

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE FERHAT ABBAS SETIF 1

THÈSE

Présentée à l'Institut d'Optique et de Mécanique de Précision

Pour l'obtention du diplôme de

DOCTORAT EN SCIENCES

Option : Optique et Mécanique de Précision

Par

MAATI AHMED

Thème

Contribution à l'étude de la déformabilité des métaux lors de la mise en forme

Soutenue le 25 / 04/ 2016, devant le jury composé de :

LOUCIF Kamel	Professeur à l'Université Ferhat Abbas Sétif 1	Président
OUAKDI El Hadj	Professeur à l'Université Ferhat Abbas Sétif 1	Directeur de thèse
TABOUROT Laurent	Professeur à l'Université Savoie Mont Blanc	Codirecteur de thèse
ZEGHIB Nassereddine	Professeur à l'Université d'Annaba	Examineur
BOUSSAID Ouzine	Maître de conférence à l'Université d'Annaba	Examineur
LOUAHDI Rachid	Professeur à l'Université Ferhat Abbas Sétif 1	Examineur
BALLAND Pascale	Professeur à l'université Savoie Mont Blanc	Invitée

Dédicace

Tout d'abord, je rends grâce à Allah pour m'avoir donné la volonté et la capacité de finir et présenter ce travail.

Je dédie ce travail à :

l'être le plus cher au monde en témoignage de mon respect, à l'âme de mon très cher père. Qu'Allah lui accorde son vaste paradis.

la femme la plus affectueuse et la plus douce au monde qui a été toujours pour moi une source d'amour, de pitié et d'espoir, ma très chère mère.

Je tiens à présenter mes reconnaissances et mes remerciements à ma femme qui n'a jamais cessé de me soutenir moralement et pratiquement.

Je voudrais remercier mes enfants, Ismahane, Boutheina, Ihab Ayoub et Iyad qui sont ma source d'inspiration et mon plus grand soutien.

Je ne saurais oublier de remercier toutes les personnes qui me sont chères, en particulier mes frères (Hakim et Mabrouk), mes sœurs, et mes neveux Sofiane Maati, Zahir Kharfallah et Moussa Benmansour.

Remerciements

Dans le cadre d'une collaboration scientifique, ce travail a été réalisé successivement au Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux Métalliques (**LPMMM**) de l'institut d'Optique et de Mécanique de Précision de l'université Ferhat Abbas Sétif1, et au Laboratoire Systèmes et Matériaux pour la Mécatronique (**SYMME**) de l'université Savoie Mont Blanc.

Je tiens à remercier particulièrement mes encadreurs les professeurs **El Hadj OUKADI** et **Laurent TABOUROT** respectivement directeur et codirecteur de thèse pour leur grande disponibilité et leur précieux conseils.

J'adresse toute ma gratitude et mes sincères remerciements encore une fois à **Laurent TABOUROT** en tant que directeur du laboratoire **SYMME** pour m'avoir accueilli et suivi pendant mes multiples stages de courte durée, pour sa gentillesse, sa disponibilité et son rigueur scientifique.

Je tiens à exprimer toute ma reconnaissance à Mme **Pascale BALLAND** pour son implication dans ce travail notamment dans la partie numérique.

Un grand merci encore à **Virginie POUZOLS** et **Mathieu VAUTROT** pour leur soutien tout au long de ces années du travail.

Mes remerciements vont au personnel administratif de l'institut d'Optique et de Mécanique de Précision d'avoir facilité toute procédure administrative ainsi que aux ingénieurs et techniciens de l'institut qui ont contribué de près ou de loin à la réussite de ce travail.

Mes remerciements vont aussi au personnel administratif et aux ingénieurs du laboratoire **SYMME** pour leur sympathie et pour leur aide durant mon séjour en France.

Mes remerciements doivent être aussi adressés aux responsables de l'université Amar Telidji de Laghouat, en particulier, le chef de département de Génie Mécanique Monsieur **Ahmed MEDJELLED** et le directeur du laboratoire de Mécanique Monsieur **Ahmed BENCHATTI** pour leur aide administrative.

Je remercie Mr **Kamel LOUCIF** de m'avoir fait l'honneur de présider le jury de soutenance.

J'exprime aussi ma reconnaissance aux membres du jury Messieurs **Rachid LOUAHDI**, **Nassereddine ZEGHIB** et **Ouzine BOUSSAID** pour l'honneur qu'ils m'ont fait en évaluant ce travail. Je les remercie ainsi pour leurs remarques et leurs conseils qui ont permis l'amélioration de ce manuscrit.

Mes remerciements vont aussi aux membres de ma famille et mes amis qui ont partagés mes soucis, en particulier je cite Belaid Salim, Yousfi Ahmed, Mechraoui Amer et Hamdi Nasreddine.

Résumé. La simulation numérique par la méthode des éléments finis devient à l'heure actuelle un outil incontournable pour l'étude des phénomènes complexes liés à la formabilité des métaux tels que le retour élastique et la localisation des déformations. Cependant, le modèle utilisé pour décrire le comportement mécanique du matériau est sans doute un facteur déterminant dans la modélisation du procédé. A cette fin, le modèle de comportement doit reproduire toutes les propriétés du matériau en relation avec sa formabilité à savoir l'anisotropie et la loi d'érouissage plastique. L'objectif primordial de ce travail de thèse est de montrer via des simulations numériques l'influence du modèle constitutif du comportement du matériau sur la prédiction du retour élastique lors d'une opération étirage - pliage ou emboutissage en U. Les essais ont été menés sur des éprouvettes plates (tôles) en titane T40 grade 2. Vu ses propriétés spécifiques, Le matériau choisi a une vaste gamme d'applications en industries de haute technologie telle que dans l'aéronautique. Egalement, nous avons étudié l'influence de certains paramètres sur le retour élastique tels que la force de serrage, la profondeur d'étirage, l'anisotropie et les hétérogénéités du matériau. Afin de justifier l'efficacité du modèle éléments finis proposé dans le cadre de cette étude, qui tient compte des hétérogénéités microstructurales du matériau, une comparaison avec des résultats expérimentaux a été effectuée. Il a été constaté tout au long de cette étude que le modèle hybride compartimenté est le mieux adapté pour la simulation du retour élastique lors d'une opération étirage - pliage.

Mots-clés : Retour élastique, modèle hybride, érouissage cinématique, anisotropie, étirage-piage.

Abstract. Nowadays, numerical simulation by finite element analysis is an essential tool for the study of complex phenomena related to the formability of metals such as springback and localization of deformation. However, the model used to represent the mechanical behaviour is a determining factor in the process modelling. To perform well, the model must reproduce all the properties of the material such as the anisotropy and the strain hardening induced by plastic deformation. The primary objective of this thesis is to show via numerical simulations the influence of the constitutive model of the material behaviour on springback prediction in stretch-bending operation. The tests were carried out on titanium T40 grade 2 sheets. Because of the specific properties, the chosen material has a wide range of applications for high tech industries such as in aeronautics. Also, we investigated the influence of some parameters on springback amount such as the clamping force, the stretching depth, the anisotropy and heterogeneity of the material. In order to justify the effectiveness of the proposed finite element model taking into account the material heterogeneities, a comparison with experimental results was performed. It was found along this study that the hybrid model is better suited for springback simulation in stretch - bending operation.

Key Words : Springback, hybrid model, kinematic hardening, Anisotropy, stretch-bending.

ملخص. حاليا أصبحت المحاكاة الرقمية بالعناصر المنتهية أداة جد فعالة لدراسة الظواهر المعقدة المتعلقة بتشكيل القطع المعدنية مثل الرجوع المرن و تمركز التشوه. غير أن النموذج المستعمل لوصف السلوك الميكانيكي للمواد من المؤكد أن يكون عاملا مهما في نمذجة عملية التصنيع. من أجل هذا, يجب على هذا النموذج استنتاج كل خصائص المادة التي لها علاقة بعملية التشكيل مثل تباين الخواص و قانون التصلد الانفعالي. الهدف الرئيسي من هذا الأطروحة, هو إظهار عن طريق المحاكاة الرقمية, تأثير نموذج سلوك المادة على دقة التنبؤ بكمية الرجوع المرن أثناء عملية تمدد - ثني أو التشكل بالكبس (شكل U). الاختبارات التجريبية أجريت على عينات رقيقة (صفائح) من التيتانيوم النقي (T40). نظرا للخصائص النوعية لهذا المعدن, فإن مجال تطبيقاته واسعة جدا خاصة في مجال صناعة الطائرات. أيضا قمنا بدراسة تأثير بعض العوامل على مدى ظاهرة الرجوع المرن مثل قوة التثبيت, عمق التمدد, تباين الخواص بالنسبة لاتجاه التصفيح, عدم تجانس المادة, الخ. لتبرير مدى فاعلية النموذج الرقمي المقترح و الذي يأخذ بعين الاعتبار عدم تجانس المادة, قمنا بعملية التحقق عن طريق المقارنة مع النتائج المتحصل عليها تجريبيا. في الأخير استنتجنا أن النموذج الهجين هو أكثر ملائمة للمحاكاة الرقمية لظاهرة الرجوع المرن أثناء عملية تمدد- ثني الصفائح المعدنية.

الكلمات الرئيسية : الرجوع المرن, النموذج الهجين, التصلد الانفعالي الحركي, تباين الخواص, تمدد - ثني.

Sommaire

Introduction générale	1
Chapitre 1 Etude bibliographique sur le phénomène du retour élastique lors de la mise en forme.....	6
1.1 Introduction	6
1.2 Paramètres d'évaluation du retour élastique	8
1.3 Méthodes d'estimation du retour élastique	11
1.4 Effets des différents paramètres sur le retour élastique	17
..1 Paramètres liés à la géométrie de l'outillage	17
..2 Paramètres liés au procédé de fabrication	19
..3 Paramètres liés aux propriétés du matériau	23
..4 Paramètres liés à la géométrie de la tôle.....	30
1.5 Etat de déformation d'ans une tôle emboutie en U	31
1.6 Simulation Numérique du retour élastique	35
1.7 Conclusion	38
Chapitre 2 Caractérisation et modélisation du comportement de l'alliage étudié (titane T40)	40
2.1 Introduction	40
2.2 Caractéristiques génériques du titane commercialement pur	40
2.3 Principe de mise en œuvre de l'essai de traction.....	44
2.4 Essais de traction sur des échantillons de titane T40 grade 2	50
2.5 Données expérimentales, courbes de traction	50
2.6 Technique D'analyse d'images	55
2.7 Modélisation du comportement du matériau	64
..1 Introduction	64
..2 Les différentes modélisations de la plasticité cristalline	65
..3 Modélisation du comportement élastique	65
..4 Critères de plasticité	66

2.8	Phénomène d'Ecrouissage	70
2.9	Courbe de référence (ou courbe contrainte équivalente- déformation équivalente).....	74
2.10	Présentation des deux modèles élastoplastiques étudiés.....	76
..1	Modele phenomenologique classique	77
..2	Modele hybride compartimente	83
2.11	Conclusion	91

Chapitre 3 Etude expérimentale et simulation numérique de l'essai étirage- pliage avec la phase du retour élastique93

3.1	Introduction	93
3.2	Principe de l'essai étirage-pliage	94
3.3	Paramètres du procédé.....	97
3.4	Evaluation du retour élastique	101
..1	Influence de la profondeur d'etirage et de la force de serrage sur le retour élastique	101
..2	Effet du rayon de courbure de la matrice	106
..3	Effet de l'anisotropie initiale	106
..4	Influence des dimensions de l'eprouvette	108
3.5	Simulation numérique de l'essai étirage-pliage avec la phase du retour élastique.....	110
3.6	Conclusion	123
	Conclusion générale et perspectives.....	124

INTRODUCTION GENERALE

On s'intéresse ici aux procédés de mise en forme des matériaux métalliques, et plus spécifiquement ceux qui s'appliquent aux produits plats (tôles et feuilles métalliques). Ces procédés ont des avantages spécifiques par rapport à d'autres types de procédés (grandes cadences de production, faible taux de chutes, pièces avec des formes géométriques complexes, etc.), ce qui les rend incontournables pour la production en grande série de pièces aux géométries élancées.

Malgré un investissement initial important (machine et outillage), c'est un procédé qui s'avère apporter un bon rapport qualité-prix car :

d'une manière générale le taux de conversion entre matière brute et matière de la pièce finie est bon, les propriétés mécaniques sont améliorées pendant l'opération du fait de l'érouissage, on obtient des pièces structurelles finies sans opérations de reprise et la simplicité et la robustesse des machines en font des outils à longue durée de vie largement amortissables.

Par contre, produire des pièces avec une géométrie cible qui comporte des tolérances géométriques resserrées est souvent une gageure notamment s'il existe des retours élastiques importants comme c'est le cas lorsqu'elles sont obtenues par pliage. De ce fait, le temps de mise au point du procédé s'allonge et cette dernière peut s'avérer coûteuse. On fait alors par exemple appel à des effets complémentaires proches de l'estampage pour "bloquer" un pli par exemple et limiter ainsi le retour élastique. Un bon compromis qualité-délai-coût devient alors plus difficile à atteindre.

Dans un contexte économique actuel tendu avec une concurrence interentreprises qui continue à s'exacerber de jour en jour, il s'agit non seulement, pour chaque entreprise de préserver ses parts de marché mais aussi d'en conquérir de nouvelles en travaillant pour que les points faibles du procédé soient éliminés.

Dans le domaine de la mise en forme, différentes directions sont alors explorées pour atteindre cet objectif. Il s'agit par exemple de trouver des pistes pour permettre la production en petite série ou diminuer les temps de production.

Une des pistes que souhaite explorer cette thèse est l'amélioration de la maîtrise de la géométrie des pièces produites par déformation des tôles métalliques. Cette question ne se pose donc pas immédiatement pour des pièces produites de façon géométriquement très contraintes (emboutissage de godets par exemple) pour lesquelles le retour élastique est bloqué du fait de la forme de la pièce. Elle se pose de façon particulièrement aiguë sur des pièces de géométries élancées obtenues par pliage simple ou successif (en V, en U, ...) qui sont largement répandus.

L'élasticité des métaux et ses conséquences peuvent être éventuellement anticipées mais elles ne peuvent pas être supprimées.

Pour progresser, il faut donc être en mesure de prédire les effets du retour élastique de façon à anticiper ces derniers par la définition de géométries d'outillages corrigées pour obtenir des pièces finies conformes aux prescriptions dimensionnelles du dessin de définition. Le recours à la simulation numérique est alors nécessaire pour déterminer virtuellement la meilleure géométrie d'outils qui permet après retour élastique du métal d'obtenir la pièce avec les dimensions exigées.

Cependant, la question du retour élastique reste malgré tout problématique pour les modélisateurs depuis que les outils de simulation numérique ont été mis au point. En effet, malgré les efforts et les progrès constants dans ce domaine, il n'est toujours pas évident aujourd'hui d'exploiter les résultats de simulations pour faire pratiquement de la mise au point d'opérations de formage qui présentent de forts retours élastiques. La géométrie virtuelle de la pièce reste trop éloignée de la géométrie réelle pour pouvoir envisager une optimisation des outillages.

Bien que a priori très difficile à estimer avec précision, la détermination du retour élastique (ou la forme finale de la pièce après enlèvement des outils) revient pourtant à résoudre un problème assez trivial de mécanique de solides déformables qui vise à déterminer des contraintes internes qui se redistribuent en fonction des conditions aux limites imposées.

La (ou les étapes) de mise en forme par déformation permanente contrôlée par les outillages génère une distribution des contraintes à l'intérieur du matériau (et notamment dans l'épaisseur) qui dépend directement des propriétés d'érouissage de ce dernier. Le changement de conditions aux limites suite au retrait des outils impose à la matière de redistribuer les contraintes dans les sections de façon compatible avec les nouvelles conditions aux limites. Cette nouvelle distribution opère nécessairement par des déformations élastiques locales qui se traduisent globalement par un changement de forme générale appelé retour élastique. Comme la détermination de la nouvelle géométrie qui permet l'équilibre des contraintes internes dans une section n'est pas un problème trivial et que la maîtrise de l'outil numérique qui peut être utilisé pour la déterminer reste l'apanage de sociétés privilégiées, de nombreuses études alternatives visent à aider le concepteur d'outillage en lui proposant des liens de cause à effet "simples" entre des propriétés du matériau, des formes d'outillages et le retour élastique.

Objectifs de la thèse

Ce travail de thèse se propose d'étudier l'influence du modèle de comportement des tôles métalliques sur la prédiction des phénomènes pénalisants pour la mise en forme tels que le retour élastique et la localisation de la déformation à l'issue d'une opération de mise en forme.

Des tests comparatifs préliminaires de résultats obtenus par simulation et résultats expérimentaux d'essais de traction montrent l'intérêt d'une nouvelle modélisation qu'on désigne par "modèle

hybride" qui prend en compte les hétérogénéités du matériau (Tabourot, 2014), par rapport à un modèle phénoménologique standard développé quant à lui dans le cadre classique de la mécanique des milieux continus qui repose sur les hypothèses fortes d'homogénéité et de continuité du matériau.

Les progrès réalisés dans le domaine de sa mise en œuvre font du titane un matériau très attractif au regard de ses excellentes propriétés physico-chimiques et mécaniques. De nombreux secteurs (aéronautique, maritime, biomédical...) industriels de pointe mettent ainsi à profit ses caractéristiques différenciantes (Doc_int1).

Les compositions chimiques et les morphologies de microstructure des alliages de titane sont très variées. Sous ses différentes formes, le titane présente donc des propriétés industrielles très intéressantes telles que la résistance à la corrosion, à l'érosion et au feu, la biocompatibilité, une faible densité, d'excellentes performances mécaniques comparables à celles de l'acier, une haute ténacité à basses et hautes températures, etc. Le développement d'applications du titane en aéronautique, pour l'aérospatial et dans la chimie s'explique également par la précision, la légèreté et la souplesse des pièces mises en forme.

Les deux points précédents ont conduit à définir le programme de travail développé durant la préparation du doctorat. Les performances de deux types de modélisation du comportement élastoplastique du titane ont été comparées avec l'idée de mesurer l'intérêt de prendre en compte les hétérogénéités intrinsèques aux métaux dans une étude.

A cette fin, ce travail se concentre sur l'étude du retour élastique d'une pièce de géométrie simple mais obtenue en faisant intervenir des modes de déformation complexes comme ceux présents en emboutissage. Notre contribution porte donc principalement sur la simulation numérique d'une opération étirage-plier (appelé aussi emboutissage en U) avec la phase du retour élastique.

Les modèles proposés ont alors été exploités pour la prédiction numérique du retour élastique lors d'un essai étirage-plier. Différents essais expérimentaux ont ainsi été réalisés et des simulations numériques corollaires ont été menées au moyen du code de calcul commercial Abaqus. L'influence de quelques paramètres déterminants tels que la force de serrage, la profondeur d'étirage et l'anisotropie de la tôle sur le retour élastique a été étudiée. Les simulations numériques ont été élaborées et validées par comparaison à des tests expérimentaux.

Cette simulation lorsque des paramètres mécaniques sont spécifiés à l'échelle de l'élément pour prescrire le comportement élastoplastique local spécifique dans le code de calcul par éléments finis permet d'intégrer l'hétérogénéité du matériau. Cette option, comparativement à un modèle plus standard, peut être considérée comme une étape importante vers la prise en compte de

phénomènes fins liés aux déformations irréversibles si elle s'avère faire ses preuves. Le solveur éléments finis généraliste Abaqus/Standard est retenu pour cette étude.

Plan de thèse

Cette étude se compose de deux volets principaux :

Le premier concerne le développement d'un nouveau modèle de comportement élastoplastique pour la simulation des phénomènes délicats induits par la déformation plastique tels que le retour élastique et la localisation de la déformation. Ce modèle dit hybride (ou parfois mixte) vise à relier les mécanismes physiques élémentaires au comportement rhéologique du matériau des tôles métalliques. L'intégration du caractère hétérogène des matériaux et de ses effets sur la déformation permet par exemple de restituer des phénomènes fins d'écrouissage cinématique. Sur la base de ce concept, on réalise virtuellement des tests préliminaires de traction simple et de traction-compression, qui permettent de mettre en évidence le mode opératoire d'un modèle et les intérêts qui en découlent du point de vue précision des résultats de simulations.

Le second volet concerne l'application du modèle hybride au cas d'une simulation d'une opération de pliage ou d'emboutissage en U avec la phase du retour élastique. Différents tests numériques ont été réalisés afin de déterminer de manière qualitative et quantitative le retour élastique en fonction de quelques paramètres d'influence tels que la force de serrage, profondeur d'étirage, anisotropie et l'épaisseur de la tôle. Les résultats numériques ainsi obtenus ont été ensuite validés par comparaison avec des mesures expérimentales. Ces dernières sont obtenues sur un dispositif original, conçu et réalisé au laboratoire LPMMM de l'université Ferhat Abbas Sétif 1.

Le plan de ce rapport de thèse se décline de la façon suivante :

Le premier chapitre est consacré à une synthèse bibliographique sur le phénomène du retour élastique observé lors des opérations de mise en forme. Il s'intéresse notamment à la description des méthodes de mesure et de calcul utilisées pour l'estimation de ce retour élastique et à l'étude des effets de plusieurs paramètres liés au matériau et au procédé de fabrication sur la géométrie de la pièce mise en forme.

Parmi les paramètres déterminants qui ont une grande influence sur la qualité finale de la pièce on cite, entre autres, l'effort de serrage exercé par le serre-flan, la profondeur d'enfoncement du poinçon, le rayon de matrice, la nature du matériau, l'épaisseur de la tôle, etc.

Le deuxième chapitre est consacré à la caractérisation et l'identification du comportement mécanique de l'alliage d'étude qui est le titane T40 grade 2. Pour atteindre cet objectif, des essais de traction simple ont été réalisés à température ambiante sur des éprouvettes normalisées. Afin de déterminer l'anisotropie initiale due à la texture cristallographique (résultat du laminage

unidirectionnel de la tôle), les essais de traction ont été réalisés selon trois orientations différentes (0°, 45° et 90°) par rapport à la direction de laminage.

Ce chapitre expose également les deux types de modélisation du comportement élastoplastique proposés dans le cadre de cette étude. A travers des simulations numériques du phénomène de localisation des déformations lors d'un essai de traction simple, les avantages de l'application d'un modèle hybride par rapport à un modèle phénoménologique classique sont mis en évidence.

Le troisième chapitre est consacré à l'étude expérimentale et la simulation numérique du retour élastique lors d'une opération d'emboutissage en U. Les essais expérimentaux ont été réalisés sur des éprouvettes plates de faible épaisseur en utilisant un dispositif spécifique en Ω . Ce dispositif adaptable à la machine de traction offre la possibilité de faire varier plusieurs paramètres qui ont une influence directe sur le retour élastique.

Le but recherché dans ce chapitre est de construire un modèle éléments finis pour l'opération d'emboutissage en U avec la phase du retour élastique. Afin d'étudier l'influence du modèle de comportement du matériau sur le retour élastique, les deux types de modèles proposés (classique et hybride) ont été introduits dans le code de calcul par éléments finis Abaqus. Les résultats de simulation sont commentés et comparés à des mesures expérimentales.

Enfin, une conclusion générale fait la synthèse de ce travail et des perspectives sont mises en lumière.

Chapitre 1 Etude bibliographique sur le phénomène du retour élastique lors de la mise en forme

1.1 INTRODUCTION

Après une mise en forme par déformation plastique (pliage, emboutissage, etc.), il est rare que la pièce produite conserve parfaitement sa forme après retrait des outillages, la forme et les dimensions que les outils lui ont imposées. Cette modification de forme est due essentiellement au retour élastique. Le problème peut être extrêmement préjudiciable à la qualité géométrique du produit dans le cas où les tolérances recherchées doivent être serrées notamment si la pièce produite doit être utilisée dans un assemblage. Par conséquent, pour que la pièce fabriquée soit conforme aux exigences du cahier des charges, il faut préalablement définir des formes d'outillage qui anticipent ce retour élastique. Le phénomène du retour élastique s'explique par le fait que le changement de distribution des contraintes pour respecter une nouvelle configuration d'équilibre après retrait de l'outillage, modifie la forme de la pièce et pose des problèmes de maîtrise de géométrie. Dans le cas d'un essai de traction, le retour élastique résulte de la disparition de la composante élastique de la déformation totale imposée à l'éprouvette. Du point de vue physique, le schéma ci-dessous (**Figure 1-1**) montre un exemple d'un réseau cristallin qui subit une déformation élastoplastique sous l'effet d'une contrainte de cisaillement τ . Le retour élastique qui se manifeste après décharge est dû à l'énergie élastique stockée dans le réseau. Ce phénomène devient critique par exemple pour les aciers à haute résistance et en particulier pour les pièces de grandes longueurs. La **Figure 1-2** montre un simple exemple d'une déformée obtenue à la fin de l'étape de pliage en l'air après enlèvement des outils. Cette figure illustre clairement la différence entre les deux déformées. Il faut bien mentionner que le phénomène du retour élastique n'apparaît pas sur toutes les pièces, mais uniquement sur certaines formes où des degrés de liberté en rotation de la tôle sont possibles. C'est la raison pour laquelle le retour élastique n'apparaît pas par exemple sur des pièces embouties de forme tubulaire (godets, bouteilles, tubes etc.) ([Haddag, 2007](#)). Pour paramétrer le retour élastique, les grandeurs représentatives sont soit des variations angulaires, soit des rayons de courbure ([Nakamachi, 1993](#)).

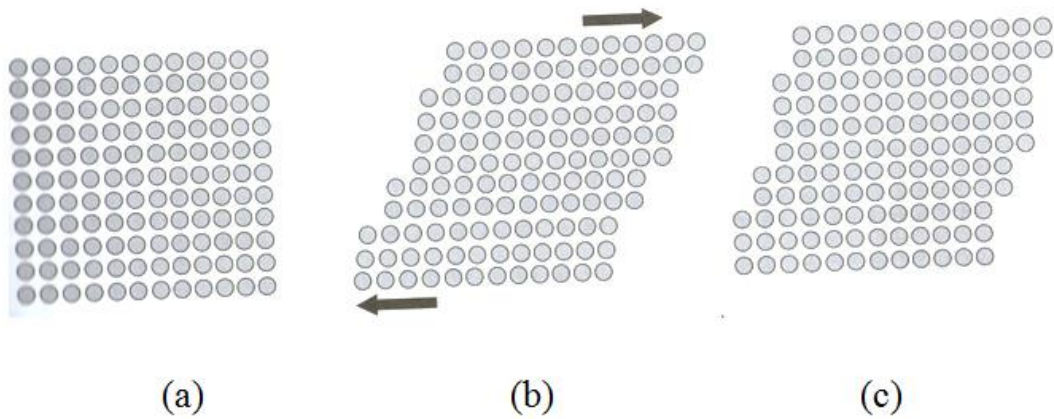


Figure 1-1. Représentation d'une déformation élastoplastique et retour élastique dans le réseau cristallin (Col, 2010), (a) Etat initial, (b) application d'une contrainte de cisaillement, (c) déformation permanente (après retour élastique).



Figure 1-2. Exemple d'une opération de pliage d'une tôle métallique (Doc_int2).

A priori le retour élastique affecte sensiblement la forme et la précision géométrique au regard de celles demandées par le cahier des charges. Son intensité dépend de plusieurs paramètres liés principalement :

- à la forme et aux dimensions de la pièce,
- à la géométrie de l'outillage (rayon de courbure de la matrice, rayon de courbure du poinçon, etc.),
- aux propriétés du matériau mis en œuvre (composition chimique, propriétés mécaniques, taille des grains, texture de la tôle,...),

- aux effets des paramètres du procédé de fabrication tels que vitesse de déplacement du poinçon, force de serrage, profondeur d'enfoncement, conditions de contact, température, etc.

Un mauvais paramétrage lors de la conception des outils de forme peut amplifier le retour élastique. La détermination à l'avance de la quantité du retour élastique permet en conséquence la conception et la fabrication des outils en anticipant cette quantité et éventuellement en le diminuant (Tekaslan, 2006). Le retour élastique est dû au rééquilibrage des contraintes qui se sont développées dans l'épaisseur de la tôle pendant l'opération de formage. Un essai de pliage en l'air montre que, lors du chargement, l'histoire de déformation plastique diffère d'une zone à une autre, la surface extérieure de la tôle en contact avec la matrice subit une traction tandis que la surface intérieure en contact avec le poinçon subit une compression. La surface qui délimite ces deux états de contrainte est appelée surface neutre (fibre neutre en théorie des poutres). Lorsque l'effort de pliage cesse (décharge), on aura un relâchement des contraintes élastiques et rééquilibrage des contraintes résiduelles entre les deux parois (extérieure et intérieure) comme le montre la **Figure 1-3**.

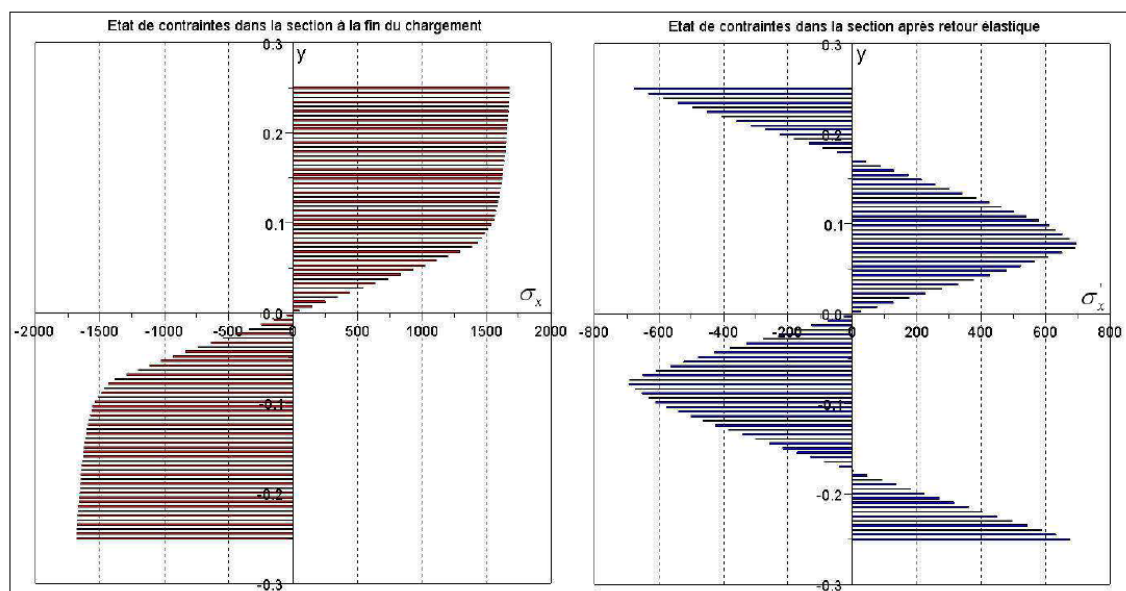


Figure 1-3. Distribution de la contrainte dans l'épaisseur à la fin du pliage et après retour élastique (acier C67S, rayon de pliage =12,5 mm), (Pouzols, 2011).

1.2 PARAMETRES D'EVALUATION DU RETOUR ELASTIQUE

La composante élastique de la déformation totale tend à ramener la tôle dans sa position initiale. Ce phénomène est facilement vérifiable à l'aide d'un essai de traction à déformation contrôlée (**Figure**

1-4). Pour un cycle charge-décharge en un point donné (B), le retour élastique est calculé comme suit :

$$\Delta L_B = (e(B) - e_p(B)) \cdot L_0,$$

avec L_0 est la longueur initiale de l'éprouvette.

La quantité $e(B) - e_p(B)$ représente l'allongement réversible ou la composante élastique de la déformation conventionnelle (e) en un point (B).

Plusieurs techniques peuvent être utilisées pour l'évaluation du retour élastique après formage de la tôle. P. Sun et al. (Sun, 2006) ont mesuré le retour élastique suivant la direction d'enfoncement du poinçon. D'autres auteurs tels que (Banua, 2006), (Firat, 2007) and (Samuel, 2000) ont évalué le retour élastique par le biais de la déviation $\Delta\theta$ mesurée sur les extrémités de l'échantillon.

Pour une estimation précise du retour élastique, le paramètre d'évaluation doit être choisi en fonction de la forme de la pièce à obtenir. On donne ci-dessous quelques exemples indiquant les paramètres d'évaluation du retour élastique en fonction de la forme de la pièce (**Figure 1-5**, **Figure 1-6** et **Figure 1-7**).

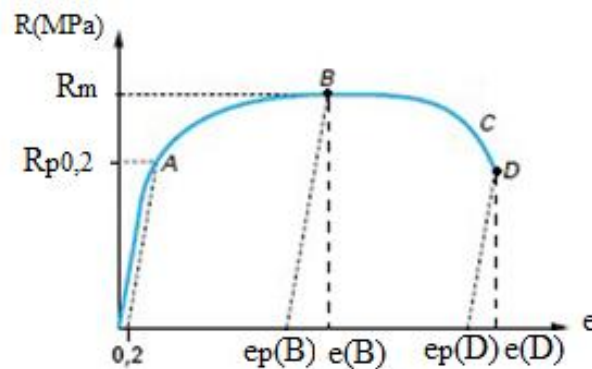


Figure 1-4. Evolution du retour élastique par l'effet d'écrouissage pour un essai de traction unidimensionnel (données conventionnelles).

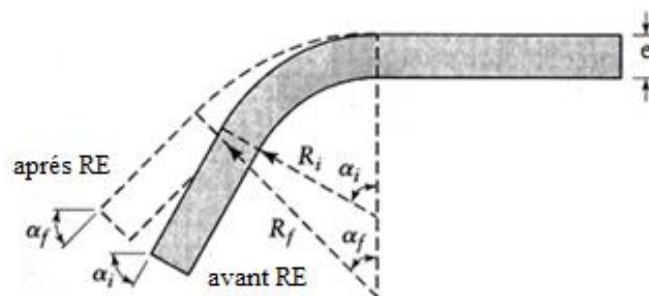


Figure 1-5. Pliage en tombée de bord (Al-tahat), le retour élastique peut être évalué en utilisant le paramètre $\Delta\alpha$ ($\Delta\alpha = \alpha_i - \alpha_f$).

α_i et α_f représentent successivement les angles de pliage avant et après le retour élastique.
 R_i et R_f représentent successivement les rayons de pliage avant et après le retour élastique.

On observe que l'angle final (α_f) diminue par rapport à l'angle imposé par l'outillage (α_i).
 Expérimentalement, les angles α_i et α_f peuvent être mesurés à l'aide d'un projecteur de profil qui est un appareil de mesure optique promettant une image de profil d'une zone d'évaluation sur un écran.

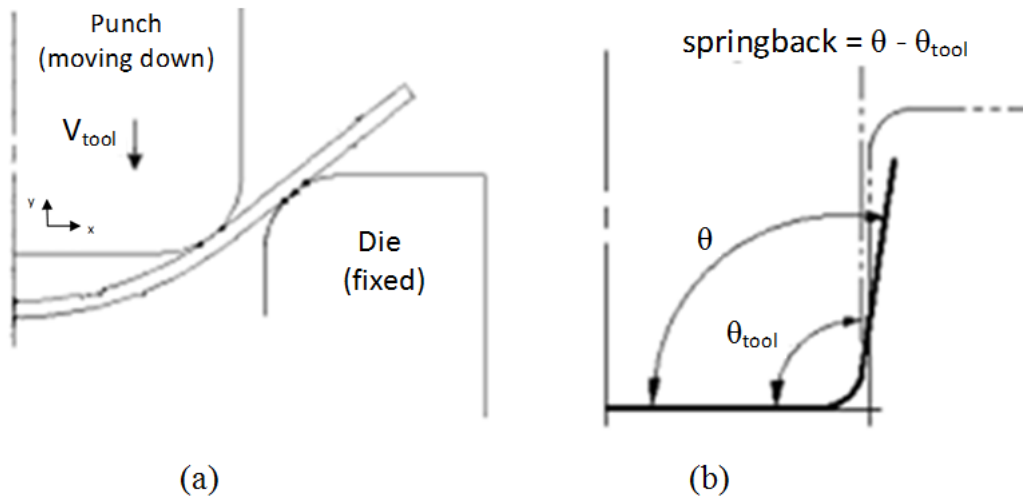


Figure 1-6. Mesure du retour élastique dans le cas de pliage en U ([doc.int4](#)).

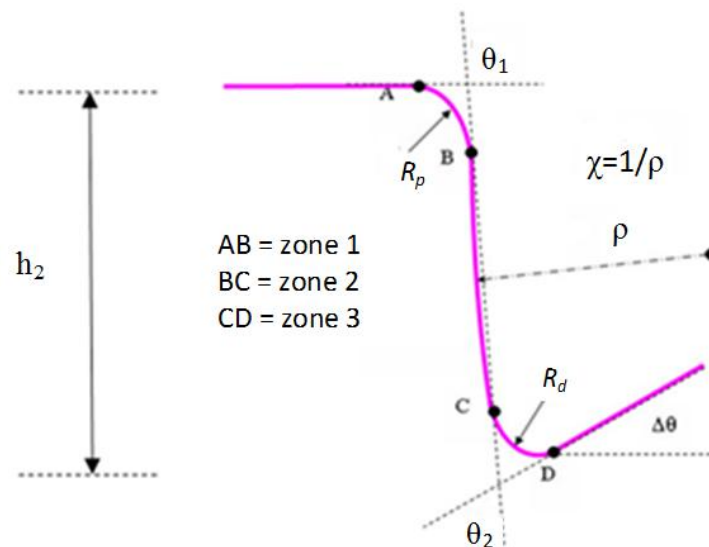


Figure 1-7. Exemple de déformée obtenue après l'opération d'emboutissage en U ([Ouakdi, 2012](#)).

Comme il est indiqué sur la figure ci-dessus qui montre un modèle plus représentatif d'une géométrie en «Oméga», le retour élastique peut être mesuré de différentes façons :

- à travers les angles θ_1 et θ_2 proposés par Tang et al. (Tang, 2008),
- à travers les angles θ_1 et θ_2 et la déviation de l'extrémité du profil $\Delta\theta$ proposés par P. A. Eggertsen et al. (Eggertsen, 2009),
- à travers les angles θ_1 et θ_2 et le rayon de courbure ρ proposés par Gomes et al. (Gomes, 2005),
- par la déviation de l'extrémité du profil $\Delta\theta$ et l'écart Δh_2 ($\Delta h_2 = h - h_2$) proposés par E. H. Ouakdi et al (Ouakdi, 2012). h et h_2 représentent successivement la profondeur d'enfoncement du poinçon dans la pièce à la fin de l'opération étirage-plier et la profondeur d'étirage après retour élastique.

1.3 METHODES D'ESTIMATION DU RETOUR ELASTIQUE

Pour obtenir une pièce finale avec une géométrie précise, il est nécessaire de prévoir l'angle du retour élastique de la tôle que l'on s'apprête à former. Il existe plusieurs méthodes dont l'efficacité diffère de l'une à l'autre. Industriellement, la méthode empirique classique d'essais-erreurs est couramment applicable, néanmoins cette méthode est fastidieuse et moins rentable si la complexité des pièces augmente. Cette phase de mise au point prend donc un temps considérable et les rebuts de pièces sont importants, par conséquent le coût de cette méthode est non négligeable pour l'entreprise (Pouzols, 2011). Actuellement, avec l'apparition de logiciels plus puissants, la simulation numérique utilisant généralement la méthode des éléments finis devient un outil incontournable pour l'étude et l'analyse des phénomènes complexes générés par la mise en forme du matériau, comme le retour élastique et la localisation des déformations.

Toutefois, de nombreux travaux ont été proposés dans la littérature pour estimer le retour élastique des tôles métalliques sans pour autant faire appel à la simulation numérique. Dans le cas de pliage en l'air (à 90°) on peut être satisfait d'une méthode directe qui est basée sur l'évaluation d'un coefficient \mathcal{K} qui est défini par le rapport entre les deux angles de pliage θ (avant RE) et θ' (après RE) selon la **Figure 1-8**. Le coefficient \mathcal{K} est généralement fourni par un abaque en fonction du rapport (r/e). r et e représentent successivement le rayon intérieur du pliage et l'épaisseur de la tôle. Le **Tableau 1-1** récapitule quelques valeurs pratiques de \mathcal{K} en fonction du rapport (r/e).

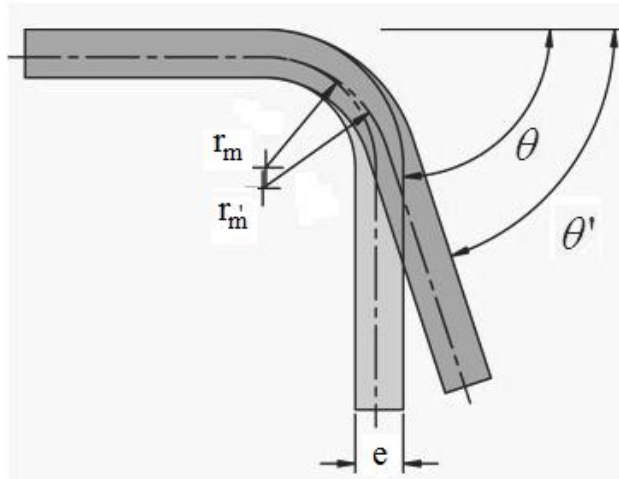


Figure 1-8. Déformée d'une pièce pliée avant et après retour élastique.

L'angle du retour élastique est donné par l'écart $\Delta\theta = \theta - \theta'$.

r_m rayon moyen à la fibre neutre avant retour élastique,

r_m' rayon moyen à la fibre neutre après retour élastique.

Tableau 1-1. Valeurs de K pour quelques nuances de tôles métalliques.

$K \rightarrow$		Aluminium	Acier doux	Laiton	Z2 CN18-10
$\frac{r}{e} \downarrow$	1	0,99	0,99	0,98	0,99
	2	0,99	0,99	0,97	0,97
	4	0,99	0,98	0,95	0,94
	10	0,99	0,95	0,92	0,90
	40	0,96	0,85	0,82	0,85

Dans le cas de pliage en U, Wassilieff ([Wassilieff, 1968](#)) a également proposé une méthode empirique de correction du retour élastique donnée sous forme d'abaques comme il est indiqué sur la **Figure 1-9**. Le facteur de correction K' dépend à la fois de la nature du matériau et du rapport r/e où r représente le rayon intérieur de pliage.

Métal plié	Facteur K'									
	$\frac{r}{e} = 1$	$\frac{r}{e} = 1,2$	$\frac{r}{e} = 1,6$	$\frac{r}{e} = 1,8$	$\frac{r}{e} = 2$	$\frac{r}{e} = 2,5$	$\frac{r}{e} = 3$	$\frac{r}{e} = 4$	$\frac{r}{e} = 8$	$\frac{r}{e} = 10$
Aluminium	0,94	0,94	0,94	0,93	0,93	0,93	0,92	0,91	0,86	0,81
Acier mi-dur	0,92	0,92	0,91	0,90	0,89	0,88	0,87	0,85	0,79	0,75
Acier inox dur	0,90	0,88	0,87	0,87	0,86	0,86	0,85	0,84	0,75	0,72

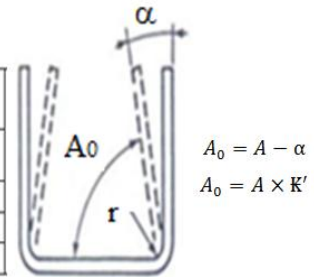


Figure 1-9. Correction du retour élastique selon la méthode de Wassilieff (Wassilieff, 1968).

A_0 angle de pliage avant retour élastique,

A angle de pliage après retour élastique.

De manière analytique, le retour élastique peut être quantifié dans des cas simples en utilisant des relations mathématiques obtenues lorsque des hypothèses simplificatrices sont appliquées. On constate également que ces relations sous-estiment généralement l'amplitude du retour élastique, en particulier dans le cas des tôles d'acier à haute résistance. Des corrections leur ont été apportées pour certaines configurations sans toutefois que ces corrections puissent être généralisées.

Le problème de l'imprécision du modèle analytique pour la prédiction du retour élastique est typiquement posé lorsque la pièce est soumise à une histoire de déformation complexe comme dans le cas de l'emboutissage par exemple. Le recours à la simulation numérique est indispensable compte tenu du nombre important de paramètres influençant le retour élastique.

Parmi les modélisations analytiques permettant d'estimer la valeur du retour élastique en pliage, on trouve la formulation de Gardiner (Gardiner, 1957) qui est la plus connue dans le domaine de la mise en forme. Cette formulation définit l'expression du retour élastique en se basant principalement sur les données géométriques de l'outillage et les propriétés mécaniques de la tôle. Cette formulation qui est vérifiée expérimentalement pour de nombreux alliages métalliques est donnée par la relation suivante :

$$\frac{r_m}{r_m'} = 4 \left(\frac{r_m}{e} \cdot \frac{R_e}{E} \right)^3 - 3 \left(\frac{r_m}{e} \cdot \frac{R_e}{E} \right) + 1. \quad (1-1)$$

Comme l'indique la **Figure 1-8**, r_m et r_m' représentent successivement le rayon moyen (ou rayon de la fibre neutre) avant et après retour élastique,

e (mm) l'épaisseur de la tôle,

R_e (MPa) la limite élastique du matériau,

E (MPa) le module d'Young du matériau.

La formulation donnée ci-dessus se trouve restreinte parce qu'elle ne fait apparaître que les paramètres liés à l'élasticité du matériau (E et R_e), alors que le retour élastique dépend aussi de la loi d'écroutissage du matériau. Une deuxième formulation proposée par Queener (Queener, 1968) a pour avantage d'avoir pris en compte la loi d'écroutissage du métal. Elle se présente comme suit :

$$\frac{r_m}{r_m} = 1 - \frac{3K(1-\nu^2)}{E(2+n)\left(\frac{3}{4}\right)^{(1+n)/2}} \cdot \left(\frac{2r_m}{e}\right)^{(1-n)}, \quad (1-2)$$

où K et n représentent les paramètres de la relation d'Hollomon qui décrit le comportement du matériau sur la partie plastique de la courbe de traction. Dans un état de contraintes multiaxiales, la relation de Hollomon s'écrit comme suit :

$$\bar{\sigma} = K(\bar{\varepsilon}_p)^n, \quad (1-3)$$

où $\bar{\sigma}$ est la contrainte équivalente au sens de von Mises et $\bar{\varepsilon}_p$ est la déformation plastique cumulée ou déformation plastique équivalente (en mesure logarithmique).

On définit ainsi un coefficient d'écroutissage n par $n = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \varepsilon}$.

K et n peuvent être identifiés en utilisant un solveur, ce dernier consiste à ajuster une courbe théorique d'équation donnée $\bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}_p)$ à une courbe expérimentale. La qualité de l'ajustement est plus fiable si l'écart entre les deux courbes est négligeable.

Il faut bien préciser que la formulation de Queener qui prend en compte la loi de comportement plastique s'adapte bien au calcul du retour élastique pour des faibles valeurs de r_p ($r_p \leq 10e$) (Bahloul, 2005), avec r_p est le rayon de pliage.

Selon la configuration de la **Figure 1-8**, le facteur f ($f = \frac{r_m}{r_m} = \frac{\theta'}{\theta}$) traduit la valeur estimée de ce retour élastique.

Pour une opération de pliage simple (pliage en V par exemple), le rayon moyen de pliage est donné par :

$$\text{Avant RE : } r_m = r + k \cdot e$$

$$\text{Après RE : } r'_m = r' + k \cdot e$$

k est un coefficient (sans unité) qui définit la position de la fibre neutre lors du pliage, il dépend étroitement du rapport r/e . Le graphique ci-dessous (**Figure 1-10**) illustre la variation du coefficient k avec le rapport adimensionnel r/e .

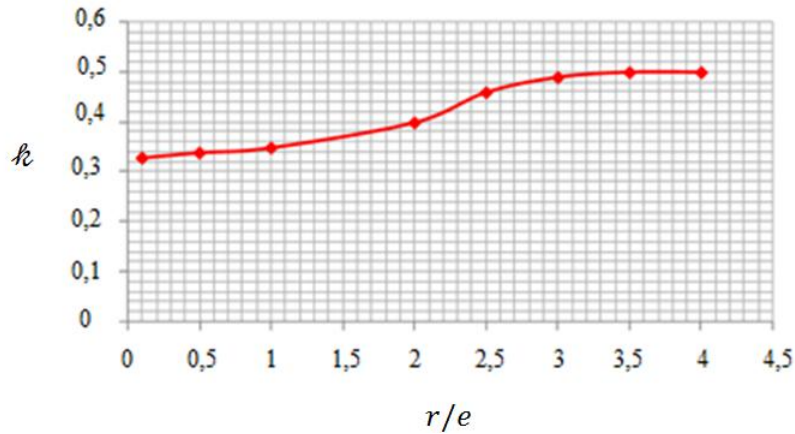


Figure 1-10. Variation du coefficient k avec le rapport adimensionnel r/e (doc_int3).

Monfort et Bragard (Monfort, 1984) prévoient que la tôle se déforme plastiquement dans la zone en contact avec la matrice et élastiquement dans le jeu poinçon-matrice comme il est indiqué sur la **Figure 1-11**.

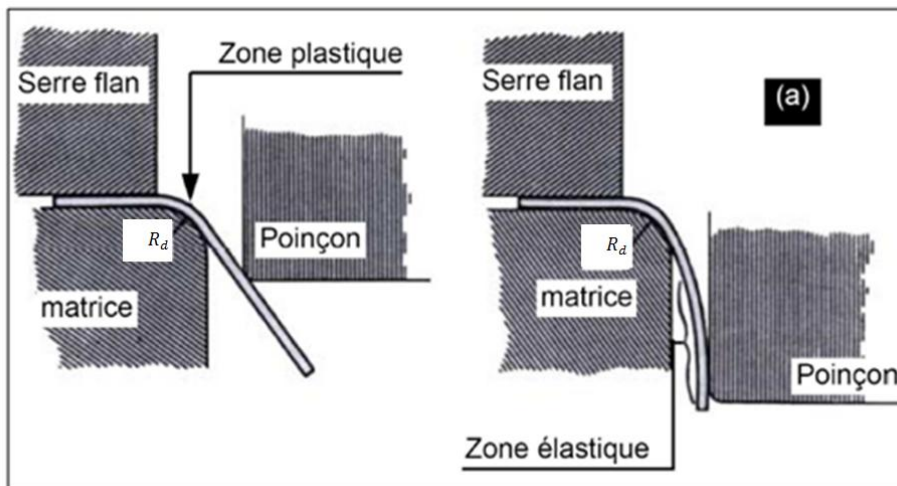


Figure 1-11. Modes de déformation en pliage selon Monfort et Bragard (Monfort, 1984).

