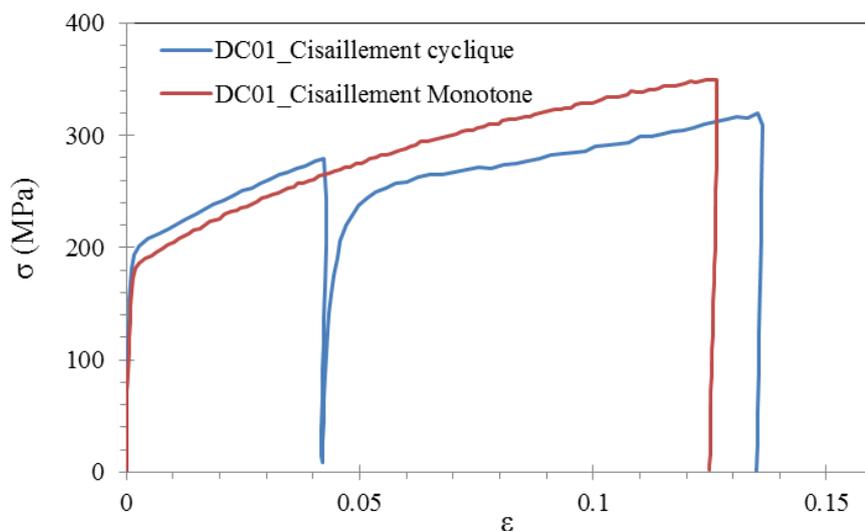


Figure IV. 4: Courbes ( $\sigma_{eq} - \varepsilon_{eq}$ ) à partir des courbes de cisaillement  $\tau-\gamma$  du DC01.

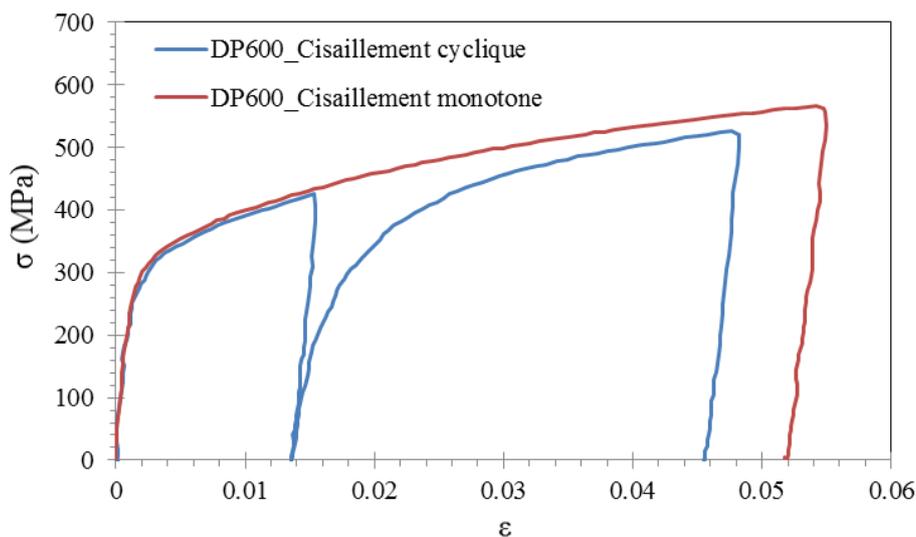


Figure IV. 5: Courbes ( $\sigma_{eq} - \varepsilon_{eq}$ ) à partir des courbes de cisaillement  $\tau-\gamma$  du DP600.

Les déformations élastiques  $\varepsilon_{e0-réel}$  et plastiques équivalentes  $\varepsilon_{p0-réel}$  ainsi que la limite d'élasticité après déformation obtenues pour chacun des échantillons sont données dans le tableau IV.2.

Tableau IV. 2: limite d'élasticité obtenue  $\sigma'_{Y-réel}$ , pré-déformation plastique  $\varepsilon_{p0-réel}$  et pré-déformation élastique  $\varepsilon_{e0-réel}$  obtenues pour les différents échantillons étudiés.

	$\varepsilon_{p0-réel}$ (%)	$\varepsilon_{e0-réel}$ (%)	$\sigma'_{Y-réel}$ (MPa)
DC01_Cisaillement Monotone	12.49	0.167	350
DC01_Cisaillement Cyclique	13.49	0.1519	319
DP600_Cisaillement Monotone	5.17	0.2695	566
DP600_Cisaillement Cyclique	4.55	0.25	525

### 3. Caractérisation mécanique par indentation des tôles pré-déformées par traction : application de la méthode de Moussa et al.

#### 3.1. Caractérisation mécanique des matériaux avant pré-déformation

La caractérisation mécanique du DC01, du DP600 et du AA2017 avant déformation a été effectuée en utilisant la méthode de Moussa et al.. Les résultats obtenus par cette méthode ont été présentés dans le Chapitre III (Figures III.28, III.29 et III.30). On précise que pour la caractérisation mécanique par indentation effectuée dans ce paragraphe et dans ceux qui suivront, les deux surfaces de la tôle ont été préalablement polies (grade 1200) avant indentation. Les lois d'écrouissage obtenues par indentation correspondent donc aux lois d'écrouissage des couches superficielles de tôles (loi d'écrouissage de la partie la plus résistante de la section des tôles, voir chapitre III).

Les croix rouges des figures III.28, III.29 et III.30 représentent les couples ( $\varepsilon_{R-calculé} - \sigma_{R-calculé}$ ) obtenus à partir de la méthode de Moussa et al.. A chacun des couples obtenus, une loi d'Hollomon est associée. Le dernier couple ( $\varepsilon_{R-calculé} - \sigma_{R-calculé}$ ) est obtenu pour le rapport h/R le plus élevé. C'est donc celui obtenu avec le plus de précision [87]. La loi d'Hollomon associée à ce couple est considérée comme la loi d'écrouissage de l'échantillon testé. Dans le tableau IV.3, on redonne le couple ( $\varepsilon_{R-calculé} - \sigma_{R-calculé}$ ) obtenu pour chacun des matériaux ainsi que les paramètres ( $\sigma_{y-calculé}$  et  $n_{calculé}$ ) de la loi d'Hollomon associée.

Tableau IV. 3: paramètres d'écrouissage identifiés par la méthode de Moussa et al. sur les échantillons non-déformés

Matériau	$\varepsilon_{R-calculé}(\%) - \sigma_{R-calculé} (MPa)$	$\sigma_{y-calculé} (MPa)$	$n_{calculé}$
DC01	6,1-325	134	0,194
DP600	5,3-593	256	0,223
AA2017	6,1-422	239	0,194

#### 3.2. Caractérisation mécanique des matériaux après déformation

Après pré-déformation par traction monotone, une des faces de la partie de la tôle appartenant à la section utile est ensuite indentée dans les mêmes conditions d'indentation que celles suivies pour l'échantillon non déformé. Au moins quatre essais sont réalisés sur chacun des échantillons. Les différentes courbes d'indentation obtenues sont utilisées pour l'identification des lois d'écrouissage des échantillons pré-déformés afin de prendre en compte les incertitudes expérimentales. Dans le tableau IV. 4, on présente le couple ( $\varepsilon'_{R-calculé} - \sigma'_{R-calculé}$ ) obtenu pour chacun des échantillons pré-déformés ainsi que les paramètres ( $\sigma'_y$  et  $n'$ ) de la loi d'Hollomon associée.

Tableau IV. 4: paramètres d'érouissage identifiés par la méthode de Moussa et al. des tôles déformées.

Déplacement (mm)	Matériaux	$\varepsilon'_{R-calculé}$ (%) – $\sigma'_{R-calculé}$ (MPa)	$\sigma'_{Y-calculé}$ (MPa)	$n'$ calculé
5	DC01	6 – 353	128	0.22
	DP600	5 – 635	309	0.202
	AA2017	6 – 474	343	0.124
9	DC01	6 – 387	179	0.181
	DP600	4 – 682	370	0.181
	AA2017	6.5 – 489	337	0.142
18	DC01	6 – 423	214	0.166
	DP600	5 – 734	421	0.172
14	AA2017	6.2 – 496	285	0.203

### 3.3. Evaluation de la contrainte représentative

Dans le cas de la méthode de Moussa et al., la contrainte représentative,  $\sigma_R$  ou  $\sigma'_R$ , est considérée comme étant la contrainte la plus précise de la courbe d'érouissage identifiée par cette méthode.

Deux contraintes représentatives obtenues après déformation plastique sont comparées dans la suite :  $\sigma'_{R-réel}$  et  $\sigma'_{R-calculé}$ .

On rappelle que  $\sigma'_{R-calculée}$  est la contrainte représentative correspondant à la déformation représentative  $\varepsilon'_{R-calculé}$  déterminée par la méthode de Moussa et al. (point représentatif de la courbe rouge de la figure IV.6).

$\sigma'_{R-réel}$  est la contrainte représentative réelle du matériau déformé plastiquement. Cette contrainte correspond, sur la loi d'érouissage du matériau non déformé identifiée par indentation (courbe bleue de la figure IV.6), à la contrainte obtenue pour une déformation égale à  $\varepsilon'_{R-calculé} + \varepsilon_{e0-réel} + \varepsilon_{p0-réel}$ . Cette déformation est la somme de la déformation représentative déterminée par la méthode de Moussa et al. et de la déformation totale subie par l'échantillon déformé.

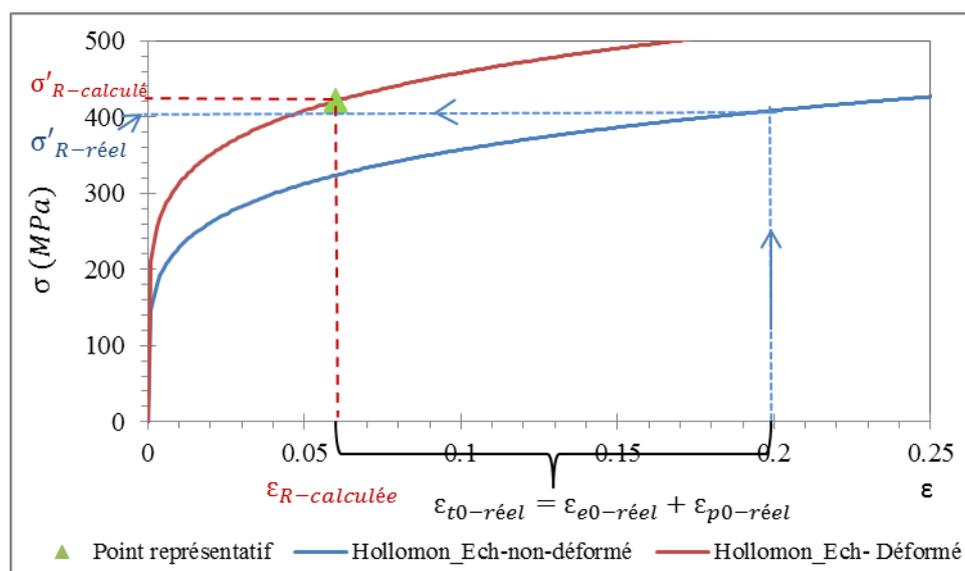


Figure IV. 6: notations concernant les contraintes représentatives réelles et les contraintes représentatives calculées par la méthode de Moussa et al..

Les valeurs des contraintes  $\sigma'_{R-réel}$  et  $\sigma'_{R-calculé}$  sont présentées dans le tableau IV.5.

Tableau IV. 5: comparaison des valeurs des contraintes représentatives réelles ( $\sigma'_{R-réel}$  (MPa)) aux valeurs des contraintes représentatives calculées ( $\sigma'_{R-calculé}$  (MPa)).

Déplacement (mm)		$\epsilon_{e0-réel}$ (%)	$\epsilon_{p0-réel}$ (%)	$\epsilon'_{R-calculé}$ (%)	$\sigma'_{R-réel}$ (MPa)	$\sigma'_{R-calculé}$ (MPa)	Erreur (%)
5	DC01	0.1181	3.32	6	353	353	0.0
	DP600	0.2333	2.84	5	652	635	-3
	AA2017	0.4783	2.84	6.6	464	474	2.1
9	DC01	0.1376	6.58	6	374	387	3.5
	DP600	0.2785	5.66	4	683	682	-0.1
	AA2017	0.5391	5.55	6.5	486	489	0.6
18	DC01	0.1623	13.9	6	409	423	3.4
	DP600	0.3357	14.02	5	792	734	-7
14	AA2017	0.5965	9.55	6.2	512	496	-3.1

Les résultats présentés dans le tableau IV.5. montrent qu'au niveau de la contrainte représentative, le niveau d'erreur ne dépasse pas 7 %. Concernant le calcul de la contrainte représentative d'une loi d'écrouissage d'un matériau pré-déformé plastiquement, on peut dire que la méthode de Moussa et al. basée sur l'utilisation de l'indentation instrumentée donne des résultats précis.

Le but principal de cette étude étant de déterminer la limite d'élasticité du matériau après déformation plastique, on présente dans le paragraphe suivant les limites d'élasticité des matériaux pré-déformés plastiquement déterminées par la méthode de Moussa et al.

### 3.4. Détermination de la limite d'élasticité après déformation plastique

Pour chacun des échantillons testés, on calcule l'erreur entre la limite élastique réelle du matériau après déformation  $\sigma'_{Y-réel}$  et la limite d'élasticité du matériau déformé calculée par la méthode de Moussa et al. ( $\sigma'_{Y-calculé}$ ).  $\sigma'_{Y-réel}$  est déterminée en tenant compte de la déformation totale qu'a subie l'échantillon déformé,  $\varepsilon_{t0-réel} = \varepsilon_{e0-réel} + \varepsilon_{p0-réel}$  (Figure IV.1). Les résultats sont présentés dans le tableau IV.6 ci-dessous.

Tableau IV. 6: limite d'élasticité réelle  $\sigma'_{Y-réel}$ , limite d'élasticité calculée  $\sigma'_{Y-calculé}$ , et erreur relative obtenues pour chacun des échantillons.

Déplacement (mm)	Matériaux	$\sigma'_{Y-réel}$ (MPa)	$\sigma'_{Y-calculé}$ (MPa)	Erreur (%)
5	DC01	248	128	-48
	DP600	490	309	-37
	AA2017	354	343	-3.1
9	DC01	289	179	-38
	DP600	585	370	-37
	AA2017	399	337	-16
18	DC01	341	214	-37
	DP600	705	421	-40
14	AA2017	441	285	-35

Les résultats donnés dans le tableau IV.6 montrent qu'il y a une sous-estimation importante de la limite d'élasticité des matériaux pré-déformés plastiquement déterminée par la méthode de Moussa et al..

### 3.5. Détermination de la déformation plastique du matériau

Les lois d'érouissage des tôles déformées et non déformées identifiées par la méthode de Moussa et al. ont été présentées dans les paragraphes 3.1. et 3.2 de ce chapitre. On considère que la loi d'Hollomon identifiée pour le matériau avant déformation est la loi d'érouissage de référence. On propose pour la détermination de la pré-déformation plastique subie par les matériaux déformés de caler le couple ( $\varepsilon'_{R-calculé} - \sigma'_{R-calculé}$ ), obtenu pour le matériau déformé, sur la loi d'Hollomon identifiée du matériau non déformé. La figure IV.7 présente un exemple pour l'un des échantillons testé. Comme le montre cette figure, on considère que le déplacement selon l'axe des déformations du couple ( $\varepsilon'_{R-calculé} - \sigma'_{R-calculé}$ ) nécessaire pour que celui-ci se superpose à la courbe d'Hollomon du matériau non déformé correspond à la pré-déformation plastique  $\varepsilon_{p0-calculée}$ .

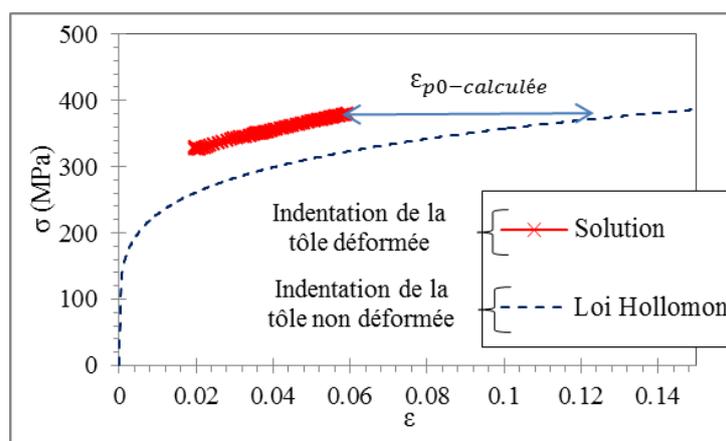


Figure IV. 7: Détermination de la valeur de pré-déformation plastique par traction uni-axiale se basant sur les essais d'indentation et la méthode de la base de données pour un DC01.

Pour chacun des échantillons testés, le niveau de pré-déformation plastique  $\epsilon_{p0\text{-calculé}}$  est comparé au niveau de pré-déformation plastique réellement imposée  $\epsilon_{p0\text{-réel}}$ . Les résultats sont présentés dans le tableau IV.7 ci-dessous.

Tableau IV. 7: déformation plastique réellement imposée  $\epsilon_{p0\text{-réel}}$ , déformation plastique calculée  $\epsilon_{p0\text{-calculé}}$  et l'erreur relative pour chacun des échantillons.

Déplacement (mm)		$\epsilon_{p0\text{-réel}}$ (%)	$\epsilon_{p0\text{-calculé}}$ (%)	Erreur (%)
5	DC01	3.2	3.64	13.55
	DP600	2.7	1.97	-27
	AA2017	2.84	4.45	+57
9	DC01	6.24	8.25	32.29
	DP600	5.66	4.67	-17.49
	AA2017	5.55	6.45	+16
18	DC01	13.43	17.27	28.6
	DP600	13.84	8.57	-38
14	AA2017	9.55	7.8	-18

On remarque que les résultats obtenus ne sont pas entièrement satisfaisants. La méthode de Moussa et al. ne permet pas d'obtenir des valeurs de limite d'élasticité et de pré-déformation plastique précises. Afin de comprendre les raisons de ce manque de précision dans le cas de la détermination de la limite d'élasticité et de la déformation plastique, une étude numérique est menée sur un pseudo-matériau dont la loi d'écrouissage avant déformation plastique est de type Hollomon.

### 3.6. Etude numérique de la caractérisation après écrouissage d'un matériau de loi d'écrouissage de type Hollomon selon la méthode de Moussa et al.

Pour l'étude numérique, la loi d'écrouissage du pseudo-matériau étudié est très proche de celle de la tôle en acier DC01. Pour ce pseudo-matériau, la loi d'écrouissage suit la loi d'Hollomon dont les paramètres sont :  $E=210\ 000\ \text{MPa}$ ,  $\sigma_{Y-réel} = 85\ \text{MPa}$  et  $n_{réel} = 0.25$ . Après avoir simulé un essai d'indentation sur ce matériau à l'aide du modèle éléments finis présenté dans le Chapitre III, on identifie, à partir de la courbe  $F-h$  d'indentation, la loi d'écrouissage du matériau à l'aide de la méthodologie proposée par Moussa et al. [86]. La figure IV.8 montre que l'utilisation de l'indentation et de la méthode proposée par Moussa et al. permet d'identifier correctement la loi d'écrouissage d'un matériau lorsque celle-ci suit parfaitement la loi d'Hollomon.

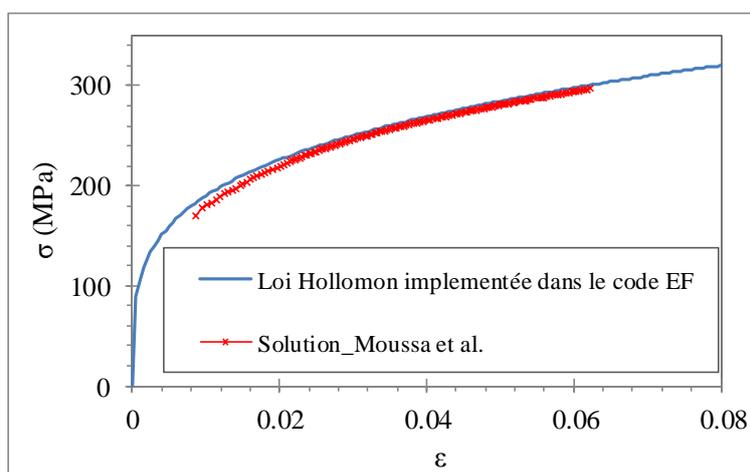


Figure IV. 8: identification à partir de la méthode de Moussa et al. d'un pseudo-matériau ayant une loi d'écrouissage de type Hollomon.

Les paramètres de départ de la loi d'Hollomon et les paramètres trouvés par identification par la méthode de Moussa et al. sont présentés dans le tableau IV.8.

Tableau IV. 8: Identification par la méthode de Moussa et al. du pseudo-matériau avant déformation.

	$\sigma_{Y-réel} (MPa)$	$\sigma_{Y-calculé} (MPa)$	Erreur ( $\sigma_Y$ ) (%)	$n_{réel}$	$n_{calculé}$	Erreur (n) (%)
Pseudo-matériau non déformé	85	86	1	0.25	0.25125	0.5

A partir du tableau précédent, on peut conclure que la méthode de Moussa et al. permet d'identifier correctement la loi d'écrouissage initiale du pseudo-matériau non déformé plastiquement.

On considère ensuite que le pseudo-matériau étudié subit une déformation plastique  $\varepsilon_{p0-réel}$  de 9%. La nouvelle limite d'élasticité du matériau est donc :  $\sigma'_{Y-réel} = 339 MPa$ . La nouvelle loi d'érouissage obtenue est montrée dans la figure IV.9.

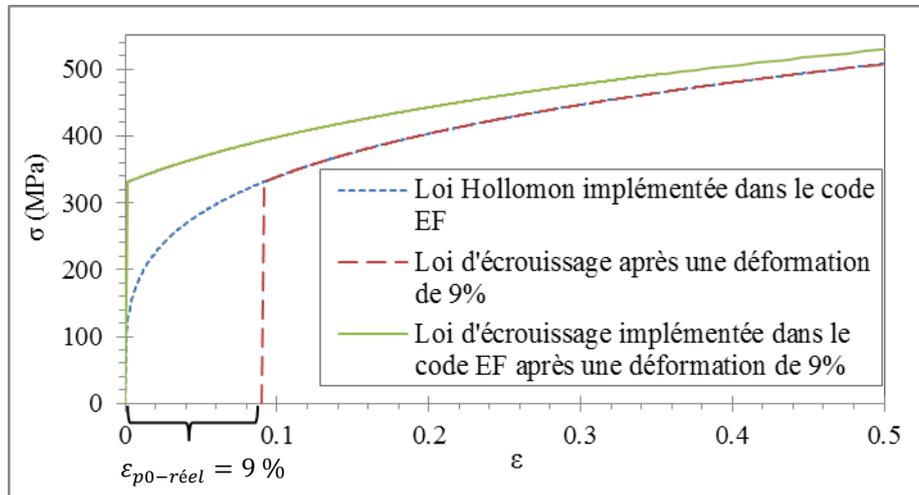


Figure IV. 9: Loi d'érouissage du pseudo-matériau avant déformation et après déformation de 9%.

On simule ensuite par éléments finis un essai d'indentation effectué sur le pseudo-matériau déformé. A partir de la courbe d'indentation obtenue, on identifie la courbe d'érouissage du matériau par la méthode de Moussa et al.. Les paramètres identifiés par la méthode de Moussa et al. pour le pseudo-matériau déformé sont donnés dans le tableau IV.9.

Tableau IV. 9: Identification par la méthode de Moussa et al. de la loi d'érouissage du pseudo-matériau après déformation.

	$\varepsilon'_{R-calculé} (\%) - \sigma'_{R-calculé} (MPa)$	$\sigma'_{Y-calculé} (MPa)$	$n'_{calculé}$
Pseudo-matériau déformé	6,1-427	273	0,105

On remarque une sous-estimation de la limite d'élasticité du matériau déformé lorsqu'on essaye de la déterminer par la méthode de Moussa et al. ( $\sigma'_{Y-calculé} = 273 MPa$  alors que  $\sigma'_{Y-réel} = 339 MPa$ ).

En traçant la loi d'érouissage identifiée par la méthode de Moussa et al., on remarque que l'on identifie un matériau plus résistant au niveau des valeurs de couples ( $\varepsilon'_{R-calculé} - \sigma'_{R-calculé}$ ) les plus précis (croix rouges sur la figure IV.10. situées sur la plage  $0,02 < \varepsilon < 0,065$ ). Le décalage suivant l'axe des déformations du couple  $\varepsilon'_{R-calculé} - \sigma'_{R-calculé}$  le plus élevé afin que celui-ci coïncide avec la loi d'érouissage du pseudo-matériau non déformé, conduit, comme dans le cas des essais expérimentaux sur le DC01, à une surestimation de la déformation plastique subie par le pseudo-matériau étudié ( $\varepsilon_{p0-calculé} = 15 \%$  alors que  $\varepsilon_{p0-réel} = 9 \%$ ).

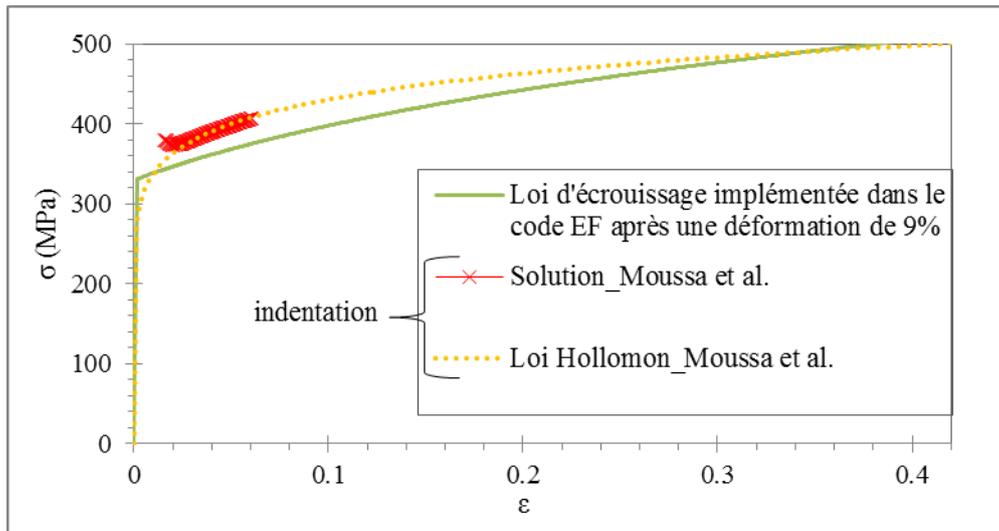


Figure IV. 10: Identification de la loi d'écroutissage du pseudo-matériau après déformation utilisant la méthode de Moussa et al.

La figure IV.10 montre que la surestimation de la loi d'écroutissage sur la plage de déformation 0,02-0,07 est due au fait que la loi d'écroutissage du matériau déformé ne suit pas la loi d'Hollomon.

### 3.7. Conclusion sur l'identification par indentation de la loi d'écroutissage d'un matériau pré-écroui avec la méthode de Moussa et al.

La méthode de Moussa et al. a été utilisée dans ce chapitre afin de déterminer la limite d'élasticité des matériaux pré-déformés et le niveau de pré-déformation plastique subi par les différents matériaux testés. On a montré pour tous les échantillons testés que cette méthode ne permet pas de déterminer avec précision des valeurs des limites d'élasticité. On trouve de même que les valeurs de pré-déformation plastique obtenues ne sont pas satisfaisantes.

Pour comprendre les raisons de ces niveaux d'erreurs élevés, une étude numérique a été menée pour un pseudo-matériau dont la loi d'écroutissage est une loi de type Hollomon. On montre que dans le cas du pseudo-matériau non déformé, la méthode utilisée permet d'obtenir une limite d'élasticité et un coefficient d'écroutissage corrects. Par contre, après déformation du pseudo-matériau étudié, la méthode de Moussa et al. a tendance à sous-estimer la limite d'élasticité du matériau déformé et à surestimer les valeurs de contraintes représentatives d'indentation de la loi d'écroutissage du pseudo-matériau. Cela est surtout dû au fait, que la loi d'écroutissage d'un matériau après déformation n'est pas correctement décrite par une loi d'Hollomon. Comme il a été mentionné dans le chapitre I.B, la loi d'Hollomon est une loi qui représente correctement la loi d'écroutissage de matériaux qui s'écroutissent fortement pour des faibles valeurs de déformation, ce qui n'est pas généralement pas le cas des matériaux écrouis.

Cela nous amène donc à proposer une nouvelle méthodologie basée sur l'utilisation d'une loi de Voce pour la détermination de la valeur de la limite d'élasticité des échantillons déformés et des niveaux de déformation plastique subie par ces échantillons.

## 4. Nouvelle méthodologie proposée pour la caractérisation des matériaux pré-déformés par indentation

### 4.1. Démarche suivie

On a démontré dans la partie précédente que la méthode de Moussa et al. n'amène pas à des résultats satisfaisants pour la détermination de la limite d'élasticité des matériaux déformés et de la valeur de la déformation plastique. On propose dans cette partie d'utiliser la loi de Voce afin de représenter la loi d'écrouissage des matériaux non déformés et déformés. L'identification des paramètres de cette loi à partir d'un essai d'indentation instrumentée s'effectuera par analyse inverse à l'aide du logiciel Modelfrontier en utilisant l'algorithme Simplexe (Chapitre I.C). Comme le montre la figure II.16 du chapitre II, la loi de Voce permet de décrire correctement la loi d'écrouissage des tôles non déformées étudiées. La loi de Voce a de plus l'avantage de permettre de représenter à la fois la loi d'écrouissage d'un matériau non écroui et celle d'un matériau écroui, ce qui n'est pas le cas de la loi d'Hollomon. C'est ce que l'on montre dans les équations suivantes.

La loi de Voce s'écrit :

$$\sigma = \sigma_Y + Q * (1 - \exp(-b * \varepsilon_P)) \quad (\text{Eq. IV.1})$$

Après déformation d'une valeur  $\varepsilon_{P0}$  ; la nouvelle loi d'écrouissage du matériau s'écrit :

$$\sigma = \sigma_Y + Q * (1 - \exp(-b * (\varepsilon_P + \varepsilon_{P0}))) \quad (\text{Eq. IV.2})$$

Ce qui donne après développement :

$$\sigma = \sigma_Y + Q - Q * \exp(-b\varepsilon_{P0}) + Q * \exp(-b\varepsilon_{P0}) (1 - \exp(-b\varepsilon_P)) \quad (\text{Eq. IV.3.})$$

Cela vérifie que lorsque la loi d'écrouissage d'un matériau non déformé plastiquement est une loi de Voce, celle d'un matériau déformé est aussi une loi de Voce. Cette loi s'écrit :

$$\sigma = \sigma'_Y + Q' * (1 - \exp(-b * \varepsilon_P)) \quad (\text{Eq. IV.4.a})$$

avec :

$$\sigma'_Y = \sigma_Y + Q - Q * \exp(-b\varepsilon_{P0}) \quad (\text{Eq. IV.4.b})$$

$$Q' = Q * \exp(-b\varepsilon_{P0}) \quad (\text{Eq. IV.4.c})$$

Deux conditions peuvent être déduites de ce calcul et peuvent être imposées sur le nouveau calcul d'analyse inverse du matériau déformé. Ces conditions permettront notamment de

diminuer le temps nécessaire pour l'identification par analyse inverse des paramètres de la loi d'écroutissement du matériau déformé.

