



HAL
open science

Caractérisation avancée des matériaux en vue de la prédiction de la localisation sur des tôles minces

Nesrine Ksiksi

► **To cite this version:**

Nesrine Ksiksi. Caractérisation avancée des matériaux en vue de la prédiction de la localisation sur des tôles minces. Matériaux. Université Grenoble Alpes, 2016. Français. NNT : 2016GREAA030 . tel-01470751

HAL Id: tel-01470751

<https://theses.hal.science/tel-01470751>

Submitted on 17 Feb 2017

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

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

THÈSE

Pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE LA COMMUNAUTÉ UNIVERSITÉ GRENOBLE ALPES

Spécialité : **Sciences pour l'ingénieur**

Arrêté ministériel : 25 mai 2016

Présentée par

« **Nesrine KSIKSI** »

Thèse dirigée par « **Pascale BALLAND** » et
codirigée par « **Laurent TABOUROT** »

préparée au sein du **Laboratoire Systèmes et Matériaux pour la Mécatronique (SYMME)**

dans l'**Ecole Doctorale Sciences et Ingénierie des Systèmes, de l'Environnement et des Organisations (SISEO)**

Caractérisation avancée des matériaux en vue de la prédiction de la localisation sur des tôles minces

Thèse soutenue publiquement le **09 Décembre 2016**
devant le jury composé de :

M, Marc, LOMELLO-TAFIN

Professeur des universités, Université Savoie Mont Blanc, Président

Mme, Nathalie, BOUDEAU

Professeur des universités, Institut FEMTO, ENSMM, Rapporteur

M, Halim, HADDADI

Professeur des universités, ENSAM Paristech, Rapporteur

Mme, Ndèye Awa, SENE

Université Cheikh Anta DIOP, Ecole Supérieure Polytechnique, Dakar, SENEGAL

M, Laurent, TABOUROT

Professeur des universités, Université Savoie Mont Blanc, Co-directeur de thèse

Mme, Pascale, BALLAND

Professeur des universités, Université Savoie Mont Blanc, Directeur de thèse



A ma famille

Remerciement

Ce travail de thèse a été effectué au sein du laboratoire SYMME dans le domaine de la mécanique. Au départ, rien ne me prédisposait à faire une recherche dans ce domaine dans la mesure où après avoir fait une maîtrise en chimie fondamentale et un master en chimie de l'état solide, j'ai réalisé un stage de master en thermodynamique en Tunisie. J'ai tout d'abord débuté mon doctorat dans le cadre d'une allocation doctorale de recherche dans ce domaine sans toutefois être en mesure de le poursuivre pour des raisons indépendantes de ma volonté et j'ai donc dû me repositionner sur l'un des sujets disponibles au laboratoire.

J'exprime donc ma profonde gratitude et mon immense respect à mes directeurs de thèse Mme Pascale Balland et M. Laurent Tabourot, pour leur encadrement, leur patience à me former à la mécanique (je n'avais donc pas fait de mécanique avant de travailler avec eux et ils m'ont fait découvrir une matière passionnante), leurs nombreux conseils et leur soutien tout au long de ma thèse. Je tiens à leur présenter mes plus vifs remerciements de m'avoir accordé toute leur confiance dès le début de cette thèse, de m'avoir consacré beaucoup de temps pendant ces trois années, sachant répondre à toutes mes interrogations, sans oublier leur participation à l'élaboration de ce rapport.

Je tiens à leur témoigner toute ma reconnaissance pour leur suivi, leur disponibilité, leurs remarques constructives et enrichissantes, leur sympathie à mon égard ainsi que pour toutes les bonnes choses que je ne vais jamais oublier...

Je remercie M. Marc Lomello de m'avoir fait l'honneur de présider mon jury de thèse. Je suis très reconnaissante à M. Halim Haddadi et Mme Nathalie Boudeau d'avoir accepté d'être rapporteurs.

Je remercie également Mme Ndèye Awa Sène de me faire l'honneur de participer au jury sans oublier les fois où je l'ai sollicitée au cours de la thèse.

Je remercie en particulier les personnes qui m'ont aidé à mener ce travail, Jean Christophe Marty pour son aide et sa patience pour préparer les échantillons recuits aux fours et à me former aux rayons X, Blaise Gérard pour son aide régulière tout au long de la thèse, Mathieu Vautrot pour toutes ses aides dès le début de la thèse sans oublier les petits tuyaux de mécanique dont il m'a fait bénéficier.

Je voudrais remercier les personnels du Laboratoire Christelle Davanzo, Françoise Berna et Jérôme Anglade pour leur très bon accueil et pour leur assistance pour tout ce qui touche à l'administratif, qui peut être parfois très compliqué.

J'exprime ma profonde sympathie à tous les membres du laboratoire pour leurs conseils, leur aide, pour leur attention et leur efficacité qui ont permis que je passe toutes ces années dans de bonnes conditions, grâce à leur professionnalisme et pour leur très bonne ambiance dans le laboratoire.

Je tiens à remercier tous mes amis, et surtout ma chère Leonida Granon pour son amitié et pour tous les bons moments qu'on a passés ensemble.

Pour leur amour, leurs encouragements, leurs aides et leurs sacrifices, j'adresse un immense merci à mes chers parents. Ce mémoire leur est dédié à 200%. Je remercie également ma sœur Roukaya pour son soutien permanent, pour ses encouragements et pour l'affection qu'elle me porte. J'exprime également ma gratitude à mon frère Hedi.

Il y a aussi une personne formidable que je tiens à remercier de tout mon cœur : mon cher mari Mohamed pour son soutien et sa patience sans faille et pour la plus belle chose qui a pu nous arriver : nos deux bouts de choux, ma fille Lina et mon fils Noussayr qui sont venus au monde lors de mon travail sur le projet de master et durant la préparation de cette thèse.

Résumé

La détermination des conditions de chargements limites qui produisent une localisation du matériau est toujours un enjeu important, notamment lorsqu'il s'agit d'optimiser les dimensions d'outillage lors d'opérations durant lesquelles le matériau est fortement sollicité.

Différents travaux récents ont montré que l'hétérogénéité structurale intrinsèque à tout matériau métallique joue un rôle important dans les différents stades de déformation. Le rôle des hétérogénéités sur la localisation n'est cependant pas abordé.

L'objectif de cette thèse est donc de déterminer si l'hétérogénéité structurale des matériaux a un impact sur la localisation des matériaux ductiles. Une action corollaire est alors de valider le recours à des modèles qui intègre cette hétérogénéité pour obtenir des meilleurs résultats.

Cette étude comprend deux volets.

Le premier volet expérimental a pour objectif de constituer un référentiel expérimental qui met en évidence l'impact du facteur hétérogénéité sur la localisation. Différentes éprouvettes de titane ont été préparées de façon à obtenir différents degrés d'hétérogénéités. Deux paramètres ont été utilisés à cette fin : l'épaisseur et la structure cristalline. Le titane permet en effet de disposer de matériaux à structure hexagonale et cubique centrée qui présentent des possibilités d'accommodation plastique très différentes. Des essais de traction et d'expansion ont ainsi été pratiqués sur des éprouvettes de titane de tôle fine et épaisse dans les structures α et β du titane de nuance T40.

Trois tôles différentes : Ti_{α} (tôle fine); Ti_{α} (tôle épaisse) et $Ti_{\alpha+\beta}$ (tôle épaisse) ont été utilisées lors des essais. Pour obtenir les tôles $Ti_{\alpha+\beta}$ un traitement thermique a été optimisé et l'analyse des tôles a été effectuée à l'aide de plusieurs techniques comme le MEB, les rayons X et l'ATD.

Un second volet numérique s'est appuyé sur deux modèles pour réaliser la simulation des essais expérimentaux. Un premier modèle de type phénoménologique "classique", sans facteur d'hétérogénéité a tout d'abord été utilisé pour simuler le comportement idéal d'un matériau homogène. Dans un second temps, le recours à un modèle qui intègre une dimension physique, l'hétérogénéité, a montré que cette dernière a une incidence notable et permet d'améliorer la prédiction du phénomène de localisation.

Abstract

The determination of limit loading conditions producing the localization in the material is always an important subject, notably as it is about the optimization of tool dimension during operations during which material is strongly solicited. Different recent works have shown that intrinsic structural heterogeneity inside any metallic material plays an important role in the different stages of deformation. However, the role of heterogeneities in localization is not addressed.

The objective of this PhD thesis is therefore to determine if the structural heterogeneity of materials has an impact on the localization of ductile materials. A corollary action is then to validate the use of models which integrate this heterogeneity for best results.

This study has two parts.

The first experimental part has for objective to constitute an experimental base which highlights the impact of the heterogeneity factor on localization. Different titanium specimens were prepared so as to obtain different degrees of heterogeneities. Two parameters were used for this purpose: thickness and crystal structure. Titanium makes it possible to have materials with hexagonal structure and cubic centered that present possibilities of very different plastic accommodation. Tensile and equi-axial tests have thus been carried out on titanium specimens for thin and thick metal sheet in the structures α and β for T40 grade Titanium.

Three different sheets Ti_{α} (thin); Ti_{α} (thick) et $Ti_{\alpha+\beta}$ (thick) were used during the tests. To obtain the sheets $Ti_{\alpha+\beta}$, a heat treatment has been optimized and sheets analysis was done using several techniques such as SEM, X Rays and ATD.

A second numerical part was based on two models to realize numerical simulation of the experimental tests. A first classical phenomenological model without heterogeneity factor was firstly used to simulate the ideal behavior of a homogeneous material. In a second time, the use of a model that incorporates a physical dimension that is to say the heterogeneity, has shown that this latter has a significant impact and makes it possible to improve the prediction of localization phenomenon.

Contenu

Introduction générale.....	10
1.Chapitre 1 Vers un critère de localisation objectif.....	14
1.1Introduction	14
1.2Modèle phénoménologique du comportement du matériau.....	16
1.2.1Introduction.....	16
1.2.2Loi de comportement élastique	17
1.2.3Loi de comportement plastique.....	17
1.2.3.1Surface de charge et critère de plasticité	17
1.2.3.2Ecroûssage du matériau.....	18
1.2.4Décomposition élastoplastique	19
1.3Détection de la localisation.....	20
1.3.1Définition d'une courbe limite de formage	20
1.3.2Critère de Considère	21
1.3.3Critère de Swift et de Hill	22
1.3.4Autres critères de localisation	22
1.3.4.1Critères géométriques : critères de Hart et de Marciniak-Kuczynski	22
1.3.4.2Analyse des bifurcations	22
1.4Genèse et définition du critère de localisation de l'étude.....	23
1.4.1Motivations	23
1.4.2Etude de l'essai de traction	24
1.4.2.1Introduction	24
1.4.2.2Mesure avec l'extensomètre	25
1.4.2.3Mesure de déformation avec l'analyse automatique d'images ...	25
1.4.3Etude de l'essai d'expansion	27
1.4.3.1Relations fondamentales.....	27
1.4.3.2Simulation de l'essai d'expansion	29
1.4.4Vers un indicateur de localisation	31
1.4.4.1Détermination la courbe force déplacement simulée.....	31
1.4.4.2Zones de décharges dans l'éprouvette	32
1.4.5Application de la procédure de suivi de la progression de la localisation dans le cadre de cette thèse	33
1.4.6Conclusion sur la détection de la localisation	36
1.5La genèse des modèles hybrides.....	36
1.5.1Modélisation plasticité cristalline	36
1.5.1.1Introduction	36
1.5.1.2Microstructure et DDD.....	39
1.5.1.3Distribution des contraintes à courte distance	40
1.5.1.4Déformation plastique moyenne du VER.....	43
1.5.1.5Contrainte à longue distance	43
1.5.1.6Production de dislocations	44
1.5.2Exploitation des concepts de la modélisation de plasticité cristalline en modélisation macroscopique	44
1.5.2.1Préambule.....	44
1.5.2.2Détermination de la distribution.....	45
1.5.2.3Application numérique : utilisation des concepts de modélisation en simulation éléments finis	46

1.5.2.4	Evolution en chargement alterné	49
1.5.2.5	Hétérogénéité de déformation et localisation	50
1.6	Conclusion.....	50

2.Chapitre 2 : Etude expérimentale de la localisation..... 52

2.1	Introduction	52
2.2	Propriétés physico-chimiques relatives aux alliages de titane utilisés.....	53
2.2.1	Composition chimique	53
2.2.2	Propriétés cristallographiques du titane	54
2.2.2.1	Paramètres de maille	54
2.2.2.2	Systèmes de glissement du titane	55
2.2.2.3	Maclage du titane	55
2.2.2.4	Relations entre propriétés mécaniques et microstructure	55
2.2.3	Propriétés thermodynamiques du titane	56
2.2.3.1	Diagramme de base	56
2.2.3.2	Etude de changement de phase de titane T40 par ATD.....	56
2.3	Recristallisation du titane	57
2.3.1	Etat de l'art sur la recristallisation du titane.....	57
2.3.2	Recristallisation du titane (transformation de phase)	57
2.3.3	Caractérisation des échantillons produits.....	58
2.3.3.1	Analyse cristallographique	58
2.3.3.2	Tailles des grains des échantillons	59
2.3.3.3	Préparation des échantillons	59
2.3.3.4	Caractérisation de la microstructure	59
2.3.3.5	Microstructure du titane Ti_{α} tôle épaisse non recuit	60
2.3.3.6	Microstructure de la tôle de titane $Ti_{\alpha+\beta}$ épaisse (cycle thermique).61	
2.4	Propriétés mécaniques génériques des matériaux de l'étude.....	61
2.4.1	Limite d'élasticité	61
2.4.2	Influence de la température.....	62
2.4.3	Influence de la vitesse de déformation.....	62
2.4.4	Analyse d'images à l'aide du Logiciel 7D	63
2.4.5	Procédure expérimentale pour l'essai de traction	64
2.4.5.1	Dispositif expérimental	66
2.4.6	Procédure expérimentale pour réaliser des essais d'expansion	71
2.4.5.1	Dispositif expérimental	71
2.4.5.2	Préparation des échantillons	73
2.5	Essais de traction	73
2.5.1	Traction des échantillons en phase α des tôles fines.....	73
2.5.1.1	Orientation 0° DL.....	73
2.5.1.2	Influence de la vitesse de la déformation	74
2.5.1.3	Influence de la direction de laminage.....	74
2.5.2	Traction des échantillons en phase α à l'ambiante des tôle épaisses..	75
2.5.3	Traction des échantillons en phase $\alpha+\beta$ à l'ambiante des tôle épaisse76	
2.5.3.1	Influence du traitement thermique	76
2.5.3.2	Analyse des résultats	77
2.6	Essai Marciniack appliqué aux tôles fines phase α	77
2.6.1	Introduction.....	77
2.6.2	Essai de traction large 14 mm sur les tôles fines de phase α	78
2.6.2.1	Méthode : dernière image avant l'apparition d'un pixel blanc..	78
2.6.3	Essai de traction large 16 mm sur les tôles Ti_{α} tôle fine	79
2.6.4	Essai d'expansion sur les tôles Ti_{α} tôle fine	80
3.5.1	Autres résultats d'essai d'expansion et de traction large	81
	Expansion.....	81
	Traction large 14mm	82
2.6.4.1	Analyse des résultats	83
2.7	Conclusion.....	83

3.Chapitre 3 : Simulation de la localisation	84
3.1 Introduction	84
3.2 Mise en données pour le code éléments finis	84
3.2.1 Considérations sur le code éléments finis utilisé	84
3.2.2 Définition du modèle éléments finis en traction	85
3.2.2.1 Géométrie de l'échantillon en traction	85
3.2.2.2 Maillage de l'échantillon en traction	85
3.2.2.3 Condition aux limites en traction	86
3.2.3 Définition du modèle éléments finis pour l'expansion	86
3.2.3.1 Géométrie de l'échantillon en expansion	86
3.2.3.2 Maillage.....	87
3.2.3.3 Conditions aux limites.....	87
3.3 Identification des modèles	88
3.3.1 Grandeurs communes.....	88
3.3.2 Présentation et identification du modèle hybride compartimenté	89
3.3.3 Méthode d'identification du modèle hybride et phénoménologique ..	90
3.3.3.1 Présentation et identification du modèle hybride	90
3.3.3.2 Synthèse de l'identification du modèle hybride	90
3.3.3.3 Présentation et identification du modèle phénoménologique ...	92
3.3.3.4 Synthèse de l'identification du modèle phénoménologique.....	92
3.3.4 Conclusion sur l'identification des modèles hybride compartimenté et phénoménologique classique	93
3.4 Simulation éléments finis en traction	93
3.4.1 Résultats de la simulation numérique	93
3.4.1.1 Ti_{α} tôle fine.....	93
3.4.1.2 Ti_{α} tôle épaisse	102
.....	103
3.4.1.3 $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse	108
.....	108
3.4.2 Comparaisons entre les résultats des essais simulés et expérimentaux : Détection de l'endroit de la rupture de l'éprouvette sur une ligne centrale de l'éprouvette	113
3.4.2.1 Détection de l'endroit de la rupture de l'éprouvette sur une ligne centrale de l'éprouvette à avec le Modèle classique	114
3.4.2.2 Détection de l'endroit de la rupture de l'éprouvette sur une ligne centrale de l'éprouvette à avec le Modèle compartimenté	114
3.4.3 Conclusions partielles sur l'étude de la localisation	115
3.5 Simulation éléments finis en expansion	116
3.5.2 Introduction.....	116
3.5.3 Simulation d'expansion avec le modèle classique appliquée au Ti_{α} tôle fine.	116
3.5.4 Simulation de l'expansion avec le modèle compartimenté appliquée au Ti_{α} tôle fine.	116
3.6 Conclusions	117
 Conclusion générale et perspectives	 119
 Bibliographie	 122

Introduction générale

Notre monde technologique génère un nombre considérable de systèmes tous plus sophistiqués les uns que les autres. Ces systèmes requièrent une forte intégration fonctionnelle et volumique. On attend alors du composant même le plus élémentaire de ces systèmes qu'il soit de plus en plus fonctionnel, de plus en plus performant et tout cela à moindre coût. Pour produire un tel composant, on a le choix pour la plupart des cas de recourir à différents procédés. Un composant devant remplir une fonction d'assemblage peut tout aussi être obtenu par pliage d'une tôle ou par injection plastique. Compte tenu des progrès dans chaque domaine, quelle que soit l'application, tous les procédés de fabrication, l'usinage, la fonderie, la fabrication de composites la fabrication additive, l'emboutissage, etc. sont clairement des procédés concurrents les uns des autres. Pour conserver des parts de marché, les industriels qui opèrent avec un procédé donné sont alors confrontés à différents défis souvent en rapport avec le prix de la matière première qui prend une part de plus en plus importante dans le prix de revient final d'une pièce.

Ainsi, pour préserver leurs parts de marché, les industries de la mise en forme sont notamment obligées de tirer le meilleur parti des matériaux en s'approchant le plus possible de leur limite lors de la production. Il s'agit d'utiliser le matériau qui soit le meilleur marché possible pour une finalité donnée.

Dans la mesure où les opérations de formage deviennent de plus en plus compliquées pour obtenir une pièce, la faisabilité de celle-ci est très difficile à appréhender et le recours à la simulation est devenu incontournable pour toute entreprise qui veut répondre aux besoins du marché relativement à la complication des pièces et l'accroissement de la précision géométrique.

La mise au point des procédés de mise en forme par simulation numérique pour définir rapidement des outillages qui permettent d'obtenir des pièces conformes aux spécifications géométriques et sans autres défauts majeurs est toujours un sujet d'étude. En effet, la complication croissante des pièces requiert un progrès permanent de techniques de simulation et des modélisations qui s'y rapportent. Lorsque les outils de simulation s'améliorent, les industriels font évoluer la technologie de production et utilisent de nouveaux matériaux et repoussent les limites du savoir-faire acquis. Tout l'enjeu est de pouvoir décrire des trajets de chargement toujours plus complexes dans des conditions de plus en plus sévères et multiples (température, vitesse, ...) tout en augmentant la précision des résultats numériques.

Dans la liste des différents points à maîtriser pour obtenir un outil de simulation complet, figure le modèle qui permet de déterminer les conditions de localisation du matériau lors de l'opération de formage.

Les courbes limites de formage (CLF) qui définissent, soit les déformations, soit les contraintes qu'il ne faut pas dépasser sont de nos jours malgré leur apparente rusticité toujours largement utilisées pour la mise au point des outillages, ce qui veut dire que les critères numériques de localisation proposés n'ont pas peut-être pas atteint la maturité suffisante pour garantir que le matériau ne localisera pas avec un degré de fiabilité suffisamment. Par ailleurs, une fois un critère de localisation défini, sa mise en œuvre requiert un important travail d'intégration dans les codes numériques ce qui ne rend pas aisée leur utilisation et leur généralisation dans le monde industriel. On comprend alors que le rapport qualité sur coût place encore les CLF largement en tête dans un contexte d'utilisation industrielle.

La détection "numérique" de la localisation est en fait un problème complexe car elle se place au bout de la chaîne de simulation. Les conditions de localisation sont évaluées à partir de données pour lesquelles l'accumulation des imprécisions durant l'histoire de déformation est maximale. Outre la bonne prise en compte des conditions aux limites, la qualité prédictive d'une simulation dépend d'une part du critère qui définit les conditions de localisation mais aussi de la qualité de la loi qui a permis de déterminer la distribution des contraintes et des déformations dans le composant d'autre part. La qualité des critères de localisation est donc de ce point de vue clairement subordonnée à la qualité des modèles de prédiction du comportement du matériau.

Cette thèse propose donc de s'intéresser à la prédiction numérique de la localisation en considérant ces deux aspects indissociables dans ce cas : le critère de localisation et la loi de comportement qui permet de prédire l'état de contrainte avec l'objectif de faire progresser la qualité de prédiction.

En matière de localisation, on souhaite s'intéresser à un critère objectif de prédiction associé aux décharges dans le matériau qui tranche par rapport à différentes approches proposées par ailleurs. L'intérêt d'un tel critère est son faible coût numérique puisqu'il se fait au prix d'un plutôt simple post traitement des données issues de la simulation. Il s'applique pour n'importe quelle loi de comportement décrivant le comportement du matériau et ne requiert donc pas de développement spécifique en fonction du modèle utilisé.

Le développement de modèles de comportement mécanique des matériaux mis en forme est une activité de recherche à part entière. L'alternative, pour une simulation effectuée dans un contexte industriel, indubitablement la plus pratique et la plus courante est sans aucun doute le recours à des modèles dits phénoménologiques qui considèrent le matériau comme une boîte noire. Un bémol cependant d'importance est que l'accroissement de la "performance" du modèle pour en élargir le champ d'application se fait au prix d'une augmentation du nombre de paramètres. Le coût d'une telle opération est l'augmentation du nombre d'essais nécessaires pour l'identification de ces nouveaux paramètres et se traduit souvent par une identification plus problématique : la convergence vers une solution stable et cohérente devient en effet d'autant plus difficile à établir que le nombre de paramètres à identifier augmente. Une alternative qui permet de diminuer le nombre de paramètres est de recourir à des modèles qui retranscrivent de façon plus "factuelle" le comportement du matériau en s'appuyant sur l'évolution de variables internes qui ont un sens physique avéré et dont il s'agit de décrire finement les évolutions. Ces modèles sont cependant actuellement plutôt réservés au traitement de cas d'école dans la mesure où ils nécessitent une discrétisation très fine du volume simulé et donc un temps de calcul très conséquent. Leur application effective sur des cas industriels est donc très limitée.

Un compromis intéressant est alors de développer des modèles intermédiaires ou hybrides qui conservent l'efficacité des modèles phénoménologiques mais qui intègrent les phénomènes physiques essentiels dans le but de renforcer leur efficacité tout en diminuant le nombre de paramètres supplémentaires.

Cette thèse a été menée dans le laboratoire SYMME où des développements de modèles hybrides sont menés (Tabourot, 2013). Ces modèles reposent sur l'idée de l'existence d'un facteur d'hétérogénéité intrinsèque propre à chaque matériau. Dans ce cas, on intègre l'hétérogénéité des propriétés par le biais de la simulation numérique sans complication notable des modèles. Cette voie de modélisation est en plein développement et montre des performances très prometteuses.

A cet égard la modélisation/simulation/détection du phénomène de localisation permettrait de vérifier si ces modèles apportent une plus-value par rapport à un traitement habituel avec des modélisations phénoménologiques. En effet, si on s'intéresse aux modèles de localisation, on s'aperçoit que ceux-ci requièrent la présence d'hétérogénéités préalables (!) comme par exemple le critère de Considère ou la méthode de Marciniack (Marciniack, 1967) qui nécessite une hétérogénéité géométrique pour provoquer la localisation. Une modélisation qui intègre des hétérogénéités est donc sans doute intrinsèquement plus performante et permet de ne pas recourir à ces artefacts relativement artificiels.

Pour valider concrètement l'intérêt de ces modèles, il faut des matériaux de type "école" à fort caractère d'hétérogénéité et montrer l'incidence de cette dernière sur la localisation. Le choix s'est porté sur un matériau qui présente a priori une hétérogénéité marquée compte tenu de ses propriétés microstructurales.

En raison de sa structure cristalline hexagonale qui entraîne un nombre restreint de systèmes de glissement, le titane a un comportement mécanique forcément hétérogène. Modéliser l'apparition de la localisation du titane devrait donc être plus problématique avec un modèle phénoménologique classique et a fortiori assez efficacement menée avec un modèle prenant en compte les hétérogénéités. L'intérêt du titane réside aussi dans ses performances mécaniques qui en font un

matériau très utilisé dans les applications de haute technologie (aéronautique, médical). Le laboratoire SYMME possédant une expérience sur ce matériau, ce sera donc le matériau de notre étude.

Et enfin, si l'on souhaite encore renforcer l'hétérogénéité du matériau, le recours à des tôles fines est une solution assez facile à mettre en œuvre. On entend par tôles fines, des matériaux qui se présentent sous forme de tôles avec des dimensions et une microstructure telles que le nombre de grains est faible dans l'épaisseur ne permettant pas d'avoir des volumes élémentaires suffisamment représentatifs pour rentrer dans le cadre du développement des lois phénoménologiques actuelles. Cela présente un intérêt industriel pour la production de pièces de faible épaisseur par différents procédés de mise en forme comme le pliage et l'emboutissage dans le domaine électronique. La réalisation d'un boîtier d'hébergement de puce électronique ou d'élément de connectique miniatures requiert par exemple la mise en forme de tôles fines de cuivre avec une précision géométrique élevée (Tabourot, 2014).

Un intérêt supplémentaire du titane est qu'il peut se présenter à température ambiante sous une seconde forme cristalline différente. Sa forme stable est une structure hexagonale et lorsqu'il subit différents traitements thermiques, il se présente sous une forme recristallisée de structure cubique centrée.

L'intérêt est alors en changeant de structure et en conservant toute chose égale par ailleurs, de pouvoir mesurer l'incidence de la structure (et donc d'un facteur d'hétérogénéité) sur le comportement et notamment sur le développement de la localisation.

Dans le cadre de cette thèse, l'influence de l'hétérogénéité sur la prédiction de la localisation est étudiée en utilisant deux types d'essais mécaniques : l'essai de traction qui est un essai plutôt classique et un second essai visant à privilégier les déformations en expansion et à se rapprocher de conditions d'une mise en forme. L'intérêt de recourir à ces deux essais est qu'ils présentent des processus de localisation différents qui seront détaillés dans le corps principal du rapport.

En synthèse, l'intérêt de prendre en compte les hétérogénéités dans la modélisation sera donc mesuré en analysant la performance comparée (avec une modélisation de type phénoménologique) sur la prédiction de la localisation sur des tôles fines de titane. On procédera à la recristallisation du matériau pour disposer de conditions de tests supplémentaires originales : un même matériau sous deux formes cristallines différentes.

Le rapport est structuré en trois chapitres.

Le chapitre 1 est dévolu à la modélisation du comportement mécanique et la prise en compte (ou non) de l'hétérogénéité du matériau sur la prédiction de la localisation.

Même si deux modèles de comportement sont retenus et présentés pour mener l'étude, on insiste plus particulièrement sur les cadres conceptuels qui permettent de définir le critère de localisation et la modélisation intégrant les hétérogénéités.

Le deuxième chapitre est focalisé sur la campagne expérimentale qui permet de constituer la base expérimentale pour l'étude de la localisation et l'identification des modèles de comportement.

Il débute par une introduction sur le titane avec ses deux phases. Ici, on insiste sur les propriétés du titane qui ont trait plus particulièrement à cette étude. Ainsi, les relations entre propriétés mécaniques et microstructures, la recristallisation du titane et la caractérisation mécanique du matériau étudié sont présentées.

Deux types d'essais sont utilisés pour caractériser les matériaux et leur sensibilité aux hétérogénéités. On utilise les essais de traction et les essais d'expansion afin de provoquer la localisation sous des conditions limites différentes.

Le chapitre 3 est dédié aux simulations numériques par code de calcul par éléments finis du phénomène de localisation appliqué aux matériaux de l'étude.

- Une première partie est consacrée à l'essai de traction pour le titane avec ses deux phases (hexagonale et cubique centrée) et à la prédiction de la localisation par le modèle classique et par le modèle compartimenté.
- Une seconde partie est consacrée à la reproduction de l'expansion du titane sous ses deux formes cristallines ainsi que la prédiction de la localisation par le modèle classique et par le modèle compartimenté.

La dernière partie du rapport est consacrée aux conclusions et perspectives en lien avec les problèmes soulevés au cours de l'étude présentée dans ce rapport.

1. Chapitre 1 Vers un critère de localisation objectif

1.1 Introduction

L'emboutissage des tôles métalliques permet la production à des cadences élevées de pièces finies tout en minimisant la quantité de matière nécessaire à la réalisation du composant, ce qui en fait un procédé adapté à la production en grandes séries.

La phase de mise au point du procédé qui précède le stade de mise en production nécessite principalement la détermination dimensionnelle des outillages des différents postes pour obtenir la géométrie souhaitée de la pièce et rester dans un domaine où les caractéristiques mécaniques et l'aspect esthétique de la pièce sont préservés.

En particulier, et cela concerne les matériaux ductiles, le phénomène de striction localisée est considéré comme un défaut qui doit être impérativement évité. De surcroît, il conduit assez inéluctablement à la rupture de la tôle si l'on continue l'opération une fois que la striction est apparue. Ce phénomène s'annonce par une localisation progressive et irréversible de la déformation. L'apparition de cette localisation, même sous forme diffuse, est déjà une cause de rebut bien que la zone où la déformation se localise ne présente pas d'affaiblissement mécanique.

Il existe plusieurs phénomènes limitant ce domaine comme l'apparition de défauts d'aspect tels que l'apparition en surface de rugosité appelée peau d'orange ou le développement rapide d'une distribution très hétérogène de la déformation provoquée, soit par des plissements inopinés de la tôle, soit par des bandes de localisation instables qui apparaissent de façon aléatoire au cours de la mise en forme.

La tendance qui se dégage pour détecter le passage d'une déformation homogène à une déformation localisée en fonction des conditions portant sur les déformations ou les contraintes est de procéder de façon similaire à la mise en place d'un critère de rupture pour matériaux fragiles. Il s'agit alors de définir des conditions intrinsèques à l'état du matériau, liant si possible les paramètres d'état de ce dernier et le déclenchement de la localisation afin de déterminer le passage de l'état stable de déformation homogène à l'état hétérogène de déformation en fonction de variables objectives. Ces critères corréleront localisation et écrouissage. Lorsque ce dernier n'est localement plus suffisant pour compenser l'augmentation de contrainte qui découle du changement de forme induit par la déformation, les conditions alors sont propices à la localisation.

La grande variété de critères établis sur cette base ne donne cependant pas une vision unifiée du phénomène et induit *in fine* la nécessité d'une compréhension plus approfondie de ce phénomène. L'étude poussée de la localisation est cependant particulièrement délicate notamment parce que le comportement mécanique du matériau reste difficile à appréhender à partir du moment où la déformation se localise. La contrainte devenant hétérogène également, sa détermination pratique directe est impossible. La relation qui lie contrainte et déformation est alors particulièrement problématique à définir dans ces conditions.

Schématiquement, les méthodes de détermination de critères limites d'apparition de la localisation abordées dans la littérature se classent en deux catégories. La première voie est la détermination expérimentale des conditions limites de localisation, voie privilégiée dans un contexte industriel. Dans l'espace des déformations, on établit la limite du domaine où le matériau ne localise pas. Ces courbes frontières, dites courbes limites de formage, fournissent pragmatiquement des critères de localisation obtenus pour des sollicitations particulières, proches des sollicitations réelles rencontrées par le matériau lors de la mise en œuvre du procédé. Les points de la courbe sont déterminés expérimentalement en imposant différents trajets de chargement au matériau et en notant à chaque fois les déformations correspondant à l'apparition de la localisation. Toutefois, la méthode de détermination des valeurs telles que la déformation au moment de la localisation est un sujet ouvert, chaque chercheur ayant toute latitude pour proposer différentes méthodes pour déterminer une valeur limite.

La seconde voie vise à évaluer un indicateur calculé de façon mathématique qui, lorsqu'il atteint une limite donnée permet de détecter l'entrée en localisation de l'endroit où il a été calculé. Ces critères peuvent alors être utilisés dans un code éléments finis moyennant leur intégration le plus souvent dans la routine de calcul des contraintes.

Depuis quelques années, dans le domaine de l'étude de la déformation des matériaux métalliques, le traitement d'images prises au cours de la déformation, dans le domaine visible mais aussi dans le domaine infrarouge, donne accès aux déformations locales sur l'ensemble de la surface et permet de reconsidérer les méthodes et critères établis initialement sur des bases plutôt issues d'expériences où la déformation était appréhendée par le biais d'extensomètres classiques pour lesquels la base de mesure est importante (facilement une dizaine de millimètres).

La mise en évidence d'hétérogénéités précoces de déformation par analyse d'images conduit à reconsidérer les concepts qui résident à l'élaboration des critères de localisation. L'idée que ces critères puissent s'appuyer essentiellement sur des variables internes (hétérogénéités internes, tailles de grains, ...) doit être remise en cause ou en tout cas questionnée car on met en évidence que les conditions aux limites jouent un rôle prépondérant sur l'apparition de la localisation.

Au niveau des modèles phénoménologiques, il semble que leur formulation reposant invariablement sur un état supposé d'homogénéité du matériau doive être reconsidérée à la lumière des progrès faits dans la caractérisation avec l'aide de ces outils d'analyse d'images et au regard de ceux faits dans la compréhension des mécanismes fins qui régissent l'érouissage.

Ce chapitre a pour ambition de proposer un cadre de travail original qui se veut une alternative au courant de modélisation en vigueur jusqu'à présent.

Il aborde la localisation en postulant que le modèle d'érouissage et le critère de localisation doivent s'appréhender de façon conjointe pour définir des conditions d'apparition objectives.

Le chapitre débute tout d'abord par une présentation qui vise à rappeler comment la localisation et la modélisation du comportement mécanique du matériau s'appréhendent habituellement.

On revient sur la genèse du critère de Considère (Considère, 1885) qui, bien qu'établi dans le cas de l'essai de traction homogène, a sans doute influencé voire conditionné le développement d'une grande partie des critères développés ensuite pour déterminer les conditions d'apparition de la localisation dans un cas de sollicitation plus général. On montre alors que le concept même de « critère » doit sans doute d'ores et déjà être remis en cause si l'on s'en tient objectivement aux étapes qui conduisent à l'établissement de l'équation. Lorsqu'on applique le "critère" de Considère, on oublie généralement le cadre dans lequel il a été établi.

Dans un deuxième temps, pour corroborer cette analyse, on présente les résultats clés sur le dépouillement de l'essai de traction obtenus à l'aide de l'analyse d'images (Dumoulin, 2003) notamment dans la zone de localisation. On met en évidence les résultats qui apportent une réponse aux interrogations soulevées dans la première partie. Ceux-ci mettent en défaut l'idée de critères qui s'appuient uniquement sur le seul état du matériau pour déterminer l'apparition de la localisation. L'hétérogénéité de déformation qui se développe dès le début de la déformation du fait des conditions aux limites de l'essai et s'amplifie durant la totalité de ce dernier est corolaire de l'apparition de la localisation. A rebours, dans une troisième partie, on montre que pour des cas spécifiques, il est impossible d'obtenir la localisation du matériau même sous des conditions instables : l'expansion et la flexion en sont des bonnes illustrations.

Notamment durant les simulations éléments finis, il est difficile de déterminer pragmatiquement l'apparition de la localisation. On propose alors un indicateur simple, cohérent avec constatations effectuées au moyen de l'analyse d'images appliquées à différentes typologies d'essais.

La description fiable du comportement des matériaux métalliques en vue de leur mise en forme revêt un aspect économique important : l'enjeu est d'obtenir des modèles performants, rapidement mis en œuvre dans les simulations numériques pour un coût maîtrisé. Ceci prend particulièrement

son sens quand ils sont employés dans un contexte de petites ou moyennes entreprises où il faut que les simulations numériques soient effectuées dans des délais compatibles avec ceux de l'industrialisation et où les moyens en identification (caractérisation des matériaux) sont limités.

On comprend que pour la détection de la localisation qui repose, quelle que soit l'orientation retenue, sur la détermination précise des contraintes et des déformations, l'utilisation d'un modèle de comportement performant est l'un des éléments qui conditionne la qualité de la détection de la localisation.

Les modèles de comportement sont cependant encore perfectibles. Les modèles phénoménologiques actuels progressent sur leur aptitude à prendre en compte une palette élargie de trajets de chargement mais en augmentant le nombre de paramètres ce qui va plutôt à l'encontre de l'effet recherché sur le coût et le temps nécessaires pour l'identification.

Il existe une alternative qui consiste à mimer au mieux les mécanismes physiques à l'échelle du grain pour obtenir des modèles plus performants sans trop augmenter le nombre de paramètres (Tabourot, 2001). De surcroît, ces modèles sont a priori plus aptes à décrire de multiples situations de chargement que ce soit avec des trajets différents ou avec un large spectre d'amplitudes de chargements. Toutefois, cette voie, si elle apparaît prometteuse, semble stagner depuis quelques temps. Suite aux travaux fondateurs importants des années 90, il n'y a pas eu d'apports sur lesquels s'appuyer pour obtenir des modèles physiques performants notamment en matière de restitution correcte des trajets de chargement. Les travaux récents en matière de modélisation de Déprés *et al* (Déprés, 2008) permettent cependant de reconsidérer cette piste sous un angle nouveau et original. La vision claire et pour le moins robuste de l'origine des mécanismes d'érouissage qui est proposée est adaptable aux modèles phénoménologiques, offrant ainsi la possibilité d'une amélioration à moindre frais de leur potentiel. Leur efficacité relative est conservée en apportant un degré supplémentaire de souplesse avec l'introduction de l'hétérogénéité de la déformation. Cette dernière apporte une plus-value effective pour la détermination de la localisation objective.

On propose de faire le point sur les apports de cette nouvelle façon de décrire le comportement du matériau notamment au niveau de la prise en compte de l'érouissage cinématique dans une simulation à base phénoménologique.

Cette seconde partie au sein du chapitre 1 sur la modélisation du comportement du matériau est découpée en deux volets. Cette approche inédite met en avant l'importance des gradients de propriétés au sein du matériau. Le premier volet synthétise alors les résultats récents relatifs à ces aspects en modélisation dite de plasticité cristalline issue des travaux de Déprés et coauteurs (Déprés, 2008). Le second volet propose une déclinaison des concepts liés aux modèles de plasticité phénoménologiques actuels. L'avantage que procurent ces concepts est alors mis en évidence sur des simulations éléments finis de quelques cas typiques de chargement d'un matériau.

Le chapitre se termine sur une conclusion relative à ces développements et l'association de ces deux modélisations du comportement.

1.2 Modèle phénoménologique du comportement du matériau

1.2.1 Introduction

De manière générale, la méthode des éléments finis, appliquée à la résolution d'un problème de mécanique, s'appuie sur une formulation variationnelle consistant à rechercher le champ de déplacement. L'amplitude des déformations et des déplacements induits par un procédé de formage incrémental nécessite de développer un modèle de comportement dans le cadre des grandes transformations. Dans le logiciel d'éléments finis ABAQUS, utilisé pour la simulation numérique dans cette étude, la gestion des grandes déformations consiste à considérer à chaque pas de temps du calcul numérique une configuration déformée du système comme configuration de référence. Une loi de comportement alors introduite dans le logiciel en petites déformations peut directement être

utilisée pour les calculs en grandes déformations. La formulation du comportement élastoplastique repose sur une hypothèse de partition de la déformation totale en une déformation élastique et une déformation plastique où $\boldsymbol{\varepsilon}$ est le tenseur de déformation totale, $\boldsymbol{\varepsilon}^{el}$ le tenseur de déformation élastique et $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ le tenseur de déformation plastique.

1.2.2 Loi de comportement élastique

La relation entre contrainte et déformation caractérisant un modèle comportement élastique du matériau est décrite par la loi de Hooke généralisée qui s'exprime de la manière suivante :

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{C} : \boldsymbol{\varepsilon}^{el} \quad [1]$$

où \mathbf{C} est le tenseur d'ordre 4 des coefficients d'élasticité. Cette loi détermine le comportement purement élastique du matériau jusqu'à ce que la contrainte atteigne une valeur notée σ_0 , appelée limite d'élasticité.

En supposant que le comportement élastique du matériau est isotrope, c'est-à-dire que le matériau a les mêmes propriétés élastiques dans toutes les directions, on obtient :

$$\boldsymbol{\sigma} = 2 \mu \boldsymbol{\varepsilon} + \lambda \text{tr}(\boldsymbol{\varepsilon}) \mathbf{Id} \quad [2]$$

où μ (aussi appelé G , le module de Coulomb) et λ sont les coefficients de Lamé définis de la manière suivante en fonction du module E et du coefficient de Poisson ν :

$$\lambda = \frac{\nu E}{(1 + \nu)(1 - 2\nu)} \quad [3]$$

$$\mu = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad [4]$$

1.2.3 Loi de comportement plastique

1.2.3.1 Surface de charge et critère de plasticité

Le domaine d'élasticité pur est délimité dans l'espace des contraintes par une surface de charge définie par une fonction seuil f . À l'intérieur de ce domaine, toute variation de contrainte n'engendre que des déformations élastiques. Sur le bord de ce domaine, le comportement est élastoplastique. Cette fonction seuil dépend du tenseur des contraintes de Cauchy $\boldsymbol{\sigma}$ et de l'état d'érouissage. Le comportement est purement élastique si :

$$f < 0 \text{ ou } f = 0 \text{ et } \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \leq 0 \quad [5]$$

Il est élastoplastique si :

$$f = 0 \text{ et } \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} > 0 \quad [6]$$

Plusieurs critères de plasticité permettent de définir cette surface de charge, mais, seul l'un des critères le plus fréquemment utilisé pour représenter le comportement des métaux, le critère de Von Mises, et déjà implanté dans le code de calcul éléments finis, est présenté. C'est un critère que l'on

qualifie d'énergétique dans la mesure où l'on considère que l'énergie de déformation élastique ne doit pas dépasser un certain seuil pour rester dans le domaine élastique. L'utilisation d'une loi d'écoulement associée à ce critère de plasticité permet de définir une bonne approximation du domaine d'élasticité des matériaux métalliques isotropes. La contrainte équivalente est notée $\bar{\sigma}$. Avec l'hypothèse d'un matériau isotrope, la contrainte équivalente au sens de Von Mises est invariante par changement de repère ce qui impose qu'elle s'exprime en fonction des invariants du tenseur des contraintes. Dans un essai de traction par exemple, la contrainte équivalente au sens de Von Mises est fonction du second invariant du tenseur déviateur des contraintes.

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3 J_{11}} \quad [7]$$

où J_{11} est le deuxième invariant du tenseur déviateur des contraintes. Dans l'espace des contraintes principales, elle s'écrit directement en fonction des composantes du tenseur déviateur ou du tenseur des contraintes sous la forme :

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_{11})^2 + (\sigma_{11} - \sigma_{111})^2 + (\sigma_{111} - \sigma_1)^2} \quad [8]$$

où σ_1 , σ_{11} et σ_{111} sont les contraintes principales selon les directions I, II et III, respectivement.

1.2.3.2 Ecoulement du matériau

Ecoulement isotrope

La loi d'écrouissage isotrope définit l'évolution de la variable scalaire d'écrouissage isotrope R lors du trajet de déformation et représente l'évolution de la taille du domaine d'élasticité avec la déformation plastique. Cette évolution intervient dès que l'état de contrainte se situe sur la surface de charge. Des lois (Gronostajski, 2000) peuvent être utilisées pour définir cette évolution. Pour caractériser l'écrouissage isotrope d'un acier, on peut supposer que l'évolution de R suit l'une de ces lois, la loi de Ludwick (Ludwick, 1909) qui se présente sous la forme de la somme de la limite d'élasticité avec la loi d'Hollomon (Hollomon, 1945) :

$$R = \sigma_0 + K (\bar{\epsilon}^p)^n \quad [9]$$

où K et n sont deux paramètres intrinsèques du matériau à identifier, et $\bar{\epsilon}^p$ représente la déformation plastique équivalente. Certains aluminiums et aciers suivent plutôt la loi d'écrouissage isotrope de type (Voce, 1948):

$$R = \sigma_0 + Q_\infty (1 - \exp(-b_0 \bar{\epsilon}^p)) \quad [10]$$

où Q_∞ et b_0 sont les paramètres d'écrouissage de la loi de Voce. Ce type de loi est utilisé pour modéliser le comportement mécanique d'un matériau à partir d'essais de cisaillement cyclique (Manach, 2009). La déformation plastique équivalente est alors définie par la relation suivante :

$$\bar{\epsilon}^p = \int \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\epsilon}^p : \dot{\epsilon}^p} dt \quad [11]$$

où $\dot{\epsilon}^p$ est le tenseur des taux de déformation plastique.

Écrouissage cinématique

La loi d'écrouissage cinématique décrit une translation de la surface de charge dans l'espace des contraintes. Elle est caractérisée par la variable tensorielle \mathbf{X} définissant dans la configuration courante la position du centre de la surface seuil. Lorsqu'elle est prise en compte la fonction de charge s'écrit :

$$f = f(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{X}) - R \quad [12]$$

La loi d'écrouissage cinématique de type Ziegler (Ziegler, 1959) est l'une des formes les plus utilisées à laquelle on ajoute une composante linéaire de type Prager (Lemaitre, 2009), (Mahbadi, 2006) pour une meilleure description :

$$\dot{\mathbf{X}} = \frac{C_0}{\sigma_0} (\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) \dot{p} - \gamma_0 \dot{p} \mathbf{X} \quad [13]$$

où C_0 et γ_0 sont deux paramètres et \dot{p} est la vitesse de déformation associée à la déformation plastique cumulée p .

1.2.4 Décomposition élastoplastique

Lorsque l'on considère une transformation élastoplastique, on considère un comportement mécanique qui est pour une part purement élastique et d'autre part plastique. On peut séparer, comme sur la Figure 1 toute transformation élastoplastique en une partie plastique et élastique (Revil-Baudard, 2010).