Les auteurs supposent donc que l'angle du retour élastique dépend simultanément des deux zones considérées, c'est-à-dire qu'il peut être décomposé en deux parties :

$$\theta^{tot} = \theta^{el} + \theta^{pl}. \quad (1-4)$$

Pour modéliser le comportement plastique du matériau de la tôle, les auteurs utilisent la loi saturante de Voce qui a pour expression :

$$\bar{\sigma} = \sigma_0 + (\sigma_{max} - \sigma_0)[1 - e^{-\beta \bar{\varepsilon}_p}], \quad (1-5)$$

avec:

$\bar{\sigma}$ la contrainte équivalente au sens de von Mises,

σ_0 la limite élastique du matériau,

σ_{max} la valeur de la contrainte équivalente de saturation,

β un paramètre matériau responsable de la courbure,

$\bar{\varepsilon}_p$ la déformation plastique équivalente.

Si le matériau est sollicité uniquement en traction uniaxiale, σ_{max} représente la contrainte maximale dans la direction de sollicitation.

Selon Monfort et Bragard, les composantes θ^{el} et θ^{pl} de l'angle total du retour élastique ont pour expressions :

$$\theta_{el} = \frac{540}{\pi} \sqrt{\frac{\sigma_0}{2E} \times \frac{J - e}{e}}, \quad (1-6)$$

avec :

J le jeu entre le poinçon et la matrice, E module d'Young, et e l'épaisseur de la tôle.

$$\theta^{pl} = \frac{270}{E \times F} \times \left(\frac{\sigma_{max}}{2} + \frac{Q_0}{\beta^2 \times F^2} \times [e^{-\beta F} \times (1 + \beta \times F) - 1] \right), \quad (1-7)$$

avec $Q_0 = \sigma_{max} - \sigma_0$,

F un coefficient dont l'expression est donné par $F = \frac{e/2}{R_d + (e/2)}$,

R_d le rayon de la matrice de pliage.

Il est bien entendu que les formulations analytiques proposées sont fondées sur des hypothèses simplificatrices issues de la mécanique des milieux continus telles que la section droite et plane de la tôle reste droite et plane pendant toute l'opération de pliage, la position de la fibre neutre est souvent prise au milieu de la section, ainsi que le problème est généralement réduit à un état de déformation plane ou état de contrainte plane.

L'hypothèse de déformation plane est souvent établie dans le cas où le rapport l/e (l est la largeur de la tôle) est important, alors que l'hypothèse de contrainte plane est établie si le rapport l/e est faible et les bords libres de tout chargement, alors aucune contrainte transversale ne sera produite et les déformations seront reliées à l'effet de la seule contrainte uniaxiale de traction ou de

compression. Les états de contrainte et de déformation dans une tôle pliée sont représentés sur la **Figure 1-12**.

Le niveau du retour élastique est lié d'une part aux conditions imposées par le procédé de fabrication (pliage, emboutissage, sertissage, etc.), et d'autre part aux propriétés géométriques et mécaniques de la tôle déformable. Maintes recherches ont été menées ces 15 dernières années plus particulièrement sur l'acier et les alliages d'aluminium et ont conclu que le retour élastique est influencé par une combinaison de plusieurs paramètres, il pourrait être réduit d'une part en augmentant la force de serrage exercée par le serre-flan (cas d'emboutissage par exemple), l'épaisseur de la tôle, la vitesse de mise en forme, la profondeur de pénétration du poinçon, etc., d'autre part en diminuant le rayon de courbure de la matrice et la largeur de la tôle.

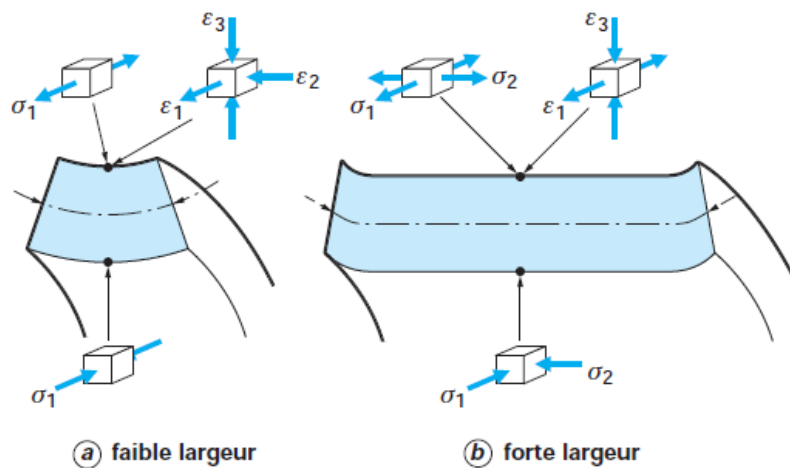


Figure 1-12. États de contrainte et de déformation dans une tôle pliée (Mkaddem).

1.4 EFFETS DES DIFFERENTS PARAMETRES SUR LE RETOUR ELASTIQUE

..1 Paramètres liés à la géométrie de l'outillage

Angles de l'outillage

A travers des essais de flexion simple sur un alliage de titane, F. Toussaint et al. (Toussaint, 2008) ont mis en évidence l'influence de l'angle de l'outillage sur la géométrie finale de la pièce formée, ils ont conclu que le retour élastique varie presque proportionnellement avec l'angle de l'outil comme il est indiqué sur la **Figure 1-13**.

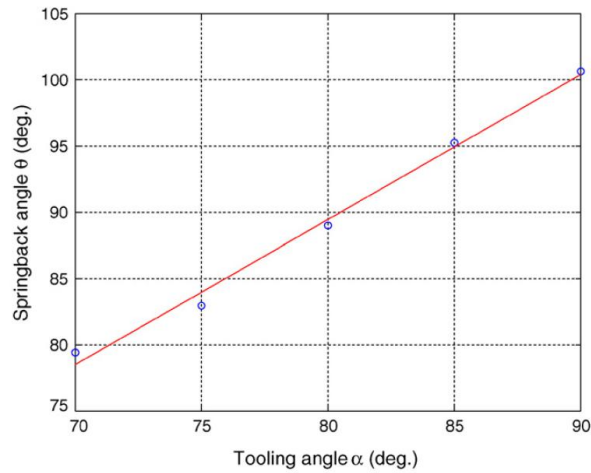


Figure 1-13. Evolution de l'angle du retour élastique (θ) en fonction de l'angle de l'outil (α) (Toussaint, 2008).

Rayon de courbure de la matrice

En effectuant des essais d'étirage-plier sur des éprouvettes en alliage d'aluminium, Ouakdi et al. (Ouakdi, 2012) ont montré qu'un grand rayon de courbure de la matrice diminue sensiblement le retour élastique notamment si un faible effort de serrage est appliqué (Figure 1-14). Pour une force de serrage donnée, les éprouvettes déformées en utilisant un rayon d'entrée de la matrice $R_d = 8\text{mm}$, glissent lentement sous l'effet de la force d'étirage par rapport à celles déformées en utilisant un rayon $R_d = 5\text{mm}$. En sachant que le glissement diminue les tensions résiduelles dans la tôle, cela permet d'augmenter le rayon de courbure de la tôle. Pour cette raison, nous pouvons dire que le rayon R_d est indirectement responsable de l'augmentation (ou diminution) du retour élastique.

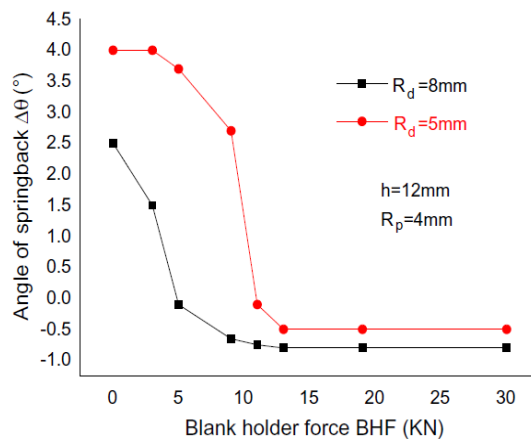


Figure 1-14. Influence du rayon d'entrée de la matrice sur le retour élastique (Ouakdi, 2012).

..2 Paramètres liés au procédé de fabrication

Force de serrage

La force de serrage appliquée par le serre-flan est un facteur technologique important qui influence le retour élastique. Plusieurs auteurs comme Liu Wei et al. (Liu, 2007), Kim et Koç (Kim, 2008), Lee et al. (Lee, 1998) et E. H. Ouakdi et al. (Ouakdi, 2012) ont montré via des essais expérimentaux réalisés en particulier sur des tôles en acier et en alliages d'aluminium, que l'augmentation de la force de serrage diminue le retour élastique. En effet, pour une force de serrage élevée (cas représenté par exemple par la **Figure 1-15**), les tensions internes (déjà existantes dans le matériau) deviennent très importantes et sont corollaires d'une augmentation de l'érouissage (le matériau est plus déformé en traction), ce qui permet d'atténuer sensiblement l'effet de moment local de retour en flexion. Il en résulte un état d'équilibre plus ou moins uniforme de contraintes résiduelles dans l'épaisseur de la tôle. A titre d'exemple, pour un essai étirage-plier réalisé sur des tôles d'aluminium EN AW-6061, la **Figure 1-16** décrit schématiquement l'influence de la force de serrage sur l'état de contraintes résiduelles. De plus, les **Figures 1-14 et 1-17** décrivent l'influence de la force de serrage sur l'angle du retour élastique. Il faut bien mentionner que l'angle final du retour élastique $\Delta\theta$ peut prendre des valeurs négatives si la force de serrage et le rapport R_d/R_p sont élevés.

R_d désigne le rayon de courbure de la matrice,

R_p désigne le rayon de courbure du poinçon.

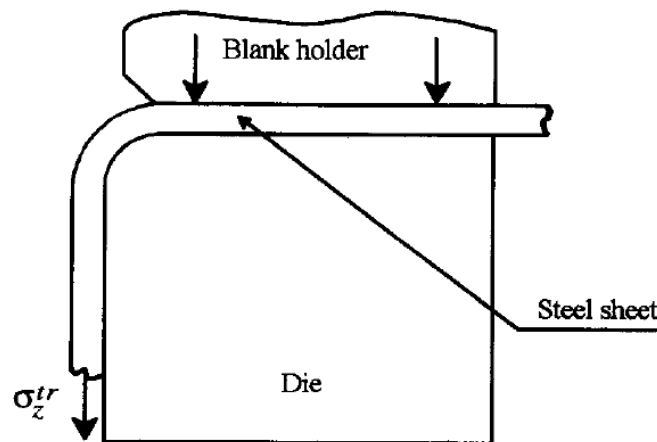


Figure 1-15. Contrainte de traction générée par la force de serrage lors de l'emboutissage (Morestin, 1996).

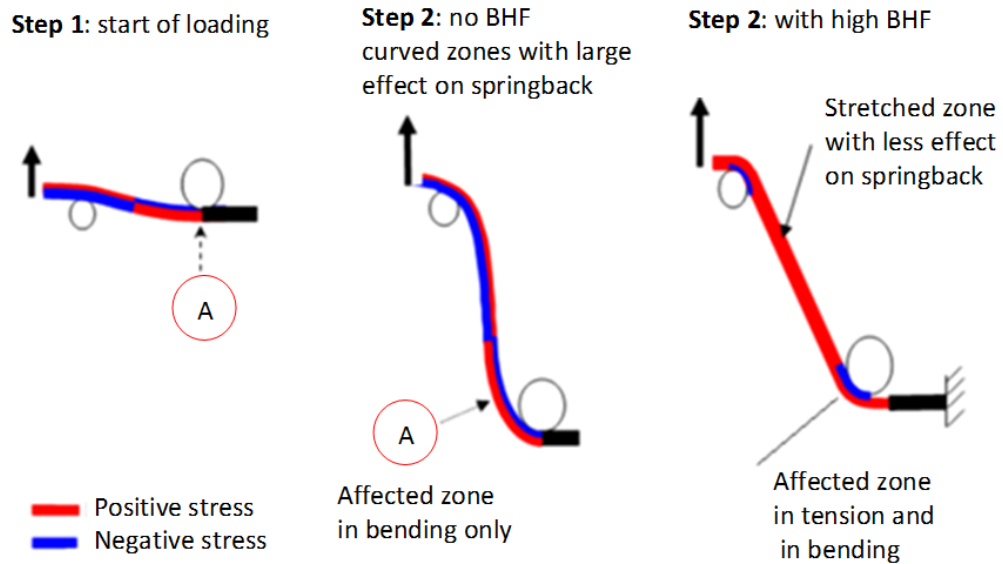


Figure 1-16. Influence de la force de serrage sur l'état de contrainte dans l'épaisseur de la tôle lors d'un essai étirage-pliage (Ouakdi, 2012).



Figure 1-17. Retour élastique pour différents efforts de serrage sur un acier doux (Ouakdi, 2012).

Vitesse de l'opération

La vitesse de descente du poinçon (cas d'emboutissage par exemple) influe également sur le retour élastique. Pour mettre en évidence l'effet de la vitesse de déplacement du poinçon sur le niveau du retour élastique, Azaouzi (Azaouzi, 2007) a réalisé une série de simulations numériques de

l'emboutissage avec différentes vitesses (allant de 0,1 jusqu'à 30 m/s). Il a remarqué que la longueur de l'embouti augmente avec la vitesse, par contre le retour élastique diminue. Le niveau du retour élastique est représenté schématiquement par l'écart entre les deux courbes de la **Figure 1-18**.

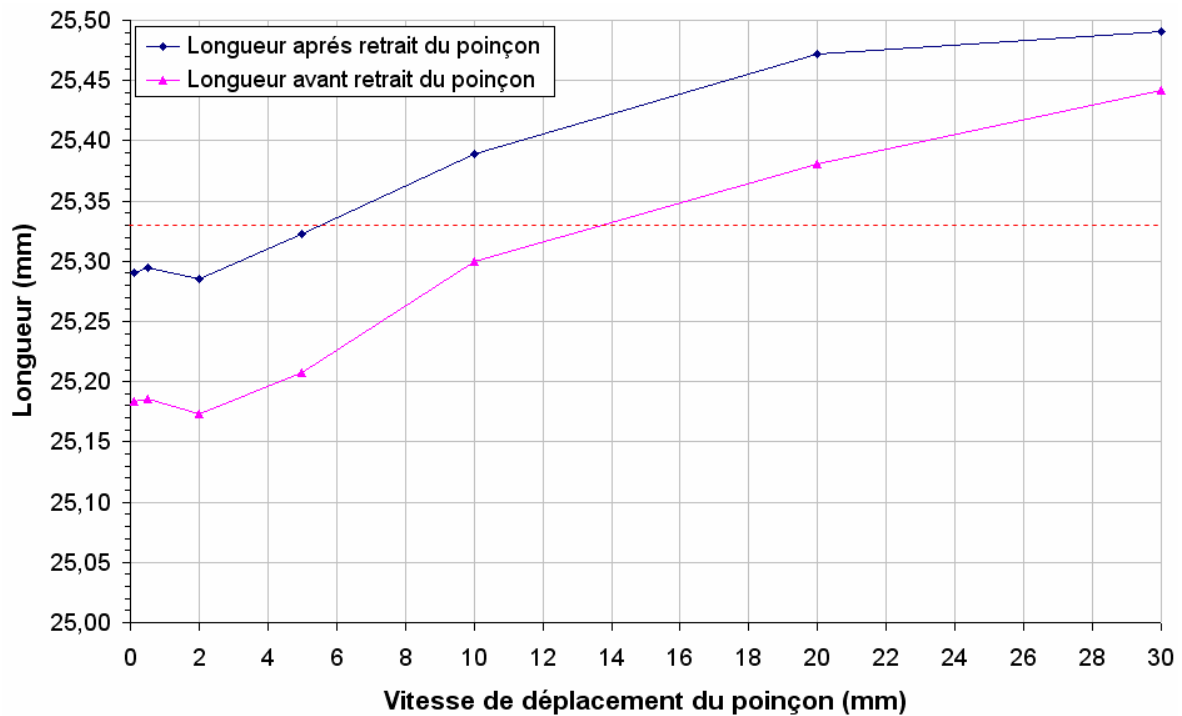


Figure 1-18. Influence de la vitesse du poinçon sur le retour élastique en emboutissage (Azaouzi, 2007).

Effet du frottement

Les frottements dus aux interactions pièce/outils peuvent être aussi introduits dans la simulation du retour élastique. En faisant varier les conditions de frottement (à sec, avec lubrifiant et avec rotation libre de l'outil), Carden et al. (Carden, 2002) ont conclu que le frottement influe très peu sur le niveau du retour élastique. L'étude a été réalisée sur trois matériaux différents (acier doux, acier à haute résistance et alliage d'aluminium).

Effet de la température

La température est aussi un facteur déterminant qui influence le retour élastique. En augmentant la température de formage, le niveau du retour élastique diminue. La **Figure 1-19** décrit, lors de pliage en V de tôles en alliage de magnésium AZ31, la variation du retour élastique en fonction de la température de formage (Bruni, 2006). L'effet du rayon et de la vitesse du poinçon est également souligné. La diminution du retour élastique sous l'effet de la température peut être expliquée par le

fait qu'après relâchement de la pièce, l'angle de pliage fait un petit retour élastique à cause de l'augmentation de la ductilité et la diminution de la résistance mécanique de la pièce qui sont dues au phénomène de restauration dynamique.

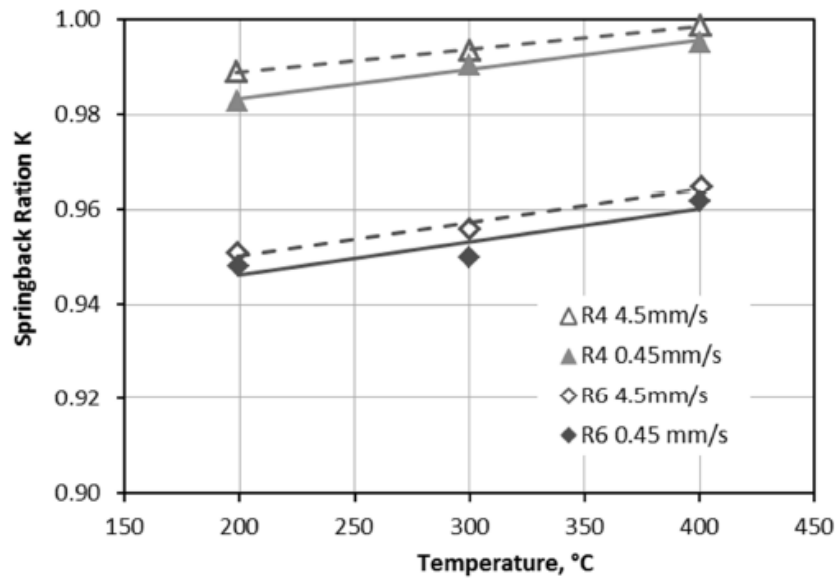


Figure 1-19. Effet de la température sur le retour élastique lors de pliage en V de tôles en alliage de magnésium AZ31 (Bruni, 2006).

Dans le cas de pliage libre en V, le retour élastique peut être minimisé en forçant le poinçon à s'appuyer sur le fond de la matrice (**Figure 1-20**), cette action est appelé "pliage en frappe" sous laquelle la tôle est écrasée (forgée) le long de la ligne de pliage. Cette solution présente l'inconvénient de surcharger les machines (50-60 % plus d'effort supplémentaire que dans le pliage en l'air (Lepadatu, 2008) et de n'être applicable qu'aux presses mécaniques.

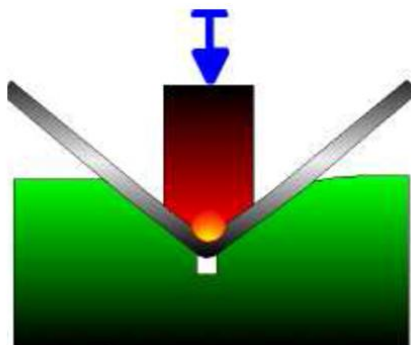


Figure 1-20. Principe de pliage en frappe, photo (doc.int4).

..3 Paramètres liés aux propriétés du matériau

Module de Young

Le module d'Young ou module d'élasticité (longitudinale) E est une propriété intrinsèque du matériau qui a une influence significative sur le phénomène du retour élastique. Comme il a été souligné précédemment, les formulations analytiques pour estimer le retour élastique (relations 1-1, 1-2, et 1-4) dépendent étroitement du module d'Young qui caractérise le comportement élastique du matériau. Les recherches menées dans ce domaine montrent que le retour élastique est inversement proportionnel au module d'Young, c'est-à-dire que plus le module d'Young du matériau plastiquement déformé est petit, plus le retour élastique généré par cette déformation sera important (Gildemyn, 2009). La **Figure 1-21** montre à titre d'exemple une relation non linéaire (forme exponentielle) entre le module d'élasticité et l'angle du retour élastique (Nikhare, 2012).

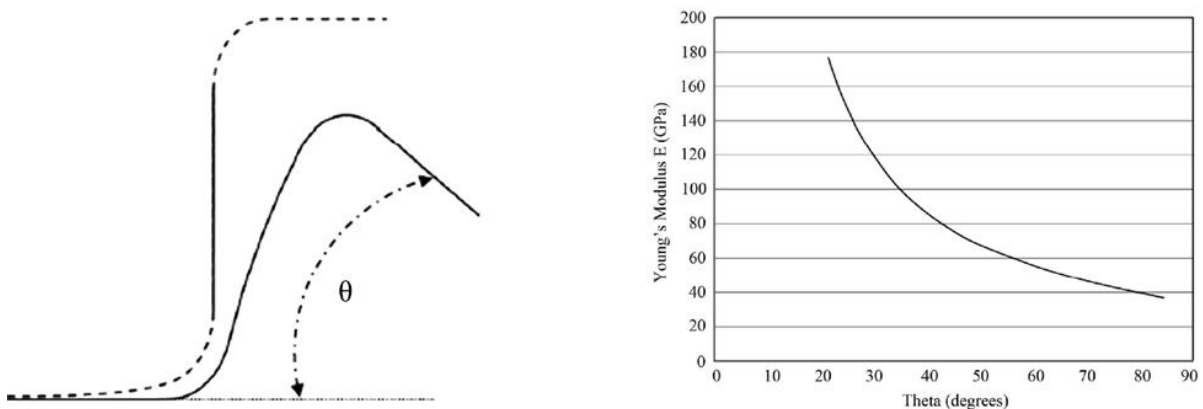


Figure 1-21. Influence du module d'Young sur le retour élastique lors de pliage-traction (Nikhare, 2012).

Il est bien constaté encore que le module d'Young diminue progressivement avec la déformation plastique. Morestin et al. (Morestin, 1996), Yu (Yu, 2009), Yang et al. (Yang, 2004), etc. ont présenté d'importants résultats expérimentaux concernant ce phénomène. Les auteurs ont expliqué que l'effet est dû principalement à l'aspect physique de la déformation plastique (mouvement et réarrangement des dislocations au cours de la déformation). Morestin et al. (Morestin, 1996) ont testé plusieurs types d'aciers et ils ont noté que le module d'élasticité perd 17,5% de sa valeur pour seulement 5% de déformation plastique pour les aciers à haute résistance mécanique (HLE). Les résultats d'un essai de traction obtenus sur un acier XC38 étaient cette constatation (Figure 1-22).

Par conséquent Morestin a modélisé l'évolution du module d'élasticité au cours de la déformation plastique par une fonction affine par morceaux définie sur deux intervalles (**Figure 1-23**). Cette fonction s'exprime comme suit :

$$\begin{cases} E = \left(\frac{E_2 - E_1}{\varepsilon_{p2}}\right) \times \varepsilon_p + E_1 & \text{si } 0 \leq \varepsilon_p \leq \varepsilon_{p2}, \\ E = E_2 & \text{si } \varepsilon_p > \varepsilon_{p2} \end{cases} \quad (1-8)$$

avec :

E_1 est le module d'élasticité initial,

ε_{p2} est la valeur de la déformation plastique à partir de laquelle le module d'élasticité se stabilise à une valeur constante E_2 .

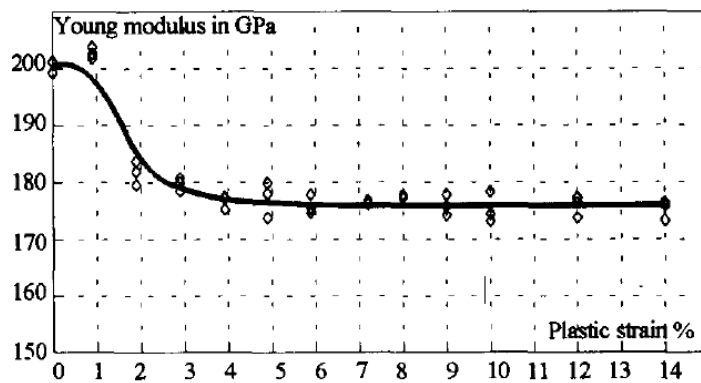


Figure 1-22. Variation du module d'Young en fonction de la déformation plastique pour un acier XC 38 lors d'un essai de traction (Morestin, 1996).

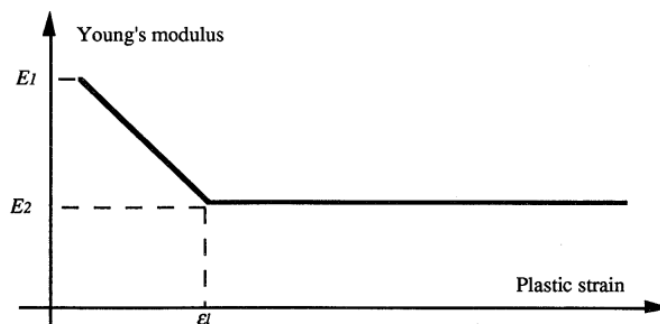


Figure 1-23. Modélisation mathématique de l'évolution du module d'Young en fonction de la déformation plastique (Morestin, 1996).

D'autres auteurs ont modélisé la variation du module d'élasticité avec déformation plastique par une fonction exponentielle telle que celle proposée par Yoshida-Uemori (Yoshida, 2002) dans l'expression suivante :

$$E(\varepsilon^p) = E_1 - (E_1 - E_\infty)(1 - e^{-B\varepsilon^p}), \quad (1-9)$$

avec :

E_∞ désigne le seuil de saturation,

E_1 module d'Young initial,

B est un paramètre géométrique à déterminer.

Du point de vue numérique, Abaqus ne propose pas de modèles préprogrammés pour faire décroître le module élastique en fonction de la déformation plastique. Ceci est réalisé par l'écriture de routines utilisateurs en fortran de type USDFLD (user defined field) pour le solveur implicite ou VUSDFLD pour le module explicite (Pouzols, 2011).

Limite élastique

Les incertitudes liées à la caractérisation du comportement élastique peuvent entraîner des variations significatives des résultats de calcul du retour élastique. La limite élastique σ_0 qui est par définition la contrainte à partir de laquelle le matériau commence à se déformer de manière irréversible (pratiquement égale à $R_{e0,2}$ pour la plupart des alliages métalliques) a une relation directe avec le phénomène du retour élastique. Ce dernier est d'autant plus marqué que la limite d'élasticité du métal est plus élevée (les aciers HLE par exemple). L'augmentation de la limite élastique par effet d'érouissage induit un fort retour élastique (Figure 1-24), car pour une déformation donnée, la contrainte devient plus importante ce qui corrèle parfaitement avec le moment fléchissant (Akrouf, 1994).

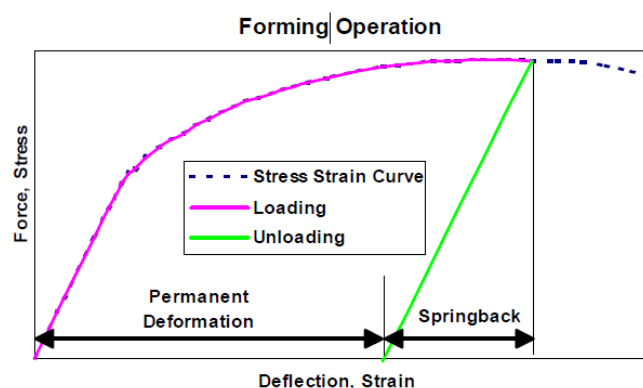


Figure 1-24. Retour élastique lors d'un essai de traction (Wellman, 2009).

A titre comparatif, la **Figure 1-25** montre la différence de comportement entre deux matériaux ayant des limites élastiques différentes et un module d'Young quasi-identique. Le premier matériau est un acier à haute limite élastique (AISI410), alors que le second matériau est acier ductile (AISI304). Lorsqu'on effectue une décharge élastique au même niveau de déformation, nous obtenons des niveaux de déformation résiduelle différents. L'acier AISI410 exhibe un retour élastique plus élevé par rapport à un matériau ductile AISI304 ([Azaouzi, 2007](#)).

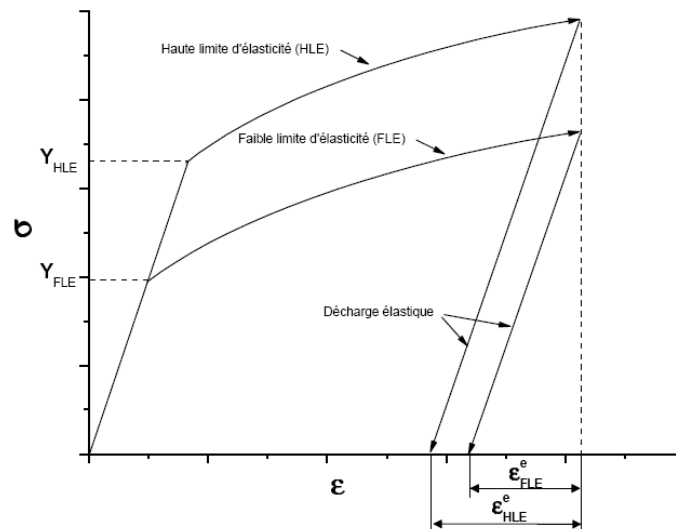


Figure 1-25. Illustration par une courbe rhéologique de la sensibilité au retour élastique de deux matériaux ayant le même module d'Young et des limites d'élasticité différentes ([Azaouzi, 2007](#)).

Composition chimique

La composition chimique du métal a aussi un impact non négligeable sur les propriétés du matériau en relation avec le retour élastique. Dans les alliages commercialement purs, les propriétés mécaniques sont fortement dépendantes de la fraction massique d'oxygène présent dans l'alliage, plus cette fraction est importante plus la limite élastique et la contrainte à la rupture seront élevées. Au contraire, l'allongement et donc la ductilité du matériau diminuent avec la teneur en oxygène ([Revil-Baudard, 2010](#)).

Anisotropie

Du fait de l'orientation préférentielle des cristaux imposée par le laminage, la tôle métallique ne dispose pas les mêmes caractéristiques mécaniques dans les différentes directions, le matériau est donc anisotrope. Dans le cas particulier de la mise en forme des tôles, plusieurs causes peuvent être à l'origine de cette anisotropie de comportement ([Hutchinson, 1978](#)) :

- l'hétérogénéité de distribution des contraintes résiduelles de redressage des tôles (laminage),
- les alignements de ségrégations, de précipités ou d'inclusions, donnant lieu à une anisotropie structurale,
- l'existence d'une texture cristallographique, c'est-à-dire la présence d'orientations préférentielles dans la distribution des orientations des grains du matériau,
- l'existence d'une anisotropie morphologique.

L'anisotropie initiale est généralement caractérisée au moyen d'essais de traction qui doivent être effectués dans trois directions distinctes (0°, 45° et 90°) par rapport au sens de laminage. Les coefficients de Lankford caractérisant l'anisotropie initiale du matériau sont déterminés via ces essais de traction à température ambiante. Nous rappelons que les coefficients de Lankford sont définis par le rapport entre les déformations plastiques dans la direction transverse et celle dans l'épaisseur de la tôle. Pour une traction dans la direction α par rapport au sens de laminage (**Figure 1-26**), le coefficient d'anisotropie r_α (Lankford, 1950) est défini par :

$$r_\alpha = \frac{d\varepsilon_{\alpha+\frac{\pi}{2}}^P}{d\varepsilon_{33}^P}. \quad (1- 10)$$

L'orientation de la tôle par rapport à la direction de laminage dans le dispositif de formage peut avoir une influence directe sur le retour élastique. En utilisant un alliage d'aluminium, la **Figure 1-27** montre lors d'une opération de pliage en U, la variation du retour élastique avec le coefficient d'anisotropie moyen \bar{r} (Dongjuan, 2007).

Le coefficient d'anisotropie moyen \bar{r} est calculé par la relation suivante :

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4}. \quad (1- 11)$$

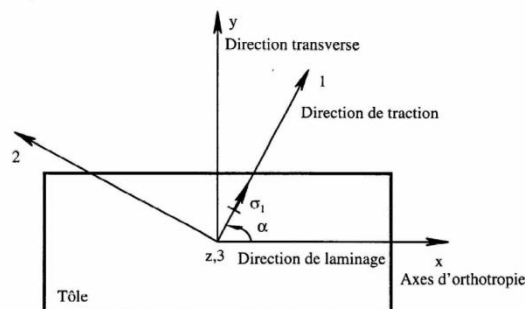


Figure 1-26. Description des axes principaux et d'orthotropie (Makarova, 2006).

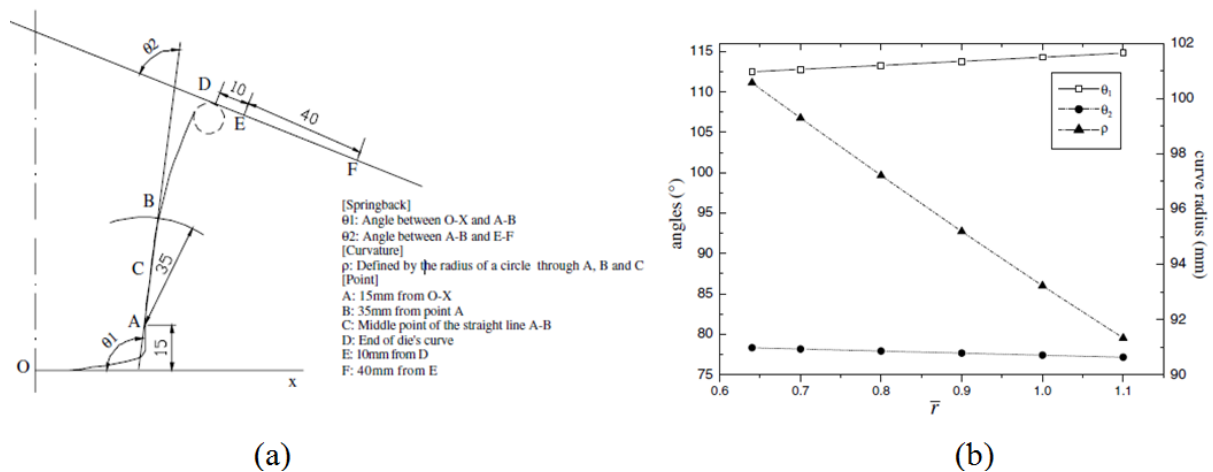


Figure 1-27. Effet de l'anisotropie initiale sur le retour élastique lors de pliage en U (Dongjuan, 2007),

(a) géométrie de la pièce pliée après retour élastique,

(b) variation du retour élastique en fonction du coefficient d'anisotropie moyen \bar{r} .

En outre, Verma et Haldar (Verma, 2007) ont montré que le retour élastique est plus grand si la tôle est pliée perpendiculairement à la direction de laminage.

Effet de l'érouissage cinématique (effet Bauschinger)

Pendant la mise en forme des alliages métalliques, les changements de trajets de déformation impliquent des mécanismes d'érouissage beaucoup plus complexes qui influent directement sur l'état local de chaque point matériel de la pièce et ainsi sur son état global. Un des effets de changement de trajets de déformation les plus connus est l'effet Bauschinger (Haddag, 2005). Afin de caractériser ce phénomène, il est plus consistant de réaliser des essais cycliques de type cisaillement simple ou traction-compression sur des éprouvettes de traction. L'objectif est donc de caractériser le comportement mécanique du matériau sous sollicitations non monotones (cycliques). Pour ce genre de sollicitation, on constate souvent que la limite d'élasticité en compression est inférieure à la limite d'élasticité en traction, autrement dit, la traction préalable a éroui le matériau dans le sens de la traction, cela est traduit par l'augmentation de sa limite élastique, tandis que le matériau est adouci dans le sens de compression ce qui signifie que sa limite élastique devient plus faible par rapport à sa valeur en compression pure (Figure 1-28). La prise en compte de l'effet Bauschinger se traduit par l'application d'un modèle d'érouissage cinématique pour la modélisation du comportement du matériau.

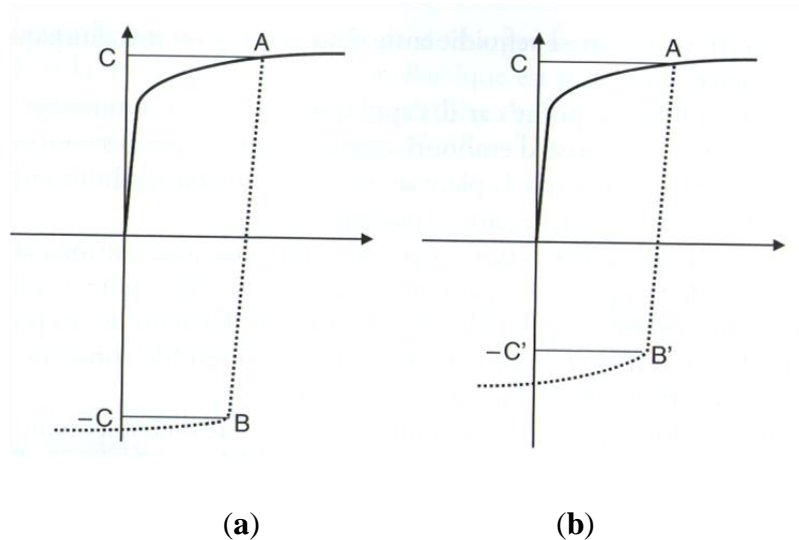


Figure 1-28. Schématisation de l'effet Bauschinger lors d'un essai de traction-compression (Col, 2010)

(a) sans effet Bauschinger,

(b) avec effet Bauschinger.

Il faut souligner que dans le cas des tôles minces, la caractérisation de l'écrouissage cinématique se fait plutôt à l'aide de tests cycliques de cisaillement que par le biais d'essais cycliques traction-compression qui font apparaître rapidement du flambage dès les premiers cycles. L'essai de cisaillement s'opère sur des éprouvettes planes de faible épaisseur ($L \gg e$), le déplacement de l'éprouvette s'effectue avec une vitesse constante. Les courbes contrainte - déformation plastique équivalentes présentent des hystérésis.

L'identification des paramètres caractéristiques d'écrouissage cinématique pur du modèle de Lemaitre et Chaboche (Lemaitre, 1985) donné par la relation (1-12) se fait à partir de boucles obtenues en cisaillement alterné correspondant à des amplitudes de déformations différentes (Makarova, 2006) :

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{C_0}{\gamma_0} [1 - \exp(-\gamma_0 \varepsilon_p)], \quad (1-12)$$

où σ_0 , C_0 et γ_0 représentent les paramètres d'écrouissage cinématique (à identifier) et ε_p est la déformation plastique.

Afin de se rapprocher au mieux de la réponse du matériau au chargement cyclique, il est utile de combiner les deux modèles d'écrouissage (isotrope et cinématique) appelé souvent modèle d'écrouissage combiné (combined hardening). Pour l'écrouissage isotrope, la courbe de référence est modélisée par une des lois phénoménologiques classiques (Hollomon, Ludwik, Voce, etc.) qui seront

décrites dans le deuxième chapitre. Dans le cas où la courbe de référence est modélisée par une loi simple de type Hollomon et l'érouissage cinématique est décrit par le modèle de Lemaitre et Chaboche (relation 1-11), la courbe de référence est donc modélisée par :

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n + \frac{C_0}{\gamma_0} [1 - \exp(-\gamma_0\varepsilon_p)]. \quad (1-13)$$

Ensuite, une optimisation des paramètres du modèle d'érouissage combiné est effectuée par ajustement de la courbe modélisée sur la courbe expérimentale de l'essai cyclique. Il faut souligner que le modèle d'érouissage cinématique est programmé dans le code de calcul éléments finis Abaqus, il suffit d'introduire les coefficients caractéristiques du modèle (σ_0 , C_0 et γ_0).

..4 Paramètres liés à la géométrie de la tôle

Epaisseur de la tôle

Les différentes études menées dans ce domaine montrent que le retour élastique est sensible à l'épaisseur de la tôle. Il est bien constaté que cette épaisseur est un paramètre décisif dans les différentes approches utilisées pour le calcul du retour élastique. Les études montrent que le retour élastique est inversement proportionnel à l'épaisseur de la tôle. La **Figure 1-29** donne une représentation graphique de la valeur du retour élastique en fonction de l'épaisseur de la tôle dans le cas de pliage en U (selon la configuration de la **Figure 1-28**) : $e \uparrow \theta_1 \downarrow \theta_2 \uparrow \rho \uparrow$.

ρ rayon de courbure du cercle passant par les points A, B, et C de la **Figure 1-28**.

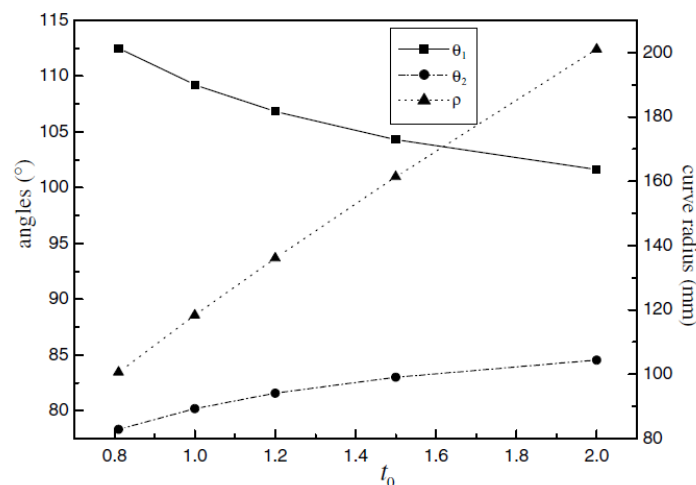


Figure 1-29. Influence de l'épaisseur de la tôle sur le retour élastique dans le cas de pliage en U (Dongjuan, 2007).

Largeur de la tôle

Selon une étude numérique de l'emboutissage des fonds bombés menée par Ho et al. (Ho, 2004) sur un alliage d'aluminium, le retour élastique diminue avec l'augmentation de la largeur de la pièce comme indiqué sur la **Figure 1-30**.

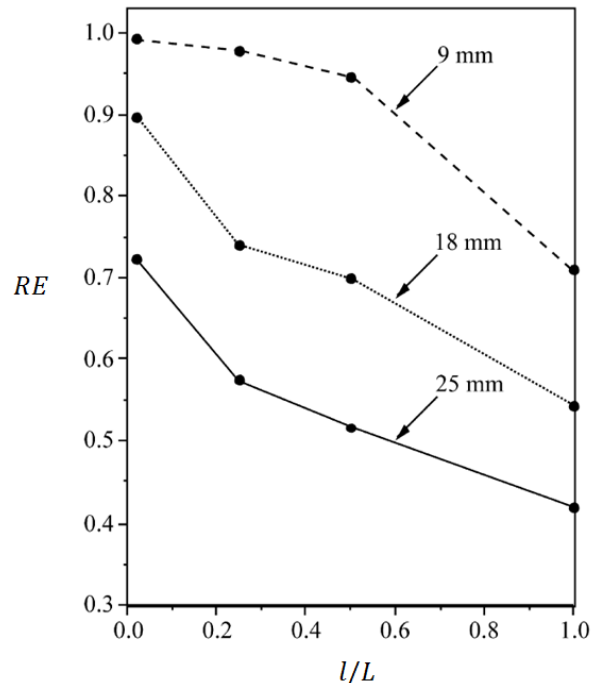


Figure 1-30. Variation du retour élastique (RE) en fonction des dimensions de la tôle (largeur/longueur) (Ho, 2004).

RE représente un rapport de contrainte avant et après retour élastique qui varie entre 0 (pas de retour élastique) et 1 (retour élastique max).

1.5 ETAT DE DEFORMATION DANS UNE TOLE EMBOUTIE EN U

Généralement, au cours d'une opération d'emboutissage, la tôle subit différents modes de déformation (traction, expansion, traction plane, cisaillement, flexion, etc.). En effectuant une analyse de l'état de déformation d'une tôle emboutie en U, Zhang et al. (Zhang, 2007) proposent de diviser la tôle emboutie en 5 différentes zones suivant sa longueur (**Figure 1-31**). Chaque zone présente un mode de déformation bien défini (Pham, 2014). Les efforts et les moments de flexion dans chaque zone ont été aussi représentés.

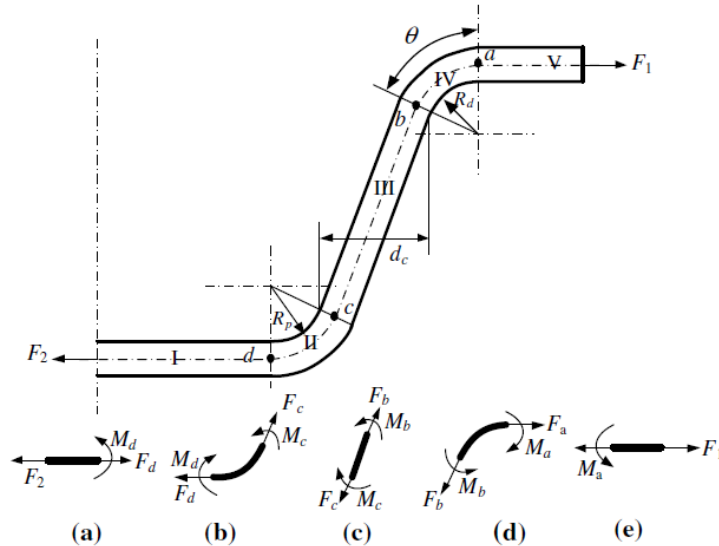


Figure 1-31. Efforts intérieurs le long d'une section d'une tôle en forme de U après emboutissage (Zhang, 2007).

Les deux régions I et V sont les parties planes qui entrent en contact avec les bords droits de l'outillage. Pour simplifier l'étude, les moments de flexion qui apparaissent dans ces deux régions sont négligés. Les régions II et IV subissent un étirage-plierage via le rayon de courbure du poinçon et de la matrice respectivement. La distribution des contraintes et des déformations ainsi que le moment de flexion peuvent être calculés en utilisant les hypothèses classiques de la flexion. La région III est soumise à une histoire complexe de déformation, elle est d'abord étirée-pliée autour de la courbure de la matrice et par la suite dépliée sous l'action du poinçon. Dans la zone tendue III, la pièce emboutie subit un écroûssage de trajet complexe qui ne peut pas être modélisé précisément de manière analytique. Les contraintes résiduelles dans cette zone sont réparties donc d'une manière complexe et la prédiction analytique du retour élastique est quasi impossible, d'où l'étude fait souvent appel à la simulation numérique.

Déformation au niveau de la région II et IV

En utilisant les hypothèses classiques de la flexion, la distribution des déformations dans l'épaisseur de la tôle peut être déterminée analytiquement. Les modèles analytiques de pliage sont généralement définis dans le cas d'une flexion pure où deux moments M de même amplitude et de signes opposés sont appliqués à la section de la tôle. Cette section est supposée plane et normale avant et après le pliage et converge vers le centre de pli comme il est indiqué sur la **Figure 1-32**.

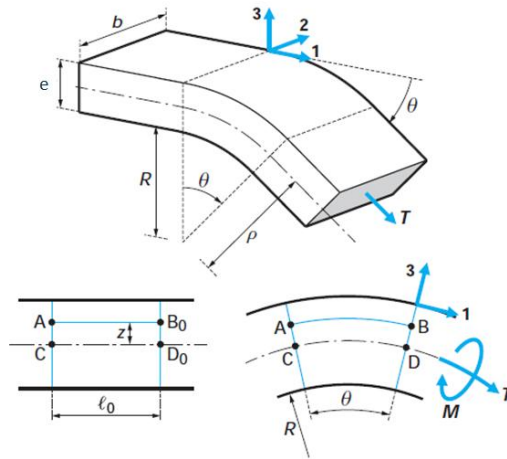


Figure 1-32. Modélisation analytique de pliage combiné à la traction simple (Mkaddem).

L'étude est fondée donc sur les hypothèses simplificatrices suivantes :

- le matériau est homogène et isotrope ,
- le comportement est élastoplastique écrouissable,
- la fibre neutre située au milieu de l'épaisseur ($z=0$).

Sous une sollicitation combinée de traction et de flexion, la longueur initiale de la fibre neutre l_0 subit un allongement Δl . Considérons une fibre vers l'extérieur éloignée d'une distance $z \neq 0$, la longueur finale de la fibre après chargement est donnée par (Mkaddem) :

$$l = l_s \left(1 + \frac{z}{\rho} \right), \quad (1-14)$$

avec :

ρ rayon de courbure de la fibre neutre, $\rho = R + \frac{e}{2}$.

l_s longueur de la fibre neutre après chargement, $l_s = \rho \theta$.

La déformation logarithmique totale de la fibre ε_1 est décomposée en deux parties :

$$\varepsilon_1 = \ln \left(\frac{l}{l_0} \right) = \ln \left(\frac{l_s}{l_0} \right) + \ln \left(1 + \frac{z}{\rho} \right). \quad (1-15)$$

Il en résulte que :

- la composante $\varepsilon_{1T} = \ln \left(\frac{l_s}{l_0} \right)$ représente la déformation logarithmique due à la traction sous l'action de l'effort T,

- la composante $\varepsilon_{1F} = \ln\left(1 + \frac{z}{\rho}\right)$ représente la déformation logarithmique due à la flexion pure sous l'action du moment \mathfrak{M} .