- 1) La première condition est qu'après déformation, le matériau a une limite d'élasticité plus élevée que le matériau non déformé et une valeur de  $Q$  moins élevée. Cela amène à une modification des bornes des paramètres identifiés dans le calcul d'analyse inverse pour l'identification de la loi de comportement du matériau déformé.

La borne inférieure de la limite d'élasticité du matériau déformé correspond à la limite d'élasticité du matériau non déformé.

- 2) La deuxième condition peut être déduite des équations IV.4.b et IV.4.c:

$$Q' = \sigma_Y + Q - \sigma'_Y \quad (\text{Eq. IV.5})$$

Cette deuxième condition peut être imposée au calcul d'analyse inverse pour le matériau déformé afin qu'il n'y ait plus que  $\sigma'_Y$  à identifier puisque la valeur de  $b$  a déjà été identifiée pour le matériau non déformé. Avec ces deux conditions, le temps de calcul est énormément réduit et la déduction de la valeur de pré-déformation subie par le matériau est simple.

De même, on passe d'un problème d'analyse inverse de dimension 3 à un problème à une dimension qui garantit l'unicité de solution pour le matériau non déformé lorsque la loi d'écroutissement du matériau non déformé est identifiée.

Dans ce qui suit, on applique cette méthodologie sur deux pseudo-matériaux. La loi d'écroutissement du premier pseudo-matériau est une loi de Voce et la loi d'écroutissement du deuxième pseudo-matériau est une loi de type Hollomon.

## 4.2. Validation de la démarche suivie sur deux pseudo-matériaux

### 4.2.1. Pseudo-matériau 1

Le premier pseudo-matériau (pseudo-matériau 1) est considéré comme élasto-plastique. La loi de comportement suit la loi de Hooke dans le domaine élastique et la loi de Voce dans le domaine plastique (Eq. I.B.24).

Concernant le domaine élastique, le pseudo-matériau 1 est considéré comme étant un acier avec les propriétés élastiques suivantes :  $E = 210 \text{ GPa}$  et  $\nu = 0.3$ .

Les paramètres de la loi de Voce du pseudo-matériau 1 sont choisis pour correspondre approximativement à la courbe d'écroutissement moyenne de l'acier DC01 présenté dans le chapitre précédent. La méthode des moindres carrés a été utilisée pour minimiser l'écart entre la loi d'écroutissement du DC01 et la loi de Voce du pseudo-matériau 1. Les valeurs numériques implémentées dans le code E.F. pour le pseudo-matériau 1 sont présentées dans le tableau IV.10.

Tableau IV. 10: Paramètres élastiques et plastiques des lois de Voce (pseudo-matériau 1) et d'Hollomon (pseudo-matériau 2).

	Paramètres élastiques		Paramètres plastiques		
	E (MPa)	$\nu$	$\sigma_{Y-réel}$ (MPa)	$Q_{réel}$ (MPa)	$b_{réel}$
Pseudo-Matériau 1	210000	0.3	168	212	11.89
			$\sigma_{Y-réel}$ (MPa)	$n_{réel}$	
Pseudo-Matériau 2	210000	0.3	97	0.217	

#### 4.2.2. Pseudo-matériau 2

Le deuxième pseudo-matériau (pseudo-matériau 2) a une loi de Hooke dans le domaine élastique et une loi d'Hollomon pour le domaine plastique (Eq. I.B.22).

Les propriétés élastiques du pseudo-matériau 2 sont identiques à celles du pseudo-matériau 1. Les paramètres de la loi d'Hollomon du pseudo-matériau 2 sont choisis pour correspondre approximativement à la courbe d'érouissage moyenne de l'acier DC01 présenté dans le chapitre précédent. La méthode des moindres carrés a été utilisée pour minimiser l'écart entre la loi d'érouissage du DC01 et la loi d'Hollomon du pseudo-matériau 2. Les valeurs numériques implémentées dans le code E.F. pour le pseudo-matériau 1 sont présentées dans le tableau IV.10.

La loi d'érouissage moyenne du DC01, la loi de Voce (pseudo-matériau 1) et la loi d'Hollomon (pseudo-matériau 2) des deux pseudo-matériaux 1 et 2 sont montrées dans la figure IV.11.

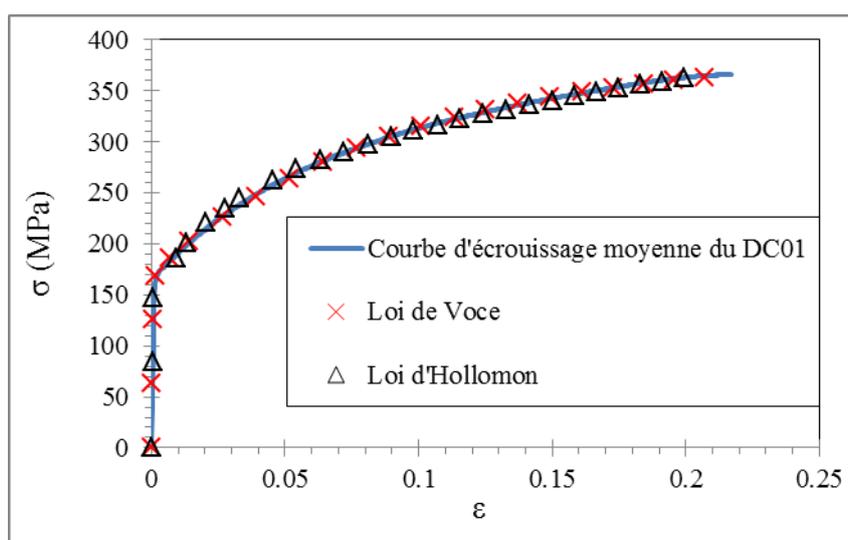


Figure IV. 11: Loi d'érouissage moyenne du DC01, Loi du pseudo-matériau 1 (Loi de Voce) et loi du pseudo-matériau 2 (loi d'Hollomon).

### 4.2.3. Validation sur le pseudo-matériau 1

La courbe en trait bleu continu de la figure IV.12 montre la loi d'écroutissage du pseudo-matériau 1 (Voir tableau IV.10 pour les propriétés mécaniques). La loi d'écroutissage du pseudo-matériau 1 pré-déformé a été construite en décalant vers la gauche la loi d'écroutissage du pseudo-matériau 1 non déformé de la valeur de la pré-déformation plastique  $\varepsilon_{p0-imposée}$  de 6% (Figure IV.12).

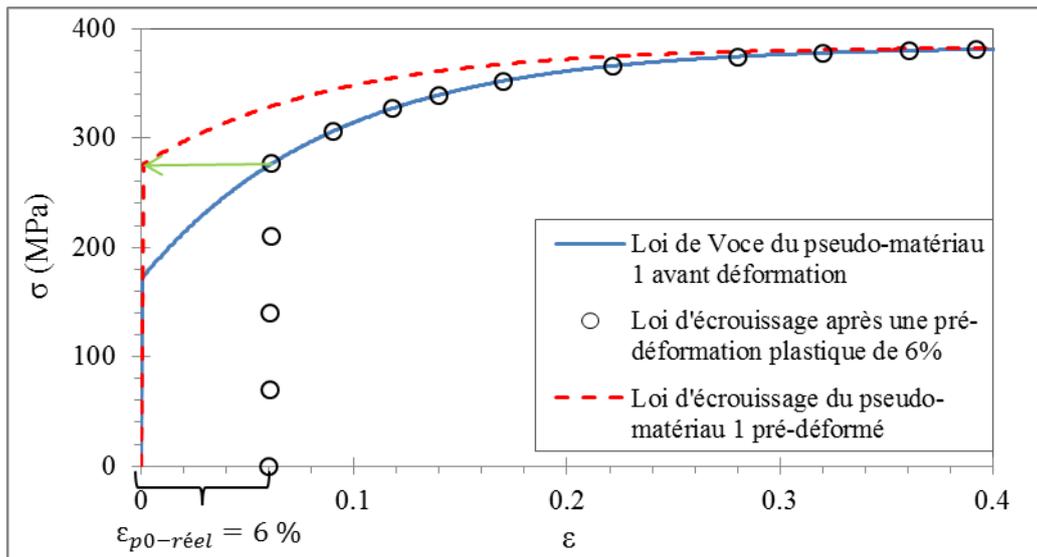


Figure IV. 12: courbe d'écroutissage du pseudo-matériau 1 avant et après déformation ( $\varepsilon_{p0-réel} = 6\%$ ).

La loi d'écroutissage obtenue pour le pseudo-matériau 1 pré-déformé a ensuite été implémentée dans le code de calcul EF. Un test d'indentation a été simulé sur ce pseudo-matériau et la courbe d'indentation  $F-h$  a pu être obtenue. Cette courbe d'indentation a été considérée comme étant une courbe pseudo-expérimentale et a été implémentée dans le calcul par analyse inverse (sous Modfrontier) pour la détermination de la loi d'écroutissage du pseudo-matériau 1 pré-déformé. La courbe d'indentation du pseudo-matériau 1, la courbe d'indentation du pseudo-matériau 1 déformé et la courbe issue de l'analyse inverse sont présentées dans la figure IV.13.

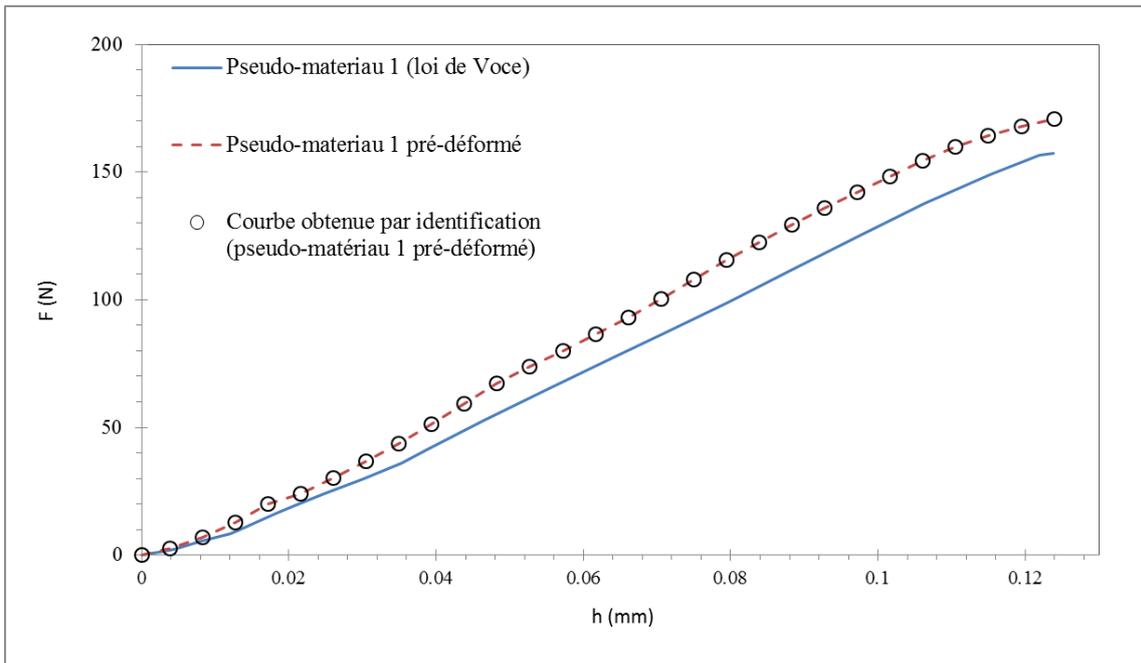


Figure IV. 13: courbes d'indentation pour le pseudo-matériau 1, le pseudo-matériau 1 pré-déformé, et la courbe d'indentation obtenue par analyse inverse.

Le calcul d'analyse inverse, prenant en compte les deux conditions présentées dans le paragraphe 4.1 de ce chapitre, a conduit à la détermination des paramètres suivants pour le pseudo-matériau 1 pré-déformé :

$$\sigma'_{Y\text{-calculé}} = 277 \text{ MPa} ; Q'_{\text{calculé}} = 107 \text{ MPa} ; b_{\text{calculé}} = 11,3.$$

En utilisant les valeurs des paramètres obtenus pour les matériaux déformés et non déformés et en utilisant l'équation IV.4.c, on détermine la valeur de la pré-déformation plastique suivante :

$$\varepsilon_{p0\text{-calculée}} = \frac{-1}{b_{\text{calculé}}} \ln \frac{Q'_{\text{calculé}}}{Q_{\text{calculé}}} = 6 \text{ \%}.$$

En utilisant les paramètres de la loi de Voce du pseudo matériau 1 non déformé, la contrainte correspondante à une déformation plastique de 6% est aussi égale à 270 MPa. Ce résultat montre que l'essai d'indentation instrumentée effectué sur un matériau déformé permet de déterminer par analyse inverse la limite d'élasticité de ce matériau si celui-ci a une loi d'érouissage décrite par une loi de Voce.

Dans la figure IV.14 sont présentées la loi de Voce du pseudo-matériau 1 avant pré-déformation, la loi de Voce du pseudo-matériau 1 pré-déformé et la loi de Voce obtenue par la technique d'indentation instrumentée couplée à la technique d'analyse inverse. On présente de même sur la figure IV.14 la valeur de la pré-déformation plastique  $\varepsilon_{p0\text{-calculée}}$ .

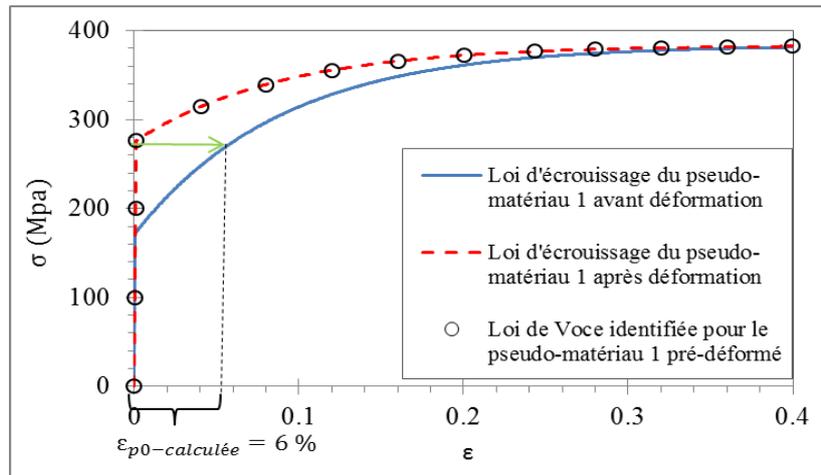


Figure IV. 14: Lois d'écrouissage du pseudo-matériau 1 non déformé et déformé et loi d'écrouissage identifiée pour le pseudo-matériau déformé.

On trouve ainsi que  $\epsilon_{p0\text{-réel}} = \epsilon_{p0\text{-calculée}}$  et  $\sigma'_{Y\text{-réel}} = \sigma'_{Y\text{-calculée}}$ . En conclusion pour le pseudo-matériau 1 de loi d'écrouissage de type Voce, la méthodologie présentée dans le paragraphe 4.1 conduit à des résultats très satisfaisants concernant le calcul de la limite d'élasticité du matériau déformé et de la valeur de la pré-déformation plastique subie par ce matériau.

#### 4.2.4. Validation sur le pseudo-matériau 2

Dans ce paragraphe, la méthodologie présentée dans le paragraphe 4.1, est appliquée à un matériau dont la loi d'écrouissage n'est pas une loi de Voce. On utilise toujours l'indentation instrumentée couplée à l'analyse inverse pour déterminer la limite d'élasticité du matériau déformé puis on détermine la valeur de la déformation plastique subie par celui-ci. On rappelle que le pseudo-matériau 2 suit une loi d'Hollomon. Le but de ce paragraphe est de répondre à la question : si un matériau ne suit pas la loi de Voce, est-il toujours possible de calculer la limite d'élasticité de ce matériau déformé et la valeur de la pré-déformation plastique selon la même procédure ?

La première étape consiste à simuler par élément finis un test d'indentation sur le pseudo-matériau 2 afin d'obtenir la courbe d'indentation  $F-h$  correspondante (Figure IV.15).

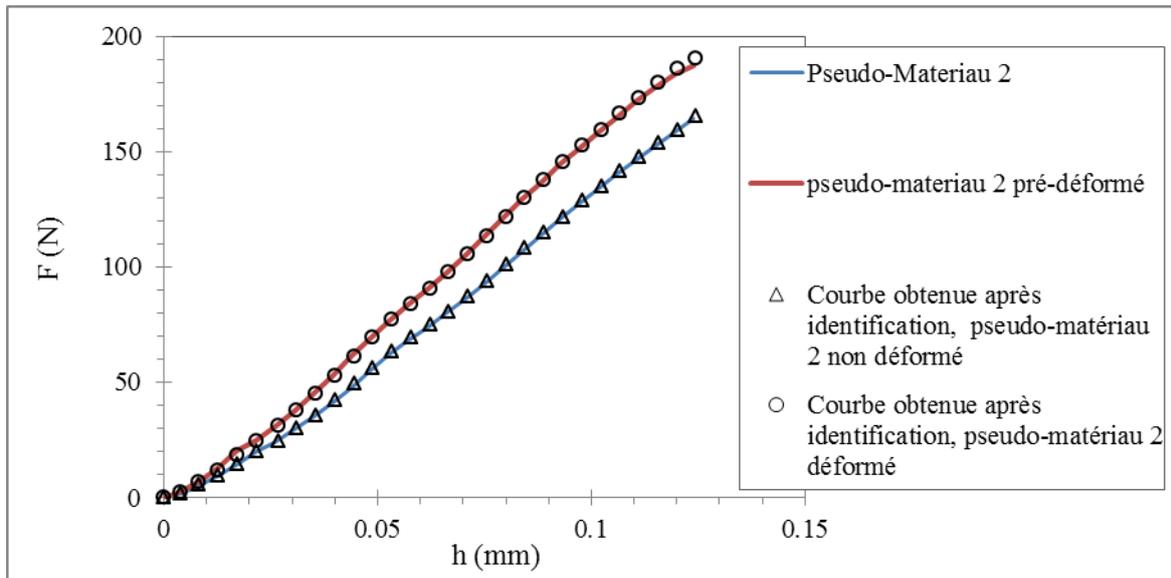


Figure IV. 15: Courbes d'indentation  $F-h$  du pseudo-matériau 2 obtenues avant et après déformation et celles obtenues par analyse inverse avant et après déformation.

A partir de la courbe de chargement de la courbe d'indentation  $F-h$  obtenue, les trois paramètres ( $\sigma_{Y-calculé}$ ,  $Q_{calculé}$  et  $b_{calculé}$ ) de la loi de Voce sont identifiés par analyse inverse. La solution obtenue est :

$$\sigma_{Y-calculé} = 167 \text{ MPa} ; Q_{calculé} = 338 \text{ MPa} ; b_{calculé} = 4,87.$$

La deuxième étape de cette étude est de considérer que le pseudo-matériau 2 subit une pré-déformation plastique de 6%. La loi d'écrouissage obtenue est montrée dans la figure IV.16 (courbe en pointillé rouge).

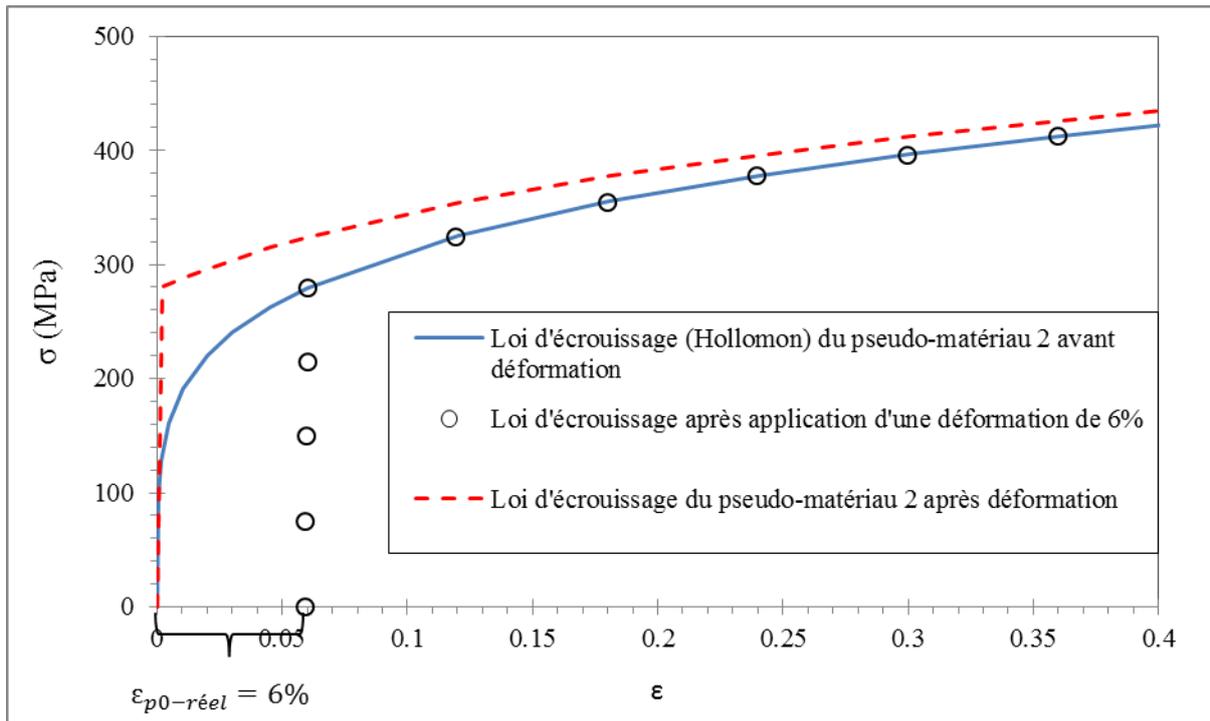


Figure IV. 16: Loi d'érouissage du pseudo-matériau 2 avant et après application de la pré-déformation plastique de 6%.

La troisième étape de cette étude est de simuler par EF un test d'indentation sur le pseudo-matériau 2 pré-déformé et d'obtenir ainsi la courbe d'indentation  $F-h$ .

La dernière étape de cette étude consiste à identifier par analyse inverse la loi d'érouissage du pseudo-matériau 2 pré-déformé en utilisant la courbe d'indentation  $F-h$  obtenue et en considérant que sa loi d'érouissage suit la loi de Voce (Figure IV.15.). Le paramètre à identifier est  $\sigma'_{Y-calculé}$ . Les deux conditions, présentées dans le paragraphe 4.1. de ce chapitre, sont prises en compte dans le calcul d'analyse inverse.

La solution obtenue par analyse inverse est égale à :

$$\sigma'_{Y-calculé} = 255 \text{ MPa}$$

Les deux conditions présentées dans le paragraphe 4.1 amènent à :

$$Q'_{calculé} = 250 \text{ MPa} ; b_{calculé} = 4,87.$$

A partir des valeurs de la loi de Voce trouvées et en utilisant l'équation IV.4.c, la valeur de la pré-déformation plastique peut être déduite :

$$\epsilon_{p0-calculée} = \frac{-1}{b_{calculé}} \ln \frac{Q'_{calculé}}{Q_{calculé}} = 6,2 \%$$

Dans le cas du pseudo-matériau 2, la pré-déformation plastique imposée est  $\epsilon_{p0-réel} = 6\%$ . L'erreur relative entre les deux valeurs est donc de l'ordre de 3%.

En utilisant les paramètres de la loi d'Hollomon du pseudo matériau 2 non déformé, la contrainte correspondante à une déformation plastique de 6% est égale à 279 MPa. La limite d'élasticité obtenue par indentation et analyse inverse pour ce même matériau déformé est de 255 MPa. L'erreur relative entre les deux valeurs est de l'ordre de 8%. Ce résultat montre que l'essai d'indentation instrumentée effectué sur un matériau déformé plastiquement de 6% permet de déterminer correctement par analyse inverse la limite d'élasticité de ce matériau même si celui-ci n'a pas une loi d'écrouissage décrite par une loi de Voce.

Dans la figure IV.17. la loi d'Hollomon pour le pseudo-matériau 2 non déformé, la loi de Voce correspondante obtenue à partir de l'indentation instrumentée couplée à l'analyse inverse, la loi d'écrouissage du pseudo-matériau 2 pré-déformé et la loi de Voce correspondante obtenue à partir de l'indentation instrumentée couplée à l'analyse inverse sont présentées. Concernant le pseudo-matériau 2 pré-déformé, la pré-déformation plastique calculée  $\varepsilon_{p0-calculé}$  est présentée aussi dans la même figure IV.17.

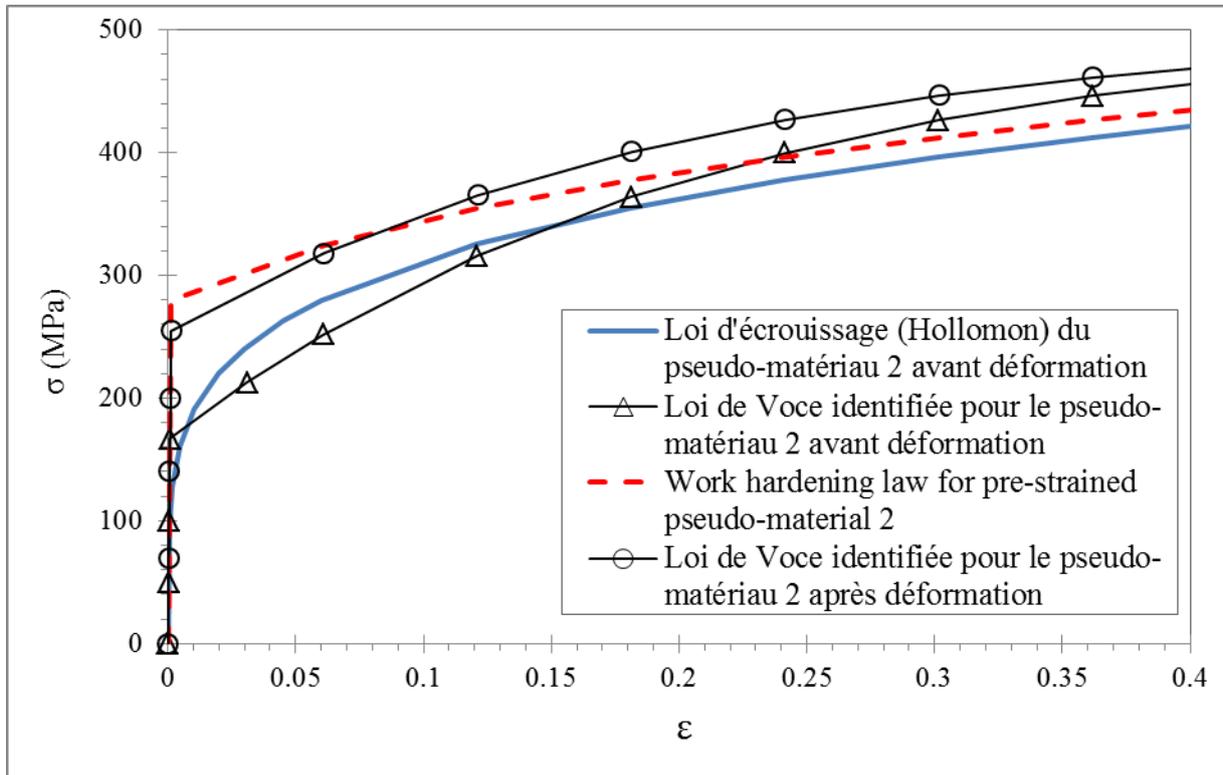


Figure IV. 17: Lois d'écrouissage du pseudo-matériau 2 non déformé et déformé et lois d'écrouissage identifiées pour le pseudo-matériau 2 non déformé et déformé.

En conclusion, une pré-déformation plastique  $\varepsilon_{p0-réel} = 6\%$  a été imposée sur le pseudo-matériau 2. Il a été montré dans ce paragraphe que pour ce niveau de déformation plastique, la valeur de la limite d'élasticité du matériau déformé et la valeur de la pré-déformation plastique subie par le matériau peuvent être déterminées à l'aide de l'indentation instrumentée couplée à l'analyse inverse même si la loi d'écrouissage du matériau étudié n'est pas une loi de Voce.

La méthodologie proposée dans ce paragraphe est appliquée dans la suite aux tôles pré-déformées plastiquement par traction uni-axiale monotone et cisaillement monotone et cyclique.

## 5. Application de la méthodologie proposée sur les tôles métalliques de DC01, DP600 et AA2017

### 5.1. Caractérisation mécanique des matériaux avant déformation

Des échantillons de taille  $40 \times 40 \text{ mm}^2$  sont découpés dans les tôles de DC01 (épaisseur = 2 mm) ; de DP600 (épaisseur = 2 mm) et de AA2017 (épaisseur = 1 mm). On rappelle qu'un polissage jusqu'au grade 1200 est réalisé sur les deux faces de l'échantillon découpé avant indentation. Pour tenir compte des incertitudes expérimentales, au moins 4 tests d'indentation ont été conduits sur chacun des échantillons et la courbe d'indentation moyenne a été implémentée dans le logiciel d'analyse inverse pour l'identification de la loi de Voce. Les courbes d'indentation expérimentales et les courbes d'indentation moyennes sont montrées dans les figures IV.18, IV.19 et IV.20. pour les tôles de DC01, DP600 et AA2017.

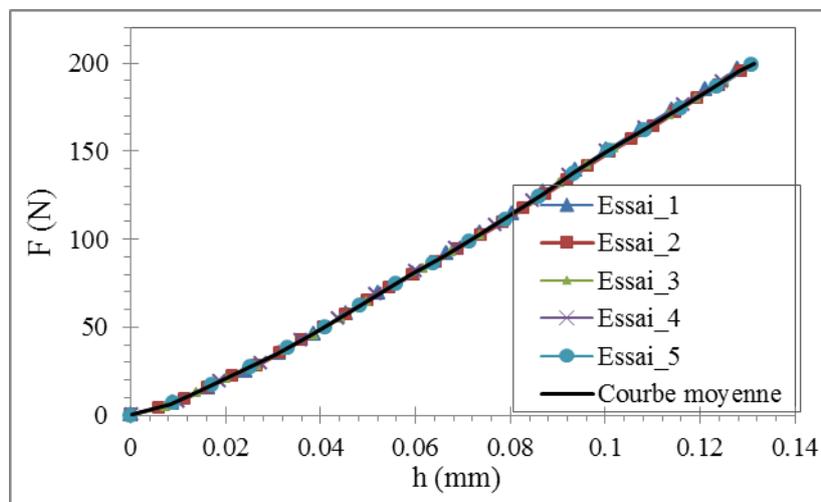


Figure IV. 18: Courbes de chargement d'indentation pour le DC01.

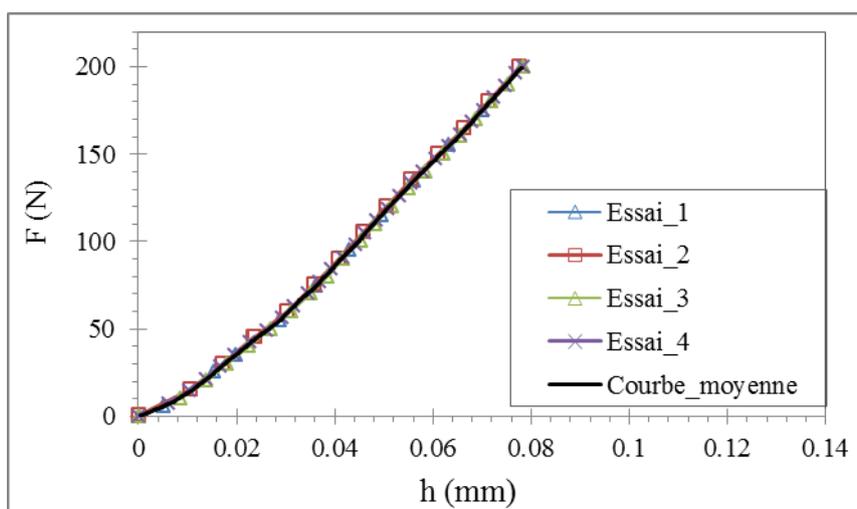


Figure IV. 19: Courbes de chargement d'indentation pour le DP600.