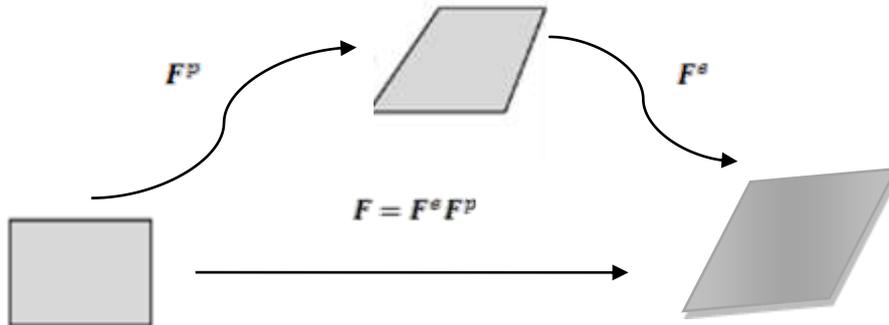


Figure 1. Décomposition de la transformation en partie plastique et élastique polaire, la transformation \mathbf{F} en une transformation purement plastique contrôlée par \mathbf{F}^p et une transformation purement élastique \mathbf{F}^e (Revil-Baudard, 2010)

On peut décomposer la transformation \mathbf{F} comme (Revil-Baudard, 2010) :

$$\mathbf{F} = \mathbf{F}^e \mathbf{F}^p \quad [14]$$

On peut donc calculer le tenseur des taux de déformations en fonction de la partie plastique et élastique :

$$\mathbf{L} = \dot{\mathbf{F}}^e \mathbf{F}^{e-1} + \mathbf{F}^e \dot{\mathbf{F}}^p \mathbf{F}^{e-1} = \mathbf{L}^e + \mathbf{F}^e \mathbf{L}^p \mathbf{F}^{e-1} \quad [15]$$

Cette décomposition élastoplastique n'est pas unique. L'inverse peut aussi être utilisé, à savoir :

$$F = F^e F^p \quad [16]$$

1.3 Détection de la localisation

1.3.1 Définition d'une courbe limite de formage

Une courbe limite de formage (CLF) est une frontière séparant deux domaines (Figure 2), le premier correspond à la rupture des emboutis et le second domaine à la réussite des emboutis (sans défaut). Cette courbe représente la limite supérieure de formage admissible pour une tôle avant l'apparition de la striction (Keller, 1964).

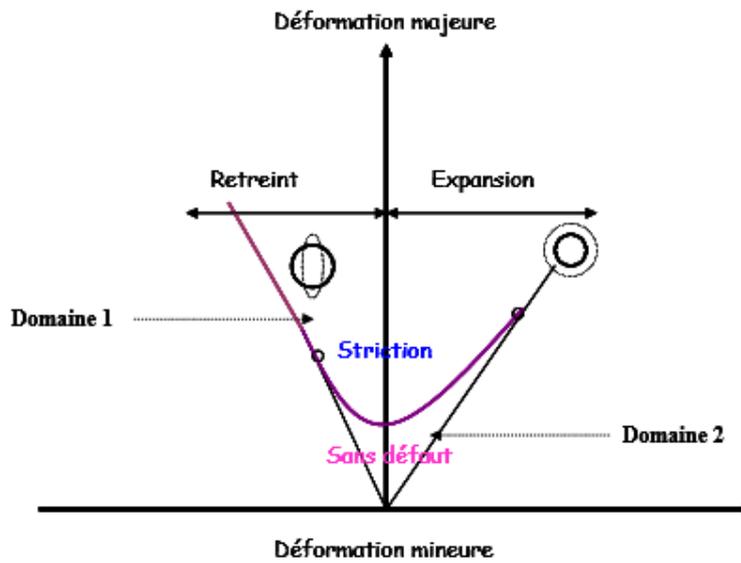


Figure 2. Définition d'une courbe limite de formage (Keller, 1964).

L'étude de la formabilité de la tôle peut être abordée par la définition des différents modes de déformations présentés sur la Figure 3.

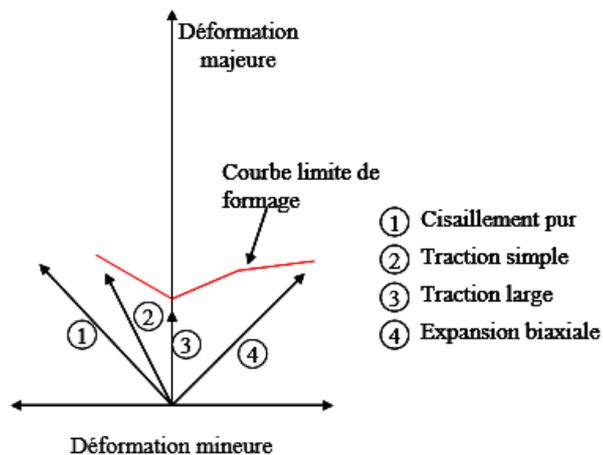


Figure 3. Modes de déformations dans le repère des déformations principales majeures et mineures (Keller, 1964).

1.3.2 Critère de Considère

C'est le premier critère proposé pour la résolution du problème d'instabilité plastique pour une éprouvette de traction uniaxiale. Ce critère est fondé sur un phénomène remarquable de l'essai de traction : la force imposée par la machine de traction sur l'éprouvette passe par un maximum au cours de l'essai (voir Figure 4). Ce maximum marque le début de la localisation diffuse de la déformation ϵ_c . Ce critère établit ainsi une frontière entre l'écoulement homogène et l'écoulement localisé. Il suppose l'homogénéité du comportement, l'uniformité des champs et l'incompressibilité du matériau jusqu'au maximum de la courbe force-déplacement.

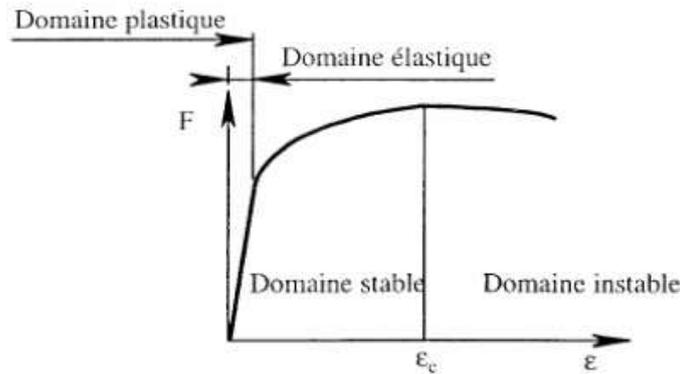


Figure 4. Courbe effort – déformation pour le cas de l'essai de traction uniaxiale.

La force appliquée dépend donc de la contrainte d'écroutissage et de la section. L'incrément de force s'exprime alors par :

$$dF = d\sigma \cdot S + \sigma \cdot dS \quad [17]$$

La surface de la section transversale à chaque instant S est le produit de la largeur l et de l'épaisseur e de l'éprouvette : $S = l \cdot e$. La condition $dF = 0$ traduit le passage par un maximum et se concrétise à partir de l'équation précédente par un lien entre la contrainte et l'évolution des paramètres géométriques :

$$\frac{d\sigma}{\sigma} = -\frac{dS}{S} = -\frac{dl}{l} - \frac{de}{e} \quad [18]$$

Les déformations plastiques se font sans variation du volume occupé par une tranche de hauteur L du matériau qui se déforme sous les couteaux de l'extensomètre. Si ce volume s'exprime comme le produit des dimensions caractéristiques : $V = L \cdot l \cdot e$ la condition $dV = 0$ est utilisée pour exprimer la déformation en fonction de l'évolution des paramètres géométriques de l'éprouvette :

$$\frac{dL}{L} = -\frac{dl}{l} - \frac{de}{e} = d\epsilon \quad [19]$$

d'où la condition portant sur l'écroutissage et la contrainte vraie obtenue en combinant les équations [18] et [19] :

$$\frac{d\sigma}{d\epsilon} = \sigma \quad [20]$$

On traduit cette condition par le fait que la pente de la courbe d'écroutissage en un point doit être égale à la valeur correspondante de contrainte vraie. Sous cette condition, le matériau se déforme sans accroissement d'effort supplémentaire. Cette relation a été déterminée la première fois par Considère en 1850. Lorsque ces conditions sont remplies, on assiste également et de façon systématique à une concentration progressive des déformations dans une zone spécifique. C'est pourquoi cette équation est aussi retenue comme condition intrinsèque de transition entre les déformations homogènes et la localisation.

1.3.3 Critère de Swift et de Hill

Le critère de Swift (Swift, 1952) est une généralisation du critère de Considère appliqué à des tôles minces (hypothèse de contraintes planes) dans le cas d'un chargement biaxial (Gasperini, 1985). Ce critère est fondé sur la considération que l'instabilité plastique se produit au moment où les forces suivant les axes principaux de contraintes dans le plan de la tôle passent simultanément par un maximum. Le premier critère de striction localisée a été formulé par Hill (Hill, 1958). Il est fondé sur les observations expérimentales de tôles soumises à de la traction. Ces tôles montrent que la striction localisée se développe le long d'une ligne inclinée par rapport à la direction de sollicitation (Ligne d'Extension nulle). La déformation dans la bande se produit dans la direction normale à cette ligne et dans la direction de l'épaisseur. Le domaine de validité de ce critère est le rétreint car il ne prévoit pas de striction localisée dans le domaine de l'expansion biaxiale.

1.3.4 Autres critères de localisation

1.3.4.1 Critères géométriques : critères de Hart et de Marciniak-Kuczynski

Les auteurs des critères géométriques d'apparition de localisation Considèrent que la formation et le développement de la striction sont causés par des défauts dans le matériau, c'est-à-dire par la distribution aléatoire des impuretés, ou bien par une variation d'épaisseur de la tôle due à des défauts de fabrication lors de sa mise en forme. Dans l'article de Hart (Hart, 1967), l'essai de traction uniaxiale est examiné dans le cas où l'échantillon présente un léger défaut géométrique. Par cette analyse d'instabilité de l'essai de traction, Hart a étendu le critère de Considère aux matériaux dont le comportement dépend de la vitesse de déformation. Pour simuler l'apparition d'une localisation dans une tôle mince (cas bidimensionnel), Marciniak et Kuczynski (Marciniak, 1967) introduisent un défaut géométrique sous la forme d'une bande de moindre épaisseur.

1.3.4.2 Analyse des bifurcations

L'analyse des bifurcations permet de prédire la striction localisée sur tous les modes de déformations qui permettent d'obtenir la courbe limite de formage complète. La méthode de bifurcation vise à étudier une éventuelle discontinuité surfacique du taux de déformations (Rudnicki, 1975). Cette méthode s'applique pour les matériaux ayant un comportement élastoplastique. Le comportement du matériau est stable quand la déformation est homogène avec une surface d'écoulement plastique ayant une forme elliptique et un gradient de déformation uniforme. D'après l'analyse des bifurcations, quand une courbure importante est observée sur la surface de charge, le début d'instabilité plastique apparaît et le champ de gradient de vitesse devient hétérogène. Le critère de Cordebois (Cordebois, 1983) peut être appliqué si les hypothèses suivantes sont vérifiées : grandes déformations, le comportement du matériau est élastoplastique, l'endommagement est considéré négligeable avant le début de l'instabilité plastique, les contraintes sont uniformes au début de la striction et le début de la striction correspond à l'instant où le régime de la région étudiée est instable. Le mode de striction diffuse est différent de celui de la striction localisée car il existe des directions matérielles le long desquelles la déformation ne se développe pas, elles sont nommées blocages. Cordebois a alors exprimé les caractéristiques de chaque mode de déformation grâce à des

conditions en vitesses à la limite de la zone en striction. L'auteur spécifie un encadrement des phénomènes de striction par deux critères.

1.4 Genèse et définition du critère de localisation de l'étude

1.4.1 Motivations

La plupart des équations retenues comme critères de localisation ont été établies sous l'hypothèse que la déformation est initialement homogène puisque la plupart des essais mécaniques utilisés pour caractériser les matériaux sont supposés garantir l'homogénéité des déformations et des contraintes. C'est une hypothèse très forte qui conditionne notre perception du comportement des matériaux et sur laquelle se fonde l'établissement de l'ensemble de nos modèles. Ce cadre induit cependant des paradoxes éludés trop souvent assez rapidement surtout dans l'élaboration de critères de localisation.

Pour illustrer ce propos, on analyse comment s'obtient la relation de transition entre les déformations homogènes et les déformations localisées et désignée usuellement par "critère de Considère". Considère en 1950 a proposé ce critère qui porte son nom et qu'il a élaboré pour détecter l'amorce de la localisation lorsque le matériau est supposé être en traction homogène.

Ce modèle repose sur différentes hypothèses fortes et essentielles. On s'appuie ici sur la démonstration rappelée ci-dessus qui conduit à la condition finale identifiée comme le critère lui-même. L'objectif est d'avoir présent à l'esprit ces hypothèses et de les confronter avec les implications sur le résultat final.

Par rapport à la phrase précédente, on oublie alors finalement que l'équation [20] ne traduit que la condition qui conduit à la détermination d'une force maximale appliquée à l'éprouvette et finalement ne traduit à aucun moment une condition générale de localisation. Il n'existe après tout aucune équivalence formelle entre la condition de passage par une force maximale et la localisation. Dans le cas particulier présenté de l'essai de traction, il faut se borner à constater que cette condition est associée expérimentalement en général à la localisation mais il n'y a pas d'équivalence démontrée au sens mathématique pur.

A rebours, on oublie le fondement de l'hypothèse utilisée par l'équation [17], c'est-à-dire qu'il existe dans le matériau une compétition entre l'écroutissage et la diminution de section provoquée par les conditions de déformation imposées. La diminution de section provoque naturellement si la force est constante un accroissement de contrainte. Le matériau compense cette faiblesse géométrique induite par un durcissement induit. On comprend alors que le passage de la force par un maximum s'obtient lorsque les deux phénomènes s'équilibrent. Finalement, l'équation [20] ne présente pas la traduction impliquant des grandeurs intrinsèques dans un cas extrêmement spécifique comme la traction. Cette présentation finale casse donc le lien initial entre les aspects géométriques et le comportement du matériau à l'origine du phénomène.

Un artefact supplémentaire est introduit pour justifier l'apparition de la localisation lorsque les paramètres du matériau vérifient l'équation [20]. En effet, en partant d'une hypothèse d'homogénéité initiale -c'est le cadre de travail pour toute la démonstration- tous les points du matériau sont alors soumis à cette condition et en toute rigueur toute l'éprouvette devrait alors se déformer de façon homogène même si l'effort nécessaire est moindre. Pour justifier l'apparition de la localisation qui se produit lorsque les conditions de Considère (sous une forme ou sous une autre) sont remplies, on suppose qu'il existe une hétérogénéité structurelle. Cette vision est particulièrement illustrée par le travail effectué par Marciniack (Marciniack, 1967) pour formuler le modèle qui lui permet de déterminer les courbes limites de formage en déformation où un défaut est introduit pour amorcer ("catalyser") la localisation.

L'origine de cette hétérogénéité de déformation qui n'est que rarement commentée et surtout très difficilement justifiée reste très obscure. La valeur de la sous-épaisseur est souvent utilisée comme un potentiomètre qui permet de corréler prédiction du modèle et résultats expérimentaux.

Selon nous, ces trois interrogations sont éludées et leur oubli conduit à l'octroi de façon assez généreuse du label « critère » intrinsèque à l'équation [20] qui n'est finalement et malgré tout que la traduction pour l'essai de traction d'une condition sur la variation de la force appliquée.

Par ailleurs, l'exploitation pratique de telles conditions extrapolées à partir de grandeurs mécaniques locales (contrainte appliquée, déformation) reste problématique puisque la détermination de la courbe contrainte déformation à partir du point d'apparition de la localisation est relativement incertaine notamment dans le cas d'une acquisition avec un extensomètre, dans la mesure où les hypothèses requises pour déterminer la contrainte et les déformations ne sont plus applicables. L'analyse d'images permet de donner une première réponse à ces questionnements. On reprend ici les éléments essentiels d'un travail mené au laboratoire SYMME qui s'applique pleinement dans le cadre de cette étude (Dumoulin, 2003).

1.4.2 Etude de l'essai de traction

1.4.2.1 Introduction

Les questions soulevées précédemment amènent la nécessité d'étudier l'essai de traction avec un dispositif spécifique pour déterminer, si cela est possible, le comportement du matériau pendant la localisation ainsi que l'origine de l'hétérogénéité qui provoque la localisation.

L'essai de traction a été jusqu'à maintenant et est encore largement étudié avec des moyens conventionnels disponibles dans les laboratoires de caractérisation expérimentale : une machine de traction dotée d'une cellule de force et d'un extensomètre qui mesure un déplacement qui est ensuite converti en déformation en s'appuyant sur des hypothèses d'homogénéité de déformation déjà bien mise en évidence par ailleurs.

Les outils d'analyse d'images qui font désormais partie de l'arsenal classique des laboratoires de recherche ont été utilisés pour analyser l'essai de traction et mettent en évidence des résultats dont l'interprétation apporte sans aucun doute des éléments de réponse aux questions posées au début du paragraphe et dans la section précédente.

Cette section a pour but de mettre en lumière les résultats obtenus et leur interprétation en regard des problèmes posés pour la détermination des conditions de l'apparition de la localisation.

On détaille ici plus particulièrement l'analyse pratiquée sur une éprouvette en acier XC 68 dont la géométrie est proposée sur la Figure 5. Cet exemple particulier n'a que vocation d'illustration mais de nombreux essais ont mis en évidence de façon répétitive les mêmes constats.

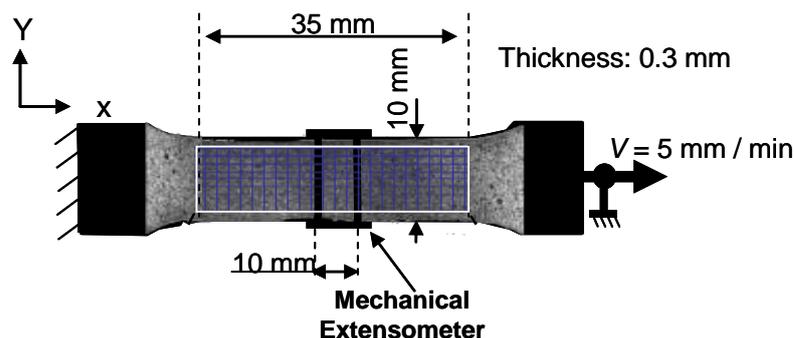


Figure 5. Géométrie de l'éprouvette de traction utilisée pour l'analyse comparative des mesures de déformation par extensométrie classique et technique d'analyse d'images.

L'essai est réalisé sur une machine Instron. La vitesse de la traverse est contrôlée est 4,9 mm/min. La cellule de force enregistre les efforts avec une précision de 0,5%. L'extensomètre enregistre les déplacements avec une précision de 0,15%. Une face de l'échantillon est peinte de façon à pouvoir pratiquer l'analyse d'images. Durant l'essai, une vingtaine d'images est enregistrée par la caméra CCD 1024x1024 pixels.

1.4.2.2 Mesure avec l'extensomètre

Les paramètres F de la cellule de force et ΔL l'allongement de l'extensomètre sont utilisés pour déterminer la courbe contrainte vraie - déformation vraie reportée (Figure 6).

Le critère de Considère fait apparaître une localisation pour une valeur de déformation de 0,14

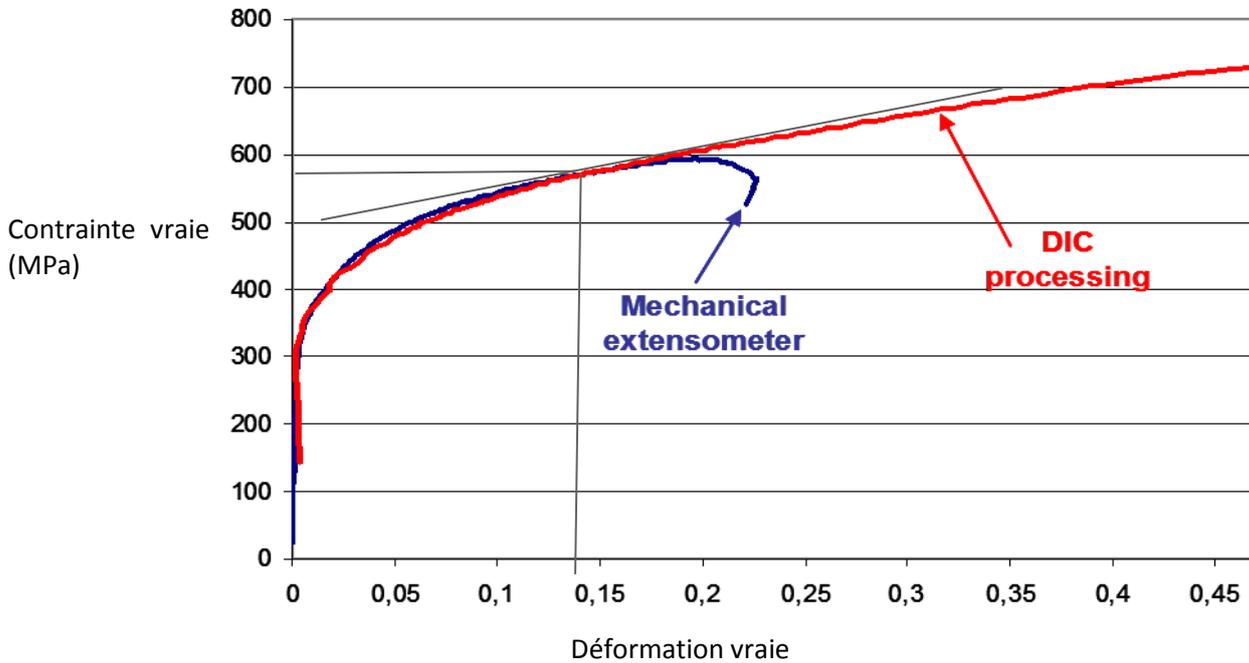


Figure 6. Courbe contrainte équivalente – déformation équivalente a) à partir d'un déplacement enregistré par extensomètre b) à partir des mesures réalisées par le logiciel d'analyse.

1.4.2.3 Mesure de déformation avec l'analyse automatique d'images

On enregistre une série d'images au cours de l'essai. Elles sont ensuite traitées informatiquement pour donner une succession d'évolution de la déformation longitudinale (Figure 7) selon un $\frac{1}{2}$ axe médian.

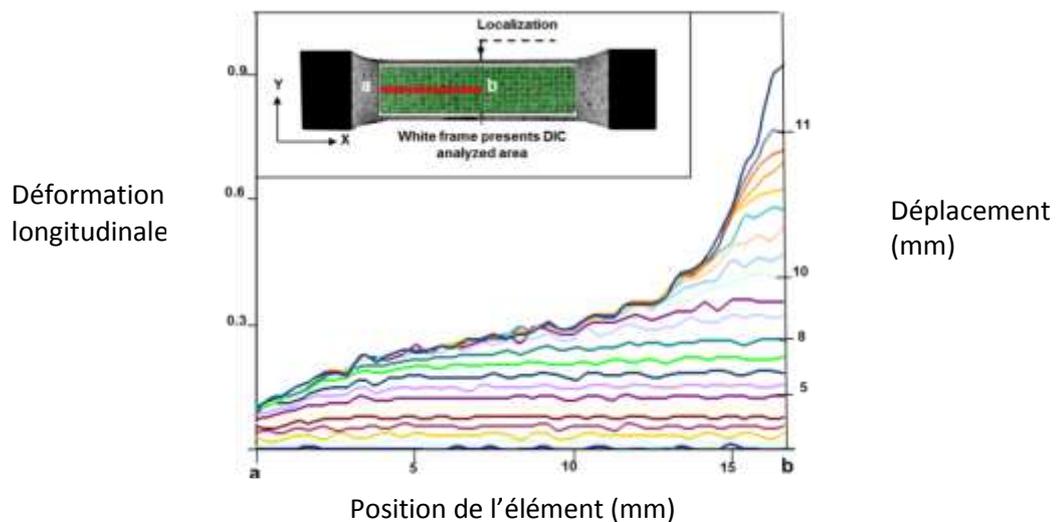


Figure 7. Evolution des déformations au cours du temps correspondant à différentes valeurs croissantes d'effort appliqué sur l'éprouvette d'acier.

On s'aperçoit alors que la déformation est rapidement hétérogène dans le sens de la longueur. Au-delà de cette simple constatation visuelle, si l'on examine attentivement les valeurs de la déformation selon une génératrice le long de l'éprouvette, on s'aperçoit que la déformation n'est jamais identique en tout point de la génératrice et ce même dès le tout début de la déformation plastique.

Les différentes évolutions de déformations (Figure 7) montrent une hétérogénéité croissante dans le sens longitudinal lorsque la déformation augmente. Cet effet est particulièrement visible lorsque la déformation maximale sur le profil des déformations (au centre de l'éprouvette) passe la valeur 0,25 qui correspond effectivement à la déformation critique qui entraînerait la localisation de la déformation au regard du critère de Considère.

Il s'agit maintenant de déterminer la déformation à la façon d'un extensomètre. Pour une force appliquée à l'éprouvette, en raison de l'hétérogénéité qui se développe de façon continue, lui correspond plusieurs valeurs de déformation. On souhaite extraire le même type d'information de ces cartographies que celle produite par un extensomètre. Il faut alors extraire une seule mesure de déformation pour chaque cartographie et choisir une base de mesure. Avec le logiciel, il est possible de choisir différentes bases de mesure et surtout d'en choisir des beaucoup plus petites qu'un extensomètre classique.

Le traitement pour obtenir des résultats similaires à ceux d'un extensomètre est décrit ci-après. La déformation maximale des déformations longitudinales (ici au centre de l'éprouvette) est extraite pour être mise en correspondance avec la force appliquée au même moment. Au même endroit, sur la cartographie des déformations transverses, on enregistre la valeur de déformation. Lorsqu'on utilise l'hypothèse de la conservation du volume, la déformation dans l'épaisseur est déduite de ces deux premières mesures. On effectue ces déterminations jusqu'à l'apparition d'une hétérogénéité transverse rendant caduque l'hypothèse d'une contrainte quasi constante dans une section de l'éprouvette. De ces déformations, on déduit la valeur courante de l'épaisseur et de la largeur. La contrainte vraie est alors calculée en faisant le rapport de la force appliquée sur l'échantillon au moment de la prise de vue sur la section courante le . Si l'on suppose que la contrainte est constante dans la section, elle est déterminée par :

$$\sigma = \frac{F}{le} \quad [21]$$

Les résultats correspondant aux différentes images sont reportés sur la Figure 6. On note qu'à partir de la valeur 0,18 en déformation, les mesures de l'extensomètre classique perdent progressivement de la précision puisque la longueur de référence pour calculer la déformation est alors trop importante relativement au gradient de déformation pour espérer obtenir une mesure locale représentative de la déformation et donc une information fiable sur le comportement du matériau. La mesure issue de l'analyse d'image est, quant à elle, toujours valable. Lorsque la déformation s'accroît, une localisation transverse se manifeste (Figure 7), et il ne devient plus possible de calculer valablement une valeur de la déformation même à partir de l'analyse d'images. On obtient cependant une bonne estimation du comportement du matériau au moment de la localisation et on s'aperçoit qu'il n'y a pas de changement particulier au niveau de la courbe. Les mécanismes intrinsèques de la déformation plastique semblent identiques même au moment de la localisation.

Trois aspects expérimentaux importants sont déduits à partir des résultats de l'analyse d'images :

- les déformations ne sont jamais homogènes au sens strict pour un essai de traction et ce même au début de l'essai et y compris pour les déformations élastiques,
- la courbe d'écrouissage obtenue par analyse d'image se détermine valablement même après la localisation de la déformation longitudinale,

- durant la localisation, le matériau continue finalement à s'écrouir avec la même pente qu'avant la localisation.

Ces constats sont extrêmement importants au regard des questions initiales. En effet, la courbe d'écrouissage déterminée en s'appuyant sur les résultats d'analyse d'images ne subit pas d'altération lors de la transition déformation homogène vers la localisation de la déformation. Ce constat rend difficile la mise en évidence d'un quelconque indicateur intrinsèque de localisation fondé sur les paramètres locaux du matériau. Il semble à peu près évident qu'un élément de volume local du matériau « ignore » la localisation qui est en train de se produire à une échelle macroscopique.

Une explication est aussi apportée relativement à l'origine de l'hétérogénéité de déformation nécessaire pour que le matériau se localise lorsque les conditions de Considère sont atteintes. Cette hétérogénéité est provoquée par les conditions aux limites imposées par le protocole expérimental sur une éprouvette de longueur finie : l'homogénéité au sens strict du terme n'est jamais obtenue car une hétérogénéité s'installe dès le début de déformation et ce même en régime de déformations élastiques. Il est alors évident que tous les points de l'éprouvette ne sont pas au même niveau de déformation et d'écrouissage. Seule alors une petite zone de l'éprouvette va atteindre la déformation définie par la condition de Considère. Lorsqu'une section complète est concernée, la force appliquée à l'éprouvette commence à décroître. A partir de ce moment, le reste de l'éprouvette ne pourra plus se déformer puisque la force nécessaire pour continuer la déformation va diminuer. La déformation va prendre donc place dans une zone délimitée et va conduire invariablement à la rupture en se concentrant progressivement au point le plus avancé en déformation.

Avec cette partie dédiée à l'essai de traction, on répond aux différentes questions relatives à l'amorçage de la localisation et on met en évidence certains éléments supplémentaires.

La localisation se produit lorsque les conditions de Considère sont atteintes seulement parce que la déformation de l'éprouvette n'est pas homogène même si toutes les précautions ont été prises pour éviter cela montrant ici que la condition de Considère n'est pas l'élément suffisant pour déclencher la localisation.

On met également en évidence que le concept de localisation de la déformation ne peut se définir que de façon relative par rapport à des zones qui se déforment moins (ou plus) : une zone de l'éprouvette continue à se déformer plastiquement alors que l'autre partie n'a plus de possibilité de se déformer plastiquement et se décharge alors élastiquement (Tabourot, 2014). Dans la zone de localisation, il n'existe pas de comportement particulier du matériau. Les mécanismes de déformation plastique restent inchangés par rapport aux autres zones de l'éprouvette.

Si cette représentation du phénomène est juste, alors on doit pouvoir imaginer une situation où l'éprouvette ne localise pas même si des conditions similaires à celle du critère de Considère sont remplies. Deux situations peuvent être analysées : la flexion ou l'expansion, en imaginant qu'on arrive à mettre en place des conditions parfaites. La simulation d'un essai d'expansion permet de faire cela et c'est donc ce qui a été retenu.

1.4.3 Etude de l'essai d'expansion

On souhaite montrer qu'il existe des conditions parfaites pour lesquelles, même si le matériau est en conditions présumées de localisation, celle-ci ne se produit pas. On s'intéresse alors à l'expansion, qui est un mode de déformation qu'il est pratiquement impossible d'obtenir de façon homogène dans le cas d'un essai expérimental mais, par contre, qu'on peut idéalement simuler en utilisant un code de calcul par élément finis.

1.4.3.1 Relations fondamentales

Il s'agit ici de retrouver l'expression miroir du critère de Considère dans le cas d'un échantillon déformé en expansion. On donne tout d'abord les tenseurs de contrainte et de déformation qu'on retrouve dans ce mode de déformation puis on extrait une relation qui s'assimile au critère de Considère.

On considère le flanc de diamètre circulaire R d'épaisseur e soumis dans une direction quelconque à une pression périphérique σ (Figure 8). On suppose ici que le matériau a un comportement plastique isotrope.

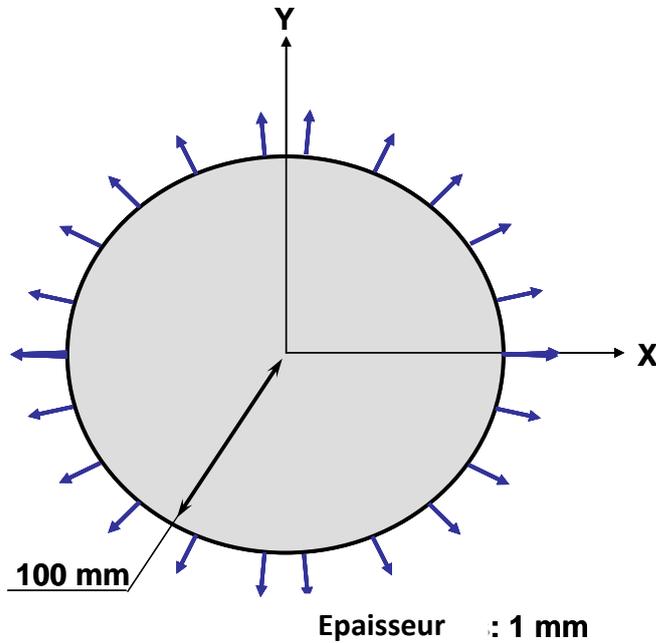


Figure 8. Flanc soumis à une expansion.

Le tenseur des contraintes, dans le cas d'une contrainte équiaxiale (on préfère ici ce terme à équibiaxiale), dans un repère orthonormé $(\mathbf{e}_1, \mathbf{e}_2, \mathbf{e}_3)$ est donné par :

$$[\sigma] = \begin{pmatrix} \sigma & 0 & 0 \\ 0 & \sigma & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad [22]$$

avec $(\mathbf{e}_1, \mathbf{e}_2)$ nécessairement dans le plan de la tôle. Le tenseur des taux de déformation plastique est donné par :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \begin{pmatrix} \dot{\varepsilon} & 0 & 0 \\ 0 & \dot{\varepsilon} & 0 \\ 0 & 0 & -2\dot{\varepsilon} \end{pmatrix} \text{ avec } \dot{\varepsilon} = \frac{\dot{R}}{R} = -\frac{1}{2} \frac{\dot{e}}{e} \quad [23]$$

La contrainte équivalente au sens de Von Mises est :

$$\sigma_{eq} = \sigma \quad [24]$$

alors que la déformation équivalente est donnée par :

$$\dot{\varepsilon}_{eq} = 2 \frac{\dot{R}}{R}, \quad \varepsilon_{eq} = 2 \ln\left(1 + \frac{\Delta R}{R}\right) \quad [25]$$

si on appelle R_0 le rayon initial de la tôle. L'état de contrainte équiaxiale dans un matériau isotrope a des propriétés remarquables :

- sa représentation ne dépend pas de l'orientation de la tôle autour de \mathbf{e}_3 ,

- les contraintes de cisaillement maximales sont sur des cônes avec un axe perpendiculaire au plan de la tôle.

On constate également que la déformation plastique accumulée équivalente pour un accroissement de rayon augmente "plus vite" qu'en traction pour le même déplacement appliqué aux extrémités de l'éprouvette. Ainsi, dans le cas de la Figure, on compare les déformations accumulées :

$$\varepsilon_{eq}(expansion) = 2 \ln\left(1 + \frac{\Delta R}{R_0}\right), \quad \varepsilon_{eq}(traction) = \ln\left(1 + \frac{\Delta R}{R_0}\right) \quad [26]$$

Le corollaire de cette équation est que, lorsque le matériau est soumis à de la traction et à de l'expansion avec un incrément de contrainte identique, la zone en traction durcit moins.

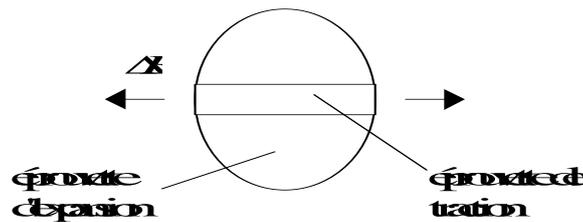


Figure 9. Déplacements imposés à une éprouvette de traction et d'expansion

La condition de localisation sur un flan en expansion est obtenue en suivant un principe de calcul similaire à celui appliqué pour obtenir le critère de Considère. La force résultante sur un demi-disque $S = 2Re$ est $F = \sigma S = 2\sigma Re$. Lorsqu'il y a localisation : $dF = 0$ et on déduit en utilisant la relation

[23] que :

$$\frac{d\sigma}{\sigma} = d\varepsilon \quad [27]$$

Lorsqu'on utilise les grandeurs équivalentes, on obtient :

$$\frac{d\sigma_{eq}}{d\varepsilon_{eq}} = \frac{1}{2}\sigma_{eq} \quad [28]$$

Pour comparer avec l'essai de traction, supposons que la loi d'érouissage est décrite par : $\sigma_{eq} = K\varepsilon_{eq}^n$. Dans ce cas, la localisation est obtenue pour $\varepsilon_{eq} = 2n$ en expansion alors que pour la traction, on trouve $\varepsilon_{eq} = n$. La localisation se produit avec deux fois plus de déformation accumulée en situation d'expansion qu'en traction. En allongements comparés (Figure 9), c'est donc l'essai de traction qui devrait localiser en premier. C'est la raison pour laquelle il est difficile de déformer expérimentalement un matériau en expansion pure car il privilégie spontanément à la moindre occasion la traction qui minimise l'énergie à fournir pour l'obtenir par rapport à l'expansion. Numériquement, il est cependant possible d'imposer des conditions parfaites et éliminer les autres modes de déformation au profit d'un mode de déformation en expansion.

1.4.3.2 Simulation de l'essai d'expansion

La simulation montre comment se comporte le code de simulation éléments finis par rapport à ce mode de déformation. Pour cela, une expérience numérique est pratiquée sur un disque en acier (même matériau qu'en traction) de diamètre 100 mm et d'épaisseur 1 mm (Figure 10). La courbe

contrainte déformation de ce matériau est donnée (Figure 6). Un déplacement radial est imposé sur le pourtour du disque.

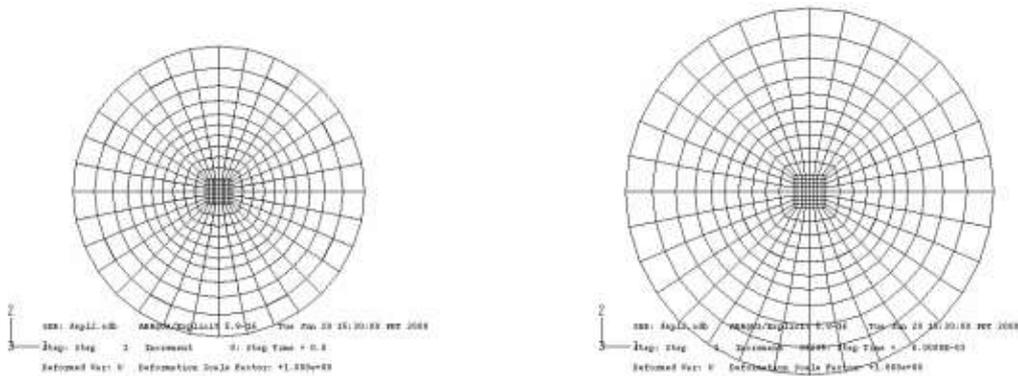


Figure 10. Maillage du disque, figure de gauche : non déformé, figure de droite : après déformation. Aucune localisation n'est observée (Tabourot, 2001).

On constate alors que le disque conserve une forme circulaire sans localisation apparente même pour de très grands taux de déformation alors que la force sur un demi-disque est passée par un maximum (Figure 11) et a commencé à décroître.

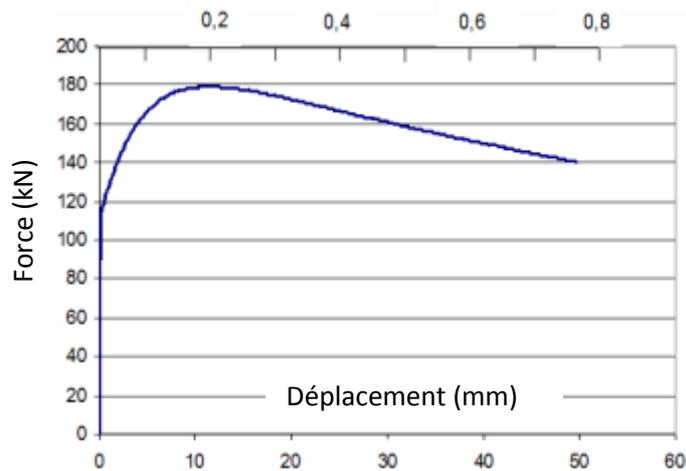


Figure 11. Courbe de la force sur une demi-section en fonction de la déformation radiale, simulée pour l'expansion du disque de la Figure 10.

La valeur de la force passe par un maximum lorsque la déformation atteint 0,2.

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 0,45\sigma \quad [29]$$

Ce qui est pratiquement en accord avec le critère de localisation proposé relation [28] pour l'expansion. Pour le même matériau, on rappelle que la localisation se déclenche pour une valeur de la déformation équivalente d'environ 0,19.

L'intégration numérique restitue le même comportement que celui prévu de façon analytique. Lorsque la condition de localisation est atteinte, la somme des efforts sur un demi-disque passe par une valeur maximale. Par contre, les déformations restent, dans ce cas, parfaitement homogènes sur l'ensemble des éléments.

1.4.4 Vers un indicateur de localisation

Au regard des trois parties qui précèdent, il devient difficile d'accepter qu'il existe des paramètres matériaux intrinsèques au sens de la mécanique des milieux continus que l'on puisse relier les uns aux autres pour déterminer si le matériau est en localisation. Tout « critère » fait apparaître une ambiguïté qui ne peut se lever qu'en considérant les éléments voisins : sont-ils dans le même état de déformation, ou existe-t-il une hétérogénéité de déformation qui conduise effectivement à la localisation ? Cette condition se transpose en condition sur le chargement du matériau : les éléments dans la zone de localisation continuent de se charger alors que les éléments voisins se déchargent. Cet état se visualise particulièrement bien par exemple sur la simulation de traction (on peut également utiliser les résultats de l'analyse d'images(Dumoulin, 2003)).

Le code éléments finis réalise une intégration dans le temps et l'espace qui ne peut être correcte qu'à la condition *sine qua none* que le comportement local soit le bon. On considère que cette manipulation est donc aussi a priori un bon test de validité de la courbe d'érouissage utilisée. Le modèle de comportement plastique choisi est un comportement isotrope.

1.4.1 Détermination de la courbe force déplacement simulée

Cette analyse est pratiquée à la suite de la précédente sous les mêmes conditions. La courbe simulée résulte de l'intégration du comportement du matériau sur l'ensemble du matériau. Pour obtenir la force en bout d'éprouvette, on effectue une sommation des efforts nodaux dans le sens de la traction. Le déplacement est celui imposé sur ces mêmes nœuds. La courbe simulée et la courbe expérimentale sont présentées sur la Figure 12. La très bonne superposition des deux courbes valide la courbe de référence utilisée pour définir l'érouissage du matériau. Aucun critère ou endommagement du matériau n'est nécessaire pour obtenir cette qualité de reproduction.

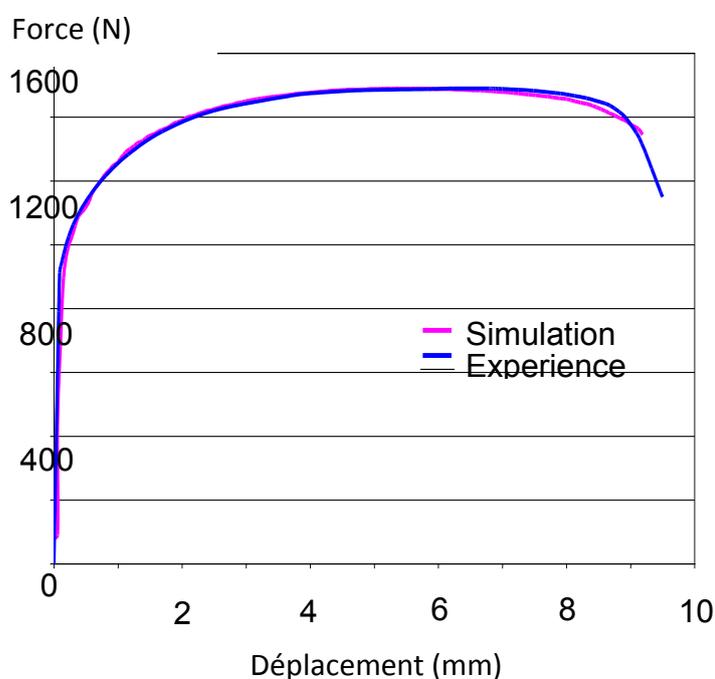


Figure 12. Comparaison courbes force – déplacement simulée et expérimentale dans le cas de l'éprouvette d'acier en traction.

2.4.1 Zones de décharges dans l'éprouvette

Pour chaque élément le long de la ligne centrale de l'éprouvette, on trace la courbe contrainte déformation (Figure 13). Ce qui revient à utiliser autant d'extensomètres en parallèle le long de l'éprouvette. On constate que plus la déformation progresse, plus il y a d'éléments qui se déchargent. La décharge de l'éprouvette progresse des mors vers le centre de l'éprouvette. Les éléments centraux sont ceux dans lesquels la localisation se produit et qui se déforment le plus. La simulation est arrêtée lorsque la déformation atteinte n'est plus vraisemblable car aucun critère de rupture n'est introduit.

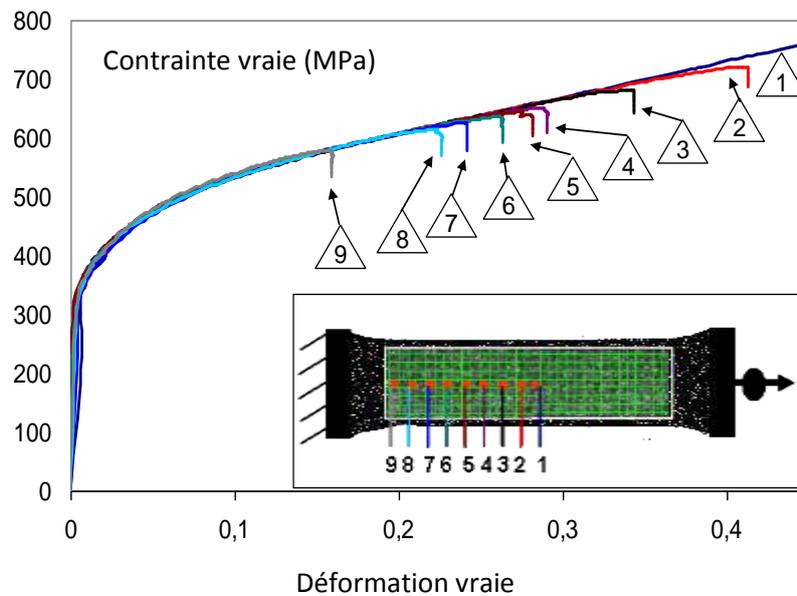


Figure 13. Courbes contrainte - déformation dans les éléments situés sur l'axe longitudinal de l'éprouvette obtenues par simulation éléments finis.

L'élément 9 est l'élément le plus proche des mors, l'élément 1 est l'élément le plus central.

Le nombre d'éléments déchargés est directement lié à la localisation de la déformation dans le centre de l'éprouvette. La considération de ce facteur est alors un excellent moyen de détection de la localisation au cours de la simulation. Schématiquement, la méthode consiste donc à comparer l'état de contrainte équivalente pour chaque élément entre un instant donné t et un instant $t + dt$. Il suffit de faire la différence entre les deux états de contrainte. Pour un élément :

si $\sigma_{t+dt} - \sigma_t > 0$ alors l'élément n'est pas déchargé.

si $\sigma_{t+dt} - \sigma_t < 0$ alors l'élément est déchargé.

Il suffit alors de compter les éléments entrant dans la seconde catégorie. Un programme de post-traitement compte les éléments déchargés dans l'éprouvette, ce qui a été fait sur la Figure 14.

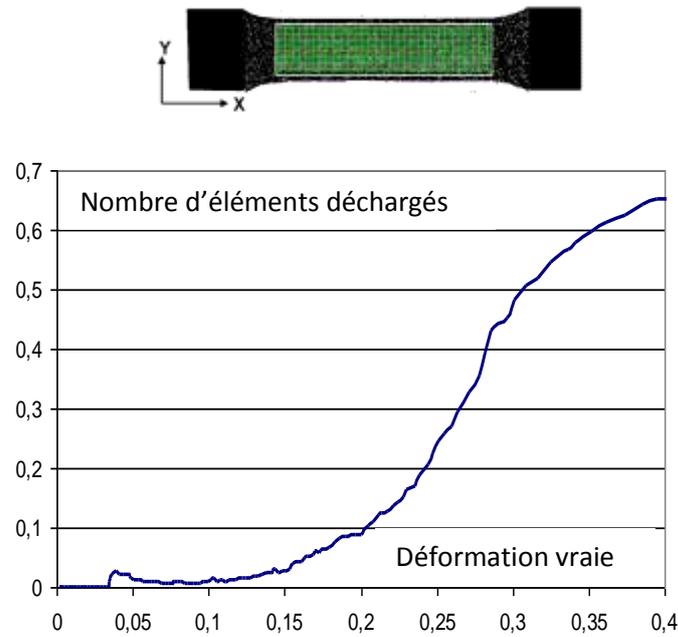


Figure 14. Evolution du pourcentage du nombre d'éléments déchargés en fonction de la déformation sur toute la zone utile d'une éprouvette en acier sollicitée en traction.