En supposant que le terme $\frac{z}{\rho}$ est très petit devant 1 (cas où le rayon de courbure est important par rapport à l'épaisseur), l'expression $\varepsilon_{1F} = \ln\left(1 + \frac{z}{\rho}\right)$ devient $\varepsilon_{1F} \approx \frac{z}{\rho}$.

Pour plus de simplifications, les contraintes radiales de cisaillement ainsi que les contraintes dans la direction de la largeur sont négligées (Marciniak, 2002).

Si on choisit un intervalle restreint autour de la fibre moyenne (**Figure 1-33**), la courbe contrainte - déformation vraies est supposée linéaire dans cet intervalle dont la pente est égale à $\left|\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right|$. La distribution de la contrainte appliquée σ_1 qui correspond à la déformation totale ε_1 en un point donné est implicitement décrite par :

$$\sigma_1 = \sigma_{1T} + \sigma_{1F} = \sigma_{1T} + \frac{d\sigma_1}{d\varepsilon_1} \varepsilon_{1F}. \quad (1-16)$$

- Le terme $\frac{d\sigma_1}{d\varepsilon_1}$ est le module plastique appelé aussi taux d'écrouissage, il est plus faible que le module élastique. Dans le cas où la courbe de référence du matériau est décrite par une relation d'Hollomon on écrit :

$$\frac{d\sigma_1}{d\varepsilon_1} = n \frac{\sigma_1}{\varepsilon_1}. \quad (1-17)$$

Pour des faibles valeurs de ε_1 , la pente devient plus importante ce qui induit un grand retour élastique.

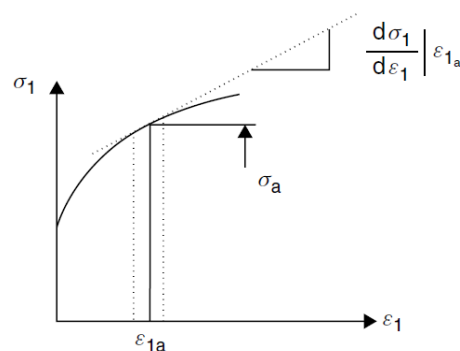


Figure 1-33. Courbe contrainte - déformation vraies pour un matériau écroui qui montre la distribution de la contrainte sur un intervalle restreint autour de la fibre neutre (Marciniak, 2002).

Quand l'hypothèse de déformation plane est retenue (Mkaddem), les expressions de la tension axiale T et du moment appliqué M sont calculées par unité de largeur ($b = 1$) par :

$$T = \int_{-\frac{e}{2}}^{\frac{e}{2}} \sigma_1 dz = \int_{-\frac{e}{2}}^{\frac{e}{2}} K \varepsilon_{1T}^n dz = K \varepsilon_{1T}^n e, \quad (1-18)$$

$$M = \int_{-\frac{e}{2}}^{\frac{e}{2}} \sigma_1 z dz = \int_{-\frac{e}{2}}^{\frac{e}{2}} K \varepsilon_{1T}^n z dz = \int_{-\frac{e}{2}}^{\frac{e}{2}} K \left(\frac{z}{\rho}\right)^n z dz = K \left(\frac{1}{\rho}\right)^n \frac{e^{n+2}}{(n+2)2^{n+2}}. \quad (1-19)$$

Déformation dans la zone III

La déformation dans la zone III ne varie pas de façon monotone parce que le matériau en région IV, qui est soumis à la flexion en traversant le rayon de la matrice, est maintenant déplié et redressé (Pham, 2014). Le **Figure 1-34** décrit implicitement la variation complexe de la déformation dans la zone III. L'effet de changement de trajet de déformation entre les régions III et IV représente bien l'effet Bauschinger. Au cours de l'opération d'emboutissage, le comportement du matériau change de direction entre les régions III et IV, c'est-à-dire en traversant la zone de pliage IV, les points situés sur la surface extérieure de la tôle (qui étaient en traction) sont maintenant en compression dans la zone tendue III, alors que les points situés sur la surface intérieure (qui étaient en compression) sont maintenant en traction. Par conséquent, les propriétés mécaniques changent significativement entre ces deux zones de chargement.

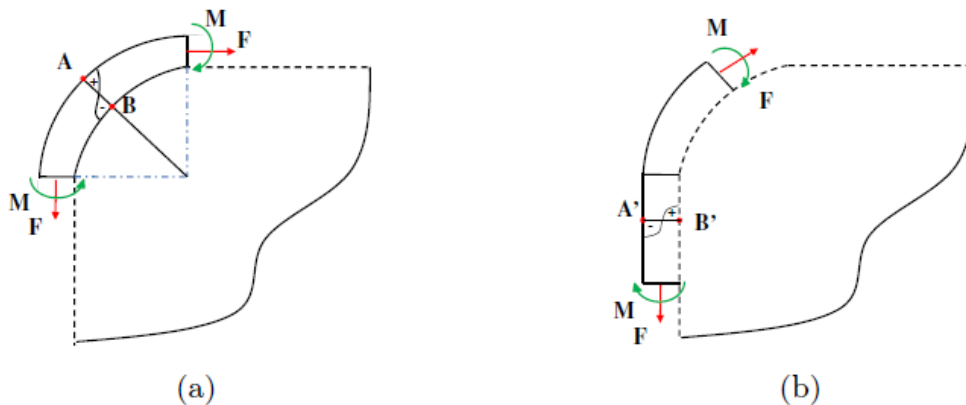


Figure 1-34. Changement de trajet de déformation entre les régions III et IV au cours de l'emboutissage en U (Pham, 2014).

1.6 SIMULATION NUMERIQUE DU RETOUR ELASTIQUE

A l'heure actuelle, avec le développement de codes de calcul capables de réaliser des simulations complexes, et donc de reproduire divers phénomènes physico-mécaniques générés au cours de formage de la tôle, l'analyse par éléments finis devient une technique de simulation incontournable pour prédire les forces de contact, la déformation et les niveaux de contraintes à l'intérieur de la

structure déformée. La prédiction, au moyen de la simulation numérique du procédé de formage, des phénomènes tels que le retour élastique et la localisation des déformation, fait l'objet de plusieurs recherches depuis ces 15 dernières années; néanmoins, les prédictions numériques restent encore insuffisamment robustes et leurs résultats varient sensiblement en fonction des paramètres numériques à savoir le nombre d'éléments à placer dans l'épaisseur de la tôle, le type d'élément fini à utiliser, le nombre de points d'intégration dans l'épaisseur, etc.

Xue et al. (Xia, 2004) ont constaté par exemple que les simulations de déchargement pour l'évaluation du retour élastique sont très sensibles aux paramètres numériques tels que le type et la taille des éléments du maillage, le nombre de points d'intégration, etc. Ainsi, pour avoir des résultats fiables, ils ont proposé une gamme de valeurs pour ces facteurs à travers une comparaison avec des résultats expérimentaux.

En utilisant les technologies de simulation améliorée (méthode des plans d'expériences et méthode des éléments finis), Chen et al. (Chen, 2007) ont mené diverses études sur le formage des pièces de structure automobile en tenant compte de l'écroissage cinématique et de l'effet Bauschinger, les résultats de simulation ont montré une amélioration significative de la prédiction du retour élastique par rapport à l'expérience.

Choix des modèles de comportement pour les simulations numériques

La majorité des travaux menés dans ce domaine de recherche suppose que le comportement des tôles est de type élastoplastique. Ce dernier repose sur le postulat qu'il est possible de décomposer macroscopiquement la déformation totale en une déformation élastique réversible et une déformation plastique irréversible, c'est à dire $\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p$.

Pour une description plus réaliste du phénomène étudié, le développement d'un modèle de comportement plus performant nécessite simultanément la modélisation du comportement élastique et la modélisation du comportement plastique. Le comportement élastique est souvent supposé linéaire et isotrope quelles que soient les conditions de sollicitation (température, vitesse de déformation, etc.), il est généralement défini par les deux constantes d'élasticité : le module de Young E et le coefficient de Poisson ν . Le comportement plastique est souvent modélisé avec des modèles phénoménologiques utilisables dans les codes commerciaux à vocation industrielle. Quand il s'agit de trajets complexes de chargement (cas d'emboutissage par exemple), un modèle phénoménologique d'élastoplasticité intégrant un modèle d'écroissage combiné (relation 1-13) doit être envisagé.

Pour améliorer la prédiction des phénomènes générés par la déformation plastique, des essais de caractérisation particuliers doivent être réalisés. La plupart des modèles de comportement

développés dans le cadre classique implique la notion de volume élémentaire représentatif, cette notion suppose que le matériau est globalement homogène, c'est-à-dire qui présente les mêmes propriétés en tout point du milieu déformable, alors que les matériaux métalliques ont généralement un comportement complexe et fortement hétérogène à petite échelle, comme c'est le cas, par exemple, pour le mouvement collectif des défauts cristallins (dislocations) qui conditionnent les propriétés plastiques des métaux (Brenner). Ces études classiques ne permettent pas cependant d'appréhender précisément la détermination du retour élastique car elles restent à un niveau très qualitatif. Il est évident que la détermination quantitative du retour élastique repose indéniablement sur la simulation très précise de la distribution de contraintes établie lors de la première étape et ensuite de bien modéliser le comportement élastique. Malgré les nombreux travaux dans le domaine de la modélisation, il nous semble qu'une limite soit atteinte dans la précision des modèles tels qu'ils sont conçus et développés actuellement. Il ressort que ces deux aspects de modélisation pointés ici lois de comportement élastique et plastique doivent être analysés fondamentalement pour améliorer la précision des prédictions numériques. A cet égard, la détermination du retour élastique sur un matériau écroui après un trajet de déformation complexe constitue un défi intéressant, car l'histoire de déformation doit être modélisée précisément en intégrant notamment de délicates questions de stockage/restitution d'énergie par le matériau entraînant les effets d'écrouissage cinématique que l'on connaît. Dans ce cas, afin de prédire précisément le retour élastique ou tout autre phénomène lié à la plasticité du matériau, il convient d'introduire la notion du comportement local représentatif qui prend en considération l'hétérogénéité du matériau. De nombreux travaux ont été menés récemment par des chercheurs du domaine dans l'objectif de développer des modèles de comportement à petite échelle qui intègrent des modélisations issues de la compréhension plus fine des mécanismes de plasticité cristalline. La notion de volume élémentaire représentatif est donc remplacée par la notion de comportement local représentatif qui prend en considération l'hétérogénéité du matériau. En utilisant des routines, les auteurs ont développé des modèles aisément intégrables dans le code de calcul par éléments finis. Dans ce contexte, le laboratoire SYMME est propice au développement de ce type de modèles qui fait le pont entre des connaissances académiques et des applications dans le domaine industriel (Balland, 2012).

Dans cette catégorie, on se réfère à un travail très récent de Tabourot et al. (Tabourot, 2015). Les auteurs ont développé un modèle compartimenté à caractère hétérogène pour l'analyse du phénomène de localisation lors d'un essai de traction, cette modélisation physiquement fondée permet de décrire le comportement du matériau dans des conditions qui vont des petites déformations cycliques (s'apparentant à de la fatigue) jusqu'aux grandes déformations monotones (du type de celles rencontrées en formage industriel) (Balland, 2012). Son intérêt principal est qu'elle

permet d'utiliser sans complexité supplémentaire les modèles usuels des codes éléments finis et de restituer des comportements fins de comportement élastique, incluant l'effet de microplasticité et d'érouissage cinématique. Dans la continuité de ces travaux, Tabourot et al. (Tabourot, 2012), (Tabourot, 2013) et (Tabourot, 2014)] ont mis en évidence l'influence des hétérogénéités sur le comportement élastoplastique, l'anisotropie et l'érouissage cinématique du matériau. Cet axe de recherche qui s'intègre à notre contribution est donc un axe d'actualité qui propose à s'intéresser aux nouveaux modèles de comportement qui tiennent compte des phénomènes physiques à l'échelle microscopique et en particulier des hétérogénéités du matériau.

Différentes thèses menées au laboratoire SYMME en partenariat avec différentes entreprises n'ont pas abouti à une solution définitive utilisant la simulation numérique pour la détermination du retour élastique. L'exploration poussée des différents paramètres a conduit à pointer du doigt les limites prédictives des modèles phénoménologiques actuellement disponibles pour représenter le comportement du matériau. C'est cette insatisfaction et les compétences présentes dans le laboratoire dans le domaine de la plasticité cristalline qui a conduit à adopter des angles de vue différents sur la construction des modèles de comportement des tôles sur les aspects mécaniques.

1.7 CONCLUSION

Cette première partie du travail est consacrée à l'étude bibliographique du phénomène du retour élastique lors des opérations de mise en forme des tôles métalliques. Ce phénomène physico-mécanique est mis en évidence à travers des essais de formage les plus couramment utilisés dans le domaine industriel tel que le pliage en l'air et l'emboutissage. Nous avons présenté les principales études (expérimentales, analytiques et numériques) effectuées dans ce domaine pour prédire et anticiper les effets du retour élastique. Le point commun de toutes ces études est la recherche d'une prévision fiable de la forme finale de la pièce après retour élastique. En guise de conclusion suite à cette étude bibliographique, le recours à la simulation numérique par la méthode des éléments finis s'est imposé au cours du temps comme la seule voie pour analyser les problèmes complexes de la mise en forme des tôles métalliques. Le retour élastique ne peut plus être anticipé par des méthodes analytiques simples, comme par exemple dans le cas de l'emboutissage ou d'étirage-pilage des tôles minces. En outre, la multitude des paramètres influant sur le retour élastique rend certainement les simulations numériques assez pointues. Il est donc primordial d'avoir une compréhension plus complète des phénomènes physiques mis en jeu, la maîtrise de l'outil informatique et la capacité d'utiliser les logiciels pertinents permettent encore d'obtenir des solutions optimales pour les problèmes posés par l'industrie de la mise en forme.

Au cours du premier chapitre, nous avons rappelé l'essentiel des travaux réalisés sur l'étude du phénomène du retour élastique. L'intérêt donc de cette partie d'étude est :

- de montrer, au travers d'études expérimentales et numériques de procédés de mise en forme par déformation plastique, l'influence des principaux paramètres intervenant dans la caractérisation du retour élastique ;
- d'apporter un éclairage sur les différentes méthodes (analytiques, expérimentales et numériques) utilisées pour estimer le retour élastique ;
- de décrire les paramètres utilisés pour évaluer le niveau du retour élastique ;
- et enfin d'introduire la notion du comportement local représentatif qui suppose que le matériau déformé est intrinsèquement hétérogène.

Cette dernière notion qui se rapproche mieux de la réalité physique constitue l'axe principal de notre contribution.

Les études numériques montrent que les propriétés élastiques et plastiques du matériau mis en forme jouent un rôle déterminant et donc que pour une bonne estimation du retour élastique, la construction d'une base de données expérimentale pour le matériau d'étude constitue une étape importante. Il a, en outre, été souligné que les essais de traction monotone sont performants pour déterminer les propriétés élastiques telles que le module d'Young et le coefficient de Poisson et les propriétés plastiques telles que les paramètres d'écroutissage et les coefficients d'anisotropie. Cependant, ce type d'essais ne permet pas de fournir les propriétés du matériau indispensables pour la simulation du procédé de mise en forme présentant l'effet Bauschinger. Pour compléter donc la base de données expérimentales de caractérisation du matériau, il est intéressant de réaliser des essais cycliques de type traction-compression ou de cisaillement simple. Il a enfin été souligné que l'utilisation des modèles de comportement mixtes (ou hybrides) permet de réduire le nombre d'essais expérimentaux, car ce type de modèles considérant les hétérogénéités du matériau, est capable de reproduire numériquement les effets induits par la déformation plastique tels que l'anisotropie et l'écroutissage cinématique.

Chapitre 2 Caractérisation et modélisation du comportement de l'alliage étudié (titane T40)

2.1 INTRODUCTION

Ce chapitre adresse deux points essentiels pour l'étape de simulation numérique :

- la caractérisation mécanique du matériau étudié (titane T40 grade 2) à l'aide d'essais de traction monotone ;
- la modélisation et l'identification des paramètres du modèle de comportement élastoplastique du matériau étudié.

Il est bien connu que les propriétés mécaniques du matériau telles que la limite élastique, le module d'Young, les coefficients d'anisotropie, etc. sont des paramètres sensibles de toute modélisation de son comportement mécanique. Les paramètres caractéristiques sont généralement identifiés à partir d'un ou de plusieurs essais mécaniques simples ou parfois complexes. Sans doute, l'essai de traction monotone est le procédé expérimental le plus largement utilisé pour l'étude du comportement des matériaux (élastique + plastique). Une étude plus détaillée sur ce type d'essai est présentée dans ce chapitre.

Une série d'essais de traction monotone sur des éprouvettes plates et normalisées a été menée pour déterminer les propriétés essentielles de l'alliage étudié, en particulier les constantes élastiques et la courbe de référence plastique appelée aussi courbe d'écrouissage.

Dans un second temps, après un rappel du cadre général des modèles de comportement élastoplastiques destinés aux métaux ductiles, les deux modèles de comportement adoptés dans le cadre de cette étude sont détaillés.

L'intérêt de considérer une modélisation hybride pour rendre compte de phénomènes assez complexes observés lors de la déformation des matériaux métalliques est ensuite analysé par le biais de la modélisation d'un essai de traction monotone.

2.2 CARACTERISTIQUES GENERIQUES DU TITANE COMMERCIALEMENT PUR

Le titane dit "pur" ou "non allié", ou plus exactement titane commercialement pur, présente sur le plan chimique des éléments incorporés tels que l'oxygène, le fer, le carbone, l'azote et l'hydrogène. En fonction du pourcentage de ces différents éléments, on distingue quatre types de titane pur (grade 1, grade 2, ...). D'autres éléments tels que l'aluminium, le vanadium, le palladium, le nickel ou même le cuivre peuvent être ajoutés au titane, en quantité plus importante, conduisant ainsi à

l'obtention d'un alliage de titane dont les propriétés sont optimisées en fonction de l'application souhaitée (aéronautique, aérospatiale, armement...) (Gregoire, 2010).

Grâce aux propriétés physiques, thermiques et mécaniques industriellement intéressantes du titane (faible masse volumique, grande résistance mécanique à froid et à chaud, ductilité, biocompatibilité, anticorrosion,...), le titane et ses alliages sont très utilisés dans les différents secteurs industriels tels que les secteurs aéronautique et spatial, automobile, naval, médical, etc. (Figure 2-1). Il est à souligner que les domaines de l'aéronautique et de l'aérospatial constituent la première des applications historiques du titane. Dans ce secteur, on utilise totalement ses caractéristiques spécifiques (Doc_int5).



Figure 2-1. Des pièces en titane pour l'avion de combat McDonnell Douglas F-15 Eagle avant et après avoir été pressé par la presse à forger de 50 000 tonnes construite dans le cadre du "Heavy Press Program" et exploitée par Alcoa (doc_int5).

Son rapport poids/résistance lui confère un grand avantage comparé aux autres métaux. Alors qu'il est pratiquement 50% plus léger que l'acier, ses caractéristiques sont très intéressantes et équivalentes à celles de l'acier mi-doux (Doc_int6). Ainsi on l'utilise pour les composants de moteurs ou de structure d'avions (Doc_int7). La température limite d'utilisation d'un alliage de titane est d'environ 600°C pour les alliages les plus résistants thermiquement (Revil-Baudard, 2010). La résistance au feu des alliages de titane est donc un avantage certain pour son utilisation dans les moteurs d'avion. On peut également noter une biocompatibilité du titane, d'où son utilisation dans le domaine biomédical, avec la fabrication de prothèses et d'autres accessoires chirurgicaux.

Le titane commercialement pur (Unalloyed Commercially Pure Titanium), est un métal de transition léger, ductile et malléable, il fait partie des nouveaux matériaux dont l'exploitation n'a débuté que dans les années 1950. Plusieurs alliages de titane ont été développés par la suite avec des

caractéristiques mécaniques spécifiques pour des applications diverses tels que les alliages T40, Ti-5Al-2,5Sn, Ti-6Al-4V, etc.

Le titane (de symbole chimique Ti, de numéro atomique 22), est un métal de la colonne IVB de la classification périodique des éléments chimiques (voir tableau de Mendeleïev). Il se présente sous deux structures cristallines différentes, la phase α et la phase β . La température de transformation allotropique se situe entre 882°C et 890°C en fonction de la méthode d'élaboration de l'alliage de titane et de la présence d'éléments d'addition. Les différentes phases de transformation allotropique du titane pur avec leurs structures cristallographiques sont présentées dans la **Figure 2-2**.

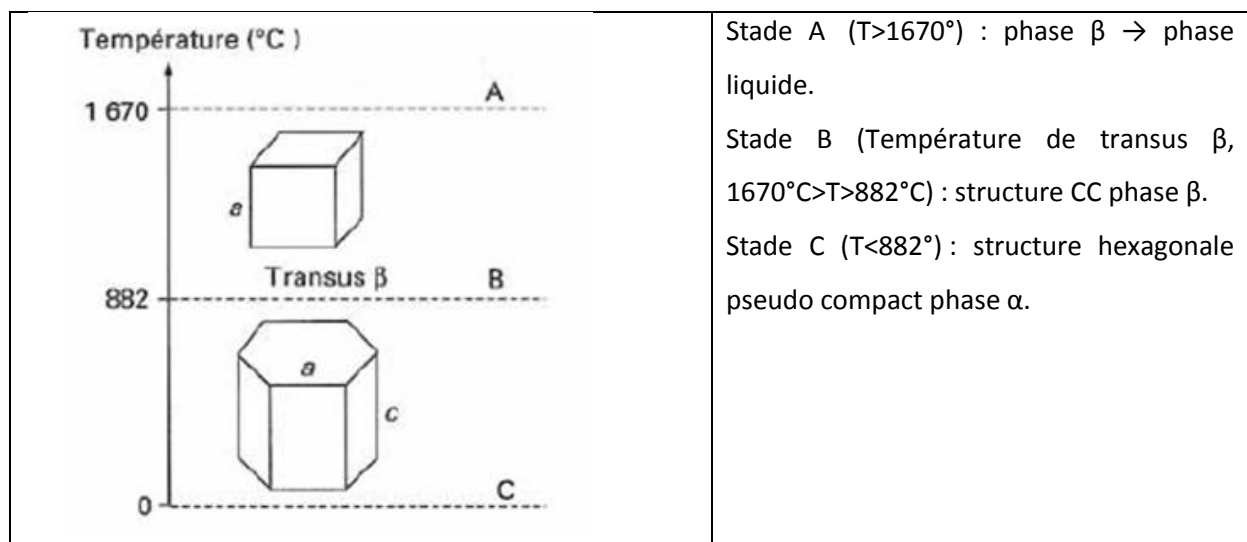


Figure 2-2. Phases de transformation allotropique du titane pur ([doc_int5](#)).

A la température ambiante, le titane pur possède une structure hexagonale compacte, que l'on nomme la phase α . Le schéma de la maille est donné par la **Figure 2-3**.

Le tableau ci-dessous, **Tableau 2-1**, récapitule les propriétés industriellement intéressantes du titane.

On distingue 3 types différents d'éléments d'addition ([Gregoire, 2010](#)) :

- les éléments stabilisants α ou alphagènes, qui élèvent la température de transformation allotropique (transus β), sont l'aluminium, l'oxygène, le carbone et l'azote,
- les éléments stabilisants β ou bétagènes, diminuent $T\beta$. Parmi lesquels on distingue les éléments β eutectoïdes comme le manganèse, le fer, le chrome, le silicium, le nickel et le cuivre, pouvant former des précipités,
- enfin, certains éléments sont qualifiés de neutres, tels que le zirconium et l'étain.

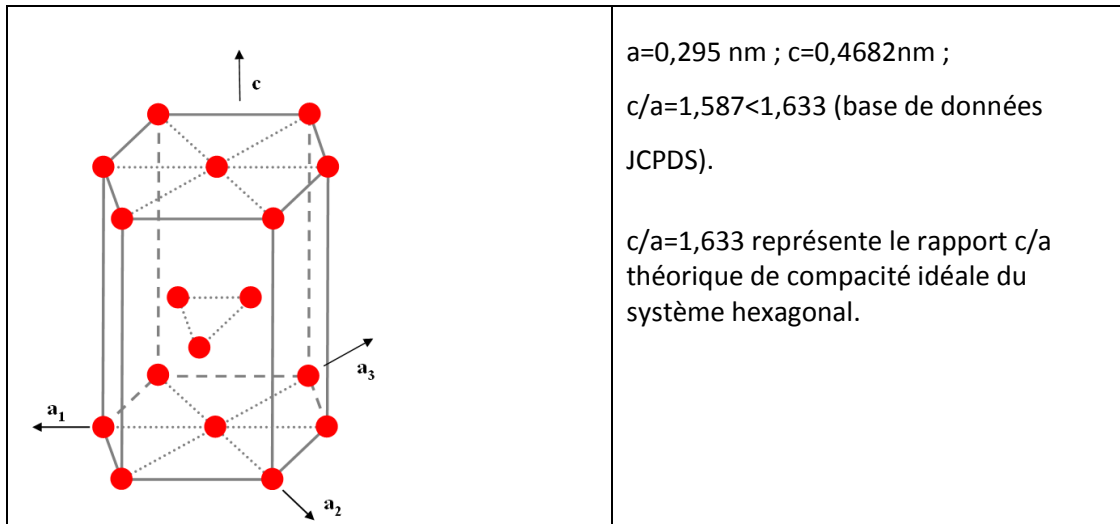


Figure 2-3. Maille unitaire de la phase α et dimensions caractéristique de la structure cristalline du titane.

Le matériau utilisé dans le cadre de cette étude est le titane T40 grade 2 qui constitue un des alliages de la famille α , sa composition chimique est donnée dans le **Tableau 2-2**. Les éléments ajoutés sont principalement le fer et l'oxygène.

Il est important de se rappeler que les propriétés mécaniques du titane commercialement pur sont fortement dépendantes de la fraction massique d'oxygène présent dans l'alliage ; plus cette fraction est importante, plus la limite élastique et la contrainte à la rupture seront élevées. Au contraire, l'allongement et donc la ductilité du matériau diminuent avec la teneur en oxygène (Revil-Baudard, 2010).

Tableau 2-1. Propriétés du titane pur (Combres, 2010).

Propriété	Valeur	Unité
Numéro atomique	22	-
Masse volumique à 20°C	4,51	g.cm^{-3}
Dureté - Vickers	60	-
Température de transformation allotropique	882	°C
Température de fusion	1670	°C
Capacité thermique massique	522	J.Kg.K^{-1}
Conductivité thermique	16,7	$\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$

Résistivité électrique à 20 °C	47,8x10 ⁻⁸	Ω.m
Coefficient de dilatation linéaire à 20 °C	8,5x10 ⁻⁶	K ⁻¹
Susceptibilité magnétique	3,2x10 ⁻⁶	cm ³ .g ⁻¹
Module de Young	110000	MPa
Coefficient de Poisson	0,33	-
Limite d'élasticité	350	MPa
Allongement à la rupture	28%	-
Type de semi transformés	Barre, plaque, fils, tube, ...	
Domaines d'application	Construction navale, quelques composants de moteur et de structure d'un avion, appareils médicaux, objets sport,...	

Tableau 2-2. Composition chimique du titane commercialement pur (T40 grade 2)

Elément	H	C	N	O	Fe	Ti
Fraction massique [ppm (wt.)]	3	52	41	1062	273	Balance

2.3 PRINCIPE DE MISE EN ŒUVRE DE L'ESSAI DE TRACTION

Il existe de nombreuses façons de déformer un métal afin d'étudier son comportement mécanique c'est-à-dire de connaître sa réponse à une sollicitation donnée. Parmi les essais classiquement utilisés dans le domaine de la mise en forme pour caractériser les tôles métalliques, on dispose des essais de traction, de flexion et de cisaillement simple. Vu sa simplicité de mise en œuvre, l'essai de traction monotone est l'essai le plus couramment utilisé dans les domaines industriel et de recherche. Ce type d'essai permet de déterminer le maximum d'informations sur les propriétés intrinsèques du matériau telles que la limite élastique, le coefficient de Poisson, le module d'Young, la résistance à la rupture, l'allongement après rupture, le coefficient de striction, la courbe d'écrouissage, les coefficients d'anisotropie, la sensibilité à la vitesse de déformation et à la température, etc. Les informations fournies par les essais mécaniques constituent une base de données propre au matériau d'étude qui est utilisée notamment pour construire les modèles numériques de mise en forme.

Les essais de traction menés dans le cadre de ce travail, ont été effectués dans le laboratoire *SYMME* de l'université Savoie Mont Blanc en France. Nous présentons ici ce type d'essai avec la configuration qui est retenue dans ce laboratoire. Globalement, les essais ont été réalisés, à température ambiante, sur des éprouvettes plates en titane T40 de section rectangulaire ($1,6 \times 10 \text{ mm}^2$). La machine utilisée est une machine d'essai à commande électromécanique (**Figure 2-4**), de type INSTRON 5569 dont les principales caractéristiques sont récapitulées dans le **Tableau 2-3**.

Le déplacement imposé de la traverse mobile de la machine entraîne la déformation contrôlée de l'éprouvette jusqu'à la rupture. L'effort appliqué F est mesuré au moyen d'un capteur de charge monté en série entre le bâti et le mors mobile, tandis que l'allongement de l'éprouvette ΔL dans la zone utile (zone où la déformation est homogène avant striction) est mesuré à l'aide d'un capteur de déplacement (extensomètre à contact). Des données sur les principales caractéristiques de l'extensomètre utilisé sont décrites dans le **Tableau 2-3**. Les différentes grandeurs issues des capteurs sont transférées à un PC par une interface ad'hoc et gérées par logiciel Bluehill d'INSTRON qui acquiert les données délivrées par les capteurs de la machine. Ces données sont ensuite reprises et traitées par un logiciel de calcul, ici MATLAB. Il est aussi possible de filmer l'essai de traction avec une caméra numérique haute définition, liée au logiciel VISIONSTAGE, qui la pilote afin d'enregistrer régulièrement des photographies de l'éprouvette qui sont ensuite transmises au logiciel de corrélation d'images 7D. Ce dernier a été mis au point dans le laboratoire SYMME par P. Vacher ([Vacher, 1999](#)).

Les mesures de F et les déformations issues de l'analyse d'images sont utilisées pour déterminer les courbes contrainte-déformation conventionnelles et réelles.



Figure 2-4. Machine de traction de type Instron 5569 de capacité 50 kN disponible au laboratoire SYMME.

Tableau 2-3. Principales caractéristiques de l'équipement de l'essai de traction.

Equipement de l'essai de traction	Principales caractéristiques
Machine de traction INSTRON 5569	<p>Charge maximale = 50 <i>kN</i></p> <p>Vitesse maximale de déplacement de la traverse = 450 <i>mm/min</i></p> <p>Précision sur la valeur de la force = 0,25%</p> <p>Précision sur la valeur de déplacement de la traverse = 0,05%</p> <p>Distance entre les colonnes = 420 <i>mm</i></p> <p>Température de fonctionnement est de -80 à 200°C avec l'enceinte thermique</p>
Extensomètre INSTRON 2620-601	<p>Longueur entre les couteaux = 12,5 <i>mm</i></p> <p>Large gamme de température de fonctionnement : -80 à + 200 °C</p> <p>Poids = 20 <i>g</i></p> <p>Déformation maximale = 40 %</p>

Avant de tracer les courbes de traction (conventionnelle et réelle) caractéristiques du matériau étudié, on rappelle les relations mathématiques qui lient les grandeurs physiques fournies par la machine de traction (force-déplacement) avec les variables relatives aux mesures qui sont utilisées pour décrire le comportement macroscopique du matériau (contrainte-déformation).

Par définition, si L_0 est la longueur utile de l'éprouvette avant déformation et S_0 sa section initiale et si la déformation est homogène, une mesure conventionnelle (ou nominale) de la déformation et de la contrainte suivant l'axe de sollicitation est donnée par :

$$e = \frac{\Delta L}{L_0}, \quad (2-1)$$

et

$$\sigma_c = \frac{F}{S_0}. \quad (2-2)$$

e et σ_c représentent successivement la déformation conventionnelle et la contrainte conventionnelle de traction.

Néanmoins, la courbe conventionnelle $\sigma_c(e)$ ne suffit pas si l'on s'intéresse de manière fine aux phénomènes aux grandes déformations, dans ce cas il faut bien tenir compte de la modification

continue des dimensions de l'éprouvette. On définit pour cela d'autres mesures de déformation et de contrainte qui se rapportent respectivement à une longueur de référence actualisée et la surface courante et (L et S). La courbe rationnelle (vraie) de traction rapportée aux dimensions actuelles (L et S) de l'éprouvette s'obtient à partir des mesures utilisées pour tracer la courbe conventionnelle.

Contrainte vraie et déformations vraie

La contrainte vraie σ (appelée aussi contrainte de Cauchy) et la déformation vraie ε (appelée aussi déformation logarithmique) sont deux grandeurs clés utilisées lors de l'analyse par éléments finis de la mise en forme des matériaux métalliques. La courbe rationnelle $\sigma(\varepsilon)$ permet de représenter un comportement plus intrinsèque du matériau et non dépendant de la géométrie de l'éprouvette ou des conditions d'essai surtout dans le domaine plastique.

Supposons que S_0 et L_0 représentent les dimensions initiales (à $t = 0$) de l'éprouvette alors que S et L représentent ses dimensions actuelles (à t donné). Sachant que l'incompressibilité plastique s'écrit :

$$S_0 L_0 = SL = S(L_0 + \Delta L),$$

ceci permet d'écrire :

$$S = S_0 \left(\frac{1}{1 + \frac{\Delta L}{L_0}} \right) = S_0 \left(\frac{1}{1 + e} \right).$$

La contrainte vraie à un moment donné a donc pour expression :

$$\sigma = \frac{F}{S_0} (1 + e) = \sigma_c (1 + e). \quad (2-3)$$

La déformation vraie (ou logarithmique) est égale au cumul des déformations élémentaires. Soit un incrément de déformation $d\varepsilon$ qui correspond à un allongement élémentaire dL . La déformation totale ε entre L_0 et $L_0 + \Delta L$ est donc égale à :

$$\varepsilon = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln \left(\frac{L}{L_0} \right) = \ln \left(1 + \frac{\Delta L}{L_0} \right) = \ln(1 + e). \quad (2-4)$$

Pour des petites déformations, la contrainte conventionnelle est pratiquement égale à la contrainte vraie ($\sigma_c \approx \sigma$) comme indiqué sur la **Figure 2-5**.

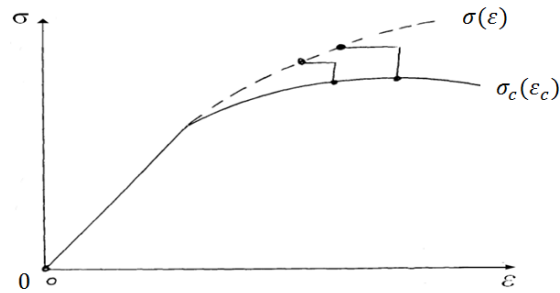


Figure 2-5. Exemple de représentation de la courbe conventionnelle et de la courbe rationnelle sur un même diagramme.

Un diagramme de traction met en évidence les différents stades successifs de comportement mécanique du matériau testé (élastique, plastique et enfin la rupture). Un matériau qui présente clairement tous ces stades est un matériau ductile élastoplastique.

Dans le domaine de la mise en forme des tôles métalliques, la non-variation du volume nous permet d'utiliser la relation fondamentale pour calculer les déformations logarithmiques suivant la longueur, la largeur et l'épaisseur de la tôle. Cette relation est très importante pour construire par exemple la courbe limite de formage (*CLF*) pour un embouti, elle traduit par :

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0 \quad (2-5)$$

Phénomène d'instabilité plastique (striction)

Deux phénomènes typiques peuvent se manifester durant l'essai de traction, l'écroutissage qui tend à durcir le métal sous l'effet de la déformation plastique et la striction qui tend à l'affaiblir. La striction est caractérisée par la diminution localisée de la section de l'éprouvette après que la courbe de traction ait atteint son maximum, comme indiqué sur la **Figure 2-6**. A partir de ce point, l'éprouvette commence à se rétrécir et s'amincir progressivement dans la zone centrale de l'éprouvette (striction localisée et diffusée) et les déformations ne sont plus homogènes (**Figure 2-7**).

La striction apparait donc quand l'effort F atteint son maximum, c'est-à-dire $dF = 0$.

En appliquant la relation exprimant la contrainte rationnelle ($\sigma = \frac{F}{S}$), on peut donc écrire :

$$F = S_0 e^{-\varepsilon} \sigma \quad (\text{sachant que } \varepsilon = \ln \frac{S_0}{S}),$$

$$dF = \frac{\partial F}{\partial \sigma} d\sigma + \frac{\partial F}{\partial \varepsilon} d\varepsilon = 0,$$

$$dF = S_0 e^{-\varepsilon} d\sigma - S_0 e^{-\varepsilon} \sigma d\varepsilon = 0,$$

d'où :

$$\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon}\right)_{stric} = (\sigma)_{stric} \cdot \quad (2-6)$$

Cette relation est appelée critère de Considère. Ce critère repose sur le fait que la striction diffuse apparaît lorsque la force de traction F atteint sa valeur maximale. La contrainte et la déformation vraies à l'apparition de la striction peuvent être définies graphiquement sur les courbes rationnelles de traction monotone grâce à la construction de Considère donnée par la **Figure 2-8**. Pour une loi d'érouissage de type Hollomon, la relation (2-6) donne $n = \varepsilon_{max}$.

L'exposant d'érouissage n est égal à l'allongement rationnel à la fin des allongements uniformément répartis, à partir duquel la courbe devient instable et n'est plus gouvernée par les lois de comportement usuelles. Pour les matériaux métalliques n est toujours inférieur à 1.

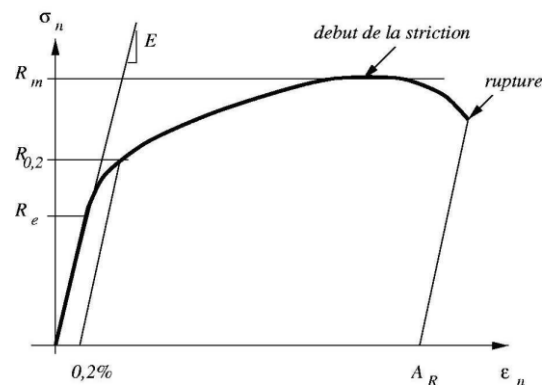


Figure 02-6. Courbe de traction conventionnelle (Fortunier).

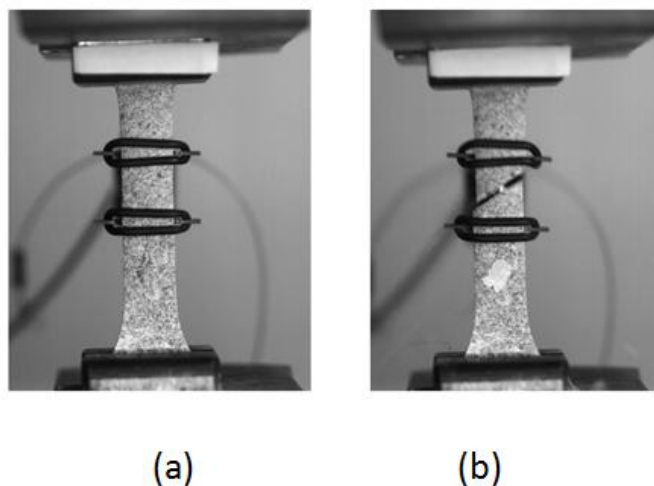


Figure 2-7. Phénomène d'instabilité plastique, (a) apparition de la striction, (b) bande de cisaillement.

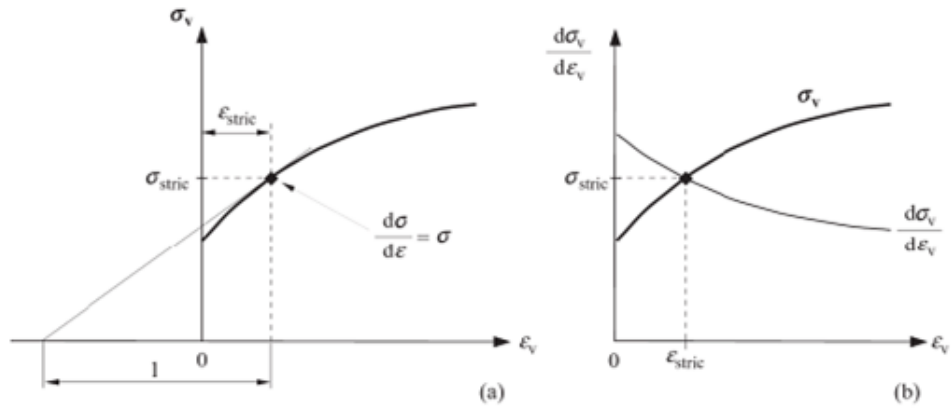


Figure 2-8. Détermination graphique de la contrainte et la déformation vraies à l'apparition de la striction en utilisant la relation de Considère (Degallaix, 2007).

2.4 ESSAIS DE TRACTION SUR DES ECHANTILLONS DE TITANE T40 GRADE 2

Comme on l'a déjà souligné, il existe en pratique de nombreuses méthodes de caractérisation mécanique et chaque méthode utilise une technique spécifique pour déformer et interpréter les déformations obtenues. Parmi les essais très fréquents pour la caractérisation mécanique des matériaux on trouve : l'essai de traction uniaxiale, l'essai de cisaillement simple, l'essai de cisaillement cyclique, l'essai de flexion plane, etc. Dans le cadre de cette étude, tant il est riche en informations sur le comportement d'une tôle, l'essai de traction satisfait les données expérimentales pour simuler l'opération de validation choisie qui est l'emboutissage en U (ou étirage - pliage). Il faut bien mentionner qu'il n'est pas nécessaire ici de recourir aux essais cycliques pour caractériser l'effet Bauschinger car, ce phénomène est bien reproduit systématiquement, conséquence logique de l'effet des hétérogénéités introduites en utilisant un modèle de comportement hybride compartimenté.

2.5 DONNEES EXPERIMENTALES, COURBES DE TRACTION

L'essai de traction permet d'identifier les propriétés mécaniques et la loi de comportement réel du matériau dans les domaines élastique et plastique. Les essais ont été menés sur des éprouvettes plates en titane usinées par électroérosion à fil. Les tôles utilisées pour les procédés de mise en forme proviennent souvent d'une opération de laminage à froid. La forme et les dimensions de l'éprouvette de traction sont décrites dans la **Figure 2-9**. Afin d'augmenter la zone de déformation homogène, les bords des éprouvettes ont été également usinés. Afin de rendre compte de l'anisotropie initiale du matériau, les essais de traction monotone ont été réalisés suivant les

directions 0°, 45° et 90° par rapport au sens de laminage. La vitesse de déplacement de la traverse mobile est de l'ordre de 10 mm/min, c'est-à-dire que la vitesse de déformation est de l'ordre de $1,33 \times 10^{-2} s^{-1}$. L'extensomètre permet de traiter une longueur utile $L_0 = 12,5 \text{ mm}$ au centre de l'éprouvette, qui est définie par la distance séparant les deux couteaux de l'extensomètre. Le **Tableau 2-4** regroupe les valeurs typiques des propriétés fondamentales issues de l'essai de traction monotone dans les directions 0°, 45° et 90° par rapport au sens de laminage. Les caractéristiques mécaniques sont les données de la courbe conventionnelle de traction suivant la norme NF EN 10002-1.

La **Figure 2-10.a, b, et c** illustrent quelques méthodes utilisées pour mesurer le module d'Young à partir d'une courbe de traction conventionnelle. Les **Figure 2-11.a et b** décrivent successivement les courbes de traction conventionnelle et rationnelle pour les trois types d'éprouvettes (0°, 45° et 90° par rapport à DL). Pour s'assurer de la reproductibilité des résultats, trois essais ont été effectués pour chaque direction de l'échantillon.

Dans le domaine des petites déformations, les mesures conventionnelles et rationnelles sont pratiquement confondues. L'anisotropie de la contrainte d'écoulement diffère notablement d'une direction à l'autre.

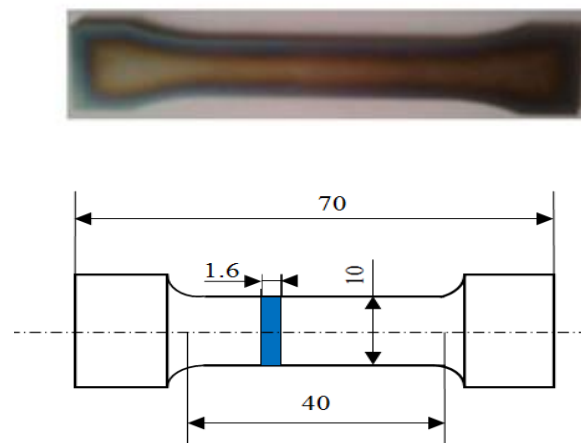


Figure 2-9. Forme et dimensions de l'éprouvette de traction.

Tableau 2-4. Valeurs expérimentales des propriétés mécaniques de l'alliage T40.

Paramètre/Orientation	E (MPa)	$R_{e(C)}$ (MPa)	$R_{e(R)}$ (MPa)	$R_{m(C)}$ (MPa)	$R_{m(R)}$ (MPa)	ν
0°	107,28	389,22	391,19	508,84	572,33	0,34
45°	113,24	426,11	429,21	472,17	511,40	
90°	111,07	471,03	473,94	513,13	556,73	

- (C) Mesure conventionnelle,
- (R) Mesure rationnelle.

Le module d'Young E représente bien la pente de la partie linéaire de la courbe contrainte - déformation dans la zone des petites déformations. La méthode généralement utilisée pour déterminer ce paramètre élastique est la méthode de régression linéaire sur les données de l'extensomètre sur un essai de traction monotone (**Figure 2-12**). Il est bien constaté que les valeurs trouvées du module d'Young ne sont pas vraiment loin de la valeur théorique adoptée pour le titane pur ($E \approx 110000 \text{ MPa}$).

La machine de traction INSTRON 50 kN disponible au laboratoire SYMME est dotée de trois systèmes de calcul de E .

Module de Young automatique

Ce calcul permet de déterminer la pente de la courbe contrainte – déformation à partir de deux paramètres fixés (valeur initiale et valeur finale de la contrainte). Le système construit une ligne de module le long de la pente du domaine élastique entre les valeurs initiale et finale de la contrainte, étant celui dont la pente est la plus élevée.

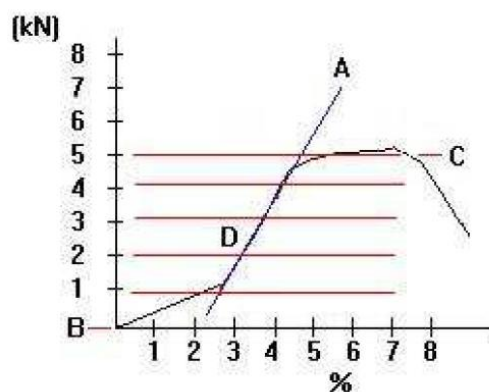


Figure 2-10.a Exemple de détermination du module de Young à l'aide de la méthode automatique (Instron)

Module E (segment 0,1 % - 0,5 %)

Le calcul *Module E* est recommandé pour les essais de métaux. Ce calcul est exécuté selon les normes EN10002 et ASTM E8. Il détermine le module d'élasticité du matériau par une méthode de régression linéaire normalisée. La portion de courbe à utiliser pour le calcul est définie automatiquement. Elle exclut le début et la fin de la déformation élastique où la courbe contrainte-déformation n'est pas linéaire.

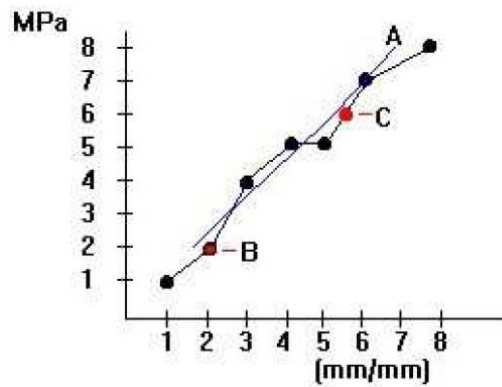


Figure 2-10.b Exemple de détermination du module de Young à l'aide de la méthode de régression linéaire normalisée ([Instron](#))

Module entre deux points

Ce calcul permet de déterminer la pente de la courbe contrainte - déformation entre deux points quelconques dans le domaine élastique. Il construit une ligne droite entre une limite haute et une limite basse qu'on doit spécifier.

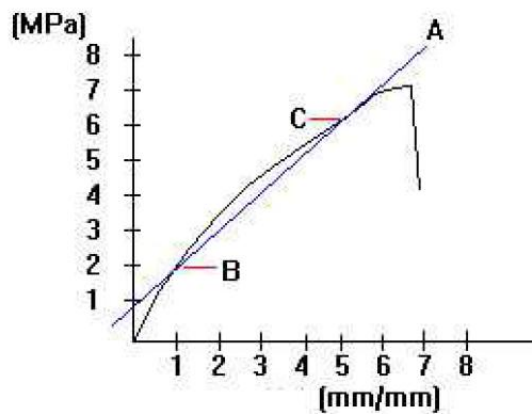


Figure 2-10.c Exemple de détermination du module de Young à l'aide de la méthode « Module entre deux points » ([Instron](#))

Comparable à la rigidité d'un ressort, il existe d'autres méthodes de mesure du module d'Young, entre autres, on cite ([doc_int6](#)):

- déduire le module de Young de la fréquence propre de vibration d'une tige de matériau maintenue à ses extrémités et chargée en son milieu ;

- on peut aussi mesurer la vitesse du son dans le matériau qui nous intéresse, et en déduire le module de Young sachant que la vitesse du son est proportionnelle au rapport $\sqrt{\frac{E}{\rho}}$, ρ représente ici la masse volumique du milieu de propagation (matériau).