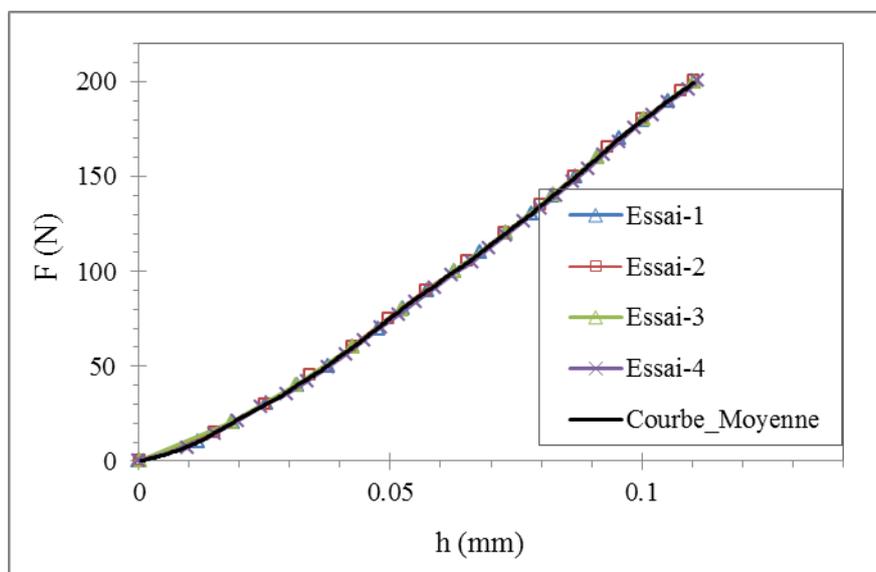


Figure IV. 20: Courbes de chargement d'indentation pour le AA2017.

Les figures IV.18, IV.19 et IV.20 montrent que l'on a obtenu une excellente reproductibilité des courbes d'indentation. A partir des courbes d'indentation moyenne implémentée dans le logiciel de calcul d'analyse inverse, les paramètres de la loi de Voce obtenus pour les trois matériaux testés sont présentés dans le tableau IV.11.

Tableau IV. 11: Paramètres de la loi de Voce identifiés pour les trois matériaux.

	$\sigma_{Y-calculé}$ (MPa)	$Q_{calculé}$ (MPa)	$b_{calculé}$
DC01 non-déformé	208	531	2,39
DP600 non-déformé	419	1175	1,7247
AA2017 non-déformé	304	744.6	1,7075

La figure IV.21 suivante regroupe la courbe d'écroissage identifiée par analyse inverse et les courbes de traction du DC01. Les mêmes courbes sont représentées pour le DP600 dans la figure IV.22 et pour le AA2017 dans la figure IV.23.

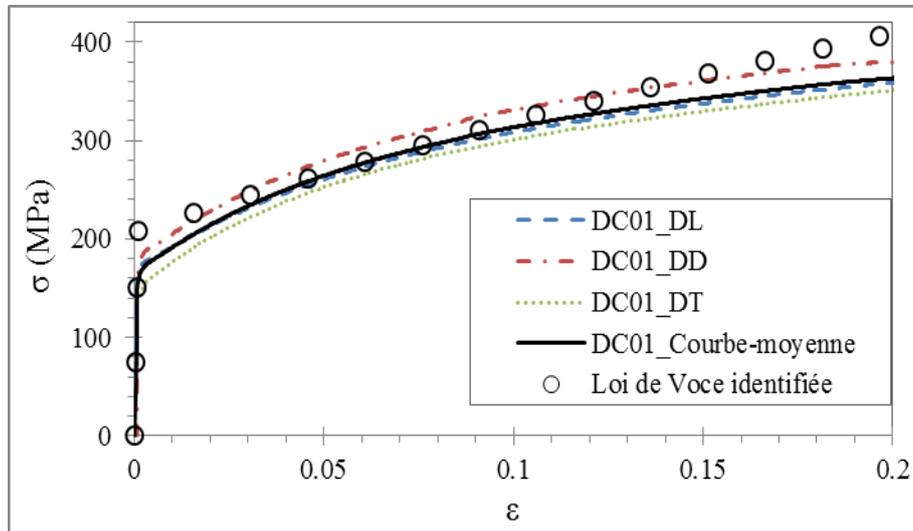


Figure IV. 21: Courbes d'écroissage du DC01 obtenues par traction et courbe d'écroissage identifiée par analyse inverse à partir de l'indentation instrumentée

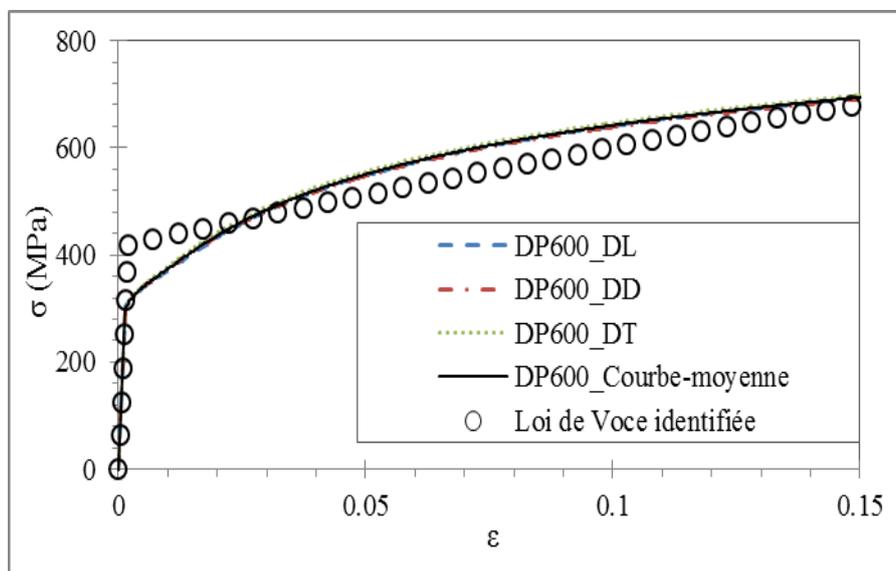


Figure IV. 22: Courbes d'écroissage du DP600 obtenues par traction et courbe d'écroissage identifiée par analyse inverse à partir de l'indentation instrumentée.

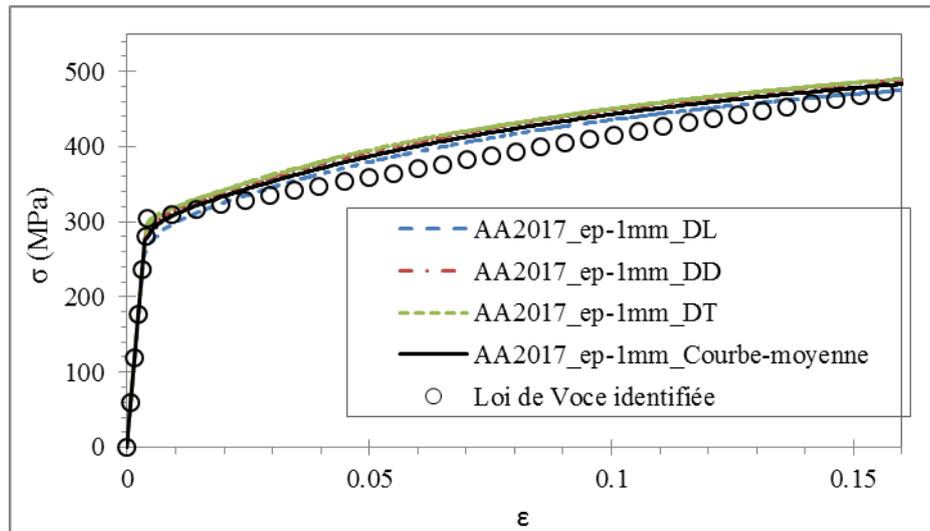


Figure IV. 23: Courbes d'érouissage du AA2017 obtenues par traction et courbe d'érouissage identifiée par analyse inverse à partir de l'indentation instrumentée

Il a été montré dans des travaux précédents [86] ; [87] que la déformation représentative pour un test d'indentation sphérique se situe approximativement entre 3% et 6%. Cela explique le fait qu'autour de ces valeurs, la loi d'érouissage identifiée à partir la courbe d'indentation s'approche des courbes d'érouissage obtenues par traction (Figures IV.21, IV.22 et IV.23).

Pour les autres valeurs de déformations, deux raisons peuvent expliquer la différence entre les lois de Voce obtenues par analyse inverse à partir de l'indentation instrumentée et les lois d'érouissage obtenues par les essais de traction classiques.

La première raison est que la zone plastifiée lors d'un essai de traction est très différente de celle plastifiée lors d'un essai d'indentation. Pour un essai de traction, la zone déformée plastiquement s'étend sur tout le volume de la zone utile de l'échantillon alors que pour un essai d'indentation, la déformation plastique ne s'effectue que dans une zone localisée sous l'indenteur. Des travaux antérieurs ont montré qu'il y a une variation des propriétés mécaniques dans l'épaisseur des tôles dues au processus de mise en forme de la tôle [100]. Cela a aussi été montré dans le cas des tôles étudiées à l'aide des profils de dureté et des essais d'indentation instrumentés effectués et présentés dans le chapitre III. Ainsi, un test de traction permet l'identification d'une loi d'érouissage moyenne de toute la zone utile alors qu'un test d'indentation en surface permet l'identification d'une loi d'érouissage des couches supérieures de la tôle.

La deuxième raison est que l'on tente d'identifier la loi d'érouissage du matériau en optimisant les 3 paramètres d'une loi de Voce. Or la loi d'érouissage réelle du matériau n'est pas forcément parfaitement décrite par une loi de Voce pour toutes les valeurs de déformation plastiques de la zone indentée (valeur de déformation plastique pouvant dépasser 100%, voir figure III. 20).

Dans la suite, on considère que les lois de Voce identifiées par indentation instrumentée et analyse inverse sont les lois d'érouissage des tôles non déformées étant donné que la méthodologie présentée est développée pour ce type de loi.

## 5.2. Caractérisation mécanique des matériaux pré-déformés par traction uni-axiale

Quatre essais d'indentation ont été effectués sur chacun des échantillons pré-déformés. Les courbes d'indentation moyennes obtenues sont utilisées pour les calculs d'analyse inverse. Les deux conditions montrées dans le paragraphe 4 de ce chapitre sont prises en compte dans le calcul d'analyse inverse. Les paramètres de la loi de Voce trouvés pour chacun des échantillons sont présentés dans le tableau IV.12 pour le DC01, DP600 et AA2017.

Tableau IV. 12: paramètres de Voce identifiés pour les échantillons de DC01, DP600 et AA2017 pré-déformés (a) déplacement  $\approx 5$  mm, (b) déplacement  $\approx 9$  mm, (c) déplacement = 18 mm.

Déplacement (mm)	Matériaux	$\sigma'_{Y-calculé}$	$Q'_{calculé}$	$b_{calculé}$
5	DC01	247	493	2.39
	DP600	471	1123.2	1.7247
	AA2017	341.6	706.4	1.7075
9	DC01	289	450	2.39
	DP600	528	1066.31	1.7247
	AA2017	364.6	683.4	1.7075
18	DC01	334	405	2.39
	DP600	597	1000	1.7247
14	AA2017	387.6	660.4	1.7075

Les valeurs de limite d'élasticité calculées par indentation  $\sigma'_{Y-calculé}$  sont comparées aux valeurs des limites d'élasticité déduites des courbes de traction  $\sigma'_{Y-réel}$  dans le tableau IV.13.

Tableau IV. 13: limites d'élasticité réelles  $\sigma'_{Y-réel}$ , limites d'élasticité calculées  $\sigma'_{Y-calculé}$ , et erreurs obtenues pour chacun des échantillons testés.

Déplacement (mm)	Matériaux	$\epsilon_{p0-réel}$ (%)	$\sigma'_{Y-réel}$ (MPa)	$\sigma'_{Y-calculé}$ (MPa)	Erreur (%)
5	DC01	3.32	248	247	-0.4
	DP600	2.84	490	471	-4
	AA2017	2.84	354	341.6	-4
9	DC01	6.58	283	289	+2
	DP600	5.66	585	528	-10
	AA2017	5.55	399	364.6	-9
18	DC01	13.9	341	334	-2
	DP600	14	705	597	-15
14	AA2017	9.55	441	387.6	-12

En utilisant l'équation IV.4.c et les paramètres de la loi de Voce trouvés, la pré-déformation plastique subie par chacun des échantillons a été calculée. Les pré-déformations plastiques imposées, les pré-déformations plastiques calculées et les erreurs entre les deux sont présentées dans le tableau IV.14.

**Tableau IV. 14: déformation plastique imposée  $\varepsilon_{p0-imposée}$ , déformation plastique calculée  $\varepsilon_{p0-calculé}$  et l'erreur relative pour chacun des échantillons testés.**

Déplacement (mm)	Matériaux	$\varepsilon_{p0-réel}$ (%)	$\varepsilon_{p0-calculé}$ (%)	Erreur (%)
5	DC01	3.32	3.15	-5.27
	DP600	2.84	2.62	-7.74
	AA2017	2.84	2.98	5
9	DC01	6.58	6.9	4.8
	DP600	5.66	5.63	-0.53
	AA2017	5.55	4.97	-10.54
18	DC01	13.9	11.35	-18
	DP600	14	9.32	-33.42
14	AA2017	9.55	6.97	-27

Les résultats montrent que la méthodologie présentée permet de déterminer relativement correctement la limite d'élasticité des tôles déformées et la pré-déformation plastique subie par les échantillons testés. On remarque que le niveau d'erreur est le plus élevé pour les déformations les plus élevées. La limite d'élasticité des tôles déformées et la pré-déformation plastique déterminées par indentation ont tendance à être sous-estimées si l'on compare ces valeurs à celles déduites des essais de traction. Cela est dû principalement au fait que l'essai d'indentation ne conduit pas toujours à des résultats précis pour des valeurs de déformation élevées lorsque la loi d'écroutissage du matériau ne suit pas la formulation mathématique de la loi d'écroutissage considérée lors de l'identification [86]. L'examen des figures IV.21-23 montre en effet que la caractérisation par indentation des tôles non déformées conduit à la détermination d'une loi de Voce qui ne sature pas rapidement avec la déformation. Ceci conduit à une surestimation de l'écroutissage des tôles pour les valeurs de déformations plastique élevées. Lors de la caractérisation des tôles déformées, cette surestimation est donc compensée par une sous-estimation de la limite d'élasticité.

### 5.3. Caractérisation mécanique des matériaux pré-déformés par cisaillement

Cette partie de chapitre est consacrée à l'étude d'échantillons pré-déformés par des essais de cisaillement. Deux matériaux sont étudiés (DC01 et DP600) pour deux trajets de chargement différents menant sensiblement à une même déformation plastique cumulée. Deux essais d'indentation ont été effectués sur chacun des échantillons. La courbe de chargement moyenne a été utilisée lors des calculs d'analyse inverse. Les courbes d'indentation obtenues sont représentées dans la figure IV.24.

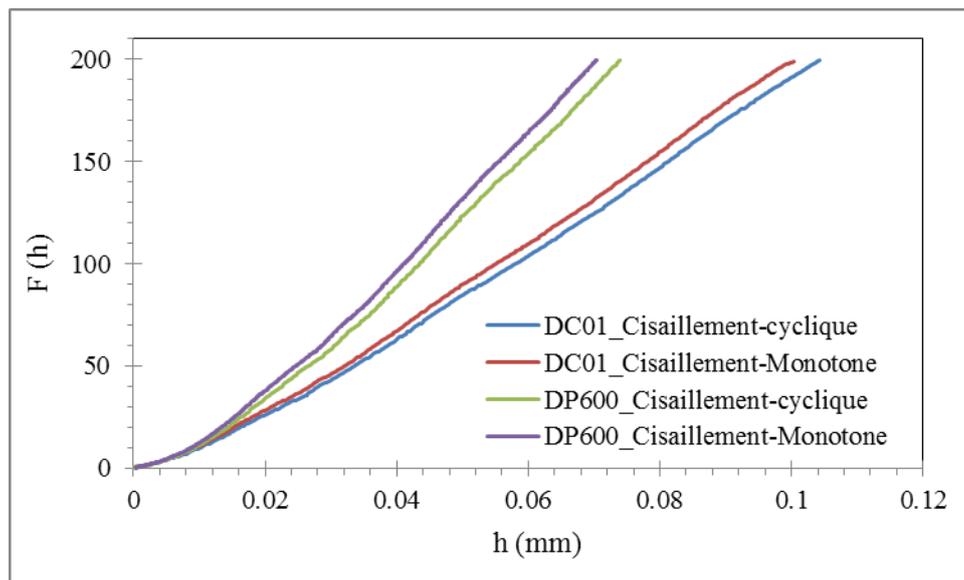


Figure IV. 24: Courbes d'indentation F-h obtenues pour les différents échantillons pré-écrouis par cisaillement.

La figure IV.24 montre que pour chaque matériau, les courbes d'indentation obtenues pour les échantillons cisailés cycliquement sont à droite des courbes d'indentation obtenues pour les échantillons cisailés de manière monotone. Cela indique que pour un même niveau de déformation cumulée, les matériaux ayant subi un cisaillement cyclique sont moins durs que les matériaux ayant subi un cisaillement monotone. Ce résultat confirme les résultats des essais de cisaillement obtenus (Figures IV.4 et IV.5). L'écrouissage de ces matériaux est en partie cinématique.

Par application de la méthodologie présentée dans le paragraphe 4, les paramètres d'écrouissage présentés dans le tableau IV.15, sont obtenus pour les différents échantillons cisailés.

**Tableau IV. 15:** paramètres d'érouissage de la loi de Voce identifiées à partir de la méthodologie proposée pour les différents échantillons cisailés.

	$\sigma'_{Y-calculé}$ (MPa)	$Q'_{calculé}$ (MPa)	$b_{calculé}$
DC01-Cisaillement-Monotone	352.53	386.47	2.39
DC01-Cisaillement-Cyclique	323.13	415.87	2.39
DP600-Cisaillement-Monotone	510	1084	1.7247
DP600-Cisaillement-Cyclique	438	1156	1.7247

Les limites d'élasticité réellement obtenues  $\sigma'_{Y-réel}$  sont comparées aux limites d'élasticité calculées par la méthodologie,  $\sigma'_{Y-calculé}$ , dans le tableau IV.16.

**Tableau IV. 16:** limite d'élasticité réelle  $\sigma'_{Y-réel}$ , limite d'élasticité calculée  $\sigma'_{Y-calculé}$  pour chacun des échantillons cisailés.

	$\varepsilon_{p0-réel}$ (%)	$\sigma'_{Y-réel}$ (MPa)	$\sigma'_{Y-calculé}$ (MPa)	Erreur (%)
DC01-Cisaillement-Monotone	12.49	350	352.53	+1
DC01-Cisaillement-Cyclique	13.49	319	323.13	+1.3
DP600-Cisaillement-Monotone	5.17	566	510	-10
DP600-Cisaillement-Cyclique	4.55	525	438	-16

La comparaison des valeurs de  $\sigma'_{Y-réel}$  et  $\sigma'_{Y-calculé}$ , données dans le tableau IV.16 montre que les niveaux d'erreurs obtenus pour les échantillons de DP600 sont plus élevés que ceux obtenus pour le DC01. Cette tendance avait déjà été observée dans le cas des essais de traction. Cependant les résultats obtenus montrent que la méthodologie présentée permet d'obtenir des résultats relativement satisfaisants concernant la détermination du niveau d'érouissage atteint par le matériau indépendamment des trajets de chargements suivis.

## 6. Conclusion

Le retour élastique dépend essentiellement de la nouvelle limite d'élasticité des matériaux obtenue après mise en forme. La démarche présentée dans ce chapitre consiste à déterminer localement par indentation cette limite d'élasticité au niveau de zones déformées plastiquement. Cette détermination peut être une aide dans une démarche d'amélioration de la prédiction du retour élastique du matériau. Pour une opération de mise en forme, la comparaison de la valeur de la limite d'élasticité obtenue expérimentalement par indentation à celle prédite numériquement permettra notamment de savoir si le type de loi d'écrouissage utilisée dans les modèles est correct ou non.

Dans ce chapitre, le test d'indentation instrumentée a été utilisé pour déterminer la nouvelle limite d'élasticité des matériaux déformés par un trajet de chargement monotone.

L'identification par la méthode de Moussa et al. entraîne une imprécision importante dans la détermination de la limite d'élasticité des matériaux déformés. Cela est dû au fait que dans cette méthode, la loi d'Hollomon est utilisée pour identifier la loi d'écrouissage des matériaux pré-déformés. La loi d'Hollomon est une loi qui représente correctement la loi d'écrouissage de matériaux qui s'écrouissent fortement pour de faibles valeurs de déformations, ce qui n'est généralement pas le cas des matériaux écrouis. La loi de Voce à 3 paramètres est une solution alternative pour la détermination des lois d'écrouissage des matériaux pré-déformés. La loi de Voce est en effet une loi exponentielle saturante qui est assez bien adaptée pour des matériaux qui s'écrouissent légèrement pour des faibles valeurs de déformation plastique. Elle est donc bien adaptée au caractère d'écrouissage des matériaux pré-déformés.

L'indentation instrumentée couplée à l'analyse inverse et l'utilisation d'une loi de Voce a permis une meilleure prédiction de la limite d'élasticité que celle obtenue par la méthode de Moussa et al.. En plus de son caractère saturant, la loi de Voce a l'avantage de permettre mathématiquement de bien représenter à la fois la loi d'écrouissage d'un matériau non écroui et celle d'un matériau écroui. Cela a pour conséquence une meilleure prédiction à la fois de la limite d'élasticité du matériau déformé et du niveau de la déformation plastique subi par le matériau déformé.

L'application expérimentale effectuée à partir de tests de traction uni-axial monotone et de cisaillement monotone et cyclique montre que l'identification par indentation instrumentée couplée à l'analyse inverse et une loi de Voce, conduit à des résultats satisfaisants en ce qui concerne la détermination de la limite d'élasticité d'un matériau pré-déformé.

## 7. Perspectives

La méthodologie présentée dans ce chapitre a permis de prédire la nouvelle limite d'élasticité des matériaux pré-déformés ainsi que le niveau de déformation plastique qu'ils ont subi. Les résultats ont été cependant moins satisfaisants pour des niveaux de déformations élevées.

Plusieurs perspectives peuvent être évoquées afin d'améliorer les résultats obtenus. Lors de l'analyse inverse, l'utilisation simultanée de deux courbes d'indentation obtenues avant et après déformation plastique devrait permettre une meilleure identification des paramètres de la loi de Voce puisque que la base expérimentale fournie serait plus grande. Elle permettrait aussi d'obtenir une loi d'écroutissage plus précise sur une plus grande plage de déformation plastique.

Le passage de la courbe  $F-h$  d'indentation à la courbe  $F-a$  ( $a$  étant le rayon de contact en indentation) pour l'identification des paramètres pourrait aussi améliorer les résultats obtenus puisque les niveaux de déformation représentative d'indentation sont plus élevés dans le cas de l'utilisation de la courbe  $F-a$  que dans le cas de l'utilisation de la courbe  $F-h$  [101]. L'utilisation conjointe de ces deux courbes devrait aussi permettre d'obtenir une courbe d'écroutissage plus précise sur une plus grande étendue de déformation.



## Chapitre V : Etude phénoménologique de l'influence du type d'écrouissage sur la courbe d'indentation instrumentée

---

1. Introduction .....	161
2. Etude phénoménologique purement numérique de l'influence du type d'érouissage sur la courbe d'indentation.....	161
2.1. Pseudo-matériaux étudiés et modélisation numérique .....	161
2.2. Loi d'érouissage utilisée et hypothèses .....	162
2.3. Influence du type d'érouissage sur la courbe de chargement en indentation .....	165
2.4. Influence du type d'érouissage sur l'hystérésis de la courbe d'indentation .....	171
2.4.1. Choix du paramètre renseignant sur le type d'érouissage .....	171
2.4.2. Evolution de la valeur de pénétration résiduelle en fonction du type d'érouissage.....	174
2.4.3. Conclusion du paragraphe 2.4.....	178
3. Evaluation du type d'érouissage à partir de la courbe d'indentation pour les tôles métalliques réelles .....	179
3.1. Comparaison des courbes d'indentation numériques et expérimentales .....	179
3.2. Influence du type d'érouissage sur l'hystérésis de la courbe d'indentation .....	181
3.3. Identification des paramètres d'érouissage de la loi de Chaboche à partir des essais de cisaillement cycliques .....	186
3.3.1. Conditions d'optimisation .....	186
3.3.2. Identification du DC01 .....	186
3.3.3. Identification du DP600 .....	188
3.3.4. Calcul de l'évolution de chacun des types d'érouissages.....	190
3.4. Comparaison entre résultats obtenus en cisaillement et résultats obtenus en indentation .....	192
4. Conclusion.....	193

## 1. Introduction

Au chapitre 3, nous avons montré l'intérêt de l'indentation instrumentée pour l'identification des paramètres mécaniques dans l'épaisseur des tôles métalliques, en particulier lorsque celles-ci présentent un profil de dureté dans l'épaisseur. Au chapitre 4, l'apport de l'indentation instrumentée en ce qui concerne l'évaluation d'un niveau d'écroutissage subi par un matériau lors de trajets de chargement monotones et non monotones a été présenté.

Dans ce chapitre, l'objectif est de montrer l'apport de l'indentation instrumentée en ce qui concerne la détermination du type d'écroutissage d'un matériau. On considèrera que le matériau a une loi d'écroutissage de type Chaboche et on utilisera l'indentation pour dire si l'écroutissage est plutôt isotrope ou plutôt cinématique.

Ce chapitre comporte deux parties principales.

Dans la première partie, une étude purement numérique est menée sur deux pseudo-matériaux. Des essais d'indentation numériques sont effectués avec des cycles de chargement-déchargement pour une même évolution de la loi d'écroutissage mais avec des contributions différentes de chacun des types d'écroutissage (isotrope et cinématique). Le but de cette étude est d'observer l'influence du type d'écroutissage sur la courbe d'indentation en chargement et en déchargement.

Dans la deuxième partie, deux matériaux (DC01 et DP600) sont testés pour tenter d'identifier la part de chacun des types d'écroutissage dans la loi d'écroutissage globale du matériau. Les résultats obtenus sont ensuite comparés aux résultats obtenus à partir du cisaillement cyclique des matériaux.

## 2. Etude numérique de l'influence du type d'écroutissage sur la courbe d'indentation

### 2.1. Pseudo-matériaux étudiés et modélisation numérique

Deux pseudo-matériaux ont été choisis pour cette étude :

- Le premier correspond au DC01 pour lequel la loi de Voce identifiée par indentation en surface de la tôle sera considérée. On rappelle que cette loi est identifiée en faisant l'hypothèse que l'écroutissage du matériau est purement isotrope. Ce pseudo-matériau sera nommé dans la suite de cette étude « pseudo-matériau 1 ».

- Le second présente une limite d'élasticité très basse et un écroutissage très élevé lors des premiers taux de déformation plastique (loi de Voce avec saturation très rapide).

Pour ce pseudo-matériau, l'influence de l'écroutissage cinématique ou isotrope sur la courbe d'indentation ne sera effective que pour les très faibles valeurs de déformation plastique

(moins de 1% de déformation plastique). Au-delà de 1% de déformation, ce pseudo-matériau peut quasiment être considéré élastique parfaitement plastique (Figure V.1). Ce pseudo-matériau sera nommé dans la suite de cette étude « pseudo-matériau 2 ». Comme on le verra par la suite, l'intérêt de ce matériau est que sa courbe de chargement d'indentation n'est pas influencée par le type d'érouissage considéré (isotrope ou cinématique).

Dans un premier temps, on considère que le matériau présente un érouissage isotrope caractérisé par une loi de Voce. Ensuite, on considérera un érouissage mixte, avec une contribution d'érouissage isotrope et une contribution d'érouissage cinématique modélisé par une loi de Chaboche.

Dans le cas où l'on considère un érouissage isotrope, les paramètres de la loi de Voce (Eq. I.B. 24) pour les deux matériaux sont donnés dans le tableau V.1.

Tableau V. 1 : Paramètres de la loi de Voce des deux pseudo-matériaux 1 et 2.

	Pseudo-Matériau 1 (loi d'érouissage isotrope pur)	Pseudo-Matériau 2 (loi d'érouissage isotrope pur)
$\sigma_y$ (MPa)	208	68
Q (MPa)	531	415
b	2,39	440

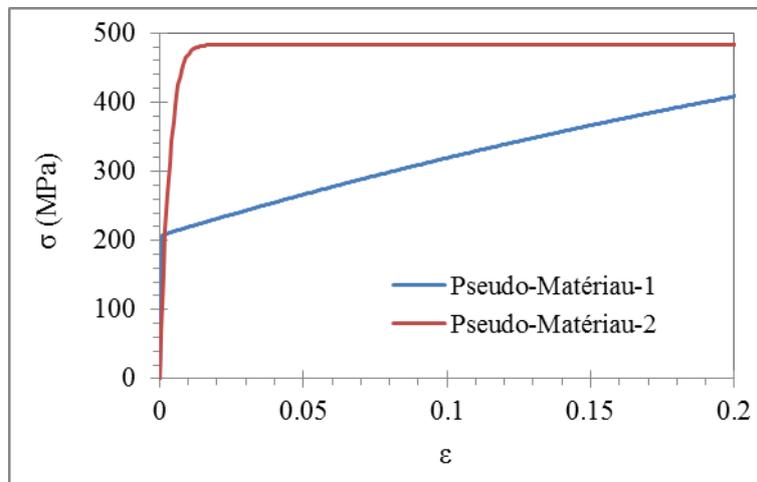


Figure V. 1 : Courbes d'érouissage des deux pseudo-matériaux 1 et 2.

Ces deux lois d'érouissage sont ensuite utilisées dans les modèles numériques d'indentation présentés auparavant (Figure III.3) pour l'obtention des courbes d'indentation.

## 2.2. Loi d'érouissage utilisée et hypothèses

Pour étudier l'influence du type d'érouissage sur la courbe d'indentation, il est nécessaire d'utiliser une loi d'érouissage prenant en compte les deux types d'érouissage d'un matériau. La loi de Chaboche à un terme d'érouissage cinématique est choisie car elle utilise relativement très peu de paramètres pour la description des deux types d'érouissage non-

linéaires. La deuxième raison est qu'elle constitue une sorte de généralisation de la loi de Voce pour inclure le type d'érouissage cinématique du matériau. Cette loi s'écrit sous la forme (en 1D) :

$$\sigma = \sigma_Y + Q(1 - \exp(-b\varepsilon_p)) + \frac{c}{\gamma}(1 - \exp(-\gamma\varepsilon_p)) \quad (\text{Eq. V.1})$$

Le critère de plasticité choisi est celui de Von-Mises:

$$\sigma_{Von\ Mises} = \sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2}} \|\bar{S} - X\| \leq \sigma_Y + R \quad (\text{Eq. V.2})$$

$$\text{Avec } R = Q(1 - \exp(-b\varepsilon_p)) \text{ et } dX = Cd\varepsilon_p - \gamma X |d\varepsilon_p|$$

Où la variable d'érouissage R décrit l'augmentation du domaine d'élasticité (dilatation de la surface de charge dans l'espace de déviateurs) et la variable tensorielle X décrit le déplacement du centre du domaine élastique dans l'espace des déviateurs et  $\bar{S}$  le tenseur des contraintes déviatoriques.