1.4.5 Application de la procédure de suivi de la progression de la localisation dans le cadre de cette thèse

Dans le cadre de cette thèse, on a repris ces procédures pour pouvoir les appliquer aux essais de traction. On présente la procédure et les résultats obtenus avec un essai de traction numériques sur une éprouvette virtuelle de titane (les différentes données concernant cet essai seront présentées ultérieurement dans le chapitre 3) sur une éprouvette de longueur 70 mm et de largeur 10 mm. Le déplacement de poinçon est effectué avec la vitesse de $0,1 \text{ mm.s}^{-1}$. Les maillages en 2D sont donnés dans la Figure.

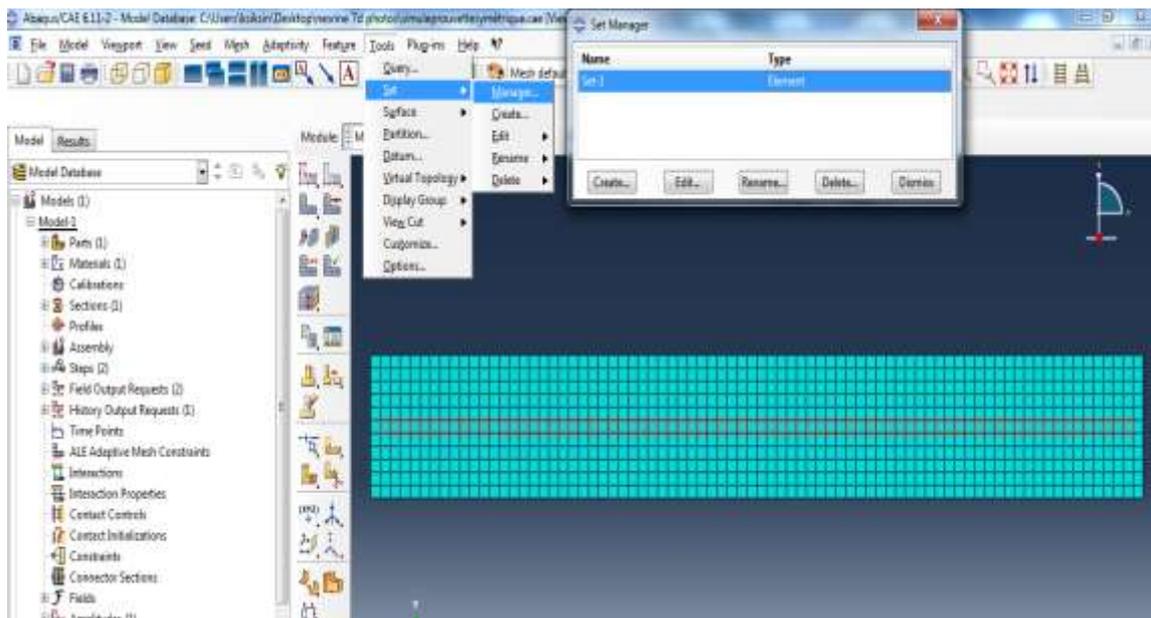


Figure 15. Définition du set d'éléments suivis pendant la simulation sous Abaqus. Cas de la traction.

L'élément 1 est à proximité du mors et l'élément numéroté 38 se trouve au centre de l'éprouvette. Cette numérotation est proposée sur la Figure 16.

L'évolution de la contrainte équivalente en fonction de la déformation équivalente est tracée pour suivre l'évolution du nombre d'éléments déchargés au cours du temps.

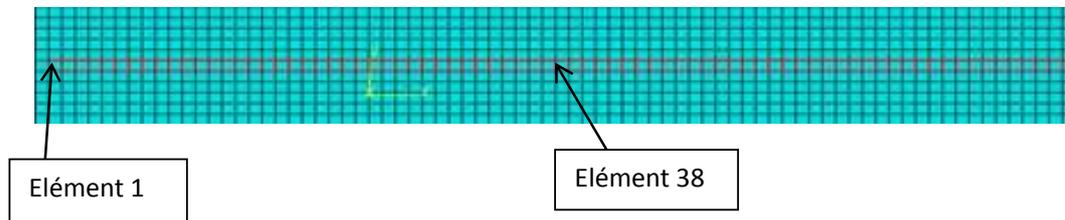


Figure 16. Position et numérotation des éléments sur l'éprouvette.

L'application du modèle pour la traction des tôles fines avec une modélisation phénoménologique donne le résultat de la Figure 17.

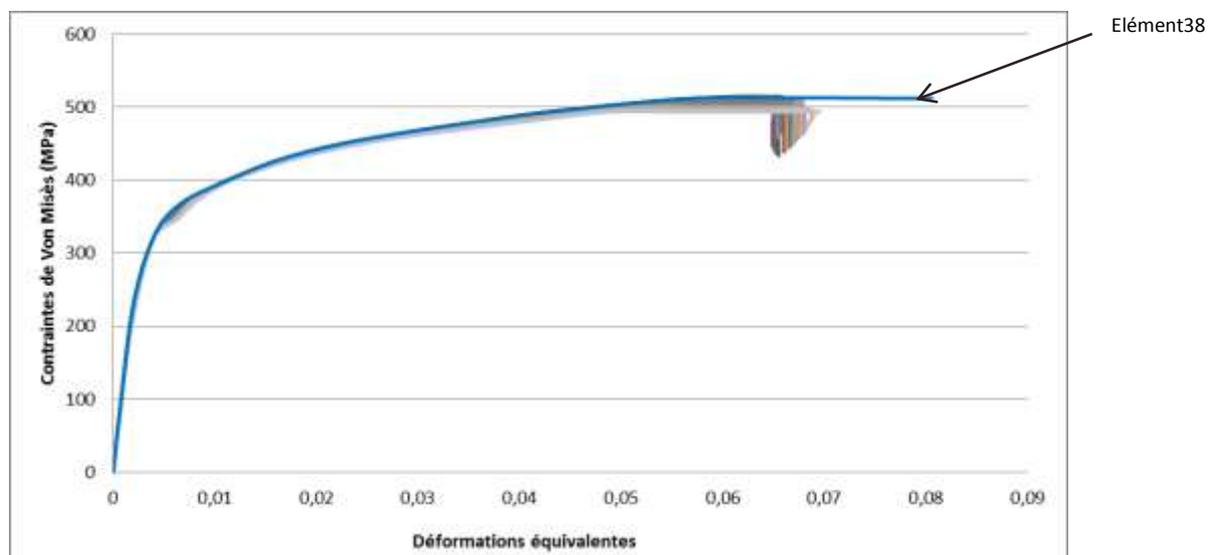


Figure 17. Décharge successive des éléments de la zone utile lors de l'essai de traction.

L'observation de cette figure montre, que plus la déformation progresse, plus il y a d'éléments qui se déchargent. La décharge progresse rapidement des extrémités de l'éprouvette vers le centre de l'éprouvette. Les éléments centraux sont ceux qui se déforment le plus et dans lesquels apparaît la localisation.

L'élément 1 est le premier à se décharger. Puis les autres éléments se déchargent les uns après les autres (l'élément 2 puis l'élément 3 et ainsi de suite jusqu'à l'élément 38) et la décharge se rapproche du centre de l'éprouvette. L'apparition de la localisation de la déformation au centre de l'éprouvette est observée au niveau de l'élément 38. A la fin de l'essai, la contrainte de l'élément 38 continue d'augmenter. C'est le seul élément dont la déformation augmente lorsque tous les autres éléments se sont déchargés. Le nombre d'éléments déchargés est directement lié à la localisation de la déformation dans le centre de l'éprouvette. La prise en compte de ce critère est un excellent moyen de détection et de la progression de la localisation au cours d'une simulation.

La méthode proposée pour suivre la progression de la localisation consiste donc à comparer l'état de contrainte pour chaque élément de l'éprouvette simulée entre un instant donné t (le début de pas de

calcul) et un instant $t+dt$ (la fin du pas de calcul). Il suffit de faire la différence à ces deux instants des deux états de contrainte.

Il faut alors compter le pourcentage d'éléments qui se déchargent au cours de la simulation. Un programme de post traitement des données issues de la simulation par Abaqus est réalisé afin d'analyser l'évolution du pourcentage des éléments déchargés au cours de la mise en forme (Tabourot, 2005). Cette routine de post-traitement permet ainsi de réaliser sur tous les éléments de l'éprouvette la différence de la contrainte entre deux instants différents et de compter ceux qui se déchargent lors de l'essai de traction.

Sur la Figure, est présenté le résultat du post-traitement des données de la simulation. Comme le montre la courbe d'évolution du nombre d'éléments déchargés au cours du temps, lorsque la localisation diffuse apparaît de l'instant 10 jusqu'à l'instant 45 s, le pourcentage d'éléments déchargés dans la zone utile augmente rapidement.

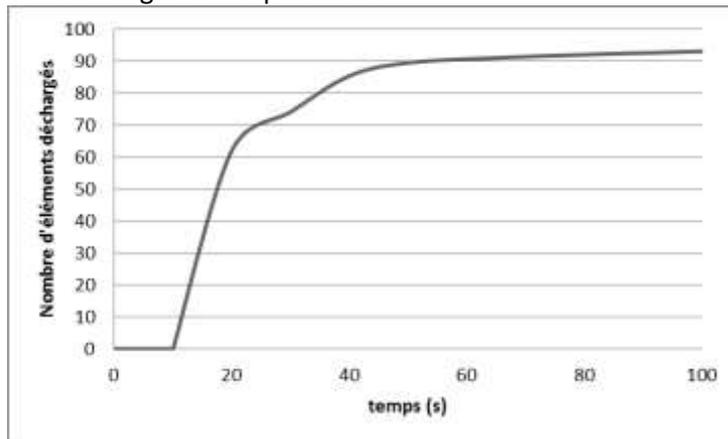


Figure 18. Evolution au cours du temps du nombre d'éléments déchargés pour Ti_0 tôle épaisse en 2D.

A l'instant 20 s, 68% des éléments de la zone utile sont déchargés, donc toute la déformation imposée est localisée en un endroit relativement petit. On parle, alors, de l'apparition de la striction localisée. Ce phénomène est visible sur la Figure 19.

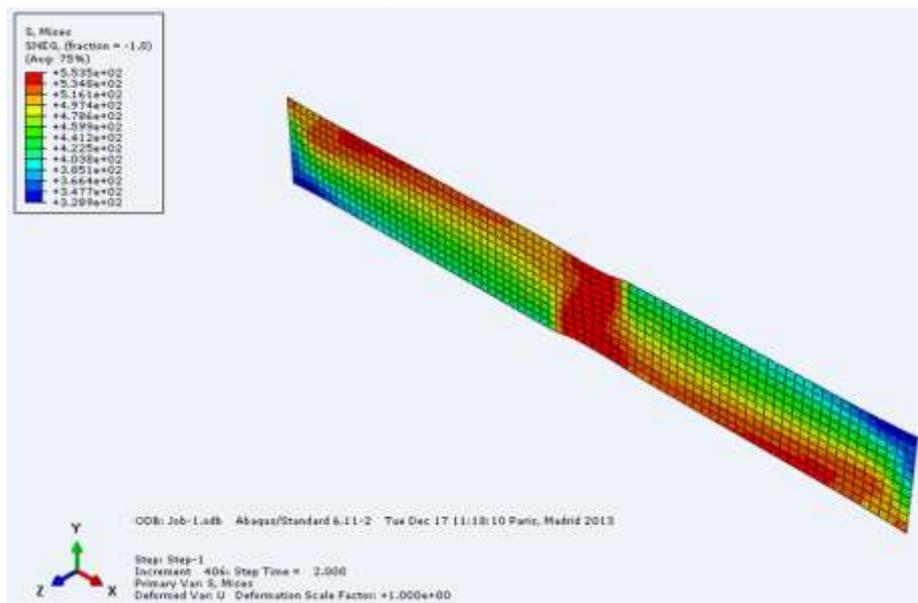


Figure 19. Observation de l'apparition d'instabilité plastique au cours de l'essai de traction manifestée par le déchargement élastique des éléments situés en dehors de la zone de la localisation : contraintes équivalentes.

Dans le chapitre 3, on trouvera les cartographies, contrainte en fonction de la déformation et les courbes nombre d'éléments déchargés en fonction du temps pour les deux modèles classique et hybride.

1.4.6 Conclusion sur la détection de la localisation

Dans cette partie, on s'est posé la question relative à l'existence de critère "intrinsèque" de localisation, le mot critère impliquant l'existence d'une relation portant sur des variables internes du matériau. Tout le travail tend à montrer que la localisation de la déformation dans le cadre de matériau ductile n'est pas liée à une modification interne du comportement. La localisation résulte d'une combinaison impliquant l'écroutissement, le mode de déformation, la géométrie de l'échantillon testé et les conditions aux limites.

Cette remise en question de la notion de critère appliqué à la localisation conduit à proposer d'un point de vue pragmatique le recours à un indicateur de localisation qui vise à compter le nombre d'éléments qui se déchargent au cours de la simulation d'un composant déformé globalement. Il est à noter que ce critère est plus difficile à mettre en œuvre sur des déformations localisées (pliage par exemple).

La détermination précise de la localisation reste cependant très tributaire de la qualité du modèle de comportement et des méthodes d'identification des paramètres de ce dernier. Par ailleurs, même si on arrive par ce moyen à reproduire globalement l'évolution de la force en fonction de la déformation et induire une distribution de la déformation similaire dans l'éprouvette, on reste limité dans la reproduction du phénomène de localisation. Sans biais spécifique, la simulation amène toujours une localisation qui se produit au centre.

1.5 La genèse des modèles hybrides

1.5.1 Modélisation plasticité cristalline

1.5.1.1 Introduction

Le problème fondamental posé dans la mise en forme des matériaux métalliques par déformation plastique au mécanicien est, si on regarde de près, de trouver les réarrangements atomiques qui se produisent dans les matériaux sous l'effet d'efforts appliqués conformément aux principes fondamentaux de la mécanique que ce soit en régime statique ou dynamique et en tenant compte des efforts de liaisons qui assurent la cohésion du solide. Ceci est un problème qui peut être résolu explicitement (problème de dynamique moléculaire !) mais qu'il est utopique d'aborder à l'échelle d'une opération de mise en forme industrielle, notamment en raison du volume de données à gérer.

A cette échelle, la réduction de la taille du problème passe par l'identification de paramètres d'état pertinents pour un ensemble d'atomes qui permettent ensuite de préciser des lois de comportement reliant une mesure de la contrainte à une mesure de la déformation. Une modélisation cohérente nécessite donc d'identifier des variables objectives (ou d'état) qui décrivent de façon univoque l'état du matériau dans le cadre de l'application traitée. Un exemple illustratif remarquable est la loi des gaz parfaits $PV = nRT$ qui réduit le problème d'interaction de millions d'atomes d'un matériau à l'état gazeux à une équation à trois variables.

Pour les matériaux métalliques, différentes échelles sont à considérer pour la définition de ces paramètres selon le degré de finesse souhaitée pour la description. L'échelle est fixée par la taille du Volume Élémentaire Représentatif (VER) qui se définit comme le volume minimal au sein d'un matériau homogène au comportement homogène en dessous duquel on ne peut pas descendre sans que la valeur moyenne représentative adoptée diffère localement de la valeur moyenne obtenue sur le matériau homogène. Le problème est particulièrement aigu dans les matériaux métalliques étant donné la structuration qu'on observe pratiquement : disposition atomique sous forme de réseau cristallin repartis en grains avec la présence de défauts microstructuraux.

La Figure 20-gauche présente une illustration possible de la détermination du VER sur des distributions de "particules" reproductibles. Elle met en évidence l'existence d'un facteur d'hétérogénéité intrinsèque au matériau.

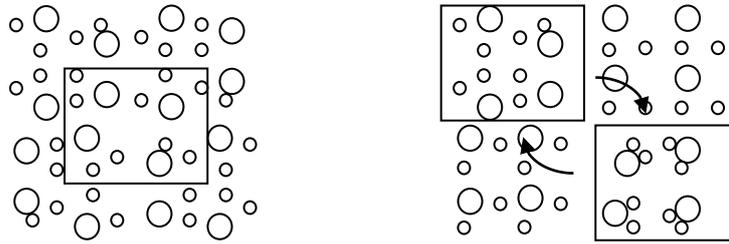


Figure 20. Gauche - Recherche du Volume Élémentaire Représentatif. La taille minimale serait ici de 1/16ème du carré avec un VER "homogène". Chaque carré, où qu'il soit placé, contient approximativement 4 particules de grosses tailles et 8 de petites tailles.

Droite - Différentes distributions possibles au sein du VER. La moyenne reste inchangée si on déplace un carré de taille identique à la figure de gauche (4 particules de grosses tailles et 8 de petite taille) sur la figure, mais le comportement très local dépendrait sans doute de la répartition adoptée dans chaque carré.

Pour les matériaux métalliques, les dimensions caractéristiques usuelles des volumes élémentaires représentatifs évoluent par saut. La résolution des problèmes numériques en ingénierie mécanique en retient principalement deux :

- Un volume élémentaire comportant un nombre suffisant de grains,
- Un volume élémentaire de taille inférieure à la dimension d'un grain et comportant un nombre suffisant de dislocations.

Ces deux échelles pour traiter le même problème recourent à différentes façons pour modéliser du comportement. La description mathématique du comportement du premier VER est construite à partir d'observations expérimentales à un niveau macroscopique qu'il s'agit ensuite de reproduire plus ou moins fidèlement au moyen de fonctions mathématiques plus ou moins complexes. Elle est qualifiée de "phénoménologique" car purement descriptive.

Le comportement du VER de taille inférieure est expérimentalement plus difficilement observable. Il nécessite le recours à des expériences sur les monocristaux et on s'appuie sur ce qu'on comprend de la physique de la déformation pour donner les équations clés du comportement de matériaux. La nature cristalline, fortement anisotrope et à caractère discret, du matériau ne peut être ignorée à ce niveau. A cette échelle se définissent donc majoritairement des modèles dits "physiques" ou de "plasticité cristalline".

On s'intéresse dans un premier temps aux modèles de plasticité cristalline. La déformation plastique est accommodée par le glissement de dislocations suivant des plans et dans des directions précises. L'exercice consiste alors à déterminer les glissements sur chaque système ainsi que les interactions entre dislocations qui se produisent au cours de la déformation. Il existe une théorie à fondements physiques qui permet de donner une relation entre la vitesse d'un segment de dislocation et le champ de contrainte qui l'entourne. La théorie du glissement thermiquement activé se fonde sur l'existence de champs de contrainte à courte et longue distance dont l'existence est reconnue aussi bien par la communauté mécanicienne que par celle des physiciens des matériaux. Cependant, la détermination de l'évolution de ces champs et leur couplage avec la microstructure de dislocation restent plutôt problématiques.

La théorie débouche alors sur une relation (éq. [30]) qui permet de déterminer la contribution apportée à la déformation globale du VER par chaque système de dislocations actif en son sein sous l'effet de la contrainte appliquée (Teodosiu, 1975). En régime quasi-statique de déformation, la vitesse de déformation sur un système de glissement $\dot{\gamma}_p$ est alors calculée de la façon suivante :

$$\dot{\gamma}_p = \dot{\gamma}_0 \left| \frac{\tau - X}{\tau^* + s} \right|^{\frac{1}{m}} \text{sign}(\tau - X) \quad [30]$$

avec (s) la contrainte à courte distance, (X) la contrainte à longue distance, $\dot{\gamma}_0$ et m des paramètres matériau, τ : la cission locale appliquée (uniformément) sur le VER τ^* : la cission effective dépendant de la température.

Dans la plupart des modèles de comportement, cette loi est "globalisée" au niveau du VER alors qu'à l'origine, elle est locale et nécessite la détermination des champs locaux au sein du VER de la contrainte à longue distance et de la cission effective.

Ce niveau de simulation est notamment apporté par les outils de simulations de dynamiques des dislocations discrètes.

L'extrapolation moyen de ce type de loi au VER suppose que ce comportement est représentatif localement du comportement global. C'est cette hypothèse qui limite sans doute la portée et la généralité de ce modèle, l'effet des microstructures étant alors considéré comme inexistant. Certains modèles tentent de rendre compte de cette distribution par le biais d'équations supplémentaires (écrouissage cinématique phénoménologique) ou en distinguant différentes populations de dislocations.

Lorsqu'on considère une densité de dislocations comme le paramètre donnant de façon objective l'état du matériau, on s'attache alors à définir l'évolution de la contrainte à courte distance (s) et la contrainte à longue distance (X) en fonction de la densité de dislocation. Les modèles définis dans ce cadre (Cailletaud, 1988) jusqu'à présent modélisent plutôt correctement le comportement du matériau métallique soumis à des trajets de chargement monotones et pour des déformations plutôt grandes. Ils sont mis en difficultés pour une déformation avec des changements de trajets ou la restitution du comportement pour des petites déformations. Les plus grandes divergences apparaissent sans doute lorsqu'on s'attaque à la restitution du comportement cyclique en petites déformations. L'évaluation de la contrainte (X) devient alors beaucoup plus problématique. Selon la terminologie usuelle utilisée en modélisation mécanique, cela traduit une bonne aptitude des modèles à restituer l'écrouissage isotrope mais traduit leur défaillance pour la description de l'écrouissage cinématique.

Cette insuffisance est liée à la difficulté à reproduire correctement les évolutions de la contrainte interne à longue distance (X). Les formulations adoptées (comme celle d'Armstrong-Frédericks (Armstrong, 1966) pour l'évolution de cette contrainte sont limitées pour deux raisons. Premièrement, elles sont, même à cette échelle de description, phénoménologiques car s'inspirant généralement d'observations à l'échelle macroscopique extrapolée au niveau du VER monocristallin. Pour des raisons de cohérence, il serait souhaitable d'avoir une modélisation de type physique respectant le cadre d'ensemble. Deuxièmement, elles ne restituent le comportement du matériau que de façon très partielle voire imparfaite. D'autres tentatives ont également eu lieu en essayant de discriminer les dislocations en les cataloguant selon différents types. Ainsi, les auteurs s'attachent à définir différentes densités au sein des microstructures selon le rôle attribué aux dislocations comme par exemple des dislocations dites "géométriquement nécessaires". La difficulté principale reste malgré tout l'absence de compréhension globale des mécanismes à l'origine de l'écrouissage cinématique.

Une direction peu explorée consiste à analyser ce qu'il se passe à l'intérieur du VER. En effet, il est notoire que les dislocations ne se distribuent pas uniformément à l'intérieur du VER mais qu'il se crée au cours de la déformation une organisation sous forme de microstructure(s). La Figure 20 droite propose différentes sous-organisations du VER. Il semble alors légitime de se questionner sur le rôle joué par cette microstructure sur les contraintes internes à courtes et longues distance et donc sur le comportement mécanique du VER.

Les modélisations ont introduit partiellement l'effet d'une distribution Mughrabi (Mughrabi, 1983) avec son modèle composite avec zone dure et zone molle par exemple) sans toutefois donner

une réponse pleinement satisfaisante qui puisse être récupérable dans une modélisation générale : les modèles étant unidimensionnels et non facilement généralisables en 3 dimensions. Le point le plus gênant est surtout que la répartition spatiale est supposée constante à l'intérieur du VER sans considérer de distribution et d'évolutions possibles de la fraction zone dure/zone molle. Cela conduit à des modélisations assez rudimentaires finalement peu à même de décrire un chargement complexe réel.

Malgré tout, ces modélisations indiquent sans doute la direction à prendre pour améliorer les modélisations de plasticité cristalline. En reprenant ces idées, le développement de la modélisation proposée par Déprés et al (Déprés, 2008) repose sur des hypothèses ou constats assez élémentaires mais pragmatiques quant à leur fondement physique :

- la densité de dislocations dans le VER n'est pas homogène,
- les contraintes seuil ne sont pas uniformes au sein du VER,
- le VER ne se déforme pas uniformément,
- la distribution de déformation est à l'origine des contraintes internes.

Le point de départ est donc de ne plus considérer la relation issue de la théorie de l'activation thermique comme formulée à l'échelle du VER et faisant intervenir des grandeurs moyennes de dislocations, de contrainte seuil et de contrainte à longue distance mais formulée comme à l'origine, localement pour différentes grandeurs données. Il s'agit donc de revenir au cadre d'application d'origine de cette équation. Il s'agit donc de trouver finalement comment évoluent les contraintes internes au sein du VER, de déterminer la distribution de la déformation qui en découle lors d'une sollicitation, de coupler cette distribution avec l'évolution de la contrainte interne. La suite du document présente comment se construit une modélisation plausible pour le VER en s'appuyant sur l'outil de simulation de la dynamique des dislocations discrètes (DDD). Les différentes étapes sont :

- la création des microstructures plausibles en DDD,
- la distribution des contraintes seuil et de contraintes internes,
- le calcul des déformations,
- le couplage contraintes/déformation.

Cette partie s'appuie sur les travaux présentés par Ciprian Manole dans sa thèse de doctorat (Manole, 2010).

1.5.1.2 Microstructure et DDD

Les codes de simulation de l'évolution des dislocations au sein d'un cristal sont désormais suffisamment fiables et l'informatique suffisamment performante pour pouvoir générer numériquement des structures de dislocations "réalistes" au sein d'un grain (Devincre, 1994). Les constantes du code ont été ajustées pour reproduire le comportement du cuivre. La structure est ici générée en trajet de chargement alterné, puisqu'il s'agit notamment de comprendre comment les structures développées lors d'un trajet conditionnent ce qu'il se passe lors d'un trajet retour. De surcroît, ce type de chargement produit de façon particulièrement efficace des dislocations. La Figure 21 montre comment la microstructure se crée au cours de la déformation imposée $\Delta\gamma = \pm 10^{-3}$.

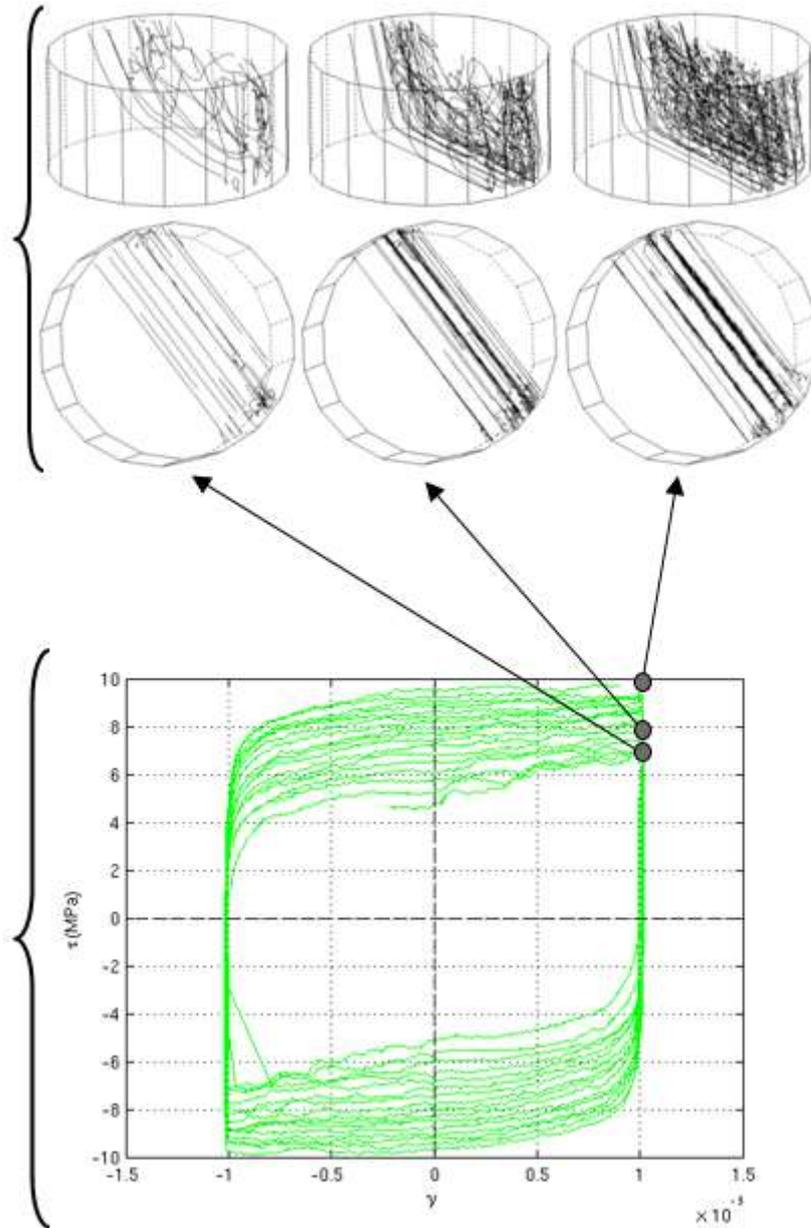


Figure 21. Courbe contrainte - déformation et microstructure correspondante développée à l'intérieur du grain (Balland, 2011).

1.5.1.3 Distribution des contraintes à courte distance

Pour déterminer la façon de calculer les contraintes à courte et longue distance, on s'inspire des préconisations issues de la théorie de l'activation thermique. La Dynamique des Dislocations Discrètes apporte des réponses à ces deux points, dans la mesure où les contraintes à courte et à longue distance sont évaluables. Le champ de contrainte produit par un segment de dislocations en un point d'un milieu continu élastique linéaire étant connu (Dominique, 1991), il est possible de calculer en n'importe quel point la contrainte engendrée par une microstructure de dislocations constituée de segments discrets. Pour un segment donné, on accède à :

- la contrainte exercée par tous les segments présents dans son environnement proche défini par un certain rayon de coupure r_c , qui représente la contrainte à courte distance (cf. Figure 22 gauche),

- la contrainte exercée par tous les autres segments, c'est-à-dire hors de la zone de proximité, qui exercent une contrainte à longue distance, par opposition à la précédente (cf. Figure 22 droite).

Il s'agit de déterminer les contraintes à courte distance qui peuvent être surpassées par l'application de la contrainte appliquée à la dislocation. Une fois franchis, ces pics de contrainte n'ont plus d'incidence ultérieure sur le mouvement de la dislocation.

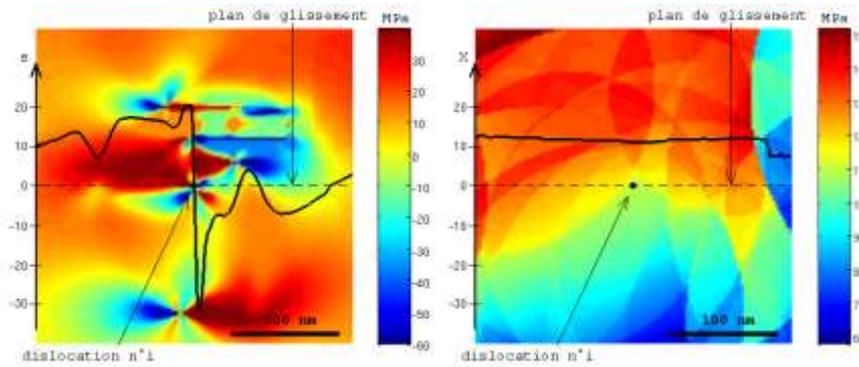


Figure 22. Gauche - Champ de contraintes à courte distance autour du segment n^o . La courbe superposée représente cette contrainte le long du plan de glissement(Manole, 2010).

Droite - Champ de contraintes à longue distance autour du segment n^o . La courbe superposée représente cette contrainte le long du plan de glissement.

Les contraintes à longue distance sont, quant à elles, ressenties par la dislocation tout le long de son trajet. La distribution des contraintes à courte distance, sur chaque segment homologue à des contraintes seuil, est d'allure exponentielle (cf. Figure 23). Il est à noter qu'il ne s'agit pas de l'ensemble des contraintes dans le cristal, comme pourrait l'être une cartographie, mais bien de la distribution des contraintes qui s'exercent sur les segments.

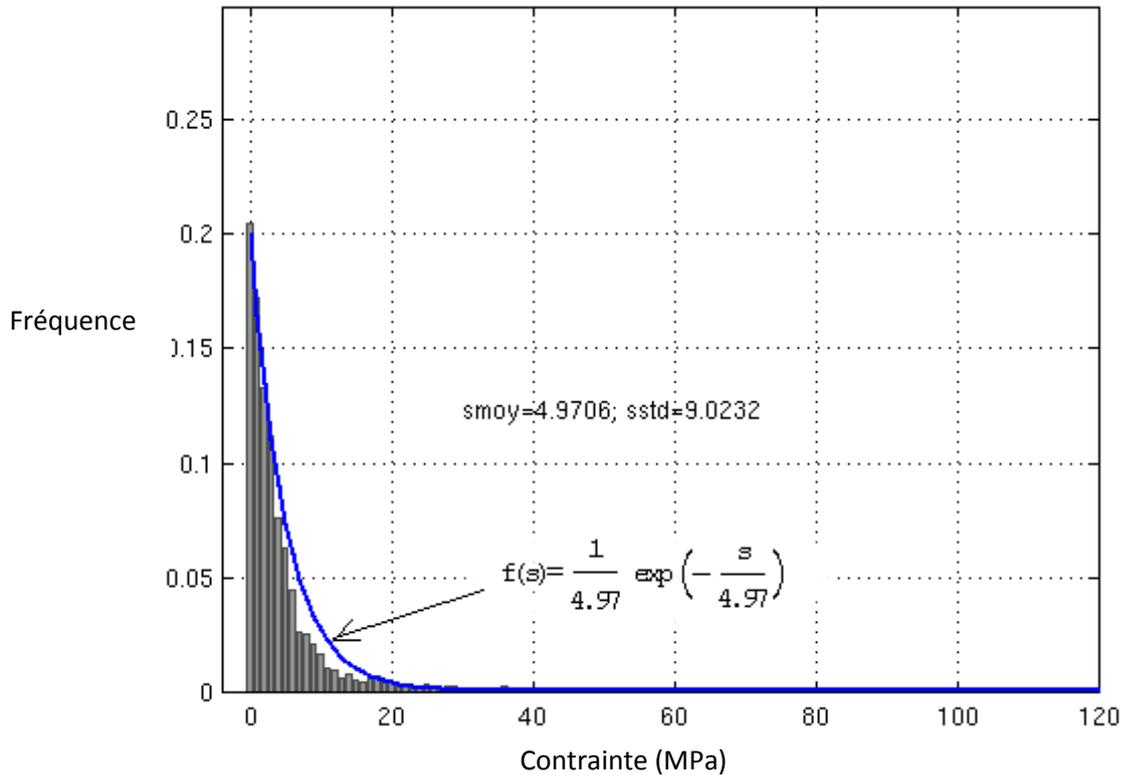


Figure 23. Distribution des dislocations en fonction de la contrainte à courte distance subie.. (Manole, 2010)

Une relation exponentielle convient relativement bien pour décrire cette distribution :

$$f_p(s) = \frac{1}{s} \exp\left(-\frac{s}{\bar{s}}\right) \quad [31]$$

La valeur \bar{s} est liée à la distribution de contrainte par un calcul de valeur moyenne :

$$\bar{s} = \int_0^{+\infty} f_p(s) s ds \quad [32]$$

Par ailleurs, il est montré sur l'ensemble des résultats numériques de dynamique des dislocations que la contrainte à courte distance moyenne est liée à la densité de dislocations par la relation classique suivant où b est l'amplitude de la norme du vecteur de Burgers, μ le module de cisaillement et ρ la densité de dislocations mobiles associée à la déformation plastique cumulée :

$$\bar{s} = \alpha \mu b \sqrt{\rho} \quad [33]$$

et α est un coefficient de proportionnalité. Ces relations s'appliquent sur les distributions relevées à différentes étapes de la simulation.

Il s'agit maintenant de déterminer si ce classement des contraintes seuil s'applique aux contraintes à longue distance. En effet, l'équation [30] implique de calculer la contrainte X à longue distance correspondant à une population de dislocations donnée. On doit donc s'assurer qu'il existe un lien entre les valeurs de la contrainte s et la contrainte à longue distance. Cette vérification est effectuée en reportant pour chaque contrainte à courte distance, la contrainte à longue distance. On s'aperçoit

qu'il existe effectivement un lien entre les contraintes à courte distance et à longue distance sur la Figure 24.

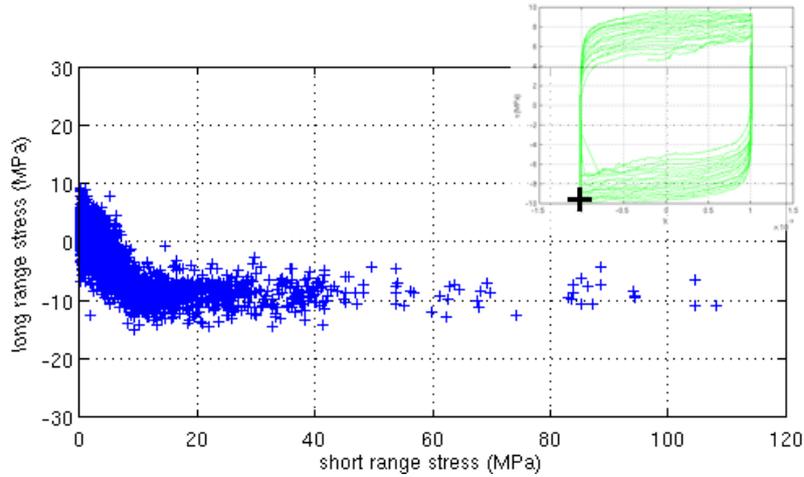


Figure 24. Contraintes à longue distance en fonction des contraintes à courte distance. (Manole, 2010)

En conclusion, les distributions de contraintes à courte distance et longue distance sont corrélées. La modélisation de la contrainte interne à longue distance fait l'objet d'une section spécifique.

1.5.1.4 Déformation plastique moyenne du VER

Les dislocations du VER appartenant à un groupe de dislocations donné présentent toutes un comportement *a priori* identique vis-à-vis du glissement plastique, puisqu'elles subissent *a priori* toutes la même intensité de contrainte à courte et à longue distance. A un instant t donné et sous une cisssion appliquée s donnée, elles adoptent donc toutes la même vitesse sous ce champ de contrainte. Elles participent donc de façon égale au taux de déformation plastique globale du VER, noté $\dot{\bar{\gamma}}_p$. Cette participation individuelle est le taux de déformation accommodé par tout segment de dislocations soumis à la même contrainte et est noté $\dot{\bar{\gamma}}_p(s)$. Puisque la représentativité de chaque groupe de dislocations dans la microstructure est donnée par la densité de probabilité $f_p(s)$, il est possible de lier le taux de déformation global au taux de déformation de chaque dislocation par la somme pondérée suivante :

$$\dot{\bar{\gamma}}_p = \int_0^{+\infty} f_p(s) \dot{\bar{\gamma}}_p(s) ds \quad [34]$$

Cette loi est une loi d'écoulement que l'on qualifie de *globale* puisqu'elle lie le taux de déformation total du VER au taux de déformation local accommodé par tout segment de dislocations d'un groupe donné.

1.5.1.5 Contrainte à longue distance

La série $X(s)$ représente le champ de contrainte à longue distance s'exerçant sur n'importe quelle dislocation dont la contrainte à courte distance vaut s .

(Manole, 2010) propose, au moins à faible densité de dislocations, un lien entre la contrainte à courte distance s et la contrainte interne à longue distance X , traduit explicitement par la notation $X(s)$. $X(s)$ se détermine au moyen d'une relation d'incompatibilité relativement triviale où M_p est un coefficient phénoménologique qui effectue le lien entre l'hétérogénéité de déformation et les contraintes qu'elles génèrent.

$$X(s) = M_\rho \mu (\dot{\gamma}_p(s) - \bar{\gamma}_p) \quad [35]$$

où μ est le module de Coulomb.

1.5.1.6 Production de dislocations

Il reste à compléter les équations du modèle par une relation donnant l'évolution des dislocations.

$$\dot{\rho} = \frac{1}{b} \left(\frac{\sqrt{\rho}}{K} \right) - 2 y_c \rho \left| \dot{\gamma}_p \right| \quad [36]$$

où K est une constante liée à l'évolution du libre parcours moyen et y_c une hauteur d'annihilation entre dislocations ; ρ : La vitesse de déformation associée à la déformation plastique cumulée et $\dot{\rho}$ est l'évolution de la vitesse de déformation associée à la déformation plastique.

1.5.2 Exploitation des concepts de la modélisation de plasticité cristalline en modélisation macroscopique

1.5.2.1 Préambule

Le nouveau modèle proposé ci-dessus permet de décrire valablement le comportement de monocristaux 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). Cependant, les concepts physiques sous-jacents à la modélisation ne sont pas si originaux qu'il n'y paraît. En effet, dans les années 1850, Barré de Saint Venant propose une représentation du comportement du matériau qui figure de nos jours en bonne place dans les manuels de mécanique en tant que modèle rhéologique fondamental (par exemple (Lemaitre, 2004)). Ce modèle (Figure 25) met en parallèle des branches de type patin à seuil en série avec un ressort de raideur donnée. Chaque patin possède un seuil différent et chaque ressort une raideur différente. Les quelques tentatives d'utilisation de ce modèle dans le passé (Sai, 1993) sont cependant restées marginales. La principale raison est qu'il n'y a pas eu, au temps de ces études, la volonté (ou la possibilité ?) de multiplier le nombre de branches utilisées. Restreint à quelques branches, ce modèle ne peut pas décrire de façon correcte une courbe contrainte déformation réelle. On trouve également ces concepts développés chez les chercheurs qui mesurent les contraintes internes (Dakhlaoui, 2006).

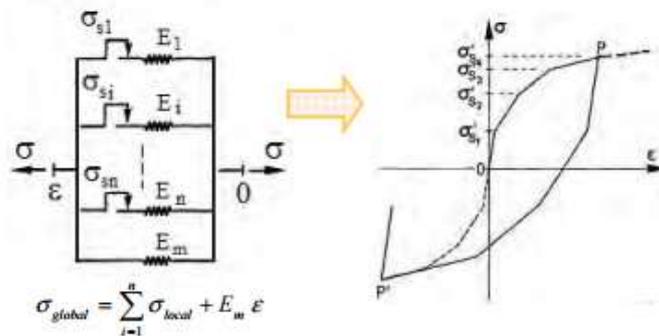


Figure 25. Modèle rhéologique de Barré de Saint-Venant tel que présenté dans les manuels de mécanique générale. Il met en parallèle des branches avec des contraintes seuil différentes et des raideurs différentes.

La modélisation proposée dans cette étude repose elle aussi sur une distribution des contraintes seuil. Toutefois, elle étend cette notion dans la mesure où elle précise l'amplitude du spectre et la forme que prend la distribution. Celle-ci est effectivement en partie comparable à la distribution du modèle de Saint Venant. Dans les deux cas, cette distribution est à l'origine de l'hétérogénéité des déformations plastiques. Les écarts de déformation plastique sont accommodés par des déformations élastiques traduites alors localement par des contraintes se superposant à la contrainte appliquée. L'énergie élastique ainsi stockée est récupérable lors d'un trajet retour incorporant de facto l'effet cinématique présenté par l'ensemble des matériaux métalliques.

Cette représentation finalement assez triviale semble s'appliquer dans le VER de description de la plasticité cristalline (où la loi s'applique) comme dans le VER de modélisation à l'échelle polycristalline où le modèle de Saint Venant lui apporte une forme de légitimité. Il est dès lors assez tentant d'utiliser ces concepts en imposant une distribution choisie de contraintes seuil à l'échelle macroscopique du polycristal. Les éléments finis offrent cette possibilité car chaque point d'intégration peut se voir affecté d'un comportement plastique particulier même si initialement ce n'est pas l'usage. Avec une distribution particulière, on restitue un comportement élastoplastique usuel en chargement monotone mais aussi sans autre ajout, les effets de l'écroutissage cinématique ou les phénomènes de localisation.

1.5.2.2 Détermination de la distribution

Le problème posé à ce stade est de proposer un comportement du VER polycristallin. En effet, aucune étude fondamentale n'a réellement été menée actuellement pour déterminer quel pourrait être alors le comportement vu sous l'angle proposé dans cette étude. Il s'agit alors d'extrapoler un comportement vraisemblable à l'échelle polycristalline en transposant ce que l'on a compris des règles qui régissent le comportement du VER à l'échelle du monocristal.

Dans un VER à l'échelle polycristalline, qui comporte donc un nombre minimal de grains, la densité de dislocations moyenne ne peut être nulle et possède donc une valeur minimale. Suite à de larges déformations, celle-ci atteint une densité de saturation maximale suite à un équilibre entre stockage et annihilation. La contrainte seuil du VER suit, quant à elle, les mêmes évolutions que cette densité. Par conséquent, le spectre des contraintes possibles au sein d'un VER doit certainement s'étendre d'une valeur minimale à une valeur limite correspondant à la saturation des dislocations qui ne peut être dépassée quels que soient les trajets de chargements imposés au VER. Les modes d'obtention des matériaux génèrent des microstructures initiales et il est raisonnable de penser que la densité des contraintes varie alors statistiquement autour d'une valeur moyenne. Ceci permet de limiter à un nombre relativement restreint les distributions candidates pour coller à la réalité de la distribution des contraintes seuil au sein du matériau. L'écroutissage qu'il convient d'adopter pour les lois élémentaires se déduit quant à lui de propriétés usuelles constatées sur les cristaux à savoir que l'écroutissage sature quand le taux de production des dislocations s'annule suite à l'équilibre entre stockage et annihilation.

Dans cette étude et sur ces bases, il est proposé de considérer une distribution de Rayleigh pour les contraintes seuil et un écroutissage linéaire qui remplissent les prérequis énoncés ci-dessus. Cette distribution a la forme mathématique suivante :

$$f\left(\frac{x}{\theta}\right) = \frac{x}{\theta^2} e^{-\frac{x^2}{\theta^2}} \quad [37]$$

où θ pilote à la fois la moyenne et l'écart type de la distribution. La représentation schématique et les paramètres à considérer pour les lois locales sont présentés (Figure 26).