$\frac{E}{\rho}$ est la valeur spécifique du module élastique, cette valeur est un indice de performance qui tient compte de la rigidité et de l'allègement du matériau. Le titane a un indice de performance élevé ($26 < \frac{E}{\rho} < 27$) en $10^9 N.mm.Kg^{-1}$.

Nous mentionnons ici que les propriétés élastiques et plastiques du matériau étudié sont sensiblement anisotropes, c'est-à-dire dépendantes de la direction de l'essai de traction par rapport au sens de laminage.

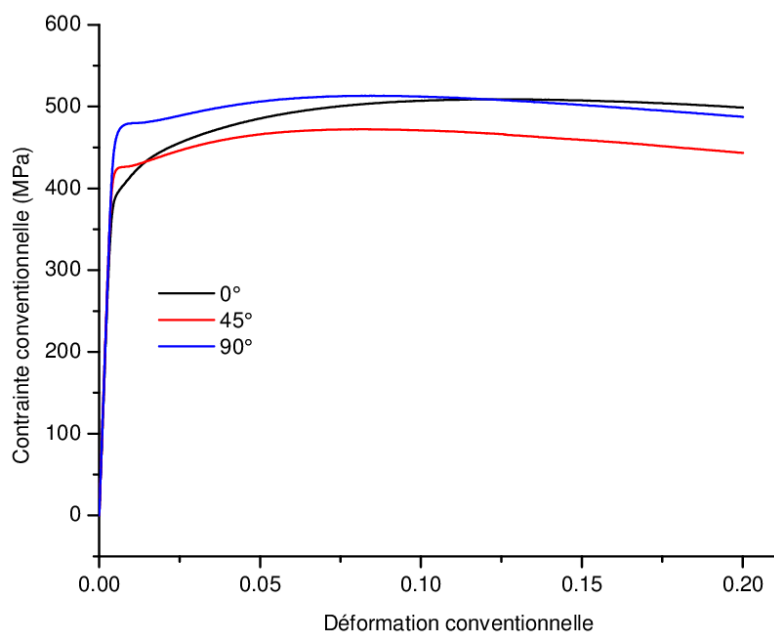


Figure 2-11.a Courbes conventionnelles de traction monotone pour des tôles en titane découpées à 0°, 45° et 90° par rapport au sens de laminage.

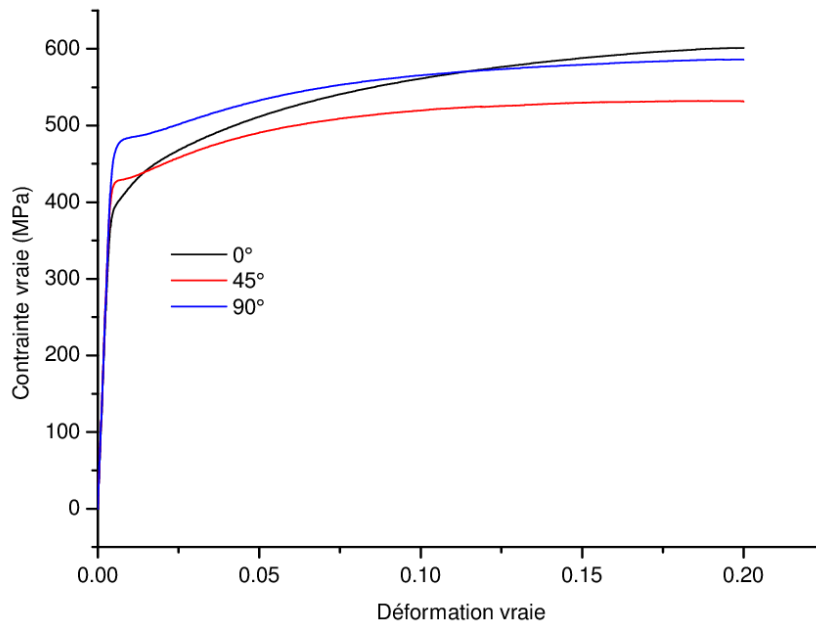


Figure 2-11.b Courbes rationnelles de traction monotone pour des tôles en titane découpées à 0°, 45° et 90° par rapport au sens de laminage.

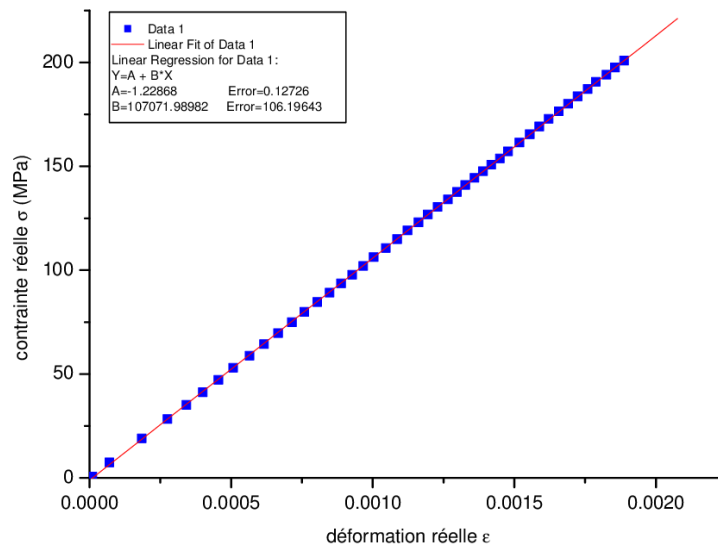


Figure 2-12. Détermination du module de Young avec la méthode de régression linéaire sur les données de l'extensomètre (sens de laminage).

2.6 TECHNIQUE D'ANALYSE D'IMAGES

La technique d'analyse d'image repose sur l'acquisition d'images et l'application des algorithmes qui permet d'évaluer sans contact mécanique, les champs de déplacement et d'en déduire les mesures

de déformations à la surface de l'éprouvette plane. L'algorithme recherche des patterns dans les images séquentielles. On peut éventuellement se référer à l'image initiale (avant sollicitation) et rechercher le pattern dans l'image courante (au cours de la déformation). Afin de suivre l'évolution de la déformation au cours du temps, des séquences d'images numériques sont donc prises par la caméra à des intervalles réguliers. Le logiciel 7D, développé au niveau du laboratoire SYMME, permet de réaliser ces corrélations de patterns entre l'image initiale et chacune des images sauvegardées lors de la séquence.

Globalement, la technique d'analyse d'images est réalisée en deux étapes :

- La machine de traction est dotée d'un dispositif d'acquisition d'images donné par la **Figure 2-13**. Ce dispositif est constitué d'une caméra CCD de type HAMAMATSU de résolution 1280*1024 pixels noirs et blancs codés sur 12 bits. La caméra doit être placée en face de l'éprouvette. L'axe de l'objectif de la caméra qui doit demeurer fixe par rapport au bâti de la machine d'essai, doit aussi être perpendiculaire à la surface de l'éprouvette. La caméra est reliée à un second PC et filme l'essai avec une fréquence d'acquisition bien définie. La caméra est synchronisée avec le pilotage du banc de traction et enregistre une image pour chaque donnée acquise par l'extensomètre. Les séquences saisies sont enregistrées sur un disque dur de PC en vue de traitement ultérieur par le logiciel 7D.
- La technique de corrélation d'images permet de déterminer les champs de déplacement et de déformation sur la surface de l'éprouvette. Elle consiste à calculer la position des motifs créés par le mouchetis de peinture (noire et blanche) sur chaque image de l'échantillon, en utilisant un algorithme de corrélation qui joue ici sur les niveaux de gris appliqué entre chaque image et l'image initiale.

Le schéma synoptique des différentes phases de traitement des images acquises par la caméra lors d'un essai de traction monotone est donné par la **Figure 2-14**.

L'intérêt majeur d'utiliser la méthode d'analyse d'images est de fournir des champs locaux de déformation sur toute la surface de l'éprouvette, alors que les mesures de déformation à l'aide d'un extensomètre donnent uniquement une seule information moyennée pour une zone (entre les deux couteaux de l'extensomètre) relativement importante. Des valeurs de déplacements entre deux instants avant et après déformation sont calculées avec une précision inférieure à $1/100^{\text{ème}}$ de pixel.

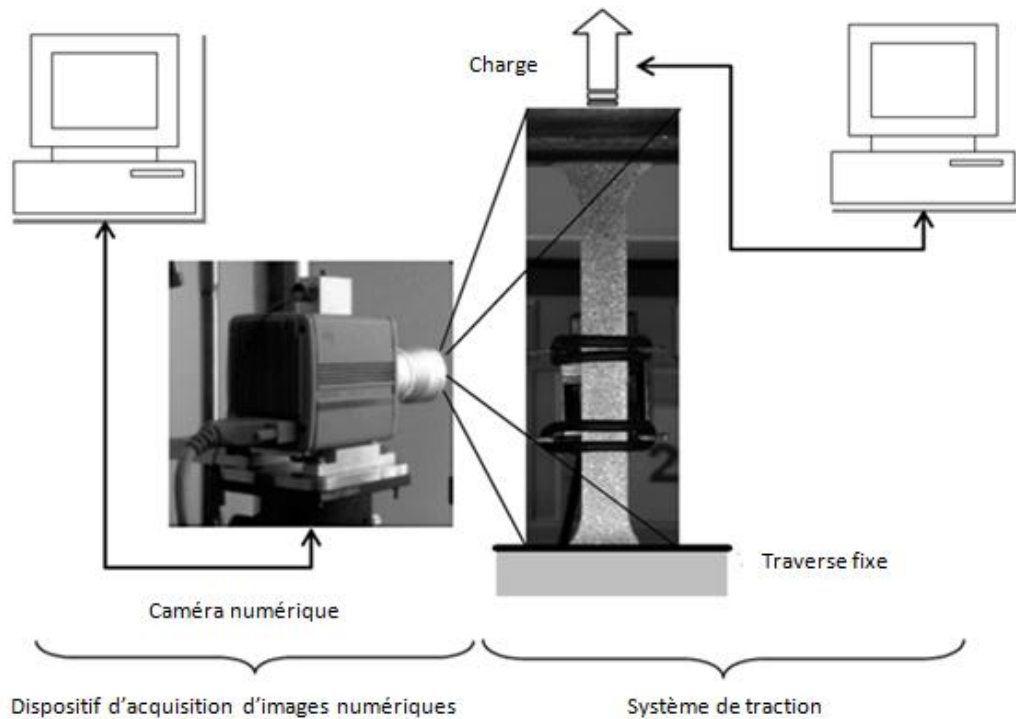


Figure 2-13. Dispositif d'acquisition d'images numériques associé au système d'essai de traction (Bouabdallah, 2006).

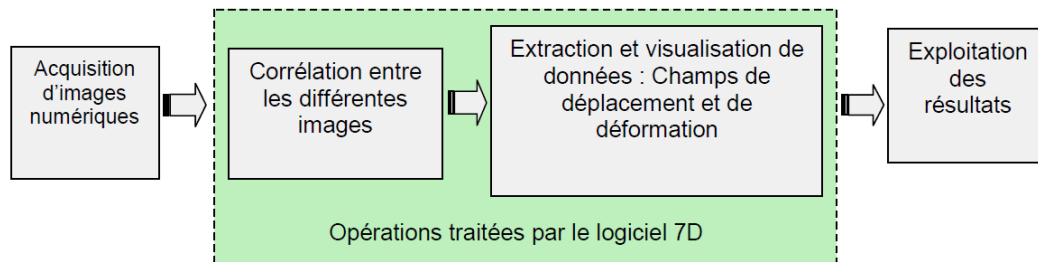


Figure 2-14. Schéma synoptique des différentes phases de la technique d'analyse d'images (Bouabdallah, 2006).

L'idée est donc de réaliser une ou plusieurs images par seconde et de synchroniser l'acquisition d'images avec le pilotage du déplacement de la traverse de la machine de traction.

En important les images acquises dans le logiciel 7D, une grille virtuelle est construite sur l'image initiale d'un pas de quelques pixels. Pour chaque carreau de la grille initiale définie par ses 4 sommets, on doit rechercher la nouvelle position des 4 sommets dans l'image déformée (**Figure 2-15**). La position d'un sommet dans l'image déformée est obtenue lorsqu'on retrouve le motif (créé par le mouchetis de peinture) entourant le sommet dans l'image initiale (Tabourot, 2001).

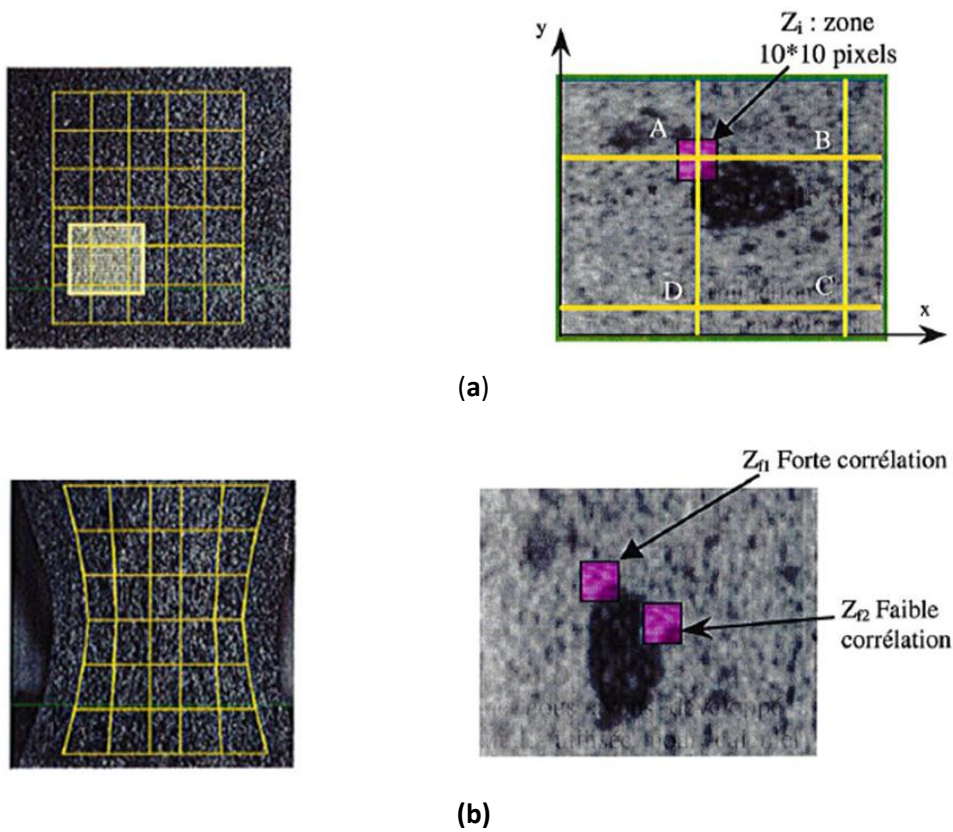


Figure 2-15. Principe de corrélation d'images ([Doc_Symme](#)).

On définit un certain coefficient de corrélation F_c , entre le motif considéré dans l'image initiale et celui identifié comme lui correspondant dans l'image finale. Le coefficient F_c est calculé pour différentes déformations du motif initial projeté dans l'image finale.

$$F_c = 1 - \frac{\sum_{i \in D} f(X_i) \cdot g(x_i)}{\sqrt{\sum_{i \in D} (f(X_i))^2} \cdot \sqrt{\sum_{i \in D} (g(x_i))^2}} \quad (2-7)$$

X_i et x_i représentent respectivement les coordonnées (en pixel) du point de référence sur l'image initiale et sur l'image finale (déformée).

$f(X_i)$ et $g(x_i)$ représentent respectivement les niveaux de gris dans l'image initiale et dans l'image finale.

D représente l'aire de la zone de corrélation.

Lorsque les déplacements qui permettent de passer du motif initial dans l'image déformée conduisent à une corrélation optimale entre le projeté et le pattern correspondant de destination, le paramètre F_c est nul ($C = 0$) sinon $0 < F_c < 1$.

Le calcul itératif des positions successives du pattern dans chaque image nous permet de calculer les champs de déplacement et de déformation en chaque instant de l'essai de traction. Les **Figures 2-16**

et **2- 17** montrent, respectivement, les champs de déplacement et de déformation logarithmique sur une surface de l'éprouvette orientée dans le sens de laminage. La fréquence d'acquisition des images par la camera est ajustée à 2 images/seconde. Le nombre total des images acquises est limité à 120 images sur un temps d'essai égal à 60 s (juste avant striction). La vitesse de l'essai est fixée à 10 mm/min. L'analyse d'images montre dans ce cas un champ de déformation ϵ_{yy} plus ou moins hétérogène dès l'apparition d'une localisation longitudinale.

La **Figure 2-18** montre l'orientation des vecteurs de déplacement en chaque point de la grille dans la direction longitudinale, ce qui signifie que le logiciel 7D a bien déterminé un déplacement uniaxial relatif des points en surface de l'éprouvette (à la contraction près de celle-ci liée à l'incompressibilité du volume de matière).

L'analyse d'images permet donc de choisir une zone d'étude globale (à l'échelle de l'éprouvette) ou plus locale. La longueur de référence est sélectionnée dans le logiciel d'analyse d'images (en longueur ou en largeur). A l'échelle de l'éprouvette, les courbes de traction issues de l'extensomètre et de l'analyse d'images coïncident. Cependant, il faut souligner que pour l'instant la technique de corrélation d'images ne permet pas de déterminer les déformations élastiques avec suffisamment de précision par rapport à l'extensomètre.

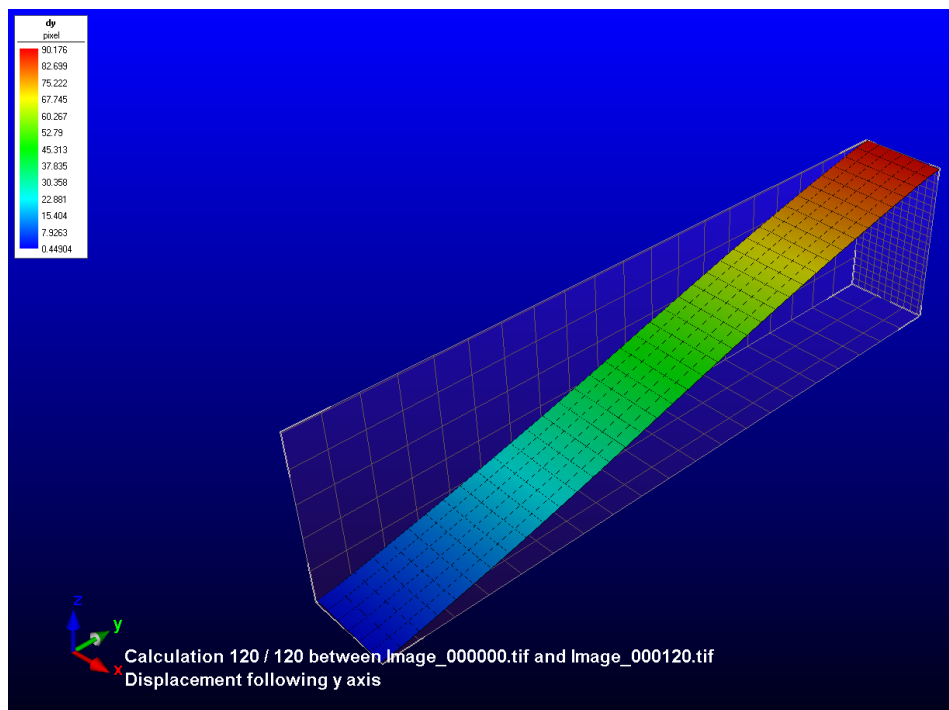


Figure 2-16. Champ de déplacement dy obtenu par la technique de corrélation d'images (de 0 à 120 images).

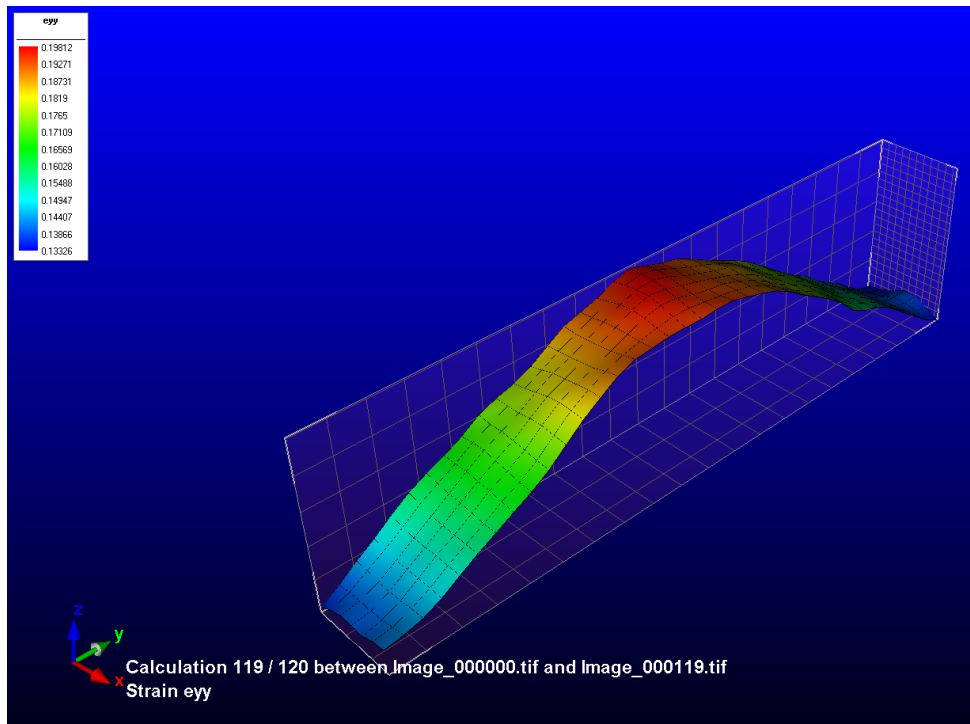


Figure 2-17. Champ de déformation ε_{yy} obtenu par la technique de corrélation d'images (de 0 à 120 images).

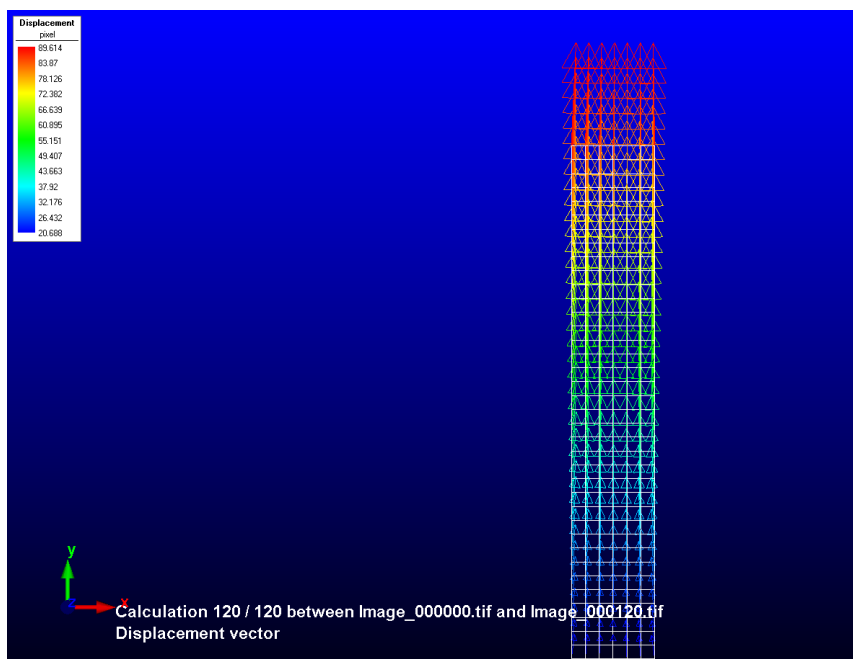


Figure 2-18. Vecteurs déplacement en chaque point de la grille sélectionnée sur la surface de l'éprouvette.

Un programme spécifique sous MATLAB permet par la suite de resynchroniser les données fournies par la machine de traction (temps-force) avec les résultats de corrélation d'images (fréquence,

déformations logarithmiques,...). Les différentes courbes de traction issues de l'analyse d'images ont été construites en considérant une ligne horizontale de 7 quadrilatères au milieu de l'éprouvette. La **Figure 2-19** illustre l'évolution de la déformation longitudinale en fonction du numéro de l'image acquise par la caméra. La courbe contrainte vraie-déformation vraie au niveau de la ligne considérée est représentée sur la **Figure 2-20**. La relation (2-8) est utilisée pour calculer en temps réel de l'essai la contrainte vraie σ_1 . Les déformations logarithmiques ε_1 sont déduites de l'analyse d'images.

$$\sigma_1 = \sigma_c \exp(\varepsilon_1). \tag{2-8}$$

σ_c représente la contrainte conventionnelle calculée à partir des données du capteur de force de la machine en fonction du temps de l'essai.

La relation (2-9) est utilisée pour calculer les déformations plastiques vraies issues de l'analyse d'images :

$$\varepsilon_{p1} = \varepsilon_1 - \frac{\sigma_1}{E}. \tag{2-9}$$

ε_{p1} la déformation plastique logarithmique dans le sens de traction.

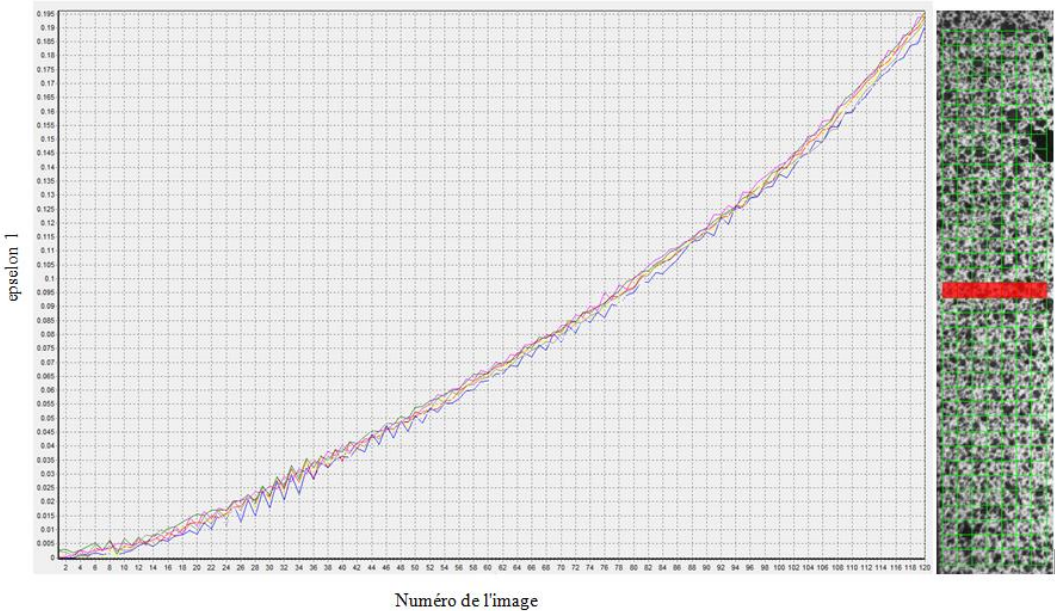


Figure 2-19. Evolution de la déformation ε_1 au cours de l'analyse d'images pour une ligne d'évaluation à 7 quadrilatères choisie au milieu de l'éprouvette.

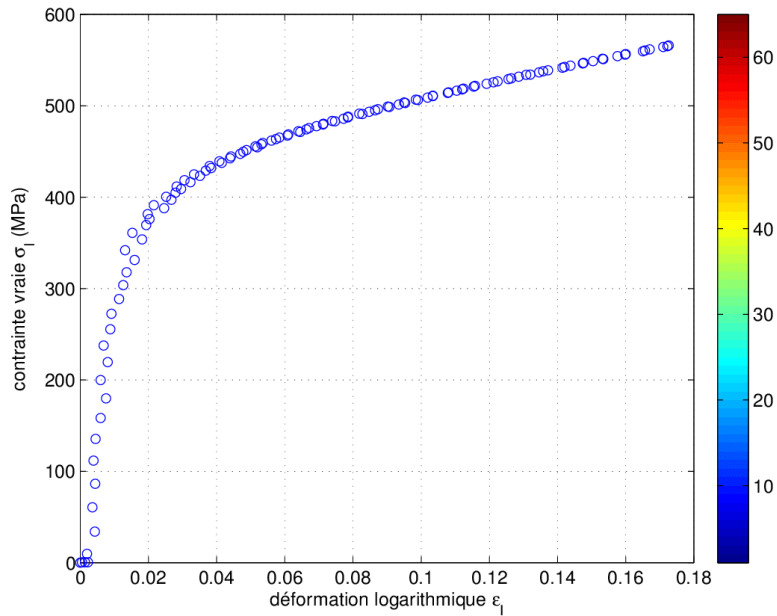


Figure 2-20. Courbe contrainte vraie-déformation vraie au niveau de la ligne d'évaluation considérée (à 7 quadrilatères).

A titre de comparaison, nous avons effectué une superposition entre la courbe rationnelle obtenue par l'extensomètre classique et celle obtenue par l'analyse d'images. La **Figure 2-21** décrit cette comparaison. Les deux courbes s'écartent légèrement car l'extensomètre mesure une déformation moyennée sur sa longueur utile alors que l'analyse d'images mesure la déformation très localement (au niveau de la section plus faible).

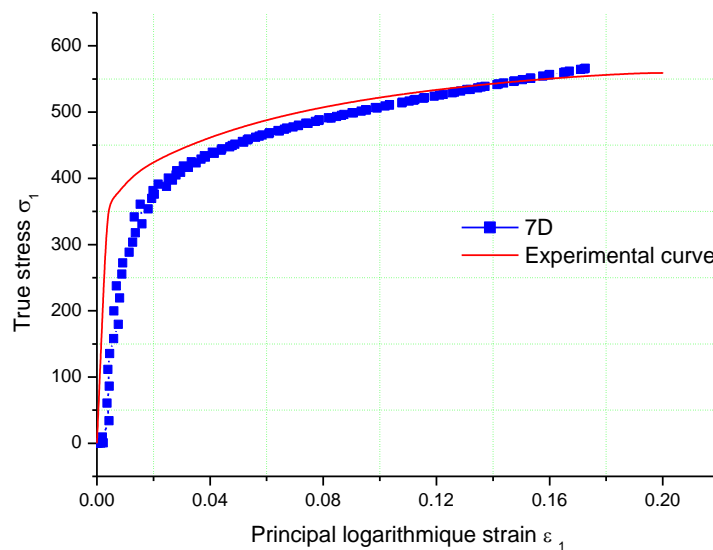


Figure 2-21. Superposition des deux courbes rationnelles de traction obtenues par les deux techniques de mesure.

La **Figure 2-22** illustre le graphique de la courbe contrainte vraie (σ_1) - déformation plastique équivalente ($\varepsilon_{p(eq)}$) issue de l'analyse d'images. Cette courbe constitue la courbe de référence schématique pour la partie plastique de la courbe rationnelle de traction.

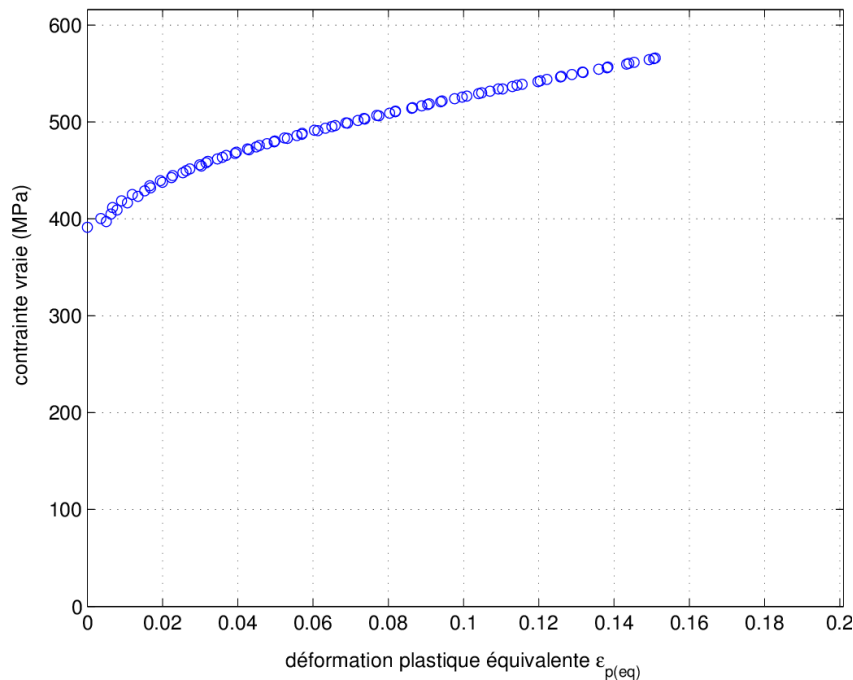


Figure 2-22. Courbe contrainte vraie-déformation plastique équivalente issue de l'analyse d'images pour le titane T40 (0°).

La **Figure 2-23** décrit l'évolution de la force acquise par le capteur d'effort de la machine de traction en fonction du temps de l'essai ($t_{tot} = 60 s$).

Globalement, il est à noter que lorsque la localisation longitudinale devient importante, la section de l'éprouvette dans la zone de mesure de l'extensomètre n'est plus constante, de ce fait, l'extensomètre détermine une déformation moyenne sur cette zone et ne permet pas de se localiser sur la section la plus faible (mesure moins précise). L'avantage d'utiliser l'analyse d'images est donc d'évaluer des mesures de la déformation de la section la plus faible, ce qui permet de déterminer la déformation locale tant que les variations de la déformation restent compatibles avec la taille du pattern adoptée. Une connaissance plus objective du comportement dans la zone de déformation peut donc être apportée.

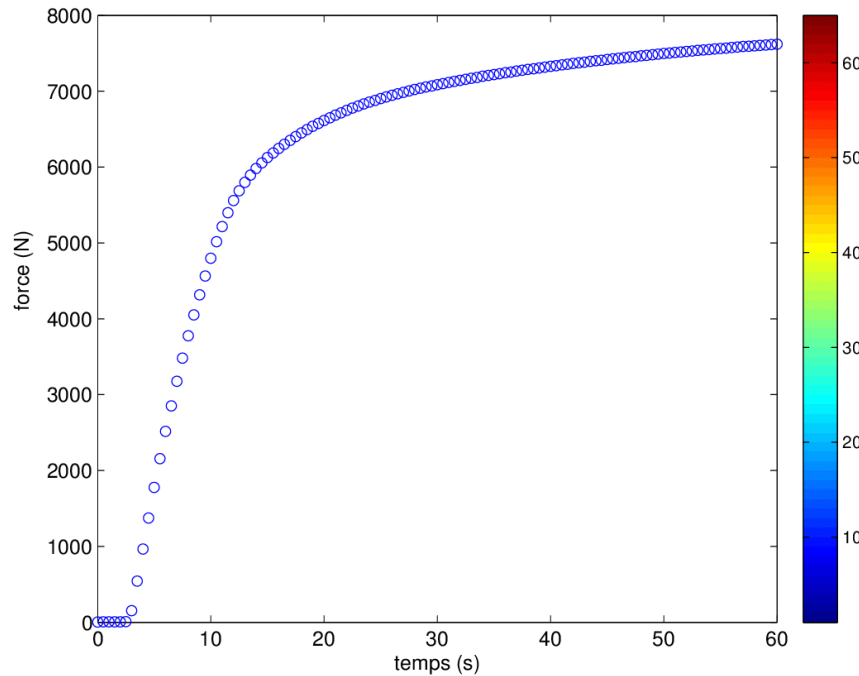


Figure 2-23. Evolution de la force au cours de l'essai de traction sur un alliage T40 (0°).

2.7 MODELISATION DU COMPORTEMENT DU MATERIAU

..1 Introduction

On voit sur l'essai de traction que la déformation vraie est égale au cumul des déformations élémentaires, la déformation totale peut être décomposée en une partie élastique réversible ε_e et une partie plastique irréversible ε_p . Cette dernière est obtenue en retranchant à la déformation totale la déformation élastique selon la relation suivante :

$$\varepsilon_p = \varepsilon - \varepsilon_e. \quad (2-10)$$

La déformation plastique apparaît lorsque la contrainte dépasse une valeur seuil σ_0 appelée souvent limite d'écoulement plastique (Yield stress), c'est-à-dire :

$$\varepsilon_p = \begin{cases} 0 & \text{si } \sigma \leq \sigma_0 \\ \varepsilon - \frac{\sigma}{E} & \text{si } \sigma > \sigma_0 \end{cases} \quad (2-11)$$

La valeur de ε_e est quant à elle calculée par la relation de Hooke pour un chargement uniaxial. En présence d'un état de contraintes multiaxial, il faut s'attacher à étendre ces relations en 3D en

définissant des relations entre les tenseurs de contrainte et de déformation dans le domaine élastique et dans le domaine plastique.

..2 Les différentes modelisations de la plasticité cristalline

- **Modèles physiques**

Ce type de modèles également détermine la relation entre le tenseur des contraintes et le tenseur des déformations. Les relations mathématiques qui décrivent le comportement macroscopique intègrent les mécanismes physiques à l'origine de la déformation et font apparaître des grandeurs d'état du matériau (densité des dislocations, taille de grains, etc.). Tous les paramètres et coefficients introduits dans le modèle ont donc un sens physique ou s'en approchent. Ce type de modèles reposant sur des mécanismes physiques élémentaires non spécifiques à un mode de déformation particulier, peut être confronté à un nombre plus élevé de situations qu'un modèle de type boîte noire. A rebours, les constantes à identifier sont parfois plus difficiles d'accès que pour un modèle phénoménologique classique.

- **Modèles phénoménologiques**

Ce type de modèles détermine la relation entre le tenseur des contraintes appliquées et le tenseur des déformations produites. Le matériau est considéré comme une boîte noire, les phénomènes physiques responsables de la plasticité ne sont pas du tout au cœur des préoccupations du modélisateur (Balland, 2012). Il ne s'applique bien qu'aux expériences qui ont servi à identifier les paramètres de la loi de comportement. Toute tentative d'extrapolation en dehors de ce cadre est en général problématique.

- **Modèles mixtes (hybrides)**

Ce sont des modèles intermédiaires entre les deux types précédents. L'avantage principal de ce type de modèles est que le transfert des concepts physiques de l'échelle microscopique à l'échelle macroscopique le rend plus générique tout en lui conservant l'efficacité d'un modèle phénoménologique (Balland, 2012).

..3 Modelisation du comportement élastique

La zone élastique de la courbe de traction correspond à la zone de petites déformations ($\sigma < \sigma_0$ et $\varepsilon < \varepsilon_0$). ε_0 est la déformation qui correspond à la contrainte seuil (Yield stress) σ_0 qui est pratiquement égale à la limite élastique du matériau. Dans cette zone, on peut supposer que les mesures nominales et vraies soient égales et on suppose que le matériau a un comportement

élastique linéaire et isotrope qui suit la loi empirique de Hooke. La loi de Hooke généralisée s'écrit comme suit (Pouzols, 2011) :

$$\sigma_{ij} = \frac{E}{1 + \nu} \left(\varepsilon_{ij} + \frac{\nu}{1 - 2\nu} \varepsilon_{kk} \delta_{ij} \right), \quad (2-12)$$

avec :

E (MPa) et ν les constantes élastiques qui sont, successivement, le module d'Young et le coefficient de Poisson du matériau déformé,

δ_{ij} le symbole de Kronecker ($\delta_{ij}=1$ si $i=j$ et $\delta_{ij}=0$ si $i \neq j$),

ε_{kk} la somme des termes diagonaux du tenseur des déformations notée selon la convention de sommation d'Einstein.

Dans le cas d'un essai de traction (ou de compression) uniaxiale suivant l'axe x , la loi de Hooke est réduite à l'expression suivante :

$$\sigma_{11} = E \varepsilon_{11}. \quad (2-13)$$

Pour un matériau isotrope, l'extension suivant l'axe de chargement (axe x) entraîne une contraction suivant les axes y et z , c'est-à-dire :

$$\varepsilon_{22} = -\nu \varepsilon_{11} = -\nu \frac{\sigma_{11}}{E}. \quad (2-14)$$

Dans les conditions normales, la valeur de ν est voisine de 0,3 pour la plupart des métaux et alliages métalliques.

Le coefficient de Poisson s'obtient expérimentalement grâce à par mesure en temps réel des allongements relatifs longitudinal (ε_{11}) et transversal (ε_{22}).

Dans cette étude, le coefficient de Poisson ν n'a pas été déterminé expérimentalement. Nous avons adopté la valeur théorique de ce coefficient $\nu_{Ti} = 0,34$.

..4 Critères de plasticité

Un critère de plasticité est un critère caractéristique qui définit un domaine spécifique dans lequel le matériau garde toutes ses propriétés élastiques. On appelle les frontières qui délimitent le domaine élastique du domaine plastique dans l'espace des contraintes la surface de charge. Cette dernière est décrite par une fonction mathématique appelée fonction de charge qui traduit l'état de contraintes dans le domaine spécifié. On définit la fonction de charge comme étant la fonction de contraintes $f(\sigma_{ij})$ définie par :

$$\begin{cases} f(\sigma_{ij}) < 0 & (1) \\ f(\sigma_{ij}) = 0 & (2)' \end{cases}$$

où dans le cas (1) l'élément a un comportement purement élastique et dans le cas (2) l'élément se plastifie (sur la frontière qui définit la surface d'écoulement plastique).

Pour tenir compte des sollicitations complexes, il faut faire appel aux critères de plasticité. Il en existe plusieurs mais le critère de von Mises donne de bons résultats pour de nombreux matériaux métalliques (isotropes). Pour les matériaux métalliques anisotropes (cas du comportement des tôles en flexion par exemple), le critère anisotrope quadratique de Hill est souvent adopté. Ces deux critères présentent l'avantage d'être intégrés dans les codes de calcul éléments finis.

..4.1 Critere isotrope de von mises

Si le corps est isotrope, le franchissement du seuil d'écoulement plastique ne dépend pas de l'orientation des directions des contraintes principales, la relation ne fait intervenir que les valeurs des contraintes principales (Lemaitre, 1985). Le critère de plasticité isotrope de Von Mises (Mises, 1913) est établi en considérant que l'écoulement plastique des matériaux insensibles à la pression hydrostatique se produit lorsqu'une valeur critique de l'énergie élastique de distorsion ou de la contrainte de cisaillement agissant sur les plans octaédriques est atteinte. Cette interprétation physique conduit à la définition d'un seuil de limite élastique lié à la limite élastique en cisaillement k (Makarova, 2006). Autrement dit, la fonction de charge s'écrit comme suit :

Domaine élastique :

$$J_2 - k^2 < 0. \quad (2-15)$$

Frontière de l'écoulement plastique :

$$J_2 - k^2 = 0. \quad (2-16)$$

Dans un repère quelconque (à 6 dimensions), J_2 est le deuxième invariant du déviateur de contraintes défini par :

$$J_2 = \frac{1}{6} [(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{xz}^2)] \quad (2-17)$$

Dans le repère des contraintes principales $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$, J_2 est le deuxième invariant du déviateur de contraintes défini par :

$$J_2 = \frac{1}{6} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] \quad (2-18)$$

L'essai de traction simple permet de déterminer la valeur du paramètre k en utilisant les relations (2-11) et (2-14). On suppose que la contrainte seuil de l'écoulement plastique est égale à la limite d'élasticité σ_0 , le paramètre k est donné par :

$$k = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}. \quad (2-19)$$

Dans un repère quelconque, la contrainte équivalente de von Mises $\bar{\sigma}(\sigma_{ij})$ s'exprime par :

$$\bar{\sigma}(\sigma_{ij}) = \sqrt{3J_2} = \sigma_0. \quad (2-20)$$

Dans le repère des contraintes principales, la contrainte équivalente de von Mises s'exprime de la façon suivante :

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]^{1/2} = \sigma_0. \quad (2-21)$$

C'est l'équation d'un cylindre d'axe la trisectrice du repère des contraintes principales et de rayon $\sqrt{\frac{2}{3}}\sigma_0$ (**Figure 2- 24**). Ainsi le critère de Von Mises se représente de la façon suivante dans l'espace des contraintes principales ([Mises, 1913](#)) :

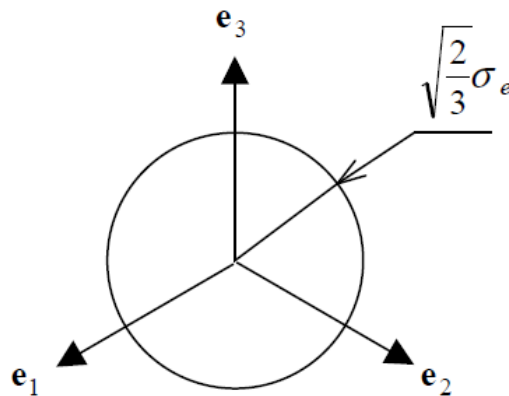


Figure 2-24. Représentation du critère de von Mises dans l'espace des contraintes principales.

e_1 , e_2 et e_3 représentent les axes du repère des contraintes principales.

La déformation équivalente au sens de von Mises est une variable scalaire, représentant la quantité de déformation plastique contenue dans le tenseur de déformation. Elle s'exprime par :

$$\varepsilon_{eq} = \frac{\sqrt{2}}{3} [(\varepsilon_{11} - \varepsilon_{22})^2 + (\varepsilon_{22} - \varepsilon_{33})^2 + (\varepsilon_{33} - \varepsilon_{11})^2 + 6(\varepsilon_{12}^2 + \varepsilon_{23}^2 + \varepsilon_{31}^2)]^{1/2}. \quad (2-22)$$

Pour un essai de traction simple la contrainte équivalente et la déformation équivalente au sens de von Mises correspondent aux grandeurs vraies de la contrainte et la déformation suivant l'axe de chargement. Les relations (2-18) et (2-19) s'expriment donc comme suit :

$$\begin{cases} \sigma_{eq} = \sigma_{11} \\ \varepsilon_{eq} = \varepsilon_{11} \end{cases} \quad (2-23)$$

..4.2 Critere anisotrope quadratique de hill48

Les critères isotropes de plasticité ne peuvent pas être appliqués aux matériaux ayant des propriétés anisotropes comme c'est le cas des tôles laminées à froid. Au niveau métallurgique, La formation de textures cristallographiques causées par le laminage conduit à une anisotropie des propriétés mécaniques. Un critère de plasticité pour un matériau anisotrope se réduit au critère de Von Mises lorsque l'anisotropie tend vers zéro, c'est-à-dire $\alpha \rightarrow 0^\circ$ et $r \rightarrow 1$.

Le critère de plasticité anisotrope de HILL48 (Hill, 1948) est le plus utilisé dans le cas des tôles laminés à froid, ce critère a pour avantage encore d'être programmé dans le code de calcul éléments finis Abaqus. Le critère de plasticité quadratique proposé par Hill pour un matériau anisotrope s'écrit comme une extension du critère isotrope de Von Mises :

$$2f(\sigma_{ij}) = F(\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + G(\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 + H(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + 2L\tau_{yz}^2 + 2M\tau_{xz}^2 + 2N\tau_{xy}^2 = 1, \quad (2-24)$$

où F, G, H, L, M et N sont appelés coefficients de Hill et sont des paramètres qui caractérisent l'anisotropie de la tôle. Les indices x, y et z correspondent aux axes de symétrie orthotrope.

Le critère anisotrope de Hill tend vers le critère isotrope au sens de von Mises dans le cas où : $F=G=H=1/2$ et $L=M=N=3/2$.

Dans l'espace des contraintes planes (cas d'emboutissage des tôles minces par exemple), le critère de Hill est réduit à l'expression suivante :

$$2f(\sigma_{ij}) = (G + H)\sigma_{xx}^2 - 2H\sigma_{xx}\sigma_{yy} + (F + H)\sigma_{yy}^2 + 2N\sigma_{xy}^2 = 1. \quad (2-25)$$

Les paramètres d'anisotropie sont reliés aux coefficients de Lankford par les relations suivantes :

$$\left\{ \begin{array}{l} H = \frac{r_0}{(1 + r_0)} \\ G = \frac{1}{(1 + r_0)} \\ F = \frac{r_0}{r_{90}(1 + r_0)} \\ N = \frac{(r_0 + r_{90})(2r_{45} + 1)}{2r_{90}(1 + r_0)} \end{array} \right. \quad (2-26)$$

Afin de caractériser l'anisotropie du matériau, il faut donc réaliser des essais de traction monotone sur des éprouvettes découpées à 0°, 45° et à 90° par rapport au sens du laminage.

Dans le cadre de cette étude, les valeurs expérimentales des paramètres de Hill48 obtenues par Toussaint et al. (Toussaint, 2008) ont été adoptées. Ces valeurs sont résumées dans le **Tableau 2-5**.

Tableau 2-5. Paramètres de Hill48 pour le titaneT40.

F	G	H	N
0,52	0,29	1,71	4,2

Il est intéressant de souligner que de nombreux critères de plasticité alternatifs ont été développés récemment afin d'améliorer l'aspect prédictif de la plasticité pour différents types de matériaux métalliques. On peut citer par exemple les critères de Hill 79 (Hill, 1979); Barlat et al. (Barlat, 1991); Hill 2000 (Hill, 2000); Benabic et al. (Banabic, 2003); et Barlat et al. (Barlat, 2005).

Dans le cadre de cette étude, seuls les critères de von Mises dans le cas isotrope et le critère de Hill 48 dans le cas anisotrope seront considérés.

2.8 PHENOMENE D'ECROUISSAGE

A l'intérieur du domaine d'élasticité, l'état de contrainte et de déformation en un point donné ne dépend que de l'état final, c'est-à-dire ne dépend pas du chemin parcouru à partir de l'état initial : il existe une relation biunivoque entre la contrainte et la déformation, relation donnée par la loi de Hooke (relation 2-13). Lorsqu'on atteint la frontière de l'élasticité et lorsqu'on la dépasse, deux cas déduits du comportement plastique peuvent se produire (Fares).

- *Le matériau est parfaitement plastique (Figure 2-25)* : la contrainte d'écoulement plastique n'évolue pas avec la déformation et la surface de charge reste inchangée. La limite d'écoulement nécessaire pour poursuivre la déformation et indépendante de la déformation plastique déjà réalisée et est égale à la limite d'élasticité du matériau. L'exposant d'écrouissage n est nul dans ce cas, la courbe de traction est donc une droite horizontale au

niveau de la limite élastique c'est-à-dire que le matériau ne subit aucune consolidation (pas d'écroutissage).