Pour étudier l'influence de chaque type d'érouissage, on fait l'hypothèse que  $b = \gamma$  dans la loi de Chaboche. Ainsi, l'évolution des deux types d'érouissage est la même en fonction de la déformation.

La valeur de b (et donc de  $\gamma$ ) correspond à celle obtenue avec l'hypothèse d'érouissage isotrope.

On fixe les valeurs des paramètres des termes isotropes et des termes cinématiques de telle sorte que la courbe d'érouissage obtenue soit la même que pour le cas d'érouissage isotrope pur. Cette condition impose :

$$\sigma_Y + Q'(1 - \exp(-b'\varepsilon_p)) + \frac{c'}{\gamma'}(1 - \exp(-b'\varepsilon_p)) = \sigma_Y + Q(1 - \exp(-b\varepsilon_p))$$

$$\Leftrightarrow \sigma = \sigma_Y + (Q' + \frac{c'}{\gamma'})(1 - \exp(-b'\varepsilon_p)) = \sigma_Y + Q(1 - \exp(-b\varepsilon_p)) \quad (\text{Eq. V.3})$$

$$\Leftrightarrow (Q' + \frac{c'}{\gamma'}) = Q \quad \text{et} \quad b' = b \quad (\text{Eq. V.4})$$

A partir de ces formules, on peut identifier la part de chacun des types d'érouissage dans la loi d'érouissage globale qui reste, au niveau de son évolution, identique à la loi de Voce initialement choisie. Pour chacun des pseudo-matériaux, on fait varier la part de l'érouissage cinématique entre 0 et 100% et on déduit à chaque fois les paramètres de la loi de Chaboche correspondants. Ces paramètres sont présentés pour les pseudo-matériaux 1 et 2 dans les tableaux V.2. et V.3.

Pseudo-Matériau 1 :

**Tableau V. 2 : Paramètres d'érouissage de la loi de Chaboche du pseudo-matériau 1 pour différents % d'érouissage cinématique.**

% d'érouissage cinématique	C (MPa)	Q (MPa)	b= $\gamma$
0%	0	531	2,39
25%	317,27	398,25	2,39
50%	634,5	265,5	2,39
75%	951,8	132,75	2,39
100%	1269,09	0	2,39

Pseudo-Matériau 2 :

**Tableau V. 3 : Paramètres d'érouissage de la loi de Chaboche du pseudo-matériau 2 pour différents % d'érouissage cinématique.**

% d'érouissage cinématique	C (MPa)	Q (MPa)	b= $\gamma$
0%	0	415	440
25%	45650	311,25	440
50%	91300	207,5	440
75%	136950	103,75	440
100%	182600	0	440

La figure V.2. montre deux courbes d'indentation obtenues pour le pseudo-matériau 1. La première courbe d'indentation est obtenue avec la loi d'érouissage isotrope pur. La deuxième courbe d'indentation est obtenue à partir de la loi d'érouissage cinématique pur. La figure V.3 représente ces deux courbes d'indentation obtenues pour le pseudo-matériau 2.

Les courbes d'indentation dans cette étude sont présentées avec des cycles de charge-décharge.

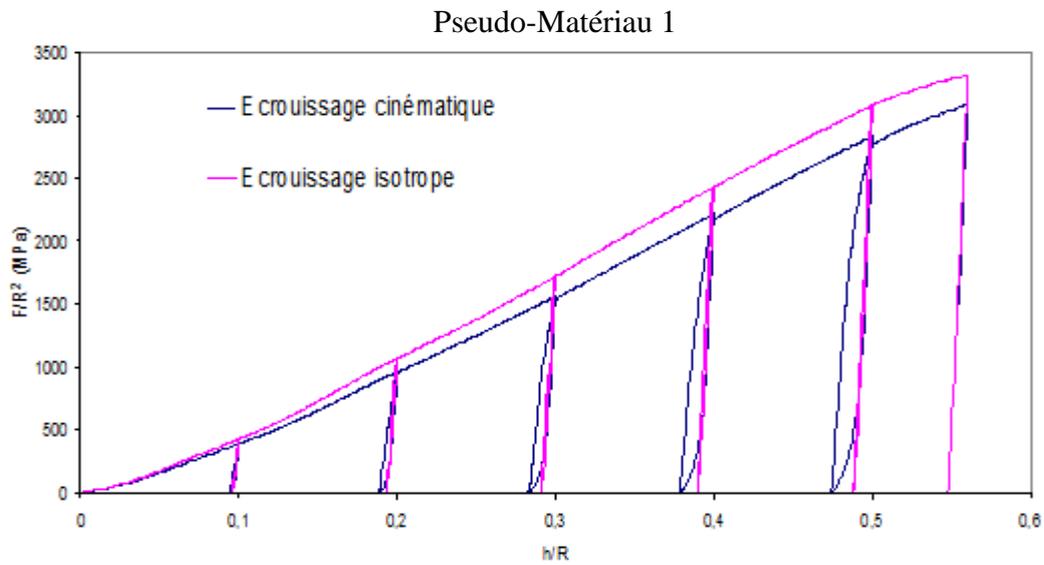


Figure V. 2 : Courbes d'indentation obtenues pour le pseudo-matériau 1 en considérant deux types d'érouissage : isotrope et cinématique.

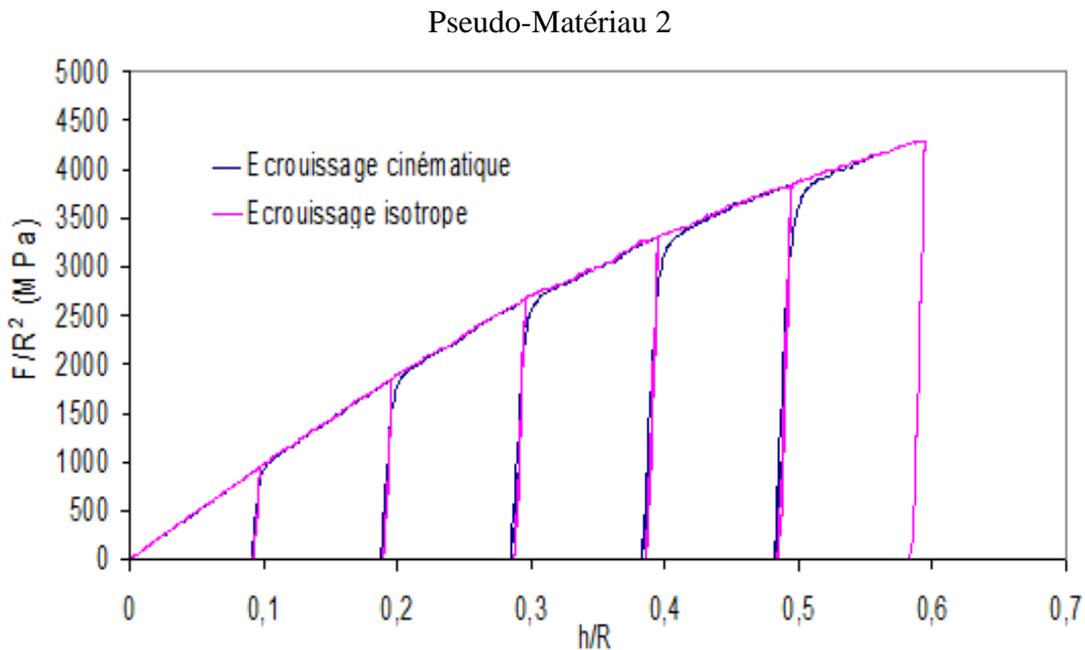


Figure V. 3 : Courbes d'indentation obtenues pour le pseudo-matériau 2 en considérant deux types d'érouissage : isotrope et cinématique.

### 2.3. Influence du type d'érouissage sur la courbe de chargement en indentation

Les figures V.2. et V.3. montrent que l'érouissage peut influencer l'évolution de la courbe de chargement.

Pour le pseudo-matériau 1 (proche du DC01), l'érouissage cinématique a pour conséquence une diminution de la résistance à la pénétration. En ce qui concerne le pseudo-matériau 2, le type d'érouissage n'a que peu d'effet sur la courbe de chargement en indentation.

L'examen des champs de déformation montre deux zones distinctes dans le matériau indenté.

1) Sous l'indenteur, dans une zone proche de l'axe de symétrie, les déformations plastiques mesurées selon l'axe de symétrie (verticales) sont négatives. L'indenteur comprime la matière dans cette direction.

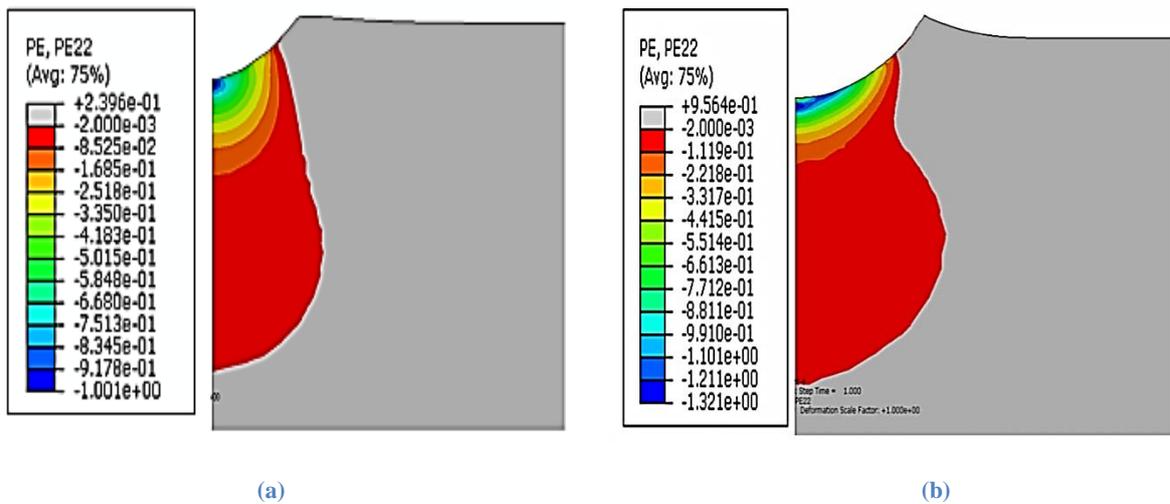


Figure V. 4 : Champs de déformations plastiques verticales négatives (PE22) obtenus avant la 4<sup>ème</sup> décharge (h/R=0.4). (a) : pseudo-matériau 1, loi d'érouissage isotrope ; (b) : pseudo-matériau 2, loi d'érouissage isotrope

Dans cette même zone, les déformations plastiques calculées dans la direction perpendiculaire à l'axe de symétrie, donc horizontale, sont positives. Sous l'effet de l'indenteur, la matière est en traction dans cette direction.

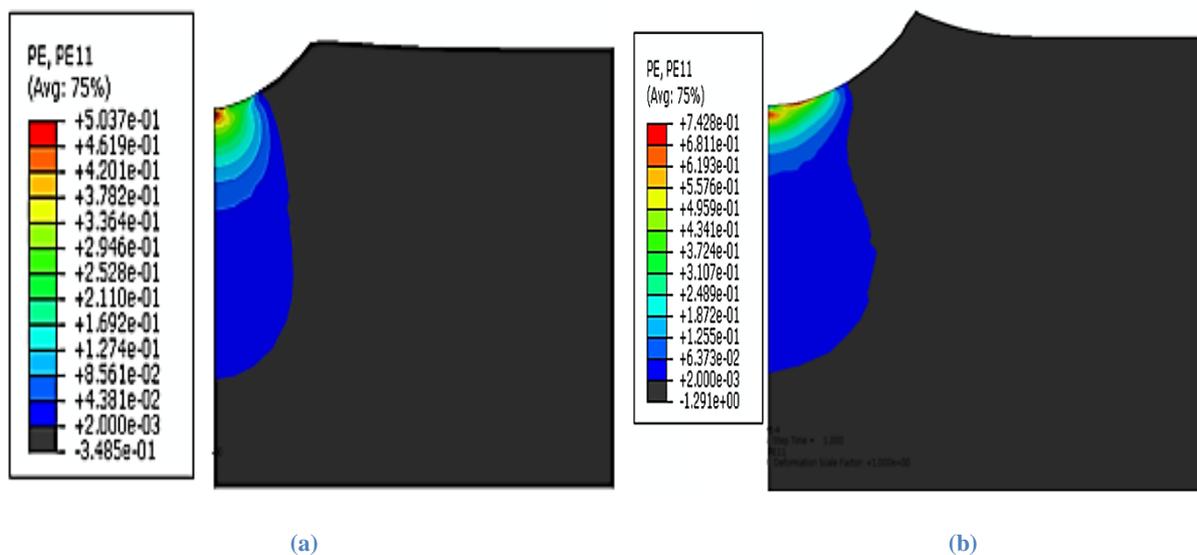


Figure V. 5 : Champs de déformations plastiques horizontales positives (PE11) obtenus avant la 4<sup>ème</sup> décharge (h/R=0.4). (a) : pseudo-matériau 1, loi d'érouissage isotrope ; (b) : pseudo-matériau 2, loi d'érouissage isotrope.

2) A l'extérieur de la zone de contact indenteur/matériau indenté, les déformations plastiques déterminées selon l'axe de symétrie (verticales) sont positives. La matière refoulée horizontalement à cet endroit, notamment parce que l'angle de contact est élevé, est en traction verticalement.

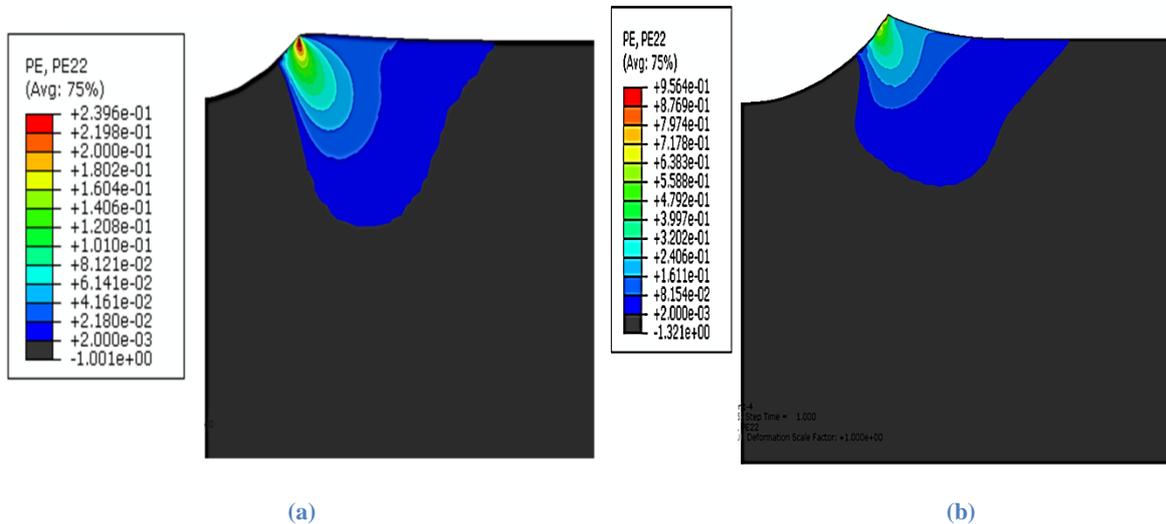


Figure V. 6 : Champs de déformations plastiques verticales positives (PE22) obtenus avant la 4<sup>ème</sup> décharge ( $h/R=0.4$ ). (a) : pseudo-matériau 1, loi d'érouissage isotrope ; (b) : pseudo matériau 2, loi d'érouissage isotrope.

Dans cette même zone, les déformations plastiques mesurées perpendiculairement à l'axe de symétrie (direction horizontale) sont négatives. A cause de l'angle de contact élevé, la matière est comprimée horizontalement, ce qui a notamment pour conséquence l'apparition du bourrelet.

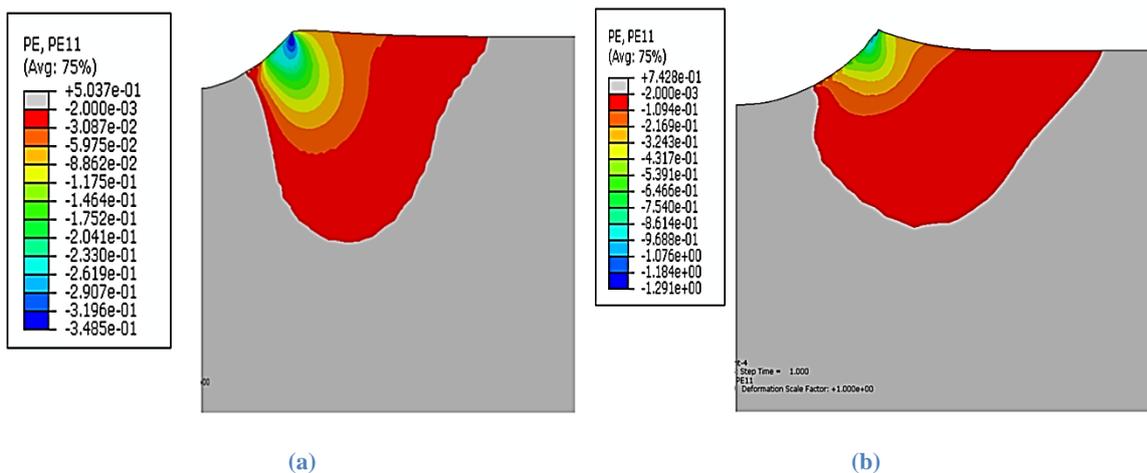


Figure V. 7: Champs de déformations plastiques horizontales négatives (PE11) obtenus avant la 4<sup>ème</sup> décharge ( $h/R=0.4$ ). (a) : pseudo-matériau 1, loi d'érouissage isotrope ; (b) : pseudo matériau 2, loi d'érouissage isotrope.

L'existence de ces 2 zones montre qu'un point appartenant à la zone indentée peut être successivement en traction puis en compression dans une direction donnée au cours de l'indentation (ou l'inverse).

La figure V.8. montre qu'un point situé en  $x/R=0,29$  ;  $y/R=-0,05$  est tout d'abord en traction puis en compression selon une direction verticale.

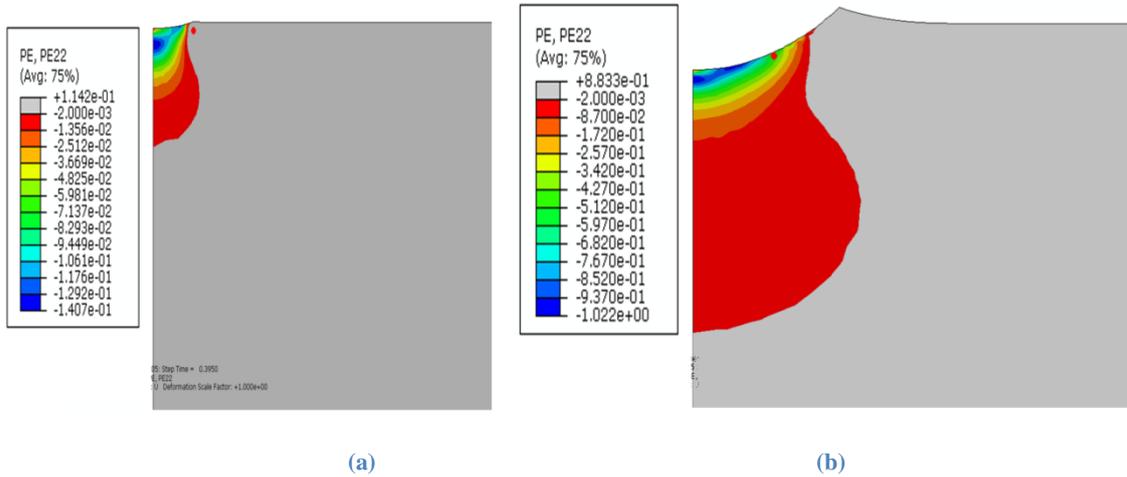


Figure V. 8 : Pseudo-matériau 2, loi d'érouissage isotrope. Point rouge situé en  $x/R=0,29$  ;  $y/R=-0,05$  : (a) en traction verticalement pour un  $h/R=0,038$ , (b) en compression verticalement pour un  $h/R=0,29$ .

La figure V.9 confirme que ce point est en traction puis en compression selon une direction verticale.

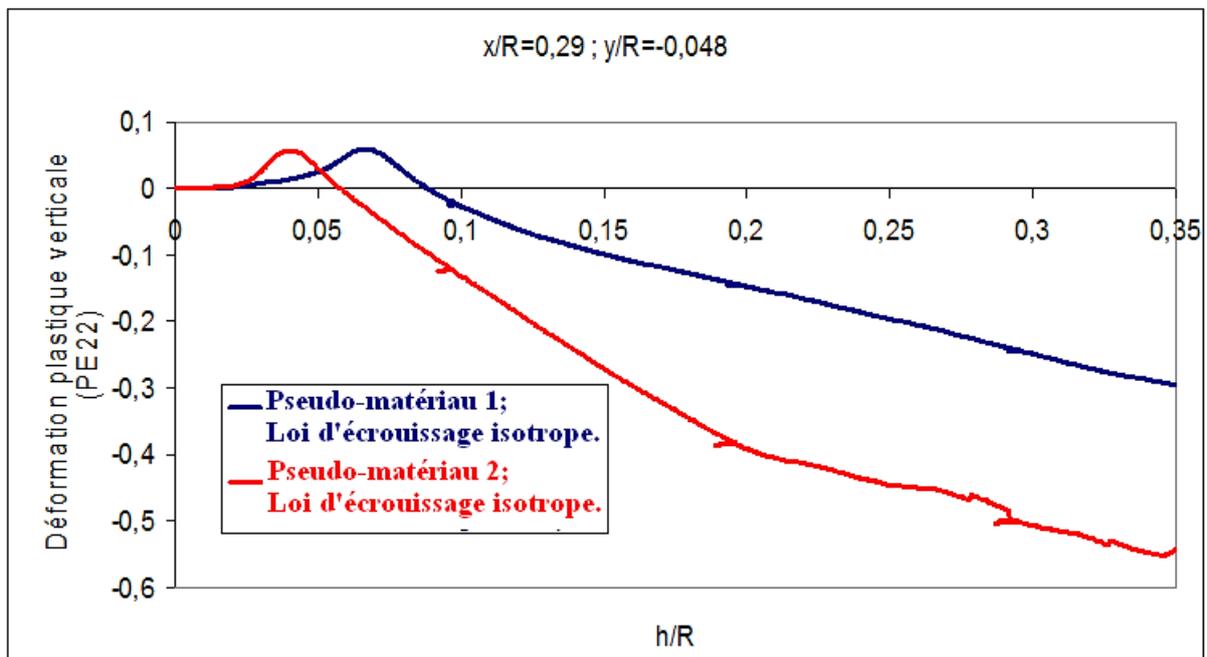


Figure V. 9 : niveau de déformation dans la direction verticale d'un point de la zone d'indentation pendant le chargement.

La figure V.10. montre que ce même point est en compression puis en traction selon une direction horizontale au cours du chargement par indentation.

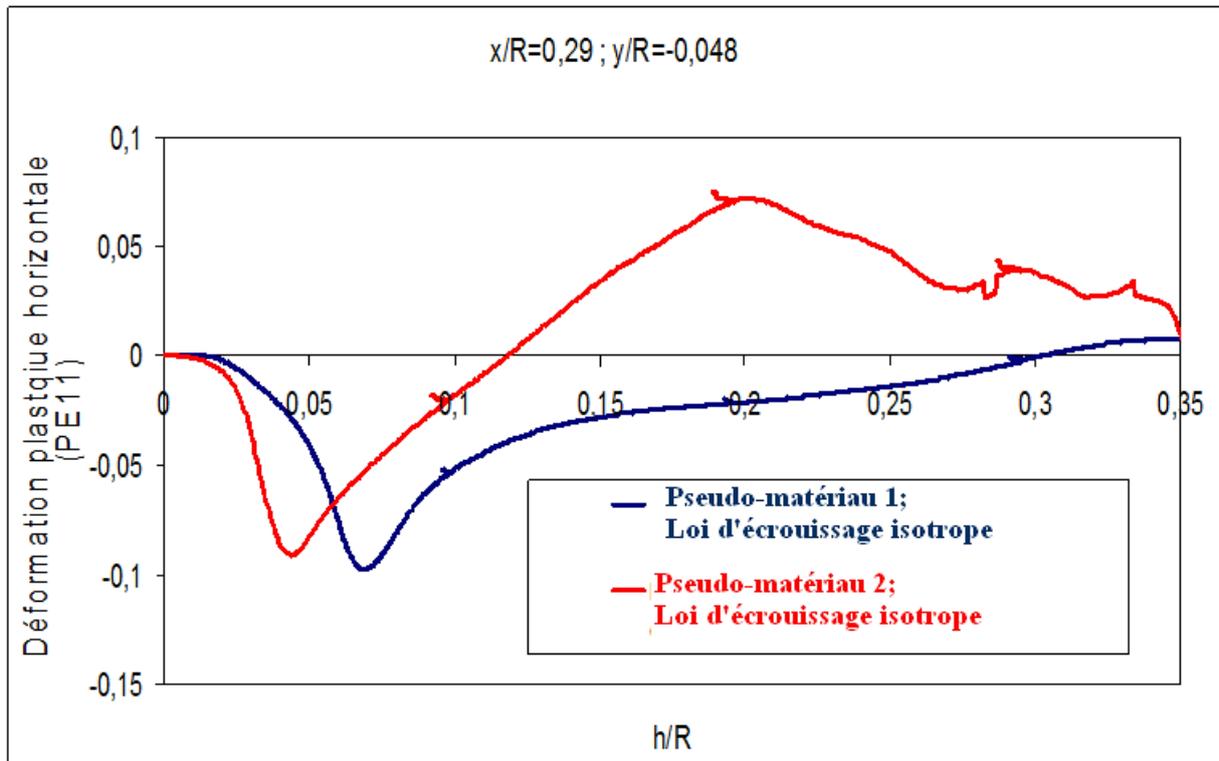


Figure V. 10 : niveau de déformation dans la direction horizontale d'un point de la zone d'indentation pendant le chargement.

Les figures V.9 et V.10 montrent donc que, localement, il peut y avoir inversion de trajet de chargement dans la zone plastifiée par l'essai d'indentation. Cette inversion de trajet de chargement selon des directions particulières a pour conséquence l'obtention de courbes d'indentation différentes selon que celui-ci a une loi d'érouissage isotrope ou cinématique. C'est ce que l'on observe pour le pseudo-matériau 1 (figure V.2). Pour le matériau 2, l'absence de différence entre les courbes d'indentation (figure V.3) est due à la courbe d'érouissage particulière de ce matériau. Comme il a été mentionné auparavant, ce matériau peut quasiment être considéré comme étant élastique parfaitement plastique au-delà d'une déformation plastique de 1%. Du fait de cette loi, une inversion du signe des déformations n'a qu'une très faible influence sur l'évolution des contraintes correspondantes (Figure V.11).

Pour le cas du pseudo-matériau 1 en traction/compression, le calcul des contraintes via la loi de Chaboche donne les résultats donnés dans la figure V.11.

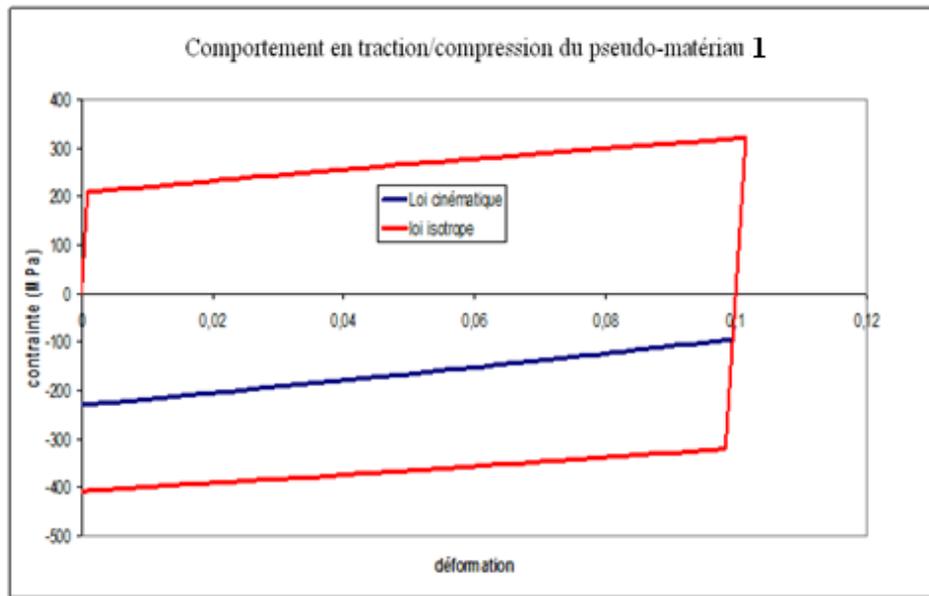


Figure V. 11 : Loi de Chaboche tracée dans le cas d'une traction/compression pour le pseudo-matériau 1.

Pour le cas de ce pseudo-matériau 1, on remarque une nette différence lors de l'inversion du chargement entre une loi cinématique et isotrope.

Pour le cas du pseudo-matériau 2 en traction/compression, le calcul des contraintes via la loi de Chaboche donne les résultats donnés dans la figure V.12.

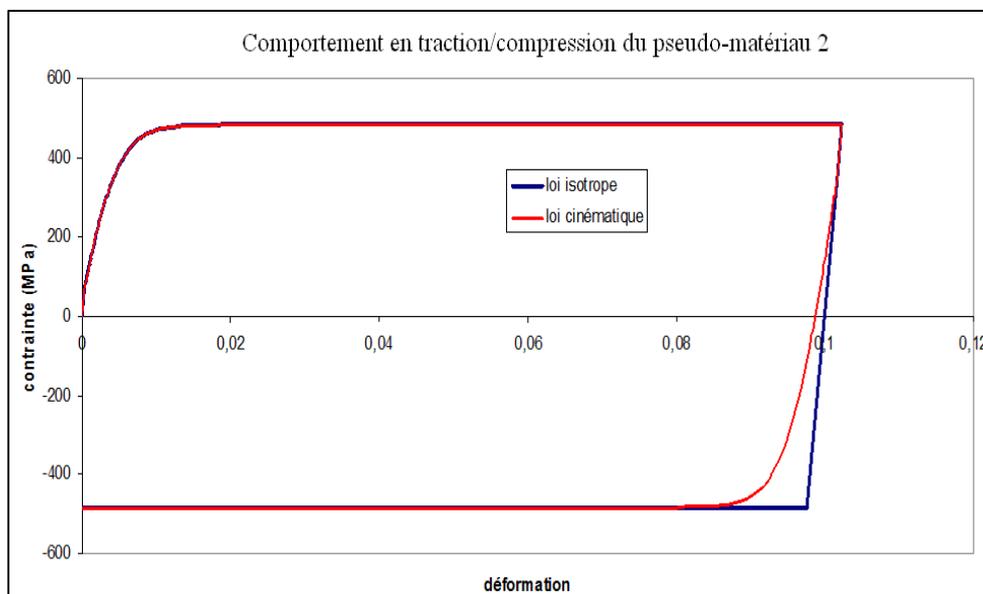


Figure V. 12 : Loi de Chaboche tracée dans le cas d'une traction/compression pour le pseudo-matériau 2.