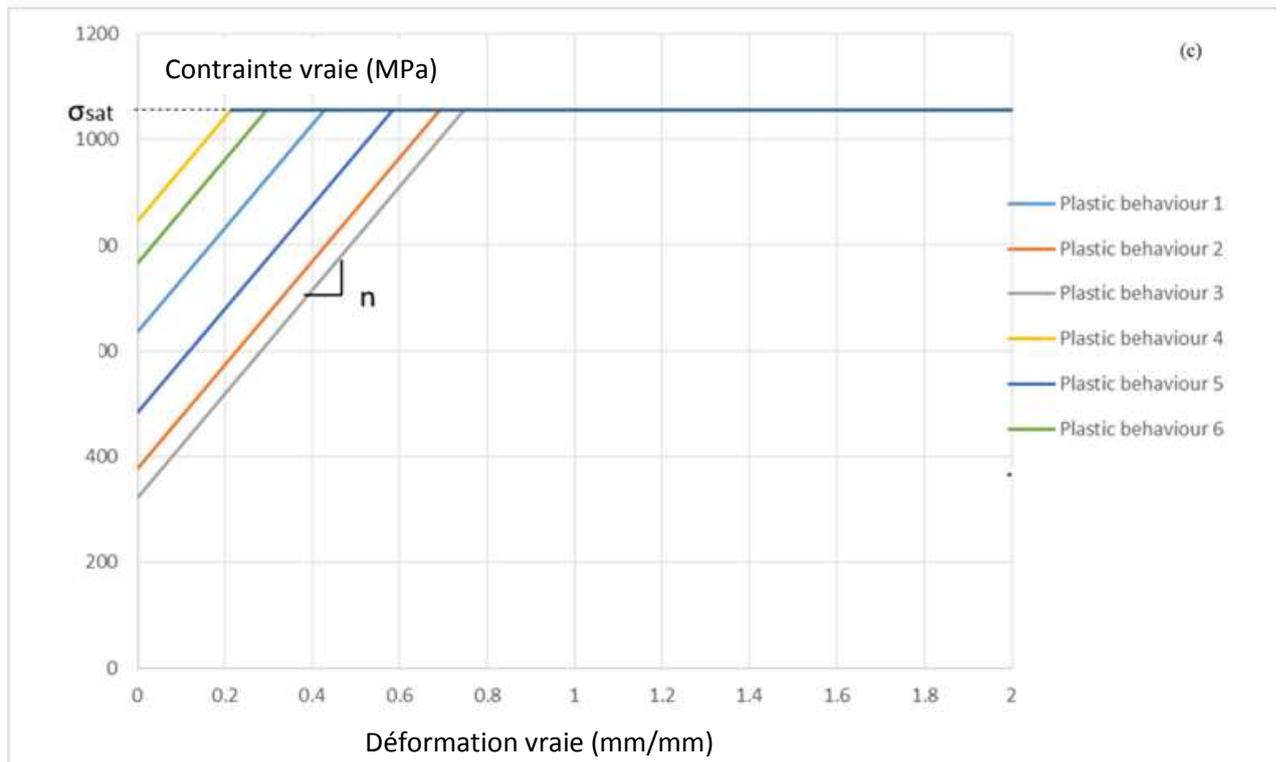


Figure 26. Exemple schématique de distributions des contraintes seuil au sein des VER et courbes d'écroutissage correspondantes toutes définies par une même pente et une même valeur de saturation (Sène, 2016).

Ce type de comportement présuppose que le comportement du VER se recale sur une seule et même courbe. Le set de contraintes seuil étant à cet égard considérée comme les uniques variables d'état du VER.

Comme pour la distribution, d'autres comportements présentant une saturation auraient pu être adoptés. Toutefois, l'objectif n'est pas pour l'instant de définir de la façon la plus fine possible la modélisation, mais de montrer l'intérêt de recourir à une distribution pour la modélisation du comportement du matériau notamment pour une prise en compte facilitée de l'écroutissage cinématique.

La modélisation ainsi proposée nécessite l'identification de 3 paramètres. Le paramétrage de la distribution de Rayleigh s'effectue avec le paramètre θ . Le paramétrage de l'écroutissage s'effectue simplement avec la valeur de la pente et la valeur de la contrainte de saturation. Ce sont les valeurs de ces 3 paramètres définis à l'échelle du VER qu'il s'agit de déterminer pour obtenir une restitution correcte du comportement global du matériau.

1.5.2.3 Application numérique : utilisation des concepts de modélisation en simulation éléments finis

Matériaux, loi de comportement et identification des paramètres

Le matériau est un C68. Différentes analyses ont montré que ce matériau a un comportement plastique isotrope.

On se propose de reproduire le comportement d'une éprouvette en traction. Le modèle de comportement utilisé est de type plastique isotrope. La distribution proposée pour les contraintes seuil est donc celle proposée par Rayleigh. Il s'agit alors de trouver la valeur θ de la distribution, la

valeur de la contrainte de saturation σ_{sat} ainsi que la pente n pour restituer le comportement expérimental du matériau.

Le comportement est identifié par une procédure d'optimisation sur une simulation éléments finis de l'essai de traction (en utilisant Isight dans ce travail de recherche). L'essai de traction est modélisé dans le code éléments finis Abaqus. Une contrainte seuil définissant alors le comportement plastique est attribuée aléatoirement à chaque élément tout en respectant la distribution de Rayleigh. Pour les 10 000 éléments environ que compte le modèle numérique, la Figure 27 donne la fréquence de chaque valeur pour un θ donné. Il y a un pic qui s'observe au niveau de la valeur de saturation car, il n'est pas possible de dépasser cette valeur en raison de la saturation de la contrainte. Les valeurs supérieures lors du tirage sont donc bloquées à la valeur de saturation.

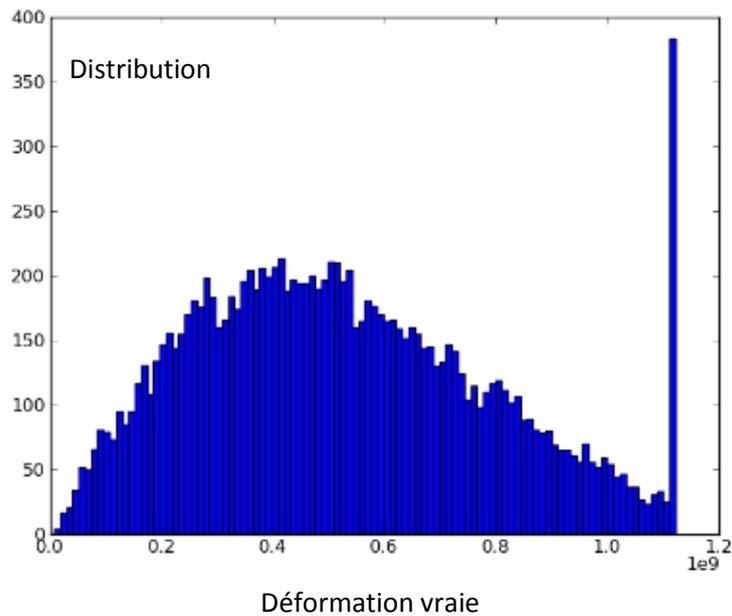


Figure 27. Histogramme des contraintes pour les 10 000 éléments du modèle éléments finis pour un θ donné. L'axe horizontal est celui des contraintes, l'axe vertical donne le nombre d'éléments pour chaque intervalle de contrainte considéré.

Les valeurs de θ , n et σ_{sat} sont alors ajustées itérativement par une procédure d'optimisation de type simplex de façon à retrouver le mieux possible la courbe contrainte déformation expérimentale (Figure 28).

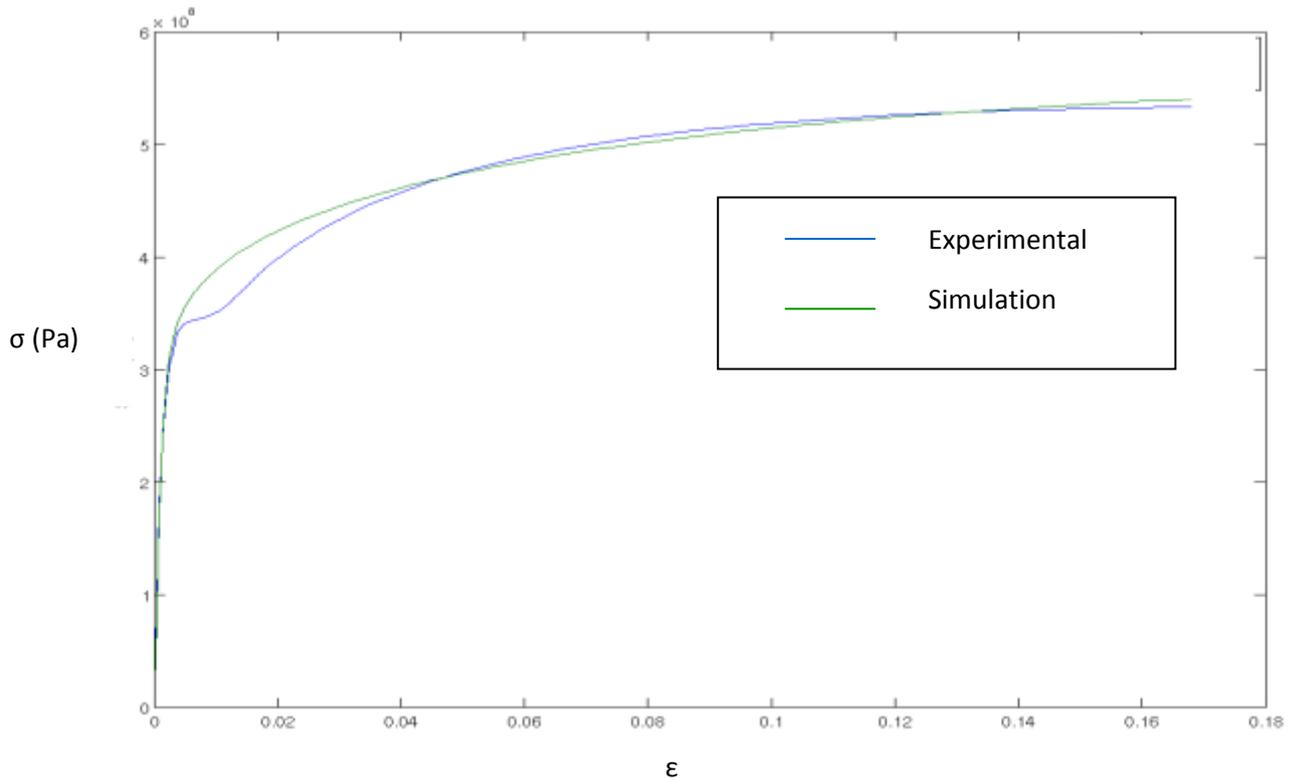


Figure 28. Comparaison de la courbe expérimentale en noir et de la courbe simulée en bleue après optimisation des paramètres de contrôle de la loi de comportement par le programme Isight.

Après itération et stabilisation, le programme propose les valeurs suivantes : pente d'écrouissage $n=830$ MPa, limite élastique moyenne (distribution) 528 MPa soit $\theta=421$ MPa et la contrainte de saturation est $\sigma_{sat}=1120$ MPa.

Cette distribution est utilisée pour mener différentes simulations et vérifier le potentiel du modèle pour un cas de chargement alterné.

Evolution de la distribution des contraintes seuil au cours de la déformation

Il semble intéressant de suivre (Figure 29) l'évolution des contraintes seuil au cours de la déformation plastique. L'évolution de la distribution montre que les éléments pour lesquels les contraintes seuils sont les plus basses sont plastifiés. L'écrouissage ultérieur tend donc à faire évoluer la distribution des contraintes seuils à la hausse.

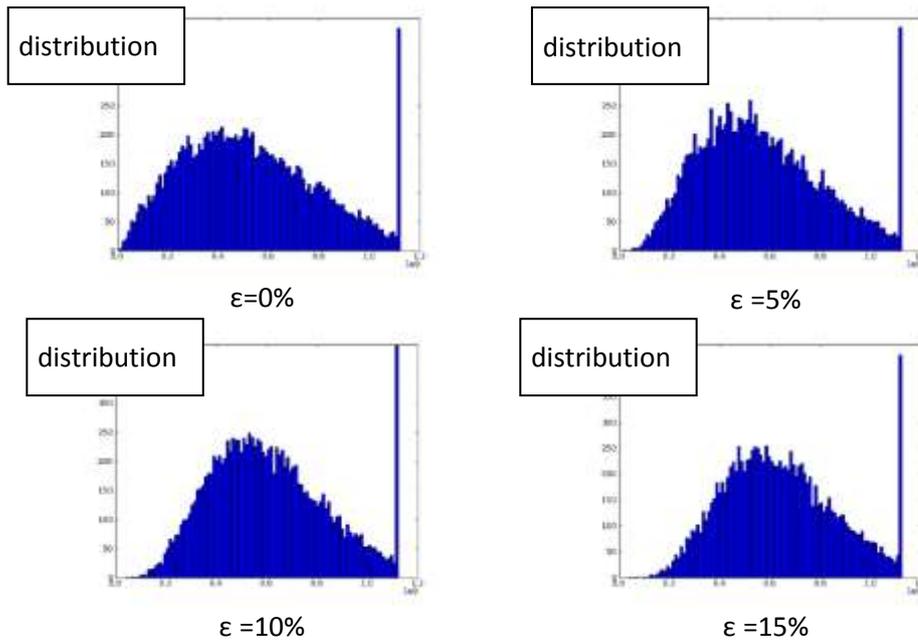


Figure 29. Evolution de la distribution au cours de la déformation. L'axe horizontal est celui des contraintes, l'axe vertical donne le nombre d'éléments pour chaque intervalle de contrainte.

1.5.2.4 Evolution en chargement alterné

On impose à l'éprouvette un trajet de chargement cyclique. La Figure 30 montre la réponse d'une éprouvette soumise à un trajet de chargement cyclique dans le cas où le comportement est homogène et dans le cas où la distribution initiale de Rayleigh est utilisée. On note que le comportement avec la distribution induit de facto un écrouissage cinématique. L'énergie élastique stockée est utilisée par le matériau pour induire une plasticité retour prématurée par rapport à un chargement isotrope.

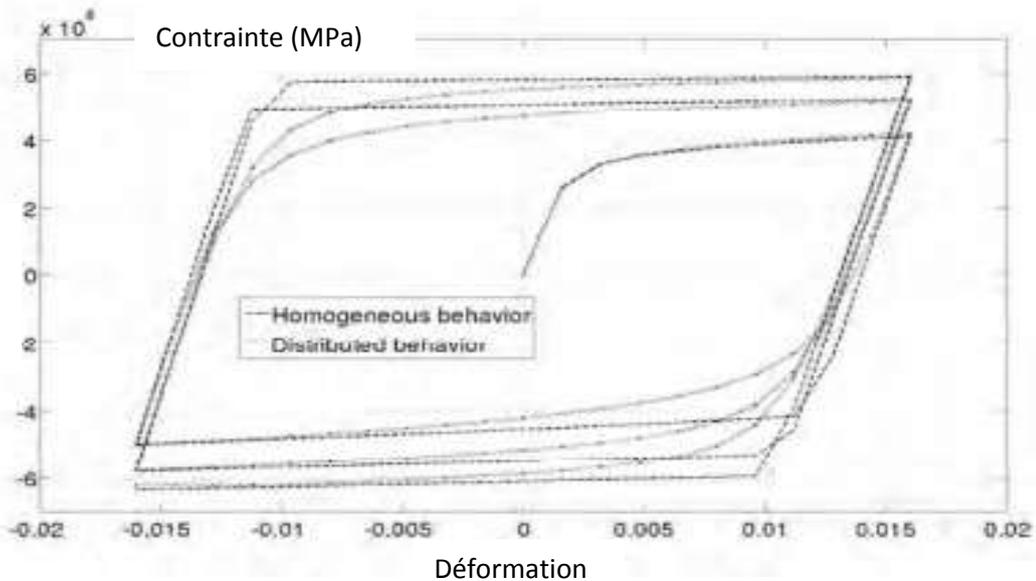


Figure 30. Comparaison des courbes contrainte-déformation en trajet de chargement cyclique dans le cas d'un modèle homogène et dans le cas d'un modèle avec distribution des contraintes (Balland, 2012).

1.5.2.5 Hétérogénéité de déformation et localisation

La distribution des contraintes seuil entraîne un effet d'hétérogénéité de déformation comme le montre la Figure. Cette figure montre la cartographie des déformations de la zone centrale de l'éprouvette. On constate qu'on échappe ainsi à une localisation qui se produit systématiquement au centre de l'éprouvette. Ceci est plus conforme aux observations expérimentales pour cet acier. La distribution aléatoire des contraintes seuil entraîne une localisation qui se produit à l'endroit où se trouvent une faiblesse liée à une concentration plus importante d'éléments ayant une contrainte seuil faible initialement.

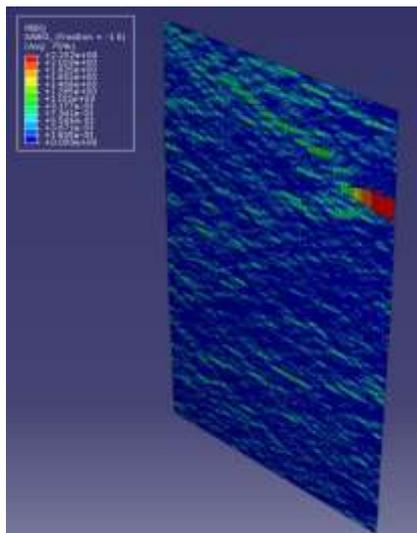


Figure 31. Cartographie des déformations. On note la zone de localisation décentrée de façon aléatoire.

1.6 Conclusion

Dans cette partie, outre les courbes limites de formage, on a présenté différents critères de localisation. Ceux-ci requièrent une forme d'hétérogénéité pour être opérationnels. Cette considération, remet selon nous en cause la propriété d'objectivité dont semblent dotées les équations qui sont proposées dans la littérature pour la détection de la localisation. Pratiquement, même lorsque le matériau entre en condition de localisation, il tend à se déformer en utilisant toujours les mêmes mécanismes physiques et seules les conditions aux limites imposées au matériau et ses propriétés d'écrouissage imposent et contrôlent une distribution de déformation qui débouche finalement sur l'apparition de la localisation. Dans la zone de la localisation, un élément de volume du matériau recourt toujours au même mécanisme de déformation rendant impossible le concept de critère appliqué à la localisation impliquant les variables de la mécanique des milieux continus : le matériau ne « sait pas » qu'il se localise.

Au final, une façon très simple de détecter pendant une simulation numérique la localisation qui se produit sans trop de difficultés est finalement de détecter et compter les éléments déchargés. Cela permet une détection efficace de la localisation au cours de la simulation. Même si cette méthode de détection n'éluide pas la nécessité d'avoir des lois de comportements très précises, c'est cette méthode qui est retenue dans ce travail.

Comme loi de comportement, il est choisi d'utiliser une loi hybride qui retranscrit à une échelle macroscopique ce que l'on comprend de la physique de la déformation du matériau à une échelle plus petite. En effet, l'inévitable existence de gradients de propriétés mécaniques liée au fait qu'un matériau métallique est fondamentalement un assemblage discontinu discret et hétérogène

débouche sur l'idée d'un indice intrinsèque d'hétérogénéité qu'il convient d'intégrer y compris dans les simulations macroscopiques. Généralisant donc *a posteriori* les concepts proposés par le modèle de Barré Saint-Venant, la modélisation proposée s'inspire des modélisations monocristallines récentes fondées sur l'analyse des résultats issus de simulations DDD. Cela confère une double légitimité à ces modèles.

Pour le comportement macroscopique, il est proposé de prendre une distribution de propriétés mécaniques suivant une distribution de Rayleigh. On calcule ainsi autant de contraintes seuil que de points d'intégration. Celles-ci sont ensuite affectées aléatoirement à chaque point d'intégration de chaque élément du maillage éléments finis.

L'intérêt de ce type de modélisation est qu'il permet d'utiliser sans complexité supplémentaire les modèles usuels des codes éléments finis et de reproduire des comportements complexes d'écrouissage cinématique et de localisation.

Il reste encore différents aspects à traiter mais au vu des premiers résultats les modélisations fondées sur la distribution de contraintes semblent très prometteuses et on souhaite donc utiliser cette combinaison de détection de localisation en comptant les éléments déchargés et de modèle hybride pour contribuer à améliorer la précision de détection de la localisation sans augmenter les coûts de calculs.

Un des effets attendus est par exemple la localisation dans des conditions spécifiques d'expansion alors qu'un modèle classique échouerait. Ce ne sera pas le cas dans la présente étude, mais une application importante de cette modélisation globale pourrait être appliquée en flexion où les critères échouent généralement à prédire l'apparition de la localisation. Ces modèles fondés sur l'existence d'un gradient de localisation pourraient être tout à fait à même de prédire alors la localisation.

2. Chapitre 2 : Etude expérimentale de la localisation

2.1 Introduction

La non-linéarité et le couplage des phénomènes mis en jeu lors de la déformation de la tôle par les outillages et de son retour élastique rendent quasiment impossible la détermination directe des outillages. La relative démocratisation des outils de simulation permet cependant d'éviter des coûteuses itérations de mise au point directement sur l'outillage. Ces moyens permettent en fait de faire virtuellement l'opération et de tester de multiples géométries d'outillages et leurs effets sur la géométrie de la pièce produite. Sur cette base, on peut même envisager de déployer des algorithmes d'optimisation qui pilotent les formes des outillages pour obtenir une cible donnée. Pour ce faire, il est nécessaire que les modèles de description du comportement du matériau reproduisent précisément le comportement mécanique de ce dernier. Toutefois, les précisions atteintes in fine par la simulation numérique qui restent limitées, la complexité des modèles à développer s'opposent à un déploiement généralisé du calcul numérique en entreprise et surtout dans les PME. Les outils numériques comme la simulation numérique par éléments finis demeurent l'apanage de sociétés capables de se décentrer de la production et de se doter d'un bureau de développement des outillages renforcés avec des ingénieurs capables de s'approprier les techniques numériques les plus pointues afin de tirer le meilleur parti d'outils qui restent donc malgré tout limités dans leurs applications.

La fiabilisation de ces outils passe indubitablement par l'amélioration des modèles qui décrivent le comportement du matériau. La profusion des modèles phénoménologiques développés régulièrement par les chercheurs sans finalement introduire de gain réellement significatif sur la précision des résultats jusqu'à présent montre que la précision de ces derniers est sans doute toujours une question ouverte et ii) qu'on peut encore aujourd'hui envisager des alternatives pour tenter d'aborder des éclairages nouveaux. Il faut alors sortir des sentiers battus de la modélisation telle qu'elle se pratique habituellement.

C'est l'orientation prise dans ce travail avec l'objectif de prendre un biais peu envisagé jusqu'à présent. En effet, bien que considéré du point de vue de la mécanique des milieux continus comme un matériau homogène et continu, le métal est composé de volumes qui contingentent des phénomènes à différentes échelles. Il est donc discontinu et ses propriétés sont hétérogènes, même si "vu de loin", on a l'impression d'avoir un matériau continu et homogène. L'analyse de ses propriétés à différentes échelles révèle inévitablement ce caractère discret et hétérogène. La modélisation classique gomme ces hétérogénéités pour respecter notamment le cadre de la mécanique des milieux continus. C'est le concept de Volume Élémentaire Représentatif (VER) qui est défini pour donner un comportement moyen reproductible qui est employé pour finalement masquer l'hétérogénéité et rentrer dans le cadre de la théorie des milieux continus.

La prise en compte de propriétés ou phénomènes écartés jusqu'à présent est une option qu'il faut sérieusement considérer comme un vecteur d'amélioration notable de la performance des modèles de comportement des matériaux métalliques. Comme l'a annoncé l'introduction principale du rapport, l'objectif de cette thèse est de déterminer si la prise en compte des hétérogénéités physiquement présentes dans le matériau sur le comportement mécanique a un intérêt général d'une part et particulier d'autre part lorsque l'on vise la prédiction de la localisation.

Ce chapitre a pour objectif de présenter le panel d'expériences nécessaire à cette étude pour permettre l'identification des lois de comportement proposées puis leur validation sur un set de résultats expérimentaux non utilisés pour l'identification.

Le choix des matériaux est une question centrale. Si l'on souhaite mettre en évidence le rôle d'un facteur d'hétérogénéité, il convient en effet de prendre des matériaux qui présentent une variation de ce paramètre. Une mesure de celui-ci n'est pas pour l'instant définie mais il doit s'apparenter à un gradient de propriétés qui conduit à des incompatibilités locales de déformations. La définition et

l'étude fine de ce paramètre dépasse le cadre de cette étude, ceci constituant pratiquement un sujet de thèse à part entière.

Pour aller vers des fortes hétérogénéités, il existe plusieurs alternatives :

- utiliser des matériaux "naturellement" hétérogènes (dual phase, matériaux comportant des précipités...)...
- utiliser des tôles très fines,
- recourir à la recristallisation pour générer des grains plus gros relativement à l'épaisseur d'une tôle...

Pour le matériau fortement hétérogène, la volonté de conserver des perspectives d'applications industrielles à cette thèse a fait pencher le choix vers l'utilisation d'un matériau commercial dont les caractéristiques intrinsèques le placent d'emblée dans les matériaux réagissant de façon fortement hétérogène lors de sa déformation.

À cet égard, le titane apparaît comme un très bon candidat. En effet, les matériaux à structure hexagonale, dont il fait partie, possèdent de fait un nombre beaucoup plus restreint de systèmes de glissement potentiels que les matériaux à d'autres structures cristallographiques. Au niveau granulaire, à température ambiante, lorsque ce matériau se présente sous forme hexagonale (phase α), on observe donc d'emblée une forte hétérogénéité liée à la distribution des orientations des grains au sein du cristal, favorisant ou pas le glissement plastique. Cette hétérogénéité intra granulaire est également un facteur d'incompatibilités de déformations inter granulaires ce qui amplifie encore le phénomène. Une propriété qui rend le titane également particulièrement intéressant est l'existence d'une phase β cubique centrée au-dessus d'une température de transition, la structure cristalline du matériau est alors sous forme cubique face centrée. Un traitement thermique ad hoc peut donc l'amener à se présenter sous forme cubique centrée métastable à la température ambiante. Cette dernière structure le rend *a priori* nettement moins hétérogène, ce qui permet pratiquement, toutes choses étant conservées pratiquement égales par ailleurs, de disposer de matériaux différenciés par leur degré d'hétérogénéité.

Une autre façon d'augmenter le facteur d'hétérogénéité est d'utiliser des tôles très fines. Un nombre réduit de grains dans l'épaisseur accroît l'hétérogénéité du comportement plastique.

Les propriétés mécaniques assez exceptionnelles du titane en font un matériau largement utilisé dans le domaine mécanique et aéronautique. La meilleure modélisation de son comportement permettrait une meilleure valorisation de ce matériau par le biais d'une optimisation améliorée des pièces obtenues par formage, ce qui permet de répondre à une des visées finales de ce travail de thèse.

La première partie de ce chapitre est donc consacrée au conditionnement du matériau notamment en jouant sur ses propriétés cristallines. L'idée est de provoquer une recristallisation en phase β puis de la figer de sorte à ce qu'elle soit présente à température ambiante. Cette partie présente d'une manière générale les propriétés du matériau puis se centre sur le traitement thermique de recristallisation.

La seconde partie décrit les essais utilisés pour obtenir les résultats expérimentaux en combinant structure et épaisseur comme variables d'entrée. Cette partie présente le matériel utilisé pour l'étude puis les essais typiques réalisés.

Le matériau traité pour nos essais expérimentaux est le titane T40 sous ses deux formes cristallographiques : $T40_\alpha$ et $T40_{\alpha+\beta}$.

2.2 Propriétés physico-chimiques relatives aux alliages de titane utilisés

2.2.1 Composition chimique

Le matériau étudié est le titane T40, livré sous forme de tôles fines depuis le fournisseur GOODFELLOW. Dans l'étude présentée, deux matériaux sont utilisés, le premier est un titane

commercial pur T40 laminé d'épaisseur 1,6 mm (qui est nommé Ti_{α} tôle épaisse dans la suite du document) et le second est un titane commercial pur laminé d'épaisseur 0,1 mm (qui est nommé Ti_{α} tôle fine dans la suite du document). Les compositions chimiques du titane Ti_{α} tôle épaisse sont présentées dans le tableau 1.

O	N	C	H	Fe	Ti
0,20	0,05	0,1	0,013	0,25	Reste

Tableau 1. Composition chimique en % massique du titane Ti_{α} tôle épaisse.

Les compositions chimiques du Titane Ti_{α} tôle fine sont présentées dans le Tableau 2.

O	N	C	H	Fe	Ti
0,18	0,03	0,08	0,015	0,2	Reste

Tableau 2. Composition chimique en % massique du titane Ti_{α} tôle fine.

On dispose donc, d'un matériau qui permet de pratiquer des essais avec des conditions d'hétérogénéité a priori différentes d'une forme à l'autre. Il s'agit donc, de faire l'étude cristallographique dans laquelle les deux structures cristallines hexagonale et cubique centrée sont mises en évidence.

2.2.2 Propriétés cristallographiques du titane

2.2.2.1 Paramètres de maille

Le titane est un métal de transition léger, il se présente sous deux formes allotropiques α et β (Settefrati, 2012).

La phase α est une phase stable à basse température, sa structure cristalline est de type hexagonale compacte dont les paramètres sont : $a = 2,95 \text{ \AA}$ et $c = 4,68 \text{ \AA}$. Ces valeurs conduisent à un rapport ($c/a=1,587$) inférieur à la valeur théorique de 1,633 relative à la structure hexagonale compacte classique en comparaison aux autres métaux hexagonaux tels que le magnésium ($c/a=1,624$) ou le zinc ($c/a=1,86$). Ce matériau est ductile à toute température et ne présente donc pas de transition ductile-fragile.

La phase α reste stable jusqu'à la température de transformation (882°C pour le titane pur).

La phase β est une phase stable à haute température au-dessus de 882°C jusqu'à la température de fusion 1670°C . C'est une phase de structure cristalline cubique centrée et de paramètre $a = 0,332 \text{ nm}$.

La température de transition 882°C est plus communément appelée transus.

La Figure 32 est une représentation schématique de la maille élémentaire de Ti_{α} tôle épaisse (a) et la Ti_{α} tôle fine (b) du titane pur.

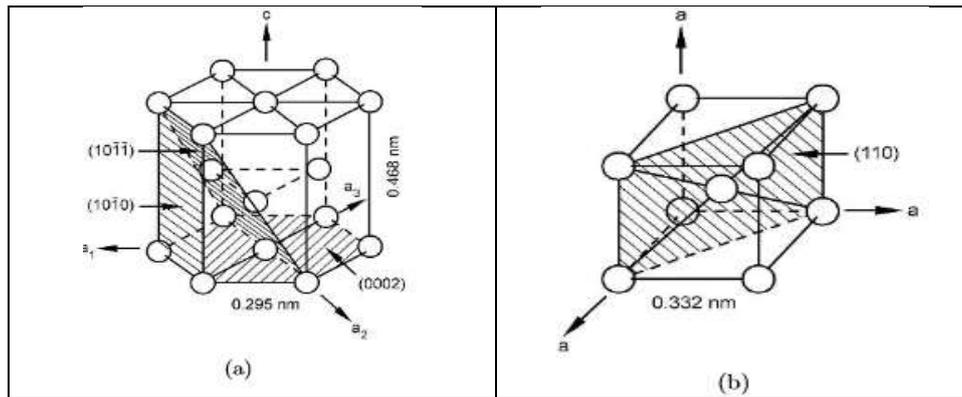


Figure 32. Représentation schématique de la maille élémentaire de (a) Ti_{α} tôle épaisse; (b) Ti_{β} tôle épaisse (Settefrati, 2012).

2.2.2.2 Systèmes de glissement du titane

Dans le cas du titane, le glissement le plus observé est le glissement prismatique dans une large gamme de températures. Les autres systèmes de glissement sont des systèmes de glissement secondaires et sont observés soit pour les contraintes les plus élevées soit lorsque l'expérience est réalisée à plus haute température.

Le glissement pyramidal de première espèce de type $\langle a \rangle$ a souvent été mis en évidence dans le titane en tant que système de glissement seul ou en tant que mode de déviation du glissement prismatique.

2.2.2.3 Maillage du titane

Le maillage est un phénomène qui apparaît dans le titane. De nombreuses études se sont intéressées à ce phénomène. On trouvera par exemple dans la thèse de Bao Lei préparée au LEM3 de Metz soutenue en 2011 une étude exhaustive de ces mécanismes (Bao, 2011). Ces mécanismes contribuent à générer de la déformation. Selon nous, ils sont une source supplémentaire d'hétérogénéités s'ils se déclenchent. Cela contribue à renforcer l'effet recherché.

2.2.2.4 Relations entre propriétés mécaniques et microstructure

Les propriétés mécaniques des matériaux métalliques dépendent fortement de leur microstructure et de leur composition chimique. Le but de cette étude est de mettre au clair la relation entre les propriétés mécaniques et la microstructure avec les paramètres qui la contrôlent.

On sait qu'il est possible d'obtenir une diversité de microstructures et donc de propriétés mécaniques à l'aide de traitements thermiques. L'intérêt de l'utilisation du titane pur est de présenter deux formes allotropiques (hexagonale et cubique centrée) ce qui permet d'étudier l'incidence de la structure cristalline sur la réponse mécanique du matériau.

Quelques travaux antérieurs ont pour objet d'étude l'hétérogénéité du titane pur. Parmi ces travaux on trouve ceux de Jousset *et al* (Jousset, 2008) et de Balcaen (Balcaen, 2013). La théorie classique de la plasticité suppose qu'en faisant une moyenne à des échelles de temps et d'espace suffisamment grandes, on peut considérer que ces hétérogénéités à petite échelle se compensent aléatoirement, résultant en un écoulement homogène et régulier à l'échelle d'un volume suffisamment grand, où éventuellement à l'échelle du matériau, comme observé sur les courbes de déformation apparemment régulières de très nombreux matériaux. Cependant, grâce à l'amélioration de la résolution des méthodes expérimentales et des moyens de calculs associés aux simulations numériques, il a été constaté que les fluctuations à l'échelle de plusieurs dislocations ne sont pas aléatoires mais sont corrélées d'une certaine manière dans l'espace et dans le temps. En particulier, les techniques d'émission acoustique et d'extensométrie locale développées ces dernières années,

ont permis de mettre en avant une grande hétérogénéité et une complexité intrinsèque de la déformation plastique. Celle-ci se manifeste souvent par une invariance d'échelle qui se traduit par des statistiques en loi puissance des paramètres représentatifs de l'évolution du système (Roth, 2014).

2.2.3 Propriétés thermodynamiques du titane

2.2.3.1 Diagramme de base

La Figure 33 présente le diagramme de phase du titane obtenu à partir des données de la littérature (Trinite, 2007).

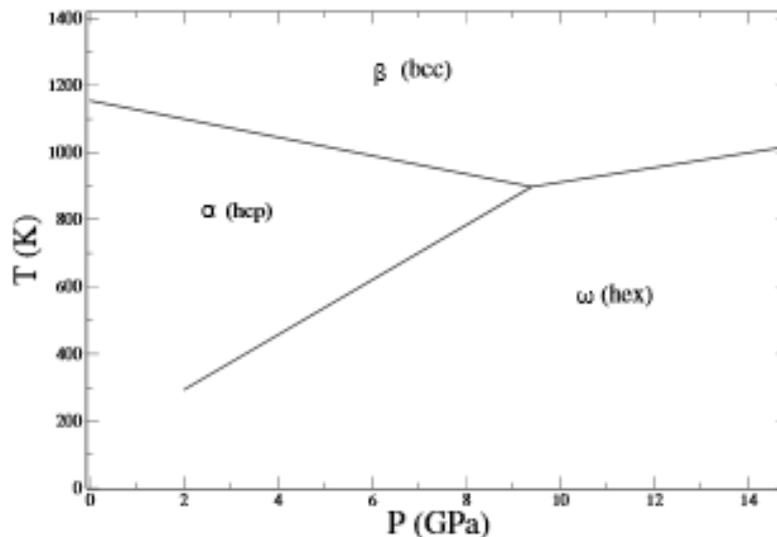


Figure 33. Diagramme de phase standard du titane (Trinite, 2007).

D'après ce diagramme, on constate que, quand la pression augmente, la phase α se transforme en phase ω , mais, la transition inverse peut être incomplète ou absente. Le titane est alors bloqué dans un état métastable. On peut confirmer la métastabilité du titane, en perturbant l'échantillon, par un chauffage (Jamieson, 1963) car il a alors tendance à revenir à la phase α .

La température de transition $\alpha \rightarrow \beta$ a été mesurée plusieurs fois expérimentalement. Pour une revue de ces mesures, on peut consulter les articles de Murray et Wriedt (Murray, 1987). Les deux articles donnent une valeur légèrement différente de la valeur de la température de transition : par exemple Chase et al (Chase, 1985) ont déterminé 893°C.

2.2.3.2 Etude de changement de phase de titane T40 par ATD

En analyse thermique différentielle (ATD), la grandeur mesurée est le gradient de température entre l'échantillon et le témoin. Dans ce cas, les flux de chaleur transmis à l'échantillon et au témoin sont identiques. L'analyse thermique est l'une des premières méthodes physiques qui a été utilisée pour la détection des changements de phases au cours de l'évolution d'un système par variation de température. Pour chercher la température de transition du titane T40, on a recours à cette technique. La Figure 34 présente la courbe analyse thermique différentielle du titane T40.

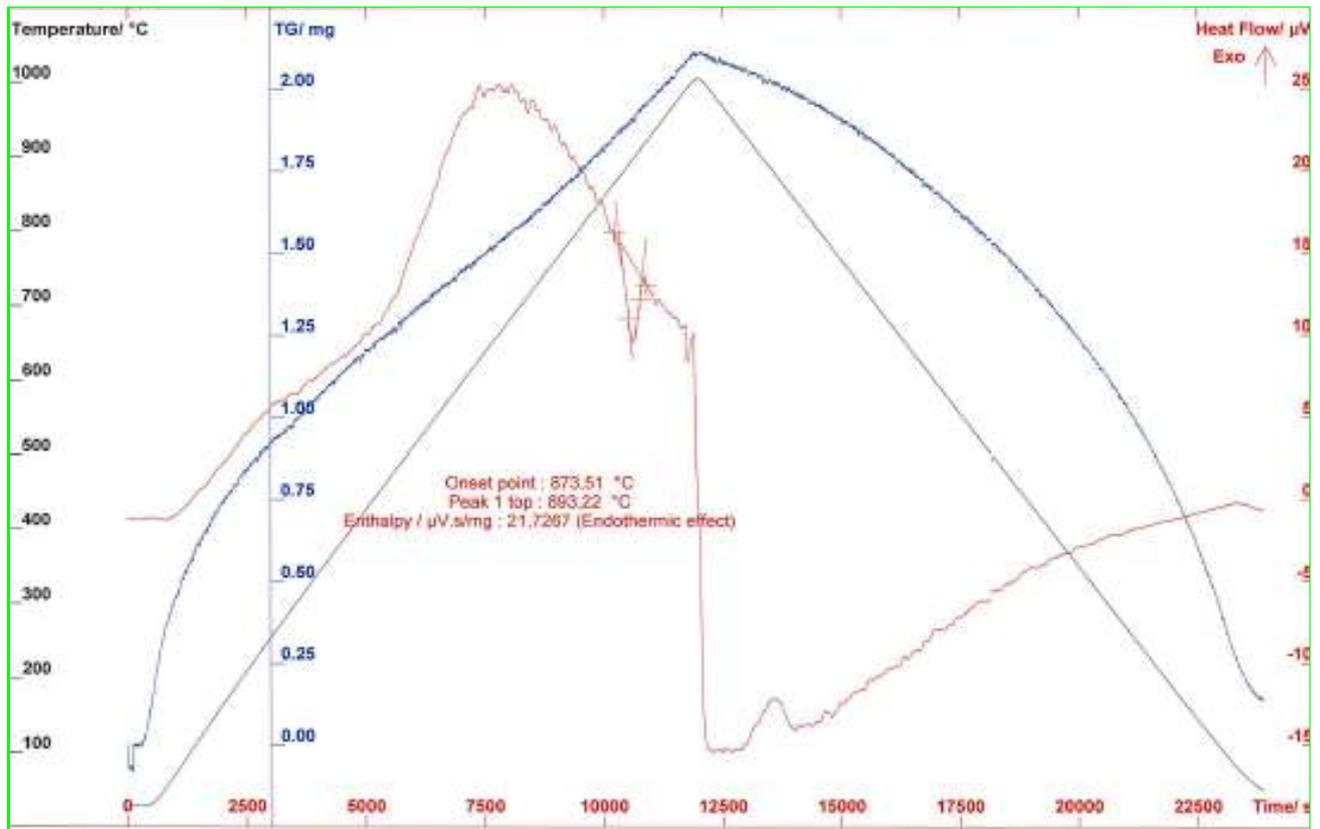


Figure 34. Courbe analyse thermique différentielle du Titane T40.

D'après l'évolution constatée sur le thermogramme, on déduit qu'il y a une seule transition de phase pour le titane qui s'effectue à $T = 800^{\circ}\text{C}$. Cette information nous permet de déterminer les traitements thermiques afin de transformer la phase α en phase β . Il faudra ensuite s'assurer qu'on est en mesure de stabiliser la phase β du titane à température ambiante.

2.3 Recristallisation du titane

2.3.1 Etat de l'art sur la recristallisation du titane

La recherche bibliographique effectuée n'a pas permis de trouver de résultats relatifs au comportement du T40_{β} . Cependant, quelques travaux décrivent le comportement des alliages de titane β -métastable. Amico Settefratti (Settefratti, 2012) a fait l'étude expérimentale et la modélisation par champ de phase de la formation de la phase α dans les alliages de titane β -métastables.

2.3.2 Recristallisation du titane (transformation de phase)

En partant d'un matériau pur en phase α , c'est-à-dire hexagonale, l'objectif du traitement thermique est d'assurer d'une part la transformation maximale (si possible totale) en phase β , c'est-à-dire cubique centrée. Le cycle du refroidissement doit permettre de bloquer à température ambiante cette phase β , en espérant qu'elle soit suffisamment stable pour pratiquer un essai mécanique ensuite. Par ailleurs, le titane est un matériau qui s'oxyde facilement et il convient de le protéger de cette oxydation par tous les moyens.

Les traitements thermiques ont été réalisés dans un four tubulaire sous atmosphère inerte (sous argon). Dans un tube de silice, l'éprouvette a été emballée par une feuille de tantale pour éviter la réaction avec la silice. Comme piège à gaz (getter), le zirconium a été placé à côté de l'éprouvette

dans le tube en silice pour capturer tout l'oxygène qui se trouve dans le tube de silice. Sur la Figure, on présente le tube en silice qui contient le titane et le zirconium emballés par des feuilles de tantale.

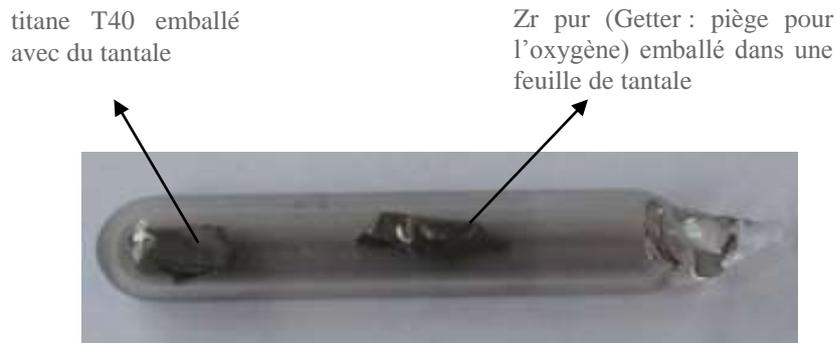


Figure 35. Tube en silice scellé sous argon pour effectuer un traitement thermique de l'échantillon de titane consistant en un recuit à 890°C suivi d'une trempe.

Le cycle thermique détaillé consiste à provoquer une mise en solution dans le domaine β (c'est-à-dire au-dessus de la température de transus), directement suivi d'un maintien isotherme à une température comprise entre 300°C et 800°C. Le refroidissement intermédiaire entre la mise en solution et le maintien isotherme doit être le plus rapide possible pour éviter la précipitation de la phase α au refroidissement (Figure 36).

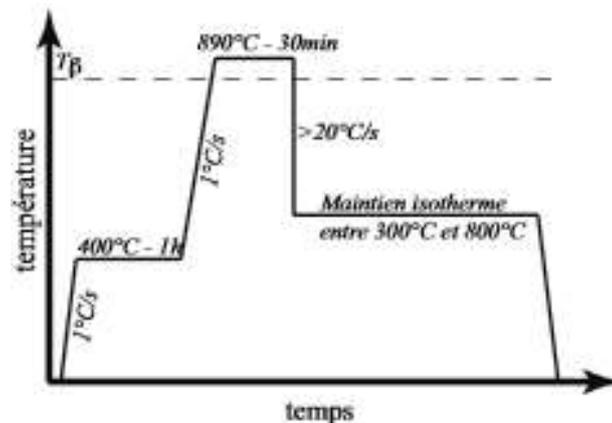


Figure 36. Cycle thermique effectué pour l'étude de la transformation de phase (Settefrati, 2012).

2.3.3 Caractérisation des échantillons produits

2.3.3.1 Analyse cristallographique

Afin de s'assurer des phases en présence après le traitement thermique, une analyse par rayons X a été effectuée sur le métal réduit en poudre. Pour réduire le métal en poudre, il fallait le broyer. L'analyse de la cristallographie de matériaux métalliques repose sur le principe de la diffraction de rayons X par le réseau cristallin du matériau. Le faisceau de rayons X va interagir avec le matériau. Il peut être transmis, absorbé ou diffracté. Dans le cas de la diffraction, celle-ci intervient lorsque les conditions de la loi de Bragg sont satisfaites : $n\lambda = 2d_{hkl} \sin(\theta)$ avec λ , la longueur d'onde et θ l'angle d'incidence du faisceau de rayons X, d_{hkl} la distance inter-réticulaire d'une famille de plans cristallins (hkl) et n un entier positif appelé ordre de la diffraction.

La taille moyenne a été obtenue en utilisant la méthode de détermination de la norme NF A04-102 (A04-102, n.d.). Cette norme définit une taille de grains moyenne pour un matériau polycristallin dense par comptage à partir d'un champ circulaire ou carré (Figure 38). Le grossissement linéaire de l'image microscopique est noté g (en principe 100). Le diamètre du cercle est $D = 79,8 \text{ mm}$ pour une surface de $5\,000 \text{ mm}^2$. Une cinquantaine de grains pour la mesure est exigée par la norme (A04-102., 1980).

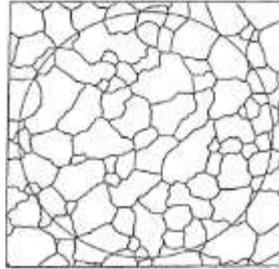


Figure 38. Image extraite de la norme NF A04-102 représentant un alliage monophasé polycristallin pour lequel une taille moyenne de grains est recherchée (A04-102., 1980)

Le nombre total conventionnel de grains observés sur l'image de diamètre D (avec un grossissement 100) est donné par :

$$n_{100} = n_1 + \frac{1}{2}n_2 \quad [38]$$

avec n_1 le nombre de grains complètement à l'intérieur du cercle et n_2 le nombre de grains coupés par le bord du cercle. La formule qui permet de passer du grossissement 100 à un grossissement g pour un même cercle est donnée par :

$$K = \frac{g}{100} \quad [39]$$

Le nombre de grains par unité d'aire s'exprime par : $m_{100} = \frac{n_{100}}{A}$ (Grossissement 100) et

$m_g = \frac{K^2 n_g}{A}$ (grossissement g), où A représente l'aire du cercle.

Un diamètre équivalent moyen est alors défini par :

$$d_m = \frac{1}{\sqrt{m}} \quad [40]$$

2.3.3.5 Microstructure du titane Ti_α tôle épaisse non recuit

Les grains ont d'abord été révélés au microscope en utilisant un grossissement de $g = 50$ (Figure 39), ensuite la méthode de la norme a été appliquée à nos échantillons pour trouver la taille moyenne de grains.

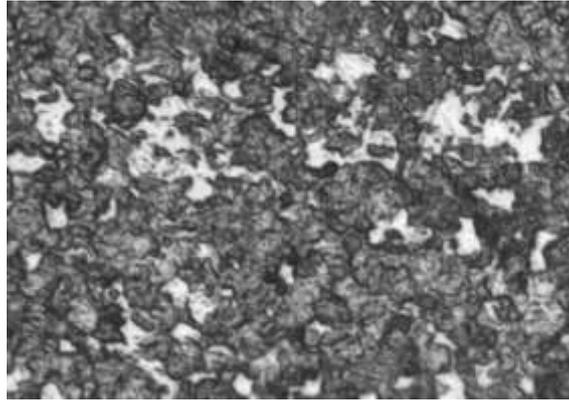


Figure 39. Mise en évidence des grains d'un échantillon Ti_{α} tôle épaisse avec le microscope optique.