- *Le matériau est plastique écroutissable ou élastoplastique (Figure 2-26) : La contrainte d'écoulement plastique augmente avec la déformation, le matériau se consolide et la surface de charge évolue. La limite d'écoulement dépend étroitement de l'histoire de chargement subie par le matériau au cours de la déformation plastique.*

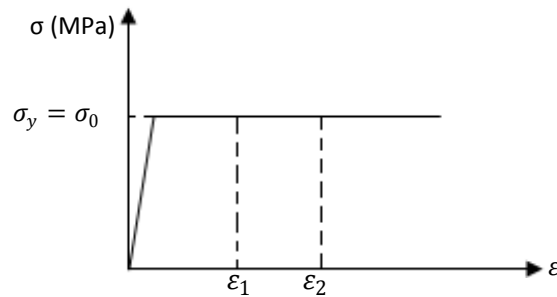


figure 2-25. illustration d'un comportement élastique parfaitement plastique.

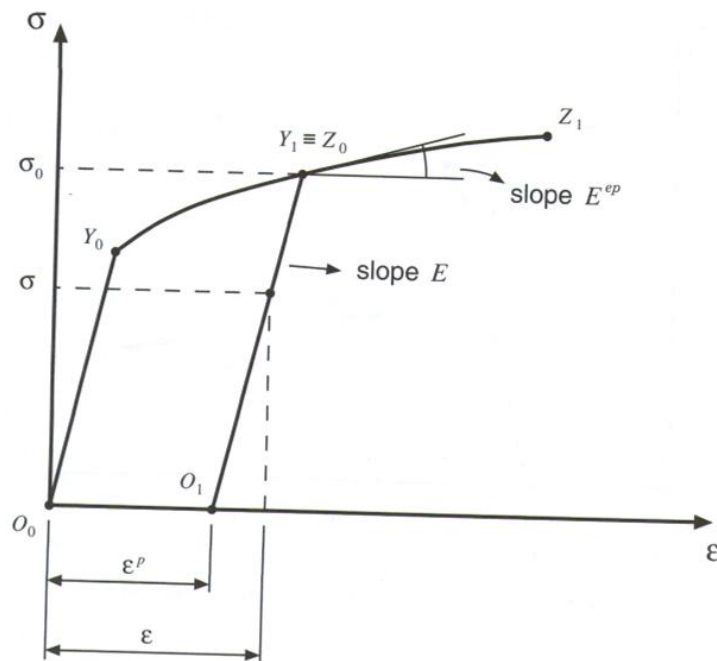


Figure 2-26. Illustration d'un comportement élastique parfaitement plastique (Marciniak, 2002).

Pour des éprouvettes de traction, on constate également que l'orientation de l'éprouvette par rapport à la direction de laminage a une incidence schématisée sur la Figure 2-27.

Typiquement, l'anisotropie initiale du métal est mise en évidence au moyen d'essai de traction selon les différentes orientations de prélèvement de l'éprouvette. Conventionnellement, on considère une

tôle plane dont les directions principaux d'anisotropie $\vec{1}$, $\vec{2}$ et $\vec{3}$ correspondent respectivement à la direction de laminage ($\alpha=0^\circ$), à la direction transverse ($\alpha=90^\circ$) et à la direction normale au plan de la tôle. La **Figure 2-28** montre le plan de la tôle avec les différentes directions.

L'anisotropie du matériau est caractérisée par les coefficients de Lankford (voir chapitre 1). Ces coefficients peuvent être déterminés par une régression linéaire sur le graphique des déformations plastiques transverses en fonction des déformations plastiques dans l'épaisseur. La **Figure 2-29** est un exemple pratique de détermination du coefficient r_0 (dans la direction de laminage).

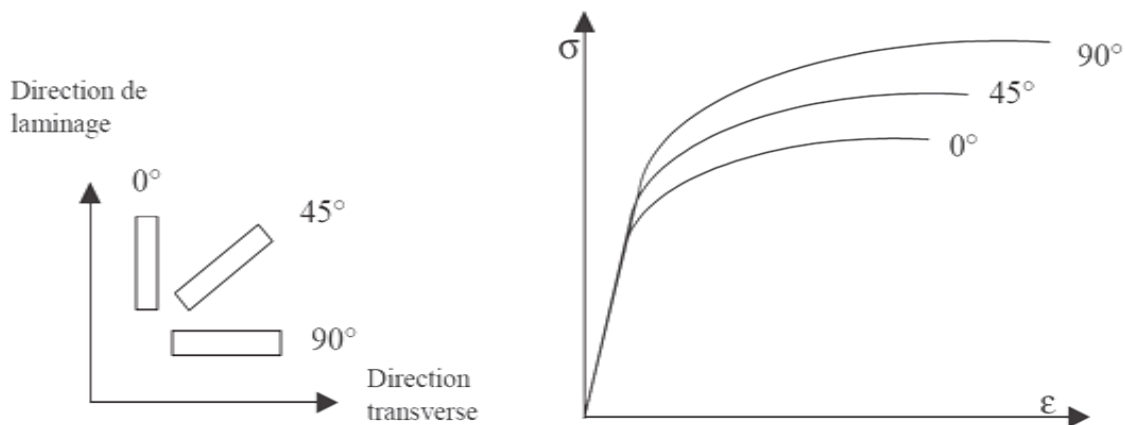


Figure 2-27. Exemples de courbes de traction obtenues sur le même matériau découpé selon trois orientations différentes par rapport à la direction de laminage (Makarova, 2006).

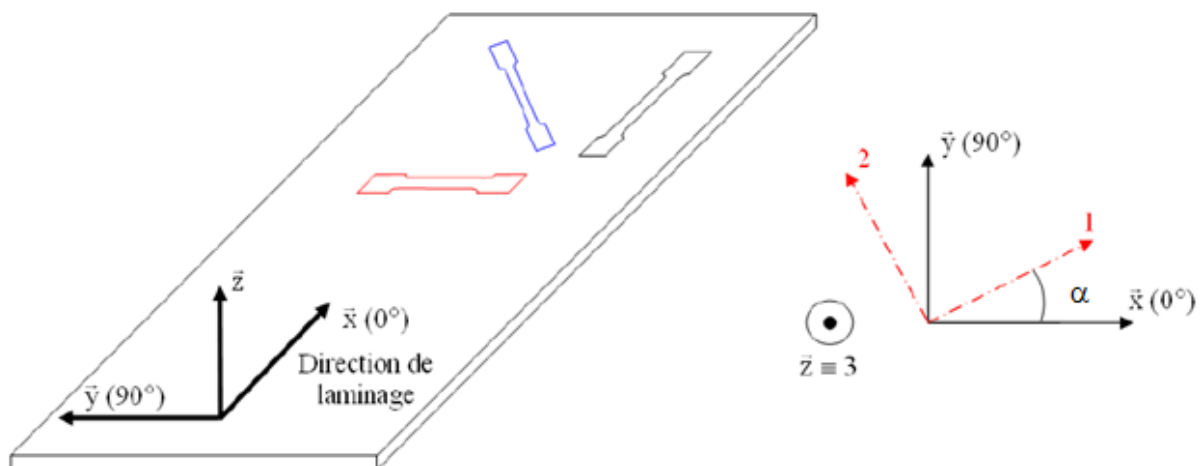


Figure 2-28. Plan de la tôle avec les différentes directions de prélèvement de l'éprouvette (Carbonnière, 2009).

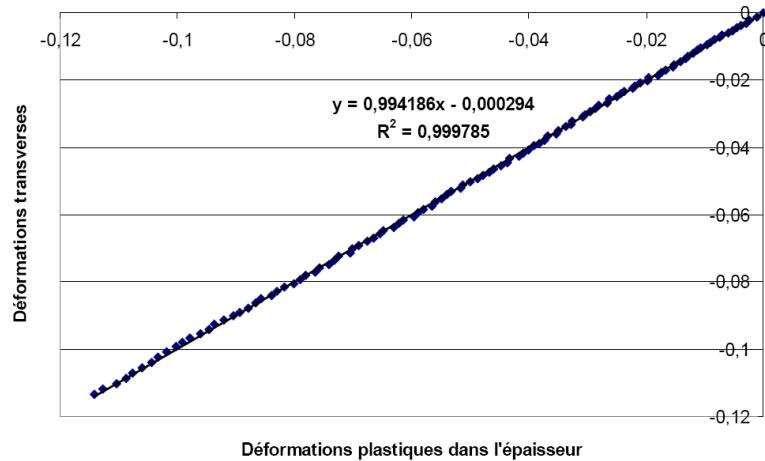


Figure 2-29. Exemple d’une régression linéaire sur la courbe des déformations plastiques transverses en fonction des déformations plastiques dans l’épaisseur (Pouzols, 2011).

Il est plus consistant de réaliser des essais cycliques de type cisaillement ou traction-compression sur des tôles calibrées afin de caractériser le comportement plastique du matériau sous sollicitation non monotone (cyclique). Ce type d’essais est très intéressant pour mettre en évidence l’effet Bauschinger qui se manifeste en présence de l’écrouissage cinématique (voir chapitre 1), c’est le cas de l’emboutissage des tôles minces où le trajet de déformation est complexe et fortement non monotone. A titre de comparaison, la **Figure 2-30** représente un essai de traction-compression en absence de l’effet Bauschinger (cas d’une tôle d’aluminium Al6061T4 par exemple), par contre la **Figure 2-31** représente le même essai mais en présence de l’effet Bauschinger (cas de l’acier DC05 par exemple).

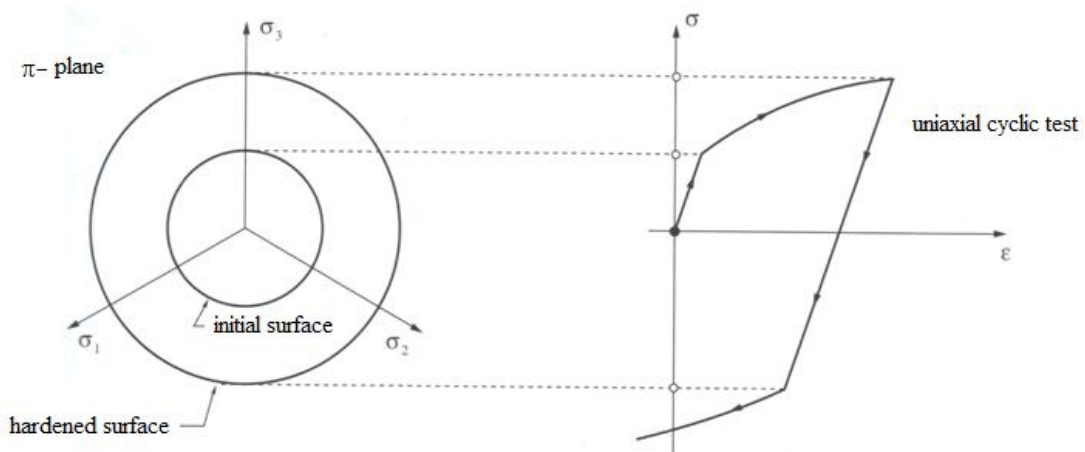


Figure 2-30. Ecrouissage isotrope durant un essai cyclique traction-compression (absence de l’effet Bauschinger) (Neto, 2008).

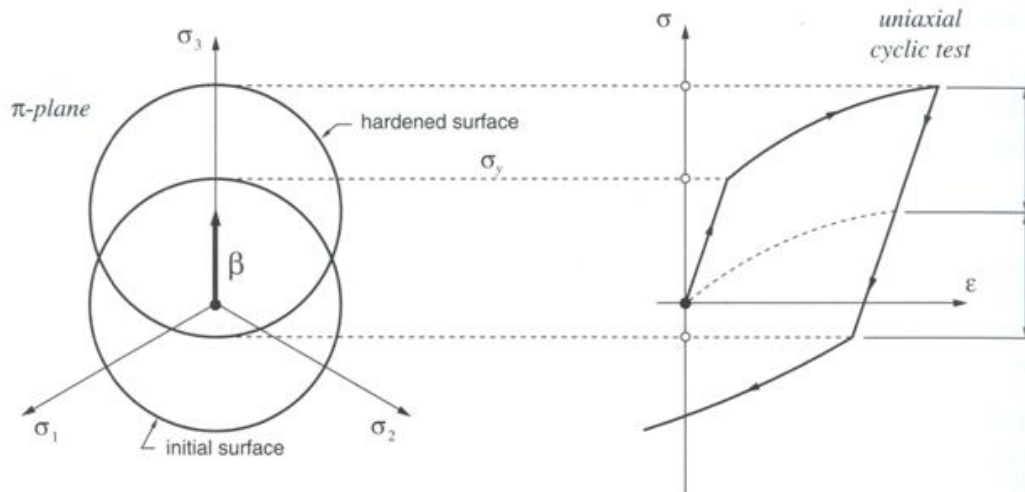


Figure 2-31. Ecrouissage cinématique durant un essai cyclique traction-compression (présence de l'effet Bauschinger) (Neto, 2008).

2.9 COURBE DE REFERENCE (OU COURBE CONTRAINTE EQUIVALENTE-DEFORMATION EQUIVALENTE)

La courbe de référence qui sera introduite dans le code de calcul éléments finis est la portion de la courbe de traction dans la zone d'écrouissage ($\sigma_0 < \sigma < \sigma_{max}$) qui lie la contrainte vraie (appelée aussi la contrainte de Cauchy) à la déformation plastique. Expérimentalement, cette courbe est donnée sous forme d'un tableur $\sigma(\varepsilon_p)$.

La plasticité est caractéristique des matériaux ductiles qui se traduit par la capacité du matériau à se déformer de manière irréversible avant de rompre. La zone plastique de la courbe de traction ($\sigma > \sigma_0$) correspond à la zone d'écrouissage. Ce phénomène physico-mécanique est traduit par un durcissement du matériau sous l'effet de sa déformation plastique. Il est dû aux micro-glissements d'éléments de matière les uns par rapport aux autres qui se produisent par le mouvement des dislocations. Pour modéliser la courbe contrainte-déformation dans la zone plastique, appelée aussi courbe de référence, on utilise souvent une loi analytique. Les phénomènes physiques responsables de la plasticité ne sont pas pris en considération, l'essentiel est de reproduire le plus correctement la courbe de référence $\sigma(\varepsilon_p)$, qui sera introduite par la suite dans le code de calcul par éléments finis.

En littérature, plusieurs lois analytiques ont été proposées pour modéliser la courbe de référence en traction pour les matériaux métalliques. Le **Tableau 2- 6** donne les représentations courantes qu'on trouve dans la littérature.

Le paramètre n représente le coefficient d'écrouissage, il rend compte de la capacité du matériau à se déformer plastiquement. Ce coefficient est défini par $n = \frac{d \ln \sigma}{d \ln \varepsilon}$.

Le paramètre K représente le coefficient de résistance du matériau.

Il faut mentionner toutefois que les paramètres n et K ne sont pas des paramètres intrinsèques du matériau, en effet ils ne représentent pas les mêmes valeurs pour les différentes lois. La **Figure 2-32** montre par exemple les valeurs extrémales du paramètre n selon la loi puissance de Hollomon (a) et la loi de Ludwik (b).

Généralement, on se contente de lois de formulation simple qui permettent de décrire simplement le comportement du matériau dans un cas bien défini, pour évaluer par exemple l'aptitude d'un métal à s'emboutir. Cependant ces lois ne sont valables que pour des déformations qui doivent être homogènes dans la zone étudiée de l'éprouvette (zone utile). Dans le cas où le matériau présentant des hétérogénéités importantes (cas de la plupart des matériaux métalliques), la modélisation doit faire appel à des lois plus ou moins complexes.

Tableau 2-6. Modèles analytiques utilisés pour décrire le comportement plastique lors d'un essai de traction monotone.

Type de modèle	Expression mathématique
Linéaire	$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon_p$
Hollomon	$\sigma = K\varepsilon_p^n$
Ludwik	$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon_p^n$
Swift	$\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon_p)^n$
Voce	$\sigma = \sigma_s [1 - A \exp(-\beta\varepsilon)]$
Legoff-Saada	$\sigma = A + \ln(\varepsilon_0 + \varepsilon_p)$
Ramberg Osgood	$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + K \left(\frac{\sigma}{E}\right)^n$

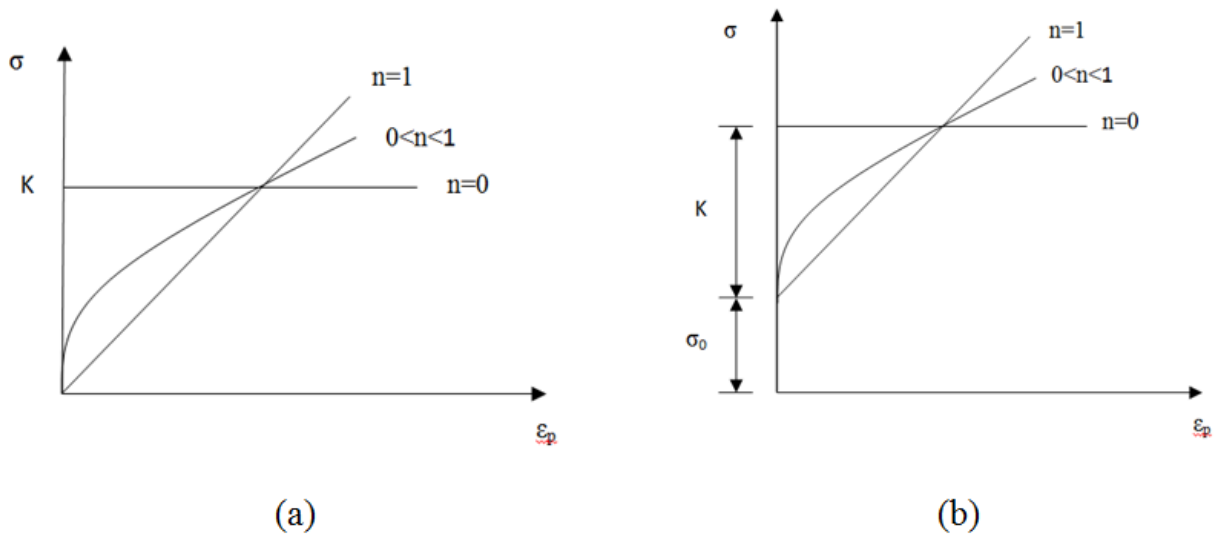


Figure 2-32. Valeurs extrémales du paramètre d'écroissage n (Fares),

(a) Modèle de Hollomon,

(b) Modèle de Ludwik.

- si $n = 1$, il s'agit d'un comportement plastique linéaire,
- si $n = 0$, il s'agit d'un comportement élastique parfaitement plastique,
- si $0 < n < 10$, il s'agit d'un comportement élastoplastique.

Ce dernier cas présente le comportement de la plupart des métaux ductiles.

En dehors des mesures expérimentales, on peut donc obtenir analytiquement la valeur de la contrainte vraie à n'importe quelle déformation plastique en utilisant un des modèles empiriques cités dans le **Tableau 2-5**. Le modèle adopté doit être assez représentatif des résultats expérimentaux. Les paramètres du modèle peuvent être identifiés et optimisés à l'aide d'un solveur.

Dans le cas où la courbe de référence suit la loi puissance de Hollomon ($\bar{\sigma} = K \bar{\epsilon}_p^n$), la déformation totale est donnée par :

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K}\right)^{\frac{1}{n}} \quad (2- 27)$$

2.10 PRESENTATION DES DEUX MODELES ELASTOPLASTIQUES ETUDIES

Pour avoir un outil de simulation performant des phénomènes physico-mécaniques tels que le retour élastique et la localisation des déformations, la modélisation du comportement macroscopique du matériau de la tôle constitue une étape pointue et décisive.

Dans le cadre de ce travail, nous avons proposé deux types de modèles de comportement élastoplastiques qui peuvent être utilisés dans le code éléments finis pour la simulation du procédé d'emboutissage en U. Chaque modèle présente des spécificités pour mieux décrire le comportement élastoplastique pour un chargement simple (traction par exemple) ou un chargement plus ou moins complexe (emboutissage par exemple).

A priori, les modèles de comportement étudiés, dans le cadre de cette étude, sont ceux utilisables et facilement intégrables (à l'aide des routines) dans les codes éléments finis (Abaqus dans notre cas). La détermination précise de la courbe d'écrouissage (courbe de référence expérimentale ou modélisée) est un objectif crucial avant toute procédure numérique à entamer.

..1 **Modele phenomenologique classique**

Afin de prédire précisément le retour élastique (ou tout autre défaut géométrique ou structural) lors de formage d'une pièce de référence, les paramètres de comportement liés à l'élasticité du matériau doivent être rigoureusement identifiés. Le module d'Young est déterminé, par exemple, en utilisant la méthode de régression linéaire sur les données de l'extensomètre enregistrées durant un essai de traction monotone ou un autre essai plus fiable. La limite élastique est déterminée virtuellement par la simulation numérique d'un essai de traction monotone qui reproduit assez précisément l'essai expérimental. Cette précision est obtenue par exemple à l'aide d'un script d'optimisation sous Python (développé au niveau du laboratoire SYMME) des paramètres de comportement élastique et élastoplastique du matériau étudié.

Dans cette première partie de modélisation, on accepte que le matériau ait un comportement élastique linéaire et isotrope qui est modélisée par la loi de Hooke. Le comportement plastique qui se décrit par une courbe de référence $\sigma(\varepsilon_p)$ est modélisé par une loi d'écrouissage phénoménologique de type Hollomon. Ainsi, le matériau est supposé homogène dans la longueur utile, c'est-à-dire que la déformation se répartit d'une façon uniforme dans la zone délimitée par les couteaux de l'extensomètre d'une longueur égale à $L_0 = 12,5 \text{ mm}$.

Le module d'élasticité E est supposé comme un paramètre non modifié par l'écoulement plastique, c'est-à-dire que la déformation à la décharge est proportionnelle à la contrainte selon la grandeur de E . La limite élastique augmente avec l'augmentation de la contrainte d'écoulement, on définit une limite actuelle d'élasticité en effectuant un cycle décharge-recharge en traction monotone, **Figure 2-33**.

Le tableau ci-dessous (**Tableau 2-7**) récapitule les valeurs mesurées des paramètres élastiques et les valeurs optimisées des paramètres de la loi puissance de Hollomon. Ces valeurs optimisées montrent une bonne correspondance simulation/expérience visible sur la **Figure 2-34**.

L'écroissage cinématique n'est pas pris en compte dans cette partie de caractérisation et de modélisation, ce qui nous mène à dire que la présente modélisation est valable seulement pour un chargement monotone et exclut de fait de simuler le comportement du matériau lors de trajets de déformation plus ou moins complexes (cas d'emboutissage par exemple).

L'hypothèse d'homogénéité du matériau justifie la symétrie des contraintes et déformations par rapport au centre de l'éprouvette lors de simulation du phénomène de localisation au cours d'un essai de traction monotone, comme indiqué sur la **Figure 2-35**.

Les essais menés dans les différentes directions montrent que le matériau choisi est sensiblement anisotrope. Les valeurs expérimentales des paramètres caractérisant l'anisotropie initiale suivant le critère de Hill48 sont rassemblées dans le **Tableau 2-5**.

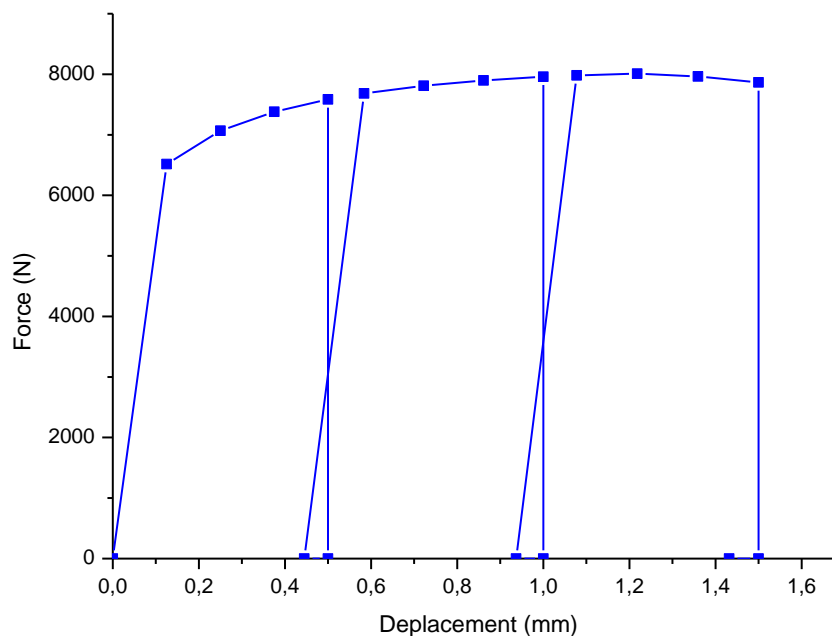


Figure 2-33. Cycles charge – recharge lors de simulation d'un essai de traction monotone.

Tableau 2-7. Paramètres élastiques et paramètres de la loi puissance de Hollomon pour le titane T40.

Orientation	E (MPa)	ν	N	σ_y (MPa)
0°	107000	0,34	0,13	350
45°	111000		0,11	355
90°	113000		0,09	420

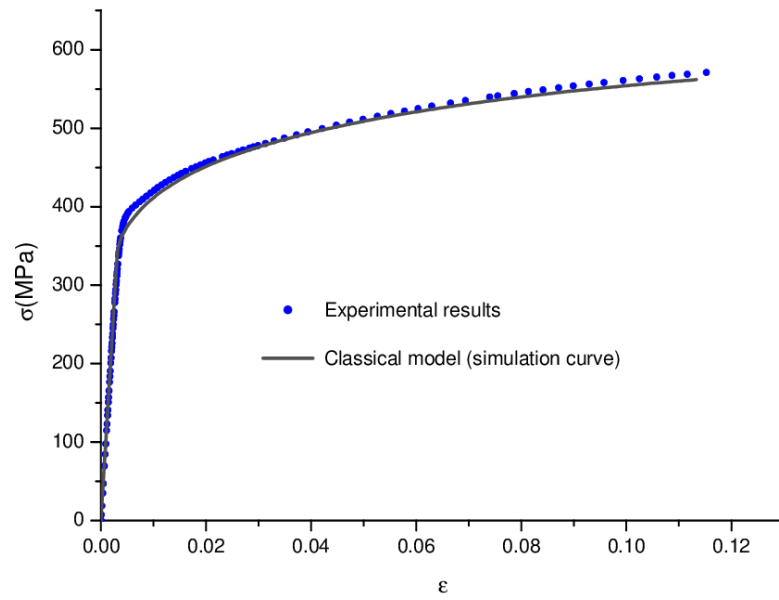
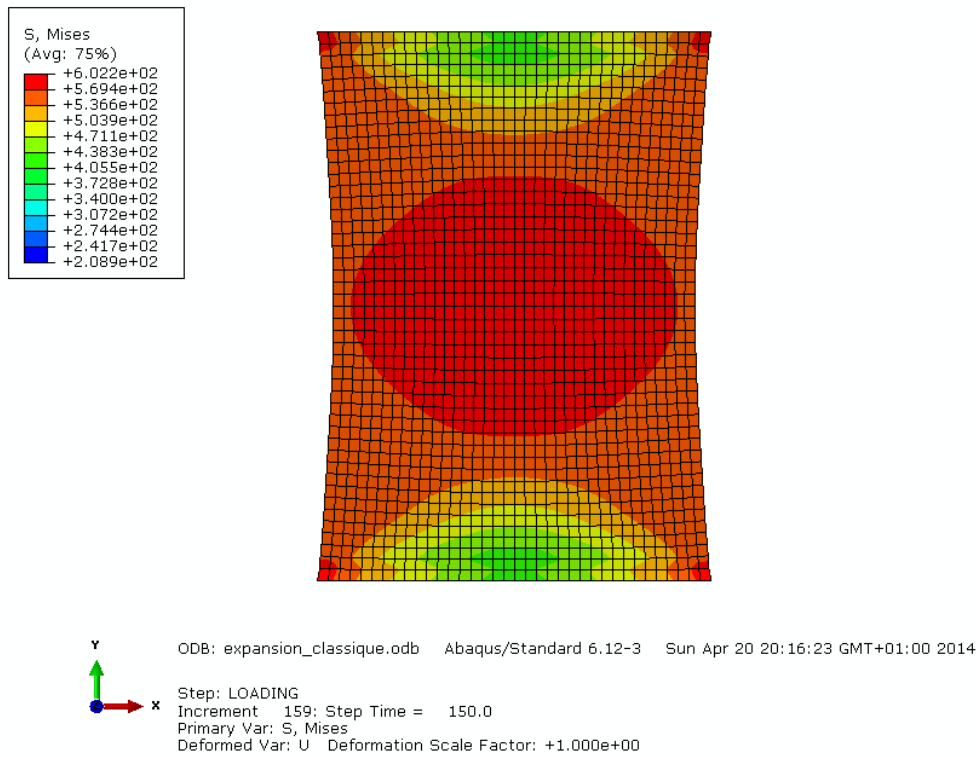
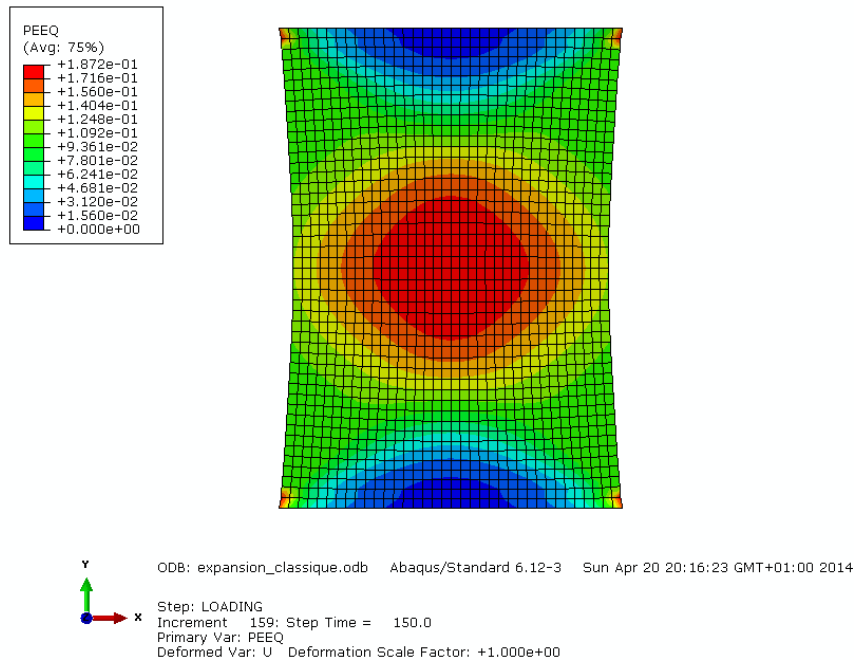


Figure 2-34. Courbes de traction expérimentale et simulée par un modèle phénoménologique de type Hollomon pour le titane T40.



(a)



(b)

Figure 2-35. Simulation du phénomène de localisation au cours d'un essai de traction monotone en utilisant une loi d'érouissage de type Hollomon,

(a) Contrainte équivalente de von Mises,

(b) Déformation équivalente.

Il faut se rappeler que, la prise en compte de l'érouissage cinématique dans les modèles phénoménologiques exige une caractérisation fine du comportement cyclique. L'obtention d'une telle base expérimentale nécessite la mise au point d'un dispositif spécifique permettant de réaliser des tests cycliques de cisaillement ou de flexion, qui est souvent plus coûteux. Les essais cycliques de traction-compression (qui sont moins coûteux) sont exclus du fait des risques de flambage (l'épaisseur de la tôle est trop faible devant sa longueur). C'est pourquoi on peut avoir recours à des solutions tant numériques qu'expérimentales qui s'avèrent performantes et moins coûteuses (cas des modèles compartimentés ou hybrides). Cette démarche fait un des axes de recherche actuels du laboratoire SYMME.

Selon une étude numérique menée récemment par Tabourot et al. (Tabourot, 2014), les auteurs ont montré, à travers des simulations numériques de traction sur des éprouvettes en acier C68, que les éléments du matériau se déchargent de plus en plus en se rapprochant du centre de l'éprouvette.

De notre côté, pour mettre en évidence ce résultat, nous avons effectué des simulations numériques de traction monotone sur des éprouvettes de titane T40 (Figure 2-36).

Par conséquent, les modèles phénoménologiques classiques qui se postulent un comportement homogène dans la partie utile de l'éprouvette prévoient que la striction se produit au centre de l'éprouvette où se situe l'élément le plus chargé.

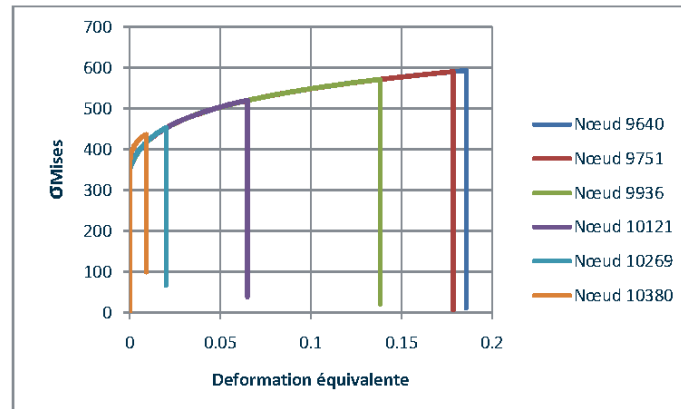


Figure 2-36. Charge et décharge des éléments (ou nœuds) vers le centre de l'éprouvette.

La **Figure 2-37** représente un chemin de chargement le long d'une ligne vers le centre de l'éprouvette. La contrainte équivalente de von Mises augmente avec la distance du chemin choisi et atteint sa valeur maximale au centre de l'éprouvette comme indiqué sur la **Figure 2-38**. De ce fait, la distribution non-uniforme des contraintes résiduelles causées par la déformation plastique traduit la complexité du problème typiquement posé : trouver des modèles performants capables de reproduire assez précisément les phénomènes générés par la déformation plastique tels que le retour élastique qui est au cœur des objectifs de notre travail. Ainsi, une approche analytique s'appuyant sur des hypothèses simplificatrices ne suffit pas à décrire correctement le phénomène étudié (le retour élastique). Ce dernier ne peut finalement être modélisé qu'avec un code de calcul éléments finis intégrant un modèle de comportement élastoplastique plus précis.

Le chemin de chargement choisi contient 13 nœuds (1721, 647, 573, 499, etc.) alignés vers le centre de l'éprouvette comme indiqué sur la figure ci-dessous.

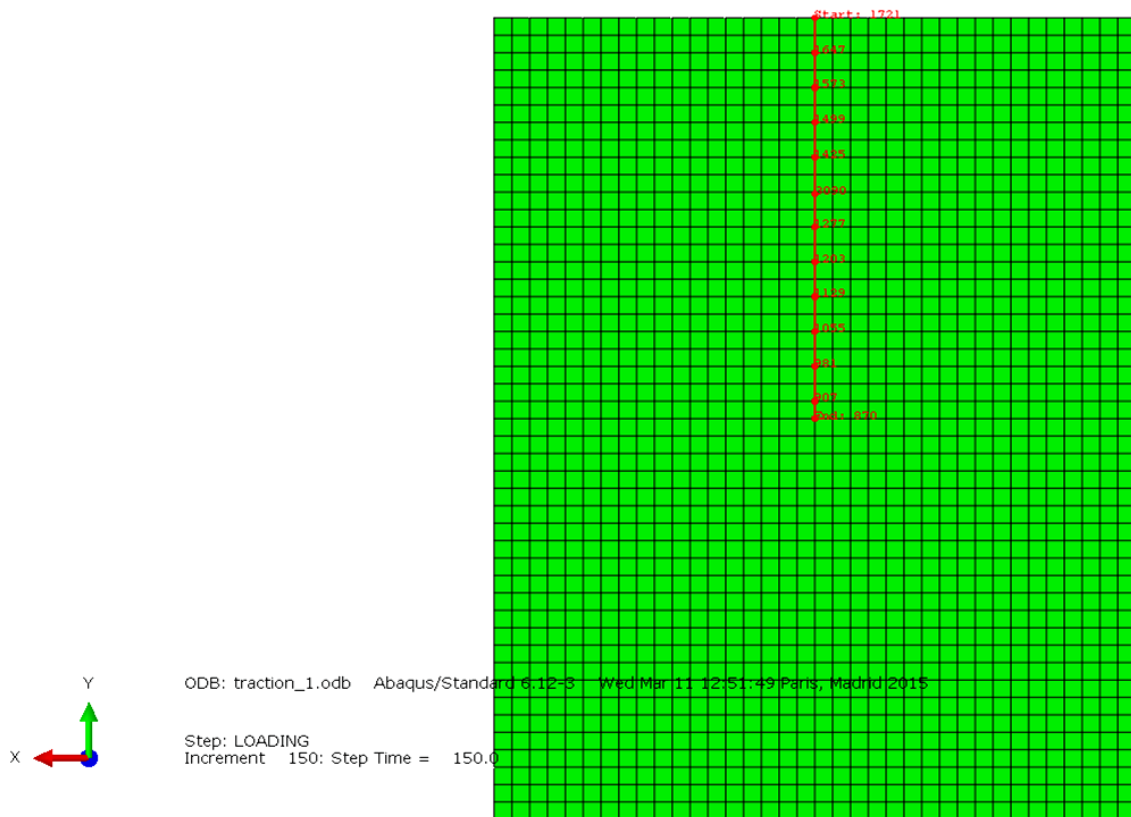


Figure 2-37. Chemin de chargement choisi (Loading path) le long d’une ligne vers le centre de l’éprouvette.

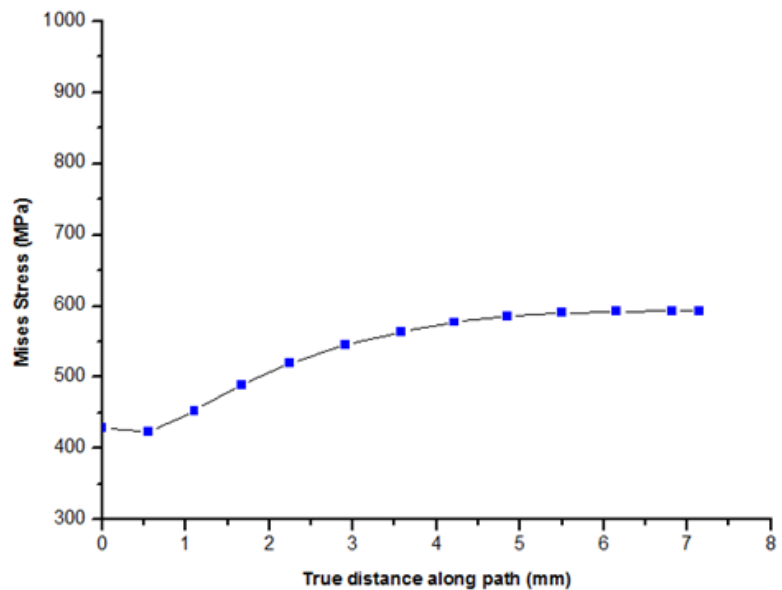


Figure 2-38. Evolution de la contrainte équivalente le long du chemin de chargement vers le centre de l’éprouvette.

..2 Modele hybride compartimente

En général, les alliages métalliques sont des polycristaux, c'est-à-dire qu'ils présentent des hétérogénéités intrinsèques, car ils sont constitués de grains monocristallins ayant chacun une taille et une orientation cristalline distincte, cette différence de taille et d'orientation implique alors que chaque grain répond de façon différente à une sollicitation mécanique (traction par exemple) (**Figure 2-39**). Précipités, lacunes, dislocations, etc. sont aussi des sources d'hétérogénéité du matériau.

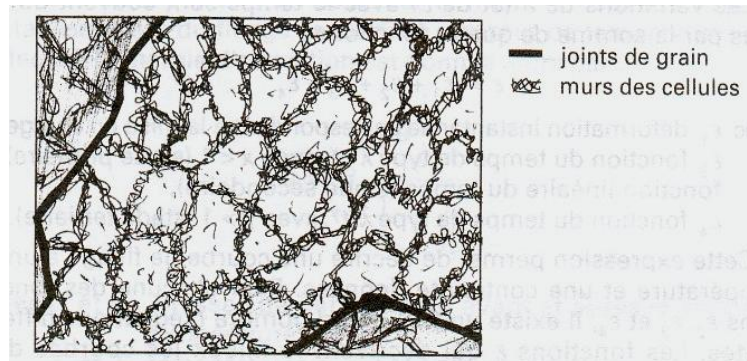


Figure 2-39. Diagramme schématique de la sous division d'un grain pendant la déformation plastique, en cellules de dislocations et blocs de cellules (Davenport, 2000).

Contrairement à un modèle de comportement phénoménologique classique, qui est généralement limité par des hypothèses simplificatrices (matériau homogène, écrouissage isotrope,...) et qui nécessite des équations complémentaires pour traiter des situations variées et qui donc nécessite des essais supplémentaires, les modèles hybrides compartimentés rendant compte des hétérogénéités du matériau, peuvent apporter des résultats de simulation plus variés sans avoir besoin d'équations supplémentaires ni de recourir à d'autres types d'essais classiques parfois très coûteux. Par conséquent, l'utilisation de ce type de modèles est sans doute plus adaptée pour l'étude des phénomènes pointus de mise en forme tels que le retour élastique et la localisation des déformations.

Les modèles hybrides (MH) constituent aujourd'hui un nouvel axe de recherche dans le domaine de la mise en forme des matériaux métalliques, ils permettent une approche alternative qui découle du rapprochement entre des modèles rhéologiques et la méthode des éléments finis (Tabourot, 2014). L'effet d'écrouissage cinématique lors d'essais cycliques ou avec des changements de trajets de chargement (pliage-dépliage par exemple), est directement reproduit avec un modèle hybride. Ce dernier doit être intégré via des scripts (en utilisant le langage Python par exemple) dans le code éléments finis (Abaqus dans notre cas).

Les modèles hybrides reposent principalement sur une distribution aléatoire (selon une des lois usuelles de probabilité) des contraintes seuils dont il s'agit de déterminer la forme et l'amplitude. L'idée générale est donc d'attribuer à chaque élément constitutif d'un maillage un modèle rhéologique restreint (Tabourot, 2014).

Description du modèle hybride

La construction d'un modèle constitutif du comportement élastoplastique de type hybride s'appuie principalement sur le choix de la loi de comportement locale généralement simple et physiquement motivée (Tabourot, 2014). Dans le cadre de cette étude, le modèle hybride qui a été développé dans le laboratoire SYMME est une extension à grande échelle d'un modèle très local développé par Déprés et al. (Déprés, 2008) pour le comportement intragranulaire de titane. Il a en quelque sorte certaines similitudes avec l'approche par éléments finis hétérogène proposée par Furushima et al. (Furushima, 2013). L'idée est donc d'affecter à chaque élément de maillage une loi de comportement élastoplastique à petite échelle. Le comportement global hétérogène à l'échelle de l'éprouvette est obtenu en utilisant une des lois probabilistes qui permet d'attribuer une distribution aléatoire aux paramètres du modèle hybride. La distribution dans le modèle de calcul par éléments finis est divisée en n classes ($n=8280$ dans notre cas).

La littérature dispose d'un ensemble de lois de comportement locales, comme celles décrites sur la Figure 2-40.

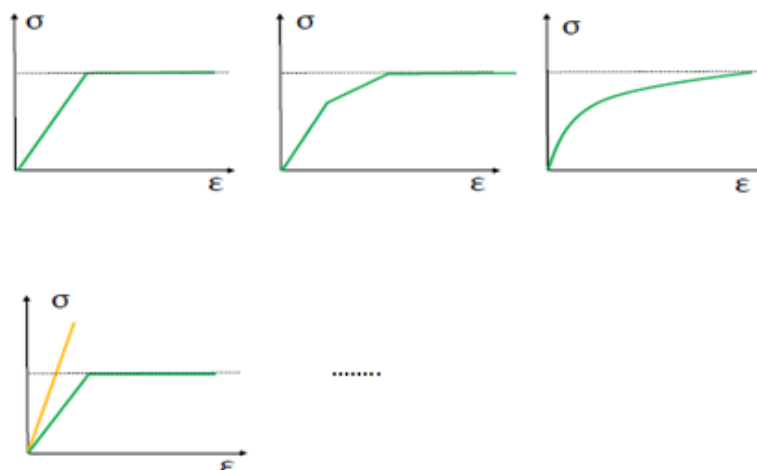


Figure 2-40. Exemples de lois de comportement locales.

Dans cette étude, une loi élastique avec écrouissage bilinéaire (exemple 2 de la Figure 2-40) a été adoptée comme loi élastoplastique locale, elle est définie comme suit :

$$\sigma = \sigma_y + n\varepsilon_p \quad (2-28)$$

De même pour les lois de distribution statistiques, il existe beaucoup de lois différentes (loi normale, loi de Rayleigh, loi exponentielle, etc.), comme celles décrites sur la **Figure 2-41**.

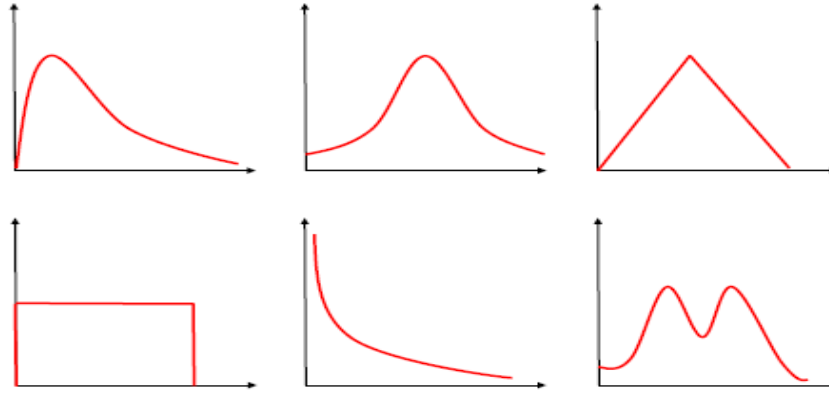


Figure 2-41. Exemples de lois de distribution statistiques.

Supposons que la contrainte seuil d'écoulement plastique σ_y pour chaque élément de volume suit une loi de distribution de type Rayleigh qui est donnée par la fonction de densité suivante :

$$f\left(\frac{x}{g}\right) = \frac{2x}{g^2} e^{-\frac{x^2}{g^2}}, \quad (2-29)$$

avec :

g (noté encore σ_{ymoy}) est un paramètre ajustable (à déterminer) qui contrôle à la fois la moyenne et l'écart type de la distribution, x est la variable de la distribution variant de 0 à l'infini.

Dans notre cas, la variable de la distribution est la contrainte seuil σ_y qui doit varier de 0 à σ_{sat} (contrainte de saturation).

Un exemple de comportement plastique bilinéaire dont la contrainte seuil est distribuée selon une loi statistique de type Rayleigh est illustré sur la **Figure 2-42**. Le comportement élastique est modélisé par un module d'Young E et un coefficient de Poisson ν . Dans cette étude, E est déterminé par la méthode de régression linéaire sur les données de l'extensomètre sur un essai de traction monotone, ν est choisi égal à sa valeur théorique pour ce type d'alliage ($\nu=0.34$).

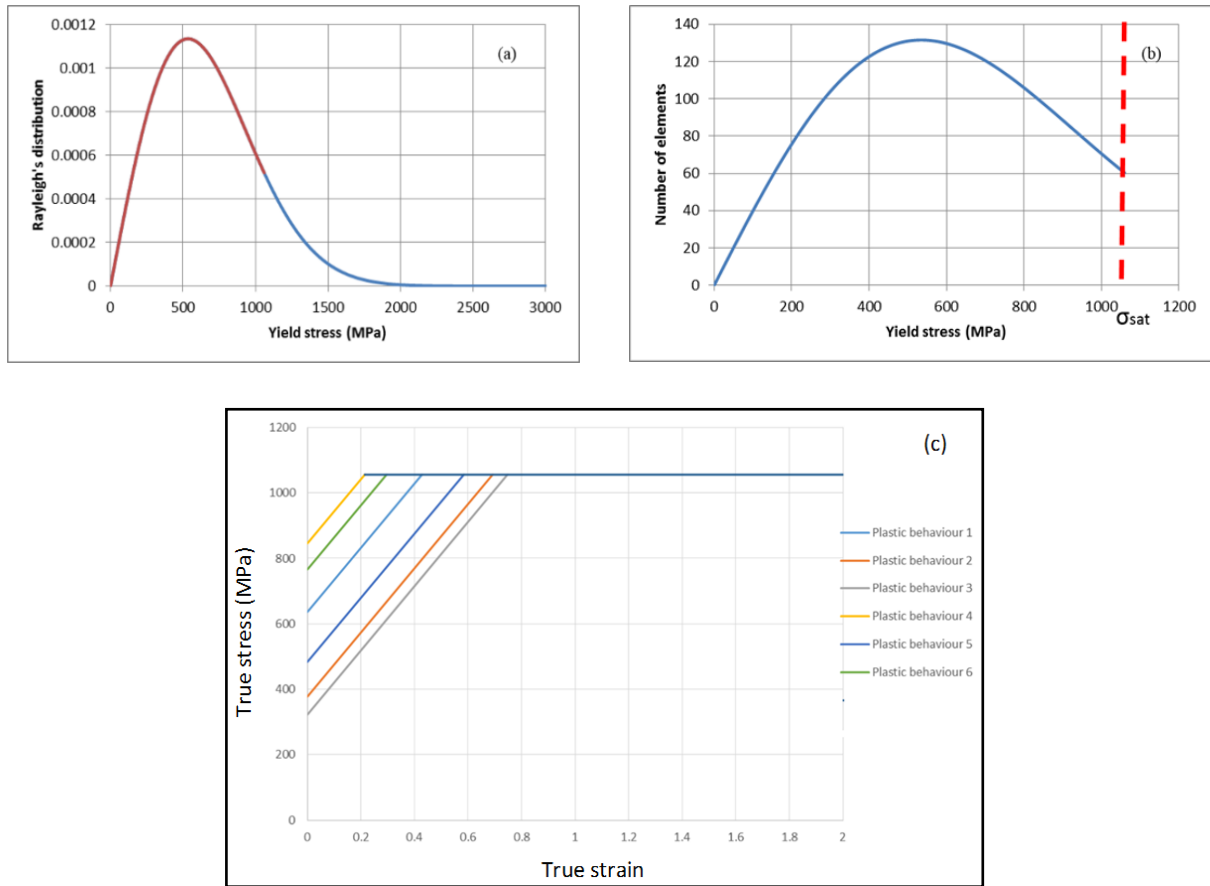


Figure 2-42. Exemple schématique d'une distribution de type Rayleigh (Balland, 2012)

(a) forme générale de la distribution de Rayleigh,

(b) distribution limitée par σ_{sat} ,

(c) courbes d'érouissage correspondantes, toutes définies par une même pente et une même valeur de saturation.