On ne remarque aucune différence lors de l'inversion du chargement entre une loi cinématique et isotrope dans le cas du pseudo-matériau 2 à partir d'une déformation de quelques pourcents. Ces résultats expliquent l'absence d'influence du type d'érouissage sur les courbes de chargement en indentation dans le cas du pseudo-matériau 2.

Dans cette section (2.3.), on a montré que le type d'érouissage influence la courbe de chargement en indentation. Cela est dû au fait que pendant le chargement, certaines zones d'indentation subissent un changement dans leur trajet de chargement. Cela entraîne une sorte d'effet Bauschinger qui se crée pendant le chargement en indentation influençant ainsi la courbe de chargement, d'autant plus que la contribution cinématique est élevée. Dans la section suivante, on étudie l'influence du type d'érouissage sur l'hystérésis de la courbe d'indentation.

## 2.4. Influence du type d'érouissage sur l'hystérésis de la courbe d'indentation

### 2.4.1. Choix du paramètre renseignant sur le type d'érouissage

L'hystérésis de la courbe d'indentation formée lors du déchargement et du rechargement dépend de plusieurs paramètres mécaniques. Le but de cette étude est de trouver un paramètre de l'hystérésis caractéristique du type d'érouissage. Cela permettra ainsi d'évaluer si la loi d'érouissage du matériau étudié est plutôt isotrope ou plutôt cinématique.

La figure V.13 montre le comportement au niveau d'une boucle d'hystérésis lorsque le pseudo-matériau 2 a une loi d'érouissage purement isotrope, lorsque celui-ci a une loi d'érouissage purement cinématique et lorsqu'il a une loi d'érouissage à 90% cinématique et 10% isotrope.

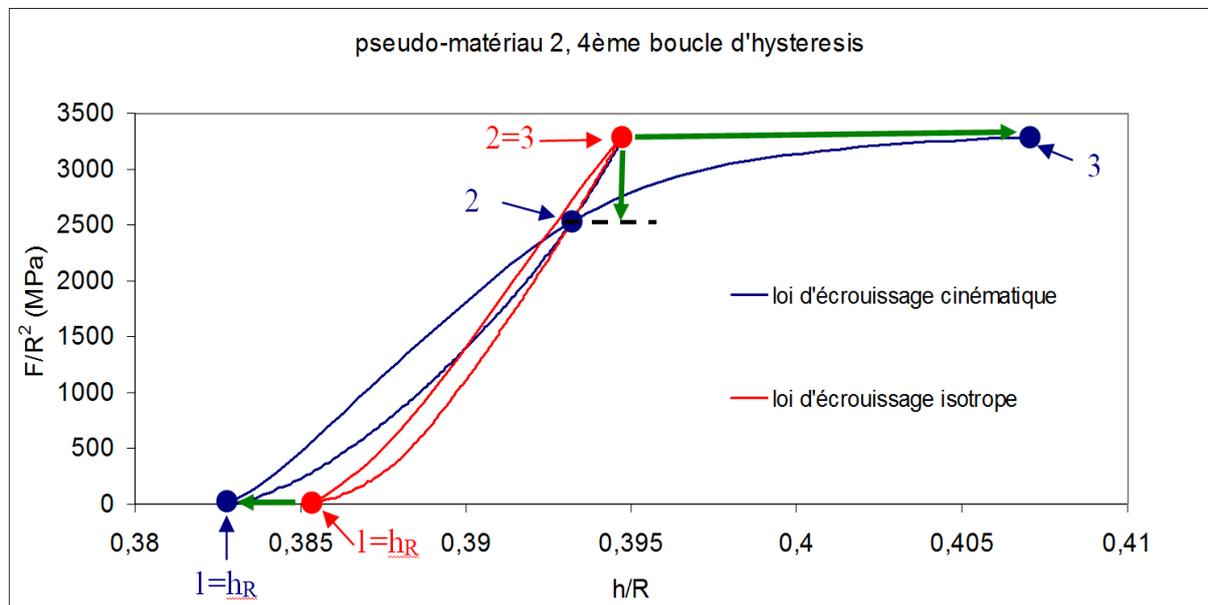


Figure V. 13 : Comparaison des boucles d'hystérésis pour différents % d'érouissage cinématique pour le pseudo-matériau 2.

Comme le montre la figure V.13, l'augmentation de l'érouissage cinématique a pour conséquence :

- 1) une augmentation de la « virgule en fin de décharge », ce qui a pour conséquence la diminution de la valeur de la profondeur de pénétration résiduelle (point 1 de la figure V.13 qui sera appelé par la suite  $h_R$ ).
- 2) Une diminution de la valeur de l'effort du point d'intersection entre la courbe de décharge et la courbe de rechargement (point 2 de la figure V.13).
- 3) Une augmentation de la valeur de la profondeur de pénétration obtenue lors du rechargement afin d'atteindre la valeur de l'effort à partir de laquelle la décharge en indentation a été effectuée (point 3 de la figure V.13).

L'aire de l'hystérésis pourrait aussi constituer un paramètre intéressant pour cette étude. De manière générale, l'aire d'hystérésis augmente lorsque l'érouissage cinématique augmente et que l'érouissage isotrope diminue. L'aire d'hystérésis est cependant dépendante de la diminution de la valeur de l'effort du point d'intersection entre la courbe de décharge et de la courbe de rechargement (point 2 de la figure V.13). Cette dépendance peut avoir pour conséquence une diminution de l'aire d'hystérésis lorsque l'érouissage cinématique augmente. C'est ce que montrent les figures V.14 et V.15 qui représentent l'évolution de la largeur maximale  $\Delta h_{max}$  (mm) et de la hauteur maximale  $\Delta F_{max}$  (N) de la deuxième boucle d'hystérésis du pseudo-matériau 2. Ces figures montrent en effet que lorsque le pseudo matériau 2 a une loi d'érouissage fortement cinématique, il y a diminution de ces deux facteurs ce qui entraîne ainsi la diminution de l'aire globale de l'hystérésis pour le cas des fortes proportions d'érouissage cinématique.

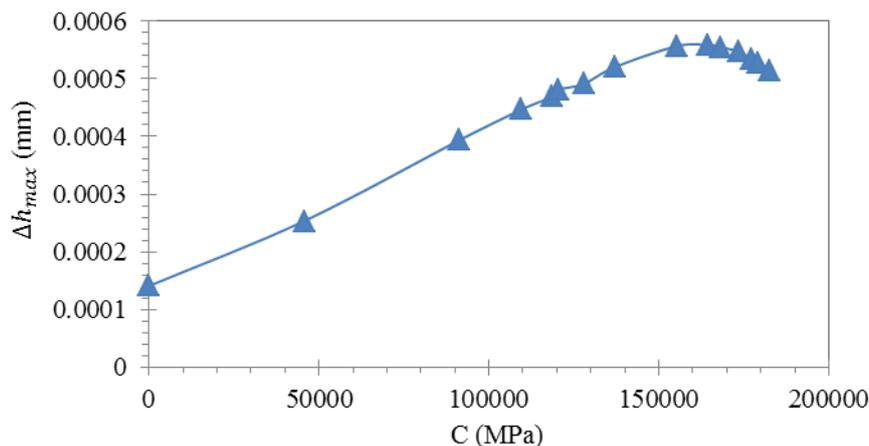


Figure V. 14 : Evolution de  $\Delta h_{max}$  (mm) en fonction de C (MPa).

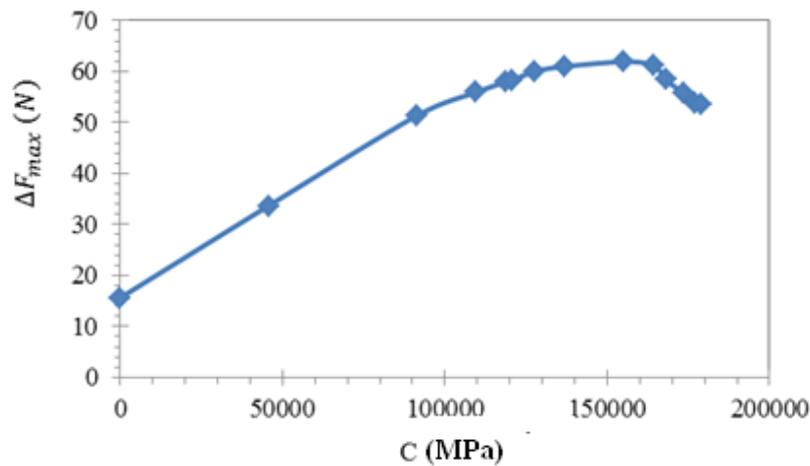


Figure V. 15 : Evolution de  $\Delta F_{max}$  (N) en fonction de C (MPa).

Si l'on s'intéresse à la diminution de la valeur de l'effort du point d'intersection entre la courbe de décharge et la courbe de rechargement (point 2 de la figure V.13). Le point 2 sera d'autant plus bas que l'érouissage cinématique est élevé. Cependant, comme le montre la figure V.16, l'évolution de la position du point 2 peut ne pas être très élevée entre un matériau ayant une loi d'érouissage cinématique et ce même matériau de loi d'érouissage isotrope.

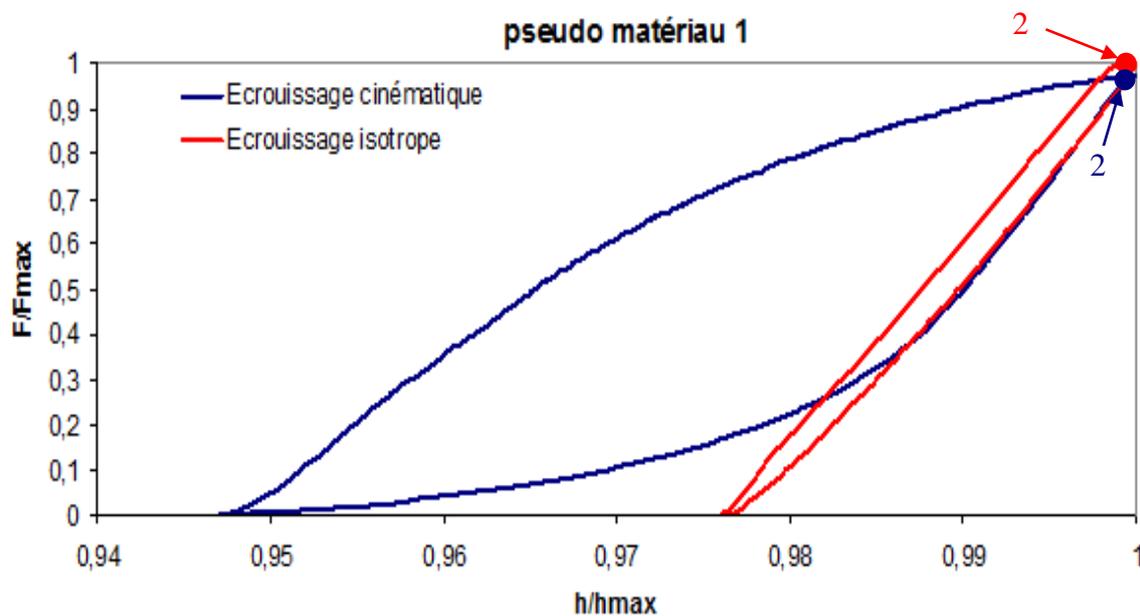


Figure V. 16 : hystérésis obtenu pour le pseudo-matériau 1, érouissage isotrope pur (courbe rouge) et érouissage cinématique pur (courbe bleue).

Concernant la valeur de la profondeur de pénétration obtenue lors du rechargement afin d'atteindre la valeur de l'effort à partir de laquelle la décharge en indentation a été effectuée (point 3 de la figure V.13), le calcul de cette valeur est imprécis. En effet, puisque la pente de la courbe de rechargement est faible dans cette partie de la courbe, la précision sur la valeur de l'abscisse du point 3 de la figure V.13 n'est pas élevée.

L'étude de l'évolution de la profondeur de pénétration résiduelle  $h_R$  (point 1 de la Figure V.13) semble donc être la meilleure solution afin de détecter le caractère cinématique ou isotrope de la loi d'érouissage d'un matériau.

#### 2.4.2. Evolution de la valeur de pénétration résiduelle en fonction du type d'érouissage

Lors du déchargement, l'effort diminue linéairement avec la profondeur de pénétration tant que le comportement du matériau est élastique et que le rayon de contact est très peu modifié. C'est à partir de cette portion de la courbe de déchargement que la valeur du module d'Young réduit est calculée selon la méthode d'Oliver and Pharr et norme NF-ISO-14577.

On s'intéresse, ci-après, à l'évolution de la valeur de pénétration résiduelle en fonction du type d'érouissage d'abord pour le premier pseudo matériau puis pour le second.

##### 2.4.2.1. Pseudo-matériau 1

La figure V.17 suivante présente la courbe de déchargement ainsi que la droite obtenue en ne prenant en compte que la partie linéaire de cette courbe pour le cas de la 4<sup>ème</sup> boucle d'hystérésis sur le pseudo-matériau 1 et pour deux lois d'érouissage : la première à érouissage isotrope pur et la seconde à érouissage cinématique pur.

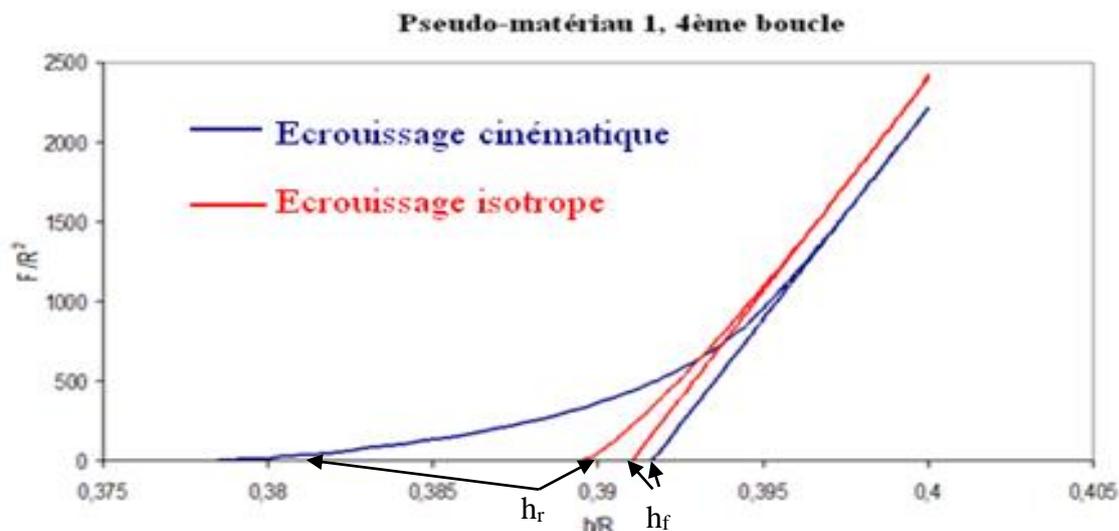


Figure V. 17 : Courbes de déchargement des courbes d'indentation du pseudo-matériau 1 et les droites linéaires correspondantes.

On observe que les courbes de décharge, obtenues pour les deux types de lois d'érouissage étudiées, sont linéaires jusqu'à un % de l'effort maximal compris entre 50 et 60%. Le tableau V.4 ci-dessous donne, pour différentes proportions érouissage isotrope/érouissage cinématique, le niveau d'effort (en % de l'effort maximal) correspondant à un écart de 1 % entre la courbe de décharge et la droite tangente à la courbe de décharge.

Tableau V. 4 : % de l'effort maximal obtenu lorsque la différence entre la courbe de décharge et la portion linéaire de celle-ci atteint 1%. Résultats obtenus pour le pseudo-matériau 1 en considérant différents % d'érouissage cinématique (ou isotrope).

Pseudo-matériau 1 : érouissage	% de l'effort maximal obtenu lorsque la différence entre la courbe de décharge et la portion linéaire de celle-ci atteint 1%
Cinématique	58,5
75% cinématique-25% isotrope	53,2
50% cinématique-50% isotrope	52,5
25% cinématique-75% isotrope	52,1
Isotrope	51,1

La figure V.18 donne l'évolution de  $F/R^2$  ( $R$  étant le rayon de l'indenteur) en fonction du rapport  $a/R$  ; «  $a$  » étant le rayon de contact. On remarque que, tant que l'effort diminue linéairement avec la profondeur, le rayon de contact diminue très peu. On remarque de même que l'évolution de «  $a$  » est similaire pour les 2 cas d'érouissage.

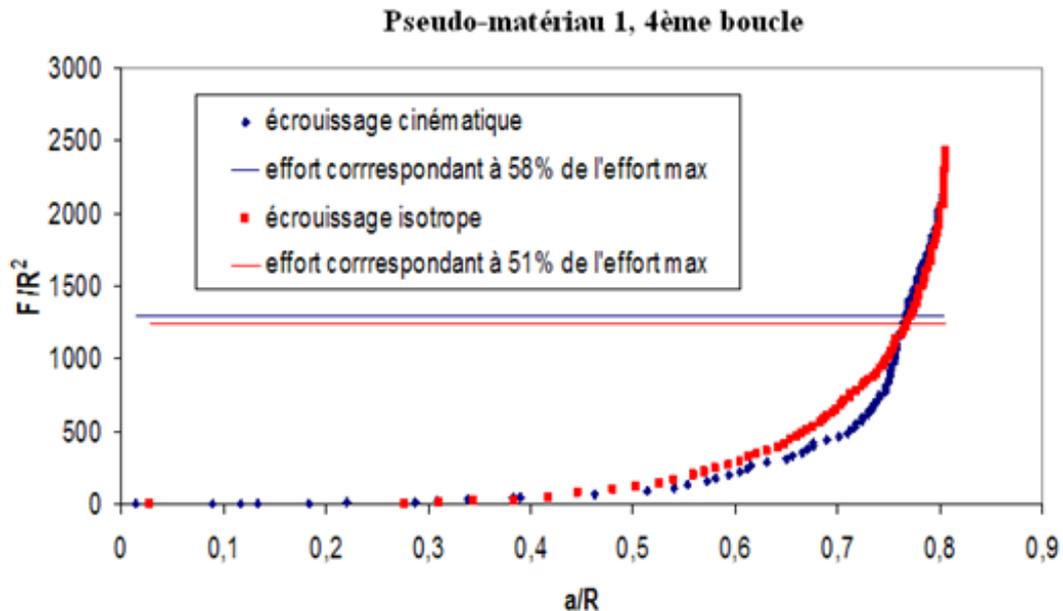


Figure V. 18 : Evolution des courbes de décharge en fonction d' $a/R$  pour le pseudo-matériau 1 pour 2 lois d'érouissage : à érouissage isotrope pur et à érouissage cinématique pur.

Ces résultats indiquent que lorsque l'évolution de la décharge est linéaire, celle-ci ne dépend que des paramètres élastiques du matériau. L'intersection des droites élastiques avec l'axe des abscisses pour les différentes boucles d'hystérésis donne le point nommé  $h_f$  (Figure V.17).

La figure V.19 donne l'évolution du rapport  $(h_{max} - h_f)/h_{max}$  pour différentes proportions érouissage isotrope/érouissage cinématique et pour différentes profondeurs d'indentation dans le cas du pseudo-matériau 1. On observe que le type d'érouissage n'a que très peu d'influence sur le rapport  $(h_{max} - h_f)/h_{max}$ . Ceci confirme que la portion linéaire de la courbe de décharge dépend surtout des paramètres élastiques du matériau indenté.

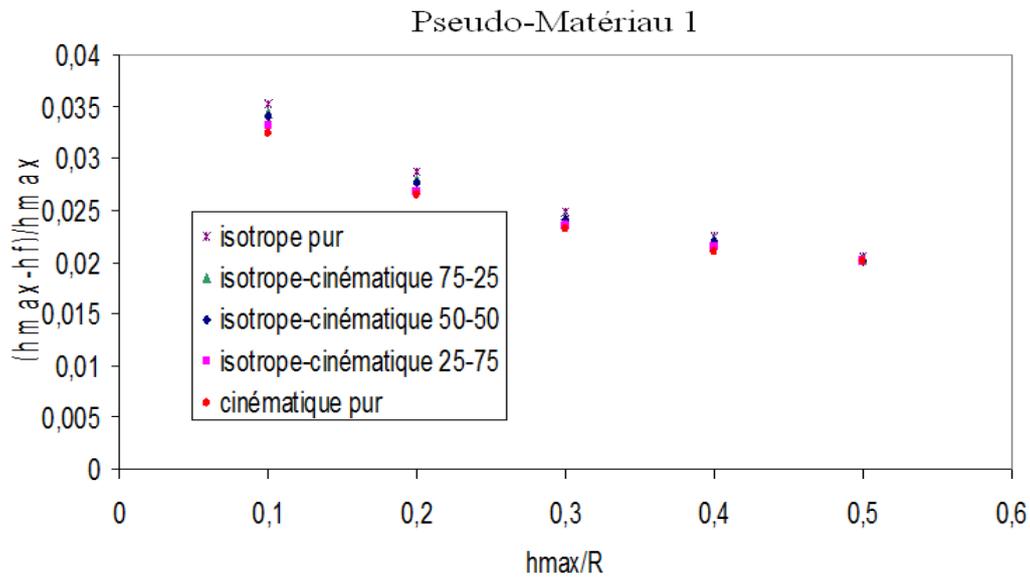


Figure V. 19 : Calcul du rapport  $(h_{max} - h_f)/h_{max}$  pour différents % d'érouissage cinématique et pour différentes profondeurs d'indentation pour le pseudo-matériau 1.

#### 2.4.2.2. Pseudo-matériau 2

La même étude que précédemment a été faite pour le cas du pseudo-matériau 2. La figure V.20 montre la courbe de décharge pour la quatrième boucle d'hystérésis pour les 2 cas d'érouissage isotrope pur et cinématique pur sur le pseudo-matériau 2, ainsi que les droites linéaires correspondantes.

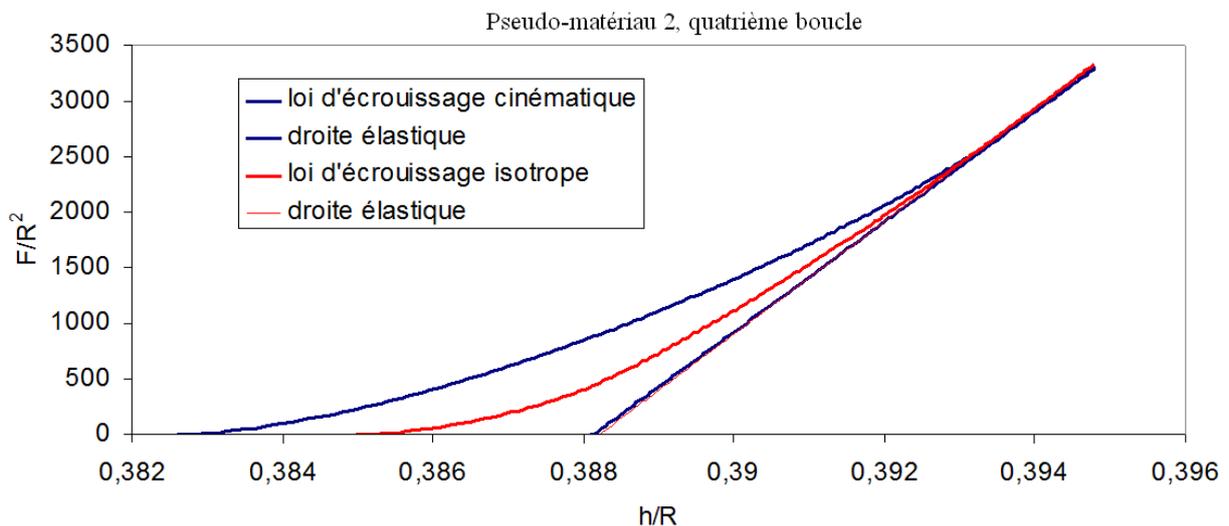


Figure V. 20 : Courbes de décharge des courbes d'indentation du pseudo-matériau 2 et les droites linéaires correspondantes.

On observe cette fois que les courbes de décharge obtenues pour les différents types de lois d'érouissage étudiées sont linéaires jusqu'à un % de l'effort maximal compris entre 67 et 76% (Tableau V.5).

**Tableau V. 5 : % de l'effort maximal obtenu lorsque la différence entre la courbe de décharge et la portion linéaire de celle-ci atteint 1% en fonction de la variation du % de l'érouissage cinématique (ou isotrope) pour le pseudo-matériau 2.**

Pseudo-matériau 2 : érouissage	% de l'effort maximal obtenu lorsque la différence entre la courbe de décharge et la portion linéaire de celle-ci atteint 1%
Cinématique pur	76,8
75% cinématique-25% isotrope	69,3
25% cinématique-75% isotrope	68,9
Isotrope pur	67,3

Par rapport au pseudo-matériau 1, la portion linéaire de la courbe de décharge du pseudo-matériau 2 est plus courte lors de la décharge parce que ce matériau a une limite d'élasticité beaucoup plus faible ( $\sigma_Y=68$  MPa pour le pseudo-matériau 2 et  $\sigma_Y=208$  MPa pour le pseudo-matériau 1). Puisque le pseudo-matériau 2 se déforme plastiquement très tôt lors de la décharge, l'évolution de la courbe de décharge devient très vite non linéaire.

Si l'on compare les valeurs de l'effort à partir duquel la plastification se produit lors de la décharge, on remarque que cette plastification s'effectue d'autant plus rapidement que l'érouissage est cinématique. Ceci est cohérent avec ce que l'on obtient classiquement par des essais de traction-compression (voir courbes de traction/compression du chapitre 1).

La figure V.21 donne l'évolution du rapport  $(h_{max} - h_f)/h_{max}$  pour différentes proportions érouissage isotrope/érouissage cinématique et pour deux différentes profondeurs d'indentation dans le cas du pseudo-matériau 2.

Comme dans le cas du pseudo-matériau 1, l'évolution du rapport  $(h_{max} - h_f)/h_{max}$  confirme que la portion linéaire de la courbe de décharge ne dépend pas du type d'érouissage et ne dépend donc que des paramètres élastiques du matériau indenté (figure V.21).

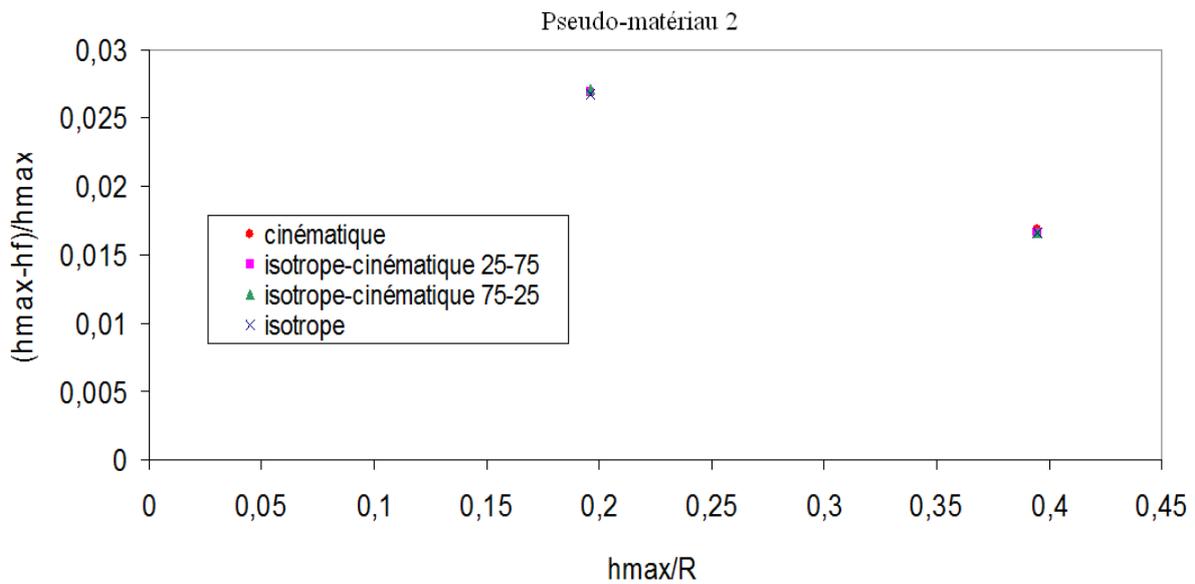


Figure V. 21 : Calcul du rapport  $(h_{max} - h_f)/h_{max}$  pour différents % d'érouissage cinématique et pour différentes profondeurs d'indentation pour le pseudo-matériau 2.

#### 2.4.3. Conclusion du paragraphe 2.4.

Nous avons montré précédemment que la valeur la profondeur de pénétration résiduelle  $h_r$  dépend fortement du type d'érouissage du matériau (isotrope ou cinématique). Puisque la valeur de  $h_f$  est indépendante du type d'érouissage, on propose de prendre en compte la différence relative entre  $h_f$  et  $h_r$  afin d'étudier l'influence du type d'érouissage sur le décharge en indentation. Les figures V.22 et V.23 représentent l'évolution du rapport  $(h_f - h_r)/h_f$  obtenu pour les 2 pseudo-matériaux en fonction du type d'érouissage et pour différentes boucles d'hystérésis.

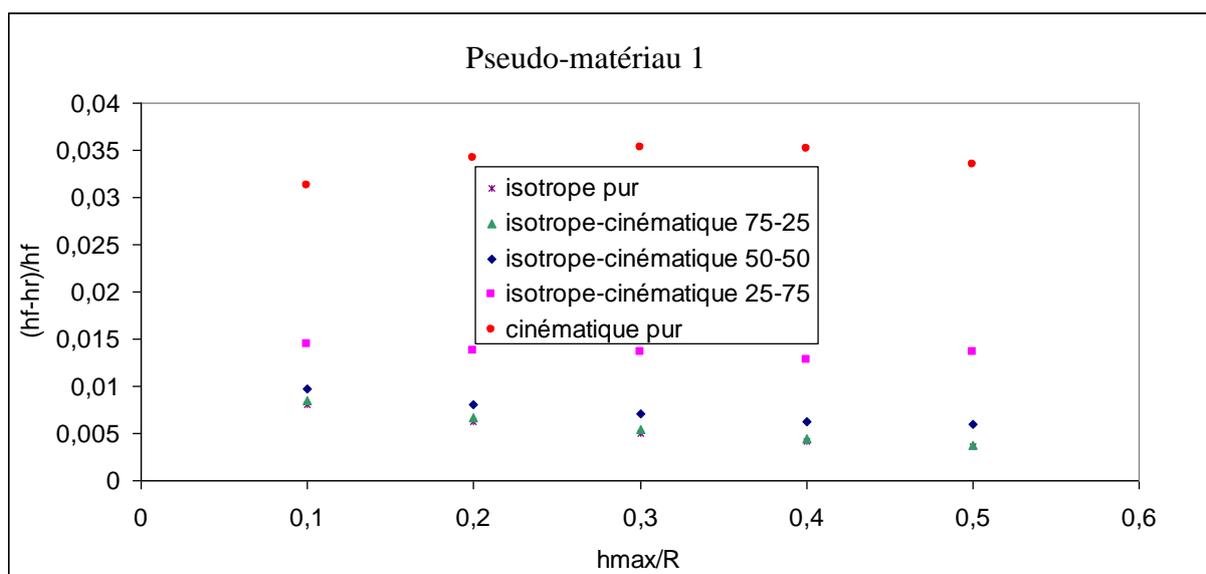


Figure V. 22 : Calcul du rapport  $(h_f - h_r)/h_f$  pour différents % d'érouissage cinématique et pour différentes profondeurs d'indentation pour le pseudo-matériau 1.