Pour s'assurer d'avoir le même résultat pour la taille moyenne de grains, plusieurs images ont été choisies. Les tailles moyennes des grains de l'épaisseur 1,6 mm, à température ambiante, a été calculée en utilisant la méthode présentée ci-dessus. La taille moyenne des grains est de 98 μm .

2.3.3.6 Microstructure de la tôle de titane $Ti_{\alpha+\beta}$ épaisse (cycle thermique).

La même démarche est utilisée pour le titane $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse(Figure 40).

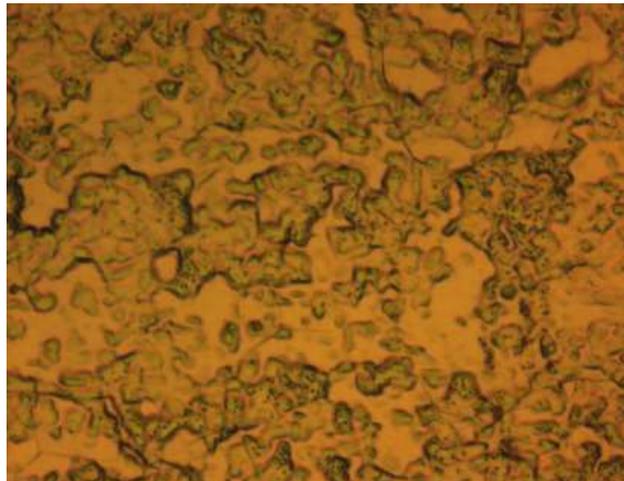


Figure 40. Mise en évidence des grains d'un échantillon $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse avec le microscope optique.

La taille moyenne des grains déterminée est de 117 μm .

2.4 Propriétés mécaniques génériques des matériaux de l'étude

Les parties suivantes décrivent le comportement mécanique du titane. On s'est focalisé sur les résultats largement connus et diffusés qui concernent l'étude.

2.4.1 Limite d'élasticité

Il est difficile de parler de limite d'élasticité du titane. Du fait de l'influence de sa composition chimique, de sa texture et de son mode d'élaboration, les valeurs de limite d'élasticité disponibles

dans la littérature sont très dispersées, pouvant varier du simple au double pour un même couple vitesse de déformation - température.

Le Tableau 3 présente, pour trois compositions de titane, quelques valeurs caractéristiques obtenues (Boidin, 2005) à partir d'un essai de traction à vitesse quasi-statique et température ambiante.

Nuance de titane	Résistance à la rupture	Limite d'élasticité à 0.2%	Allongement
	[MPa]	[MPa]	[%]
alliage de type α (T40)	483	352	28
$\alpha + \beta$ (TA6V)	1000	910	18
quasi- β (β -CEZ)	1250	1150	11
β (β -CEZ 100%)	927	723	9

Tableau 3. Propriétés mécaniques usuelles de nuances de titane (Boidin, 2005).

2.4.2 Influence de la température

De manière générale, la résistance d'un matériau à l'écoulement plastique diminue lorsque la température d'essai augmente. L'influence de la température sur la contrainte d'écoulement d'un titane pur (99,99%) en compression a été évaluée expérimentalement par Nemat-Nasser *et al.* (Nemat-Nasser, 2001). La Figure 41 illustre ces résultats pour une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} . Dans cette gamme de sollicitations, on notera la présence d'un domaine d'activation thermique et du palier athermique atteint à environ 650 K.

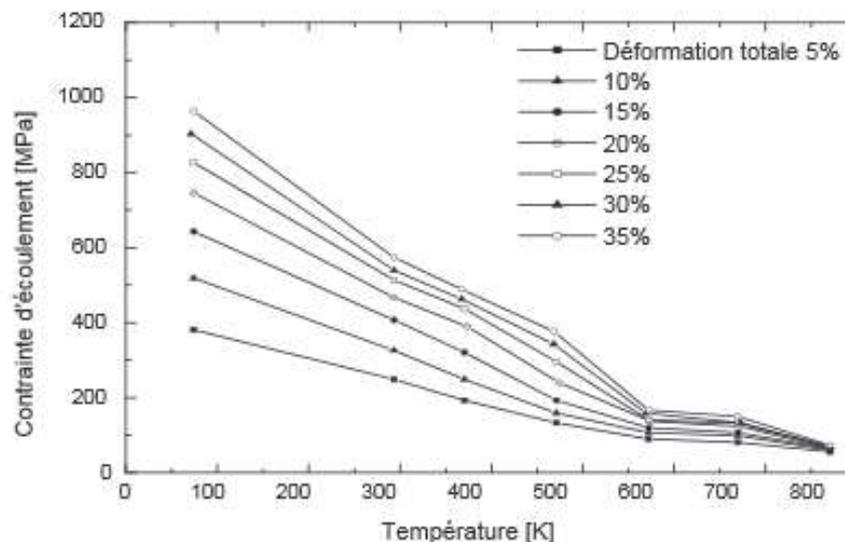


Figure 41. Influence de la température sur la contrainte d'écoulement en compression d'un titane pur (Nemat-Nasser, 2001).

2.4.3 Influence de la vitesse de déformation

D'une manière générale, lorsque la vitesse de déformation augmente, la résistance à l'écoulement augmente. Les résultats de la Figure 42 montrent effectivement cette évolution.

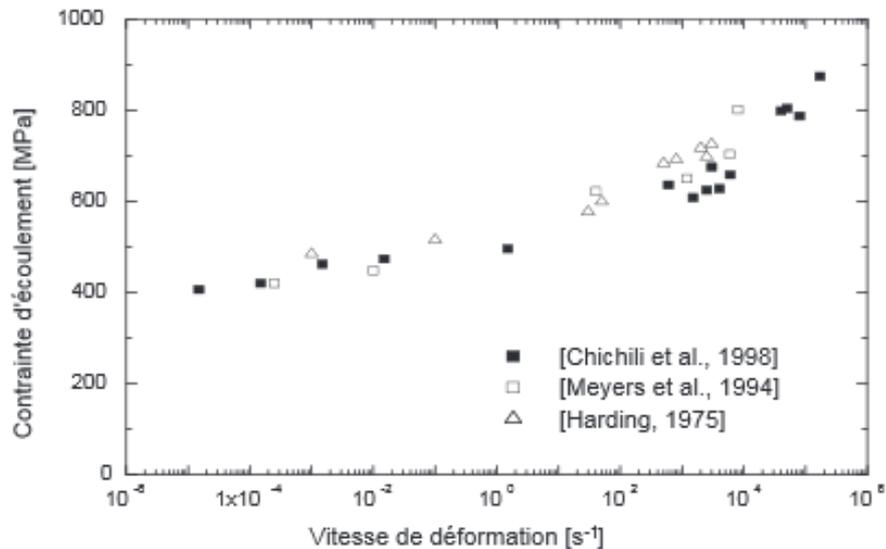


Figure 42. Influence de la vitesse de déformation sur la contrainte d'écoulement d'un alliage de titane pour une déformation de 6%, (Meyers, 1994).

L'étude bibliographique faite dans le chapitre 1 ci-dessus met en évidence une grande diversité de traitement du problème de localisation suivant le type de matériaux et le type de sollicitations. Il existe de multiples méthodes, de multiples philosophies qui n'offrent pas de vision commune et cohérente sur le phénomène de localisation. Vient donc une question importante : quelle méthode et quels essais employer pour déterminer et visualiser le début de la localisation de déformation ?

Pour répondre à cette question, une nouvelle fois, la technique d'analyse d'images est utilisée pour observer et comprendre les manifestations du phénomène de localisation sur un essai élémentaire de traction.

2.4.4 Analyse d'images à l'aide du logiciel 7D

Pour mesurer les déformations en traction et en mini-emboutissage, nous avons utilisé la technique d'analyse d'images avec le logiciel 7D développé dans le laboratoire SYMME (Vacher, 1999). Ce logiciel permet d'obtenir le champ de déplacements entre deux images et donc de calculer le champ de déformations sur toute la surface de l'échantillon (Dumoulin, 2003).

Comme écrit précédemment, la technique d'analyse d'images nécessite de disposer d'une surface à niveau de gris aléatoire, obtenue en déposant un mouchetis de peintures noire et blanche sur la surface de l'échantillon.

La surface de l'éprouvette est filmée par une caméra de résolution 1280*1024 pixels monochrome et de fréquence maximale d'acquisition d'images de 9 Hz. Le logiciel utilise alors deux prises de vue, une première considérée comme image initiale et une deuxième considérée comme image finale ou déformée (Vacher, 1999). La technique consiste alors à retrouver la position de motifs correspondant aux sommets d'une grille virtuelle de l'image initiale (10 x 10 pixels par défaut) sur l'image finale (Dumoulin, 2003).

Pour disposer de motifs au niveau de la zone utile de l'éprouvette exploitables avec les routines d'analyses d'image, un mouchetis est appliqué sur la surface. Elle est préalablement peinte sous une hotte aspirante avec une couche de peinture blanche pour éviter que les éventuels reflets sur la surface métallique ne viennent interférer avec l'image capturée par la caméra numérique. Elle est ensuite mouchetée successivement avec des peintures de couleurs noires et primaires. La Figure 43 présente les niveaux de gris des pixels de la zone utile de deux surfaces mouchetées. Les deux mouchetis sont composés de peintures de couleurs noire et blanche et un ajout de couleurs primaires a été appliqué sur le deuxième.

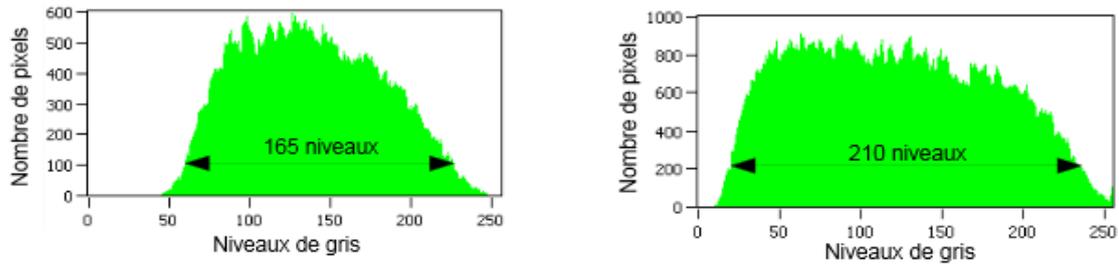


Figure 43. Histogramme de la répartition des niveaux de gris (niveaux notés de 0 à 255 en abscisse) d'un mouchetis noir et blanc (à gauche) et avec ajout de couleurs primaires (à droite).

L'ajout de couleurs primaires sur un mouchetis noir et blanc permet un élargissement du spectre des niveaux de gris enregistré par la caméra, notamment pour les valeurs comprises entre 0 et 50 (Temimi-Maaref, 2006). Cette augmentation des niveaux de gris sur la surface étudiée permet un meilleur traitement des images. En effet, l'exploitation de la presque totalité des niveaux de gris permet de mieux différencier les mouchetis les uns des autres, ce qui facilite la tâche du logiciel de corrélation d'images lors de la recherche des motifs déformés.

Les Figure 44 et Figure 45 présentent des exemples de localisation lors de l'essai de traction.

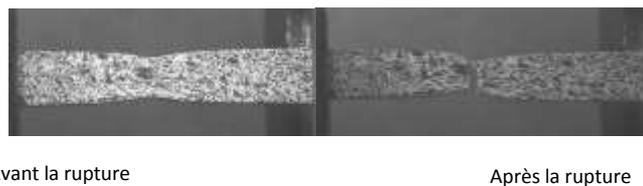


Figure 44. Exemple d'échantillons mouchetés.

La Figure 45 présente des cartographies de déformations longitudinales lors d'un essai de traction. Ces résultats sont donnés par le logiciel de corrélation d'images 7D.

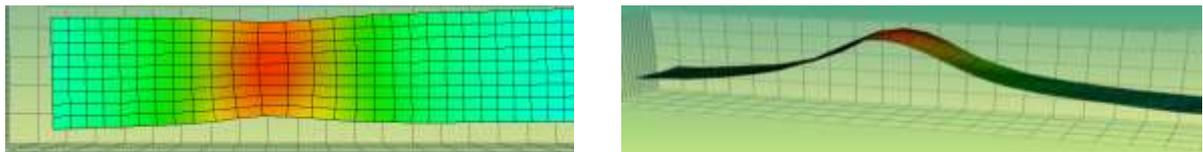
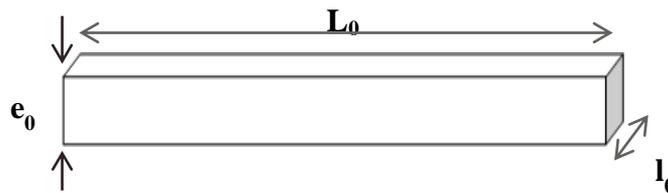


Figure 45. Exemples de visualisation de la localisation de déformation au cours de l'essai de traction à l'aide du logiciel de corrélation d'images 7D.

2.4.5 Procédure expérimentale pour l'essai de traction

Pour la caractérisation mécanique du matériau, nous avons opté choisi l'essai de traction car c'est l'essai le plus couramment utilisé pour caractériser les matériaux.

Lors de l'essai de traction, l'éprouvette normalisée schématiquement présentée sur la Figure 46 est soumise à une sollicitation uniaxiale (un déplacement avec la vitesse constante) qui engendre un état de contrainte ou de déformation considéré comme uniforme dans tout le volume utile, alors représentatif du comportement d'un élément de volume. Pour assurer une homogénéité correcte des déformations, l'éprouvette est réalisée avec une zone utile où se concentre la déformation lors de l'essai.



Une éprouvette est caractérisée par : Son épaisseur initiale e_0 Sa largeur initiale de la zone utile l_0 Sa longueur initiale de la zone utile L_0

Figure 46. Eprouvette pour un essai de traction.

L'effort appliqué F et le déplacement ΔL enregistrés directement lors de l'essai de traction ne sont absolument pas intrinsèques au matériau. Ils dépendent de la géométrie de l'éprouvette. On définit alors des grandeurs unidimensionnelles spécifiques dans le but d'obtenir des relations indépendantes de la géométrie initiale de l'éprouvette. La loi de comportement locale du matériau relie deux quantités : la déformation et la contrainte. La déformation nominale notée ϵ_{nom} est obtenue en mesurant le déplacement noté ΔL de la matière sur la distance L_0 (voir la Figure 46) à un instant donné :

$$\epsilon_{nom} = \frac{\Delta L}{L}$$

De plus, les valeurs de déformation nominale entre les deux couteaux de l'extensomètre sont enregistrées directement. La contrainte nominale notée σ_{nom} se déduit de l'effort F mesuré par la machine et de la section initiale S_0 de l'éprouvette :

$$\sigma_{nom} = \frac{F}{S_0} = \frac{F}{l_0 * e_0}$$

A un instant donné, cette contrainte est supposée identique en tout point considéré de la zone utile. Il est nécessaire de distinguer les déformations et contraintes vraies des déformations et contraintes nominales (conventionnelles). La contrainte vraie (Cauchy) σ prend en compte la réduction de section qui s'opère lors de l'essai de traction en rapportant la force appliquée à la section courante S de l'éprouvette :

$$\sigma = \frac{F}{S} = \frac{F}{l * e}$$

Le lien entre les deux contraintes introduites est établi en utilisant l'hypothèse d'incompressibilité :

$$\sigma = \sigma_{nom} (1 + \epsilon_{nom})$$

Une autre mesure de la déformation est la déformation logarithmique ou déformation vraie qui prend en compte le changement de longueur de l'éprouvette au cours de l'essai. La déformation vraie est reliée à la déformation nominale par l'équation :

$$\epsilon = \ln \left(1 + \frac{\Delta L}{L} \right) = \ln(1 + \epsilon_{nom})$$

Toutes les études de comportement de matériau ne seront présentées ensuite qu'en grandeurs vraies.

2.4.5.1 Dispositif expérimental

La campagne d'essais a été menée à l'aide de la machine de traction INSTRON 5569 du laboratoire, qui est contrôlée en vitesse de déplacement de traverse. La vitesse maximale de déplacement traverse est de 450 mm/min. Elle a une capacité maximale de charge de 50 kN et une précision de 0,25 % de la charge indiquée (Figure 47).



Figure 47. Dispositif expérimental de la machine de traction uniaxiale utilisée.

L'acquisition des données de la machine de traction est faite sur un premier ordinateur par l'intermédiaire du logiciel Bluehill développé par INSTRON.

Face à la surface de l'éprouvette, une caméra rapide numérique monochrome CMOS EoSens CL de résolution 1280×1024 pixels est positionnée pour l'enregistrement des images lors de l'essai. Un système d'éclairage par LED externe assure le bon éclairage de l'ensemble afin d'avoir un contraste optimal sur les images numériques enregistrées.

2.4.5.2 Résultats donnés par le logiciel de corrélation d'images 7D

On enregistre sur les Figure 48, Figure 50 et Figure 53 une série d'images au cours de l'essai pour les tôles $T_{i\alpha}$ tôle fine, $T_{i\alpha}$ tôle épaisse et $T_{i\alpha+\beta}$ tôle épaisse. Elles sont ensuite dépouillées informatiquement pour donner une succession de cartographies de déformation longitudinale au cours du temps.

Ti_α tôle fine

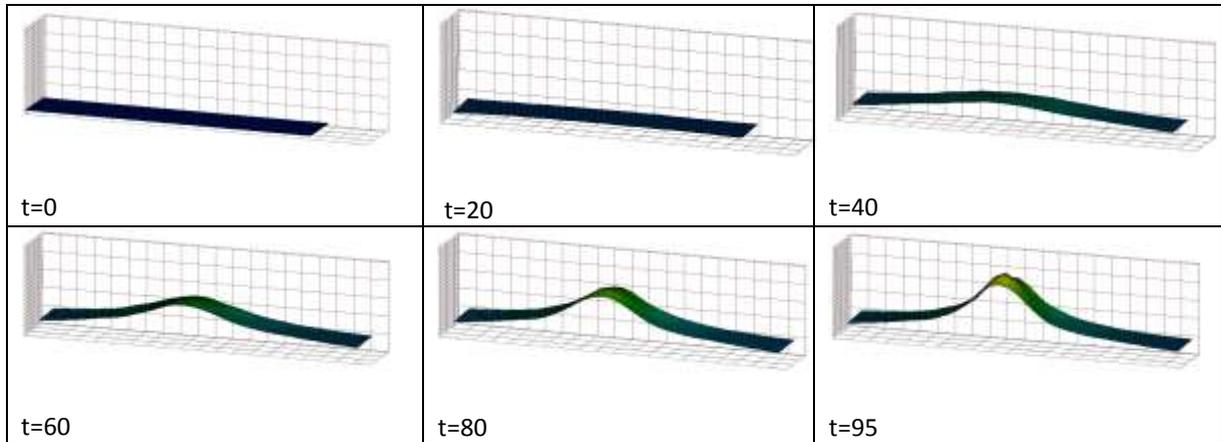


Figure 48. Cartographie des déformations longitudinales logarithmiques maximales pour le Ti_α tôle fine.

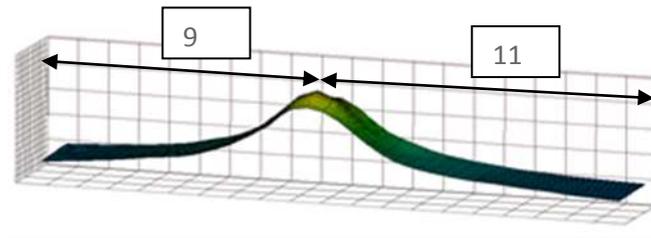


Figure 49. Cartographie des déformations longitudinales logarithmiques maximales du Ti_α tôle fine.

D'après cette figure, on remarque que l'éprouvette se casse au milieu.

Ti_α tôle épaisse

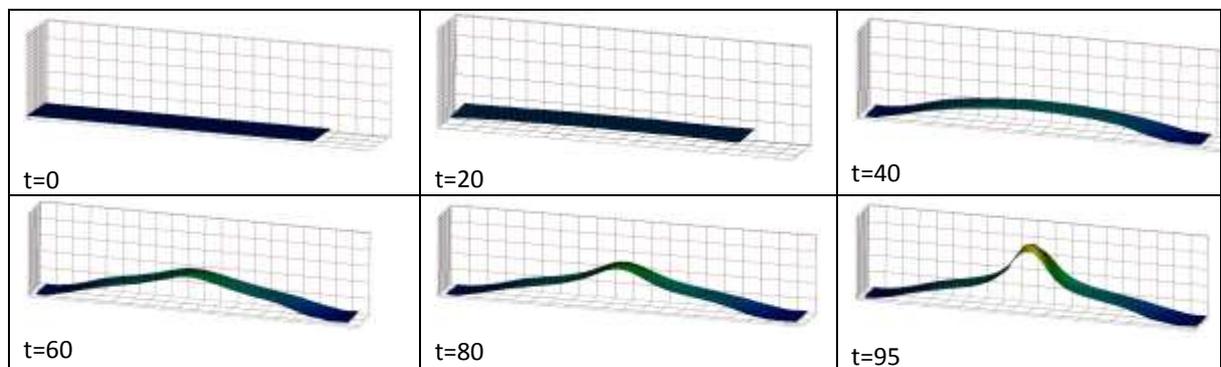


Figure 50. Cartographies des déformations longitudinales logarithmiques maximales pour le

Ti_α tôle épaisse.

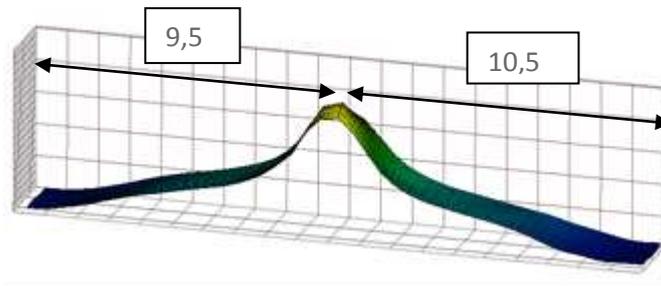


Figure 51. Cartographie des déformations longitudinales logarithmiques maximales du Ti_α tôle épaisse.

Pour Ti_α tôle épaisse, on remarque que la tôle se casse presque au milieu mais pas tout à fait. Il n'y a pas réellement de différence entre Ti_α tôle épaisse et Ti_α tôle fine, ça se casse à peu près au milieu.

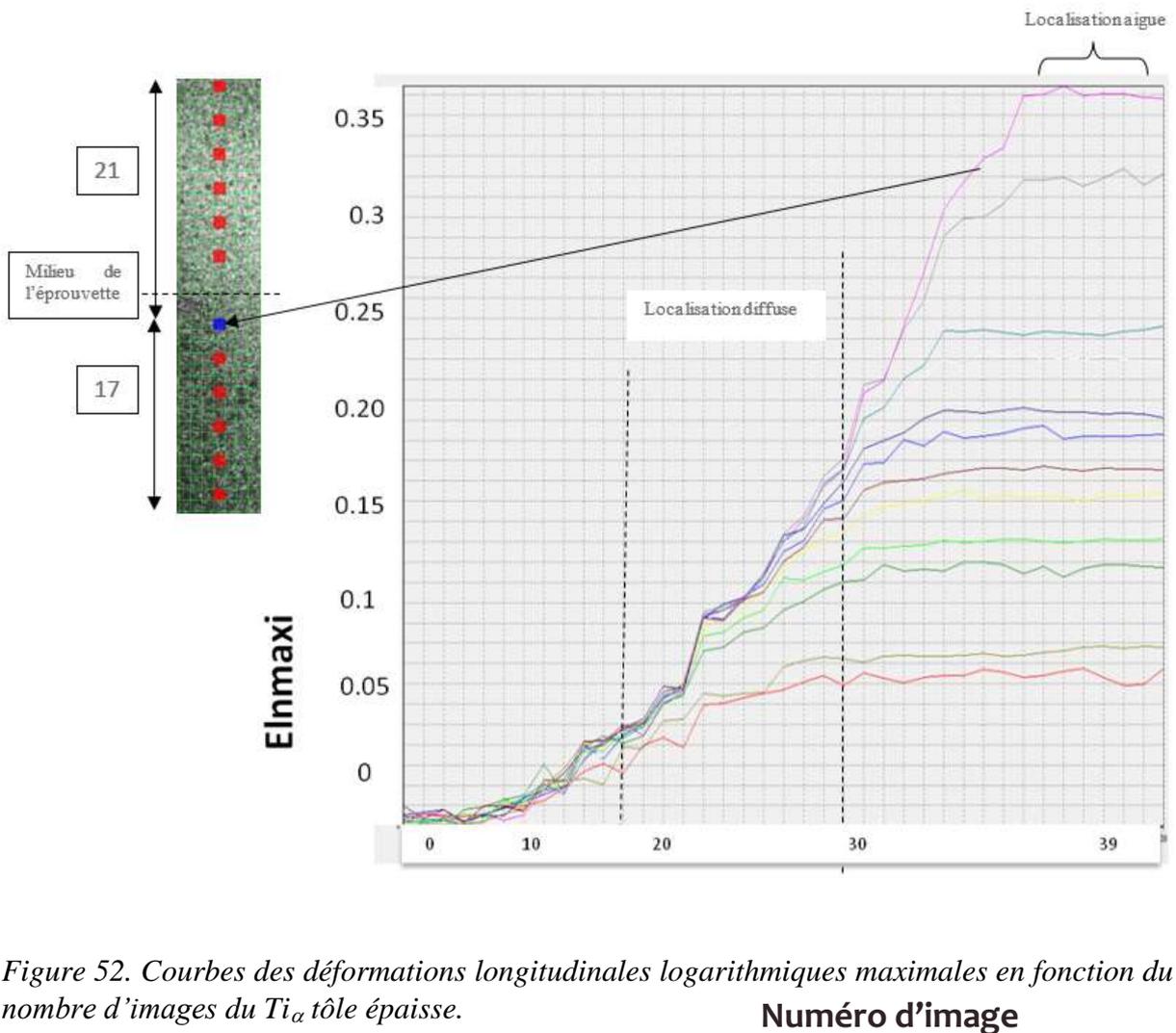


Figure 52. Courbes des déformations longitudinales logarithmiques maximales en fonction du nombre d'images du Ti_α tôle épaisse.

Ti_{α+β} tôle épaisse

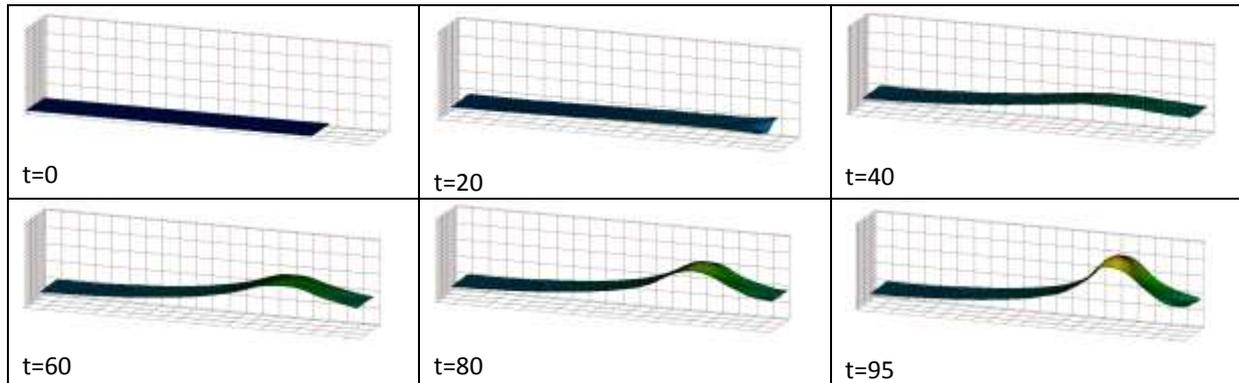


Figure 53. Cartographie des déformations longitudinales logarithmiques maximales pour le Ti_{α+β} tôle épaisse.

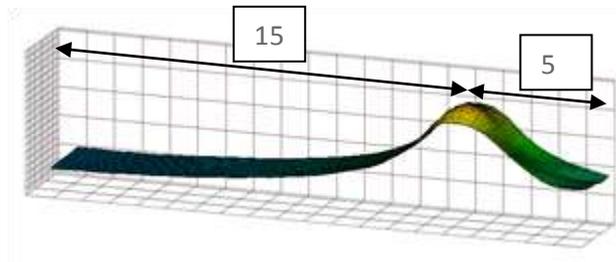


Figure 54. Cartographie des déformations longitudinales logarithmiques maximales du Ti_{α+β} tôle épaisse.

D'après cette figure, que pour la tôle Ti_{α+β} tôle épaisse, la localisation ne s'effectue pas au milieu de l'éprouvette. Ceci est dû au traitement thermique.

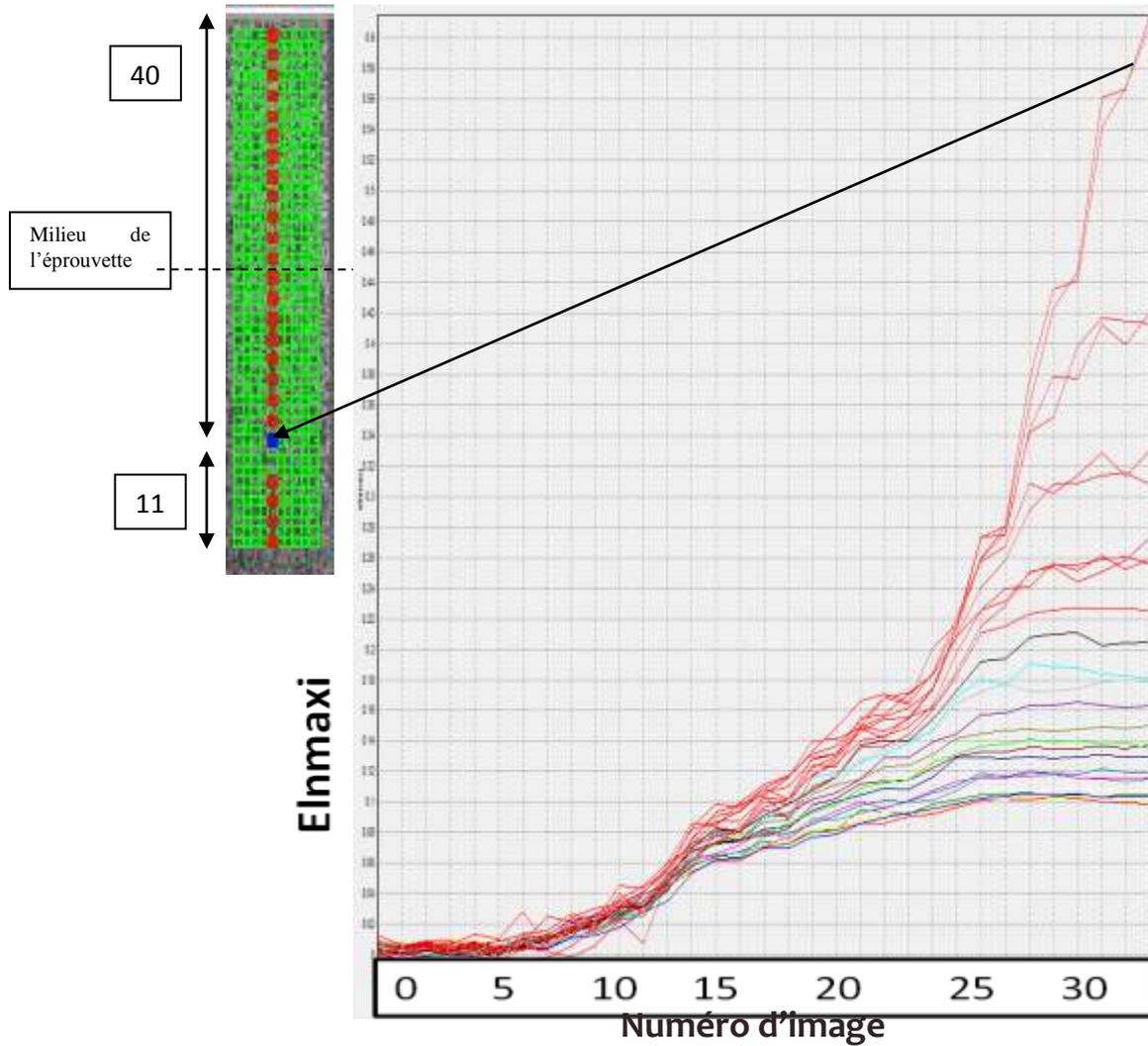


Figure 55. Courbes des déformations longitudinales logarithmiques maximales en fonction du nombre d'images du $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse.

Ici, est présentée une seule ligne au milieu de la même éprouvette. La ligne étudiée de l'éprouvette est présentée dans la Figure 56.

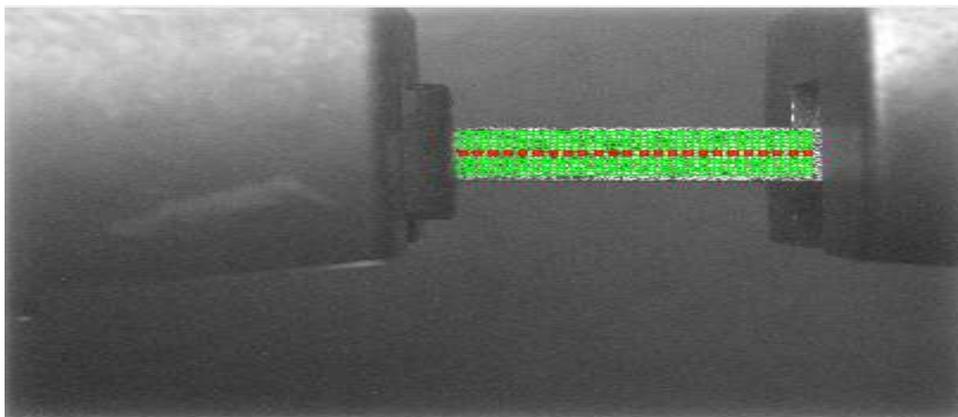


Figure 56. Exemple de ligne centrale de l'éprouvette.

Détection de l'endroit de la rupture de l'éprouvette sur une ligne centrale de l'éprouvette expérimentalement

La Figure 57 présente la succession de présentations de déformations longitudinales maximales au cours du temps (s) pour une ligne au milieu de l'éprouvette. Ces résultats expérimentaux sont donnés par le logiciel de corrélation d'images 7D.

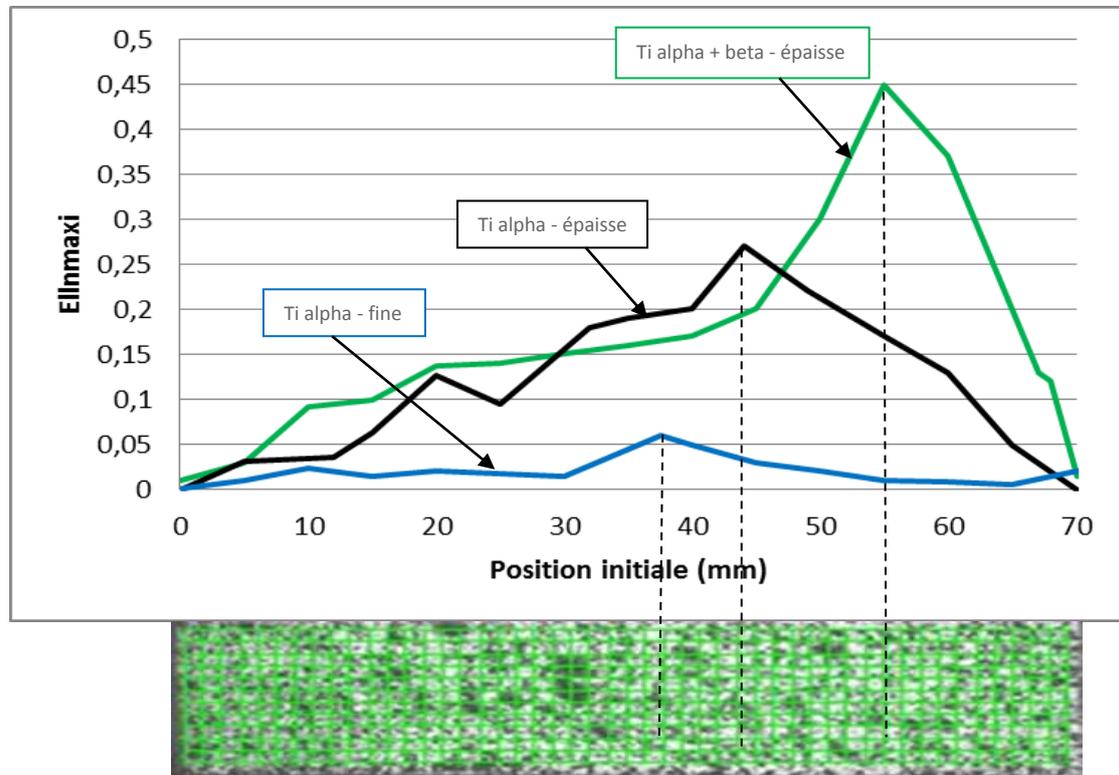


Figure 57. Succession de présentations de déformations longitudinales maximales au cours du temps (s) pour une ligne au milieu de l'éprouvette. Superposition des trois courbes expérimentalement : Ti_{α} tôle fine; Ti_{α} tôle épaisse et $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse.

D'après cette figure, on constate que la localisation de la tôle Ti_{α} tôle fine s'effectue au milieu de l'éprouvette, la tôle alpha épaisse se localise dans un endroit à 60% de la longueur de l'éprouvette du milieu de l'éprouvette. Alors que la tôle $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse se localise dans un endroit à 85 % du milieu de l'éprouvette (plus loin que celui de la tôle Ti_{α} tôle épaisse).

2.4.6 Procédure expérimentale pour réaliser des essais d'expansion

2.4.5.1 Dispositif expérimental

Les essais ont été réalisés à l'aide d'une mini-presse constituée d'un poinçon à fond plat de diamètre 9 mm, d'une matrice et d'un serre-flan annulaire de diamètre intérieur 10 mm. Un ressort hélicoïdal de raideur suffisante permet d'obtenir la force du serre-flan nécessaire à maintenir l'échantillon bloqué entre la matrice et le serre flan (Figure 58).

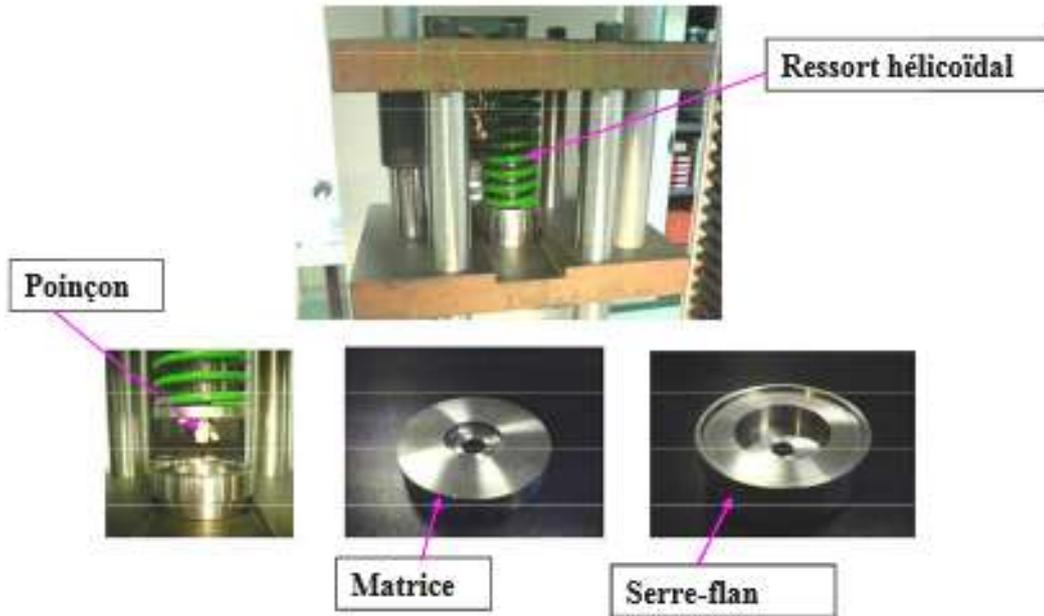


Figure 58. Dispositif de mini-emboutissage mis en place sur la machine de traction (Sène, 2010).

Le dispositif de mini-emboutissage a été conçu pour s’adapter sur une machine de traction INSTRON 5569 présentée précédemment.

La mini-presse est montée directement sur la machine de traction (Figure 59), ce qui permet de la piloter et d’enregistrer les valeurs des capteurs de déplacement de la traverse et de force.

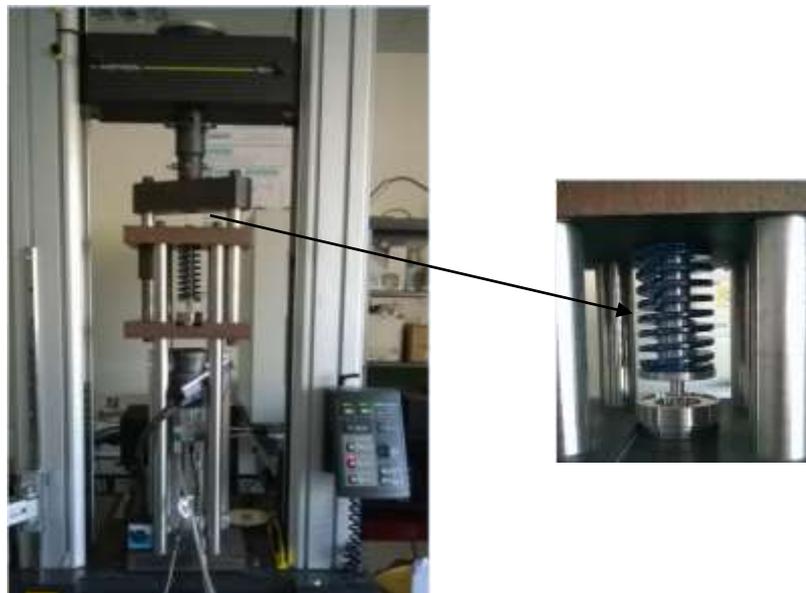


Figure 59. Mini-presse pour mini-emboutissage en situation sur la machine de traction.

La mise en place d’une caméra numérique monochrome, avec une résolution de 1280*1024 pixels monochrome et une fréquence maximale de 9 Hz, a été anticipée lors de la conception de l’outillage

d'emboutissage pour permettre de prendre des images de l'échantillon lors de l'essai et ainsi par un post-traitement adéquat pour mesurer les déformations sur tout l'échantillon. Le dispositif a été conçu de telle sorte que la distance entre l'objectif de la caméra et la surface de l'échantillon reste constante au cours de l'essai de mise en forme.

2.4.5.2 Préparation des échantillons

Le matériau utilisé est le titane T40 sous forme de tôles Ti_α fines d'épaisseur 0,1 mm. Dans le but de mesurer l'effet de différents modes de sollicitations, la forme des échantillons peut varier du disque plein de diamètre de 20 mm (expansion) à une éprouvette étroite de largeur 6 mm (traction). On utilise un contre-flan : même matériau, même géométrie avec un trou au centre. Le principe de découpe des flans est de supprimer deux parties équidistantes du centre d'un disque de diamètre 16 mm, en faisant varier la distance séparant ces deux découpes. Les échantillons ont été découpés suivant trois largeurs : 14 mm et 16 mm pour tester la traction large et 20 mm pour tester l'expansion.

2.5 Essais de traction

Pour étudier le comportement plastique du matériau, une série d'essais de traction ont été réalisés. Les essais les plus représentatifs des conditions de chargement du procédé sont présentés dans cette partie. Dans tous les cas, l'éprouvette est soumise à une sollicitation qui génère un état de contrainte et de déformation supposé uniforme dans tout le volume utile, dépendant de l'essai, ce qui permet de l'assimiler à un élément de volume.

2.5.1 Traction des échantillons en phase α des tôles fines

2.5.1.1 Orientation 0° DL

La courbe contrainte vraie-déformation vraie (Figure 60) obtenue pour un essai de traction avec l'analyse d'images a été tracée pour un échantillon d'épaisseur 0,1 mm à température ambiante.

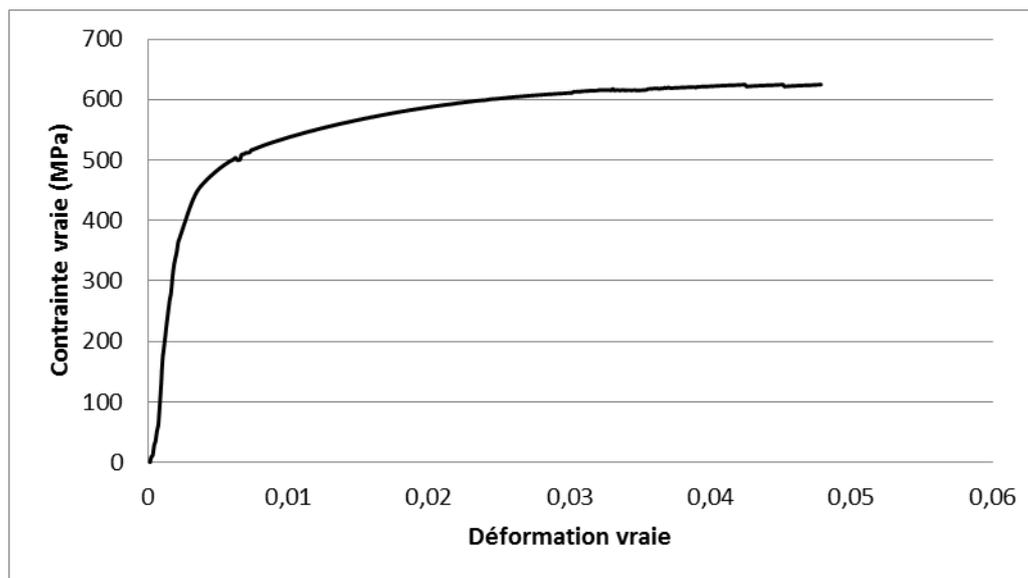


Figure 60. Courbe contrainte vraie en fonction de la déformation vraie obtenue par traction des échantillons Ti_α tôle fine à $0,1\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$.

On constate que le matériau plastifie pratiquement dès le début de la déformation, ce qui rend difficile l'identification du module d'Young ainsi que la détermination claire d'une contrainte d'écoulement franche. Ceci est par contre tout à fait compatible avec la modélisation envisagée pour le matériau, en mode hybride, puisque l'existence d'un spectre de contraintes seuil autorise une plastification très progressive et ce, dès les plus faibles niveaux de contraintes.

2.5.1.2 Influence de la vitesse de la déformation

Les courbes contrainte vraie-déformation vraie (Figure 61) obtenues avec les essais de traction ont été tracées pour des échantillons d'épaisseur 0,1 mm à température ambiante avec différentes vitesses de déplacement de la traverse ($0,1\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$, $0,5\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ et $1\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$) dans le but d'étudier la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation.