Dans le cadre de cette étude, la configuration de la **Figure 2-42** a été adoptée pour le modèle hybride proposé. La présente modélisation nécessite donc l'identification de trois paramètres spécifiques :

- la moyenne \mathcal{S} qui paramètre la distribution de Rayleigh,
- la constante d'érouissage n ,
- la contrainte de saturation σ_{sat} .

Un script sous Python (développé dans le laboratoire SYMME), permet l'identification et l'optimisation des paramètres caractérisant le modèle hybride. Les valeurs optimisées de θ , n et σ_{sat} sont rapportées sur le **Tableau 2-8**. Afin de tenir compte de l'anisotropie initiale, les paramètres du modèle ont été identifiés selon les directions 0° , 45° et 90° par rapport au sens de laminage.

Tableau 2-8. Valeurs optimisées des paramètres du modèle hybride.

Paramètres du MH	0°	45°	90°
θ (MPa)	500	500	549
n	575	480	436
σ_{sat} (MPa)	1 346	1 300	1 434

La **Figure 2-43** montre, à titre indicatif, l'ajustement des courbes contrainte-déformation vraies simulée et expérimentale pour des éprouvettes sollicitées dans la direction de laminage.

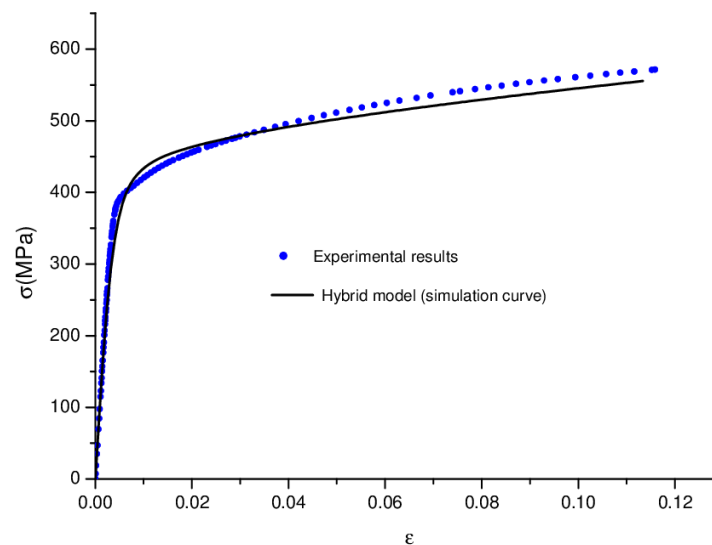
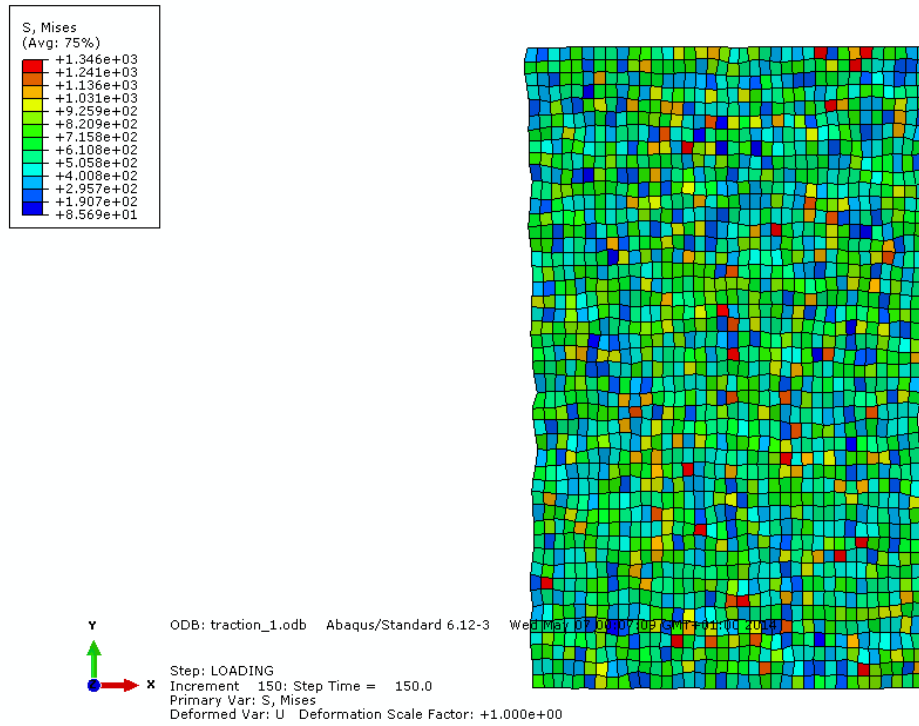


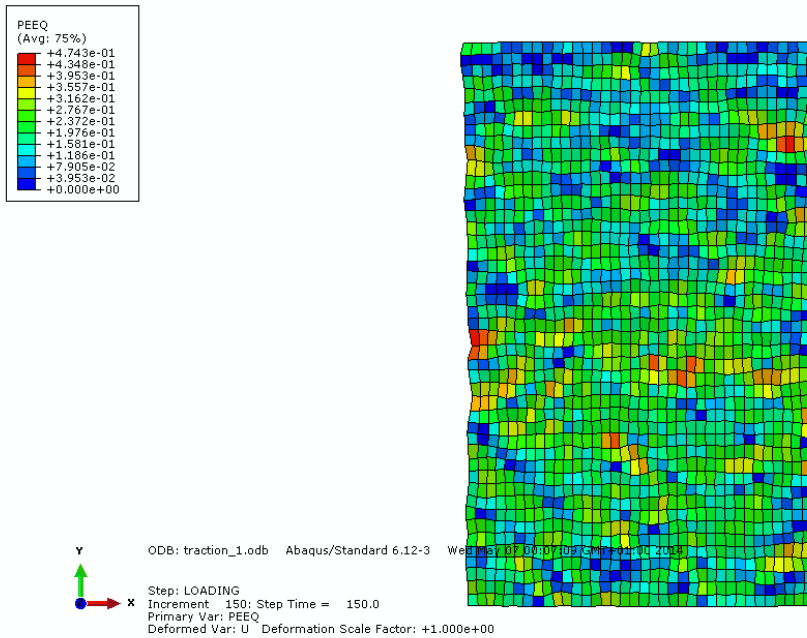
Figure 2-43. Courbes de traction expérimentale et simulée par un modèle hybride compartimenté (T40, 0°).

Conformément à l'étude menée par Tabourot et al. (Tabourot, 2014), la simulation du test de traction monotone en intégrant dans le code éléments finis un modèle de comportement local révèle que la striction ne se produit pas nécessairement au centre de l'éprouvette et peut être localisée dans n'importe quel endroit de la zone utile, elle est caractérisée (striction) par l'apparition de bandes de cisaillement, **Figure 2-44**.

La contrainte équivalente de von Mises varie aléatoirement avec la distance du chemin de chargement choisi (**Figure 2-37**) et peut atteindre sa valeur maximale à un endroit quelconque de l'éprouvette (élément 257 dans notre cas) comme indiqué sur la **Figure 2-45**.



(a)



(b)

Figure 2-44. Simulation du phénomène de localisation au cours d'un essai de traction monotone en utilisant un modèle de comportement hybride,
 (a) distribution de la contrainte de von Mises,
 (b) distribution de la déformation plastique équivalente.

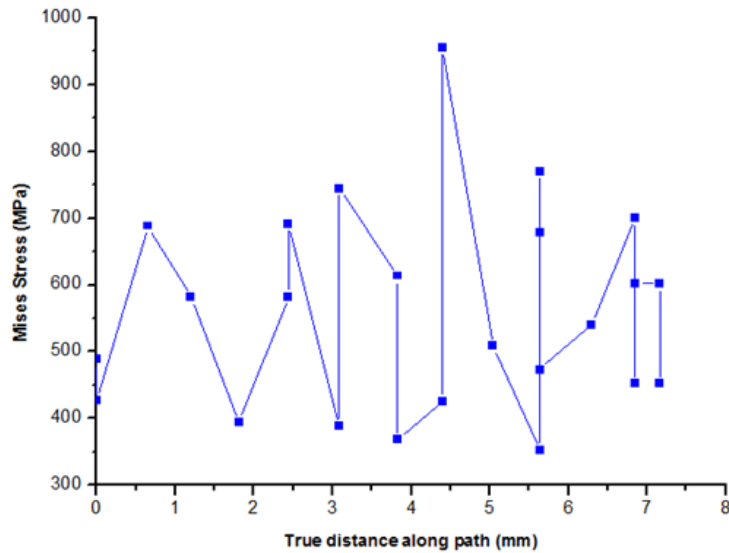
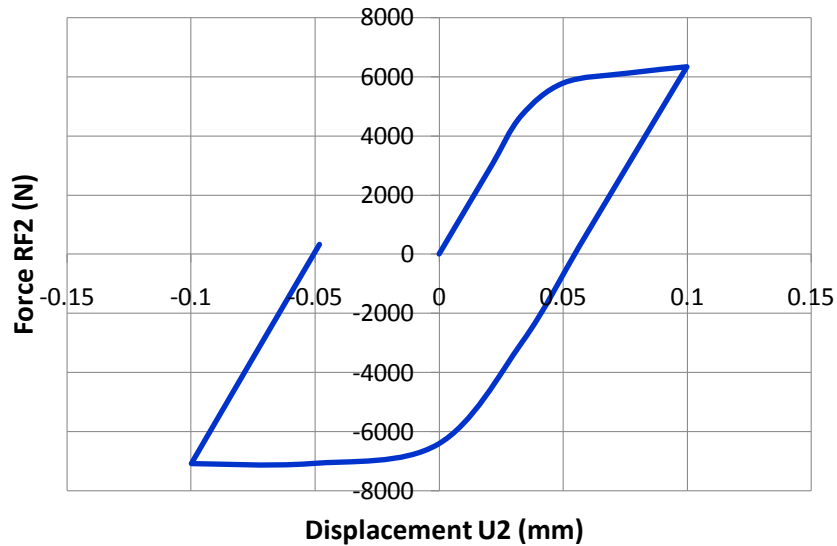
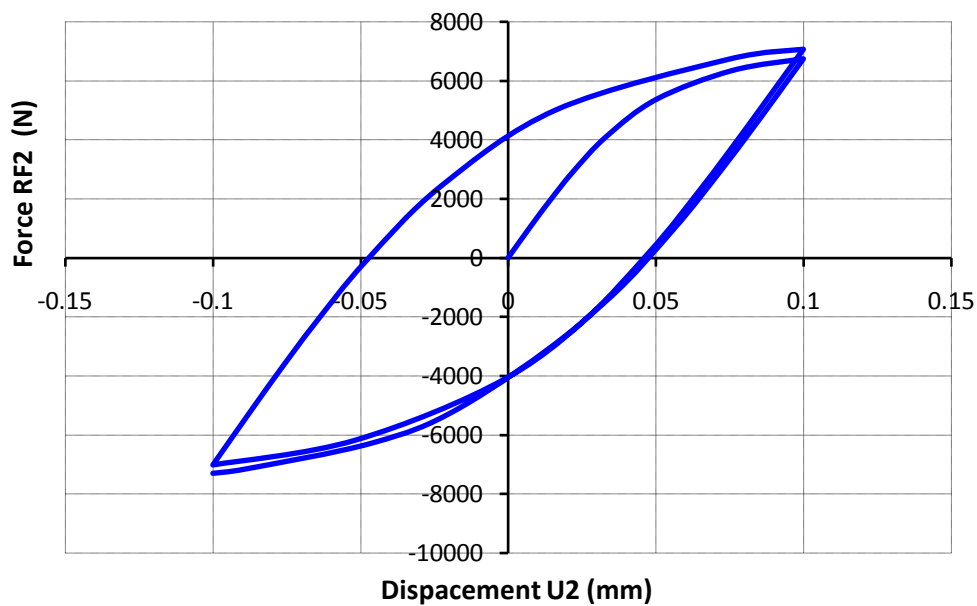


Figure 2-45. Evolution de la contrainte de von Mises avec la distance du chemin de chargement lors de simulation d'un test de traction en utilisant un modèle hybride.

Comme il l'a été mentionné précédemment, l'utilisation d'un modèle hybride pour modéliser le comportement élastoplastique de la tôle permet de reproduire l'effet de l'érouissage cinématique (ou effet Bauschinger) lors de trajets complexes de chargement (cas d'emboutissage par exemple). Pour mettre en évidence l'effet Bauschinger, un test cyclique de type traction-compression a été réalisé sur une éprouvette de titane orientée dans la direction de laminage. La **Figure 2-46-b** montre que l'effort à la limite élastique lors de la recharge après un cycle traction-compression est plus élevé qu'à la fin de la première charge, l'effet de l'érouissage cinématique est donc reproduit. A partir de ce résultat numériquement prouvé, on peut dire qu'en utilisant la répartition aléatoire des lois matériaux suivant la loi de probabilité adéquate, on peut reproduire l'érouissage cinématique de la matière alors qu'on n'a pas introduit dans le code de calcul élément finis les paramètres d'érouissage cinématique.



(a)



(b)

Figure 2-46. Mise en évidence de l'effet Bauschinger lors de simulation numérique d'un essai cyclique traction-compression en utilisant un modèle hybride.

(a) Pas d'effet Bauschinger (écrouissage isotrope) ;

(b) présence de l'effet Bauschinger (écrouissage cinématique).

L'évolution temporelle des éléments chargés - déchargés au cours du test numérique de traction est donnée par la **Figure 2-47**. La méthode proposée par Tabourot et al. (Tabourot, 2014) consiste à

comparer l'état de contrainte d'écoulement σ_n pour chaque élément du maillage à un moment donné t . n désigne le numéro de l'élément du maillage dans la pièce.

Si t et $t + dt$ désignent, successivement, les temps de début et de la fin du step de chargement, il y a pour un élément de maillage donné, deux possibilités :

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_{t+dt} - \sigma_t > 0 \text{ l'élément n'est pas déchargé,} \\ \text{ou} \\ \sigma_{t+dt} - \sigma_t < 0 \text{ l'élément est déchargé.} \end{array} \right.$$

Un programme post-traitement sous Abaqus est utilisé pour compter en fonction du temps du step chargement, le nombre d'éléments déchargés et le nombre d'éléments encore chargés lors de la simulation numérique d'un test de traction sur une éprouvette plate de titane T40.

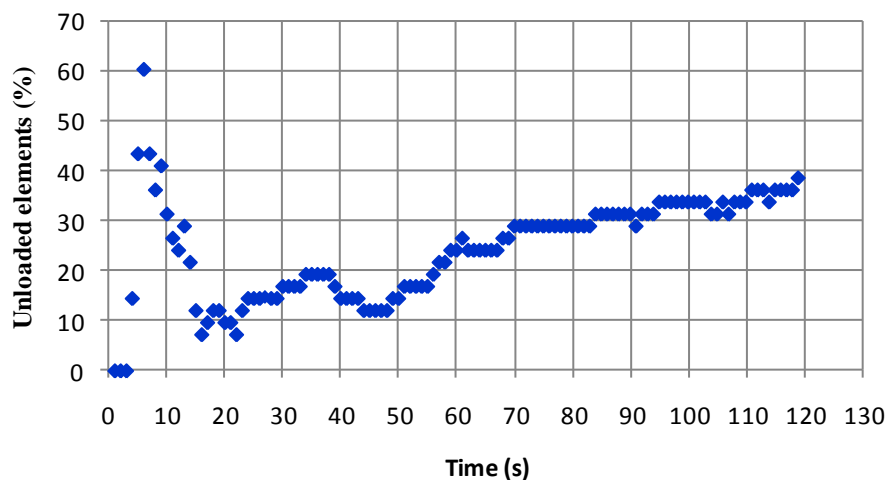


Figure 2-47. Évolution temporelle des éléments déchargés au cours de la simulation numérique de l'essai de traction sur une éprouvette de titane T40 orientée dans le sens de laminage.

2.11 CONCLUSION

Dans ce chapitre, l'étude effectuée porte sur trois tâches essentielles. La première tâche est consacrée à une brève présentation du matériau d'étude qui est le titane commercialement pur (T40) illustrée d'exemples (phases de transformation allotropique, composition chimique, applications industrielles, etc.). Les études menées sur ce type de matériau ont montré que son importance et sa rentabilité résident dans l'utilisation de ses propriétés spécifiques dans le domaine des technologies de pointe (aérospatial, aéronautique et technique médicale).

La seconde tâche est consacrée à la phase de caractérisation du comportement mécanique du matériau étudié (T40). Les propriétés fondamentales (élastiques et plastiques) de cet alliage qui constituent la base des différentes modélisations ont été définies. La procédure de caractérisation par des essais de traction monotone a été présentée avec plus de détails. Les essais de traction ont été menés à vitesse constante sur des éprouvettes plates de faible épaisseur. Afin de caractériser l'anisotropie initiale du matériau de la tôle, les essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes découpées à 0°, 45° et 90° par rapport au sens de laminage. L'étude expérimentale est suivie d'un rappel théorique sur les relations et les lois de comportement issues d'essais de traction. Enfin, une base de données expérimentale a été construite pour mener à bien la simulation numérique de l'opération étirage – pliage avec la phase du retour élastique.

La dernière tâche de ce chapitre consiste à présenter les deux modèles de comportement élastoplastiques adoptés dans cette étude pour la simulation des phénomènes pointus liés à la mise en forme des tôles métalliques tel que le retour élastique. Au moyen de la simulation numérique de l'essai de traction et conformément aux travaux réalisés par Tabourot et al. ([Tabourot, 2014](#)), nous avons montré l'intérêt du nouveau modèle élastoplastique à base physique qui est le "modèle hybride" par rapport à un "modèle phénoménologique classique" pour décrire précisément des phénomènes générés par la déformation plastique. A titre indicatif, l'écrouissage cinématique est reproduit dans le premier modèle sans avoir besoin de réaliser des tests de changement de trajet de chargement (essais cycliques par exemple). L'objectif est donc de rechercher et améliorer des modèles de comportement élastoplastiques plus prédictifs des défauts issus de la mise en forme des tôles métalliques.

Chapitre 3 Etude expérimentale et simulation numérique de l'essai étirage-plierage avec la phase du retour élastique

3.1 INTRODUCTION

L'essai étirage-plierage appelé aussi "emboutissage en U" est l'essai de validation utilisé dans cette étude. C'est un essai qui combine deux sollicitations différentes traction et flexion. Un des intérêts de cet essai est qu'il présente deux plis non similaires :

- Le premier pli ; du fait que la partie centrale de l'éprouvette est bloquée par raison de symétrie de l'outillage, est du type pliage en V.

- Le second pli ; du fait de déplacement relatif de la tôle par rapport à la pige (poinçon) est en fait un pliage-dépliage. On peut alors dans certaines conditions observer un phénomène de "spring-go", qui est un phénomène opposé au retour élastique (springback). En fait, la succession de pliages que subit la tôle et son moindre redressement, peuvent entraîner, à l'instar d'un ruban de bolduc plié par un ciseau mais dans une moindre mesure, un phénomène "d'enroulement" de la tôle conduisant à l'observation d'un angle plus fermé que la géométrie de l'outillage ne le permet pratiquement en apparence. Pour des conditions de sollicitation plus ou moins sévères (grande force de serrage, profondeur d'étirage importante, etc.), la géométrie finale de la pièce après retrait des outils peut être présentée de façon simplifiée par le changement de sa section selon la figure ci-dessous (**Figure 3-1**) :

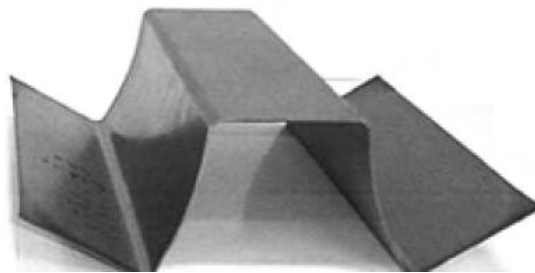


Figure 3-1. Exemple d'une pièce qui subit un grand retour élastique après une opération de mise en forme de type étirage-plierage.

Ce chapitre décrit en premier lieu la procédure expérimentale de l'essai étirage-plierage sur un alliage de titane commercialement pur. Des mesures expérimentales du retour élastique ont été menées et plusieurs paramètres qui interviennent dans le procédé et ayant un impact sur le retour élastique ont été considérés. Parmi ces paramètres, on retient tout particulièrement : la profondeur d'étirage, la

force de serrage, les dimensions de la tôle, l'anisotropie, etc. Par conséquent, ce travail expérimental constitue une banque de données qui sert de référence pour valider les simulations numériques du procédé considéré. Dans cet objectif, différents essais ont été réalisés afin de mettre en évidence le lien "qualitatif" qu'il peut exister entre les paramètres du procédé et l'évolution du retour élastique. En second lieu, le chapitre décrit la procédure numérique de l'essai retenu dans la perspective de la validation des résultats. L'objectif est donc de simuler la totalité du procédé étirage-plier des tôles de titane et de prédire avec précision le retour élastique que subit la pièce après décharge. L'étude a été réalisée sur une géométrie simple mais faisant intervenir des modes de déformations complexes comme ceux présents en emboutissage en général.

3.2 PRINCIPE DE L'ESSAI ETIRAGE-PLIAGE

L'essai de formage par étirage-plier est un procédé de fabrication par déformation plastique qui s'effectue, selon le matériau et les dimensions de l'éprouvette, à chaud ou à froid. Ce procédé vise à transformer une tôle métallique (flan) en une pièce plane en U (parfois en Ω) de surface non développable. Ce type de formage ne présente pas les deux modes de déformation existant lors d'un emboutissage d'un godet cylindrique par exemple : l'expansion et le retrait.

Dans cette étude, les essais étirage-plier ont été assurés par un dispositif en Ω adapté sur une machine de traction. Ce dispositif est conçu et fabriqué au niveau du laboratoire LPMMM de l'institut d'optique et mécanique de précision Sétif 1. Un capteur de déplacement très sensible de type LVDT adapté au dispositif permet d'enregistrer en temps réel la valeur de la profondeur d'étirage h . Comme indiqué sur la **Figure 3-2**, le dispositif est composé d'une matrice, d'un poinçon et d'un serre-flan. La matrice est fixée à la traverse mobile de la machine de traction tandis que le poinçon est solidaire à la traverse fixe de cette machine. Le corps du poinçon est constitué de deux piges cylindriques rigides en acier traité qui servent à l'étirement de la pièce. Pendant l'opération étirage-plier, les deux extrémités de la pièce sont maintenues sous charge entre les serres flancs et la matrice à l'aide des boulons à tête hexagonale (2 boulons sur chaque extrémité). Le dispositif peut donner également la possibilité de faire varier la valeur de la force de serrage en utilisant une clé dynamométrique. La force de serrage pour chaque boulon est calculée à partir du couple de serrage exercé par la clé dynamométrique en utilisant la formule de Kellermann-Klein. L'effet de frottement entre la pièce et l'outillage est ainsi minimisé en utilisant une huile industrielle.

Le schéma de principe de l'essai étirage-plier appliqué sur une tôle métallique et les dimensions utiles de l'appareillage sont donnés ci-dessous par la **Figure 3-3**.

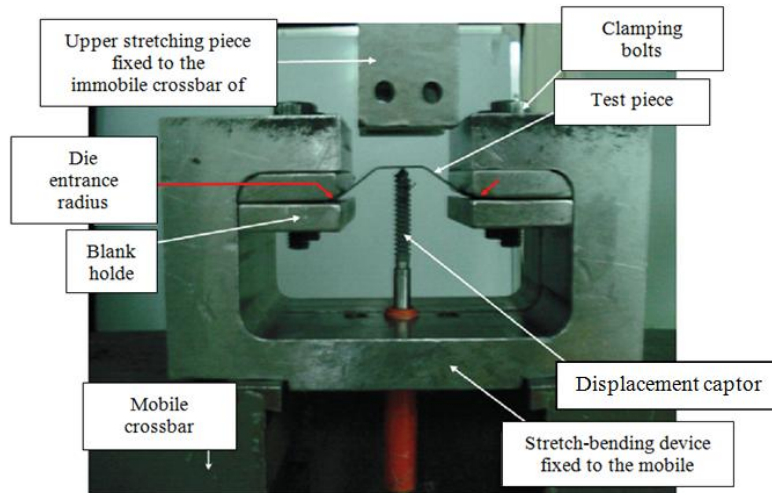


Figure 3-2. Dispositif utilisé pour l'essai étirage-plier avec le capteur de déplacement (Ouakdi, 2012).

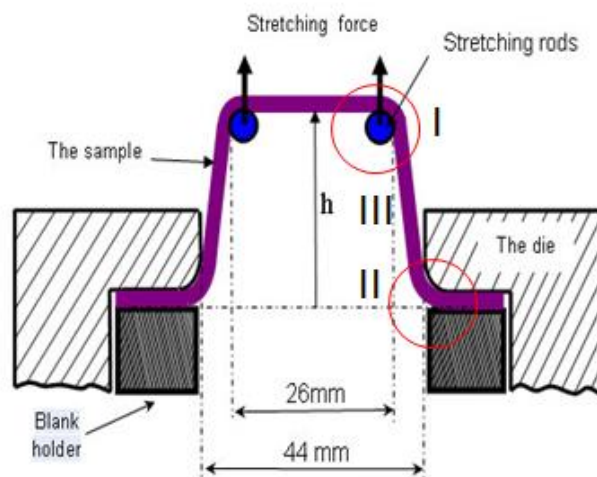


Figure 3-3. Principe de l'essai étirage-plier d'une tôle métallique.

Le calcul du retour élastique s'effectue en deux étapes :

- calcul du retour élastique primaire Δh_1 après la première décharge qui correspond à l'enlèvement du poinçon, la force de serrage est encore maintenue (Figure 3-4),
- calcul du retour élastique final en profondeur Δh_2 et/ou en angle $\Delta \theta$ après enlèvement des outils et libération totale de la pièce.

Les mesures s'effectuent isolément dans le laboratoire de métrologie à l'aide d'un projecteur de profil de type MP320 avec une précision de mesure de l'ordre de $1\mu\text{m}$, Figure 3-5.

Pour obtenir une précision optimale sur les mesures, le retour élastique angulaire $\Delta\theta$ est donné par la valeur moyenne des angles mesurés aux deux extrémités de la pièce. En outre, trois mesures ont été effectuées dans les mêmes conditions pour s'assurer de la reproductibilité des résultats.

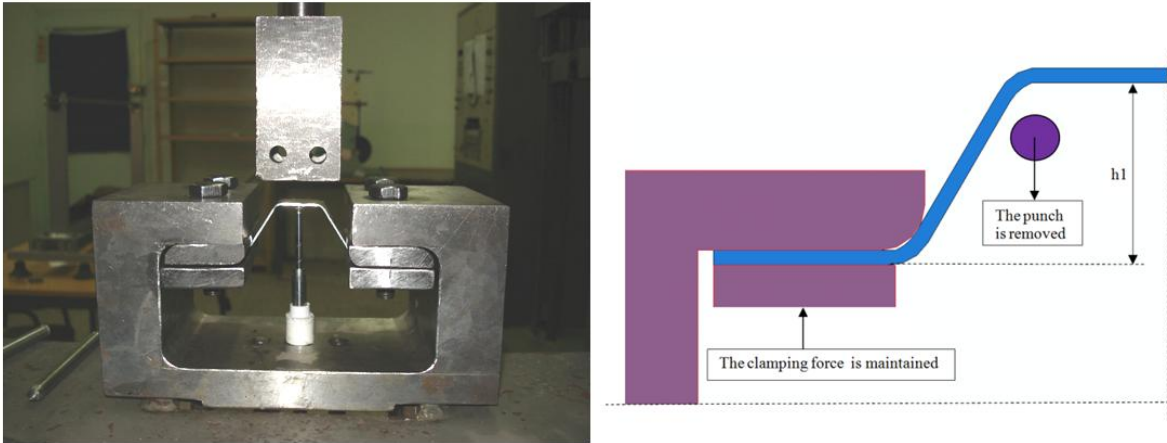


Figure 3-4. Mise en évidence du retour élastique primaire après enlèvement du poinçon seulement ($\Delta h_1 = h - h_1$).

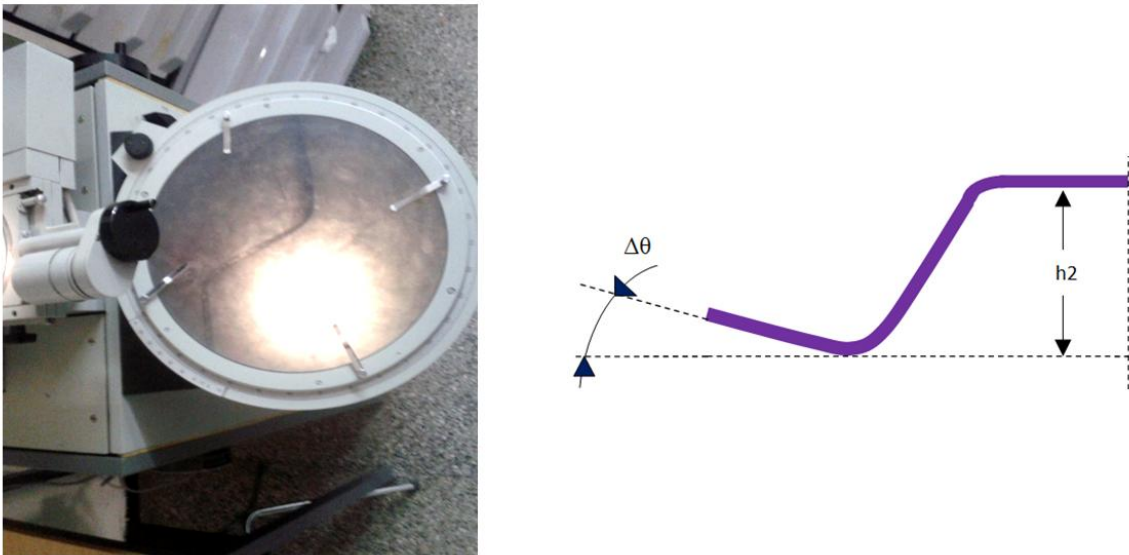


Figure 3-5. Mise en évidence du retour élastique final après enlèvement de l'outillage et libération totale de la pièce ($\Delta h_2 = h - h_2$), un projecteur de profil a été utilisé pour mesurer $\Delta\theta$ et h_2 .

Comme il a été souligné au début de ce chapitre, le procédé étirage-pliage est régi par un ensemble de paramètres dont l'influence sur le retour élastique n'est pas négligeable. Par conséquent, la détermination de l'effet de ces paramètres sur le retour élastique est d'une importance cruciale pour la conception et la production des outils. Dans le cadre de cette étude, différents tests sont mis à

profit afin d'évaluer le lien qui peut exister entre les paramètres d'influence et l'évolution du retour élastique. Après retrait des outils de mise en forme et pour différentes conditions de sollicitation, la pièce finale peut présenter deux formes possibles comme l'indique la **Figure 3-6**.

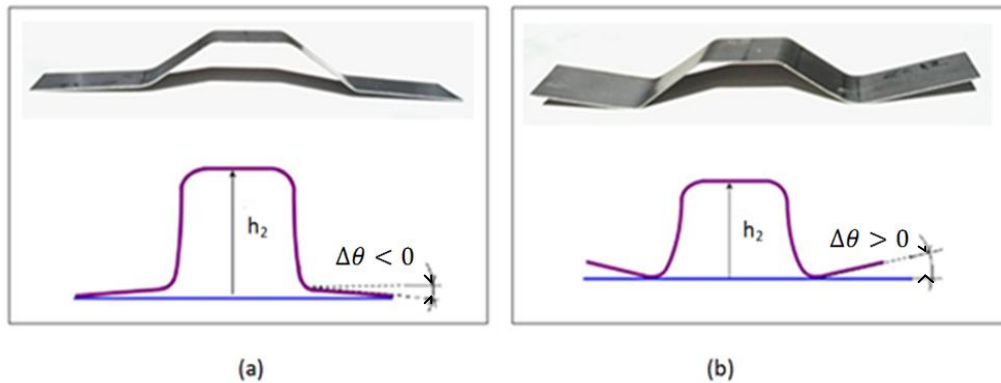


Figure 3-6. Les deux formes possibles de la pièce obtenue par étirage-pliage après retrait des outils,
 (a) retour élastique négatif ($\Delta\theta < 0$; $\Delta h_2 < 0$),
 (b) retour élastique positif ($\Delta\theta > 0$; $\Delta h_2 > 0$).

3.3 PARAMETRES DU PROCEDE

A titre indicatif, le tableau ci-dessous (**Tableau 3-1**) récapitule les valeurs des paramètres de l'essai étirage-pliage adoptées dans cette étude expérimentale. Pour des conditions d'essai bien définies, l'opération étirage-pliage se déroule en général en quatre étapes :

- positionnement adéquat du flan sur la matrice,
- application d'une force de serrage (contrôlée par une clé dynamométrique) que le serre-flan doit exercer sur la pièce,
- descente à vitesse constante du poinçon (en imposant un déplacement),
- retrait des outils et dégagement de la pièce.

Afin de pouvoir se rendre compte de l'effet de la profondeur d'étirage sur le retour élastique, nous avons réalisé deux types d'essais :

Essais discontinus

Le déplacement total du poinçon se fait d'une façon discontinue et régulière par des cycles contrôlés charge (montée du poinçon) - décharge partielle (descente du poinçon et maintien du serre-flan). Le retour élastique primaire est mesuré à la fin de chaque cycle effectué selon la Figure 3-4.

La **Figure 3-7** illustre de manière schématique un cycle charge-décharge lors d'un essai discontinu. L'évaluation du retour élastique primaire Δh_1 s'effectue successivement entre les stades 1 et 2; 3 et 4; etc.

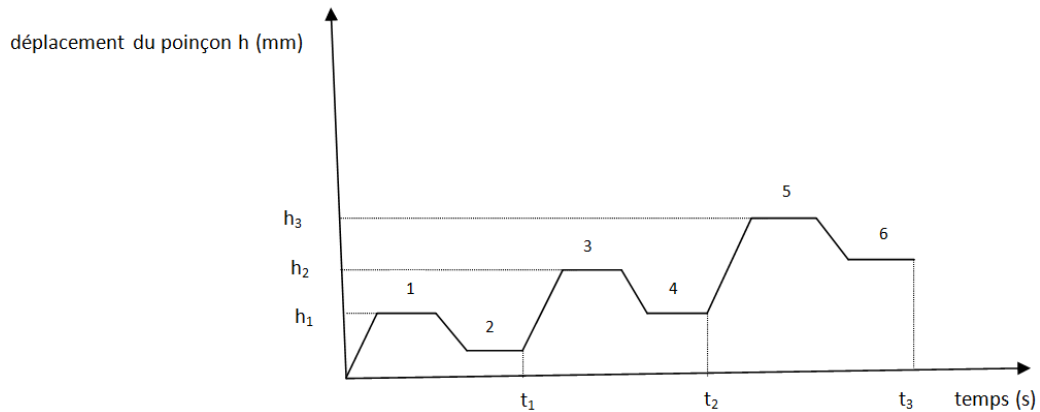


Figure 3-7. Schéma démonstratif d'un essai discontinu.

$T = t_1 - 0 = t_2 - t_1 = \dots = t_n - t_{n-1}$; T est la durée entre deux cycles consécutifs.

$$\left\{ \begin{array}{l} \Delta h = h_1 - 0 = h_2 - h_1 = h_3 - h_2 = \dots \\ \Delta h_{1(1-2)} = h_{1(1)} - h_{1(2)} \\ \Delta h_{1(3-4)} = h_{2(3)} - h_{2(4)} \\ \dots \dots \end{array} \right.$$

Avec :

Δh représente le pas entre deux déplacements consécutifs du poinçon, Δh constant.

$\Delta h_{1(1-2)}$ représente le retour élastique calculé pour le premier cycle ; $\Delta h_{1(3-4)}$ est le retour élastique pour le deuxième cycle ;

Essais continus

Le déplacement total du poinçon se fait continuellement jusqu'à la fin de l'opération. Le retour élastique est mesuré à la fin de l'essai, **Figure 3-8**.

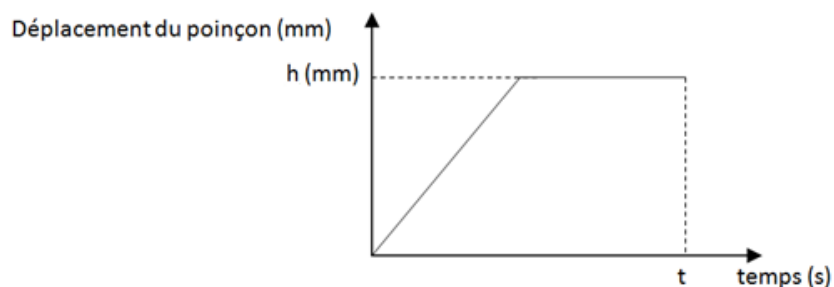


Figure 3-8. Schéma démonstratif d'un essai continu.

Tableau 3-1. Paramètres de l'essai étirage-plierage.

Paramètres de l'essai	Valeurs expérimentales
Matériau d'étude	Titane T40 grade 2
Rayon de courbure de la matrice (r_m)	5 et 8 mm
Rayon de courbure du poinçon (r_p)	4 mm
Vitesse du poinçon	3 mm/mn
Dimensions de l'éprouvette	126 × 10 × 1.6 (mm)
Jeu entre la matrice et le poinçon	9 mm
Lubrification	Huile industrielle
Profondeur d'étirage	$h = 12$ mm
Force de serrage (CF)	0, 3, 5, 9, 13, 19 kN
Orientation de l'éprouvette par rapport à DL	0°, 45° et 90°
Température de l'essai	Ambiante
Surface de contact entre le flan et la matrice	$S = 360$ mm ²

La formule de Kellermann et Klein ([Kellermann et Klein](#)), issue de l'analyse et de l'expérience, met en relation le couple de serrage et l'effort de tension (**Figure 3-9**) :

$$C_s = [(P/2 \pi) + (0,583 d_f \mu_f) + (D_t/2 \cdot \mu_t)] \times F. \quad (3-1)$$

avec :

F (N) tension de la vis,

C_s (N.m) couple de serrage,

P (mm) pas de la vis,

D_t (mm) diamètre moyen sous tête de la vis,

μ_t coefficient de frottement sous tête de la vis,

d_f (mm) diamètre moyen de filetage de la vis, $d_f = D - 0,6495 \times P$

μ_f coefficient de frottement dans les filets.

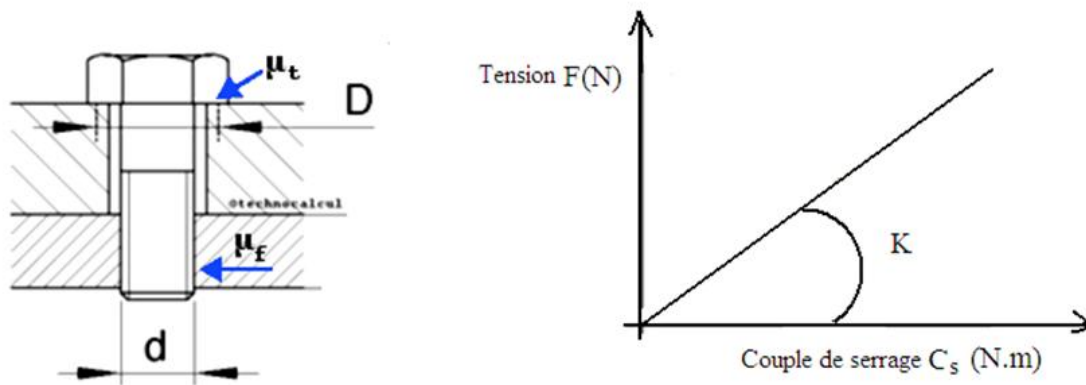


Figure 3-9. Relation entre le couple de serrage et l'effort de tension (Kellermann et Klein).

Le serrage de la tôle sous le serre-flan s'effectue à l'aide de deux boulons sur chaque extrémité. Les caractéristiques géométriques des boulons à serrage contrôlé sont données dans le **Tableau 3-2**.

Tableau 3-2. Caractéristiques géométriques des boulons à serrage contrôlé.

Caractéristiques du boulon	Valeurs
Diamètre nominal	10 mm
Pas de la vis	1,5 mm
Diamètre moyen de filetage	9 mm
Coefficient de frottement dans les filets	0,15
Diamètre moyen sous tête	13,5 mm
Coefficient de frottement sous tête	0,15

Le calcul indique qu'un couple de serrage égal à 3 N.m génère une force de compression égale à 3 kN, un couple de serrage égale à 5 N.m génère une force de compression égale à 5 kN, etc.

Calcul de la pression de serrage sur les extrémités de la pièce

La pression de serrage P_s est appliquée sur une aire égale à 360 mm² sur chaque extrémité de la tôle. Cette pression s'exprime par le rapport entre la force de serrage et la surface de contact ($P_s = \frac{F}{S}$). Les valeurs expérimentales de la force et de la pression de serrage sous le serre-flan sont reportées dans le **Tableau 3-3**.

Tableau 3-3. Valeurs expérimentales de la force et de la pression de serrage sous le serre-flan.

C_s (N.m)	F (kN)	P_s (MPa)
0	0	0
3	3	8,17
5	5	13,62
9	9	24,53
13	13	35,43
19	19	51,78

N.B/ Dans la suite du rapport, nous allons utiliser l'abréviation CF "clamping force" pour désigner la force de serrage.

3.4 EVALUATION DU RETOUR ELASTIQUE

..1 Influence de la profondeur d'étirage et de la force de serrage sur le retour élastique

Dans un premier temps, nous avons étudié simultanément l'effet de la profondeur d'étirage et de la force de serrage sur le retour élastique primaire Δh_1 . Pour ce but, une série d'essais étirage-plier a été réalisée sur des éprouvettes plates découpées dans la direction de laminage et dont les dimensions sont indiquées dans le **Tableau 3-1**. Les essais ont été réalisés en effectuant des cycles charge - décharge réguliers et contrôlés après chaque pas de déplacement (dans notre cas $\Delta h = 2mm$).

En outre, pour tenir compte de l'effet de la force de serrage sur le retour élastique, on refait les essais avec des forces de serrage variables (**Figure 3-10**). Le retour élastique final ($\Delta\theta$ et/ou Δh_2) ne peut être évalué qu'après l'extraction de la pièce à la fin de l'essai. La **Figure 3-11** décrit par exemple la progression de l'angle du retour élastique $\Delta\theta$ en fonction de la force de serrage lors d'un chargement discontinu. La variation du retour élastique final (en profondeur) Δh_2 avec la profondeur d'étirage est représentée sur la **Figure 3-12**.

Dans un second temps, nous avons procédé à l'évaluation du retour élastique pour des essais continus qui doivent être réalisés régulièrement et sans cesse jusqu'à l'obtention de la profondeur voulue. Afin de ne pas multiplier les essais, on a opté pour la comparaison de deux cas extrêmes de serrage $CF_1 = 3 kN$ (pour un serrage faible) et $CF_1 = 19 kN$ (pour un serrage fort).

La variation du retour élastique primaire en fonction de la profondeur d'étirage pour un essai continu est donnée par la **Figure 3-13**. Le retour élastique final est mesuré à la fin de l'essai de la même façon

qu'un essai discontinu (principe de la **Figure 3-5**). A titre de comparaison la **Figure 3-14** décrit la variation de l'angle du retour élastique avec la force de serrage pour les deux types d'essais étirage-plierage (continu et discontinu) à une profondeur maximale $h_{max} = 12 \text{ mm}$.

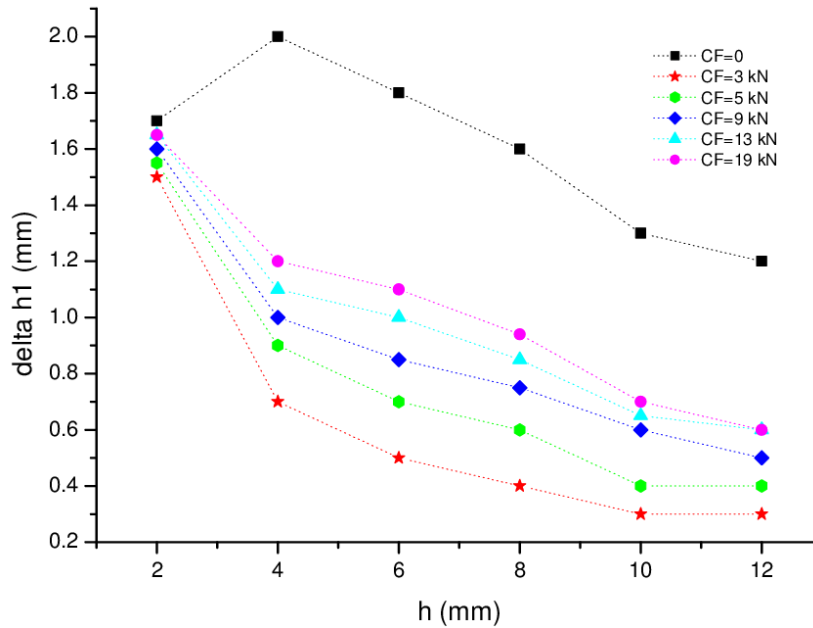


Figure 3-10. Variation du retour élastique primaire en fonction de la profondeur d'étirage pour une gamme de forces de serrage ($T40, \alpha = 0^\circ, h_{max} = 12 \text{ mm}, R_d = 5 \text{ mm}$).

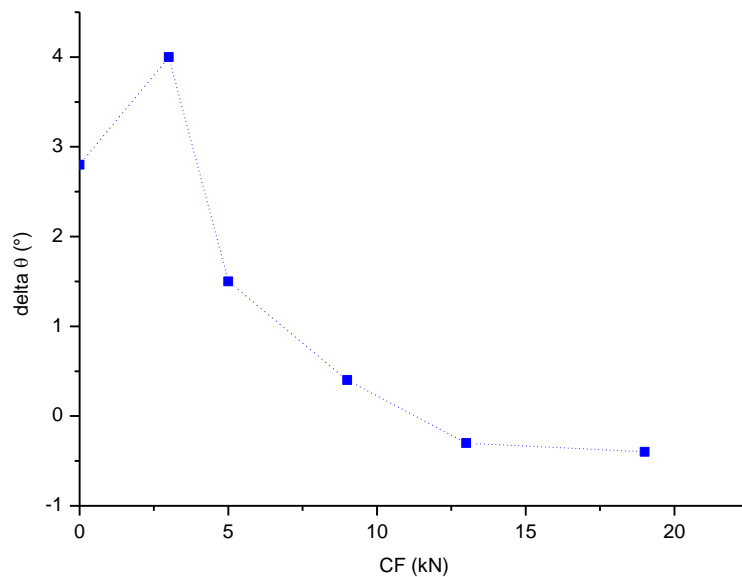


Figure 3-11. Courbe expérimentale décrivant la variation de l'angle du retour élastique en fonction de la force de serrage lors d'un chargement discontinu ($T40, \alpha = 0^\circ, h_{max} = 12 \text{ mm}, R_d = 5 \text{ mm}$).

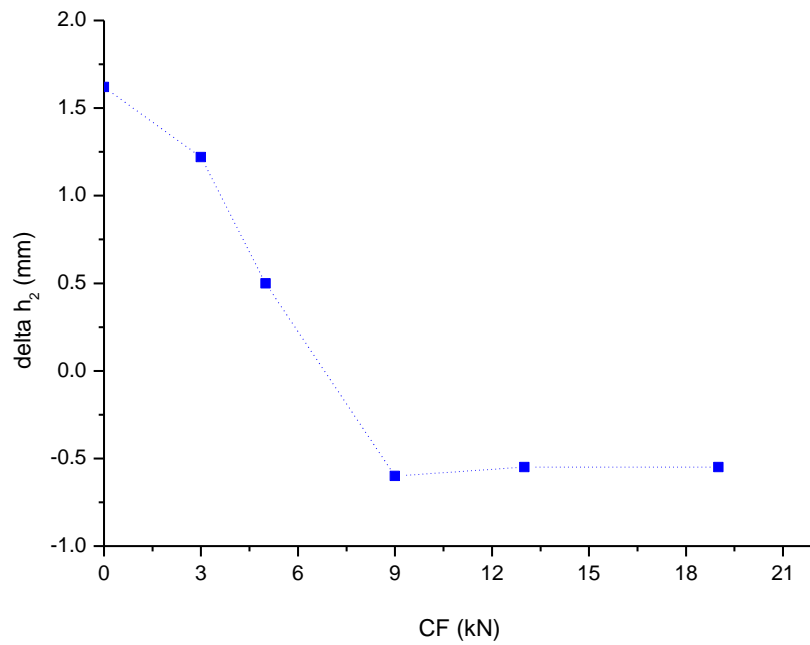


Figure 3-12. Variation du retour élastique final Δh_2 avec la force de serrage lors d'un chargement discontinu ($T40, \alpha = 0^\circ, h_{max} = 12 \text{ mm}, R_d = 5 \text{ mm}$).