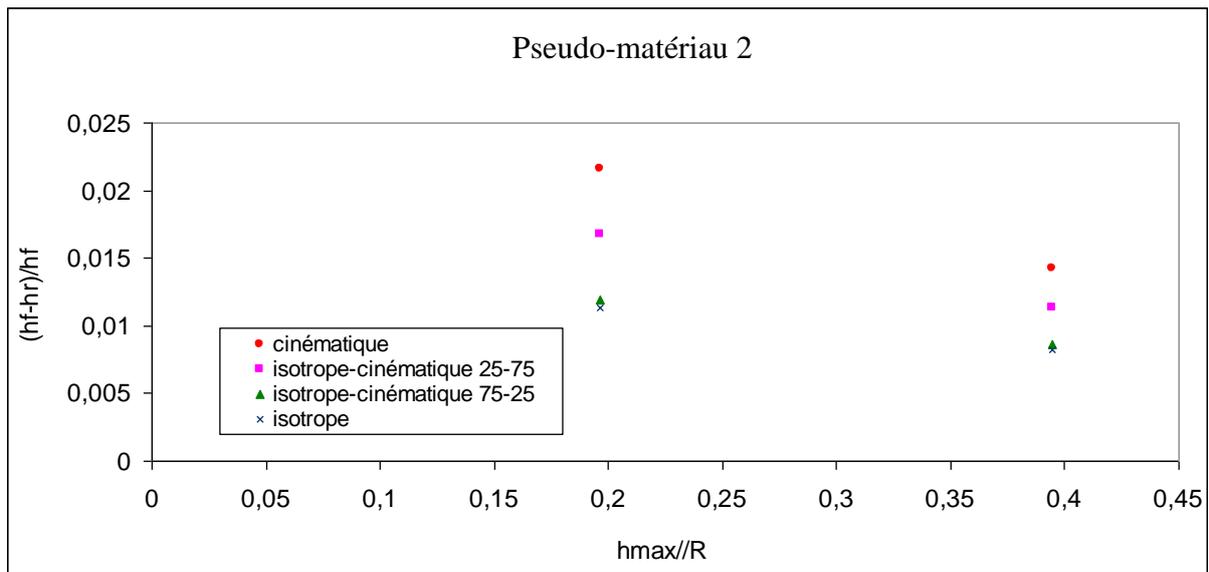


Figure V. 23 : Calcul du rapport  $(h_f - h_r)/h_f$  pour différents % d'érouissage cinématique et pour différentes profondeurs d'indentation pour le pseudo-matériau 2.

On remarque une nette influence du type d'érouissage sur la valeur du rapport  $(h_f - h_r)/h_f$ . Ce rapport n'est cependant pas identique pour toutes les boucles d'hystérésis obtenues. Ce rapport est utilisé par la suite afin d'évaluer la part de de l'érouissage isotrope et cinématique dans la loi d'érouissage de Chaboche des tôles de DC01 (épaisseur : 2mm) et de DP600 (épaisseur : 2mm)).

### 3. Evaluation du type d'érouissage à partir de la courbe d'indentation pour les tôles métalliques réelles

#### 3.1. Comparaison des courbes d'indentation numériques et expérimentales

Les deux tôles étudiées dans cette partie sont le DC01 et le DP600. L'épaisseur des tôles est 2 mm pour les deux matériaux.

On considère que l'érouissage de ces deux matériaux suit la loi de Voce identifiée en surface par indentation couplée à l'analyse inverse. Les paramètres de la loi de Voce identifiés sont rappelés pour chacun des matériaux dans le tableau V.6.

Tableau V. 6 : Paramètres identifiés de la loi de Voce pour les deux matériaux DC01 et DP600.

	$\sigma_y$ (MPa)	Q (MPa)	b
DC01	208	531	2,39
DP600	419	1175	1,7247

En effectuant des simulations d'essais d'indentation avec les paramètres obtenus pour chacun des matériaux et en respectant toutes les conditions expérimentales liées à l'indentation des tôles, on obtient des courbes d'indentation numériques très proches des courbes expérimentales (Figure V.24).

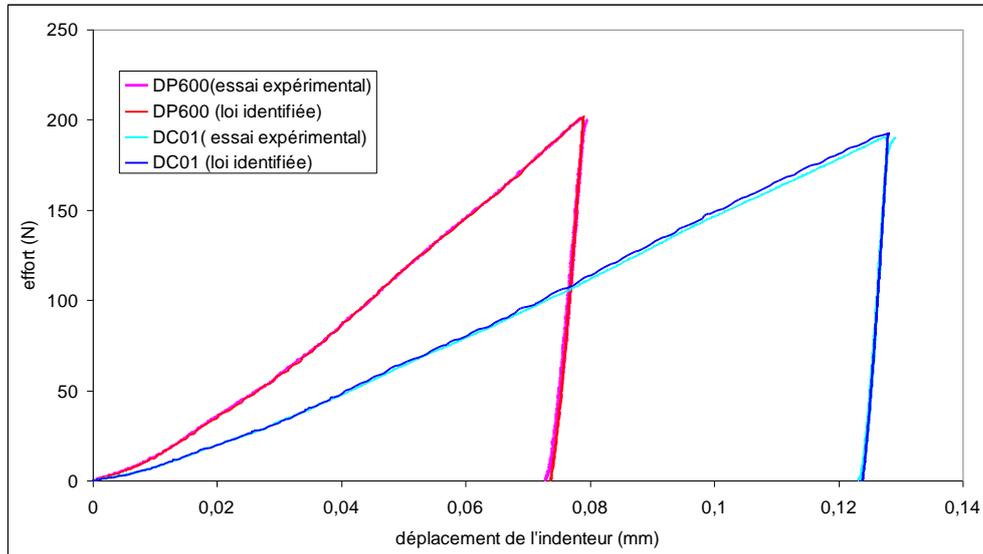


Figure V. 24 : Courbes d'indentation expérimentales et numériques du DC01 et du DP600.

La figure V.24 montre que l'optimisation des paramètres de la loi de Voce (terme isotrope de la loi de Chaboche) permet une superposition correcte des courbes de chargement d'indentation expérimentales et numériques.

Si l'on compare les courbes de décharge, on note la présence d'une boucle d'hystérésis beaucoup plus prononcée sur les courbes expérimentales (surtout pour l'acier DP600) (Figure V.25).

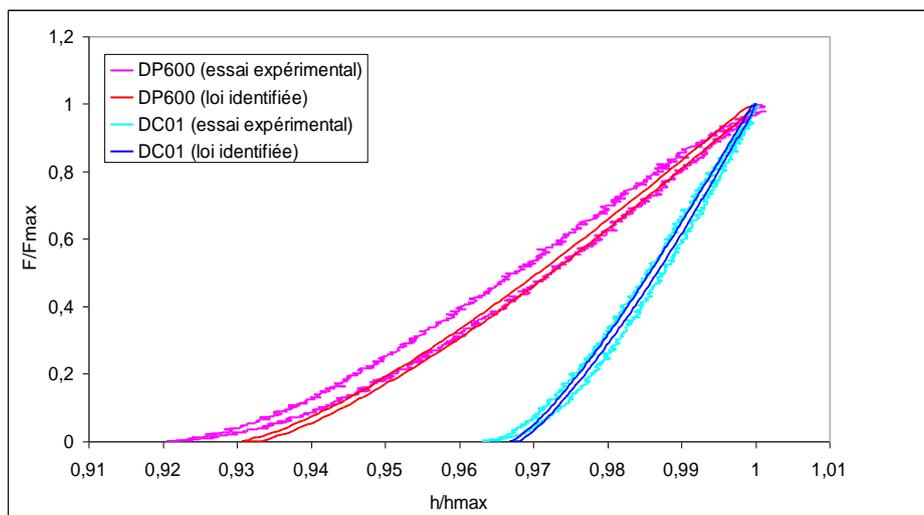


Figure V. 25 : Décharge des courbes d'indentation expérimentales et numériques du DC01 et du DP600 ; courbes numériques obtenues en considérant que la loi d'érouissage est isotrope.

Les essais d'indentation indiquent donc que ces deux matériaux n'ont pas une loi d'érouissage isotrope pure.

### 3.2. Influence du type d'érouissage sur l'hystérésis de la courbe d'indentation

En respectant les mêmes hypothèses avancées dans le paragraphe 2.2., on calcule les paramètres de la loi de Chaboche de chacun des matériaux pour différentes contributions de la part de l'érouissage cinématique. Les tableaux V.7 et V.8 montrent les résultats de ces calculs.

**Tableau V. 7 : Paramètres d'érouissage de la loi de Chaboche du DC01 pour différentes % d'érouissage cinématique.**

% d'érouissage cinématique	C (MPa)	Q (MPa)	b= $\gamma$
isotrope pur	0	531	2,39
20%	253,818	424,8	2,39
25%	317,2725	398,25	2,39
50%	634,545	265,5	2,39
60%	761,454	212,4	2,39
75%	951,8175	132,75	2,39
cinématique pur	1269,09	0	2,39

**Tableau V. 8 : Paramètres d'érouissage de la loi de Chaboche du DP600 pour différentes % d'érouissage cinématique.**

% d'érouissage cinématique	C (MPa)	Q (MPa)	b= $\gamma$
isotrope pur	0	1175	1,7247
25%	506,63063	881,25	1,7247
50%	1013,2613	587,5	1,7247
60%	1215,9135	470	1,7247
75%	1519,8919	293,75	1,7247
Cinématique pur	2026,5225	0	1,7247

On effectue ensuite des simulations numériques des essais d'indentation pour chacune des lois caractérisées par les paramètres présentés dans les tableaux V.7 et V.8. Les différentes boucles d'hystérésis numériques obtenues sont comparées aux boucles d'hystérésis expérimentales dans les figures V.26 et V.27.

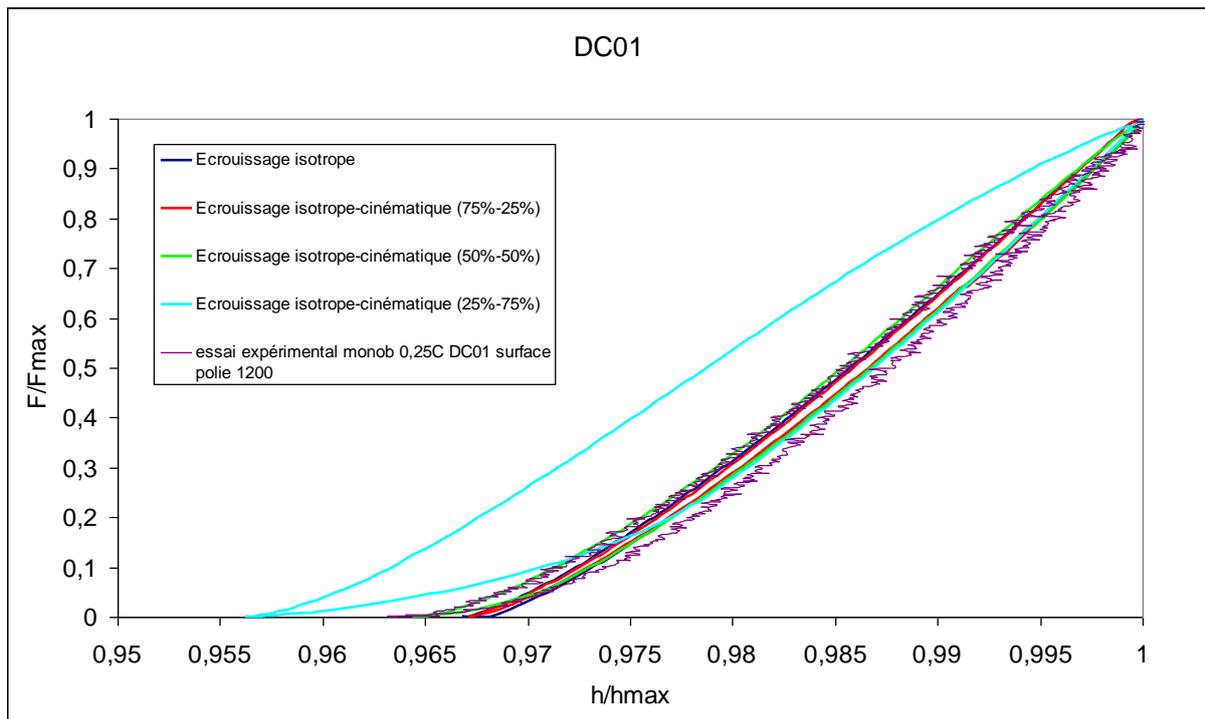


Figure V. 26 : Courbes d'hystérésis numériques et expérimentale obtenues pour le DC01.

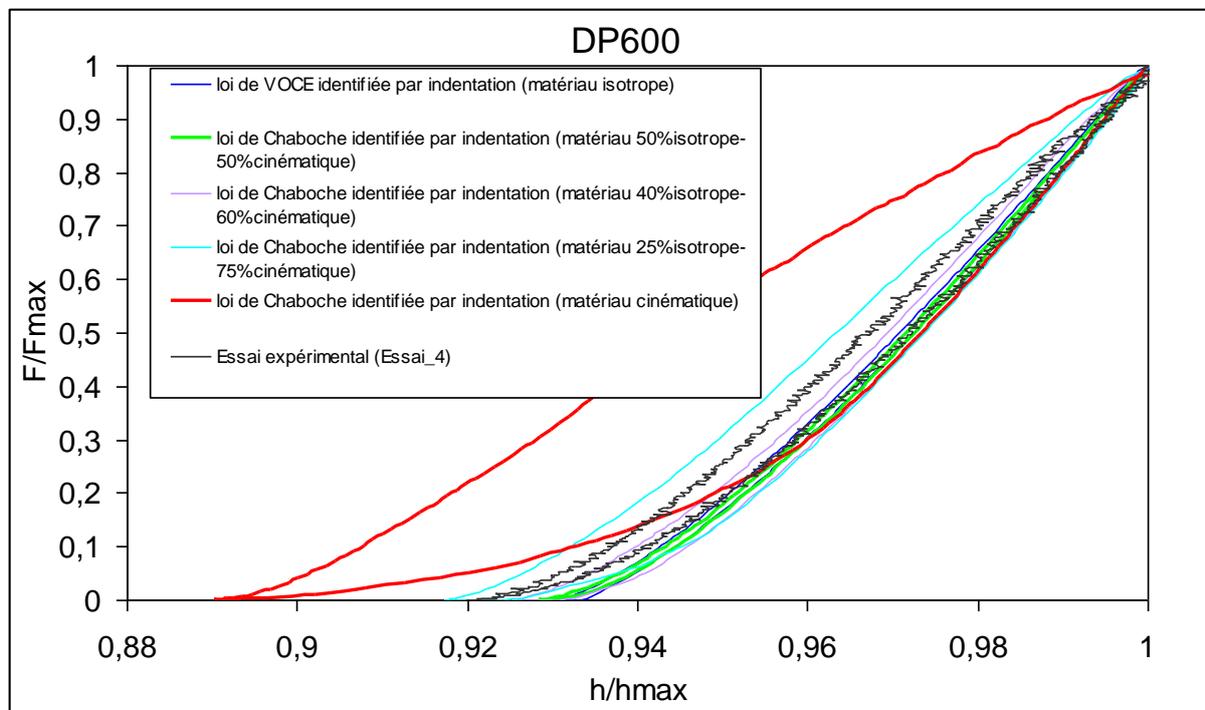


Figure V. 27 : Courbes d'hystérésis numériques et expérimentale obtenues pour le DP600.

Comme il a été montré précédemment, la boucle d'hystérésis évolue énormément lorsque le type d'érouissage passe d'un type cinématique à un érouissage mixte cinématique-isotrope. La variation est beaucoup moins importante lorsque l'on passe d'un érouissage isotrope à un érouissage mixte.

On s'intéresse maintenant aux lois qui donnent des boucles d'hystérésis les plus proches de celles obtenues expérimentalement. Sur les figures V.28 et V.29, on représente les boucles d'hystérésis expérimentales et les boucles d'hystérésis les plus proches obtenues par modélisation numérique.

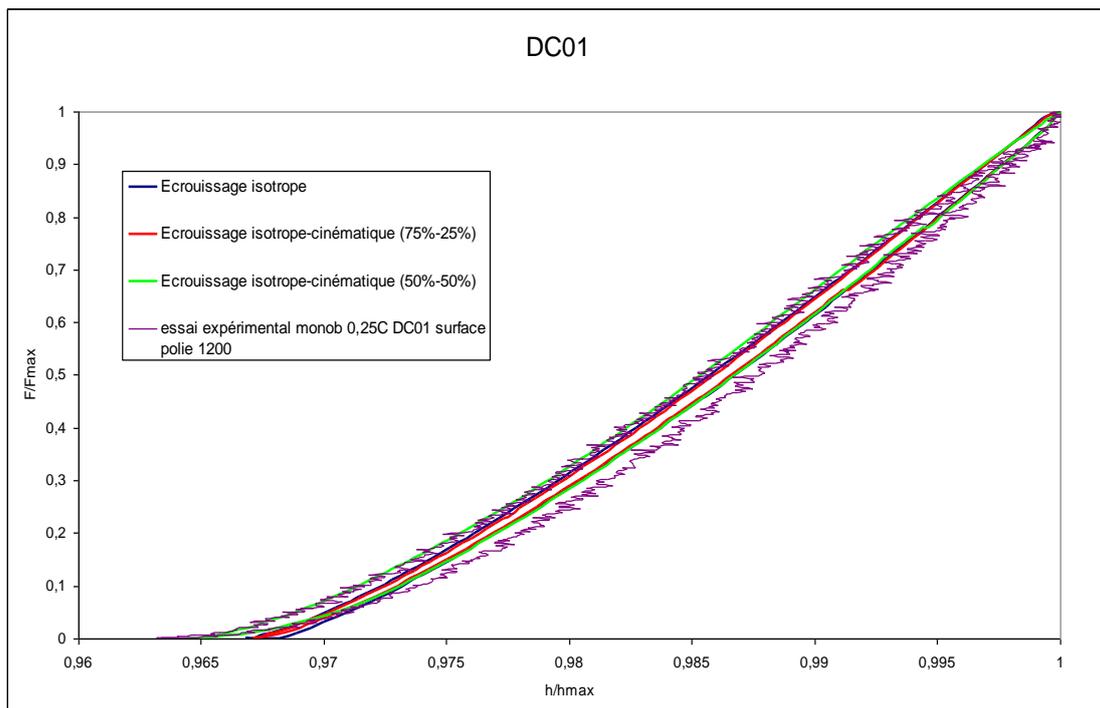


Figure V. 28 : Courbe d'hystérésis expérimentale et courbes d'hystérésis numériques les plus proches obtenues pour le DC01.

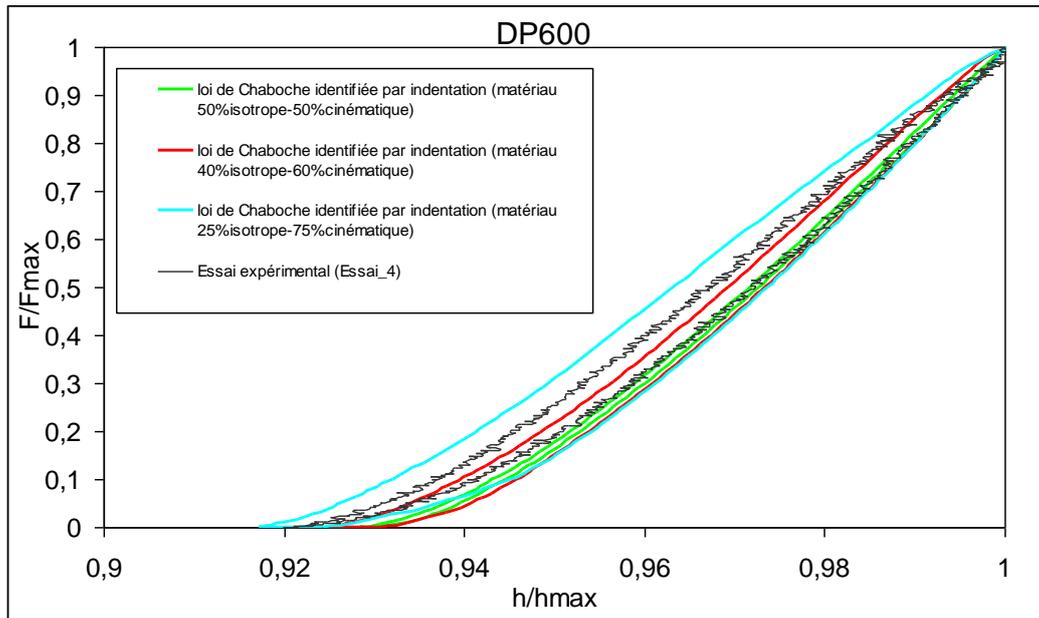


Figure V. 29 : Courbe d'hystérésis expérimentale et courbes d'hystérésis numériques les plus proches obtenues pour le DP600.

En ce qui concerne le DC01, on observe sur la figure V.28 que la boucle d'hystérésis expérimentale est légèrement plus large que celle obtenue lorsque l'on considère que l'érouissage mixte est 50% isotrope-50% cinématique.

En ce qui concerne le DP600, la boucle d'hystérésis obtenue expérimentalement est située entre celle obtenue lorsque l'on considère que l'érouissage mixte est 25% isotrope-75% cinématique et celle obtenue lorsque l'on considère que l'érouissage mixte est 40% isotrope-60% cinématique (Figure V.29).

Nous avons montré que le rapport  $(h_f - h_r)/h_f$  était un rapport dépendant énormément du type d'érouissage du matériau.

Les figures V.30 et V.31 montrent l'évolution du rapport  $(h_f - h_r)/h_f$  en fonction de la part de l'érouissage isotrope pour le DC01 et pour le DP600 respectivement. En reportant la valeur expérimentale de ce rapport pour les 2 matériaux étudiés, on détermine le taux de contribution d'érouissage isotrope.

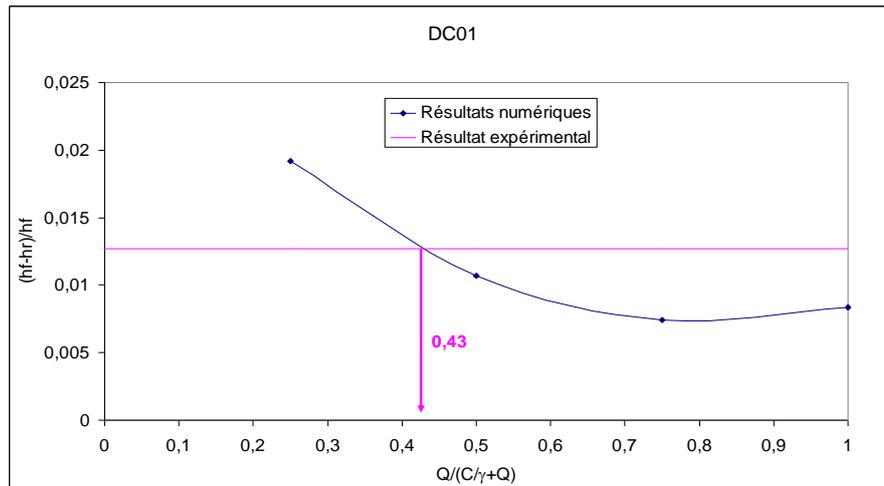


Figure V. 30 : Evolution du rapport  $(h_f - h_r)/h_f$  en fonction de la part de l'érouissage isotrope pour le DC01.

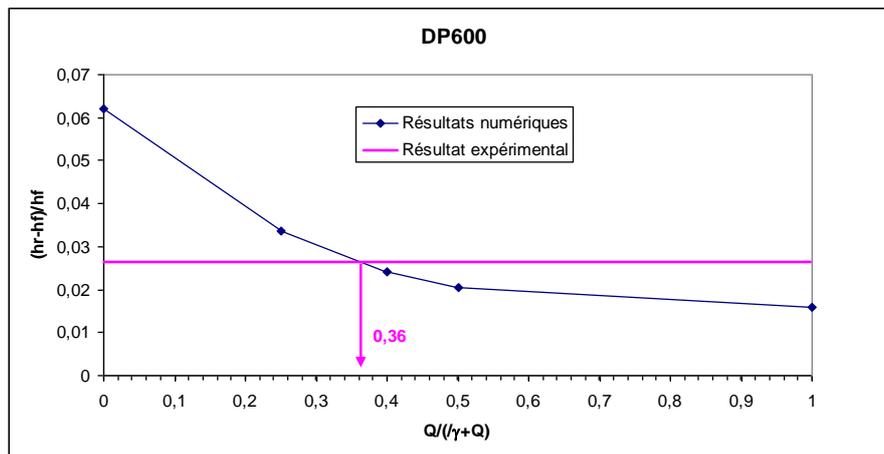


Figure V. 31 : Evolution du rapport  $(h_f - h_r)/h_f$  en fonction de la part de l'érouissage isotrope pour le DP600.

Les figures V.30 et V.31 confirment l'estimation visuelle effectuée précédemment sur les boucles d'hystérésis. La comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux conduit à estimer que :

- l'acier DC01 a un érouissage mixte avec un rapport de l'ordre 43% isotrope-57% cinématique.
- l'acier DP600 a un érouissage plutôt cinématique avec un rapport de l'ordre 36% isotrope-64% cinématique.

Dans ce paragraphe, on a présenté une méthodologie basée sur l'indentation instrumentée pour évaluer le caractère cinématique ou isotrope de l'érouissage du matériau. Ces résultats sont comparés dans la suite à ce que l'on obtient à partir des essais de cisaillement cycliques.

### 3.3. Identification des paramètres d'érouissage de la loi de Chaboche à partir des essais de cisaillement cycliques

#### 3.3.1. Conditions d'optimisation

Les résultats expérimentaux des tests de cisaillement cycliques obtenus pour les 2 aciers étudiés ont été montrés dans le chapitre II.

L'identification des paramètres de la loi de Chaboche a été effectuée à partir de résultats numériques d'essais de cisaillement cycliques. Ces essais ont consisté à cisailier un élément Finis 3D de type C3D8R à 1 nœud d'interpolation. L'identification a été effectuée par analyse inverse à l'aide du logiciel Modfrontier.

L'identification a été effectuée en deux étapes. Une première identification a été réalisée à l'aide de l'algorithme Simplexe. Ensuite une deuxième identification a été réalisée à l'aide de l'algorithme de descente BFGS, en considérant comme paramètre de départ les valeurs des paramètres identifiées avec la méthode Simplexe.

L'identification s'effectue en minimisant la fonction objective, de type moindre carré, suivante :

$$f_{obj} = \frac{\sum_{i=1}^{n-1} \left( \left( (\tau_{xy\ num}^{i+1} - \tau_{xy\ exp}^{i+1})^2 + (\tau_{xy\ num}^i - \tau_{xy\ exp}^i)^2 \right) / 2 \right)}{\sum_{i=1}^{n-1} \left( \left( |\gamma_{xy\ exp}^{i+1} - \gamma_{xy\ exp}^i| + |\gamma_{xy\ num}^{i+1} - \gamma_{xy\ num}^i| \right) / 2 \right)}$$

(Eq. V.5)

#### 3.3.2. Identification du DC01

Plusieurs identifications ont été lancées en considérant différents cas :

- Le premier cycle (charge-décharge-rechargement dans le sens inverse-décharge) représenté dans la figure V.32, appelé « 1 cycle » dans la suite.
- Les deux premiers cycles appelés 2 cycles dans la suite (Figure V.33).
- La totalité des cycles, c'est-à-dire les trois cycles charge-décharge + le dernier chargement (cas appelé 3<sup>1/2</sup> cycles par la suite) (Figure V.34).

Les figures V.32, V.33 et V.34 permettent de comparer les courbes expérimentales de cisaillement obtenues pour le DC01 et les courbes numériques obtenues par analyse inverse à partir des courbes de cisaillement cyclique en utilisant respectivement 1 cycle, 2 cycles et 3<sup>1/2</sup> cycles.

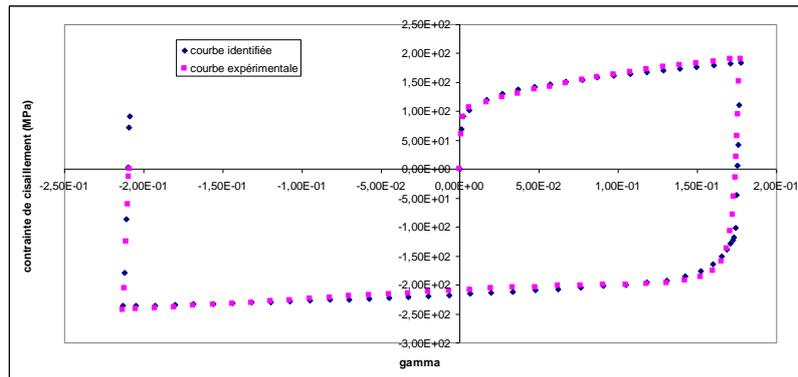


Figure V. 32 : Identification du DC01 à partir d'1 cycle de la courbe de cisaillement cyclique.

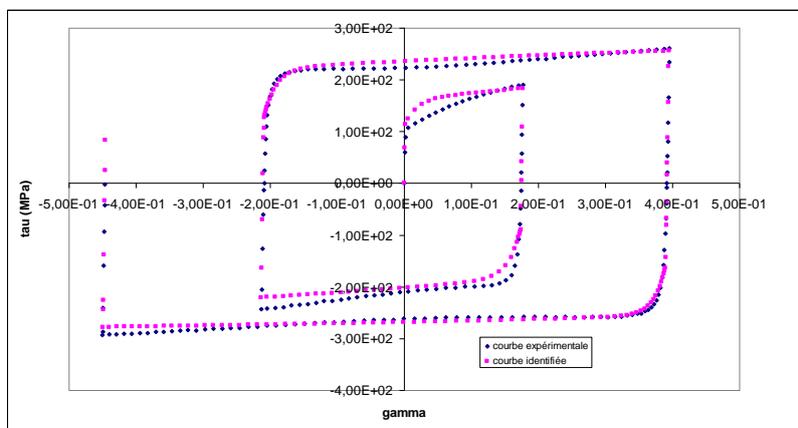


Figure V. 33 : Identification du DC01 à partir 2 cycles de la courbe de cisaillement cyclique.

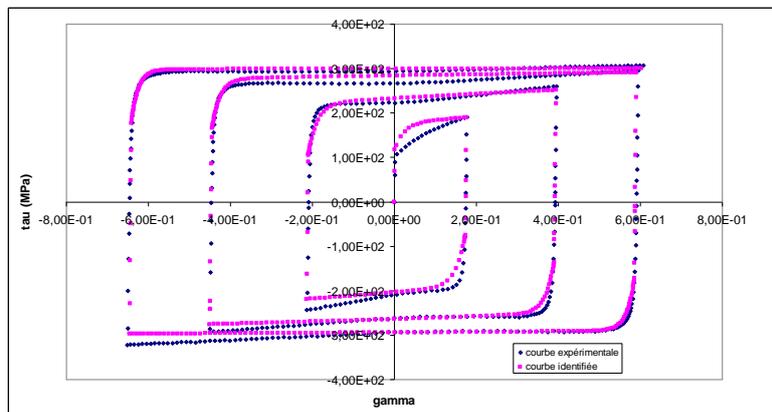


Figure V. 34 : Identification du DC01 à partir  $3^{1/2}$  cycles de la courbe de cisaillement cyclique.