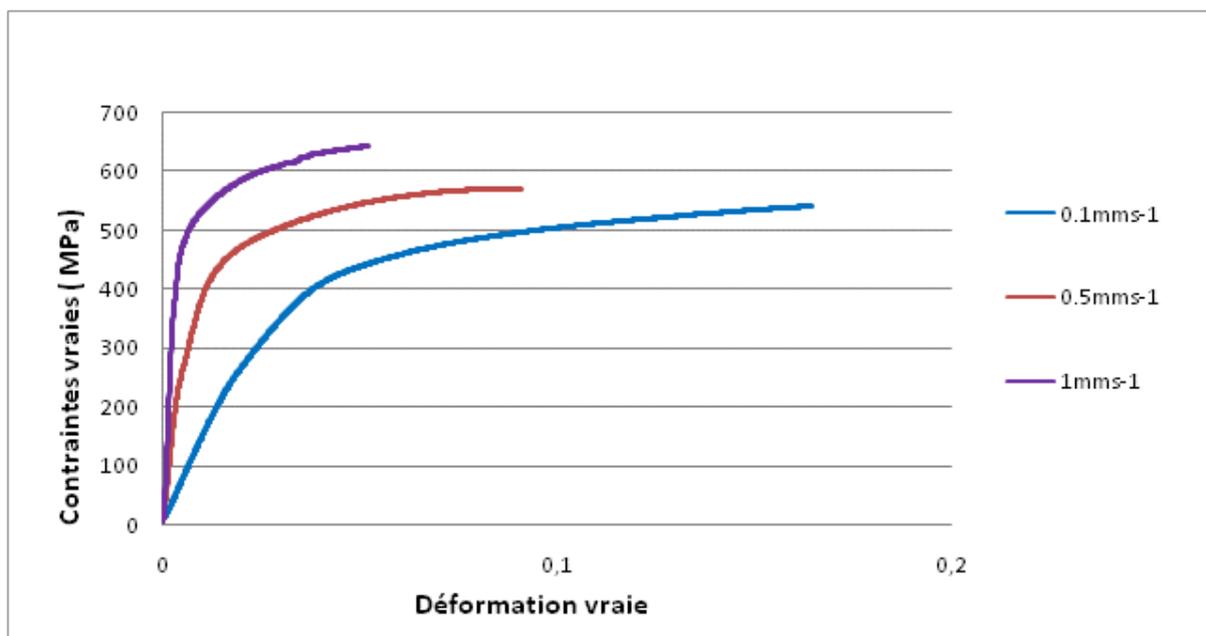


Figure 61. Courbes contraintes vraies – déformations vraies obtenue par traction des échantillons Ti_{α} tôle fine à différentes vitesses.

D'après cette figure, on constate que la limite élastique augmente quand la vitesse augmente.

2.5.1.3 Influence de la direction de laminage

Un matériau est dit isotrope lorsque ses propriétés mécaniques sont identiques dans toutes les directions notamment de traction. Cependant, après le recours à des procédés de mise en forme comme le laminage ou le forgeage, un matériau métallique développe une anisotropie de comportement plus ou moins prononcée. Afin de caractériser l'anisotropie du matériau, des essais de traction sont effectués sur des éprouvettes découpées à 0° et à 90° par rapport au sens du laminage (Figure 62).

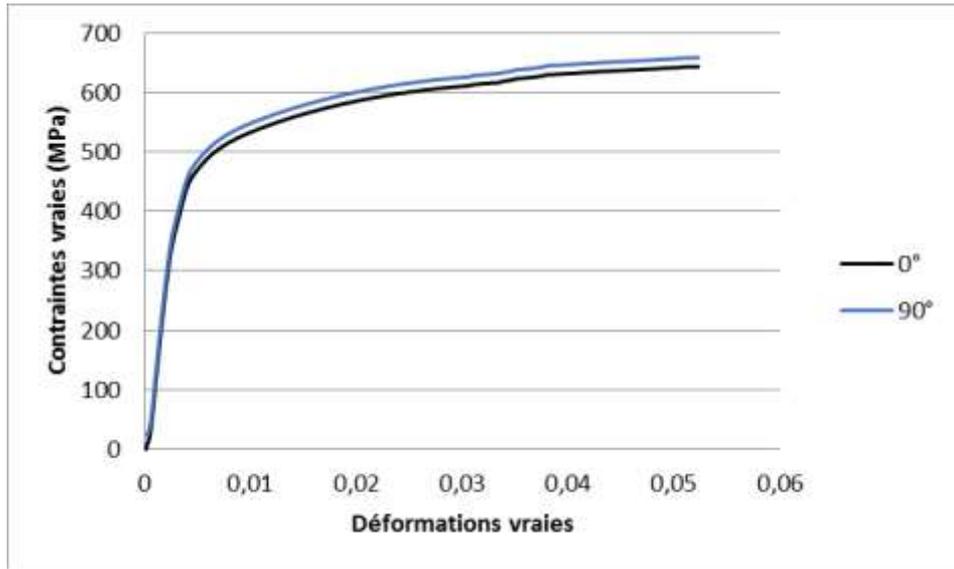


Figure 62. Courbe contrainte vraie en fonction de la déformation vraie pour deux directions (0° et 90° par rapport à la direction de laminage) pour le Ti_α tôle fine à $0,1\text{mm s}^{-1}$.

On constate que le comportement du matériau est peu sensible à l'orientation. L'écart en contrainte sur les différentes courbes de traction étant inférieur à 5% pour les différentes orientations, nous supposons dans la suite des travaux que le matériau étudié a un comportement isotrope.

2.5.2 Traction des échantillons en phase α à l'ambiante des tôles épaisses

La courbe contrainte vraie - déformation vraie d'un échantillon en phase α à température ambiante de tôle épaisse est présentée sur la Figure 63.

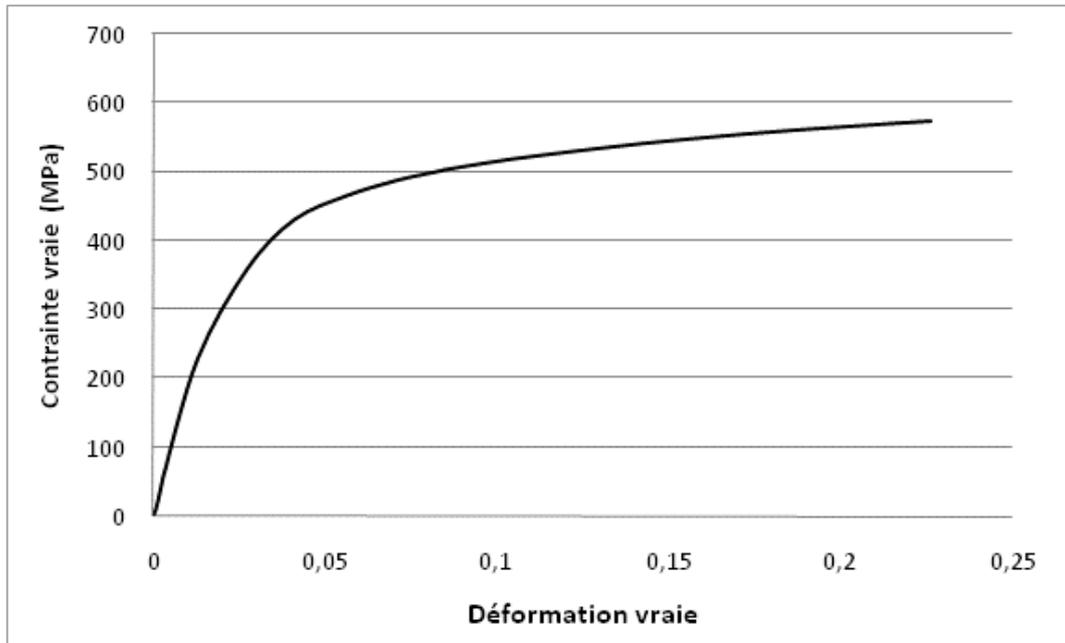


Figure 63. Courbe contrainte vraie en fonction de la déformation vraie pour le Ti_α tôle épaisse obtenue par traction à température ambiante des tôles épaisses à $0,1\text{mm s}^{-1}$.

D'après la Figure 63, on constate que l'allongement maximal atteint est de 28%. En comparant ce résultat avec celui de la bibliographie (Boidin, 2005), on trouve que les résultats sont identiques.

2.5.3 Traction des échantillons en phase $\alpha+\beta$ à l'ambiante des tôles épaisses

La courbe contrainte vraie - déformation vraie d'un échantillon en phase ($\alpha+\beta$) à l'ambiante de tôle épaisse est présentée sur la Figure 64.

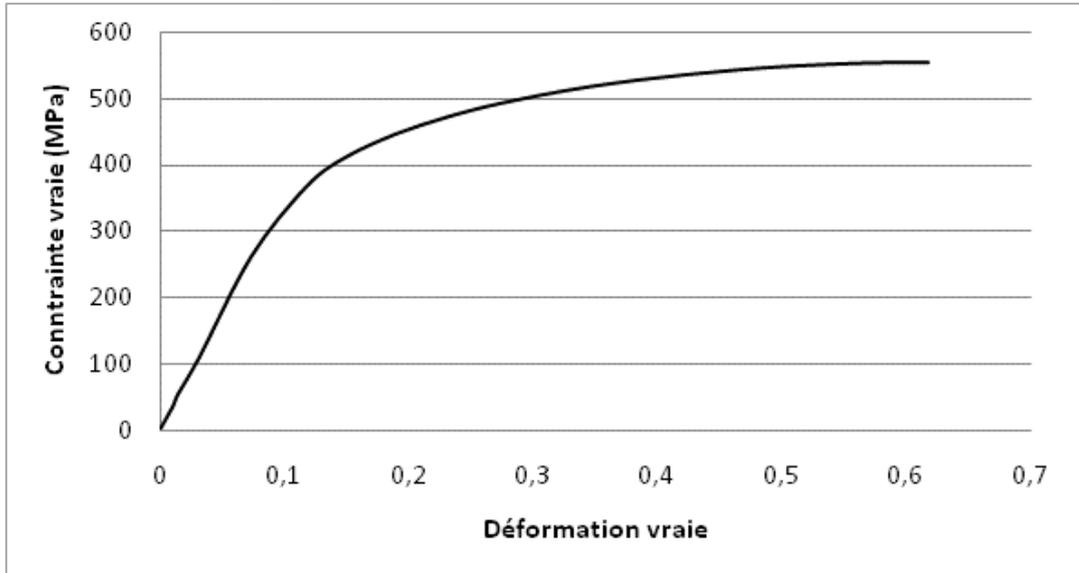


Figure 64. Courbe contrainte vraie en fonction de la déformation vraie pour le $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse obtenue par traction à température ambiante d'une tôle épaisse à $0,1\text{mms}^{-1}$.

D'après la Figure 64, on constate que l'allongement maximal est maintenant de 65%.

2.5.3.1 Influence du traitement thermique

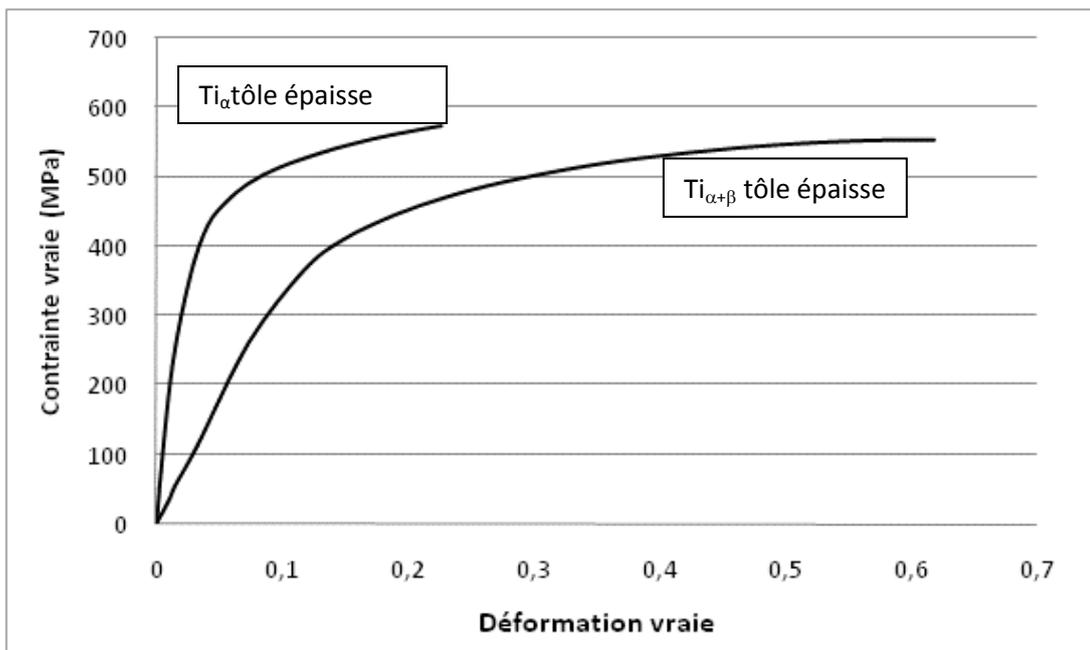


Figure 65. Courbes contraintes vraies – déformations vraies obtenues par traction des échantillons Ti_{α} tôle épaisse et $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse.

Les courbes contraintes vraies-déformations vraies (Figure 65) obtenues avec les essais de traction ont été tracées pour des échantillons d'épaisseur 1,6 mm à température ambiante avec différentes structures cristallines (Ti_{α} tôle épaisse; $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse) afin d'étudier l'influence de la structure cristalline sur le comportement du matériau. Ces courbes ont été tracées également avec différentes températures de recuit (25°C et 882 °C) dans le but de faire varier la taille des grains et étudier l'influence de ce paramètre sur le comportement du matériau.

D'après les deux graphes précédents, on constate que les deux titanes (Ti_{α} tôle épaisse; $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse) ont des comportements différents, ce qui prouve que le recuit thermique et le changement de structure cristalline ont une influence sur le comportement du matériau.

Un constat est fait à partir des résultats présentés : le comportement mécanique du matériau présente une importante sensibilité à la température qui est à prendre en compte dans la définition du modèle de comportement.

La Figure 65 montre que la contrainte d'écoulement diminue quand le métal subit un traitement thermique.

2.5.3.2 Analyse des résultats

Le comportement mécanique du titane dépend fortement de la température et de la vitesse de déformation. En effet, une augmentation de la température entraîne une diminution de la limite d'élasticité alors que l'élévation de la vitesse de déformation augmente cette quantité.

La taille moyenne des grains à température ambiante est de 98 μm , et celle avec un recuit de 882 °C est de 117 μm . D'après la Figure 65, la contrainte d'écoulement diminue quand la température de recuit augmente donc dans notre cas quand la taille des grains augmentent.

La localisation s'effectue au centre de l'éprouvette pour l'essai de traction pour les 3 nuances de titanes : Ti_{α} tôle fine; Ti_{α} tôle épaisse et $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse.

2.6 Essai Marciniack appliqué aux tôles fines phase α

2.6.1 Introduction

Dans le cadre de cette thèse, divers essais de mini-emboutissage ont été réalisés pour des échantillons d'expansion (disque de diamètre 20 mm) et de traction large (largeur de 16 mm et 14 mm), en faisant trois essais pour chaque configuration sur les tôles fines (Ti_{α} tôle fine).

Les différents flans sont emboutis jusqu'à la rupture (Tableau 4). La fréquence d'acquisition des images est de 1 image par seconde et la vitesse de déplacement du poinçon est de 0,1 mm/s.

Pour l'essai expérimental de traction large 16 mm, traction large 14 mm et d'expansion, une seule nuance de titane a été utilisée (Ti_{α} tôle fine) car l'outillage utilisé n'est utilisable que pour les faibles épaisseurs (< 0,2 mm).

Le tableau ci-dessous synthétise les 3 types d'essais retenus.

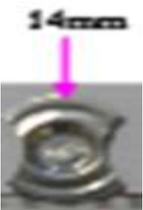
Traction large 14 mm	Traction large 16 mm	Expansion
		

Tableau 4. Trois types d'échantillons emboutis.

Dans le paragraphe suivant, la méthode permettant de prédire le début de la striction est proposée.

2.6.2 Essai de traction large 14 mm sur les tôles fines de phase α

2.6.2.1 Méthode : dernière image avant l'apparition d'un pixel blanc.

Dans cette méthode, on considère que l'apparition du premier point blanc correspond à un reflet dû à un écaillage de la peinture créé par une diminution d'épaisseur donc le début de la localisation (Figure 66). Pour obtenir la dernière image avant l'apparition de la striction, nous sommes partis de la dernière image enregistrée avec une rupture. On remonte alors la chronologie des images jusqu'à la disparition du dernier pixel blanc apparu dans la zone de rupture. On visualise également, dans la Figure 67, la striction dans un essai de traction large 14 mm.



Figure 66. Exemples d'images avec et sans rupture d'un échantillon de largeur 14 mm.

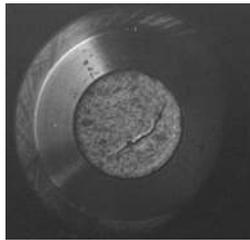


Figure 67. Exemple de visualisation de striction dans un essai de traction large 14 mm à $0,1\text{mm s}^{-1}$.

La cartographie des déformations majeures obtenue pour la dernière image avant l'apparition de la striction pour un échantillon de largeur 14 mm est présentée sur la Figure 68.

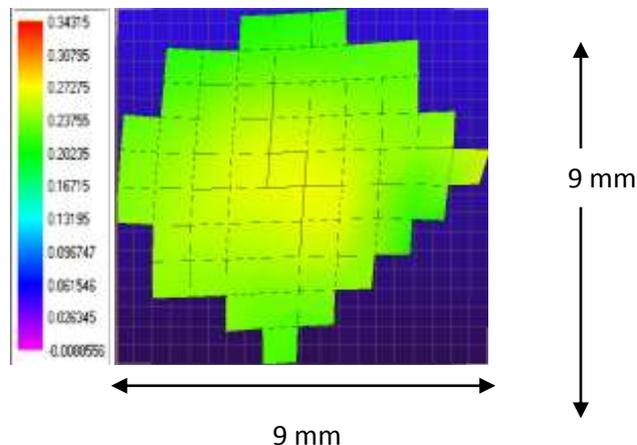


Figure 68. Essai de traction large 14 mm en pixel à $0,1\text{mm s}^{-1}$ sur Ti_α tôle fine. Déformations

majeures issues d'un traitement par le logiciel de corrélation d'images 7D.

Le premier signe de l'apparition de la localisation est la chute de la force appliquée sur le poinçon lors de la mise en forme. Sur la courbe force en fonction du temps donnée sur la Figure 69, la force atteint sa valeur maximale au temps $t=43$ s. La chute brutale de la force correspond à la localisation de la déformation.

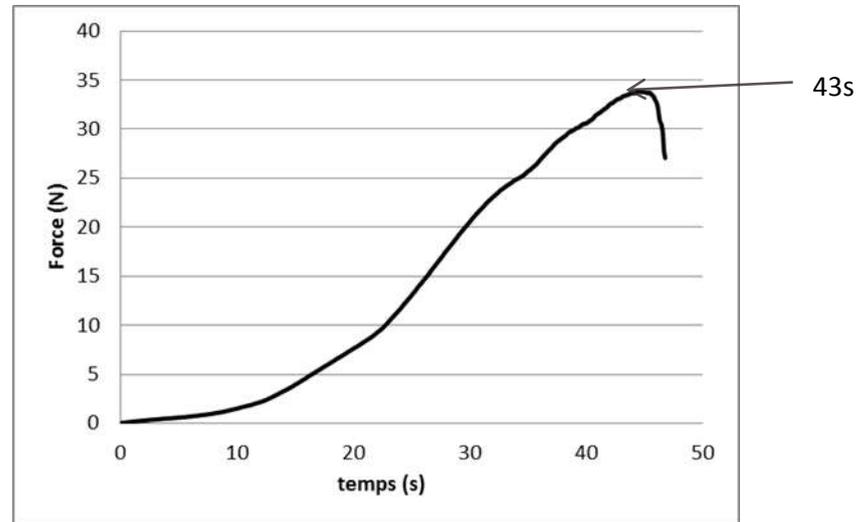


Figure 69. Courbe expérimentale force en fonction du temps lors d'un essai de traction large 14 mm à $0,1\text{mm/s}$ sur Ti_α tôle fine.

2.6.3 Essai de traction large 16 mm sur les tôles Ti_α tôle fine

Un exemple de striction apparue sur un échantillon en traction large 16mm est donné sur la Figure 70.

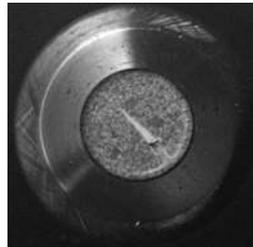


Figure 70. Exemple de striction apparue sur un échantillon en traction large 16 mm à $0,1$ mm/s.

Sur la Figure 71, est présenté un exemple d'Essai de traction large 16 mm.

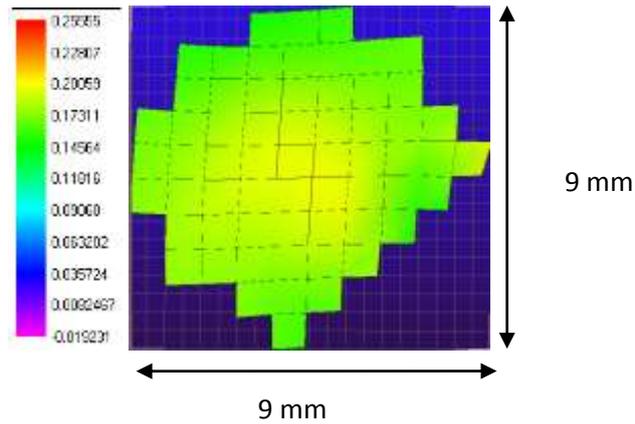


Figure 71. Essai de traction large 16 mm en pixel à $0,1\text{mm s}^{-1}$ sur Ti_α tôle fine. Déformations majeures issues d'un traitement par le logiciel de corrélation d'images 7D.

Pour pouvoir détecter la localisation, on a recours à la détermination de la chute de la force appliquée sur le poinçon lors de la mise en forme. Sur la courbe force en fonction du temps donnée sur la Figure 72, la force atteint sa valeur maximale au temps $t=30$ s. La chute brutale de la force correspond à la localisation de la déformation.

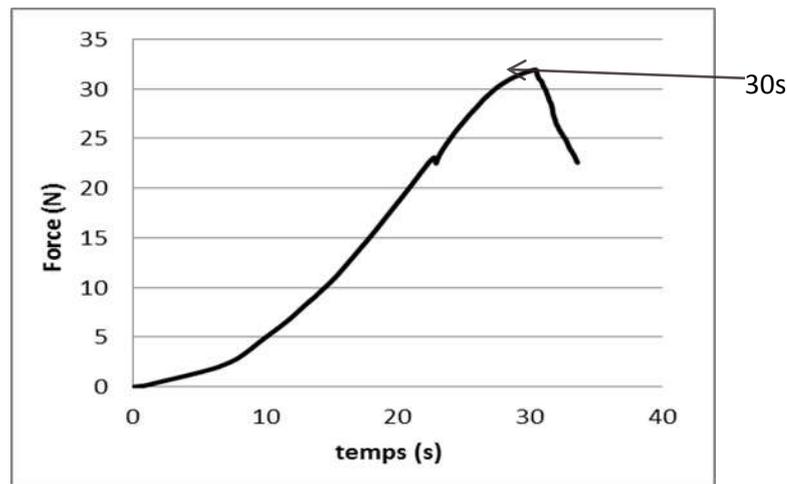


Figure 72. Courbe expérimentale force en fonction du temps lors d'un essai de traction large 16 mm à $0,1\text{mm s}^{-1}$ sur Ti_α tôle fine.

2.6.4 Essai d'expansion sur les tôles Ti_α tôle fine

Un exemple de visualisation de striction lors d'un essai d'expansion est présenté sur la Figure 73.

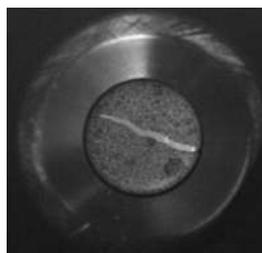


Figure 73. Exemple de visualisation de striction lors d'un essai d'expansion à $0,1\text{mm s}^{-1}$.

On remarque bien que l'utilisation du contre-flan permet bien de provoquer la rupture au centre de l'échantillon. La Figure 74 présente un essai d'expansion en pixel à $0,1\text{mms}^{-1}$ sur Ti_{α} tôle fine.

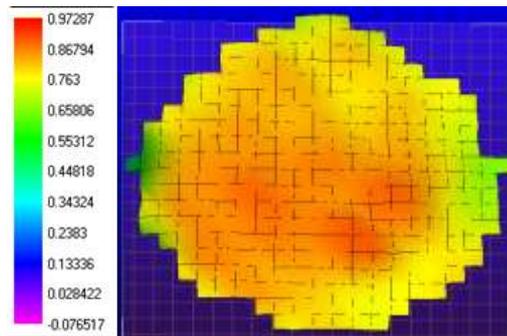


Figure 74. Essai d'expansion en pixel à $0,1\text{mms}^{-1}$ sur Ti_{α} tôle fine. Déformations majeures issues d'un traitement par le logiciel de corrélation d'images 7D.

D'après ces cartographies, on constate que la striction de la localisation lors de l'expansion s'effectue au centre de l'échantillon.

Sur la courbe force en fonction du temps donnée sur la Figure, la force atteint sa valeur maximale au temps $t=29$ s. La chute brutale de la force correspond à la localisation de la déformation comme pour la figure précédente.

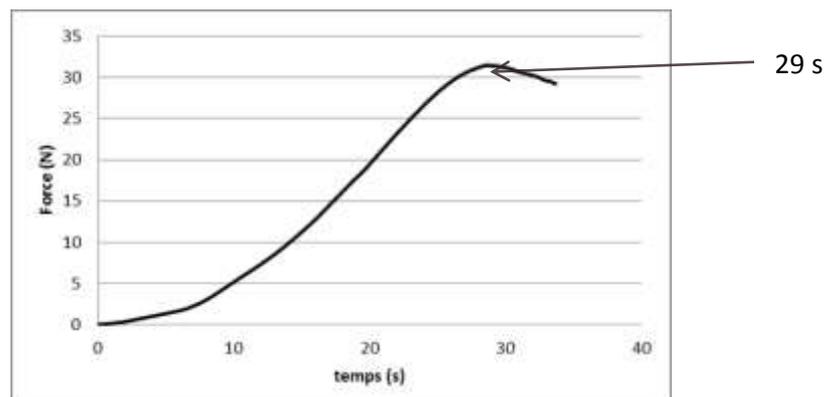


Figure 75. Courbe expérimentale force en fonction du temps lors d'un essai d'expansion à $0,1\text{mms}^{-1}$ sur Ti_{α} tôle fine.

3.5.1 Autres résultats d'essai d'expansion et de traction large

Dans cette partie, on présente des résultats d'expansion et de traction large donnés par le logiciel de corrélation d'images 7D.

Expansion

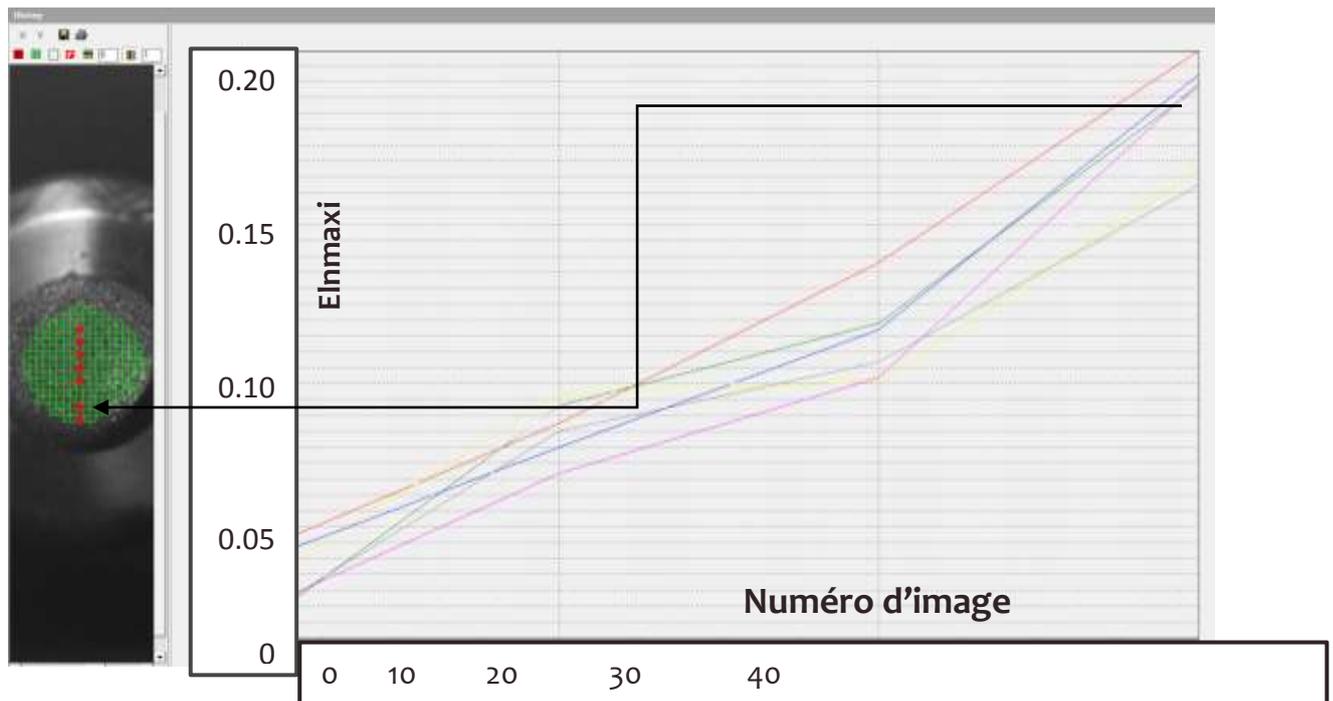


Figure 76. Courbes des déformations longitudinales logarithmiques maximales en fonction du nombre d'images dans le cas d'expansion

Traction large 14mm

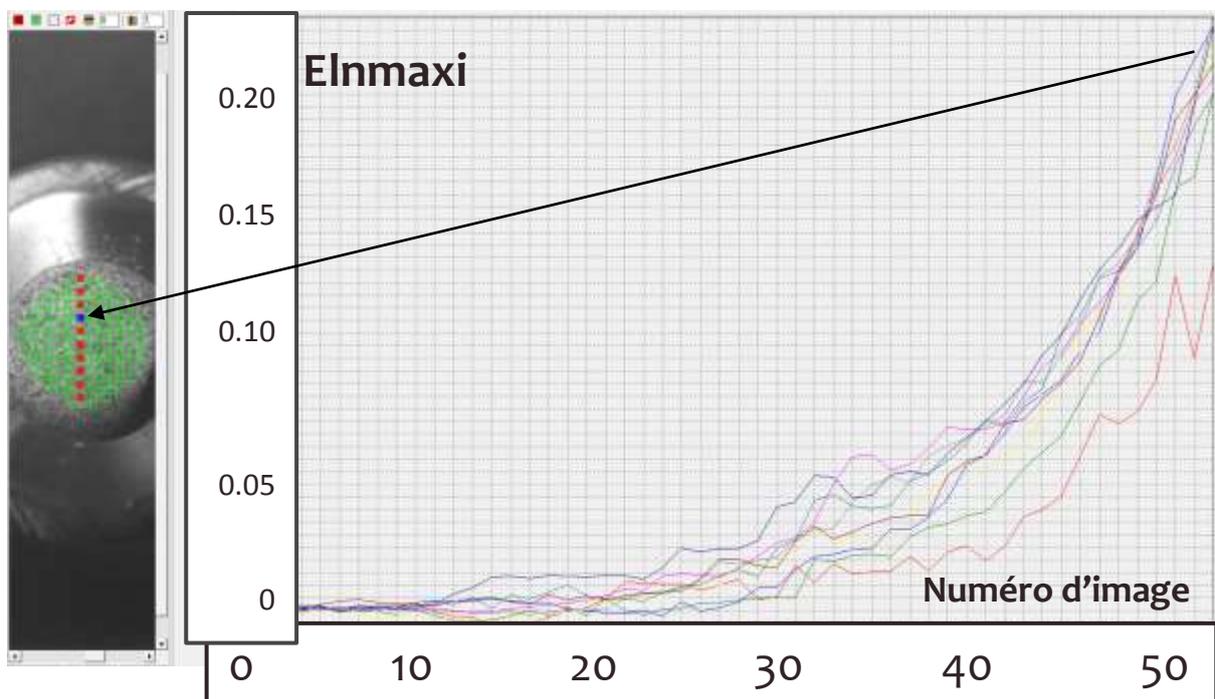


Figure 77. Courbes des déformations longitudinales logarithmiques maximales en fonction du nombre d'images dans le cas de la traction large 14 mm.

Pour les essais d'expansion et de traction large, on confirme, à l'aide de ces figures que la localisation s'effectue au milieu de l'éprouvette.

2.6.4.1 Analyse des résultats

Nous avons étudié la variation de la force en fonction du temps en expansion, traction large 16mm et traction large 14 mm pour les différents tests cités respectivement Figure 69, Figure 72 et Figure 75. On remarque que la force expérimentale de la traction large 16 mm chute plus tôt que celle de la traction large 14 mm.

2.7 Conclusion

Dans ce chapitre, l'étude cristallographique du titane et les propriétés physiques ont été présentées. Nous avons déterminé dans un premier temps la température de transition de phase du titane T40 à l'aide de l'ATD.

La mesure des tailles des grains des échantillons a été également réalisée dans ce chapitre. La recristallisation du titane, pour laquelle on a rencontré des difficultés expérimentales importantes, est présentée. Par exemple, le mode opératoire classique (écrouissage critique) semble inopérant. De plus, les traitements thermiques du titane sont problématiques car le titane est très avide d'oxygène qui modifie ultérieurement son comportement. Nous avons toutefois obtenu des structures hybrides de $Ti_{\alpha+\beta}$ pour les tôles épaisses.

Dans ce chapitre, les différents résultats expérimentaux sont donnés. Les outils actuels d'analyse d'images donnent les moyens d'aborder la localisation avec une perspective nouvelle et simple.

Dans ce chapitre, un dispositif fondé sur le principe de l'essai Marciniak, couplé avec un système de détermination des déformations par le biais de l'analyse d'images, est utilisé. Il a été auparavant utilisé pour déterminer des courbes limites de micro-formage pour des matériaux de faible épaisseur (Ndèye Awa Sène, 2010).

La localisation a été visualisée au milieu de l'échantillon pour l'essai de traction. Ce résultat a été confirmé pour les essais de traction large et d'expansion.

Dans le chapitre 3, une méthode de prédiction d'apparition de la localisation sera détaillée, ainsi que la prédiction de la localisation sur le plan numérique.

3. Chapitre 3 : Simulation de la localisation

3.1 Introduction

Ce chapitre est dédié à la présentation des résultats de simulations d'essais de traction et d'expansion effectués sur des matériaux présentant différents degrés d'hétérogénéités structurales. L'idée étant que si cette hétérogénéité joue un rôle, elle doit affecter les résultats expérimentaux et une modélisation qui prend en compte cette propriété doit être plus performante qu'une modélisation usuelle où l'hétérogénéité initiale du matériau n'est pas une donnée d'entrée. Pour cela, on utilise donc deux modélisations, l'une phénoménologique "classique" et l'autre intégrant la possibilité de prendre en compte une hétérogénéité intrinsèque des propriétés mécaniques des matériaux afin de mesurer son effet sur le comportement mécanique du matériau.

La première partie de ce chapitre est donc consacrée à la présentation et l'identification de ces deux modèles.

La seconde partie est, quant à elle, dédiée à la définition des modèles éléments finis qui permettent de reproduire l'essai de traction et l'essai d'expansion en intégrant la géométrie des éprouvettes et les conditions aux limites.

La troisième partie est consacrée à la présentation et l'analyse des résultats en traction.

La quatrième partie est consacrée à la présentation d'autres comparaisons avec des essais expérimentaux de traction.

La cinquième partie est consacrée à la présentation et l'analyse des résultats en expansion.

Le chapitre se termine sur une analyse globale des résultats présentés et sur l'intérêt de recourir à l'un ou à l'autre des modèles proposés.

3.2 Mise en données pour le code éléments finis

3.2.1 Considérations sur le code éléments finis utilisé

Sur le marché actuel des logiciels de simulation de procédé de mise en forme, il existe deux principales familles de codes. La première permet de simuler le comportement de la tôle sous l'action des outils par des approches incrémentales (explicites ou implicites) tenant compte de l'historique des déformations et des conditions de contact, avec la possibilité de simuler successivement des opérations en plusieurs phases. La deuxième famille de codes exploite la connaissance de la forme de la pièce finale pour estimer les déformations. On parle alors de deux approches différentes utilisées dans la simulation éléments finis de l'emboutissage des tôles : la méthode directe ou incrémentale et la méthode inverse (Tekkaya, 2000). La méthode directe est utilisée notamment pour l'analyse de l'emboutissage tandis que la méthode inverse est appliquée lors des étapes initiales de conception de la pièce. Les logiciels AutoForm (AutoForm Engineering), Pam Stamp (ESI), Abaqus (HKS, Abaqus, Inc. USA), NASTRAN (MSC Software Corporation, USA), DYNA3D (société ETA Software, USA), OPTRIS (dynamic Software, France), RADIOSS (logiciel MECALOG SARL, France) réalisent la simulation complète de la pièce et de l'outillage, tandis que Simex (développé par Simtech), Isopunch (Arcelor), FastForm 3D (FTI) permettent de faire les calculs inverses pour vérifier la faisabilité d'une pièce en partant de la géométrie de celle-ci pour remonter à celle de l'outil. L'intérêt principal de la méthode inverse provient du fait que le point de départ est la forme de la pièce que l'on souhaite obtenir alors que les approches incrémentales nécessitent la connaissance préalable de tous les paramètres du procédé. Par contre, les hypothèses simplificatrices nécessaires à la construction de la méthode inverse pouvant donner une estimation médiocre des contraintes limitent en fait, son champ d'application aux études préliminaires de l'emboutissage des tôles. Pour notre travail, nous disposons du code commercial, le logiciel éléments finis Abaqus au laboratoire SYMME. Ce code de simulation numérique permet un calcul en 2 ou 3 dimensions. Il permet également d'utiliser des éléments qui prennent en compte la flexion, d'aller aux très grandes déformations, d'utiliser une loi de comportement élastoplastique pour mieux

prédire les effets du retour élastique et les contraintes résiduelles après retrait des outillages, de tenir compte du contact avec frottement et de prévoir les défauts.

3.2.2 Définition du modèle éléments finis en traction

3.2.2.1 Géométrie de l'échantillon en traction

La simulation numérique de tous les essais de traction est réalisée avec le code éléments finis Abaqus implicite.

On simule uniquement une partie libre de l'éprouvette (la portion d'éprouvette entre les mors). Les dimensions de la partie simulée sont données dans la Figure 78 (tôle fine et tôle épaisse). Pour la tôle fine, l'épaisseur est de 0,1 mm et pour la tôle épaisse, l'épaisseur est de 1,6 mm. La direction du grand axe de l'éprouvette est alignée suivant X. La direction transversale est donnée suivant Y et la direction perpendiculaire à l'éprouvette est donc Z.

3.2.2.2 Maillage de l'échantillon en traction

La simulation numérique par la méthode des éléments finis nécessite, dans une première étape, la construction d'un maillage du domaine étudié. Cette étape est ensuite suivie de l'étape de calcul. Le choix de la forme et de la répartition des éléments du maillage est une étape fondamentale dont dépend la qualité des résultats numériques obtenus. Le développement constant des calculateurs permet aujourd'hui d'adapter ces méthodes à la simulation de procédés complexes de fabrication et de mise en forme des matériaux.

La simulation du modèle classique est réalisée en trois dimensions avec des éléments 3D hexaédriques de type C3D8R. La tôle fine a été maillée avec 78 éléments dans la longueur, 11 éléments dans la largeur et 2 éléments dans l'épaisseur. La tôle épaisse a été maillée avec 78 éléments dans la longueur, 11 éléments dans la largeur et 6 éléments dans l'épaisseur. Les géométries, les dimensions et les maillages sont données dans la Figure 78 et la Figure en fonction de la longueur de l'éprouvette sollicitée.

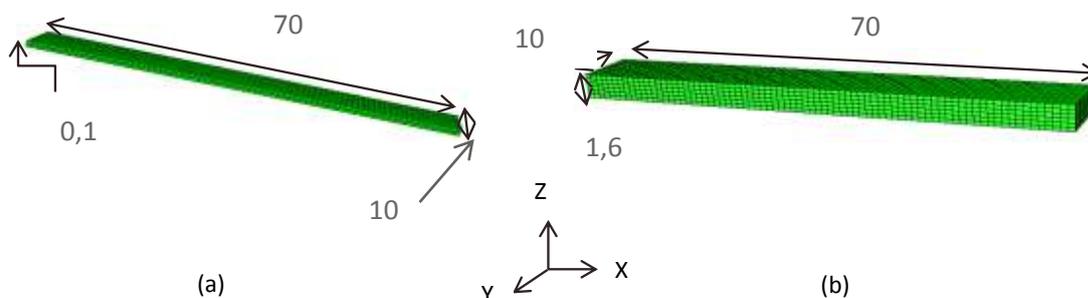


Figure 78. Géométrie, dimensions et maillages retenus pour la simulation numérique de l'essai de traction sur la tôle fine et tôle épaisse pour les simulations classiques (a) : tôle fine (b) : tôle épaisse.

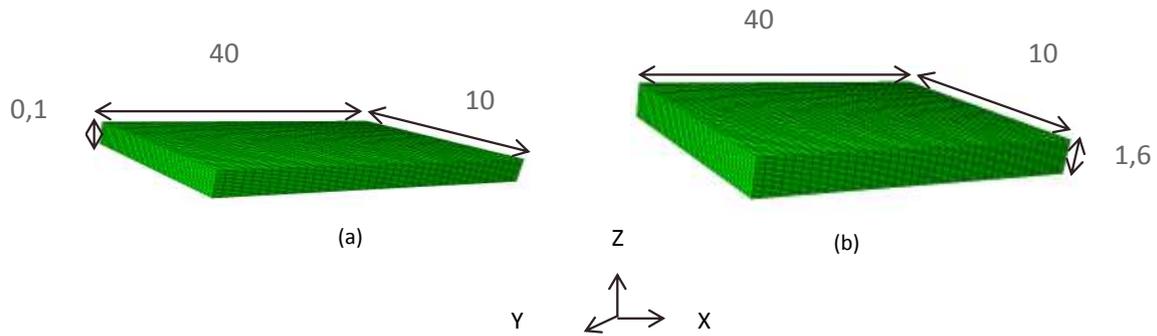


Figure 79. Géométries, dimensions et maillages retenus pour la simulation numérique de l'essai de traction sur la tôle fine et tôle épaisse pour les simulations hybrides (a) : tôle fine (b) : tôle épaisse.

3.2.2.3 Conditions aux limites en traction

Les conditions aux limites en traction sont définies de façon suivante : les extrémités inférieures des éprouvettes sont encastées. Ainsi, l'éprouvette et le mors restent en contact pendant toute la durée de la simulation, et le déplacement imposé au niveau du mors (direction X) est directement transmis à l'éprouvette comme illustré sur la Figure 80.

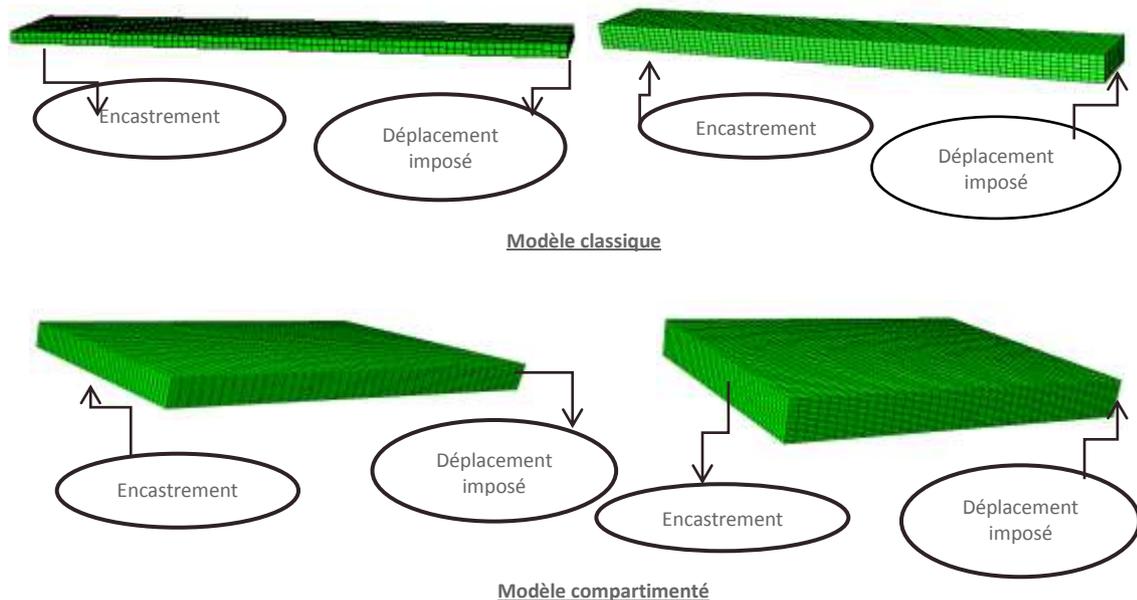


Figure 80. Conditions aux limites pour la simulation numérique de l'essai de traction sur la tôle fine et tôle épaisse pour le modèle classique et le modèle compartimenté.

3.2.3 Définition du modèle éléments finis pour l'expansion

3.2.3.1 Géométrie de l'échantillon en expansion

La simulation « réduite » est réalisée avec le code éléments finis Abaqus implicite car, il n'y a pas de contacts à gérer et le temps de calcul est plus faible avec cette version. Cette restriction permet de s'affranchir de représenter tout l'outillage avec des conditions aux limites qui ne sont pas forcément évidentes à définir, d'éviter la modélisation du contact avec la détermination du coefficient de frottement difficile à obtenir en emboutissage tout en diminuant le temps de calcul. Il est alors possible de simuler des trajets de déformations en expansion et dans un second temps l'effet de l'hétérogénéité de la microstructure à partir d'une loi de comportement adaptée aux matériaux de faible épaisseur.

La géométrie et les dimensions de la partie simulée sont données dans la Figure 81.

La simulation est effectuée sur une plaque de titane Ti_α de longueur 10 mm et de largeur 10 mm et d'épaisseur de 0,1 mm. On suppose que le matériau isotrope, les conditions aux limites changent suivant la sollicitation appliquée.

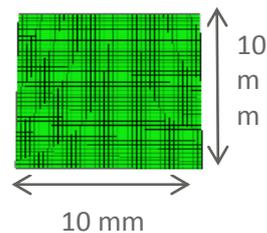


Figure 81. Géométrie et dimensions de la zone utile retenues pour la simulation numérique de l'expansion sur Ti_α tôle fine.

3.2.3.2 Maillage de l'échantillon en expansion

Les conditions aux limites changent suivant la sollicitation appliquée. La simulation est réalisée en trois dimensions avec des éléments 3D hexaédriques de type C3D8R. La tôle Ti_α fine a été maillée avec 40 éléments dans la longueur, 40 éléments dans la largeur et 2 éléments dans l'épaisseur : car, il s'agit d'une épaisseur fine. Les maillages en 3D sont donnés sur la Figure 82.

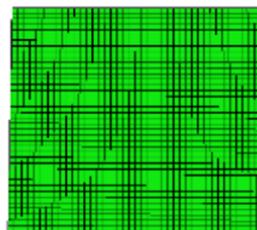


Figure 82. Maillage retenu pour la simulation numérique de l'essai d'expansion sur Ti_α tôle fine.

3.2.3.3 Conditions aux limites en expansion

Les conditions aux limites en expansion sont définies de façon suivante : il s'agit d'un quart d'éprouvette dont les conditions de symétrie et aux limites sont définies et illustrées sur la Figure 83.