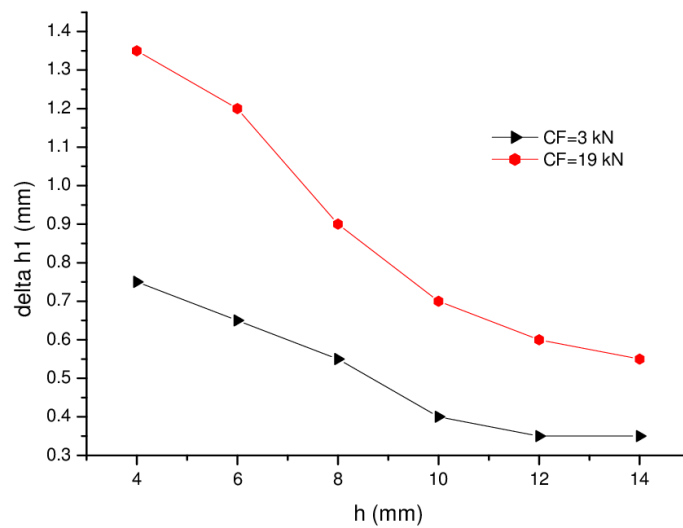


Figure 3-13. Variation du retour élastique primaire avec la profondeur d'étirage pour un essai continu ($T40, \alpha = 0^\circ, h_{max} = 14 \text{ mm}, R_d = 5 \text{ mm}$).

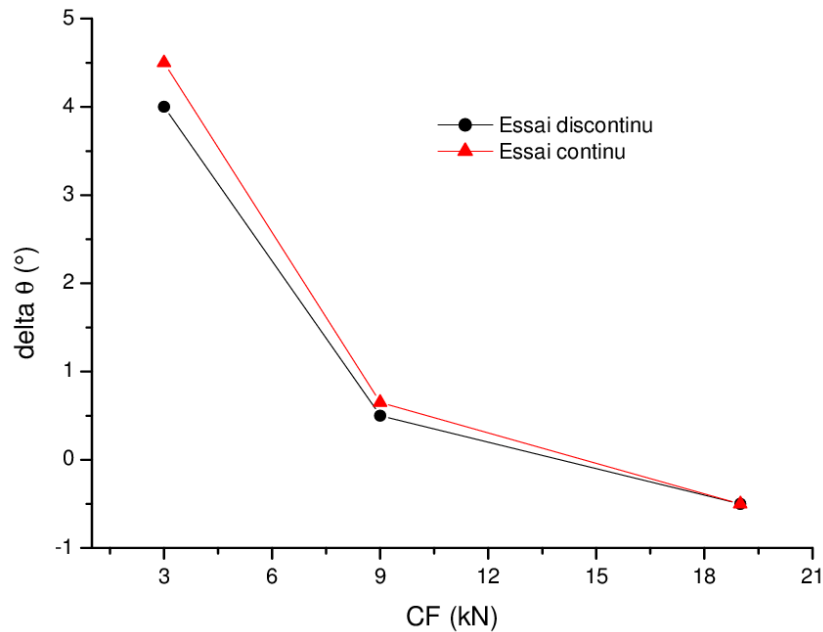


Figure 3-14. Variation de l'angle du retour élastique avec la force de serrage pour les deux types d'essais étirage – pliage (continu et discontinu), ($T40$, $\alpha = 0^\circ$, $h_{max} = 14\text{ mm}$, $R_d = 5\text{ mm}$).

Cette première série d'essais a permis de montrer que le retour élastique est fortement affecté par la force de serrage et la profondeur d'étirage.

Δh_1 peut présenter deux descriptions distinctes :

- Pour un serrage nul ($CF = 0$), la tôle glisse facilement entre la matrice et le serre-flan, d'où un grand retour élastique a été observé. Cela peut être expliqué par l'effet que le moment de flexion au niveau des zones courbées (AB et CD de la **Figure 3-15**) domine par rapport aux efforts de l'étirage.

Comme l'indique la **Figure 3-10**, l'expérience montre que Δh_1 augmente sensiblement avec la profondeur d'étirage jusqu'à atteindre un maximum ($h=4$, $\Delta h_1 = 2$), au-delà duquel Δh_1 diminue rapidement. Globalement, la courbe prend une forme convexe et tend vers une stabilisation pour h importante ($h > 12\text{ mm}$). Ce résultat est bien confirmé par des travaux publiés dans le domaine comme ceux de (Ouakdi, 2012) et (Carden, 2002) menés sur des alliages d'aluminium.

- Pour un serrage non nul ($CF \neq 0$), Il est par ailleurs observé que Δh_1 diminue graduellement avec l'augmentation de h . La progression de la courbe $\Delta h_1(h)$ tend vers un état stationnaire pour des profondeurs d'étirage plus ou moins importantes (au-delà de $h = 12\text{ mm}$). En outre, l'augmentation de la force de serrage fait augmenter sensiblement le retour élastique primaire. Ce résultat est bien confirmé par l'étude expérimentale menée par Ouakdi et al.

(Ouakdi, 2012) sur un alliage d'aluminium. Cet effet est peut-être dû au taux élevé de consolidation du matériau induit simultanément par les niveaux élevés de la force de serrage et de la profondeur d'étirage.

Après que la pièce soit totalement libérée de l'outillage, l'évaluation du retour élastique final (Δh_2 et/ou $\Delta\theta$) est possible en utilisant un projecteur de profil couplé à un mesureur de coordonnées (x, y) de type Carl-Zeiss dont la précision est de l'ordre de $\pm 1\mu m$. Comme il est indiqué sur les **Figures 3-11** et **3-12**, il est bien constaté que l'angle du retour élastique diminue si la force de serrage augmente. En outre, il est constaté également que pour des forces de serrage importantes ($CF > 13 kN$ dans notre cas), $\Delta\theta$ prend des valeurs légèrement négatives avant de se stabiliser à une valeur $\Delta\theta \approx -0.8^\circ$, **Figure 3-11**.

Dans le cas où CF est importante, l'éprouvette subit une forte tension qui domine par rapport au moment de flexion. Les zones présentant des rayons de courbure (AB et CD de la **Figure 3-15**) se rapprochent des rayons effectifs de l'outillage, alors que la zone tendue (segment BC) prend une forme légèrement courbée qui est due à l'effet des contraintes résiduelles après des cycles pliage-dépliage (apparition de l'effet Bauschinger). Ces contraintes résiduelles varient sensiblement avec l'épaisseur de la tôle.

Par ailleurs, en réalisant une comparaison entre les résultats issus des deux types de chargement (continu et discontinu), on peut déduire que le retour élastique diminue légèrement s'il s'agit d'un chargement discontinu comme le montre la **Figure 3-14**. Les deux allures se rapprochent de plus en plus jusqu'à se confondre pour des forces de serrage suffisamment grandes ($CF \geq 19 kN$ dans notre cas).

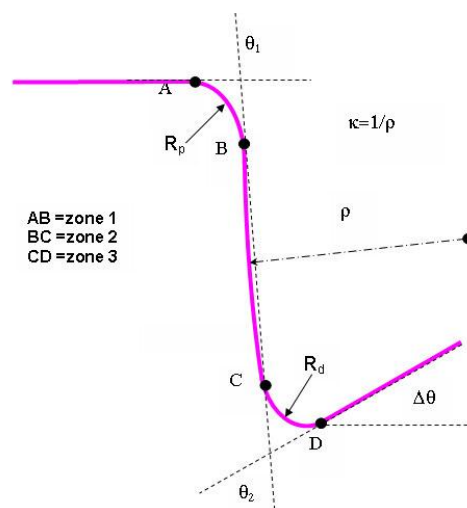


Figure 3-15. Différentes zones de sollicitation lors d'un essai étirage-plier d'une tôle mince (Ouakdi, 2012).

..2 Effet du rayon de courbure de la matrice

Les essais précédents ont été menés avec une matrice dont le rayon de courbure est égal à 5 mm. Afin d'étudier l'influence du rayon de courbure de la matrice sur le retour élastique, nous avons réalisé un essai continu avec un rayon de courbure égal à 8 mm. Comme l'indique la **Figure 3-16**, le retour élastique présente une certaine sensibilité à la variation du rayon de la matrice particulièrement pour des forces de serrage plutôt faibles. L'angle du retour élastique diminue sensiblement avec l'augmentation du rayon de la matrice, ce qui est cohérent avec les travaux de Samuel et al. (Samuel, 2000). Cet angle peut prendre également des valeurs négatives notamment si le rapport r entre les rayons de l'outillage ($r = \frac{R_d}{R_p}$) est plus ou moins élevé.

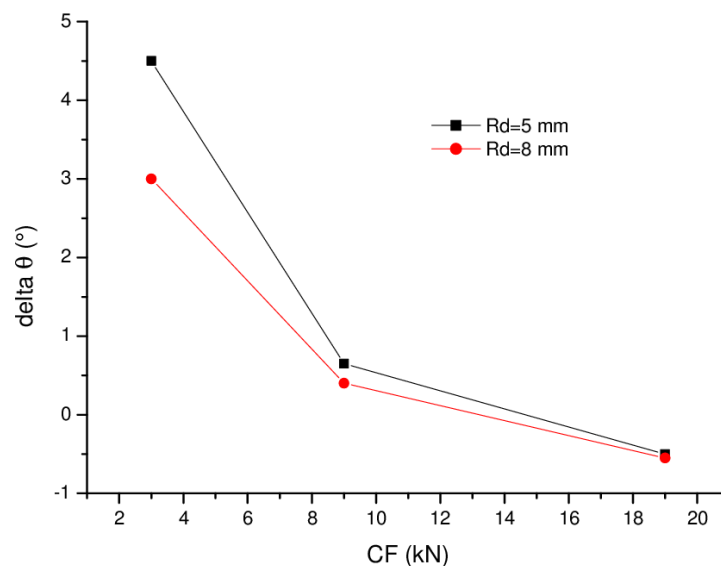


Figure 3-16. Effet du rayon de courbure de la matrice sur l'angle du retour élastique pour un essai continu ($T40, h_{max} = 14 \text{ mm}$).

..3 Effet de l'anisotropie initiale

Afin d'étudier l'influence de l'anisotropie initiale induite par la texture de la tôle laminée sur le phénomène du retour élastique, des essais étirage-plier ont été réalisés sur des éprouvettes calibrées et découpées selon les directions 0° , 45° et 90° par rapport au sens de laminage. La forme et les dimensions de l'éprouvette sont celles mentionnées dans le **Tableau 3-1**. Comme l'indiquent les **Figure 3-17** et **Figure 3-18** ci-dessous, l'étude a montré que :

- dans le cas où la force de serrage est faible ($0 \leq CF < 3 \text{ kN}$), un grand retour élastique est observé pour les trois types d'éprouvettes et en particulier celles découpées dans la direction de laminage,

- en augmentant la force de serrage à un certain niveau ($3\text{ kN} < CF < 13\text{ kN}$), le retour élastique devient plus notable dans la direction 45° ,
- en augmentant encore la force de serrage au-delà de la valeur $CF = 13\text{ kN}$, le retour élastique diminue remarquablement et prend des valeurs légèrement inférieures à zéro, avec une petite différence entre les trois directions d'échantillonnage. De plus, cette variation géométrique peut être due au changement des caractéristiques mécaniques du matériau avec la direction de prélèvement à savoir le module d'Young et les paramètres d'écrouissage.

Les courbes contrainte - déformation vraies du titane préalablement définies dans le chapitre précédent pour les trois types d'éprouvettes (**Figure 2-11**), montrent que l'alliage étudié présente une moindre aptitude au formage dans la direction 45° par rapport aux directions 0° et 90° . La même figure montre aussi que pour un taux de déformation $\varepsilon_p > 10\%$, les échantillons orientés dans les directions 0° et 90° présentent des comportements plus proches l'un de l'autre, d'où le retour élastique doit être légèrement différent entre ces deux types d'échantillons.

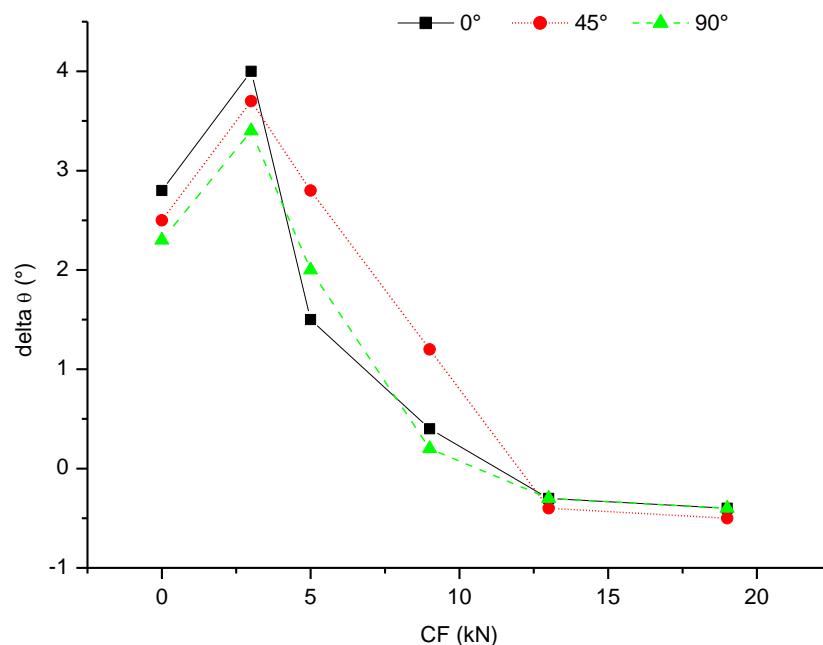


Figure 3-17. Courbes expérimentales décrivant; suivant les directions de prélèvement de l'éprouvette par rapport au sens de laminage, la variation de l'angle du retour élastique en fonction de la force de serrage ($T40, h_{max} = 12\text{ mm}, R_d = 5\text{ mm}$).

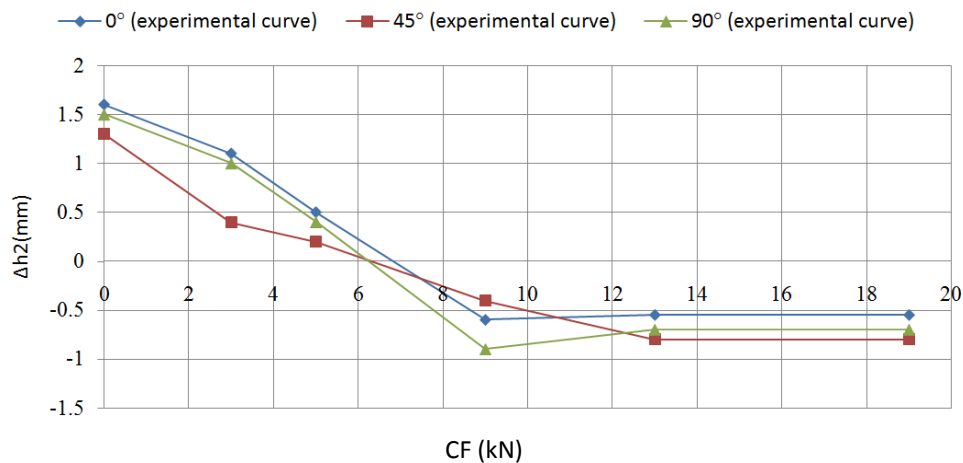


Figure 3-18. Variation du retour élastique final Δh_2 en fonction de la force de serrage ($T40, h = 12\text{mm}, R_d = 5\text{mm}$).

..4 Influence des dimensions de l'éprouvette

Comme nous l'avons déjà souligné dans les chapitres antérieurs, le retour élastique est plus sensible aux dimensions de la tôle. De nombreuses études expérimentales et numériques ont été menées en particulier sur l'acier et des alliages d'aluminium tels que les travaux de Serkan et al. (Serkan, 2011), Albut (Albut, 2008), Gau et al. (Gau, 2007), ont montré que le retour élastique est inversement proportionnel à l'épaisseur de la tôle. Afin de mettre en évidence l'effet de l'épaisseur sur le retour élastique lors d'une opération étirage-plier, nous avons effectué différents essais comparatifs sur deux types d'éprouvettes en titane d'épaisseurs différentes ($e_1 = 0,5\text{ mm}$ et $e_2 = 1,6\text{ mm}$). La **Figure 3-19** décrit l'influence de l'épaisseur de la tôle sur le retour élastique final Δh_2 . Une augmentation remarquable du retour élastique a été observée lors de la diminution de l'épaisseur de la tôle et en particulier pour un serrage faible ou modéré ($CF < 9\text{ kN}$).

L'étude expérimentale menée dans le cadre de ce travail, montre aussi que le retour élastique lors d'un essai étirage-plier peut être influencé également par le changement de la largeur de l'éprouvette. Une constatation semblable à celles des travaux réalisés dans ce domaine tels que ceux de Ho et al. (Ho, 2004), Garcia et al. (Garcia-Romeu, 2007) et Ouakdi et al. (Ouakdi, 2012) a été soulignée : le retour élastique diminue légèrement avec l'augmentation de la largeur de la tôle comme l'indique la **Figure 3-20**.

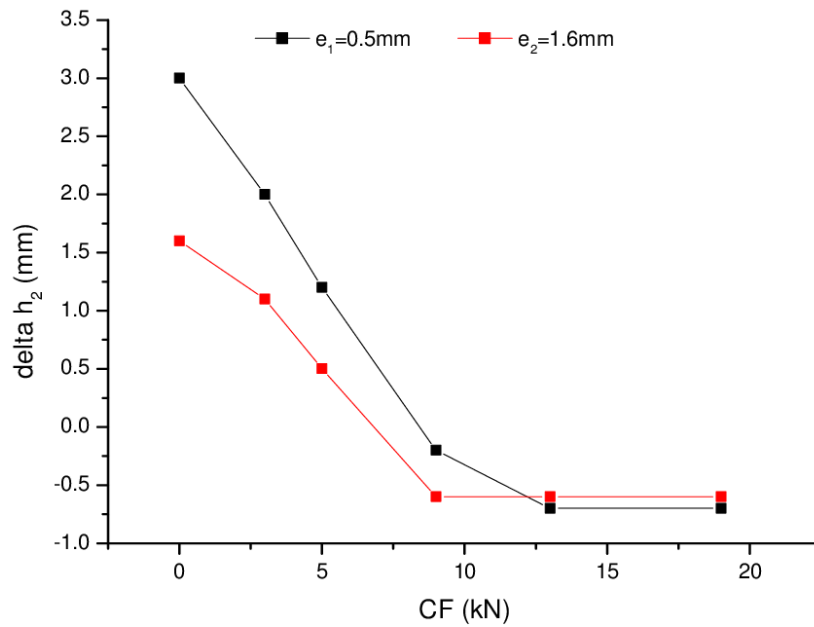


Figure 3-19. Variation du retour élastique final Δh_2 en fonction de la force de serrage pour différentes épaisseurs de la tôle, ($T40, 0^\circ, h = 12 \text{ mm}, l = 10 \text{ mm}, R_d = 5 \text{ mm}$).

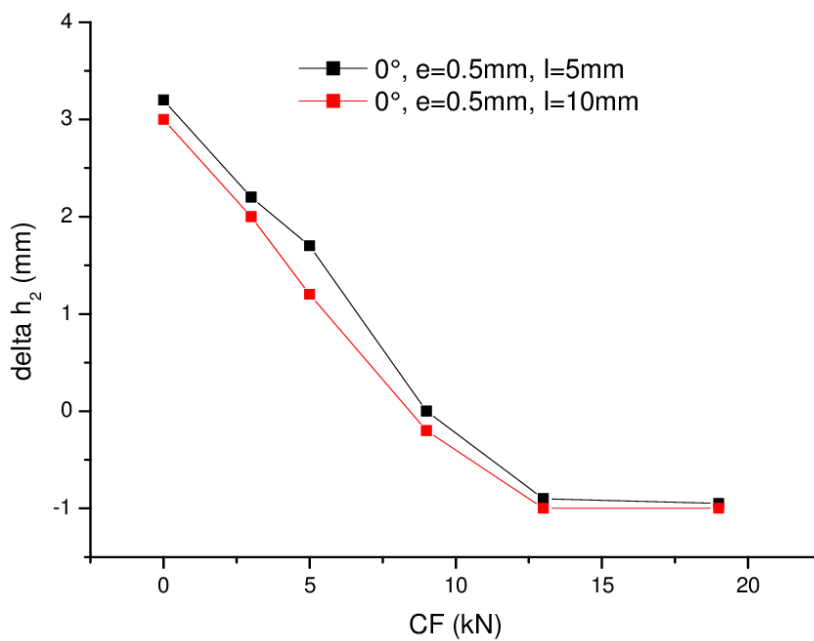


Figure 3-20. Variation du retour élastique final Δh_2 en fonction de la force de serrage pour différentes largeurs de la tôle, ($T40, 0^\circ, h = 12 \text{ mm}, R_d = 5 \text{ mm}$).

3.5 SIMULATION NUMERIQUE DE L'ESSAI ETIRAGE-PLIAGE AVEC LA PHASE DU RETOUR ELASTIQUE

Une opération de mise en forme par déformation plastique met en jeu un nombre important de paramètres relatifs à l'érouissage, la ductilité, le frottement, la température, etc. dont les effets sont souvent impossibles à modéliser analytiquement. Au cours de ces dernières décennies, avec le développement continu des moyens de calcul accompagné par des recherches très avancées sur les modélisations numériques, la simulation numérique utilisant la méthode des éléments finis est devenue en fait une solution incontournable pour la modélisation des phénomènes pointus de mise en forme tels que le retour élastique. Le point le plus important permettant d'obtenir une simulation fiable est la modélisation du comportement du matériau. Cette modélisation doit reproduire convenablement la réponse du matériau à une sollicitation extérieure. Les modèles de comportement doivent être réduits par des hypothèses simplificatrices afin de faciliter leur identification et leur implantation dans les codes de calcul éléments finis. Dans le cadre de ce travail et dans le but d'évaluer numériquement le retour élastique lors d'une opération étirage-plier sur des pièces plates en titane, qui représente un cas industriel et servant d'essai de validation dans cette étude, nous avons utilisé dans le code de calcul EF un modèle de comportement élastique linéaire et isotrope de type loi de Hooke et deux modèles de comportement élastoplastiques. Ces derniers ont été détaillés dans le chapitre précédent.

Outil de simulation numérique

Le laboratoire SYMME dispose d'un logiciel EF Abaqus utilisé notamment pour la simulation des phénomènes liés à la formabilité des métaux. Ce logiciel se compose de trois produits : ABAQUS/Standard, ABAQUS/Explicit et ABAQUS/CAE. Dans le cadre de cette simulation, la version ABAQUS/Standard utilisant la résolution par un algorithme statique implicite a été adoptée pour simuler l'opération étirage - pliage avec la phase du retour élastique. Le logiciel Abaqus présente l'avantage de proposer de nombreux modèles de comportement dans sa bibliothèque, ainsi que la possibilité de créer ses propres modèles grâce à des routines écrites sous Python.

Mise en place de la simulation numérique

La géométrie de la pièce mesurée expérimentalement est comparée à celle obtenue par simulation numérique. L'identification des paramètres du matériau est effectuée sur la base d'essais mécaniques usuels présentés dans le deuxième chapitre, ce qui permet d'avoir des modèles utilisables dans le cadre de la simulation numérique de l'essai de validation choisi. Les résultats de simulations numériques ont été obtenus par une approche quasi-statique implicite. Sans doute, la

précision des résultats de simulation dépend étroitement des données d'entrée (géométrie, comportement réel du matériau, gestion du contact, conditions aux limites, maillage, etc.).

Dans cette étude, les propriétés mécaniques du matériau dans les domaines élastique et plastique, les dimensions fonctionnelles des outils et les paramètres du procédé sont regroupées dans le **Tableau 3-4**. Le chargement de la pièce est créé par un déplacement vertical imposé au poinçon ($h = 12 \text{ mm}$). Afin de tenir compte de l'effet d'anisotropie initiale sur la prédiction du retour élastique, le comportement du matériau est modélisé en utilisant le critère de plasticité de Hill 48 associé à une loi d'érouissage isotrope de type Hollomon. Pour le modèle hybride, l'anisotropie est caractérisée par les paramètres \mathcal{G} , n et σ_{sat} identifiés dans les directions 0° , 45° et 90° par rapport au sens de laminage.

Etant donné un organigramme qui décrit implicitement les étapes de mise au point du modèle numérique de l'opération étirage - pliage avec la phase du retour élastique.

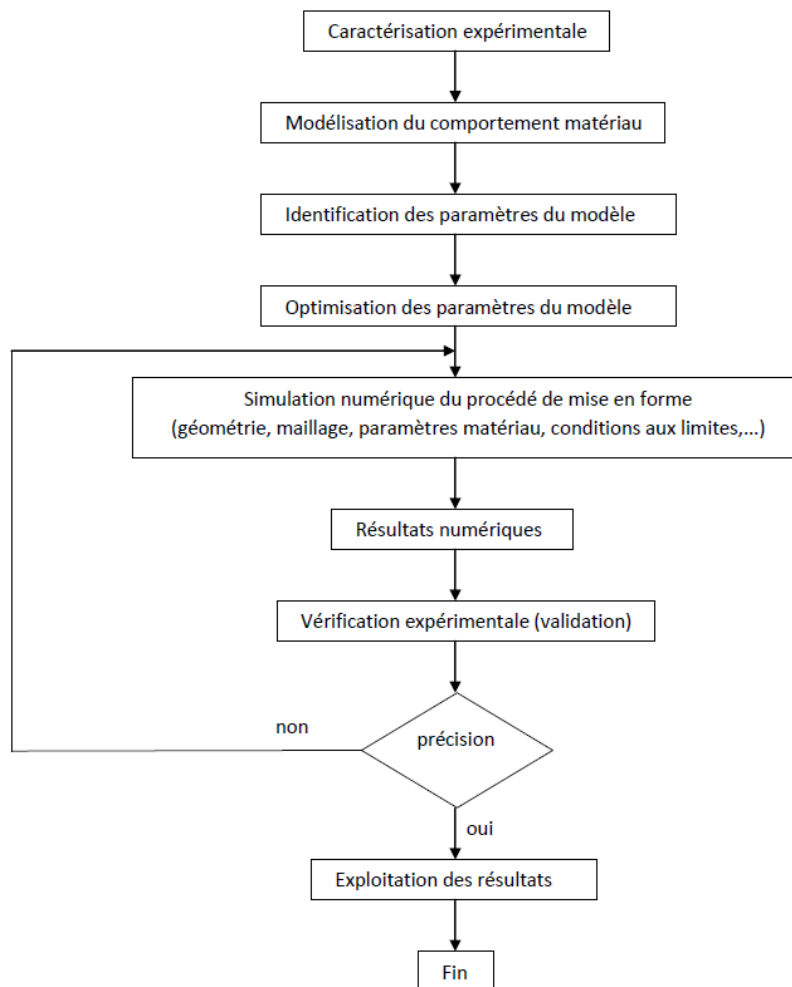


Tableau 3-4. Données matérielles et géométriques des éléments du processus numérique.

Matériau de la tôle	Propriétés de la tôle	Caractéristiques géométriques de l'outillage	Paramètres du procédé														
Titanium T40 grade 2	Eprouvettes plates 126x10x1.6 (mm) $E_{0^\circ} = 107000$ MPa $E_{90^\circ} = 111000$ MPa $E_{45^\circ} = 113000$ MPa $\nu = 0.34$	$r_p = 4$ mm $r_d = 5$ mm <i>Jeu (poinçon/matrice)</i> $= 9$ mm	$h = 12$ mm $V = 3$ (mm/min) $S = 360$ mm ² CF=0; 5; 13; 19 kN $\mu = 0.15$														
	<table border="1"> <thead> <tr> <th></th> <th>0°</th> <th>45°</th> <th>90°</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Paramètres du modèle classique</td> <td>N</td> <td>0.13</td> <td>0.11</td> <td>0.09</td> </tr> <tr> <td>σ_y (MPa)</td> <td>350</td> <td>355</td> <td>420</td> </tr> </tbody> </table>				0°	45°	90°	Paramètres du modèle classique	N	0.13	0.11	0.09	σ_y (MPa)	350	355	420	
				0°	45°	90°											
	Paramètres du modèle classique			N	0.13	0.11	0.09										
σ_y (MPa)	350	355	420														
<table border="1"> <thead> <tr> <th></th> <th>0°</th> <th>45°</th> <th>90°</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Paramètres du modèle hybride</td> <td>θ (MPa)</td> <td>500</td> <td>500</td> <td>549</td> </tr> <tr> <td>n</td> <td>575</td> <td>480</td> <td>436</td> </tr> <tr> <td>σ_{sat} (MPa)</td> <td>1346</td> <td>1300</td> <td>1434</td> </tr> </tbody> </table>		0°	45°	90°	Paramètres du modèle hybride	θ (MPa)	500	500	549	n	575	480	436	σ_{sat} (MPa)	1346	1300	1434
	0°	45°	90°														
Paramètres du modèle hybride	θ (MPa)	500	500	549													
n	575	480	436														
σ_{sat} (MPa)	1346	1300	1434														
<table border="1"> <thead> <tr> <th>F</th> <th>G</th> <th>H</th> <th>N</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>0,52</td> <td>0,29</td> <td>1,71</td> <td>4,2</td> </tr> </tbody> </table>	F	G	H	N	0,52	0,29	1,71	4,2									
F	G	H	N														
0,52	0,29	1,71	4,2														

Dans cette étude, nous avons testé et comparé deux modes de maillage du flan :

- le premier mode est réalisé avec des éléments linéaires à intégration réduite pour le modèle 2D en déformations planes CPE4R,
- le deuxième mode est réalisé avec des éléments volumiques (cubiques) à 8 nœuds C3D8R avec 5 éléments dans l'épaisseur pour le modèle 3D (**Figure 3-21**). L'intégration réduite implique que les champs de déformations et de contraintes sont calculés à chaque pas de temps en un seul point d'intégration situé au centre de l'élément puis ces champs sont extrapolés aux nœuds de l'élément ([Pouzols, 2011](#)).

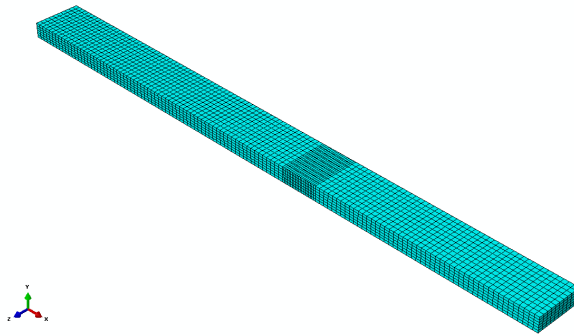


Figure 3-21. Maillage de la pièce avec des éléments C3D8R.

Les outils de formage sont supposés comme des éléments parfaitement rigides (analytical rigid surfaces) dont chaque élément est réduit à son point de référence (sets). Ces derniers servent à appliquer les conditions aux limites imposées par le processus de mise en forme. La force de serrage est appliquée au point de référence du serre-flan sous forme d'une force concentrée. La force de serrage (CF) sur chaque extrémité de la pièce est calculée à partir du couple de serrage (Cs) en utilisant la formule de Kellermann et Klein (relation 3-1). Le contact est modélisé en utilisant une surface maître et une surface esclave. La loi de frottement de Coulomb a été adoptée pour modéliser le contact entre la matrice et la pièce ainsi qu'entre le serre-flan et la pièce avec un coefficient de frottement estimé à 0,15. L'effet de frottement entre le poinçon et la pièce est négligé. Pour des raisons de symétrie et dans le but de réduire le temps de calcul, uniquement un quart de la pièce a été simulé. La longueur de la partie modélisée est la moitié de la longueur totale du flan réel et une condition de symétrie est définie par rapport à l'axe longitudinal (axe x), alors que la largeur est la moitié de la largeur totale du flan réel et une condition de symétrie est définie par rapport à l'axe transversal (axe z).

L'objectif est donc de simuler la totalité de l'opération étirage - pliage et de prédire avec une précision acceptable le retour élastique que peut subir la pièce après retrait des outils. La **Figure 3-22** décrit un schéma simplifié de la configuration numérique du système d'étirage - pliage. L'efficacité d'un modèle de comportement hybride pour une telle simulation a été également révélée.

Les simulations numériques sont validées par des mesures expérimentales dans les cas où l'étirage-pliage est réalisé en une seule passe (chargement continu) et en plusieurs passes (chargement discontinu).

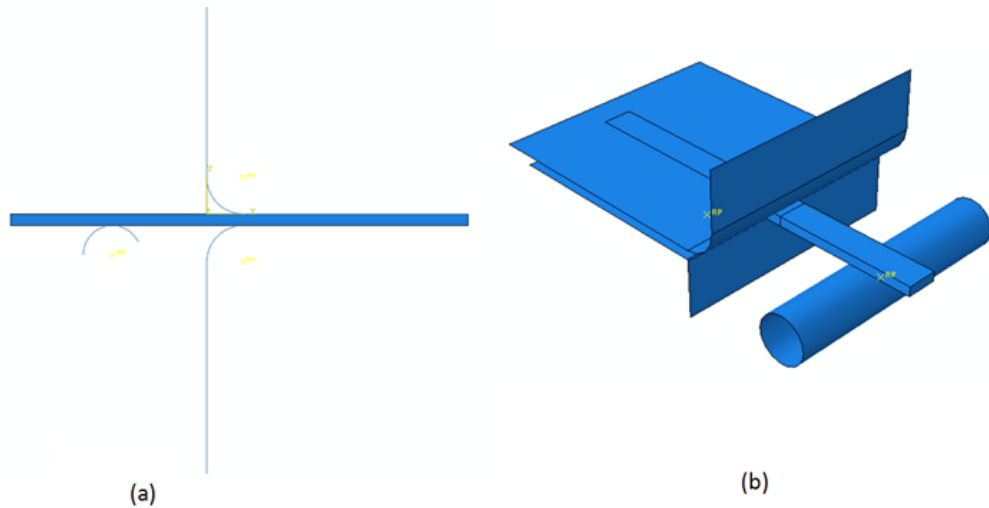
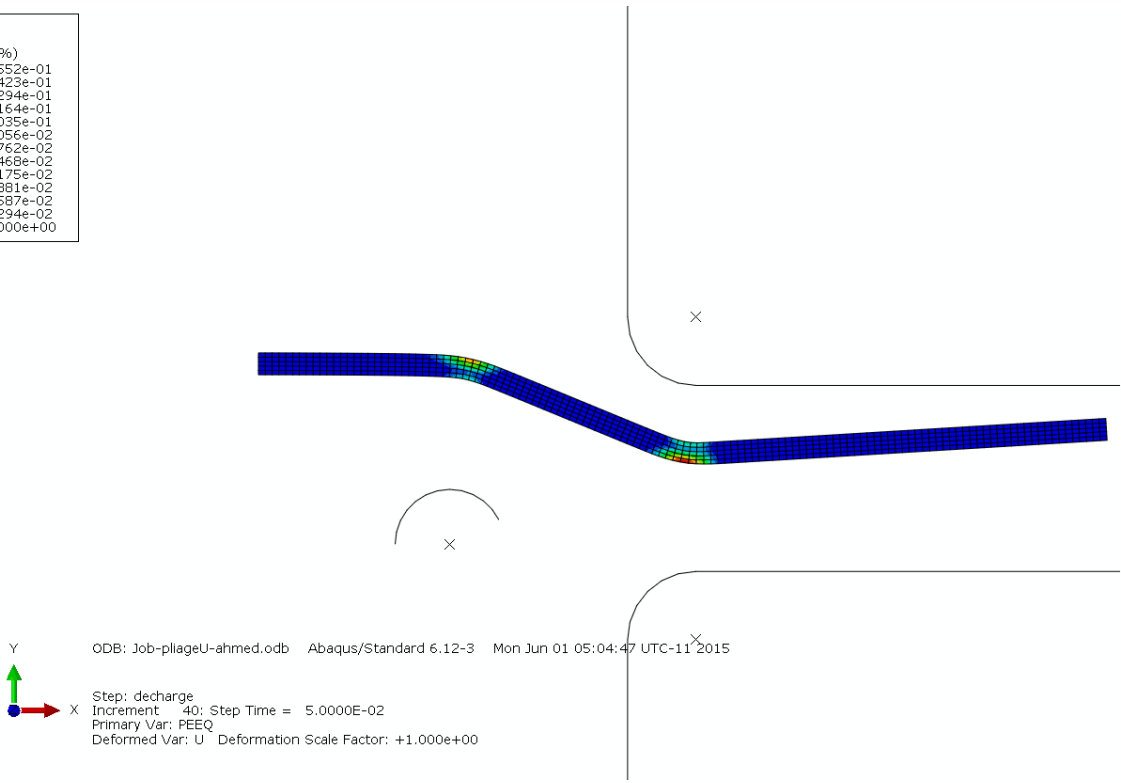
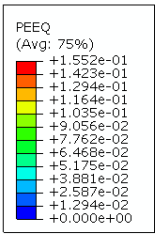


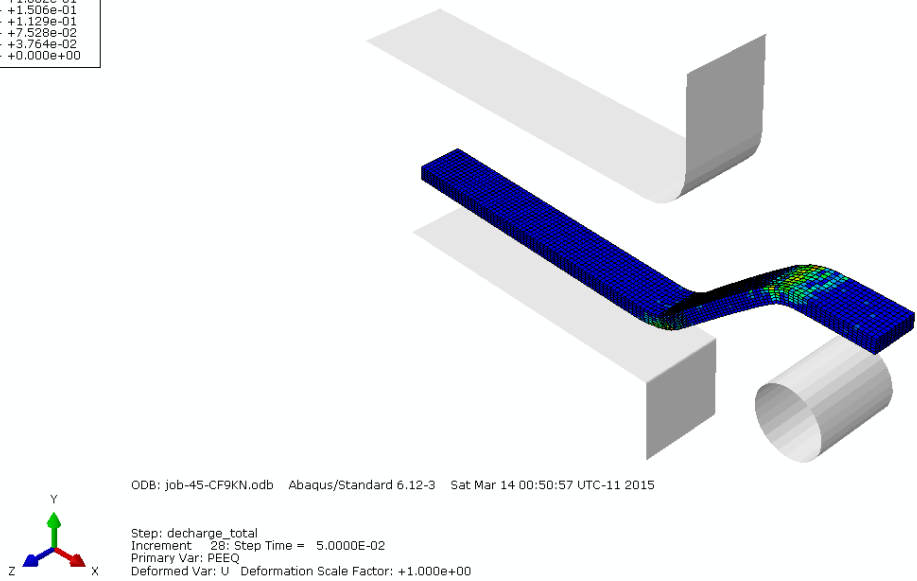
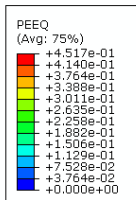
Figure 3-22. schéma numérique de l'opération étirage-plier, (a) Modèle 2D en déformations planes, (b) Modèle 3D.

Résultats et discussion

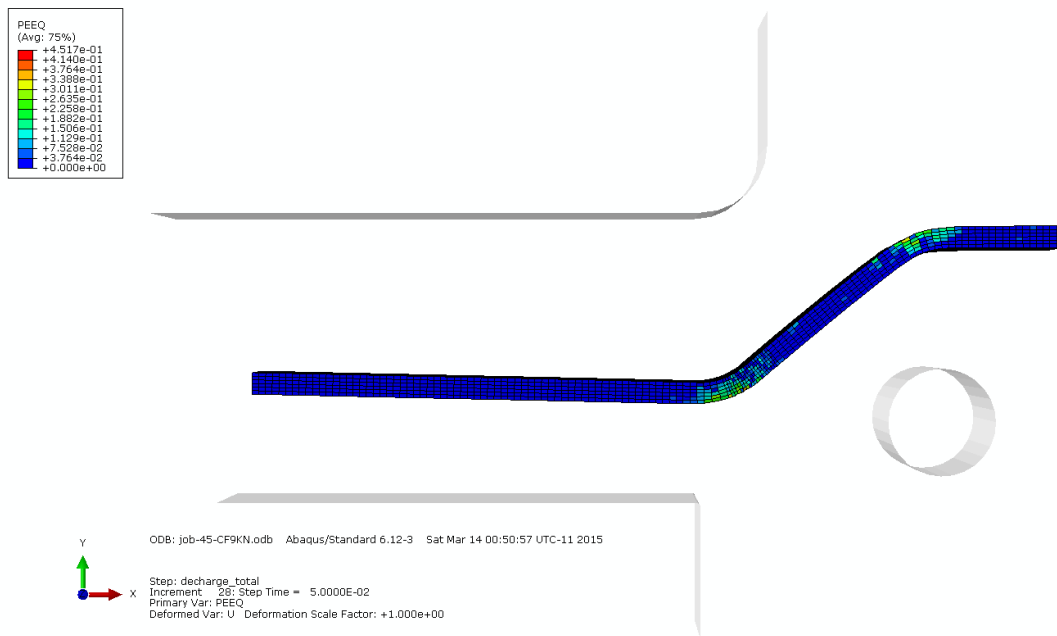
Afin de comparer les résultats issus de la simulation numérique avec les résultats expérimentaux, les essais étirage-plier ont été simulés avec les paramètres identifiés grâce aux essais de traction monotone. Les paramètres optimisés des deux modèles élastoplastiques développés et implémentés dans le code de calcul Abaqus ont été présentés dans le **Tableau 3-4**. A priori, un modèle d'érouissage de type Hollomon a été considéré. Les **Figures 3-23 (a)** et **(b)** décrivent la géométrie finale de la pièce emboutie en utilisant successivement le modèle 2D en déformations planes et le modèle 3D.



(a)



(b)



(c)

Figure 3-23. Géométrie finale de la pièce déformée en utilisant un modèle d'écroissage de type Hollomon, (a) Modèle 2D en déformations planes, (b) et (c) Modèle 3D.

Dans les mêmes conditions de sollicitation, La confrontation des résultats obtenus numériquement avec ceux de l'expérience a montré que le modèle 2D en déformations planes, qui a l'avantage de diminuer énormément les temps de calcul, décrit avec moins de précision (par rapport à un modèle 3D) le phénomène du retour élastique lors d'une opération étirage-plierage. Nous avons constaté par exemple que le retour élastique pour la majorité des essais simulés en 2D est obtenu avec un écart important par rapport à celui obtenu expérimentalement (plus de 50%). D'où la prise en compte des déformations transversales (suivant la largeur de la tôle) et l'effet d'anisotropie peut contribuer à l'amélioration des résultats numériques. Par conséquent, le recours à la simulation 3D constitue une stratégie efficace pour une meilleure prédiction des phénomènes à petite échelle tels que le retour élastique. Les courbes représentatives de la variation de la force appliquée par le poinçon en fonction du déplacement qui lui est imposé sont données sur la **Figure 3-24 (a)** pour un essai discontinu et la **Figure 3-24 (b)** pour un essai continu d'étirage-plierage.

Numériquement, le retour élastique primaire Δh_1 peut être calculé en utilisant la courbe temps-déplacement U2 donnée sur la **Figure 3-25**. De plus, le glissement de la tôle diminue progressivement en augmentant la force de serrage, il en résulte un fort écroissage induit par les efforts d'étirement de la tôle, ce qui conduit généralement à l'amincissement de l'éprouvette (**Figure 3-26**).

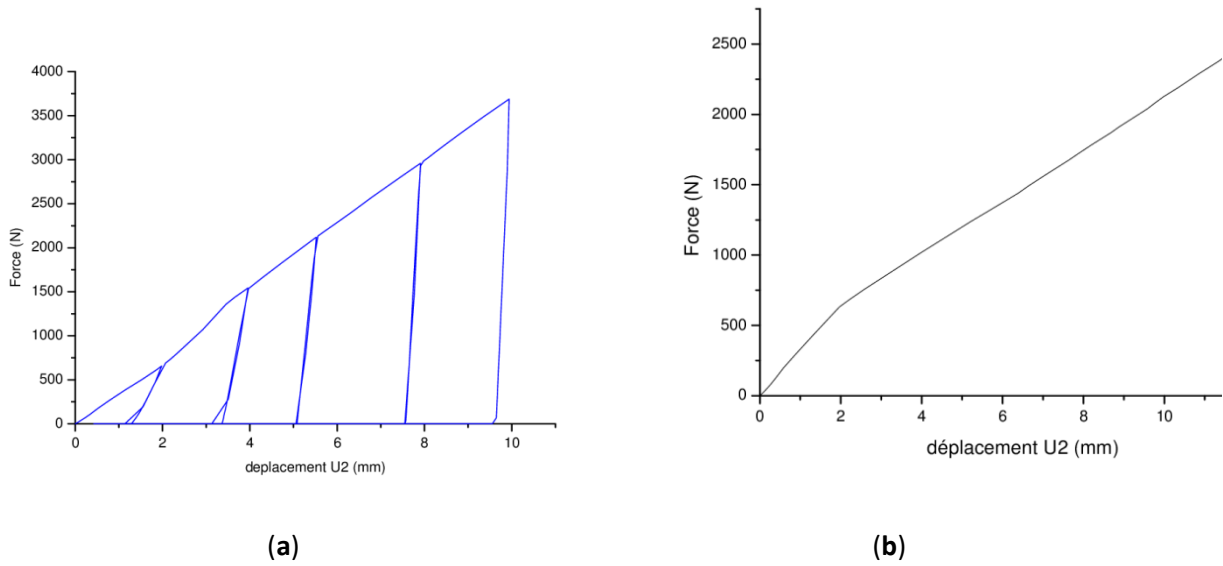


Figure 3-24 (a). Courbe force-déplacement U2 obtenue numériquement pour un essai étirage- pliage ($0^\circ, h = 12 \text{ mm}, CF = 9 \text{ kN}$),
 (a) Essai discontinu, (b) Essai continu.

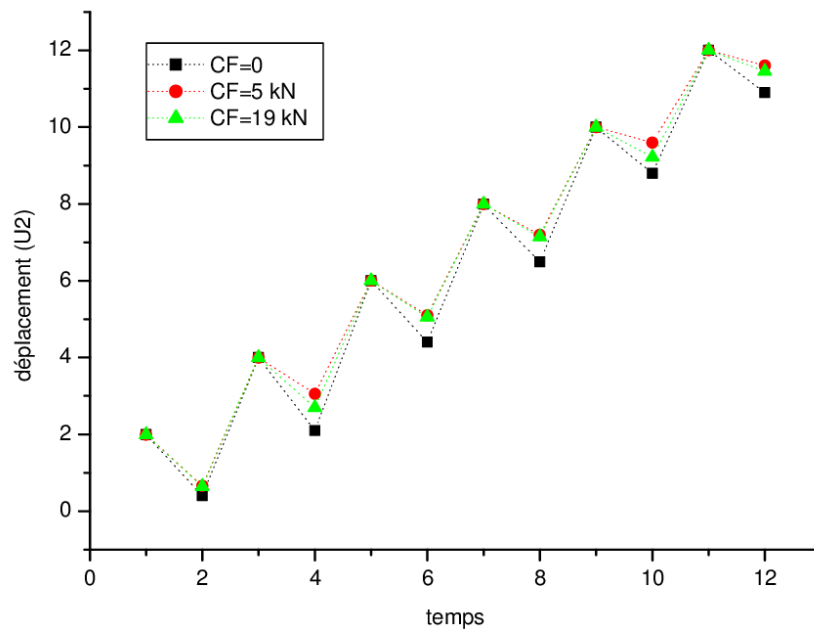


Figure 3-25. Illustration du retour élastique primaire enregistré lors d'un essai discontinu d'étirage- pliage.

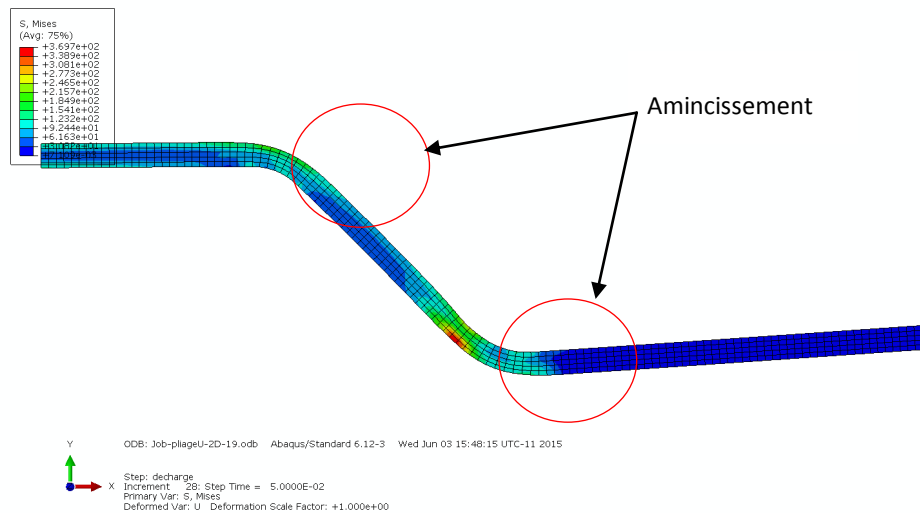


Figure 3-26. Amincissement de l'éprouvette dû à une force de serrage importante ($CF = 30 \text{ kN}$) pour une profondeur d'étirage $h = 12 \text{ mm}$.

Dans le but de montrer l'impact du modèle de comportement sur la prédiction du retour élastique, les simulations numériques de l'essai étirage-plier ont été effectuées en considérant les deux types de modèles élastoplastiques : phénoménologique classique et hybride compartimenté, ce dernier intègre principalement les hétérogénéités microstructurales du matériau. La capacité de chaque modèle à reproduire les phénomènes liés à la déformation plastique en particulier le retour élastique a été soulignée. Via des routines générées par des programmes sous Python, les modèles de comportement ont été implémentés dans le code EF Abaqus. L'influence du modèle d'écrouissage sur le niveau du retour élastique a été mise en évidence pour différents paramètres tels que la force de serrage, la profondeur d'étirage et l'anisotropie du matériau.

Tests sur les paramètres du procédé

Afin de permettre la comparaison entre les deux modèles constitutifs du comportement du matériau, la distribution des déformations plastiques équivalentes dans l'épaisseur de la tôle ainsi que le niveau du retour élastique ont été illustrés dans la **Figure 3-27**. La **Figure 3-28** montre les différentes courbes obtenues par simulation numérique du changement du retour élastique primaire Δh_1 avec la profondeur d'étirage h lors d'un essai discontinu d'étirage-plier. Les simulations numériques ont été menées pour trois forces de serrage qui représentent des différents niveaux ($CF = 0 ; 5 \text{ et } 19 \text{ kN}$). La confrontation des résultats numériques obtenus avec ceux mesurés expérimentalement montre un accord satisfaisant en particulier pour les simulations réalisées avec le modèle hybride.