Les résultats d'identification montrent qu'il est difficile de modéliser parfaitement l'évolution en cisaillement cyclique sur tous les cycles avec une loi de Chaboche à 5 paramètres. Le tableau V.9 regroupe les valeurs de paramètres de la loi de Chaboche identifiés en considérant 1, 2 ou  $3^{1/2}$  cycles.

Tableau V. 9 : identification par analyse inverse des paramètres de la loi de Chaboche du DC01 à partir des essais de cisaillement cyclique en considérant 1, 2 ou 3<sup>1/2</sup> cycles.

DC01	1 cycles	2 cycles	3 <sup>1/2</sup> cycles
C	8234,37	8167,86	8209,40
Q	224,10	228,06	221,65
$\sigma_\gamma$	155,04	195,82	200,00
b	6,15	1,89	1,38
$\gamma$	136,07	99,48	82,26

L'identification sur 2 et 3<sup>1/2</sup> cycles de cisaillement ne permet pas de reproduire correctement le comportement sur 1 cycle. L'identification sur 1 cycle de cisaillement permet de reproduire correctement le comportement sur ce cycle avec la loi de Chaboche. Par contre l'utilisation de cette loi conduit à une saturation trop rapide de l'érouissage lorsque les déformations sont supérieures à celles obtenues à la fin de ce cycle (b et  $\gamma$  trop élevées). Cette identification ne permet donc pas de reproduire correctement le comportement sur 2 et 3<sup>1/2</sup> cycles (Figure V.35).

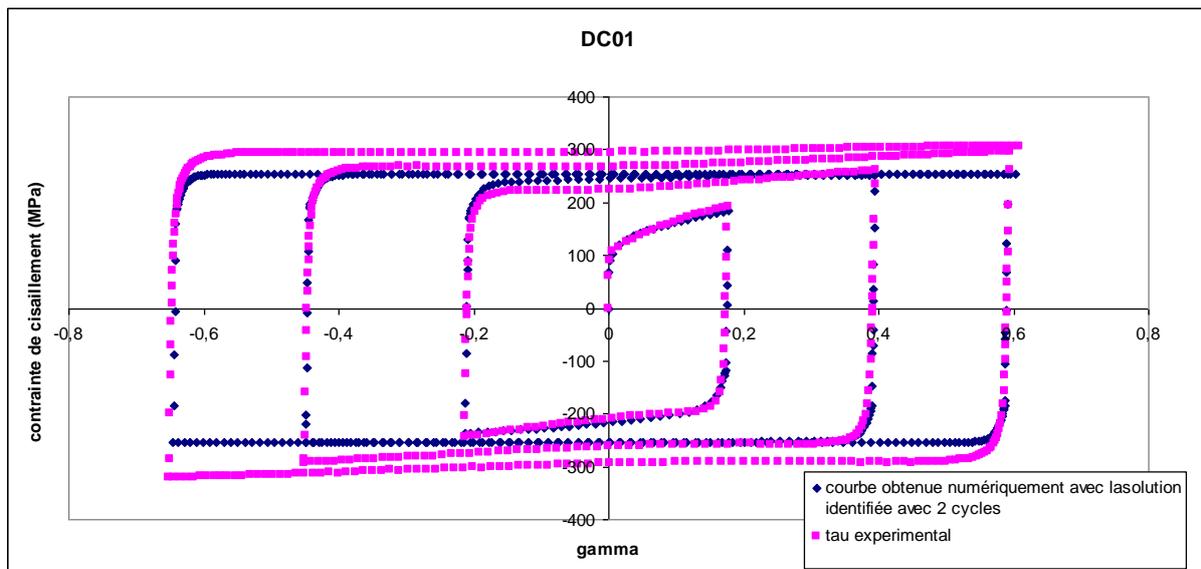


Figure V. 35 : solution de l'identification du DC01 à partir d'un cycle de la courbe de cisaillement cyclique comparée au reste des cycles de cisaillement.

### 3.3.3. Identification du DP600

Les figures V.36, V.37 et V.38 permettent de comparer les courbes expérimentales de cisaillement obtenues pour le DP600 et les courbes numériques obtenues par analyse inverse à partir des courbes de cisaillement cyclique en utilisant respectivement 1 cycles, 2 cycles et 3<sup>1/2</sup> cycles.

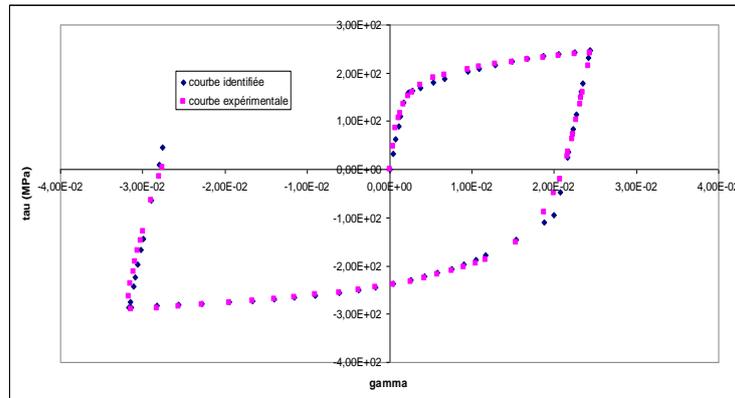


Figure V. 36 : Identification du DP600 à partir d'un cycle de la courbe de cisaillement cyclique.

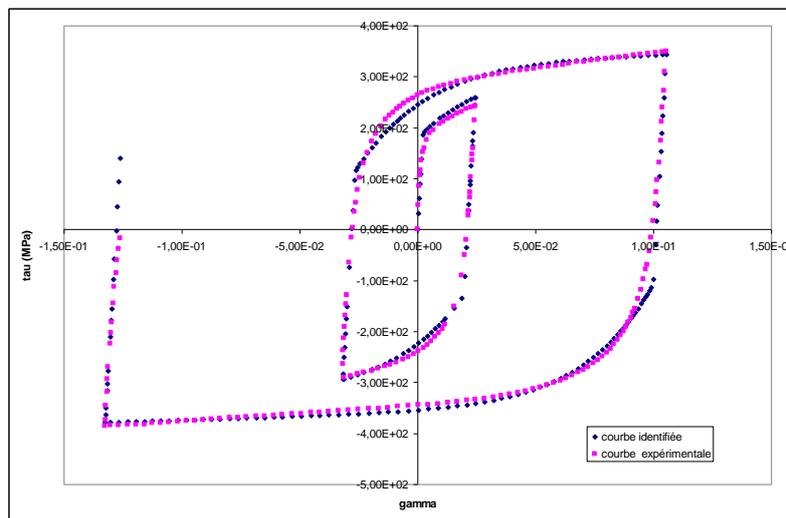


Figure V. 37 : Identification du DP600 à partir de 2 cycles de la courbe de cisaillement cyclique.

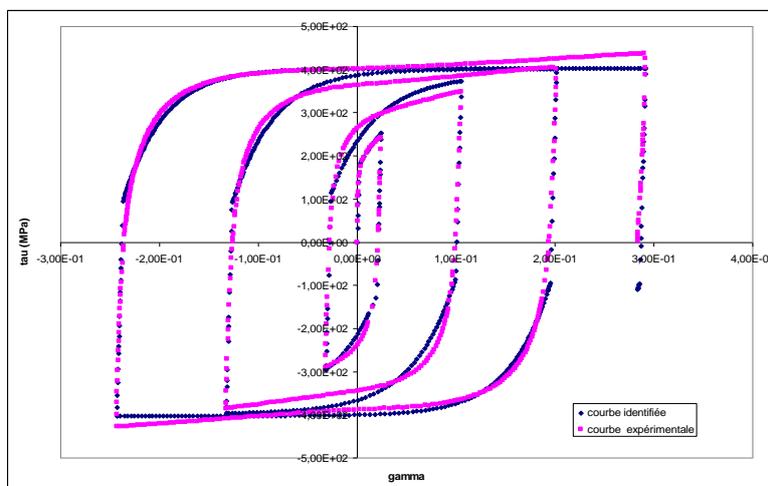


Figure V. 38 : Identification du DP600 à partir  $3^{1/2}$  cycles de la courbe de cisaillement cyclique.

Comme dans le cas du DC01, les résultats d'identification montrent qu'il est difficile de bien modéliser l'évolution en cisaillement cyclique avec une loi de Chaboche à 5 paramètres. Le tableau V.10 regroupe les valeurs de paramètres de la loi de Chaboche identifiés en considérant 1, 2 ou  $3^{1/2}$  cycles sur le DP600.

**Tableau V. 10 : identification par analyse inverse des paramètres de la loi de Chaboche du DP600 à partir des essais de cisaillement cycliques en considérant 1, 2 ou  $3^{1/2}$  cycles.**

<b>DP600</b>	<b>1 cycle</b>	<b>2 cycles</b>	<b><math>3^{1/2}</math> cycles</b>
C	24429,74	13363,58	11848
Q	239,65	343,16	117,8
$\sigma_\gamma$	270,64	329,64	312
b	8,43	1,72	10,7
$\gamma$	155,12	64,55	44,25

L'identification sur 1 cycle de cisaillement ne permet pas de reproduire correctement le comportement sur 2 et  $3^{1/2}$  cycles. De même, l'identification sur  $3^{1/2}$  cycles ne permet pas de reproduire de manière satisfaisante l'évolution des boucles d'hystérésis sur l'ensemble des cycles.

### 3.3.4. Calcul de l'évolution de chacun des types d'érouissage

Si l'on compare dans les tableaux V.9 et V.10 l'évolution de l'érouissage cinématique et celle de l'érouissage isotrope, on constate que l'identification conduit à obtenir une saturation beaucoup plus précoce de l'érouissage cinématique pour les 2 matériaux ( $\gamma$  nettement supérieur à b). On ne peut donc pas comparer les termes  $C/\gamma$  et Q afin d'estimer si l'érouissage est plutôt isotrope ou cinématique.

Afin d'examiner le type d'érouissage des aciers DC01 et DP600 à l'aide des essais de cisaillement cycliques, nous allons calculer les termes R et X de la loi de Chaboche pour différentes valeurs de déformation plastique cumulée. Ceci nous permettra de comparer la dilatation de la surface de charge dans l'espace des déviateurs (R) et la variable tensorielle X correspondant au déplacement du centre du domaine élastique obtenues jusqu'à ces valeurs de déformation plastique cumulée.

Nous choisissons de calculer ces termes au début de la 1<sup>ère</sup>, 3<sup>ème</sup> et 5<sup>ème</sup> décharge.

- Pour le début de la 1<sup>ère</sup> décharge, nous utiliserons les résultats d'identification obtenus pour le premiers cycle puisque ceux-ci donnent les résultats les plus précis sur ce cycle.

- Pour le début de la 3<sup>ème</sup> décharge, nous utiliserons les résultats d'identification obtenus pour les 2 premiers cycles puisque ceux-ci donnent les résultats les plus précis au début de cette décharge.

- Pour le début de la 5<sup>ème</sup> décharge, nous utiliserons les résultats d'identification obtenus pour la totalité des cycles puisque ceux-ci donnent les résultats les plus précis au début de cette décharge.

On rappelle que dans le cas du cisaillement pur, l'incrément de déformation plastique équivalente est égal à :

$$d\varepsilon_{peq} = \sqrt{\frac{4}{3}(d\varepsilon_{p12})^2} = \frac{2}{\sqrt{3}} d\varepsilon_{p12} = \frac{d\gamma_{p12}}{\sqrt{3}} \quad (\text{Eq. V.6})$$

La déformation plastique cumulée s'obtient donc avec :

$$\varepsilon_{peq} = \int_{\text{cycles}} d\varepsilon_{peq} \quad (\text{Eq. V.7})$$

Les valeurs des paramètres R, X et du rapport R/(R+X) sont présentés dans les tableaux V.11 et V.12.

**Tableau V. 11 : Calcul de la part de chacun des types d'érouissage pour différentes valeurs de déformations plastiques pour le DC01.**

<b>DC01</b>	début de la 1 <sup>ère</sup> décharge	début de la 3 <sup>ème</sup> décharge	début de la 5 <sup>ème</sup> décharge
déformation cumulée	0,1	0,67	1,76
X (MPa)	60	82	99
R (MPa)	102	163	201
R/(R+X) en %	63	66	67

**Tableau V. 12 : Calcul de la part de chacun des types d'érouissage pour différentes valeurs de déformations plastiques pour le DP600.**

<b>DP600</b>	début de la 1 <sup>ère</sup> décharge	début de la 3 <sup>ème</sup> décharge	début de la 5 <sup>ème</sup> décharge
déformation cumulée	0,0123	0,16	0,426
X (MPa)	153	207	267
R (MPa)	23	82	116
R/(R+X) en %	15	28	30

Le rapport R/(R+X) obtenu pour le DC01 est supérieur à celui obtenu pour le DP600. Ce résultat confirme que le DC01 a un érouissage plus isotrope que celui du DP600.

### 3.4. Comparaison entre résultats obtenus en cisaillement et résultats obtenus en indentation

Dans le cas du DC01, l'étude des boucles d'hystérésis en indentation conduit à estimer que le pourcentage d'érouissage isotrope est de l'ordre de 44%. L'étude des cycles de cisaillement conduit à estimer que le pourcentage d'érouissage isotrope est de l'ordre de 66%.

Dans le cas du DP600, les résultats obtenus avec les essais de cisaillement sont très proches de ceux obtenus avec les essais d'indentation. En effet, l'étude des boucles d'hystérésis en indentation conduit à estimer que le pourcentage d'érouissage isotrope est de l'ordre de 36 % alors que l'étude des cycles de cisaillement conduit à estimer que le pourcentage d'érouissage isotrope est de l'ordre de 28 %.

L'examen des figures V.30 et V.31 montrent que l'indentation permet de distinguer facilement un érouissage cinématique d'un érouissage mixte 75% cinématique/25% isotrope. L'indentation permet aussi relativement facilement de distinguer un érouissage mixte 75% cinématique/25% isotrope d'un érouissage mixte 50% cinématique/50% isotrope. Pour des érouissages mixtes où l'érouissage isotrope est supérieur à environ 40%, la variation du rapport  $(h_f - h_r)/h_f$ , qui caractérise la boucle d'hystérésis, est beaucoup plus faible lorsque le type d'érouissage change. Ceci peut expliquer la différence entre les résultats obtenus par indentation et ceux obtenus par cisaillement cyclique dans le cas du DC01.

#### 4. Conclusion

Le type d'érouissage influence la courbe d'indentation en chargement et en décharge. Plus l'érouissage cinématique du matériau est élevé, moins la courbe de chargement est raide. Cela est dû au fait que lors du chargement par indentation, certaines zones du volume indenté subissent une inversion dans leurs trajets de chargement. Certains points de la zone d'indentation passent d'une compression à une traction dans la direction verticale et d'une traction à une compression dans la direction horizontale (zone du bourrelet). Ce changement de trajet de chargement de ces points modifie la courbe de chargement en indentation selon que le matériau a une loi d'érouissage isotrope ou cinématique. L'érouissage cinématique entraînant une dissymétrie de comportement en traction-compression, l'effet Bauschinger dans ces zones entraîne l'obtention d'une courbe de chargement moins raide par rapport à celle obtenue dans le cas de l'érouissage isotrope.

Le type d'érouissage a également une influence importante sur les courbes de décharge-recharge d'indentation (boucles d'hystérésis). Une boucle d'hystérésis se crée et augmente lorsque l'érouissage passe d'isotrope à cinématique. Plusieurs paramètres de l'hystérésis sont influencés par le taux d'érouissage cinématique. On montre que le rapport  $(h_f - h_r)/h_f$  est un rapport intéressant pour distinguer le type d'érouissage du matériau ;  $h_r$  étant la profondeur résiduelle d'indentation après décharge et  $h_f$  étant la profondeur résiduelle en considérant une décharge en indentation totalement linéaire. Ce rapport est utilisé pour évaluer la part d'érouissage isotrope dans le cas de deux tôles métalliques (DC01 et DP600). On démontre que l'érouissage cinématique dans le cas du DP600 est plus prépondérant que dans le cas du DC01. En comparant les résultats obtenus par indentation à ce que l'on obtient par cisaillement cyclique, une bonne cohérence a été obtenue pour le DP600 ce qui n'a pas été le cas du DC01. La surestimation du caractère cinématique de l'érouissage du DC01 obtenu par indentation provient en partie du fait d'une faible variation de la boucle d'hystérésis d'indentation lorsque l'érouissage isotrope est prépondérant. Des études seront à poursuivre sur d'autres matériaux pour confirmer si l'indentation peut être une aide afin d'évaluer le type d'érouissage d'un matériau.



## Conclusion Générale

---

La mise en forme des tôles métalliques par emboutissage est suivie par un phénomène de retour élastique qui modifie la géométrie de la pièce après emboutissage. Le retour élastique dépend de plusieurs facteurs liés aux procédés d'emboutissage, aux dimensions des pièces et aux paramètres mécaniques de la pièce emboutie. Parmi ces facteurs, la loi d'érouissage a une influence très importante sur le retour élastique de la tôle après sa mise en forme.

Le but de cette thèse est d'étudier les apports que présente l'indentation instrumentée dans l'étude de l'érouissage des tôles destinées à l'emboutissage. Trois aspects ont été étudiés par l'indentation instrumentée :

- La variation de la loi d'érouissage dans l'épaisseur des tôles.
- La variation de la limite d'élasticité lors de l'érouissage de la tôle.
- Le type d'érouissage (isotrope, cinématique ou mixte) de la tôle.

Pour l'étude de ces aspects on considère que le matériau a une loi de comportement isotrope et on utilise des lois d'érouissages relativement simples (Hollomon, Voce et Chaboche).

L'indentation instrumentée est un essai local qui permet de caractériser mécaniquement une petite zone sous l'indenteur. Cette particularité de l'indentation a permis de caractériser la loi d'érouissage de la tôle à différents endroits de sa section. Concernant le DC01 et le DP600, l'identification par indentation en surface de la tôle entraîne une surestimation des lois d'érouissage par rapport à celles obtenues par traction. L'indentation dans les couches internes des tôles présentant un gradient de dureté dans l'épaisseur permet d'obtenir des lois d'érouissage proches de celles obtenues par traction. Lorsqu'il existe un gradient sur le profil de dureté, il doit être pris en compte pour obtenir des résultats d'identification par indentation similaires à ceux obtenus par traction. Des études ont montré que la variation de la loi d'érouissage dans l'épaisseur d'une tôle influence le retour élastique. L'indentation instrumentée permet de mettre en évidence cette variation. Elle peut donc être utile pour mieux prédire le retour élastique dans le cas de la mise en forme par déformation plastique des pièces.

La deuxième partie de ces travaux a porté sur l'étude de la capacité de l'essai d'indentation à déterminer le niveau d'érouissage atteint par un matériau après déformation plastique. L'identification des paramètres de la loi d'érouissage effectuée à partir de la courbe d'indentation a montré que l'utilisation de la loi d'Hollomon a pour conséquence la sous-estimation de la limite d'élasticité des tôles écrouies. Cette sous-estimation est due essentiellement au fait que la loi d'Hollomon est plutôt adaptée à des matériaux ayant un érouissage important pour les faibles valeurs de déformation ce qui n'est pas le cas des matériaux pré-écrouis. Une nouvelle méthodologie a été ainsi proposée. Celle-ci est basée sur l'indentation instrumentée couplée à l'analyse inverse et l'utilisation de la loi de type Voce. Cette loi est généralement bien adaptée pour l'identification des lois d'érouissage des matériaux pré-écrouis. Cette méthodologie a été appliquée à des tôles ayant subi différents types de sollicitation. Dans une première étape, les tôles étudiées ont été pré-déformées par un essai de traction uni-axiale monotone. En utilisant la méthodologie proposée, une bonne précision a été obtenue sur la limite d'élasticité du matériau déformé. Des résultats

satisfaisants ont aussi été obtenus sur la valeur de pré-déformation plastique subie par le matériau. Dans une seconde étape, la méthodologie présentée a été appliquée sur des matériaux pré-déformés par des essais de cisaillement monotone et cyclique. Là aussi, la limite d'élasticité des échantillons pré-déformés a été déterminée d'une manière satisfaisante. L'indentation instrumentée, par application de la méthodologie proposée, a montré son efficacité à déterminer la contrainte d'écoulement des matériaux préalablement déformés par différents types de sollicitation. On note cependant que pour le DP600 des écarts ont été constatés entre les limites d'élasticité calculées et réelles, particulièrement pour les déformations élevées. Ceci peut être dû au fait que la loi de Voce identifiée ne décrit pas parfaitement la loi d'écrouissage du matériau non déformé. En perspective, l'utilisation de deux courbes d'indentation obtenues pour deux niveaux de déformations différents devrait constituer une solution afin d'améliorer la précision des résultats.

La dernière partie de ces travaux a porté sur l'étude de la part de chacun des deux types d'écrouissage, cinématique et isotrope, dans la loi d'écrouissage de Chaboche. L'essai d'indentation instrumentée a été utilisé pour tenter d'identifier le type d'écrouissage du matériau. Une première étude, numérique, a permis de mettre en évidence l'influence du type d'écrouissage sur la courbe F-h d'indentation. Le type d'écrouissage influence la partie chargement de la courbe d'indentation car certaines zones du volume indenté subissent une inversion dans leurs trajets de chargement. Le type d'écrouissage a également une influence importante sur les courbes de décharge-recharge d'indentation (boucles d'hystérésis). Le rapport  $(h_f - h_r)/h_f$  semble être le plus intéressant pour caractériser l'influence du type d'écrouissage sur la boucle d'hystérésis. Dans ce rapport,  $h_r$  est la profondeur résiduelle d'indentation après décharge et  $h_f$  est la profondeur résiduelle déterminée à partir de la pente de la partie linéaire de la décharge. Ce rapport permet de montrer que la part de l'écrouissage cinématique (par rapport à l'écrouissage global) est plus élevée pour le DP600 que pour le DC01. Les résultats obtenus par indentation pour le DP600 sont en bonne cohérence avec ceux obtenus par cisaillement cyclique. En revanche, la même démarche par indentation conduit à une surestimation du caractère cinématique de l'écrouissage du DC01. Cette surestimation provient en partie du fait d'une faible variation de la boucle d'hystérésis d'indentation lorsque l'écrouissage isotrope est prépondérant comme c'est le cas pour le DC01. Des études seront à poursuivre sur d'autres matériaux pour confirmer l'intérêt de l'indentation dans l'évaluation du type d'écrouissage d'un matériau.



# Annexe

---

## 1. Procédure expérimentale pour la pré-déformation des tôles métalliques étudiées.

Tableau A. 1 : Limite d'élasticité, déformations plastiques  $\epsilon_{p0-réel}$  (%), élastique réelle  $\epsilon_{e0-réel}$  imposées  $\epsilon_{e0-imposée}$  sur les échantillons. (a) DC01. (b) DP600. (c) AA2017

(a).

Déplacement (mm)		$\epsilon_{p0-réel}$ (%)	$\epsilon_{e0-réel}$ (%)	$\sigma_{Y-réel}$ (MPa)
5	DC01-DL	2.98	0.1066	224
	DC01-DT	3.18	0.111	233
	DC01-DD	3.32	0.1181	248
9	DC01-DL	5.91	0.13	273
	DC01-DT	6.23	0.1323	278
	DC01-DD	6.58	0.1376	289
18	DC01-DL	12.69	0.1571	330
	DC01-DT	13.43	0.1581	330
	DC01-DD	13.9	0.1623	341

(b)

Déplacement (mm)		$\epsilon_{p0-réel}$ (%)	$\epsilon_{e0-réel}$ (%)	$\sigma_{Y-réel}$ (MPa)
5	DP600-DL	2.54	0.234	491.4
	DP600-DT	2.62	0.227	477
	DP600-DD	2.84	0.2333	490
9	DP600-DL	5.64	0.2819	592
	DP600-DT	5.66	0.221	464
	DP600-DD	5.66	0.2785	585
18	DP600-DL	13.83	0.3366	707
	DP600-DT	13.83	0.329	691
	DP600-DD	14.02	0.3357	705

(c)

Déplacement (mm)		$\epsilon_{p0-réel}$ (%)	$\epsilon_{e0-réel}$ (%)	$\sigma_{Y-réel}$ (MPa)
5	AA2017-DL	2.76	0.4932	365
	AA2017-DT	2.84	0.4986	369
	AA2017-DD	2.84	0.4783	354
9	AA2017-DL	6.83	0.5621	416
	AA2017-DT	5.42	0.5527	409
	AA2017-DD	5.55	0.5391	399
14	AA2017-DL	X	X	X
	AA2017-DT	8.63	0.6034	447
	AA2017-DD	9.55	0.5965	441

## 2. Caractérisation mécanique des tôles par la méthode de Moussa et al. (loi Hollomon).

### 2.1. Caractérisation mécanique des matériaux après déformation.

Tableau A. 2 : paramètres d'érouissage identifiés par la méthode de Moussa et al. des matériaux déformés de 5 mm d'élongation. (a) DC01. (b) DP600

(a)

Déplacement (mm)		$\sigma_R-\varepsilon_R$	$\sigma_{Y-calculé} (MPa)$	$n_{calculé}$
5	DC01_DL	352-0.06	156	0.185
	DC01_DT	354-0.06	143	0.202
	DC01_DD	353-0.06	128	0.22
9	DC01_DL	379-0.06	178	0.178
	DC01_DT	382-0.06	175	0.183
	DC01_DD	387-0.06	179	0.181
18	DC01_DL	427-0.06	234	0.15
	DC01_DT	420-0.06	203	0.178
	DC01_DD	423-0.06	214	0.166

(b)

Déplacement (mm)		$\sigma_R-\varepsilon_R$	$\sigma_{Y-calculé} (MPa)$	$n_{calculé}$
5	DP600_DL	627-0.05	253	0.243
	DP600_DT	647-0.05	329	0.193
	DP600_DD	635-0.05	309	0.202
9	DP600_DL	683-0.05	376	0.177
	DP600_DT	659-0.04	350	0.193
	DP600_DD	682-0.04	370	0.181
18	DP600_DL	745-0.05	424	0.176
	DP600_DT	745-0.05	424	0.176
	DP600_DD	734-0.05	421	0.172

### 2.2. Détermination de la limite d'élasticité.

Tableau A. 3 : limite d'élasticité réelle  $\sigma'_{Y-réel}$ , limite d'élasticité calculée  $\sigma'_{Y-calculé}$ , déformation élastique réelle et erreur relative obtenues pour chacun des échantillons (a) DC01 (b) DP600

(a)

Déplacement (mm)		$\sigma_{Y-réel} (MPa)$	$\sigma_{Y-calculé} (MPa)$	Erreur (%)
5	DC01_DL	224	156	-30
	DC01_DT	233	143	-39
	DC01_DD	248	128	-48
9	DC01_DL	273	178	-35
	DC01_DT	278	175	-37
	DC01_DD	289	179	-38
18	DC01_DL	330	234	-29
	DC01_DT	330	203	-38
	DC01_DD	341	214	-37

(b)

Déplacement (mm)		$\sigma_{Y-réel}$ (MPa)	$\sigma_{Y-calculé}$ (MPa)	Erreur (%)
5	DP600_DL	491.4	253	-49
	DP600_DT	477	329	-31
	DP600_DD	490	309	-37
9	DP600_DL	592	376	-36
	DP600_DT	464	350	-25
	DP600_DD	585	370	-37
18	DP600_DL	707	424	-40
	DP600_DT	691	424	-39
	DP600_DD	705	421	-40

### 2.3. Calcul de l'état de contrainte représentative.

Tableau A. 4 : comparaison des valeurs des contraintes représentatives réelles ( $\sigma'_{R-réel}$  (MPa)) aux valeurs des contraintes représentatives calculées ( $\sigma'_{R-calculée}$  (MPa)). (a) DC01 ; (b) DP600

(a)

Déplacement (mm)		$\epsilon_{e0-réel}$ (%)	$\epsilon_{p0-réel}$ (%)	$\epsilon_{R-valculée}$ (%)	$\sigma_{R-réel}$ (MPa)	$\sigma_{R-calculé}$ (MPa)	Erreur (%)
5	DC01_DL	0.1066	2.98	6	351	352	0.3
	DC01_DT	0.111	3.18	6	352	354	0.6
	DC01_DD	0.1181	3.32	6	353	353	0.0
9	DC01_DL	0.13	5.91	6	370	379	2.4
	DC01_DT	0.1323	6.23	6	372	382	2.7
	DC01_DD	0.1376	6.58	6	374	387	3.5
18	DC01_DL	0.1571	12.69	6	404	427	5.7
	DC01_DT	0.1581	13.43	6	407	420	3.2
	DC01_DD	0.1623	13.9	6	409	423	3.4

(b)

Déplacement (mm)		$\epsilon_{e0-réel}$ (%)	$\epsilon_{p0-réel}$ (%)	$\epsilon_{R-valculée}$ (%)	$\sigma_{R-réel}$ (MPa)	$\sigma_{R-calculé}$ (MPa)	Erreur (%)
5	DP600_DL	0.234	2.54	5	647	627	-3
	DP600_DT	0.227	2.62	5	648	647	-0.1
	DP600_DD	0.2333	2.84	5	652	635	-3
9	DP600_DL	0.2819	5.64	5	698	683	-2
	DP600_DT	0.221	5.66	4	682	659	-3
	DP600_DD	0.2785	5.66	4	683	682	-0.1
18	DP600_DL	0.3366	13.83	5	791	745	-6
	DP600_DT	0.329	13.83	5	791	745	-6
	DP600_DD	0.3357	14.02	5	792	734	-7

## 2.4. Détermination de l'état de déformation plastique du matériau.

Tableau A. 5 : déformation plastique imposée  $\epsilon_{p0-imposée}$ , déformation plastique calculée  $\epsilon_{p0-calculée}$  et l'erreur relative pour chacun des échantillons. (a) DC01 ; (b) DP600

(a)

Déplacement (mm)		$\epsilon_{p0-réel}$ (%)	$\epsilon_{p0-calculé}$ (%)	Erreur (%)
5	DC01_DL	2.98	3.35	12.41
	DC01_DT	3.32	3.47	4.54
	DC01_DD	3.2	3.64	13.55
9	DC01_DL	5.9	7.74	31.17
	DC01_DT	6.58	9.05	37.53
	DC01_DD	6.24	8.25	32.29
18	DC01_DL	12.7	19.2	51.18
	DC01_DT	13.95	18.21	30.52
	DC01_DD	13.43	17.27	28.6

(b)

Déplacement (mm)		$\epsilon_{p0-réel}$ (%)	$\epsilon_{p0-calculé}$ (%)	Erreur (%)
5	DP600_DL	2.54	1.72	-31.2
	DP600_DT	2.62	2.1	-19.84
	DP600_DD	2.7	1.97	-27.03
9	DP600_DL	5.64	4.72	-13.24
	DP600_DT	5.66	4.15	-26.67
	DP600_DD	5.66	4.67	-17.49
18	DP600_DL	13.83	9.67	-30
	DP600_DT	13.83	9.57	-31
	DP600_DD	13.84	8.57	-38

## 3. Application de la méthodologie sur les tôles métalliques du DC01, DP600 et AA2017.

### 3.1. Caractérisation mécanique des matériaux après déformation.

Tableau A. 6 : paramètres de Voce identifiés pour les échantillons. (a) DC01, (b) DP600 et (c) AA2017

(a)

Déplacement (mm)		$\sigma'_y$	$Q'$	b
5	DC01_DL	244	496	2.39
	DC01_DT	248	491	2.39
	DC01_DD	247	493	2.39
9	DC01_DL	278	462	2.39
	DC01_DT	289	450	2.39
	DC01_DD	289	450	2.39
18	DC01_DL	336	403	2.39
	DC01_DT	328	411	2.39
	DC01_DD	334	405	2.39

(b)

Déplacement (mm)		$\sigma'_y$	$Q'$	b
5	DP600_DL	527.06	1067.5	1.7247
	DP600_DT	469	1125	1.7247
	DP600_DD	471.39	1123.2	1.7247
9	DP600_DL	527.06	1067.5	1.7247
	DP600_DT	523.1	1071.5	1.7247
	DP600_DD	528.23	1066.31	1.7247
18	DP600_DL	X	X	1.7247
	DP600_DT	607	987	1.7247
	DP600_DD	597	1000	1.7247

(c)

Déplacement (mm)		$\sigma'_y$	$Q'$	b
5	AA2017-DL	333	715	1.7075
	AA2017-DT	332	716	1.7075
	AA2017-DD	341.6	706.4	1.7075
9	AA2017-DL	361	687	1.7075
	AA2017-DT	361.67	686.33	1.7075
	AA2017-DD	364.6	683.4	1.7075
18	AA2017-DL	X	X	1.7075
	AA2017-DT	378	670	1.7075
	AA2017-DD	387.6	660.4	1.7075

### 3.2. Détermination de la limite d'élasticité.

Tableau A. 7 : limite d'élasticité réelle  $\sigma_{y-réel}$  et la limite d'élasticité calculée  $\sigma_{y-calculé}$  et l'erreur relative. (a) DC01. (b) DP600. (c) AA2017.