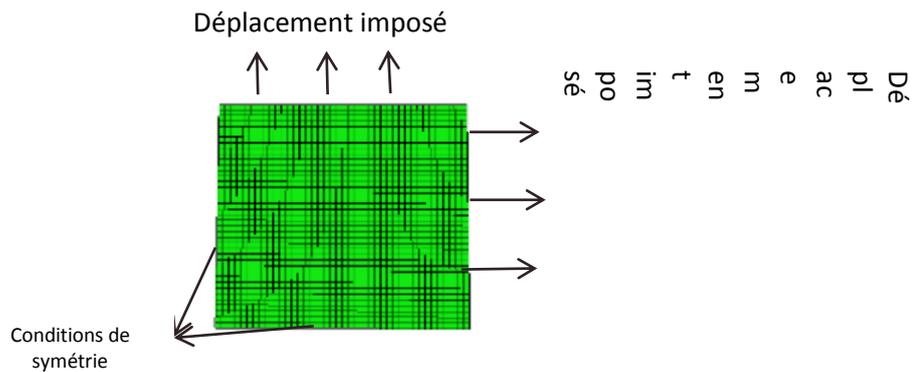


Figure 83. Conditions aux limites pour la simulation numérique de l'essai d'expansion sur la tôle Ti_{α} tôle fine.

3.3 Identification des modèles

Les modèles de comportement utilisés pour mener ce travail sont choisis parmi ceux généralement disponibles dans la plupart des codes éléments finis commerciaux à vocation industrielle. De fait, ces modèles sont alors phénoménologiques, plutôt de "complexité" limitée et ont une robustesse éprouvée. Cette restriction présente des avantages sans doute à l'origine d'une certaine forme de "popularité", cette dernière étant relative à leur fréquence d'utilisation et ce même dans le cas de travaux scientifiques. Le premier avantage est qu'ils ont un nombre limité de paramètres rendant ainsi l'identification des modèles assez rapide en raison d'un nombre restreint d'essais expérimentaux à réaliser. Par ailleurs, la complexité de l'algorithme d'intégration de la loi de comportement est moindre dans une certaine mesure : le coût et donc le temps du calcul sont donc réduits. L'intérêt est au final de disposer de modèles plutôt simples et bien maîtrisés, garantissant une bonne robustesse de la simulation et une bonne qualité de résultats même lorsqu'ils sont comparés à des modèles *a priori* plus sophistiqués avec un nombre de paramètres plus élevés. Grèze, dans sa thèse (Manach, 2008), a utilisé plusieurs modèles plus ou moins élaborés pour décrire le retour élastique d'anneaux découpés dans un godet obtenu par mise en forme. Il en ressort qu'un modèle "rustique" à écrouissage isotrope permet de décrire très valablement la géométrie après comparaison avec les géométries expérimentales et celles prédites par des modèles plus sophistiqués prenant en compte plus de phénomènes et nécessitant le développement de routines spécifiques (Grèze, 2009). L'obtention de résultats fiables et convaincants relativement à la reproduction d'expériences ou de cas réels d'emboutissage assez triviaux est donc tout à fait possible avec des modèles de base et est en tout cas suffisant pour la présente étude. Quel que soit le modèle retenu, pour la qualité de la simulation, un rôle crucial est de toute façon joué par l'identification des paramètres du modèle et notamment, la détermination de la courbe de référence contrainte-déformation. Il est maintenant largement admis (Piette-Coudol, 2006). Dans cette étude, on utilise donc deux modèles de comportement qui sont présentés puis identifiés. L'intérêt est de pouvoir comparer leurs performances au regard de la prise en compte ou pas de l'hétérogénéité intrinsèque à tout matériau métallique.

3.3.1 Grandeurs communes

Il existe quelques propriétés du titane qui sont communes aux deux modèles. Ces grandeurs sont présentées ici.

Le module d'Young est pris égal à 110 GPa, le coefficient de Poisson vaut 0,34 et une masse volumique de 4 540 kg/m³ est adoptée quelle que soit l'épaisseur et la composition de l'alliage de titane étudié.

3.3.2 Présentation et identification du modèle hybride compartimenté

La modélisation hybride compartimentée est un concept de modélisation récemment proposé (Tabourot, 2012). C'est une modélisation phénoménologique mais qui intègre une part de physique, c'est pourquoi on la qualifie d'hybride. Elle est donc à la croisée des modèles phénoménologiques purs et des modèles physiques (comme ceux dans le courant de la plasticité cristalline). Elle repose sur la définition d'un ensemble de modèles locaux propres, distincts du comportement global. Ces modèles locaux sont représentatifs de comportements typiques du matériau. Il est nécessaire de proposer des fonctions de distribution de ces familles de comportements sur le volume complet. Ainsi on restitue le comportement global du matériau à partir de modèle rhéologiques de base simples (ressort, patin...) dont on distribue les propriétés (raideur, seuil...) sur le volume de l'éprouvette. Ce concept de représentation du comportement par classes typiques est équivalent à la définition de compartiments spécifiques pour la description d'où l'adjectif compartimenté utilisé pour qualifier ce concept.

Le modèle est donc construit pour intégrer différents niveaux d'hétérogénéités en fonction de la forme du comportement local et surtout de sa distribution caractérisée par sa forme et particulièrement son écart-type. Bien que construit avec des briques très phénoménologiques, ce type de modèle intègre au niveau macroscopique une propriété essentielle des matériaux métalliques gommée habituellement par une modélisation classique dans le cadre de la mécanique des milieux continus qui est donc leur hétérogénéité de comportement au niveau local.

L'introduction de comportements différenciés est la clé de voute pour retrouver différents comportements expérimentaux avec des équations qui restent simples.

Cependant, les concepts physiques sous-jacents à la modélisation ne sont peut-être pas si novateurs qu'il pourrait paraître. En effet, dans les années 1850, Barré de Saint-Venant propose une représentation du comportement du matériau qui figure comme modèle rhéologique fondamental (Lemaitre, 2009). Proche dans l'esprit d'un modèle de Saint Venant (Lagree, 2016), cette modélisation requiert cependant nécessairement l'outil éléments finis pour être généralisé à des situations autres que des modèles rhéologiques unidimensionnels. D'un point de vue pratique, il faut distribuer lois de comportements et propriétés mécaniques au niveau de chaque élément (voire au niveau de chaque point d'intégration). Le code est ensuite utilisé de façon tout à fait classique. C'est alors lui qui effectue l'assemblage des compartiments et assure la compatibilité des contraintes et des déformations. L'accommodation des hétérogénéités de déformation se fait par le biais de déformations élastiques qui peuvent avoir un caractère pseudo permanent même après disparition des chargements. C'est ainsi que sont recréées des "pseudo" contraintes internes.

Dans le cadre de cette étude, la loi locale choisie est élastoplastique. Le comportement élastique est paramétré par le module d'Young et le coefficient de Poisson. Le comportement plastique est supposé isotrope avec deux phases de durcissement une fois le seuil de plastification atteint : une phase d'écrouissage suivi d'une phase de saturation. La courbe de référence est alors donnée par une loi bilinéaire avec une première droite de pente n et une seconde de pente nulle (pour la phase de saturation). Dans la modélisation de cette étude, on retient qu'on distribue uniquement les contraintes seuil, c'est-à-dire que les propriétés élastiques, d'écrouissage (première pente du modèle bilinéaire) et de saturation σ_{sat} sont constantes sur l'ensemble du volume et donc quel que soit l'élément.

Finalement, seule la contrainte de transition élastoplastique est distribuée selon une distribution de Rayleigh. Elle a donc la forme mathématique suivante :

$$f\left(\frac{\sigma_e \sqrt{\frac{\pi}{2}}}{\sigma_{moy}}\right) = \frac{\pi \sigma_e}{\sigma_{moy}} e^{-\left(\frac{\pi \sigma_e^2}{2 \sigma_{moy}^2}\right)} \quad [41]$$

où σ_{moy} est un paramètre, qui contrôle à la fois la moyenne et l'écart type de la distribution et σ_e est la variable qui varie jusqu'à l'infini mais quand σ_e est plus grand que σ_{sat} on la prend égale pour définir la distribution. Dans la Figure, la distribution de Rayleigh et la référence des courbes de traction décrivant le durcissement bilinéaire distribué dans chaque point des éléments du maillage d'intégration sont présentés.

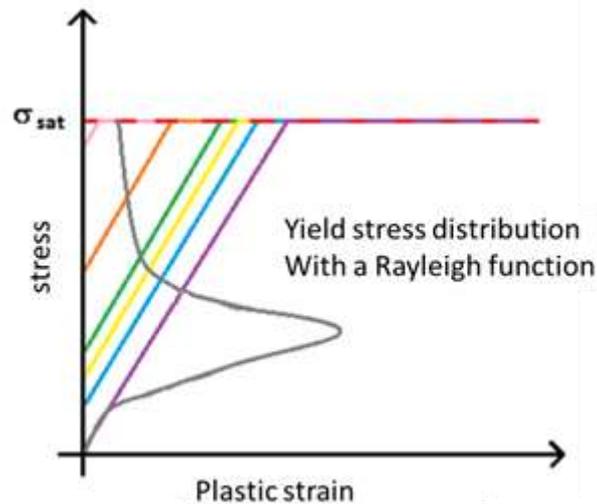


Figure 84. Visualisation schématique d'une distribution de type Rayleigh des limites élastiques et des courbes d'écrouissage correspondantes, toutes définies par une même pente n et une même valeur de saturation σ_{sat} (Balland, 2012).

3.3.3 Méthode d'identification du modèle hybride et phénoménologique

3.3.3.1 Identification du modèle hybride

Le modèle de comportement local utilisé est plastique isotrope. La distribution proposée pour les contraintes seuil est donc une distribution de type Rayleigh. Il s'agit alors de trouver la pente n pour restituer le comportement expérimental du matériau, la valeur σ_{moy} de la distribution et la valeur de la contrainte de saturation σ_{sat} .

L'identification des paramètres a été faite à l'aide d'une procédure d'optimisation en identifiant les paramètres à l'aide d'une routine en langage Python. L'essai de traction est modélisé dans le code éléments finis Abaqus. Une contrainte seuil définissant alors le comportement plastique est attribuée aléatoirement à chaque élément tout en respectant la distribution de Rayleigh. Les valeurs de σ_{moy} , n et σ_{sat} sont alors ajustées itérativement par une procédure d'optimisation de type simplex de façon à retrouver le mieux possible la courbe contrainte déformation expérimentale.

3.3.3.2 Synthèse de l'identification du modèle hybride

Le Tableau 5 présente la synthèse de l'identification du modèle hybride pour les trois titanes Ti_α tôle fine, Ti_α tôle épaisse et $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse.

	n (MPa)	σ_{sat} (MPa)	σ_{moy} (MPa)
Ti_α tôle fine	541	883	745
Ti_α tôle épaisse	500	871	592
$Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse	493	869	501

Tableau 5. Synthèse de l'identification du modèle hybride.

La Figure 85 présente la superposition de trois courbes de distribution

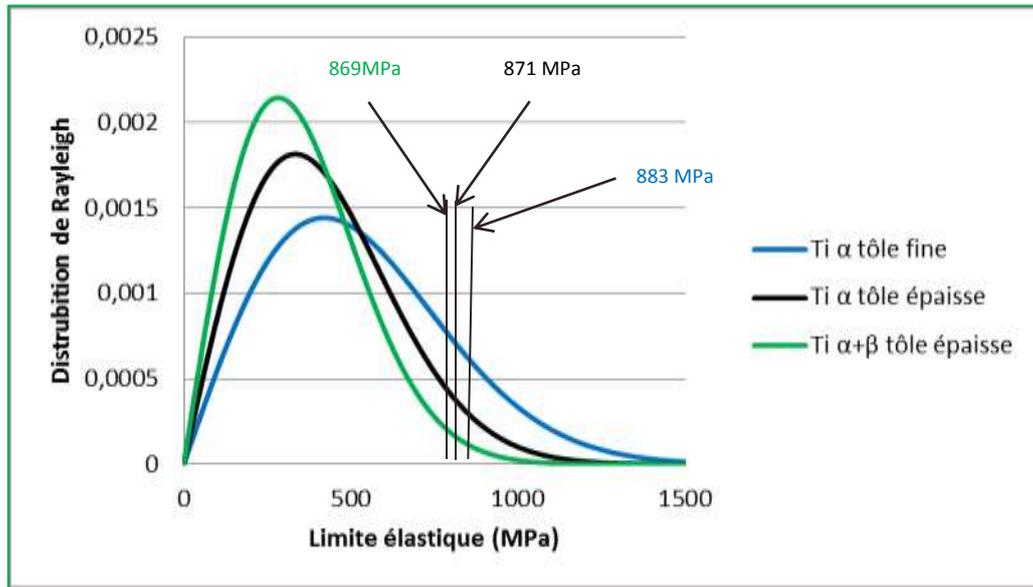


Figure 85. Superposition des distributions de Rayleigh du modèle compartimenté avec un comportement bilinéaire.

La tôle épaisse de titane $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse est plus homogène que le titane Ti_{α} tôle épaisse. Les tôles fines du titane Ti_{α} tôle fine sont les plus hétérogènes.

D'après cette figure, on constate que la courbe de distribution du Ti_{α} tôle fine est plus large que celles de Ti_{α} tôle épaisse et titane $Ti_{\alpha+\beta}$. Et puisque Ti_{α} tôle fine est la plus hétérogène, on en conclut que le modèle a pris en compte correctement l'hétérogénéité des matériaux identifiés.

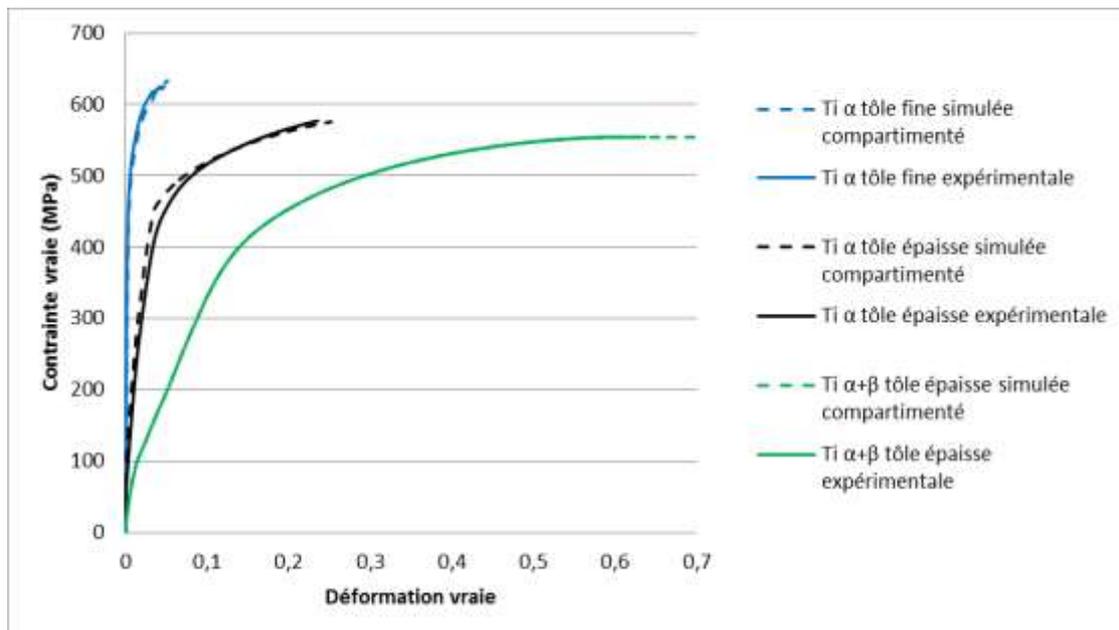


Figure 86. Superposition des courbes expérimentales et simulées avec le modèle hybride compartimentées pour les trois types de tôles : Ti_{α} tôle fine ; Ti_{α} tôle épaisse et $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse.

D'après cette figure, on constate que la limite élastique de Ti_{α} tôle fine est plus grande que celle de Ti_{α} tôle épaisse et que $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse possède la limite élastique la plus faible.

3.3.3.3 Présentation et identification du modèle phénoménologique

Une modélisation élastoplastique est retenue pour reproduire le comportement du titane si l'on suppose son comportement homogène. La description du comportement plastique fait appel à un critère isotrope de plasticité (Von Mises) et à un écrouissage isotrope.

Les paramètres mécaniques du matériau ont été identifiés pour les échantillons d'épaisseurs 0,1 et 1,6 mm.

Il est à noter que la modélisation phénoménologique utilisée dans le cas de la simulation par éléments finis d'un essai de traction est corollaire d'une localisation qui se produit toujours au milieu de l'échantillon en débutant exactement au centre de l'échantillon. Expérimentalement, elle peut se produire en tout point de la zone utile de l'échantillon, et pourtant le comportement mécanique, si l'on se réfère à l'évolution de contrainte en fonction de la déformation, est assez bien reproduit avec la simulation.

3.3.3.4 Synthèse de l'identification du modèle phénoménologique.

Pour tous les résultats obtenus avec le modèle phénoménologique, on a utilisé la loi d'Hollomon :

$$\sigma = K \varepsilon^n$$

Pour avoir les courbes donnant la proportion d'éléments déchargés en fonction du temps, on a utilisé une routine réalisée en langage Python.

Pour avoir les déformations vraies, on a extrait, depuis Abaqus, les valeurs des forces et déplacements et ensuite récupéré les valeurs des déformations vraies obtenues selon cette relation :

$$\varepsilon_{vraie} = \ln\left(1 + \frac{\Delta L}{L_0}\right)$$

Le Tableau 6 présente la synthèse de l'identification du modèle phénoménologique.

	Modèle élastoplastique	
	K (MPa)	n
Ti_{α} tôle fine	662,5	0,024
Ti_{α} tôle épaisse	708,3	0,11
$Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse	596,5	0,38

Tableau 6. Synthèse de l'identification du modèle phénoménologique pour les 3 types de tôles.

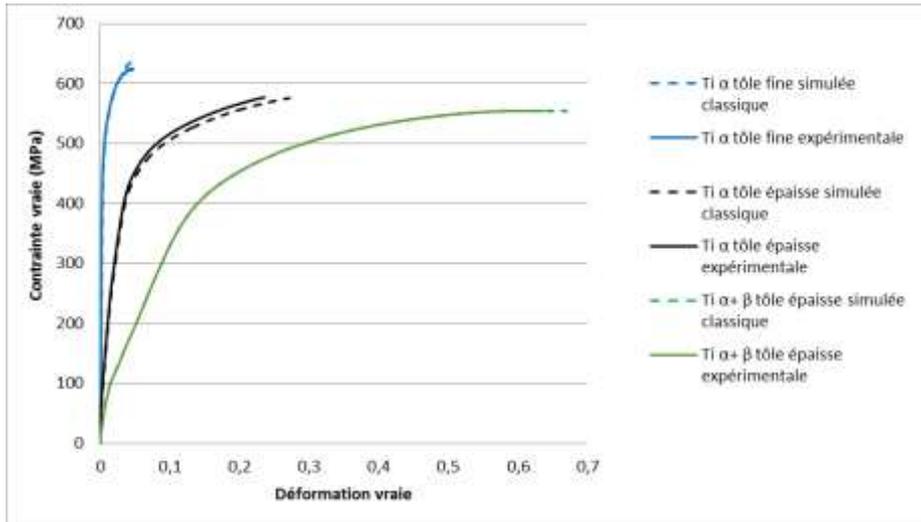


Figure 87. Superposition des courbes expérimentales et simulées classiques pour les trois types de tôles : Ti_{α} tôle fine ; Ti_{α} tôle épaisse et $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse.

A partir de cette figure, on constate que les courbes données par les simulations hybrides sont conformes à celles expérimentales.

3.3.4 Conclusion sur l'identification des modèles hybride compartimenté et phénoménologique classique

Même si l'on a affaire à des échantillons de même composition chimique, on voit que le comportement est différent dans chaque configuration. Il ressort de l'identification du modèle hybride que Ti_{α} tôle fine est plus hétérogène que Ti_{α} tôle épaisse et $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse.

3.4 Simulation éléments finis en traction

Les simulations éléments finis des essais de traction portant sur les cas présentés dans la partie expérimentale sont rappelées dans le Tableau 7.

Phase α (Ti_{α} tôle fine)		Phase α (Ti_{α} tôle épaisse)		Phase $\alpha+\beta$ ($Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse)	
Orientation 0° DL		Orientation 0° DL		Orientation 0° DL non recuit	
Modèle hybride	Modèle phénoménologique	Modèle hybride	Modèle phénoménologique	Modèle hybride	Modèle phénoménologique

Tableau 7. Récapitulatif des situations simulées en traction sur les échantillons de titane.

3.4.1 Résultats de la simulation numérique

Dans cette partie, les différents résultats numériques sont donnés (les différentes courbes et cartographies). Cette partie est divisée en trois sous parties : « Ti_{α} tôle fine » ; « Ti_{α} tôle épaisse » et « $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse ». Dans chaque sous partie, on trouve les différentes cartographies (Contraintes de Von Mises et déformations équivalentes) ; les différentes courbes contraintes vraies en fonction de déformations vraies et les différentes courbes calculées donnant le nombre d'éléments déchargés en fonction du temps pour le modèle classique et pour le modèle compartimenté.

3.4.1.1 Ti_{α} tôle fine

Simulation du comportement des Ti_{α} tôles fines en traction avec le modèle classique

Dans cette partie, on présente les cartographies des contraintes de Von Mises et les déformations équivalentes (Figure 88). On présente également la superposition des courbes expérimentale et simulée (Figure 89). Les Figure 90 et Figure 91 présentent les courbes de pourcentage d'éléments déchargés en fonction du temps et de la déformation vraie. La détermination de la localisation de déformation selon le critère de Considère est présentée sur la Figure 92.

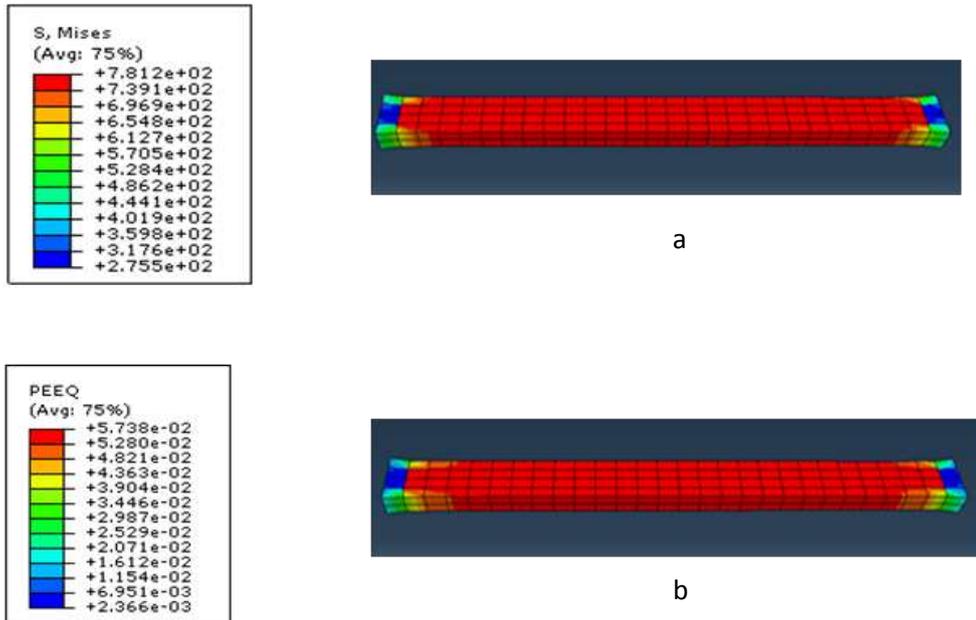


Figure 88. a : Présentation des cartographies des contraintes de Von Mises; b :Présentation des cartographies des déformations équivalentes pour la traction du Ti_{α} tôle fine obtenue avec le modèle classique.

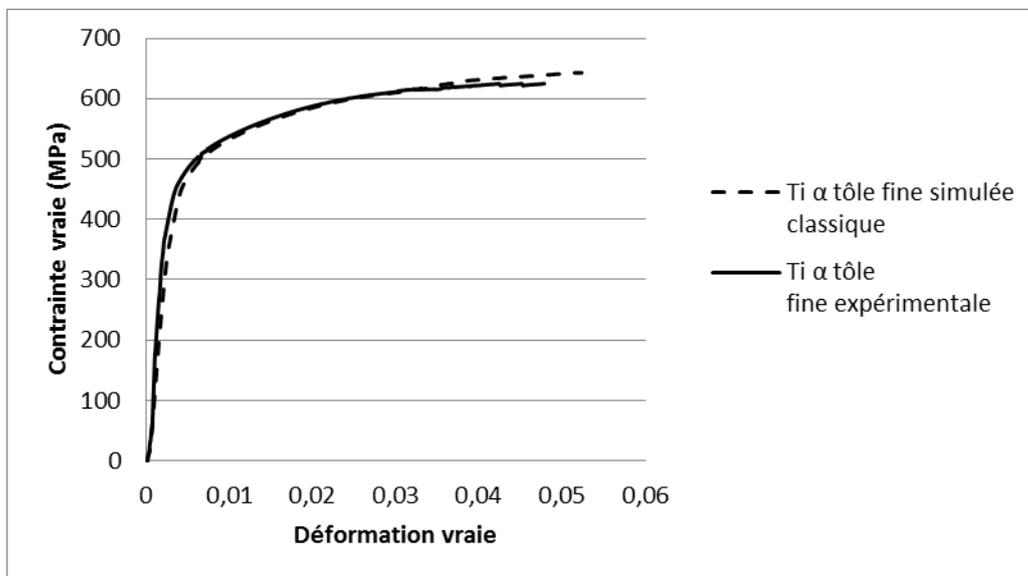


Figure 89. Superposition des courbes expérimentale et simulée (modèle classique) contraintes vraies en fonction de déformations vraies obtenues en traction du titane Ti_{α} tôle fine.

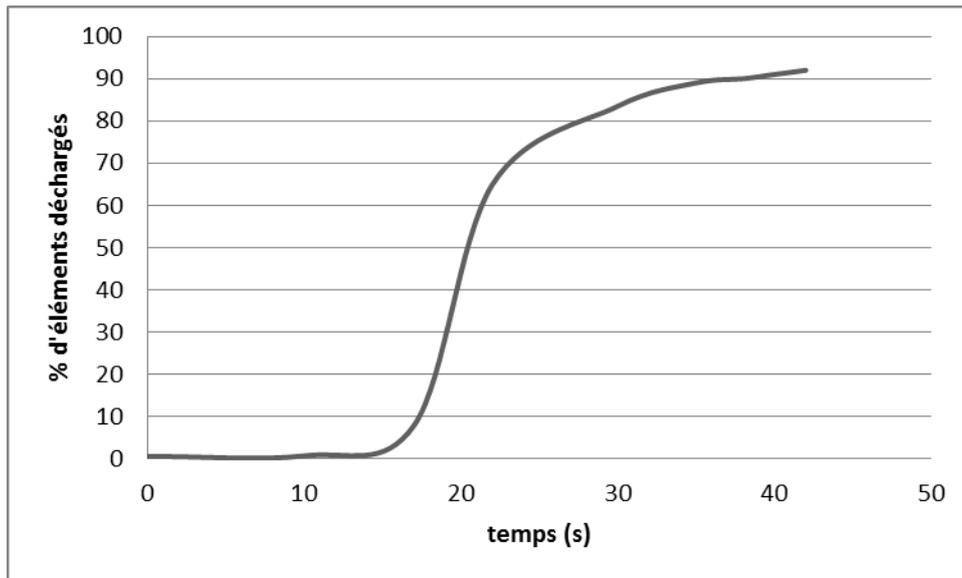


Figure 90. Évolution du pourcentage d'éléments déchargés en fonction du temps pour le titane Ti_{α} tôle fine déterminée en utilisant le modèle classique.

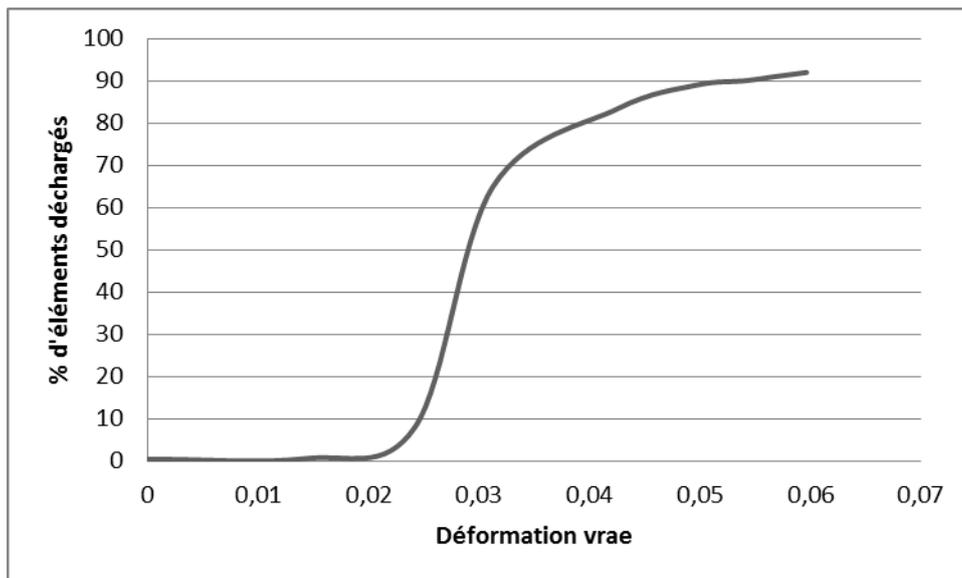


Figure 91. Courbe du pourcentage d'éléments déchargés en fonction de la déformation vraie pour Ti_{α} tôle fine en utilisant le modèle classique.

D'après la Figure 91, on remarque que pour une déformation de 0,022, on détecte le premier élément déchargé ce qui est en lien avec le résultat donné par le critère de Considère ($n=0,024$).

En traction, la compétition entre écouissage et diminution de section se traduit in fine par la relation : $\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma$

Cette relation se traduit par la Figure 92 qui présente une superposition entre la courbe contrainte vraie en fonction de la déformation vraie et la courbe taux d'écouissage (pente de la courbe précédente) en fonction de la déformation vraie a été effectuée.

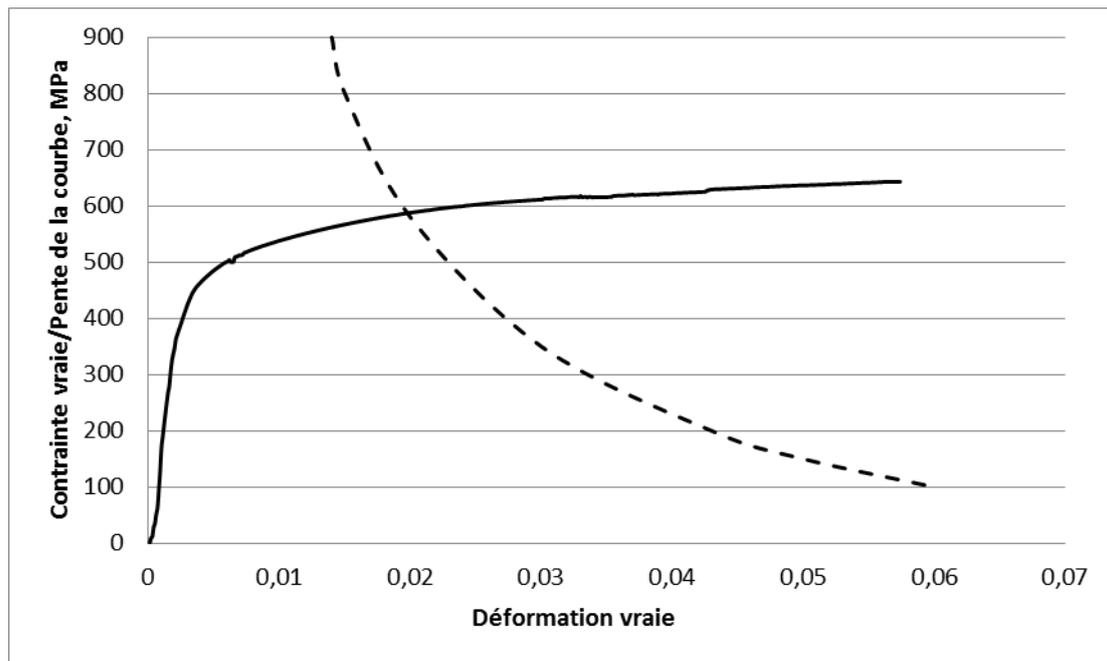


Figure 92. Détermination de la localisation de déformation selon le critère de Considère pour Ti_{α} tôle fine (modèle classique).

La Figure 92 indique que la localisation débute quand la déformation de l'éprouvette atteint 2,2%. Cette valeur est donc proche de celle obtenue par le critère de Considère.

Simulation du comportement des Ti_{α} tôle fine avec le modèle compartimenté (longueur des éprouvettes 40 mm)

Les cartographies des contraintes de Von Mises et les déformations équivalentes sont présentées sur la Figure 93. On présente la superposition des courbes expérimentale et simulée sur la Figure 94. Sur les Figure 95 et Figure 96, on présente les courbes de pourcentage d'éléments déchargés en fonction du temps et de la déformation vraie. La détermination de la localisation de déformation selon le critère de Considère est présentée sur la Figure 97.

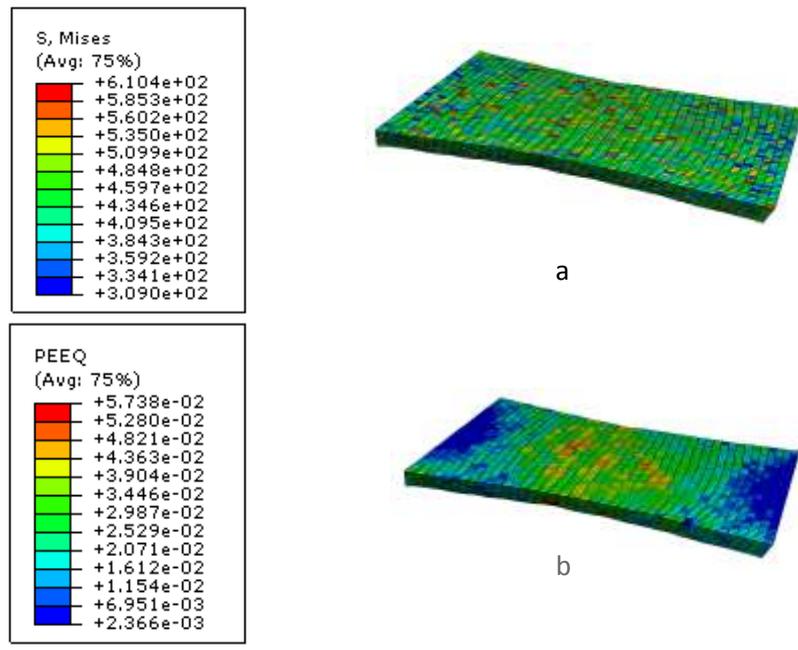


Figure 93.a : Présentation des cartographies des contraintes de Von Mises ; b : Présentation des cartographies des déformations équivalentes pour la traction du Ti_{α} tôle fine obtenue avec le modèle compartimenté.

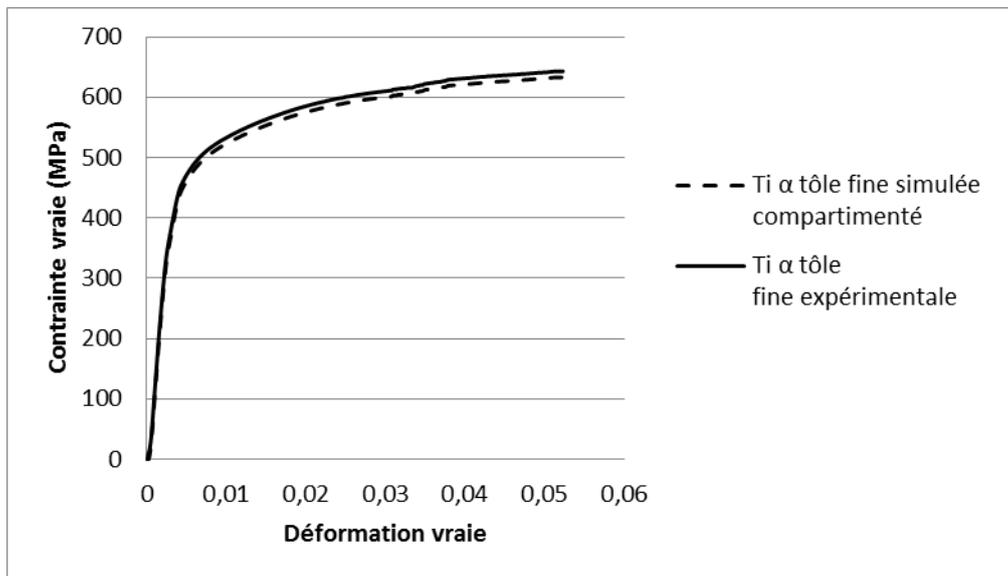


Figure 94. Superposition des courbes expérimentale et simulée (modèle compartimenté) contraintes vraies en fonction de déformations vraies obtenues en traction du titane Ti_{α} tôle fine.

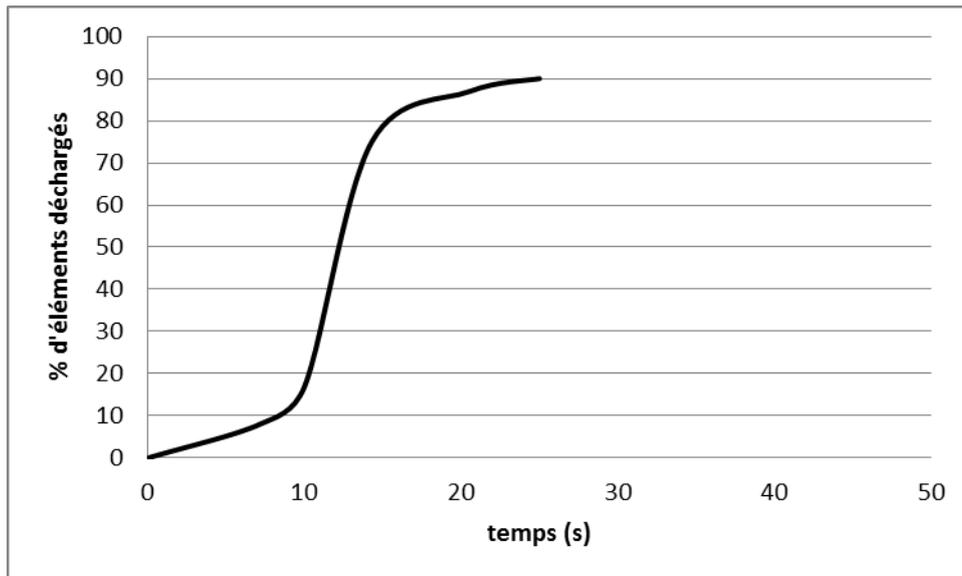


Figure 95. Évolution du pourcentage d'éléments déchargés en fonction du temps pour le Ti_{α} tôle fine déterminée en utilisant le modèle compartimenté.

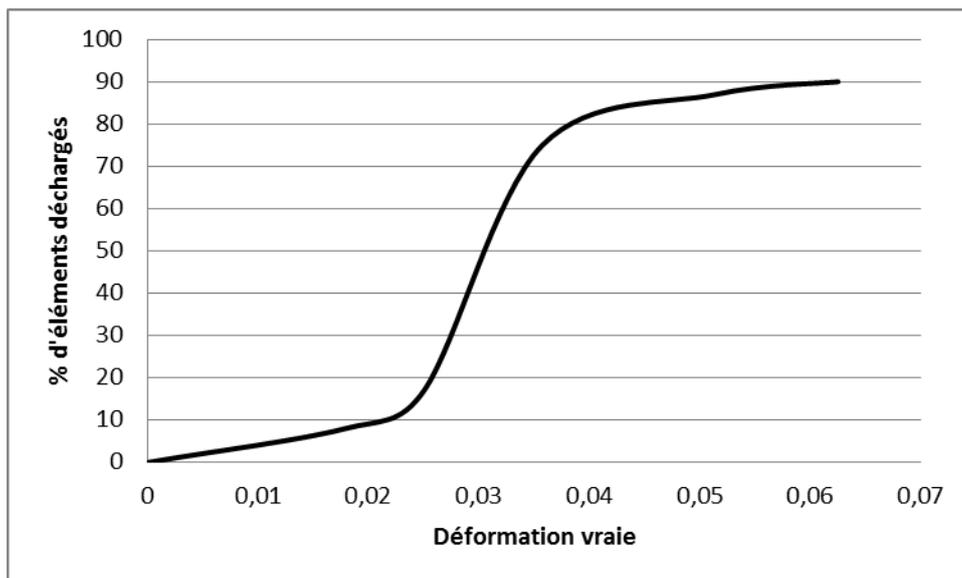


Figure 96. Courbe du pourcentage d'éléments déchargés en fonction de la déformation vraie Ti_{α} tôle fine pour modèle compartimenté.

Pour le modèle compartimenté, on remarque que les éléments commencent à se décharger dès le début de l'essai. Mais, au cours du temps, on constate qu'il y a un brusque changement de pente : ici c'est vers une déformation de 2,2% ce qui confirme le résultat donné par le critère de Considère.

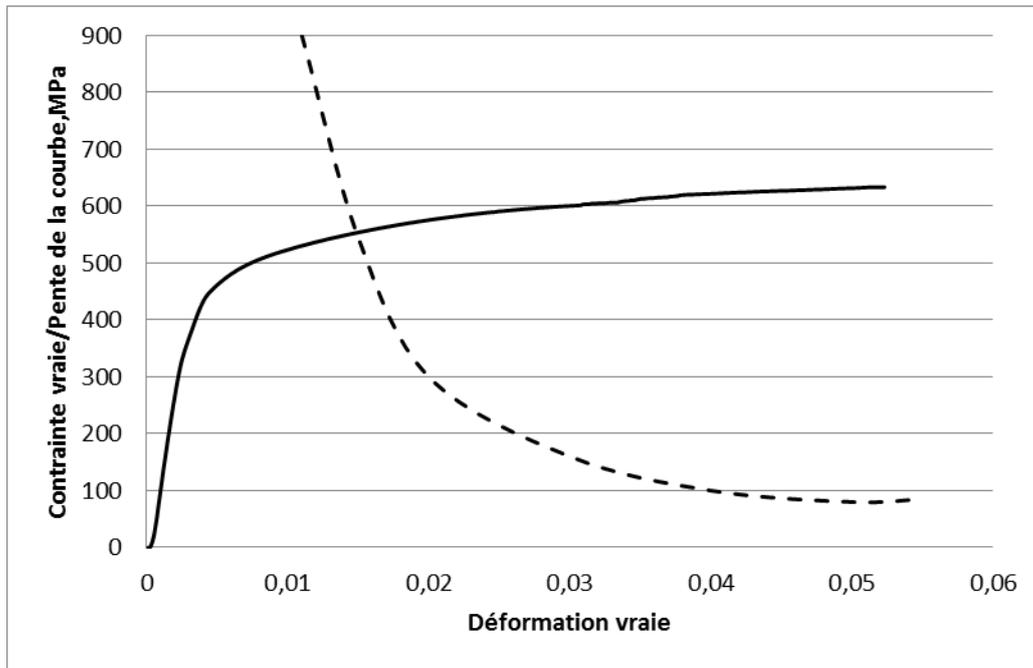


Figure 97. Détermination de la localisation de déformation selon le critère de Considère pour Ti_α tôle fine (modèle compartimenté).

La Figure 97 montre que pour le modèle compartimenté, la localisation débute vers une déformation de 17%, alors que celle obtenue par le critère de Considère est de 2,4%.

Simulation du comportement des Ti_α tôle fine avec le modèle compartimenté (longueur des éprouvettes 70 mm)

Les cartographies des contraintes de Von Mises et les déformations équivalentes sont présentées sur la Figure 98. On présente la superposition des courbes expérimentale et simulée sur la Figure 99. Sur les Figure 101 et Figure 102, on présente les courbes de pourcentage d'éléments déchargés en fonction du temps et de la déformation vraie. La détermination de la localisation de déformation selon le critère de Considère est présentée sur la Figure 100.

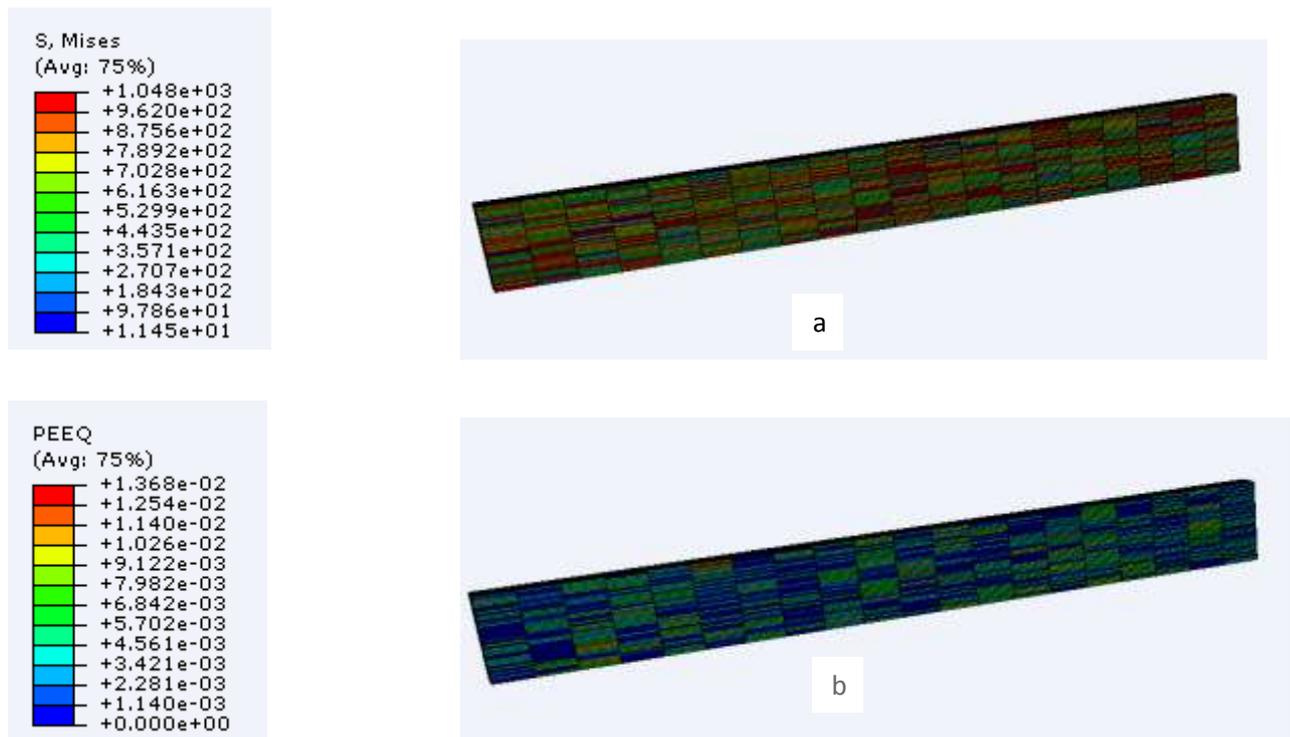


Figure 98. a : Présentation des cartographies des contraintes de Von Mises ; b : Présentation des cartographies des déformations équivalentes pour la traction du Ti_{α} tôle fine obtenue avec le modèle compartimenté.