La différence primordiale entre les deux modèles constitutifs du comportement élastoplastique est la prise en compte des hétérogénéités du matériau, en proposant une distribution aléatoire de la contrainte seuil suivant la loi de Rayleigh.

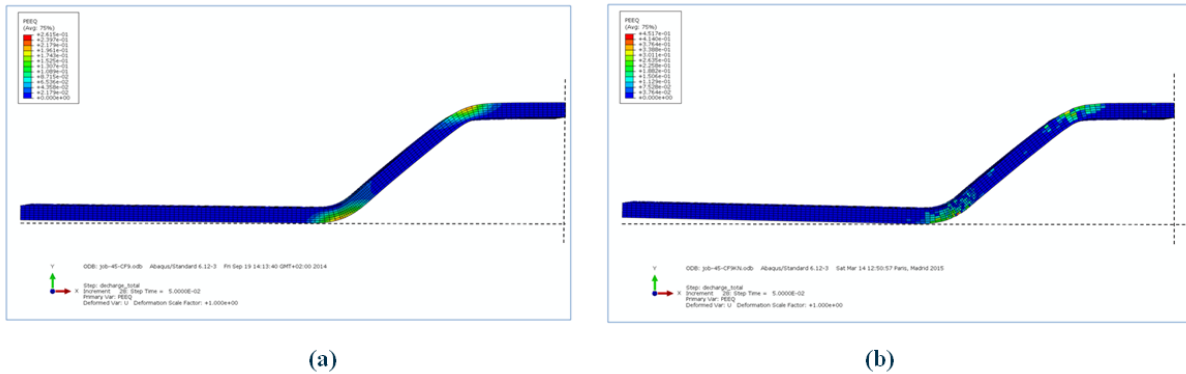


Figure 3-27. Exemple de la distribution des déformations plastiques équivalentes dans l'épaisseur d'une tôle découpée à 45° par rapport au sens de laminage ($h = 12 \text{ mm}$, $CF = 9 \text{ kN}$),
 (a) en utilisant un modèle phénoménologique classique,
 (b) en utilisant un modèle hybride.

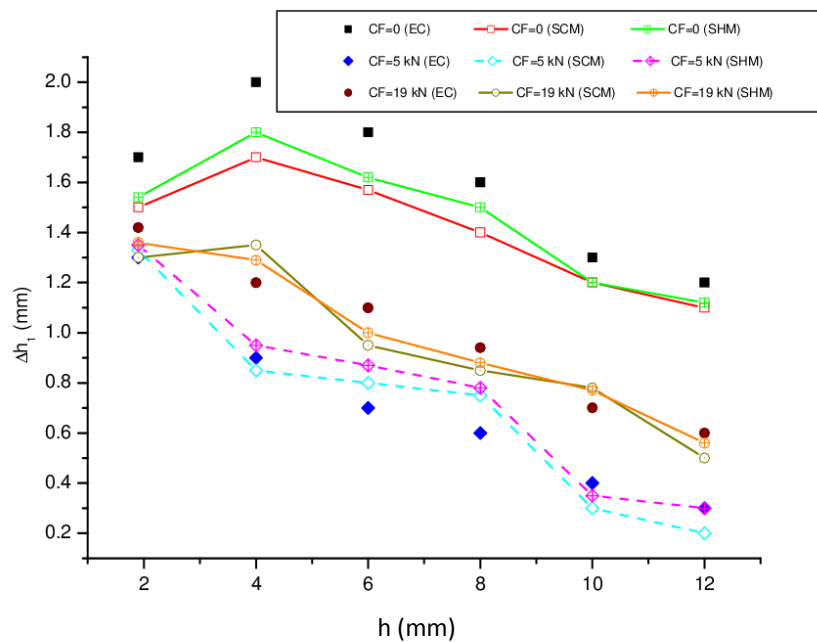


Figure 3-28. Variation du retour élastique primaire Δh_1 avec l'augmentation de la profondeur d'étrirage h pour quelques forces de serrage,
 EC : Courbe expérimentale,
 SCM : Courbe simulée avec un modèle phénoménologique classique,
 SHM : Courbe simulée avec un modèle hybride.

La comparaison des résultats montre que l'erreur diminue si la loi constitutive du matériau est plus fine, c'est-à-dire si elle tient compte de l'aspect physique de la déformation plastique en particulier les hétérogénéités du matériau. L'écart maximal sur l'amplitude du retour élastique final entre l'expérience et la simulation numérique (**Figure 3-29**) exprimé par l'erreur relative $\left(\frac{\Delta\theta_{exp} - \Delta\theta_{num}}{\Delta\theta_{exp}}\right)$ ne dépasse pas 20% dans le cas d'utilisation du modèle hybride alors que l'erreur augmente à environ 30% dans le cas d'utilisation d'un modèle phénoménologique classique.

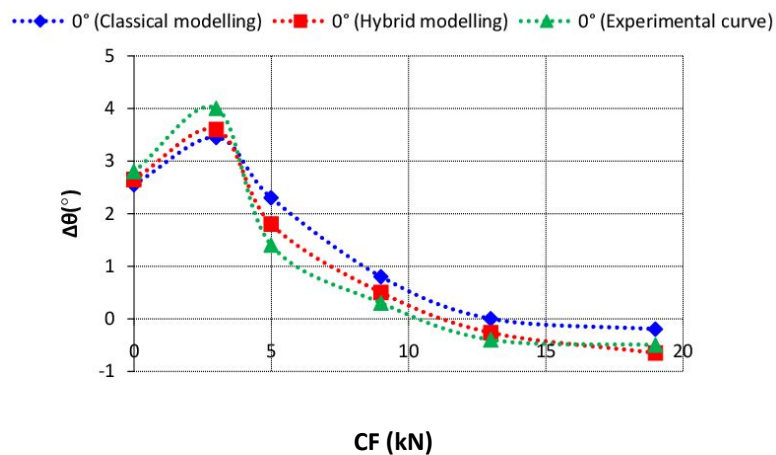
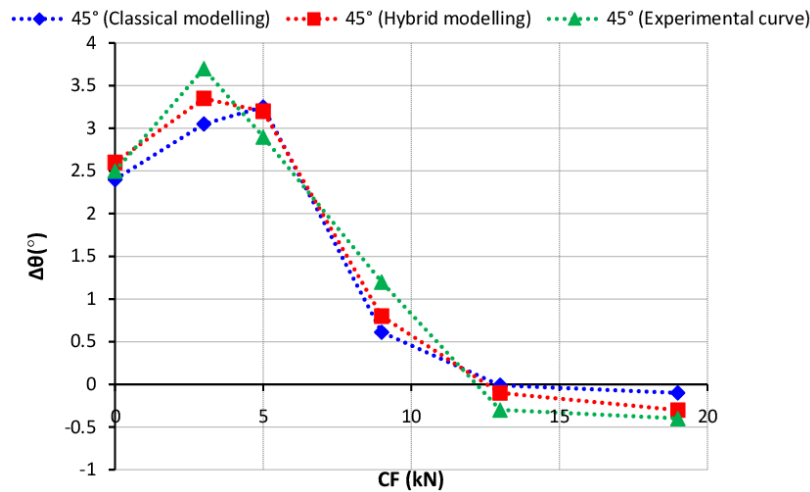


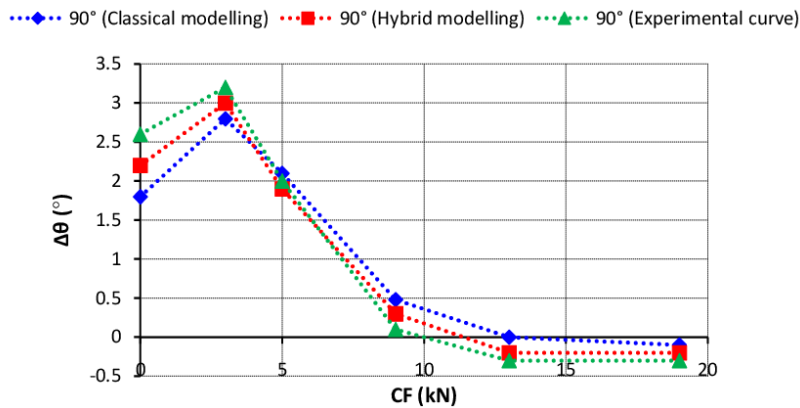
Figure 3-29. Variation de l'angle du retour élastique avec l'augmentation de la force de serrage en utilisant les deux types de modèles (0° , $h = 12 \text{ mm}$).

Tests sur les paramètres du matériau

Dans le cadre de cette étude, l'effet de l'anisotropie sur le retour élastique est aussi prédit. Les paramètres d'anisotropie initiale intervenant dans le critère de plasticité de Hill 48 ont été considérés dans le modèle phénoménologique classique, alors que l'anisotropie dans le modèle hybride est caractérisée via les paramètres θ , n et σ_{sat} pour chaque direction de prélèvement de l'éprouvette par rapport à DL . A titre comparatif, les **Figures 3-29**, **3-30 (a)** et **3-30 (b)** montrent l'impact du sens de prélèvement de l'éprouvette sur le retour élastique final en tenant compte de la loi constitutive du comportement du matériau. A la différence des deux modèles de comportement présentés précédemment, le modèle hybride fournit globalement des résultats plus précis qu'un modèle phénoménologique classique avec écrouissage isotrope. De plus, la variation du module d'élasticité et les paramètres des modèles (classique et hybride) avec l'orientation de l'éprouvette a un impact non négligeable sur la prédiction de la qualité géométrique de la pièce après déformation.



(a)



(b)

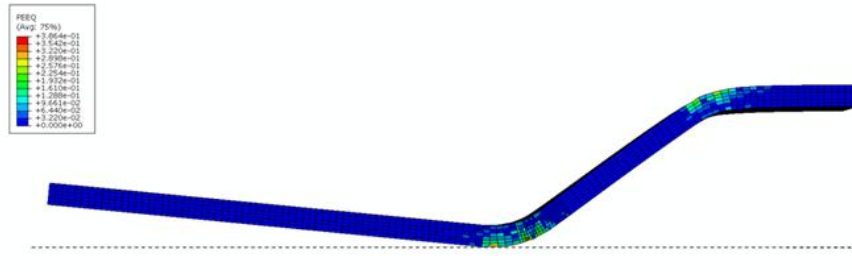
Figure 3-30. Effet de l'anisotropie initiale sur le retour élastique,
 (a) Mesure effectuée dans la direction 45°,
 (b) Mesure effectuée dans la direction 90°.

Sensibilité du retour élastique à l'hétérogénéité du matériau

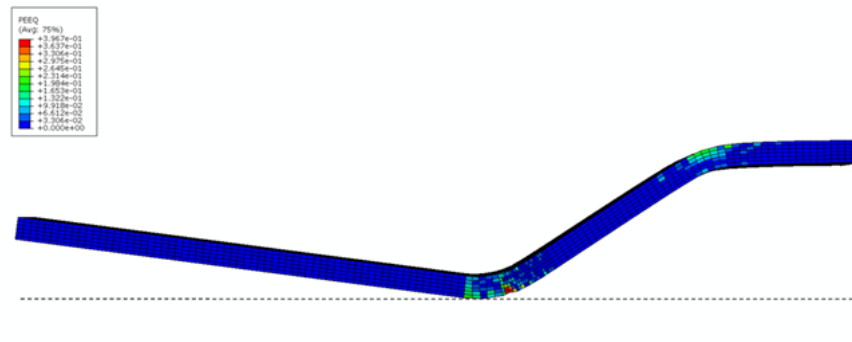
Afin d'étudier numériquement l'effet de l'hétérogénéité du matériau sur le retour élastique, une analyse de sensibilité au paramètre de distribution θ a été effectuée. Dans cette étude, nous avons choisi cinq niveaux différents d'hétérogénéité en augmentant la valeur de θ du modèle hybride. Pour une éprouvette découpée dans le sens de laminage soumise à une force de serrage $CF = 5 \text{ kN}$ et étirée à une profondeur $h=12 \text{ mm}$, les amplitudes du retour élastique final ont été enregistrées dans le **Tableau 3-5**. Nous remarquons que le retour élastique augmente sensiblement si le matériau est plus hétérogène. Les **Figures 3-31 (a)** et **3-31 (b)** présentent la géométrie finale de la pièce pour deux niveaux différents d'hétérogénéité : $\theta_1 = 600 \text{ MPa}$ et $\theta_2 = 800 \text{ MPa}$.

Tableau 3-5. Amplitudes du retour élastique final pour différents niveaux d'hétérogénéité.

Distribution parameter θ (MPa)	500	600	700	800
Springback $\Delta\theta$ (°)	2	3.9	5.5	7.1



(a)



(b)

Figure 3-31. Sensibilité du retour élastique à l'hétérogénéité du matériau,

(a) $h = 12 \text{ mm}$, $CF = 5 \text{ kN}$, $\theta_1 = 600 \text{ MPa}$,

(b) $h = 12 \text{ mm}$, $CF = 5 \text{ kN}$, $\theta_2 = 800 \text{ MPa}$.

3.6 CONCLUSION

L'opération étirage-plier qui est ici notre essai support pour la validation des modèles de comportement étudiés, a été étudiée expérimentalement et numériquement. Ce type d'essai impose à la tôle deux plis non similaires : pliage en V au niveau de la zone I et un pliage-dépliage dans la zone transitoire II-III, puis un redressement par étirage dans la zone III qui est dû à l'effet combiné de la force d'étirage exercée par le poinçon et de la force de serrage appliquée par le serre-flan.

Dans ce chapitre, afin de prédire numériquement le retour élastique lors d'une opération étirage – pliage menée sur des tôles en titane, deux modèles de comportement élastoplastiques ont été proposés pour le matériau d'étude, chaque modèle étant caractérisé par des paramètres spécifiques. Il a été montré que lorsque l'hétérogénéité du matériau est considérée, la simulation numérique des problèmes de mise en forme peut reproduire plus finement le comportement du matériau, sans recours à d'autres essais spécifiques de caractérisation mécanique qui engendrent souvent des coûts supplémentaires et l'allongement des délais.

Ce chapitre met également en évidence la sensibilité du retour élastique à un ensemble de facteurs d'influence tels que la profondeur d'étirage, la force de serrage, l'anisotropie, l'épaisseur de la tôle, le niveau d'hétérogénéité du matériau, etc. En outre, en réalisant une comparaison entre les résultats expérimentaux issus des deux types de chargement (continu et discontinu), nous avons montré que le retour élastique diminue légèrement s'il s'agit d'un chargement discontinu.

L'influence du niveau d'hétérogénéité du matériau est décisive pour la quantification du retour élastique, il a été montré par le biais des simulations numériques que ce dernier est très sensible au niveau d'hétérogénéité intrinsèque du matériau. Par conséquent, la tôle subit un grand retour élastique lorsque le matériau constituant cette tôle est très hétérogène.

CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES

Le sujet de thèse que nous abordons concerne la caractérisation expérimentale et la simulation numérique du retour élastique lors d'une opération de formage des tôles métalliques de type étirage-plier. La partie expérimentale porte, en premier lieu, sur la caractérisation mécanique du matériau d'étude qui est un alliage de titane commercialement pur (T40). La détermination des propriétés du matériau, la modélisation du comportement élastoplastique avec une courbe de référence schématique pour la partie plastique constitue une base nécessaire pour mener à bien les simulations numériques de l'opération de mise en forme avec la phase du retour élastique. Dans un second temps, un dispositif spécifique adapté à la machine de traction a été utilisé pour avoir des pièces en U avec la possibilité de faire varier quelques paramètres pouvant influencer le retour élastique. Des essais étirage-plier ont été réalisés à température ambiante sur des flancs métalliques en titane T40. L'influence des paramètres du procédé tels que la force de serrage et la profondeur d'étirage sur le retour élastique a été étudiée. Le retour élastique primaire est mesuré à l'aide d'un capteur de déplacement après une décharge partielle (enlèvement du poinçon seulement) alors que le retour élastique final est mesuré à l'aide d'un projecteur de profil. L'étude de l'influence de la loi de comportement sur la modélisation de l'opération étirage-plier et la prédiction du retour élastique représente notre contribution dans cet axe de recherche.

Dans le cadre de cette étude, nous avons présentés deux modèles de comportement élastoplastique pour le matériau étudié. L'objectif est donc de construire un modèle numérique robuste sous le code de calcul EF Abaqus pour l'opération de mise en forme avec la phase du retour élastique. La prise en compte de l'effet d'hétérogénéité intrinsèque du matériau sur la prédiction du retour élastique a été aussi considérée dans cette étude qui fait partie d'un travail de recherche dans le laboratoire SYMME. Une étude comparative des deux modèles de comportement a été menée afin de prévoir la capacité de chaque modèle à reproduire les phénomènes liés à la déformation plastique en particulier le retour élastique. Via des routines générées par des programmes sous Python, les modèles de comportement ont été insérés dans le code éléments finis Abaqus/standard. L'influence du modèle d'écrouissage sur le niveau du retour élastique a été mise en évidence pour différents paramètres tels que la force de serrage, la profondeur d'étirage et l'anisotropie du matériau.

Les résultats des applications traitées permettent de conclure que les simulations numériques améliorent les prévisions du phénomène du retour élastique lorsque les hétérogénéités du matériau sont considérées.

Ce travail de thèse nous a permis de tirer les conclusions suivantes :

- Le modèle hybride a montré son efficacité pratique dans les simulations numériques des phénomènes liés à la mise en forme des métaux, en particulier le retour élastique. Son utilisation pour résoudre les problèmes de mise en forme est donc un choix pertinent d'un point de vue économique. La mise en évidence de l'effet Bauschinger est possible via ce type de modèle sans recourir à des essais expérimentaux parfois très coûteux.
- L'alliage T40 est susceptible de subir un fort retour élastique qui est dû principalement aux hétérogénéités plus ou moins importantes dans le matériau mis en œuvre.
- Le retour élastique primaire Δh_1 est un paramètre non décisif pour une véritable évaluation du retour élastique dans la pièce réellement obtenue, néanmoins il représente une grandeur très importante pour les simulations numériques.
- L'écart maximal entre l'expérience et la simulation numérique exprimé en erreur relative sur la valeur du retour élastique final est approximativement 20% dans le cas de l'application du modèle hybride. Alors que l'utilisation du modèle phénoménologique classique (type Hollomon) conduit à un écart supérieur (environ 30%). La caractérisation expérimentale du comportement cyclique du matériau via des essais spécifiques tels que traction-compression ou cisaillement cyclique peut contribuer à l'amélioration des résultats pour un modèle phénoménologique classique.

Perspectives

En terme de perspectives, nous pouvons citer quelques idées en relation avec des sujets d'actualité qui peuvent contribuer à l'amélioration des prévisions des phénomènes physico-mécaniques, entre autres, tester et valider ces conclusions pour :

- un autre matériau plus hétérogène (alliages amorphes par exemple) ;
- autres types d'essais plus complexes (emboutissage de pièces à géométrie complexe par exemple) ;
- Malgré les bons résultats obtenus avec la distribution de Rayleigh utilisant un seul paramètre (θ) qui contrôle à la fois la moyenne et l'écart type, des tests de comparaison avec d'autres lois peuvent être envisagés (loi normale, loi uniforme, loi binomiale, ...) afin d'améliorer la fiabilité du modèle hybride ;
- Introduire l'effet de la température et de la vitesse de déformation, etc.

Références Bibliographiques

Akrout M., Contribution à l'étude par éléments finis du retour élastique des tôles en emboutissage et déformation plane, Thèse de doctorat, Institut national des sciences appliquées de Lyon, Villeurbanne, 1994.

Albut A., The sheet thickness effect on amplitude of a U-shaped part made from tailor welded stripes, The 4th Virtual Conference, Innovative Production Machines and Systems, IPROMS, 2008.

Al-tahat Dr. Mohammad, Spring back in bending of sheets and plates, Technical Note, Lab of Manufacturing Sciences.

Azaouzi M., Modélisation et optimisation numérique de l'emboutissage de pièces de précision en tôlerie fine, Thèse de doctorat, École doctorale EMMA Lorraine, 2007.

Bahloul R., Optimisation du procédé de pliage sur presses de pièces en tôles à haute limite d'élasticité, Thèse de doctorat, ENSAM, Paris, 2005.

Balland P., Entre recherches académiques et contraintes industrielles, stratégie de définition de programmes de recherche sur des opérations de mise en forme de matériaux métalliques, HDR, Université de Savoie Mont Blanc, 2012.

Banabic D., Kuwabara, T., Balan, T., Comsa, D. S. et Julean D., Non-quadratic yield criterion for orthotropic sheet metals under plane-stress conditions, International Journal of Mechanical Science, 2003, Vol. 45 - pp. 797-811.

Banua M., Takamura, M. et Hamac, T., Simulation of springback and wrinkling in stamping of a dual phase steel rail-shaped part, J Mater Process Technol., 2006, Vol. 173 - pp. 178-184.

Barlat F., Aretz H., Yoon J. W., Karabin M. E., Brem J. C. et Dick R. E., Linear transformation-based anisotropic yield functions, International Journal of Plasticity, 2005, Vol. 21 - pp. 1009-1039.

Barlat F., Lege D. J. et Brem J. C., A six-component yield function for anisotropic materials, International Journal of Plasticity, 1991, Vol. 7- pp. 693-712.

Bouabdallah K., Caractérisation de l'effet Portevin-Le Chatelier dans les alliages aluminium magnésium - Apport des techniques d'analyse d'images, Thèse de doctorat, Université Ferhat Abbas, Sétif, 2006.

Brenner Renald, <http://www.f2m.cnrs-bellevue.fr/spip.php?article101> [En ligne].

Bruni C., Forcellese A., Gabrielli F. et Simoncini M., Air bending of AZ31 magnesium alloy in warm and hot forming conditions, J Mater Process Technol., 2006, Vol. 177 - pp. 373-376.

Carbonnière J., Contribution à l'analyse du retour élastique en emboutissage, Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2009.

Carden W. D., Geng L. M., Matlock D. K. et Wagoner R. H., Measurement of springback, Int. J. Mech. Sci., 2002, Vol. 44 - pp. 79-101.

Chen P. et Koç M., Simulation of springback variation in forming of advanced high strength steels, J. Mater. Process Technol., 2007, Vol. 190 - pp. 189-198.

Col Alain, L'emboutissage des aciers, Paris, Dunod, 2010.

Combres Yves, Propriétés du titane et de ses alliages, Techniques de l'ingénieur, 2010, Vol. M4780.

Davenport Sb. et Higginson Rl., Strain path effects under hot working, Elsevier Science, 2000.

Degallaix S., Caractérisation expérimentale des matériaux, CH-1015 Lausanne, Presses polytechniques et universitaires romandes, 2007.

Delvat E., Contribution au développement de nouveaux alliages biocompatibles à base de titane, Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Rennes, 2006.

Déprés C., Fivel M. and Tabourot L., A dislocation-based model for low-amplitude fatigue behaviour of face-centred cubic single crystals, Scr. Mater., 2008, 12, Vol. 58 - pp. 1086 -1089.

doc.int4, http://nsmwww.eng.ohio-state.edu/BendingOverview/html/bending_system.html [En ligne].

Doc_int1, <http://www.titane.asso.fr/le-marche-et-les-applications-du-titane.html> [En ligne].

Doc_int2, http://mms2.ensmp.fr/mms_paris/miniprojets/SpringBack/AA [En ligne].

doc_int3, LE%20PLIAGE.htm [En ligne].

doc_int5,

doc_int5http://www.google.dz/?gws_rd=cr&ei=e5bvVMqjl86Aaf7RgYAJ#q=les+alliages+de+titane+Elisabeth+Aeby-Gautier [En ligne].

doc_int5, <https://fr.wikipedia.org/wiki/Alcoa> [En ligne].

Doc_int5, <https://fr.wikipedia.org/wiki/Titane> [En ligne].

doc_int6, fr.wikipedia.org/wiki/Module_de_Young [En ligne].

Doc_int7 <http://www.encyclo-ecolo.com/Titane> [En ligne].

Dongjuan Z., Zhenshan C., Xueyu R. et Yuqiang L., An analytical model for predicting springback and side wall curl of sheet after U-bending, Comput Mater. Sci., 2007, Vol. 38 - pp. 707-715.

Eggertsen P.A. et Mattiasson K., On the modelling of the bending–unbending behaviour for accurate springback predictions, International Journal of Mechanical Sciences, 2009, 7, Vol. 51 - pp. 547 – 563.

Fares M. L., Principes physiques du comportement mécaniques des matériaux, Publications de l'université Badji Mokhtar, Annaba .

Firat M., U-channel forming analysis with an emphasis on springback deformation, Materials and Design., 2007, Vol. 28 - pp. 47–154.

Fortunier R., Comportement Mécanique des matériaux, Ecole Nationale Supérieure des Mines, 42023 Saint-Etienne cedex 2, France.

Furushima T., Tsunozaki H., Nakayama T., Manabe K. et Alexandrov, S., Prediction of surface roughening and necking behavior for metal foils by inhomogeneous FE material modeling, *Key. Eng. Mater.*, 2013, Vol. 554-557. - pp. 169–173.

Garcia-Romeu M.L., Ciurana J. et Ferrer I., Springback determination of sheet metals in an air bending process based on an experimental work, *J Mater Process Technol.*, 2007, 191, pp. 174-177.

Gardiner F.J., *Trans. ASME*, January 1957, pp. 1-9.

Gau J.T., Principe C., et Yu M., Springback behavior of brass in micro sheet forming, *J. Mater. Process Technol.*, 2007, 191, pp. 7–10.

Gildemyn E., Caractérisation des procédés de fabrication de pièces de sécurité automobile. optimisation multiobjectifs de la mise en forme, Thèse de doctorat, Arts et Métiers, Paris, 2009.

Gomes C., Onipede O. et M. Lovell, Investigation of springback in high strength anisotropic steels, *J Mater Process Technol.*, 2005, Vol. 159 - pp. 91 – 98.

Gregoire G., Grosogeat B., Millet P. et Rocher P., *Cours_titane.htm* [En ligne], Société Francophone des Biomatériaux Dentaires (SFBD), 2010.

Haddag B., Contribution à la modélisation de la mise en forme des tôles métalliques : application au retour élastique et à la localisation, Thèse de doctorat, Ecole nationale supérieur d'arts et métiers, Laboratoire de physique et mécanique des matériaux, CER Metz France, 2005.

Haddag B., Contribution à la modélisation de la mise en forme des tôles métalliques: Application au retour élastique et à la localisation, Thèse de doctorat, Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux, Metz, 2007.

Hill R., Theoretical plasticity of textured aggregates, *Mathematical Proceedings of the Cambridge Philosophical Society*, 1979, Vol. 85 - pp. 179-191.

Hill R., Plastic anisotropy and the geometry of yield surfaces in stress space, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2000, 6-7, Vol. 48 - pp. 1093-1106.

Hill R., A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metal, *Proc. Royal Soc., London*, 1948, Vol. A193 - pp. 281-297.

Ho K.C., Lin J. et Dean T. A., Modelling of springback in creep forming thick aluminum sheets, *Int. J. Plast.*, 2004, Vol. 20 - pp. 733-751.

Ho K.C., Lin J. et Dean T.A., Modelling of springback in creep forming thick aluminum sheets, *Int. J. Plast.*, 2004, Vol. 20 - pp. 733-751.

Hutchinson J. W. et Eale N., Metal forming plasticity, *Mechanics of sheet metal forming*, 1978, p. 127.

Instron www.instron.com [En ligne].

Kellermann et Klein, <http://www.technocalcul.com/FR/kellermanklein.html> [En ligne].

Khalfallah A., Identification des lois de comportement élastoplastiques par essais inhomogènes et simulations numériques, Thèse de doctorat, Université Tunis El Manar, 2004.

Kim H. S. et Koç, M., Numerical investigations on springback characteristics of aluminum sheet metal alloys in worm forming conditions, *J Mater Process Technol.*, 2008, Vol. 204 - pp. 370-383.

Lankford W. T., Snyder S. C. et Bausher J. A., New criteria for predicting the press performance of deep drawing sheet, *Trans. ASM*, 1950, Vol. 1197-1205 - pp. 1197-1205.

Lee S. W. et Yang D. Y., An assessment of numerical parameters influencing springback in explicit finite element analysis of sheet metal forming process, *J Mater Process Technol.*, 1998, Vol. 80-81 - pp. 60-67.

Lemaitre J. et Chaboche J.L., Mécanique des matériaux solides, Edition Dunod, Paris, 1985.

Lepadatu D., Optimisation des procédés de mise en forme par approche couplée plans d'expériences, éléments finis et surface de réponse, Thèse de doctorat, Institut des Sciences et Techniques de l'Ingénieur d'Angers, 2008.

Liu W., Liu Q., Ruan F., Liang Z., et Qiu, H., Springback prediction for sheet metal forming based on GA-ANN technology, *J Mater Process Technol.*, 2007, pp. 227-231.

Makarova O., Définition de protocoles rationnels d'identification de lois de comportement élastoplastiques : Application à la simulation éléments finis d'opérations industrielles d'emboutissage, Thèse de doctorat, Laboratoire Symme, Université de Savoie Mont Blanc, France, 2006.

Marciniak Z., Duncan J. L. et Hu S.J., Mechanics of sheet metal forming, ButterWorth-HeineMann, 2002.

Mises V., Gottinger Nachrichten, Math. Phy. Klasse, 1913, Vol. 582.

Mkaddem A. et Potiron A., Étude expérimentale du pliage de tôles: application aux aciers HLE, *Techniques de l'ingénieur*, Vol. BM7 514 - pp. 1-21.

Monfort G. et Bragard A., Voraussage und reduzierung der Rückfederung beim biegen hockfester, *Stahl. U. Eisen.*, 1984, Vol. 104 - pp. 1059-1064.

Morestin F. et Boivin M., On the necessity of taking into account the variation in the Young modulus with plastic strain in elastic-plastic software, *Nuclear Engineering and Design*, 1996, Vol. 162 - pp. 107-116.

Nakamachi E., Guide to the benchmarks tests – Simulation and Experiment, *Int. Conf. Proc. Numisheet'93*, 1993.

Neto E. A. de Sousa, Perić D. et Owen D. R. J., computational methods for plasticity : Theory and Applications, 2008.

Nikhare C., A Numerical Approach on Reduction of Young's Modulus During Deformation of Sheet Metals, Scientific research, 2012, 1, Vol. 2 - pp. 1-13.

Ouakdi E. H., Louahdi R., Khirani D. et Tabourot L., Evaluation of springback under the effect of holding force and die radius in a stretch bending test, Materials and Design, 2012, Vol. 35 - pp. 106-112.

Pham Cong Hanh, Vrillage de tôles métalliques ultra-minces après emboutissage, Thèse de doctorat, Université de Bretagne - Sud, France, 2014.

Pouzols V., Optimisation d'opérations industrielles de pliage par la méthode des éléments finis, Thèse de doctorat, Université de Grenoble, France, 2011.

Queener A. et De Angelis R. J., Elastic sprigback and residual stresses in sheet metal parts formed by bending, Trans. ASME, 1968, Vol. 61 - pp. 757-768.

Revil-Baudard B., Simulation du comportement mécanique des alliages de titane pour les procédés de mise en forme à froid, Thèse de doctorat, Ecole nationale supérieure des mines de Paris, 2010.

Samuel M., Experimental and numerical prediction of springback and side wall curl in Ubending of anisotropic sheet metals, J Mater Process Technol., 2000, Vol. 105 - pp. 382-393.

Samuel M., Experimental and numerical prediction of springback and side wall curl, Journal of Materials Processing, 2000, Vol. 105 - pp. 382-393.

Serkan T., Suleyman K. et Fahrettin O., The effects of material thickness and deformation speed on springback behaviour for DP600 steel, Advanced Materials Research, 2011, 264-265 - pp. 636-645.

Sun P., Grácio J.J et Ferreira J.A., Control system of a mini hydraulic press for evaluating springback in sheet metal forming, J Mater Process Technol., 2006, Vol. 176 - pp. 55-61.

Tabourot L., Balland P., Raujol-Veillé J., Vautrot M., Déprés C. et Toussaint F., Compartmentalized model for the mechanical behavior of Titanium, Key. Eng. Mater., 2012, 504-506 - pp. 673-678.

Tabourot L., Balland P., Sène N. A., Vautrot M. et Ksiksi N., Numerical study of the impact of constitutive modelling on the evolution of necking in the case of a tensile test on C68 grade steel, Key. Eng. Mater., 2014, 611-612 - pp. 521-528.

Tabourot L., Balland P., Vautrot M., Hopperstad O. S., Raujol-Veillé J. et Toussaint F., Characterization and modeling of the elastic behavior of a XC68 grade steel used at high strain rates and high temperatures, 2013, 554, pp. 1116-1124.

Tabourot L., Vers une vision unifiée de la plasticité cristalline, Habilitation à Diriger des Recherches, Laboratoire de Mécanique Appliquée, Université de Savoie, 2001.

Tabourot L., Maati A., Balland P. et Vautrot M., Influence of heterogeneities and of their distribution on the elastoplastic behaviour of metals, Cristian Teodosiu Symposium Plasticity, Montego Bay, 2015.

Tang B., Zhao G., Wang Z., A mixed hardening rule coupled with hill48 yielding function to predict the springback of sheet U-bending, *International Journal of Material forming*, 2008, 3, Vol. 1 - pp. 169–175.

Tekaslan O. et Seker U., Determining springback amount of steel sheet metal has 0.5mm thickness in bending dies, *Material and Design*, 2006, Vol. 27 - pp. 251-258.

Titane <http://www.techniques-ingenieur.fr/base-documentaire/biomedical-pharmath15/biomateriaux-et-biomecanique-42606210/proprietes-du-titane-et-de-ses-alliages-m4780/> [En ligne].

Toussaint F., Tabourot L., Ducher F., Experimental and numerical analysis of the forming process of a CP titanium scoliotic instrumentation, *J Mater Process Technol.*, 2008, Vol. 197 - pp. 10-16.

Vacher Dumoulin P. S., Morestin F. et Mguil-Touchal S., Bidimensional strain measurement using digital images, *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Journal of Mechanical Engineering Science*, 1999, 8, Vol. 213 - pp. 811-817.

Verma R. K. et Haldar A., Effect of normal anisotropy on springback, *J Mater Process Technol.*, 2007, Vol. 190 - pp. 300-304.

Wassilieff B., Pliage et correction du springback, *Métaux en feuilles*, Février 1968, 17.

Wellman B., Elastic Springback, 2009, 11.

Xia C., Miller C. E. et and Ren, F., Springback behavior of AA6111-T4 with split-ring test, *Proceedings of the 8th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes, NUMIFORM '04*, 2004 - pp. 934–939.

Yang M., Akiyama Y. et Sasaki, T., Evaluation of Change in Material Properties Due to Plastic Deformation, *J Mater Process Technol.*, 2004,1-3, Vol. 151 - pp. 232-236.

Yoshida F. et Uemori T., A model of large-strain cyclic plasticity describing the baushinger effect and workhardening stagnation, *International Journal of Plasticity*, 2002, Vol. 18 - pp. 661-686.

Yu H., Variation of Elastic Modulus during Plastic De-formation and Its Influence on Springback, *Materials & Design*, 2009, 3, Vol. 30 - pp. 846-850.

Zhang D., Cui Z., Ruan X. et Y. Li An analytical model for predicting springback and side wall curl of sheet after U-bending, 2007, 4, Vol. 38 - pp. 707-715.

Zhang D., Cui Z., Ruan X. et Li Y., An analytical model for predicting springback and side wall curl of sheet after U-bending, *Computational Materials Science*, 2007, Vol. 38 - pp. 707-715.

Liste des Figures

Figure 1-1. Représentation d'une déformation élastoplastique et retour élastique dans le réseau cristallin (Col, 2010),	7
Figure 1-2. Exemple d'une opération de pliage d'une tôle métallique (Doc_int2).	7
Figure 1-3. Distribution de la contrainte dans l'épaisseur à la fin du pliage et après retour élastique (acier C67S, rayon de pliage =12,5 mm), (Pouzols, 2011).	8
Figure 1-4. Evolution du retour élastique par l'effet d'écrouissage pour un essai de traction unidimensionnel (données conventionnelles).	9
Figure 1-5. Pliage en tombée de bord (Al-tahat), le retour élastique peut être évalué en utilisant le paramètre	9
Figure 1-6. Mesure du retour élastique dans le cas de pliage en U (doc.int4).	10
Figure 1-7. Exemple de déformée obtenue après l'opération d'emboutissage en U (Ouakdi, 2012). ..	10
Figure 1-8. Déformée d'une pièce pliée avant et après retour élastique.	12
Figure 1-9. Correction du retour élastique selon la méthode de Wassilieff (Wassilieff, 1968).	13
Figure 1-10. Variation du coefficient k avec le rapport adimensionnel r/e (doc_int3).	15
Figure 1-11. Modes de déformation en pliage selon Monfort et Bragard (Monfort, 1984).	15
Figure 1-12. Etats de contrainte et de déformation dans une tôle pliée (Mkaddem).	17
Figure 1-13. Evolution de l'angle du retour élastique en fonction de l'angle de l'outil (Toussaint, 2008).	18
Figure 1-14. Influence du rayon d'entrée de la matrice sur le retour élastique (Ouakdi, 2012).	18
Figure 1-15. Contrainte de traction générée par la force de serrage lors de l'emboutissage (Morestin, 1996).	19
Figure 1-16. Influence de la force de serrage sur l'état de contrainte dans l'épaisseur de la tôle lors d'un essai étirage-pliage (Ouakdi, 2012).	20
Figure 1-17. Retour élastique pour différents efforts de serrage sur un acier doux (Ouakdi, 2012). ...	20
Figure 1-18. Influence de la vitesse du poinçon sur le retour élastique en emboutissage (Azaouzi, 2007).	21
Figure 1-19. Effet de la température sur le retour élastique lors de pliage en V de tôles en alliage de magnésium AZ31 (Bruni, 2006).	22
Figure 1-20. Principe de pliage en frappe, photo (doc.int4).	22

Figure 1-21. Influence du module d'Young sur le retour élastique lors de pliage-traction (Nikhare, 2012).	23
Figure 1-22. Variation du module d'Young en fonction de la déformation plastique pour un acier XC 38 lors d'un essai de traction (Morestin, 1996).	24
Figure 1-23. Modélisation mathématique de l'évolution du module d'Young en fonction de la déformation plastique (Morestin, 1996).	24
Figure 1-24. Retour élastique lors d'un essai de traction (Wellman, 2009).	25
Figure 1-25. Illustration par une courbe rhéologique de la sensibilité au retour élastique de deux matériaux ayant le même module d'Young et des limites d'élasticité différentes (Azaouzi, 2007).	26
Figure 1-26. Description des axes principaux et d'orthotropie (Makarova, 2006).	27
Figure 1-27. Effet de l'anisotropie initiale sur le retour élastique lors de pliage en U (Dongjuan, 2007)	28
Figure 1-28. Schématisation de l'effet Bauschinger lors d'un essai de traction-compression (Col, 2010)	29
Figure 1-29. Influence de l'épaisseur de la tôle sur le retour élastique dans le cas de pliage en U (Dongjuan, 2007).	30
Figure 1-30. Variation du retour élastique (RE) en fonction des dimensions de la tôle (largeur/longueur) (Ho, 2004).	31
Figure 1-31. Efforts intérieurs le long d'une section d'une tôle en forme de U après emboutissage (Zhang, 2007).	32
Figure 1-32. Modélisation analytique de pliage combiné à la traction simple (Mkaddem).	33
Figure 1-33. Courbe contrainte - déformation vraies pour un matériau écroui qui montre la distribution de la contrainte sur un intervalle restreint autour de la fibre neutre (Marciniak, 2002). .	34
Figure 1-34. Changement de trajet de déformation entre les régions III et IV au cours de l'emboutissage en U (Pham, 2014).	35
Figure 2-1. Des pièces en titane pour l'avion de combat McDonnell Douglas F-15 Eagle avant et après avoir été pressé par la presse à forger de 50 000 tonnes construite dans le cadre du "Heavy Press Program" et exploitée par Alcoa (doc_int5).	41
Figure 2-2. Phases de transformation allotropique du titane pur (doc_int5).	42
Figure 2-3. Maille unitaire de la phase α et dimensions caractéristique de la structure cristalline du titane.	43
Figure 2-4. Machine de traction de type Instron 5569 de capacité 50 kN disponible au laboratoire SYMME.	45

Figure 2-5. Exemple de représentation de la courbe conventionnelle et de la courbe rationnelle sur un même diagramme.	48
Figure 2-6. Courbe de traction conventionnelle (Fortunier).	49
Figure 2-7. Phénomène d'instabilité plastique.....	49
Figure 2-8. Détermination graphique de la contrainte et la déformation vraies à l'apparition de la striction en utilisant la relation de Considère (Degallaix, 2007).	50
Figure 2-9. Forme et dimensions de l'éprouvette de traction.....	51
Figure 2-10.a Exemple de détermination du module de Young à l'aide de la méthode automatique (Instron)	52
Figure 2-11.a Courbes conventionnelles de traction monotone pour des tôles en titane découpées à 0°, 45° et 90° par rapport au sens de laminage.	54
Figure 2-12. Détermination du module de Young avec la méthode de régression linéaire sur les données de l'extensomètre (sens de laminage).	55
Figure 2-13. Dispositif d'acquisition d'images numériques associé au système d'essai de traction	57
Figure 2-14. Schéma synoptique des différentes phases de la technique d'analyse d'images	57
Figure 2-15. Principe de corrélation d'images (Doc_Symme).....	58
Figure 2-16. Champ de déplacement dy obtenu par la technique de corrélation d'images	59
Figure 2-17. Champ de déformation ε_{yy} obtenu par la technique de corrélation d'images	60
Figure 2-18. Vecteurs déplacement en chaque point de la grille sélectionnée sur la surface de l'éprouvette.....	60
Figure 2-19. Evolution de la déformation ε_1 au cours de l'analyse d'images pour une ligne d'évaluation à 7 quadrilatères choisie au milieu de l'éprouvette.	61
Figure 2-20. Courbe contrainte vraie-déformation vraie au niveau de la ligne d'évaluation considérée (à 7 quadrilatères).	62
Figure 2-21. Superposition des deux courbes rationnelles de traction obtenues par les deux techniques de mesure.....	62
Figure 2-22. Courbe contrainte vraie-déformation plastique équivalente issue de l'analyse d'images pour le titane T40 (0°).	63
Figure 2-23. Evolution de la force au cours de l'essai de traction sur un alliage T40 (0°).	64
Figure 2-24. Représentation du critère de von Mises dans l'espace des contraintes principales.	68
Figure 2-25. illustration d'un comportement élastique parfaitement plastique.....	71

Figure 2-26. Illustration d'un comportement élastique parfaitement plastique (Marciniak, 2002).	71
Figure 2-27. Exemples de courbes de traction obtenues sur le même matériau découpé selon trois orientations différentes par rapport à la direction de laminage (Makarova, 2006).	72
Figure 2-28. Plan de la tôle avec les différentes directions de prélèvement de l'éprouvette (Carbonnière, 2009).	72
Figure 2-29. Exemple d'une régression linéaire sur la courbe des déformations plastiques transverses en fonction des déformations plastiques dans l'épaisseur (Pouzols, 2011).	73
Figure 2-30. Ecrouissage isotrope durant un essai cyclique traction-compression (absence de l'effet Bauschinger) (Neto, 2008).....	73
Figure 2-31. Ecrouissage cinématique durant un essai cyclique traction-compression (présence de l'effet Bauschinger) (Neto, 2008).	74
Figure 2-32. Valeurs extrémales du paramètre d'écrouissage n (Fares),	76
Figure 2-33. Cycles charge – recharge lors de simulation d'un essai de traction monotone.....	78
Figure 2-34. Courbes de traction expérimentale et simulée par un modèle phénoménologique de type Hollomon pour le titane T40.	79
Figure 2-35. Simulation du phénomène de localisation au cours d'un essai de traction monotone en utilisant une loi d'écrouissage de type Hollomon,.....	80
Figure 2-36. Charge et décharge des éléments (ou nœuds) vers le centre de l'éprouvette.	81
Figure 2-37. Chemin de chargement choisi (Loading path) le long d'une ligne vers le centre de l'éprouvette.....	82
Figure 2-38. Evolution de la contrainte équivalente le long du chemin de chargement vers le centre de l'éprouvette.....	82
Figure 2-39. Diagramme schématique de la sous division d'un grain pendant la déformation plastique, en cellules de dislocations et blocs de cellules (Davenport, 2000).	83
Figure 2-40. Exemples de lois de comportement locales.	84
Figure 2-41. Exemples de lois de distribution statistiques.	85
Figure 2-42. Exemple schématique d'une distribution de type Rayleigh (Balland, 2012)	86
Figure 2-43. Courbes de traction expérimentale et simulée par un modèle hybride compartimenté.	87
Figure 2-44. Simulation du phénomène de localisation au cours d'un essai de traction monotone en utilisant un modèle de comportement hybride	88
Figure 2-45. Evolution de la contrainte de von Mises avec la distance du chemin de chargement lors de simulation d'un test de traction en utilisant un modèle hybride.....	89

Figure 2-46. Mise en évidence de l'effet Bauschinger lors de simulation numérique d'un essai cyclique traction-compression en utilisant un modèle hybride.	90
Figure 2-47. Évolution temporelle des éléments déchargés au cours de la simulation numérique de l'essai de traction sur une éprouvette de titane T40 orientée dans le sens de laminage.	91
Figure 3-1. Exemple d'une pièce qui subit un grand retour élastique après une opération de mise en forme de type étirage-plier.	93
Figure 3-2. Dispositif utilisé pour l'essai étirage-plier avec le capteur de déplacement (Ouakdi, 2012).	95
Figure 3-3. Principe de l'essai étirage-plier d'une tôle métallique.	95
Figure 3-4. Mise en évidence du retour élastique primaire après enlèvement du poinçon seulement ($\Delta h_1 = h - h_1$).	96
Figure 3-5. Mise en évidence du retour élastique final après enlèvement de l'outillage et libération totale de la pièce.	96
Figure 3-6. Les deux formes possibles de la pièce obtenue par étirage-plier après retrait des outils,	97
Figure 3-7. Schéma démonstratif d'un essai discontinu.	98
Figure 3-8. Schéma démonstratif d'un essai continu.	98
Figure 3-9. Relation entre le couple de serrage et l'effort de tension (Kellermann et Klein).	100
Figure 3-10. Variation du retour élastique primaire en fonction de la profondeur d'étirage pour une gamme de forces de serrage.	102
Figure 3-11. Courbe expérimentale décrivant la variation de l'angle du retour.	102
Figure 3-12. Variation du retour élastique final Δh_2 avec la force de serrage.	103
Figure 3-13. Variation du retour élastique primaire avec la profondeur d'étirage pour.	103
Figure 3-14. Variation de l'angle du retour élastique avec la force de serrage pour les deux types d'essais étirage – pliage (continu et discontinu),	104
Figure 3-15. Différentes zones de sollicitation lors d'un essai étirage-plier d'une tôle mince (Ouakdi, 2012).	105
Figure 3-16. Effet du rayon de courbure de la matrice sur l'angle du retour élastique pour un essai continu.	106
Figure 3-17. Courbes expérimentales décrivant; suivant les directions de prélèvement.	107
Figure 3-18. Variation du retour élastique final Δh_2 en fonction de la force de serrage.	108

Figure 3-19. Variation du retour élastique final Δh_2 en fonction de la force de serrage pour différentes épaisseurs de la tôle.	109
Figure 3-20. Variation du retour élastique final Δh_2 en fonction de la force de serrage	109
Figure 3-21. Maillage de la pièce avec des éléments C3D8R.....	113
Figure 3-22. schéma numérique de l'opération étirage-plierage,	114
Figure 3-23. Géométrie finale de la pièce déformée en utilisant un modèle d'écrouissage de type Hollomon, (a) Modèle 2D en déformations planes, (b) et (c) Modèle 3D.....	116
Figure 3-24 (a). Courbe force-déplacement U2 obtenue numériquement pour un essai étirage-plierage,.....	117
Figure 3-25. Illustration du retour élastique primaire enregistré lors d'un essai discontinu d'étirage-plierage.....	117
Figure 3-26. Amincissement de l'éprouvette dû à une force de serrage importante ($CF = 30 \text{ kN}$) pour une profondeur d'étirage	118
Figure 3-27. Exemple de la distribution des déformations plastiques équivalentes dans l'épaisseur d'une tôle découpée à 45° par rapport au sens de laminage,	119
Figure 3-28. Variation du retour élastique primaire Δh_1 avec l'augmentation de la profondeur d'étirage h pour quelques forces de serrage,.....	119
Figure 3-29. Variation de l'angle du retour élastique avec l'augmentation de la force de serrage en utilisant les deux types de modèles.	120
Figure 3-30. Effet de l'anisotropie initiale sur le retour élastique,	121
Figure 3-31. Sensibilité du retour élastique à l'hétérogénéité du matériau.....	122

Liste des Tableaux

Tableau 1-1. Valeurs de K pour quelques nuances de tôles métalliques.....	12
Tableau 2-1. Propriétés du titane pur (Combres, 2010).....	43
Tableau 2-2. Composition chimique du titane commercialement pur (T40 grade 2).....	44
Tableau 2-3. Principales caractéristiques de l'équipement de l'essai de traction.	46
Tableau 2-4. Valeurs expérimentales des propriétés mécaniques de l'alliage T40.	51
Tableau 2-5. Paramètres de Hill48 pour le titane T40.....	70
Tableau 2-6. Modèles analytiques utilisés pour décrire le comportement plastique lors d'un essai de traction monotone.	75
Tableau 2-7. Paramètres élastiques et paramètres de la loi puissance de Hollomon pour le titane T40.	78
Tableau 2-8. Valeurs optimisées des paramètres du modèle hybride.	87
Tableau 3-1. Paramètres de l'essai étirage-plier.....	99
Tableau 3-2. Caractéristiques géométriques des boulons à serrage contrôlé.	100
Tableau 3-3. Valeurs expérimentales de la force et de la pression de serrage sous le serre-flan.	101
Tableau 3-4. Données matérielles et géométriques des éléments du processus numérique.	112
Tableau 3-5. Amplitudes du retour élastique final pour différents niveaux d'hétérogénéité.	122