(a)

Déplacement (mm)		$\sigma_{y-réel}$ (MPa)	$\sigma_{y-calculé}$ (MPa)	Erreur (%)
5	DC01_DL	224	244.02	+9
	DC01_DT	233	248.01	+6
	DC01_DD	248	246.96	-0.4
9	DC01_DL	273	277.83	+2
	DC01_DT	278	288.96	+4
	DC01_DD	289	282.87	+2
18	DC01_DL	330	336	+2
	DC01_DT	330	328.02	-1
	DC01_DD	341	333.9	-2

(b)

Déplacement (mm)		$\sigma_{Y-réel}$ (MPa)	$\sigma_{Y-calculé}$ (MPa)	Erreur (%)
5	DP600_DL	491.4	527.1	+7
	DP600_DT	477	468.3	-2
	DP600_DD	490	489.93	0
9	DP600_DL	592	527.1	-11
	DP600_DT	464	522.9	+13
	DP600_DD	585	528.15	-10
18	DP600_DL	707	X	X
	DP600_DT	691	607.11	-12
	DP600_DD	705	596.82	-15

(c)

Déplacement (mm)		$\sigma_{Y-réel}$ (MPa)	$\sigma_{Y-calculé}$ (MPa)	Erreur (%)
5	AA2017-DL	365	333	-9
	AA2017-DT	369	332	-10
	AA2017-DD	354	341.6	-4
9	AA2017-DL	416	361	-13
	AA2017-DT	409	361.67	-12
	AA2017-DD	399	364.6	-9
18	AA2017-DL	X	X	X
	AA2017-DT	447	378	-15
	AA2017-DD	441	387.6	-12

### 3.3. Détermination de l'état de déformation plastique du matériau.

Tableau A. 8 : déformation plastique imposée  $\varepsilon_{p0-imposée}$ , déformation élastique calculée  $\varepsilon_{p0-calculée}$  et l'erreur relative pour chacun des échantillons de DC01.

(a)

Déplacement (mm)		$\varepsilon_{p0-réel}$ (%)	$\varepsilon_{p0-calculée}$ (%)	Erreur (%)
5	DC01_DL	2.98	2.9	-2.68
	DC01_DT	3.18	3.25	2.2
	DC01_DD	3.32	3.15	-5.27
9	DC01_DL	5.91	5.9	-0.16
	DC01_DT	6.23	6.9	10.82
	DC01_DD	6.58	6.9	4.8
18	DC01_DL	12.69	11.6	-8.65
	DC01_DT	13.43	10.75	-19.95
	DC01_DD	13.9	11.35	-18

(b)

Déplacement (mm)		$\varepsilon_{p0\text{-réel}}$ (%)	$\varepsilon_{p0\text{-calculée}}$ (%)	Erreur (%)
5	DP600-DL	2.54	2.41	-5.11
	DP600-DT	2.62	2.51	-4.19
	DP600-DD	2.84	2.62	-7.74
9	DP600-DL	5.64	5.57	-1.24
	DP600-DT	5.66	5.4	-4.59
	DP600-DD	5.66	5.63	-0.53
18	DP600-DL	13.83		
	DP600-DT	13.83	10.2	-26.24
	DP600-DD	14	9.32	-33.42

(c)

Déplacement (mm)		$\varepsilon_{p0\text{-réel}}$ (%)	$\varepsilon_{p0\text{-calculée}}$ (%)	Erreur (%)
5	AA2017-DL	2.76	2.37	-14
	AA2017-DT	2.59	2.28	-12
	AA2017-DD	2.84	2.98	5
9	AA2017-DL	5.12	4.71	-8
	AA2017-DT	5.42	4.77	-12
	AA2017-DD	5.55	4.97	-10.54
18	AA2017-DL	X	X	X
	AA2017-DT	8.63	6.18	-28
	AA2017-DD	9.55	6.97	-27

## Références

---

- 
- [1] J. Carbonnière, "Contribution à l'analyse du retour élastique en emboutissage," Villeurbanne, INSA, 2009.
- [2] O. Incandela, "Définition de protocoles rationnels d'identification de loi de comportement élastoplastique: Application à la simulation éléments finis d'opérations industrielles d'emboutissage," Université de Savoie, 2006.
- [3] C.-W. Hsu, A. Ulsoy, and M. Demeri, "Development of process control in sheet metal forming," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 127, pp. 361-368, 2002.
- [4] W. Gan, S. Babu, N. Kapustka, and R. H. Wagoner, "Microstructural effects on the springback of advanced high-strength steel," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 37, pp. 3221-3231, 2006.
- [5] T. Ohwue, T. Yoshida, Y. Shirai, and T. Kikuma, "Experiment and static implicit analysis of springback in bend forming of a bumper model," *Materials Transactions*, vol. 44, pp. 946-950, 2003.
- [6] J. Lin and C. Tai, "The application of neural networks in the prediction of spring-back in an L-shaped bend," *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 15, pp. 163-170, 1999.
- [7] D.-K. Leu, "A simplified approach for evaluating bendability and springback in plastic bending of anisotropic sheet metals," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 66, pp. 9-17, 1997.
- [8] K. Chung, M.-G. Lee, D. Kim, C. Kim, M. L. Wenner, and F. Barlat, "Spring-back evaluation of automotive sheets based on isotropic-kinematic hardening laws and non-quadratic anisotropic yield functions: Part I: theory and formulation," *International Journal of Plasticity*, vol. 21, pp. 861-882, 2005.
- [9] M.-G. Lee, D. Kim, C. Kim, M. L. Wenner, and K. Chung, "Spring-back evaluation of automotive sheets based on isotropic-kinematic hardening laws and non-quadratic anisotropic yield functions, part III: applications," *International Journal of Plasticity*, vol. 21, pp. 915-953, 2005.
- [10] F. Morestin, M. Boivin, and C. Silva, "Elasto plastic formulation using a kinematic hardening model for springback analysis in sheet metal forming," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 56, pp. 619-630, 1996.
- [11] B. Chongthairungruang, V. Uthaisangsuk, S. Suranuntchai, and S. Jirathearanat, "Experimental and numerical investigation of springback effect for advanced high strength dual phase steel," *Materials & Design*, vol. 39, pp. 318-328, 2012.
- [12] M. Weiss, A. Kupke, P. Manach, L. Galdos, and P. Hodgson, "On the Bauschinger effect in dual phase steel at high levels of strain," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 643, pp. 127-136, 2015.
- [13] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, A. Benallal, and R. Desmorat, *Mécanique des matériaux solides-3eme édition*: Dunod, 2009.
- [14] A. Ghaei, "Numerical simulation of springback using an extended return mapping algorithm considering strain dependency of elastic modulus," *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 65, pp. 38-47, 2012.
- [15] F. Morestin and M. Boivin, "On the necessity of taking into account the variation in the Young modulus with plastic strain in elastic-plastic software," *Nuclear Engineering and Design*, vol. 162, pp. 107-116, 1996.
- [16] T. Vuoristo, V.-T. Kuokkala, and P. Peura, "Pre-strain dependent apparent Young's modulus of automotive sheets steels," in *Proceedings of the 2004 SEM X International Congress and Exposition on Experimental and Applied Mechanics, June 7-10, 2004 Costa Mesa, California USA*, 2004.

- [17] K. Yamaguchi, H. Adachi, and N. Takakura, "Effects of plastic strain and strain path on young's modulus of sheet metals," *Metals and Materials*, vol. 4, pp. 420-425, 1998.
- [18] F. Yoshida, T. Uemori, and K. Fujiwara, "Elastic-plastic behavior of steel sheets under in-plane cyclic tension-compression at large strain," *International Journal of Plasticity*, vol. 18, pp. 633-659, 2002.
- [19] F. Montheillet and F. Moussy, *Physique et mécanique de l'endommagement*: EDP Sciences, 2012.
- [20] J.-F. Agassant, P. Avenas, J.-P. Sergent, B. Vergnes, and M. Vincent, "La mise en forme des matières plastiques," 1996.
- [21] M. Rappaz, M. Bellet, and M. O. Deville, *Numerical modeling in materials science and engineering* vol. 32: Springer Science & Business Media, 2010.
- [22] E. Viatkina, W. Brekelmans, and M. Geers, "Strain path dependency in metal plasticity," in *Journal de Physique IV (Proceedings)*, 2003, pp. 355-362.
- [23] E. Viatkina, W. Brekelmans, and M. Geers, "Modelling of the internal stress in dislocation cell structures," *European Journal of Mechanics-A/Solids*, vol. 26, pp. 982-998, 2007.
- [24] E. Viatkina, W. Brekelmans, and M. Geers, "Modelling the evolution of dislocation structures upon stress reversal," *International Journal of Solids and Structures*, vol. 44, pp. 6030-6054, 2007.
- [25] E. Viatkina, W. Brekelmans, and M. Geers, "A crystal plasticity based estimate for forming limit diagrams from textural inhomogeneities," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 168, pp. 211-218, 2005.
- [26] E. Felder, "Plasticité en mise en forme Métaux à froid," *Techniques de l'ingénieur. Matériaux métalliques*, 2008.
- [27] A. Thakur, S. Nemat-Nasser, and K. S. Vecchio, "Dynamic Bauschinger effect," *Acta Materialia*, vol. 44, pp. 2797-2807, 1996.
- [28] T. Yakou, T. Hasegawa, and S. Karashima, "Stagnation of strain hardening during reversed straining of prestrained aluminium, copper and iron," *Transactions of the Japan Institute of Metals*, vol. 26, pp. 88-93, 1985.
- [29] T. Hasegawa, T. Yakou, and S. Karashima, "Deformation behaviour and dislocation structures upon stress reversal in polycrystalline aluminium," *Materials Science and Engineering*, vol. 20, pp. 267-276, 1975.
- [30] D. Wilson and P. Bate, "Reversibility in the work hardening of spheroidised steels," *Acta Metallurgica*, vol. 34, pp. 1107-1120, 1986.
- [31] M. Stout and A. Rollett, "Large-strain Bauschinger effects in fcc metals and alloys," *Metallurgical Transactions A*, vol. 21, pp. 3201-3213, 1990.
- [32] Z. Hu, E. F. Rauch, and C. Teodosiu, "Work-hardening behavior of mild steel under stress reversal at large strains," *International Journal of Plasticity*, vol. 8, pp. 839-856, 1992.
- [33] Z. Hu, "Work-hardening behavior of mild steel under cyclic deformation at finite strains," *Acta Metallurgica et Materialia*, vol. 42, pp. 3481-3491, 1994.
- [34] N. Christodoulou, O. Woo, and S. MacEwen, "Effect of stress reversals on the work hardening behaviour of polycrystalline copper," *Acta Metallurgica*, vol. 34, pp. 1553-1562, 1986.
- [35] R. Wagoner, L. Geng, and V. Balakrishnan, "Role of hardening law in springback," in *Proceedings of the 8th International Symposium on Plasticity and its Current Applications*, Whistler, Canada, 2000, pp. 609-611.
- [36] H. Ford and J. M. Alexander, *Advanced mechanics of materials*: Longmans London, 1963.

- [37] H. E. Tresca, *Mémoires sur l'écoulement des corps solides*: Imprimerie impériale, 1869.
- [38] R. Hill, *The mathematical theory of plasticity* vol. 11: Oxford university press, 1998.
- [39] R. Hill, "Theoretical plasticity of textured aggregates," in *Mathematical Proceedings of the Cambridge Philosophical Society*, 1979, pp. 179-191.
- [40] R. Hill, "Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 38, pp. 405-417, 1990.
- [41] 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*, vol. 5, pp. 51-66, 1989.
- [42] C. d. Wikivesité. *Introduction à l'élasticité/contraintes*. Available: [https://fr.wikiversity.org/w/index.php?title=Introduction\\_%C3%A0\\_1%27%C3%A9lasticit%C3%A9/Contraintes&oldid=455711](https://fr.wikiversity.org/w/index.php?title=Introduction_%C3%A0_1%27%C3%A9lasticit%C3%A9/Contraintes&oldid=455711)
- [43] J. H. Hollomon, "Tensile deformation," *AIME TRANS*, vol. 12, pp. 1-22, 1945.
- [44] E. Voce, "A practical strain-hardening function," *Metallurgia*, vol. 51, pp. 219-226, 1955.
- [45] J. CHABOCHE, "A method for modeling kinematic hardening and cyclic strain effects (PROPOSITION D'UN NOUVEAU FORMALISME POUR MODELISER L'ECROUISSAGE CINEMATIQUE ET LES EFFETS DE ROCHET, RAPPORT FINAL)(Final Report)," 1989.
- [46] M. François, "Plasticité unidimensionnelle," ed. Institut de Recherche en génie civil et mécanique: Université de Nantes.
- [47] M. Wali, H. Chouchene, L. Ben Said, and F. Dammak, "One-equation integration algorithm of a generalized quadratic yield function with Chaboche non-linear isotropic/kinematic hardening," *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 92, pp. 223-232, 3// 2015.
- [48] C. Zhou, Z. Chen, J. W. Lee, M. G. Lee, and R. H. Wagoner, "Implementation and application of a temperature-dependent Chaboche model," *International Journal of Plasticity*.
- [49] M. Rezaiee-Pajand and S. Sinaie, "On the calibration of the Chaboche hardening model and a modified hardening rule for uniaxial ratcheting prediction," *International Journal of Solids and Structures*, vol. 46, pp. 3009-3017, 8/1/ 2009.
- [50] S. M. Walley, "Historical origins of indentation hardness testing," *Materials Science and Technology*, vol. 28, pp. 1028-1044, 2012.
- [51] J. Pethicai, R. Hutchings, and W. Oliver, "Hardness measurement at penetration depths as small as 20 nm," *Philosophical Magazine A*, vol. 48, pp. 593-606, 1983.
- [52] W. Oliver, R. Hutchings, and J. Pethica, "The wear behavior of nitrogen-implanted metals," *Metallurgical Transactions A*, vol. 15, pp. 2221-2229, 1984.
- [53] M. F. Doerner and W. D. Nix, "A method for interpreting the data from depth-sensing indentation instruments," *Journal of Materials Research*, vol. 1, pp. 601-609, 1986.
- [54] J. Loubet, J. Georges, O. Marchesini, and G. Meille, "Vickers indentation curves of magnesium oxide (MgO)," *Journal of tribology*, vol. 106, pp. 43-48, 1984.
- [55] W. K. Newey and K. D. West, "A simple, positive semi-definite, heteroskedasticity and autocorrelationconsistent covariance matrix," ed: National Bureau of Economic Research Cambridge, Mass., USA, 1986.
- [56] J. M. Collin, G. Mauvoisin, and R. El Abdi, "An experimental method to determine the contact radius changes during a spherical instrumented indentation," *Mechanics of Materials*, vol. 40, pp. 401-406, 4// 2008.

- [57] W. C. Oliver and G. M. Pharr, "An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments," *Journal of Materials Research*, vol. 7, pp. 1564-1583, 1992.
- [58] Y.-T. Cheng and C.-M. Cheng, "Scaling, dimensional analysis, and indentation measurements," *Materials Science and Engineering: R: Reports*, vol. 44, pp. 91-149, 8/1/ 2004.
- [59] Z. Li, Y. T. Cheng, H. T. Yang, and S. Chandrasekar, "On two indentation hardness definitions," *Surface and Coatings Technology*, vol. 154, pp. 124-130, 5/15/ 2002.
- [60] W. Ni, Y.-T. Cheng, C.-M. Cheng, and D. S. Grummon, "An energy-based method for analyzing instrumented spherical indentation experiments," *Journal of Materials Research*, vol. 19, pp. 149-157, 2004.
- [61] Y.-T. Cheng, Z. Li, and C.-M. Cheng, "Scaling relationships for indentation measurements," *Philosophical Magazine A*, vol. 82, pp. 1821-1829, 2002/07/01 2002.
- [62] J. Malzbender, "Comment on hardness definitions," *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 23, pp. 1355-1359, 8// 2003.
- [63] D. Tabor, *The hardness of metals*: Oxford university press, 2000.
- [64] R. Hill, B. Storakers, and A. B. Zdunek, "A Theoretical Study of the Brinell Hardness Test," *Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, vol. 423, pp. 301-330, 1989-06-08 00:00:00 1989.
- [65] B. Taljat, T. Zacharia, and F. Kosel, "New analytical procedure to determine stress-strain curve from spherical indentation data," *International Journal of Solids and Structures*, vol. 35, pp. 4411-4426, 11// 1998.
- [66] J. Alcalá, A. Barone, and M. Anglada, "The influence of plastic hardening on surface deformation modes around Vickers and spherical indents," *Acta Materialia*, vol. 48, pp. 3451-3464, 2000.
- [67] X. Hernot, O. Bartier, Y. Bekouche, R. El Abdi, and G. Mauvoisin, "Influence of penetration depth and mechanical properties on contact radius determination for spherical indentation," *International Journal of Solids and Structures*, vol. 43, pp. 4136-4153, 2006.
- [68] H. Lee, J. Haeng Lee, and G. M. Pharr, "A numerical approach to spherical indentation techniques for material property evaluation," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 53, pp. 2037-2069, 9// 2005.
- [69] S. H. Kim, B. W. Lee, Y. Choi, and D. Kwon, "Quantitative determination of contact depth during spherical indentation of metallic materials—A FEM study," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 415, pp. 59-65, 2006.
- [70] H. Francis, "Phenomenological analysis of plastic spherical indentation," *Journal of Engineering Materials and technology*, vol. 98, pp. 272-281, 1976.
- [71] D. Tabor, *The hardness of metals*. Oxford: Clarendon Press, 1951.
- [72] P. Au, G. Lucas, J. Shekherd, and G. Odette, "Flow property measurements from instrumented hardness tests," *Non-destructive evaluation in the nuclear industry*, pp. 597-610, 1980.
- [73] J. S. Field and M. V. Swain, "Determining the mechanical properties of small volumes of material from submicrometer spherical indentations," *Journal of Materials Research*, vol. 10, pp. 101-112, 1995.
- [74] J. Matthews, "Indentation hardness and hot pressing," *Acta metallurgica*, vol. 28, pp. 311-318, 1980.
- [75] Y. Tirupataiah and G. Sundararajan, "On the constraint factor associated with the indentation of work-hardening materials with a spherical ball," *Metallurgical transactions A*, vol. 22, pp. 2375-2384, 1991.

- [76] G. Sundararajan and Y. Tirupataiah, "The hardness-flow stress correlation in metallic materials," *Bulletin of Materials Science*, vol. 17, pp. 747-770, 1994/11/01 1994.
- [77] Y. Park and G. Pharr, "Nanoindentation with spherical indenters: finite element studies of deformation in the elastic-plastic transition regime," *Thin Solid Films*, vol. 447, pp. 246-250, 2004.
- [78] O. Bartier and X. Hernot, "Étude des régimes de déformation de matériaux élastiques parfaitement plastiques au cours de l'indentation parabolique et sphérique," *Matériaux & Techniques*, vol. 96, pp. 19-30, 2008.
- [79] S. D. Mesarovic and N. A. Fleck, "Spherical indentation of elastic-plastic solids," in *Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 1999, pp. 2707-2728.
- [80] Y. P. Cao and J. Lu, "A new method to extract the plastic properties of metal materials from an instrumented spherical indentation loading curve," *Acta Materialia*, vol. 52, pp. 4023-4032, 8/2/ 2004.
- [81] M. Zhao, N. Ogasawara, N. Chiba, and X. Chen, "A new approach to measure the elastic-plastic properties of bulk materials using spherical indentation," *Acta Materialia*, vol. 54, pp. 23-32, 1// 2006.
- [82] Y. Cao, X. Qian, and N. Huber, "Spherical indentation into elastoplastic materials: Indentation-response based definitions of the representative strain," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 454-455, pp. 1-13, 4/25/ 2007.
- [83] J. H. Lee, T. Kim, and H. Lee, "A study on robust indentation techniques to evaluate elastic-plastic properties of metals," *International Journal of Solids and Structures*, vol. 47, pp. 647-664, 3/1/ 2010.
- [84] N. Ogasawara, N. Chiba, and X. Chen, "A simple framework of spherical indentation for measuring elastoplastic properties," *Mechanics of materials*, vol. 41, pp. 1025-1033, 2009.
- [85] C. Moussa, O. Bartier, G. Mauvoisin, X. Hernot, J.-M. Collin, and G. Delattre, "Experimental and numerical investigation on carbonitrided steel characterization with spherical indentation," *Surface and Coatings Technology*, p. Epub ahead of print, 2014 2014.
- [86] C. Moussa, X. Hernot, O. Bartier, G. Delattre, and G. Mauvoisin, "Evaluation of the tensile properties of a material through spherical indentation: definition of an average representative strain and a confidence domain," *Journal of Materials Science*, vol. 49, pp. 592-603, 2014.
- [87] C. Moussa, X. Hernot, O. Bartier, G. Delattre, and G. Mauvoisin, "Identification of the hardening law of materials with spherical indentation using the average representative strain for several penetration depths," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 606, pp. 409-416, 2014.
- [88] J. Coër, "Mise en forme par emboutissage en température d'un alliage d'aluminium AA5754-O," Université de Bretagne Sud, 2013.
- [89] J. E. Hatch and A. Association, *Aluminum: properties and physical metallurgy*: ASM International, 1984.
- [90] M. Lindgren, "Experimental investigations of the roll load and roll torque when high strength steel is roll formed," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 191, pp. 44-47, 8/1/ 2007.
- [91] B. Köhler, H. Bomas, M. Hunkel, J. Lütjens, and H. W. Zoch, "Yield strength behaviour of carbon steel microsheets after cold forming and after annealing," *Scripta Materialia*, vol. 62, pp. 548-551, 4// 2010.

- [92] P. Eyckens, A. Van Bael, and P. Van Houtte, "An extended Marciniak–Kuczynski model for anisotropic sheet subjected to monotonic strain paths with through-thickness shear," *International Journal of Plasticity*, vol. 27, pp. 1577-1597, 10// 2011.
- [93] E. Silvestre, J. Mendiguren, L. Galdos, and E. Sáenz de Argandoña, "Comparison of the hardening behaviour of different steel families: From mild and stainless steel to advanced high strength steels," *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 101–102, pp. 10-20, 10// 2015.
- [94] A. Ramazani, M. Abbasi, U. Prahl, and W. Bleck, "Failure analysis of DP600 steel during the cross-die test," *Computational Materials Science*, vol. 64, pp. 101-105, 11// 2012.
- [95] J. Carbonnière, S. Thuillier, F. Sabourin, M. Brunet, and P. Y. Manach, "Comparison of the work hardening of metallic sheets in bending–unbending and simple shear," *International Journal of Mechanical Sciences*, vol. 51, pp. 122-130, 2// 2009.
- [96] D. Kim, M.-G. Lee, C. Kim, M. L. Wenner, R. H. Wagoner, F. Barlat, *et al.*, "Measurements of anisotropic yielding, Bauschinger and transient behavior of automotive dual-phase steel sheets," *Metals and Materials International*, vol. 9, pp. 561-570, 2003.
- [97] G. Mauvoisin, ""Continuous or instrumented indentation device with convex bearing surface and use there of particularly for metal sheet indentation. " International patent WO2010/029179 (A1) - 2010-03-18 // FR2008005619 // EP 2335044 B1 // US 2011/0174036 A1.," France Patent, 2010.
- [98] P. Brammer, G. Mauvoisin, O. Bartier, X. Hernot, and S.-S. Sablin, "Influence of sample thickness and experimental device configuration on the spherical indentation of AISI 1095 steel," *Journal of Materials Research*, vol. 27, pp. 76-84, 2012 2012.
- [99] P. Brammer, G. Mauvoisin, O. Bartier, X. Hernot, and S.-S. Sablin, "Étude de l'effet d'un support sphérique utilisé pour la macroindentation des tôles métalliques," *Matériaux & Techniques*, vol. 99, pp. 219-225, 2011.
- [100] A. Mkaddem, R. Bahloul, P. Dal Santo, and A. Potiron, "Experimental characterisation in sheet forming processes by using Vickers micro-hardness technique," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 180, pp. 1-8, 12/1/ 2006.
- [101] O. Bartier, X. Hernot, G. Mauvoisin, and C. Moussa, "Comparaison entre les déformations représentatives de l'indentation Vickers et de l'indentation sphérique," *Matériaux & Techniques*, vol. 101, p. 303, 2013.

## **Résumé**

Avec les nouvelles nuances de matériaux utilisées dans le but de l'allègement des structures automobiles, la prédiction du retour élastique de ces matériaux après leur mise en forme par emboutissage devient de plus en plus difficile. La solution est de prévoir le comportement mécanique de ces matériaux. Les travaux de cette thèse consistent à examiner ce que peut apporter l'essai d'indentation instrumentée dans la caractérisation mécanique de tôles destinées à l'emboutissage ; notamment la capacité de l'essai d'indentation instrumentée à déterminer l'état d'écrouissage d'un matériau pré-déformé.

Tout d'abord, le caractère local de l'essai d'indentation a permis de mettre en évidence la variation des propriétés mécaniques dans l'épaisseur des tôles. Différentes lois d'écrouissage ont ainsi pu être identifiées à différents endroits de la section de la tôle.

L'essai d'indentation instrumentée a été ensuite utilisé pour tenter de déterminer le niveau d'écrouissage des matériaux pré-déformés plastiquement. Ce test montre une bonne capacité à déterminer le niveau d'écrouissage subi par ces matériaux pré-déformés. Dans ce travail, une méthodologie, basée sur l'utilisation de l'indentation instrumentée couplée à l'analyse inverse et sur l'hypothèse que la loi d'écrouissage des matériaux testés suit la loi de Voce, a été proposée. Cette méthodologie permet d'obtenir de manière satisfaisante la limite d'élasticité de différentes tôles déformées plastiquement par traction uni-axiale et par cisaillement monotone et cyclique. De même, cette méthodologie permet d'obtenir les niveaux de déformations plastiques subies par les matériaux testés.

Finally, l'essai d'indentation instrumentée a été utilisé pour tenter d'identifier le type d'écrouissage du matériau. L'influence du caractère isotrope ou cinématique de la loi d'écrouissage de la tôle sur la boucle d'hystérésis obtenue lors d'un essai d'indentation cyclique a pu être mise en évidence. La détermination de la part de chacun des types d'écrouissage par indentation pour une tôle d'acier DP600 est en bonne cohérence avec ce que l'on obtient par cisaillement cyclique. En revanche, la même démarche menée sur un acier DC01 conduit à une surestimation du caractère cinématique de l'écrouissage de ce matériau. Cette surestimation provient en partie du fait d'une faible variation de la boucle d'hystérésis d'indentation lorsque l'écrouissage isotrope est prépondérant comme c'est le cas pour le DC01.

La variation de la loi d'écrouissage dans l'épaisseur de la tôle, le niveau d'écrouissage atteint par la tôle après déformation plastique et le type de la loi d'écrouissage d'une tôle ont une influence non négligeable sur le retour élastique d'une tôle mise en forme par déformation plastique. Le test d'indentation instrumentée permet de caractériser ces trois aspects. Ce test est donc un outil qui peut être utile dans une démarche d'amélioration de la prédiction du phénomène de retour élastique.

**Mots-clés** : *retour élastique, indentation instrumentée, essais mécaniques, analyse inverse, simulations numériques, matériaux métalliques, écrouissage.*

**Title** : *Contribution of the instrumented indentation in the mechanical characterization of metal sheets destined for stamping: influence of the work hardening*

## **Abstract**

With new material grades used for the purpose of the lightening of automotive structures, springback prediction of these materials after stamping becomes increasingly difficult. The solution is to predict correctly the mechanical behavior of these materials. The aim of this thesis is to exploit the contributions that the instrumented indentation test may give in the mechanical characterization of metallic sheets destined for stamping, including the ability of the this test to determine the work hardening state of a pre-hardened material.

First, the instrumented indentation showed a variation in the mechanical properties in the thickness of the sheets. Different work hardening laws were identified in different locations of the metal section. The instrumented indentation is a tool that can be useful for a better prediction of springback in the case of shaping by plastic deformation of the parts.

Secondly, the instrumented indentation presented a good ability to determine the yield stress value reached by a material after undergoing a plastic deformation. This was achieved by a proposed new methodology based on the instrumented indentation coupled with the inverse analysis; the Voce law is considered as the work hardening law of the tested materials. This methodology indicated a good capability in determining the yield stress of the tested sheets pre-deformed by uniaxial tensile test and monotonic and cyclic shear tests. This methodology permitted also obtaining the level of the plastic pre-strain undergone by the tested materials.

Finally, the instrumented indentation test was carried out to identify the type of the work-hardening of the material. The determination by indentation of each type of the work-hardening of the Dual-Phase steel DP600 is well consistent with what has been obtained from the cyclic shear test. However, the same approach leads to an overestimation of the kinematic hardening character of the deep drawing DC01 steel. This overestimation is partly due to a small variation in the indentation hysteresis loop when the isotropic hardening is predominant as it's the case for the DC01.

The variation of the hardening law in the thickness of the sheet, the level of work hardening achieved by the sheet after plastic deformation and the type of the work hardening of a sheet have a significant influence on springback of a metal sheet shaped by plastic deformation. The instrumented indentation test enables characterizing these three aspects. This test is thus a tool which proved to be useful in a process of improving the prediction of the phenomenon of springback.

**Keywords** : *springback, instrumented indentation, mechanical tests, inverse analysis, numerical simulations, metallic materials, work hardening.*