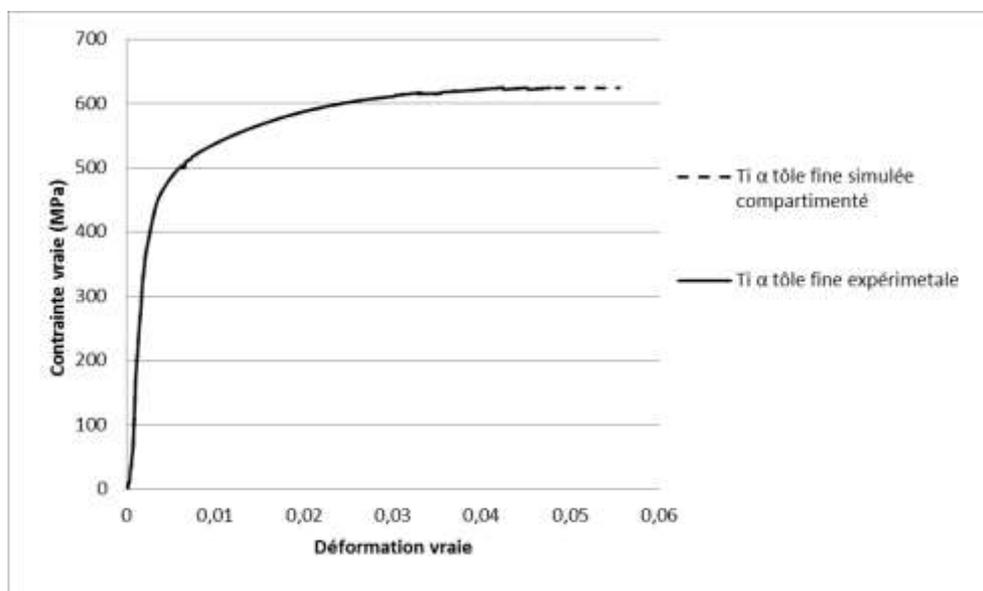


Figure 99. Superposition des courbes expérimentale et simulée (modèle compartimenté) contraintes vraies en fonction de déformations vraies obtenues en traction du titane Ti_{α} tôle fine.

D'après cette figure, on remarque que la courbe simulée est confondue avec celle expérimentale.

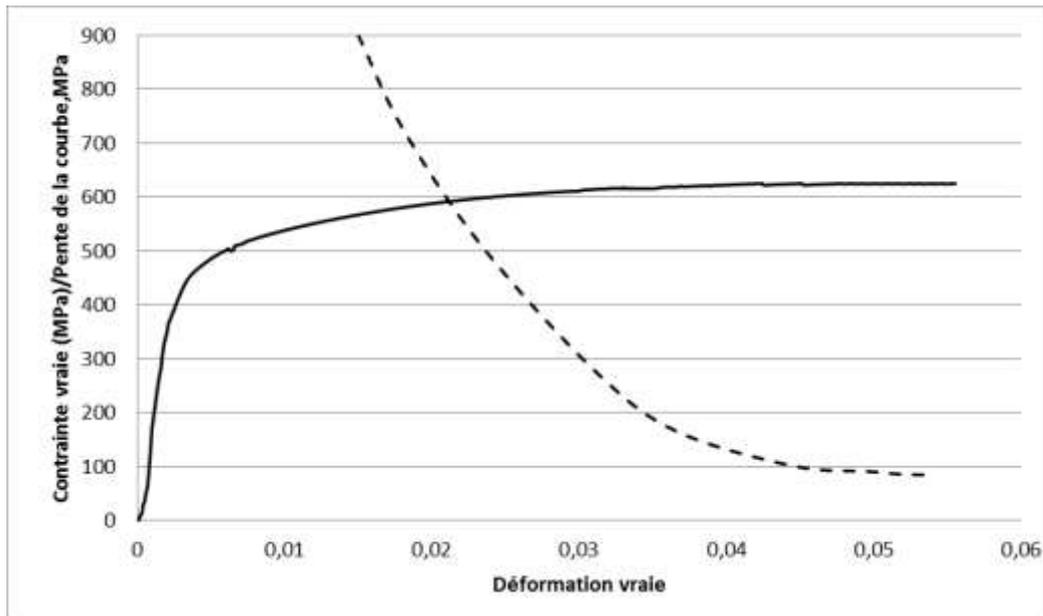


Figure 100. Détermination de la localisation de déformation selon le critère de Considère pour Ti_{α} tôle fine (modèle compartimenté).

La Figure 100, montre que le début de la localisation commence pour une déformation de 0,022 ce qui correspond bien au critère de Considère.

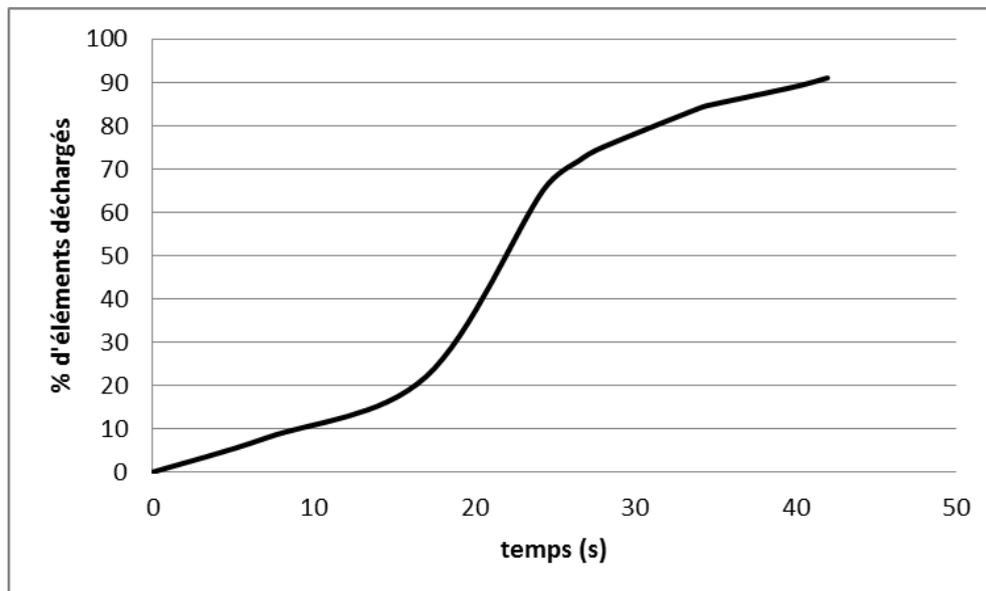


Figure 101. Évolution du pourcentage d'éléments déchargés en fonction du temps pour le Ti_{α} tôle fine déterminée en utilisant le modèle compartimenté.

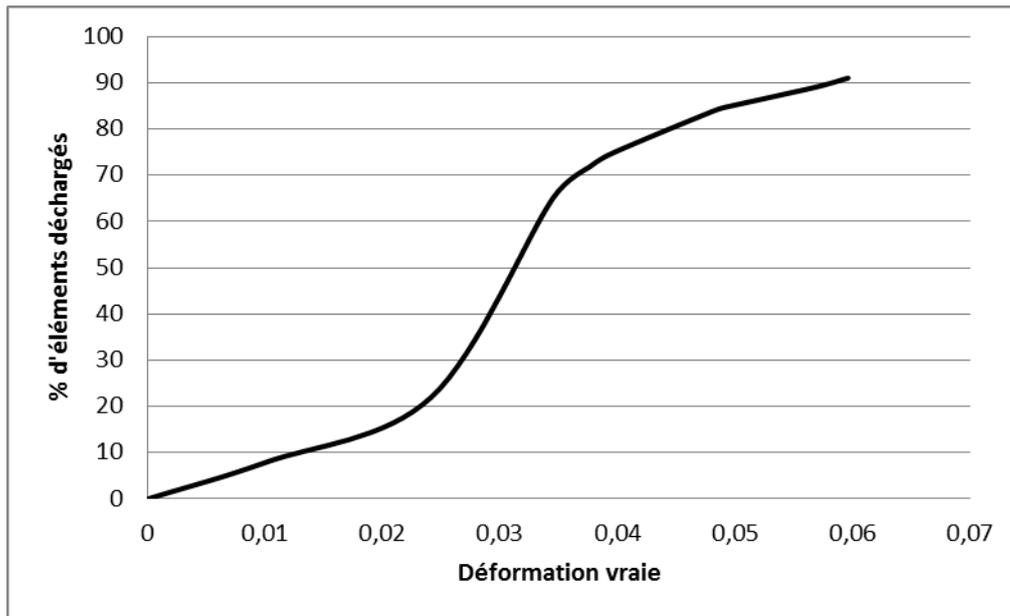


Figure 102. Courbe du pourcentage d'éléments déchargés en fonction de la déformation vraie Ti_α tôle fine pour modèle compartimenté.

D'après la Figure 102, on constate que pour, une déformation vraie de 0,024 ce qui correspond au résultat donné par le critère de Considère et aux résultats trouvés en Ti_α tôle fine (modèle classique) et (modèle compartimenté - 40 mm). La longueur de l'éprouvette simulée ne semble pas avoir d'influence sur les résultats de localisation obtenus.

3.4.1.2 Ti_α tôle épaisse

Simulation du comportement des Ti_α tôles épaisses en traction avec le modèle classique

Sur la Figure 103, on présente les cartographies des contraintes de Von Mises et les déformations équivalentes. La Figure présente la superposition des courbes expérimentale et simulée. Sur les Figure 105 et Figure 106, on présente les courbes de pourcentage d'éléments déchargés en fonction du temps et de la déformation vraie. La détermination de la localisation de déformation selon le critère de Considère est présentée sur la Figure 107.

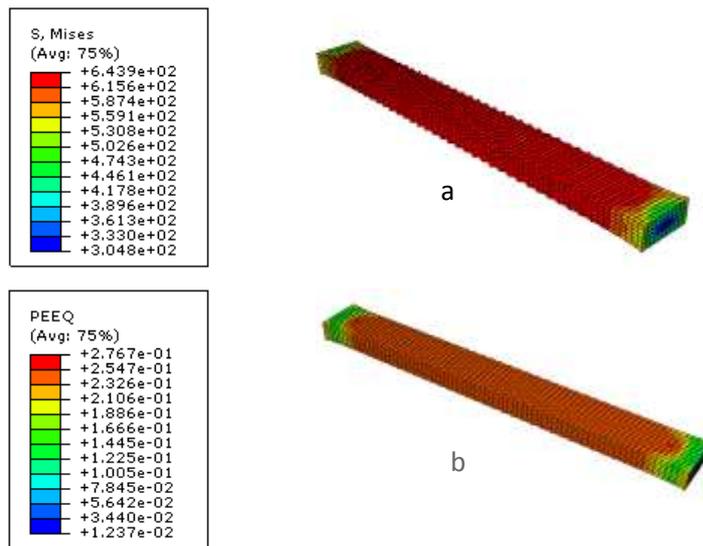


Figure 103. a : Présentation des cartographies des contraintes de Von Mises ; b :Présentation des cartographies des déformations équivalentes pour la traction du Ti_α tôle épaisse obtenue avec le modèle classique.

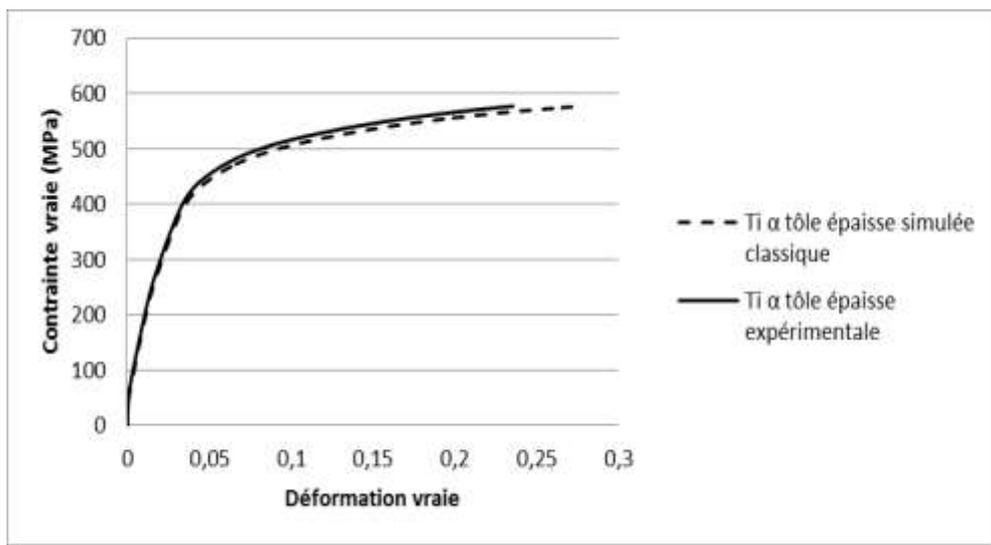


Figure 104. Superposition des courbes expérimentale et simulée (modèle classique) contraintes vraies en fonction de déformations vraies obtenues en traction du titane Ti_α tôle épaisse.

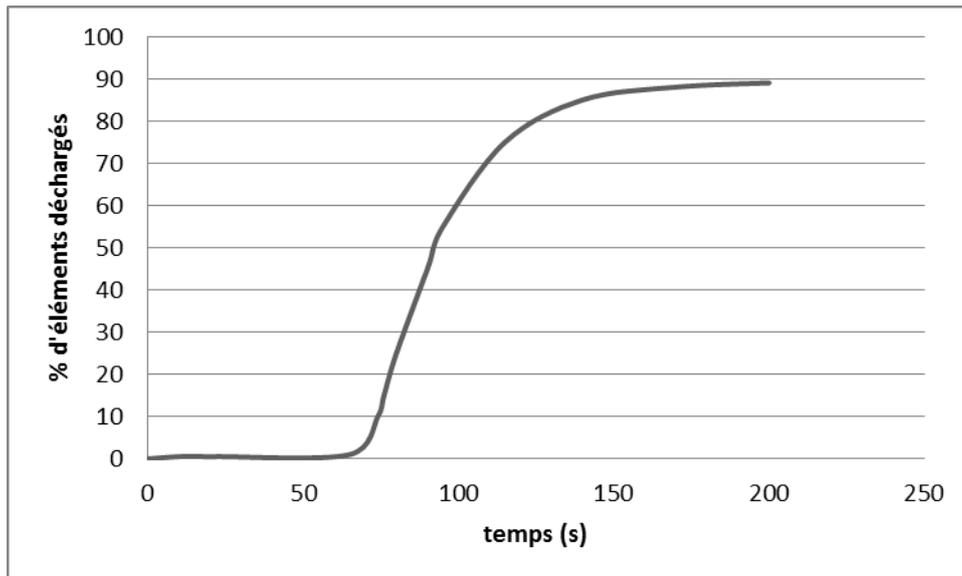


Figure 105. Courbe du pourcentage d'éléments déchargés en fonction du temps pour le Ti_{α} tôle épaisse (modèle classique).

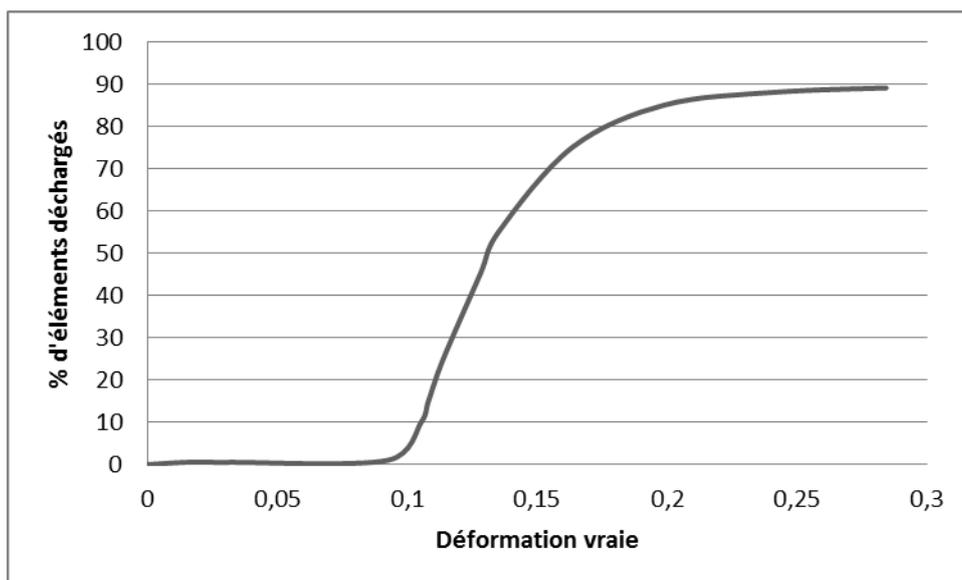


Figure 106. Courbe du pourcentage d'éléments déchargés en fonction de la déformation vraie pour le Ti_{α} tôle épaisse (modèle classique).

Comme pour le Ti_{α} tôle fine, d'après la Figure 106, on constate que pour une déformation de 11%, le premier élément déchargé est atteint ce qui est en lien avec la valeur de n donné par le critère de Considère ($n=0,11$).

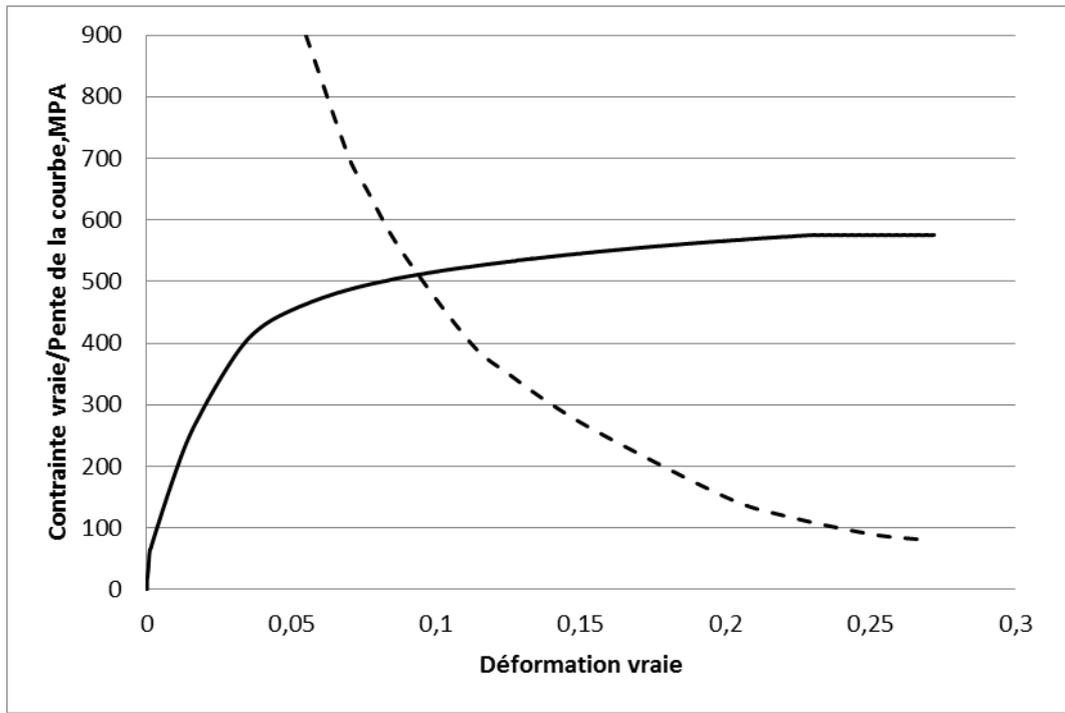


Figure 107. Détermination de la localisation de déformation selon le critère de Considère pour Ti_{α} tôle épaisse (modèle classique).

Cette figure, montre que pour une déformation de 0,11, on a le début de la localisation ce qui est conforme avec le résultat donné par le critère de Considère.

Simulation du comportement des Ti_{α} tôle épaisse avec le modèle compartimenté

Dans cette partie, les cartographies des contraintes de Von Mises et les déformations équivalentes sont présentées sur laFigure 108. On présente la superposition des courbes expérimentale et simulée sur laFigure 109. Sur lesFigure 110 etFigure 111, on présente les courbes de pourcentage d'éléments déchargés en fonction du temps et de la déformation vraie. La détermination de la localisation de déformation selon le critère de Considère est présentée sur laFigure 112.

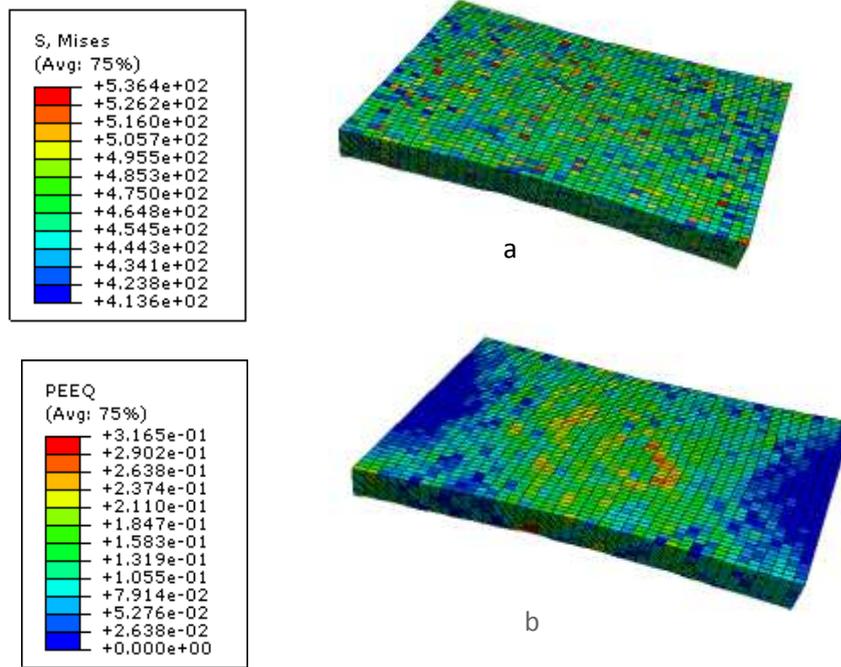


Figure 108. a : Présentation des cartographies des contraintes de Von Mises ; b Présentation des: cartographies des déformations équivalentes pour la traction du Ti_{α} tôle épaisse obtenue avec le modèle compartimenté.

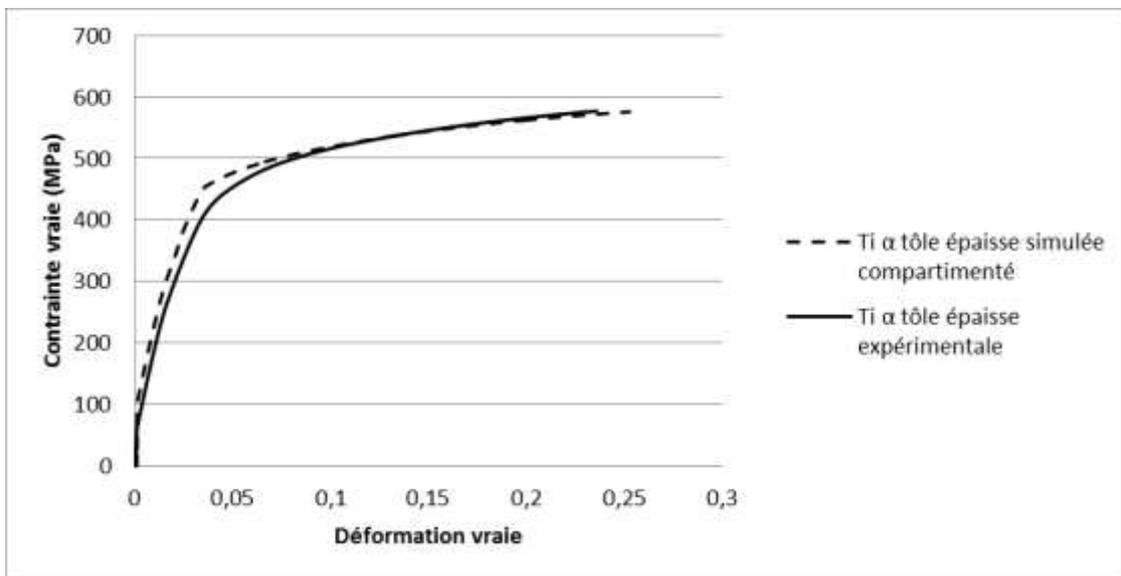


Figure 109. Superposition des courbes expérimentale et simulée (modèle compartimenté) contraintes vraies en fonction de déformations vraies obtenues en traction du titane Ti_{α} tôle épaisse.

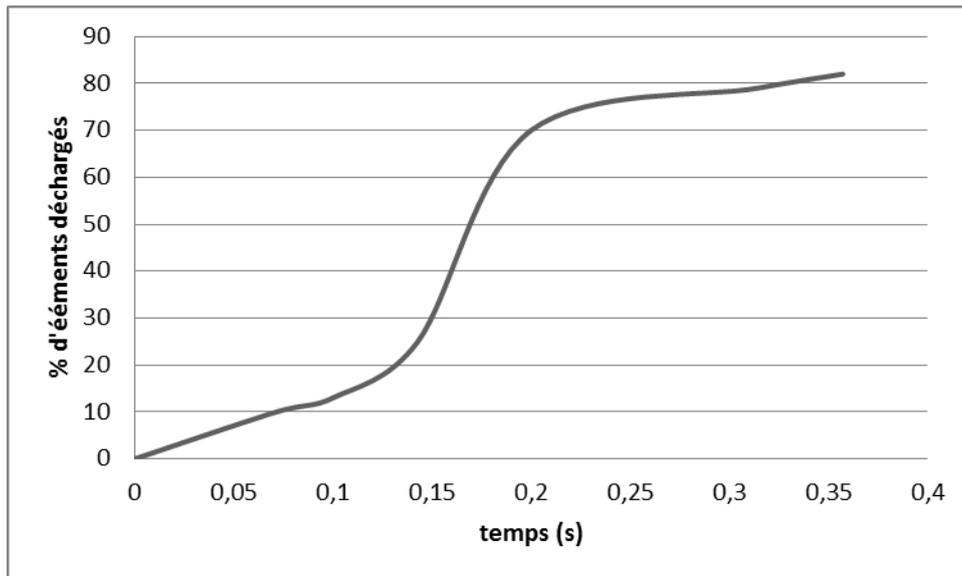


Figure 110. Courbe du pourcentage d'éléments déchargés en fonction du temps Ti_{α} tôle épaisse pour modèle compartimenté.

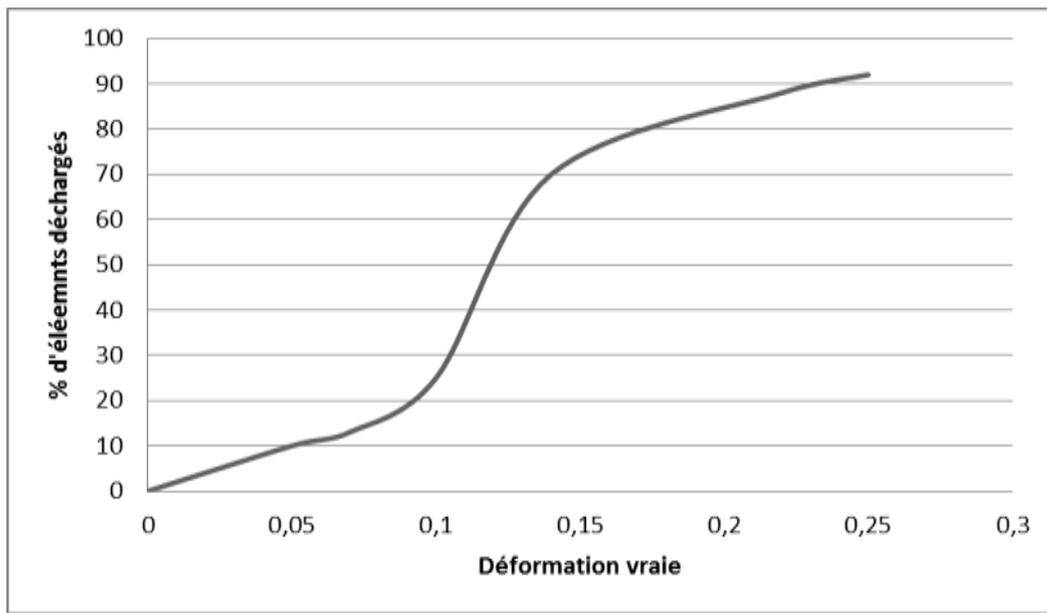


Figure 111. Courbe du pourcentage d'éléments déchargés en fonction de la déformation vraie Ti_{α} tôle épaisse pour modèle compartimenté

Pour la Ti_{α} tôle épaisse, on constate que même avec le modèle compartimenté on obtient un résultat conforme à celui de critère de Considère. Car, d'après la Figure 111, pour une déformation de 11%, on voit un saut et un changement de pente ce qui indique le début de la localisation.

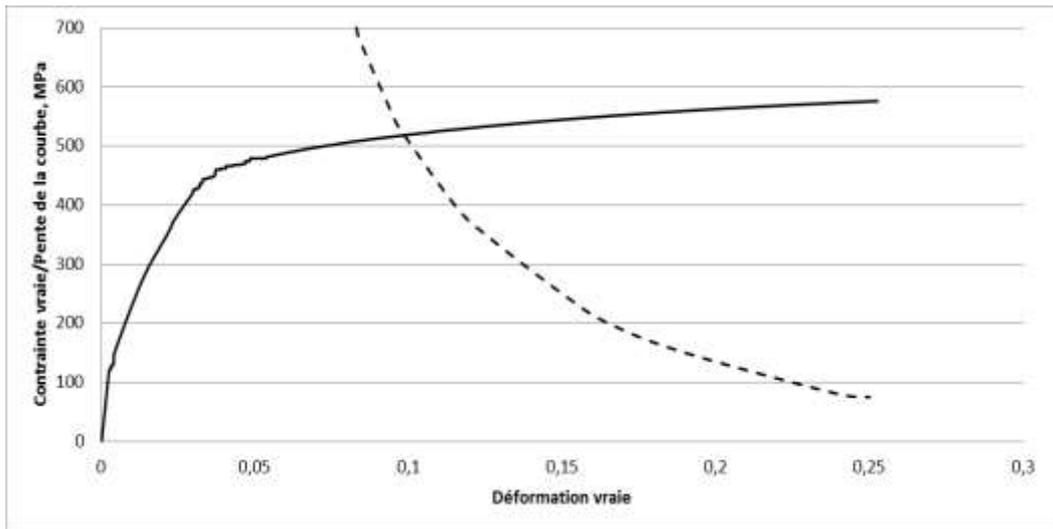


Figure 112. Détermination de la localisation de déformation selon le critère de Considère pour Ti_{α} tôle épaisse (modèle compartimenté).

D'après cette figure, on constate que la localisation débute vers une valeur de déformation de 0,11. Ce qui est conforme à la valeur donnée par le critère de Considère.

3.4.1.3 $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse

Simulation du comportement des $Ti_{\alpha+\beta}$ tôles épaisses en traction avec le modèle classique

Les cartographies des contraintes de Von Mises et les déformations équivalentes sont présentées sur la Figure 113. On présente la superposition des courbes expérimentale et simulée sur la Figure 114. Sur les Figure 115 et Figure 116, on présente les courbes de pourcentage d'éléments déchargés en fonction du temps et de la déformation vraie. La détermination de la localisation de déformation selon le critère de Considère est présentée sur la Figure 117.

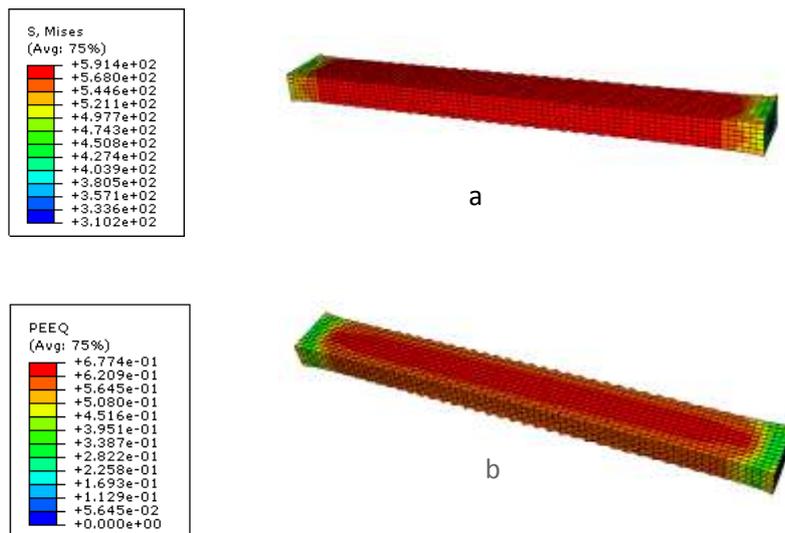


Figure 113. a : Présentation des cartographies des contraintes de Von Mises ; b : Présentation des cartographies des déformations équivalentes pour la traction du $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse obtenue avec le modèle classique.

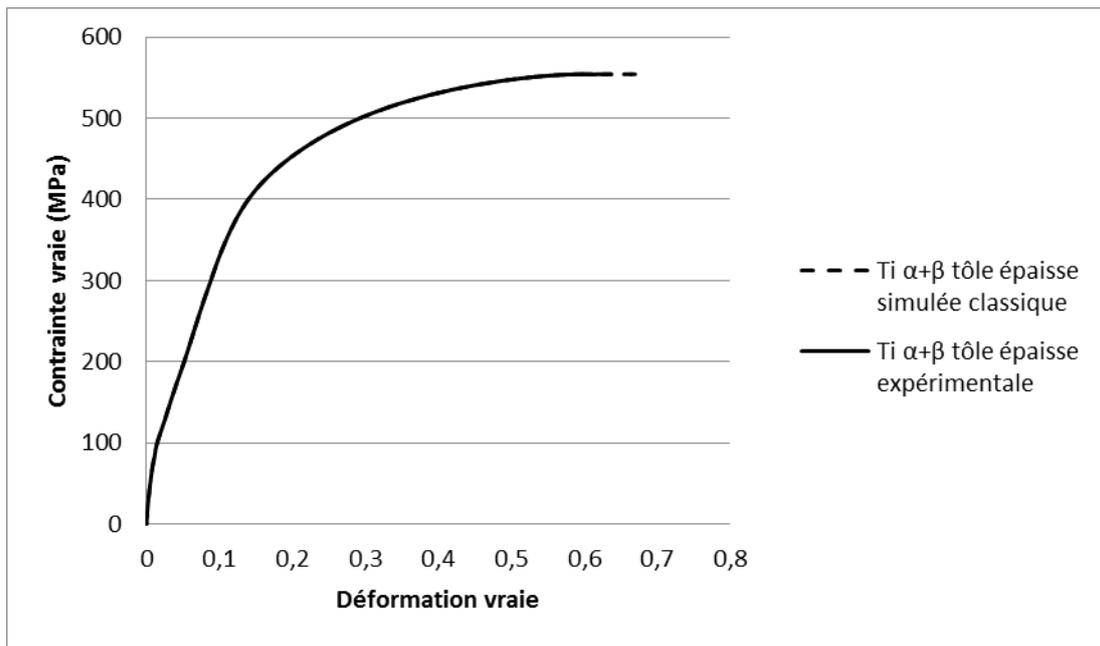


Figure 114. Superposition des courbes expérimentale et simulée(modèle classique) contraintes vraies en fonction de déformations vraies obtenues en traction du titane $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse

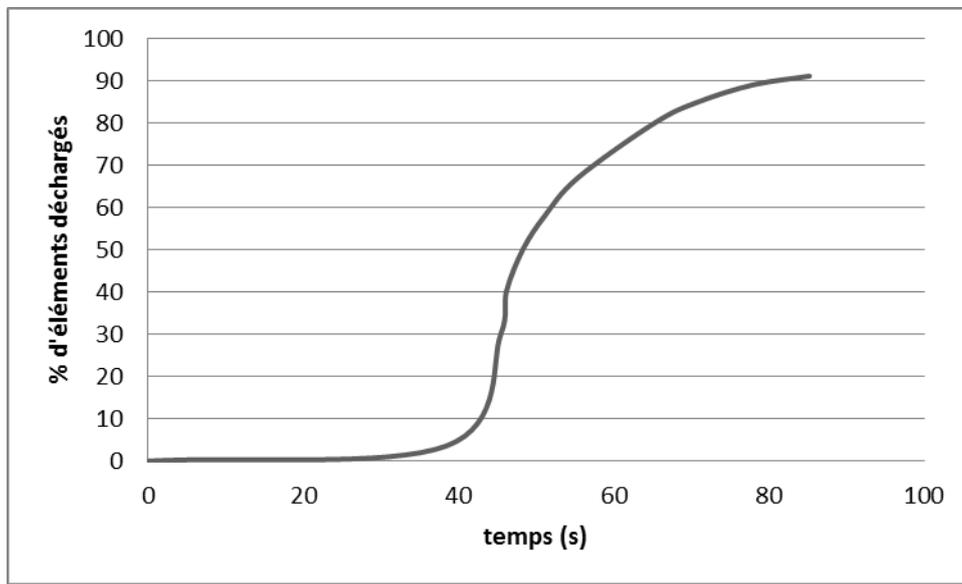


Figure 115. Courbe du pourcentage d'éléments déchargés en fonction du temps $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse pour modèle classique.

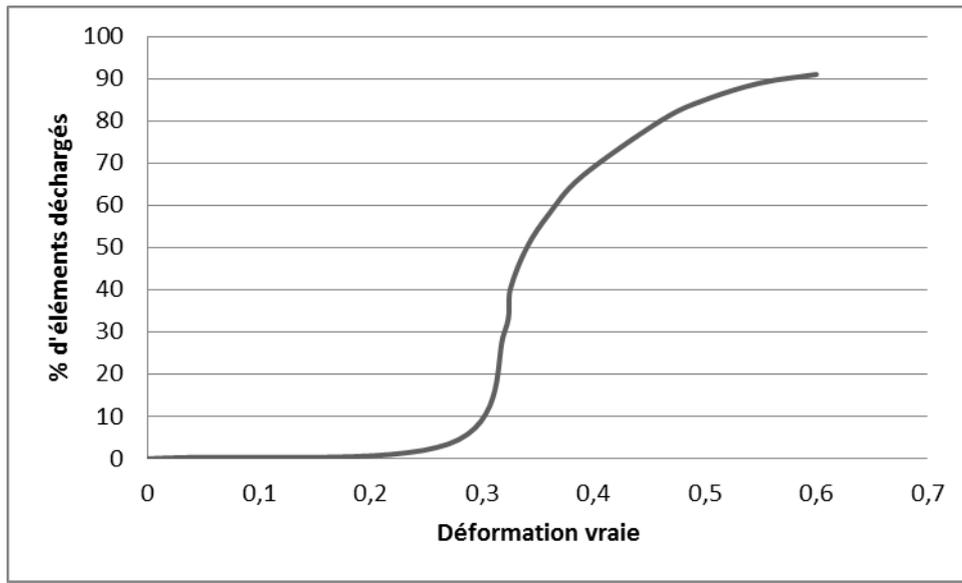


Figure 116. Courbe du pourcentage d'éléments déchargés en fonction de la déformation vraie $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse pour modèle classique.

Le début de la localisation est visualisé pour une déformation de 30% d'après la Figure ci-dessus.

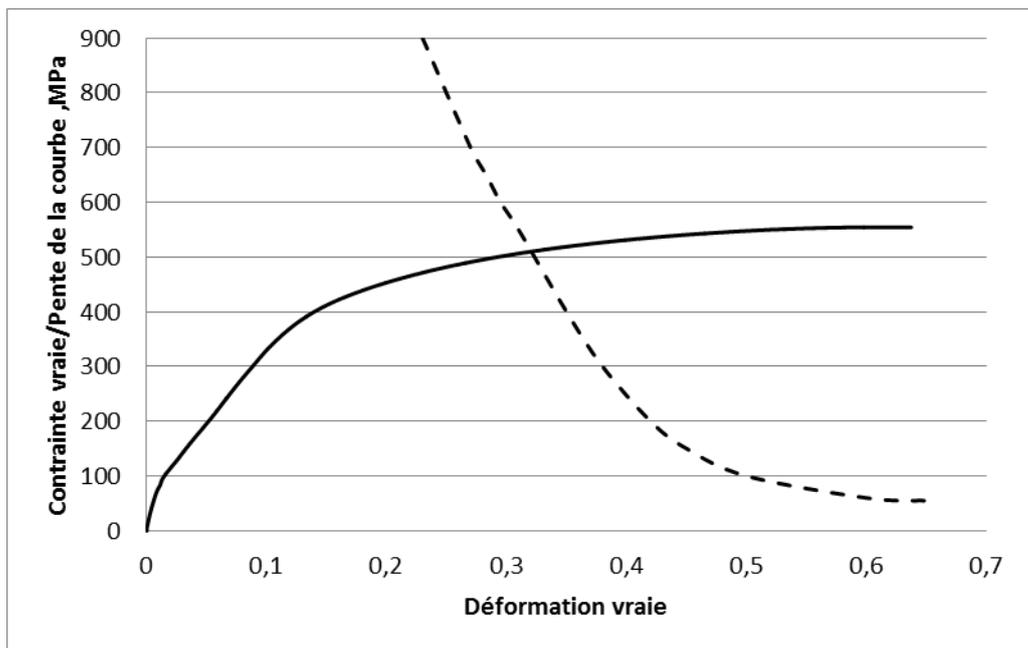


Figure 117. Détermination de la localisation de déformation selon le critère de Considère pour $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse (modèle classique).

D'après cette figure, la localisation débute pour une déformation de 34%.

Les résultats trouvés pour le modèle classique donnés par les deux figures, Figure 116 et Figure 117, ne sont pas très loin du résultat donné par le critère de Considère.

Simulation du comportement des $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse avec le modèle compartimenté

Les cartographies des contraintes de Von Mises et les déformations équivalentes sont présentées sur la Figure 118. On présente la superposition des courbes expérimentale et simulée sur la Figure 119. Sur les Figure 120 et Figure 121, on présente les courbes de pourcentage d'éléments déchargés en fonction du temps et de la déformation vraie. La détermination de la localisation de déformation selon le critère de Considère est présentée sur la Figure 122.

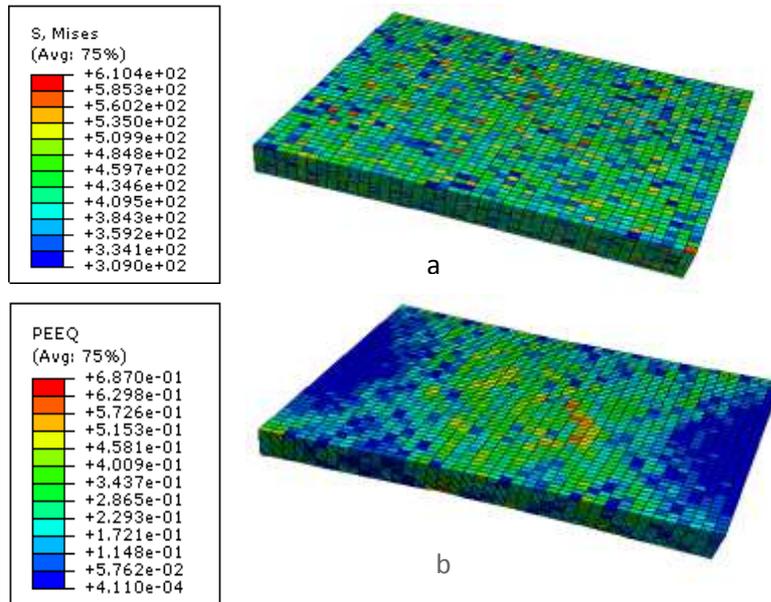


Figure 118. a : Présentation des cartographies des contraintes de Von Mises ; b : Présentation des cartographies des déformations équivalentes pour la traction du $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse obtenue avec le modèle compartimenté.

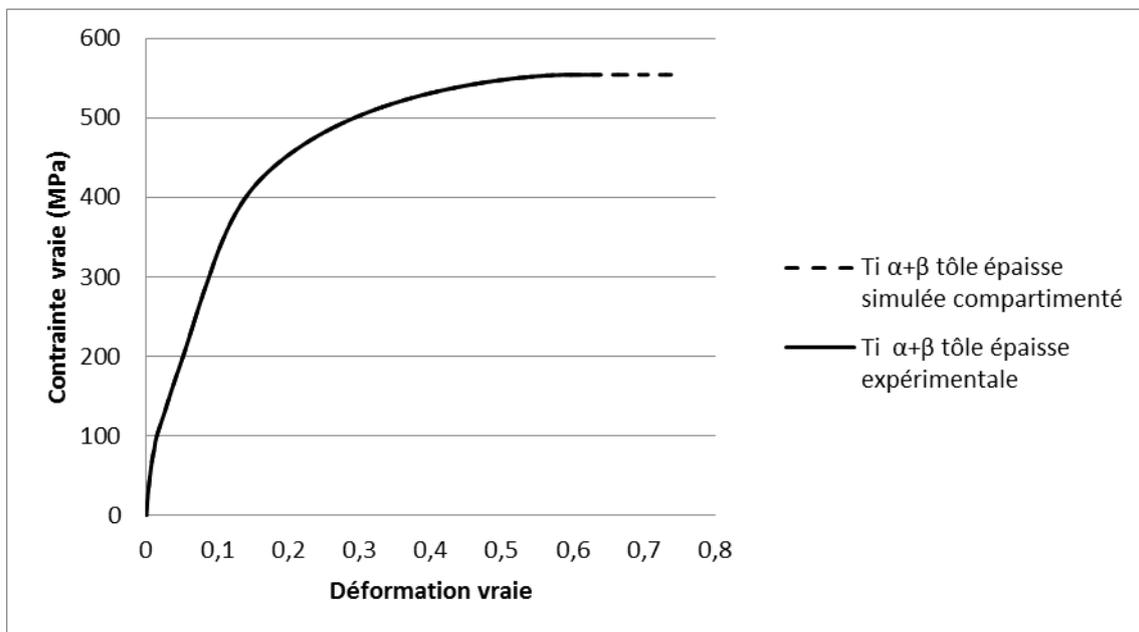


Figure 119. Superposition des courbes expérimentale et simulée (modèle compartimenté) de la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie obtenues en traction du titane $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse.

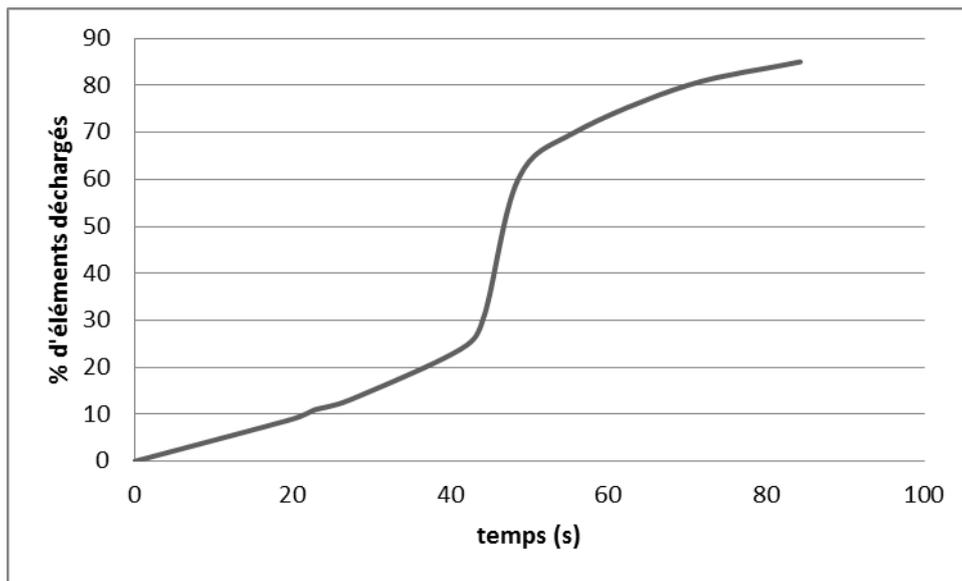


Figure 120. Courbe du pourcentage d'éléments déchargés en fonction de la déformation vraie $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse pour modèle compartimenté.

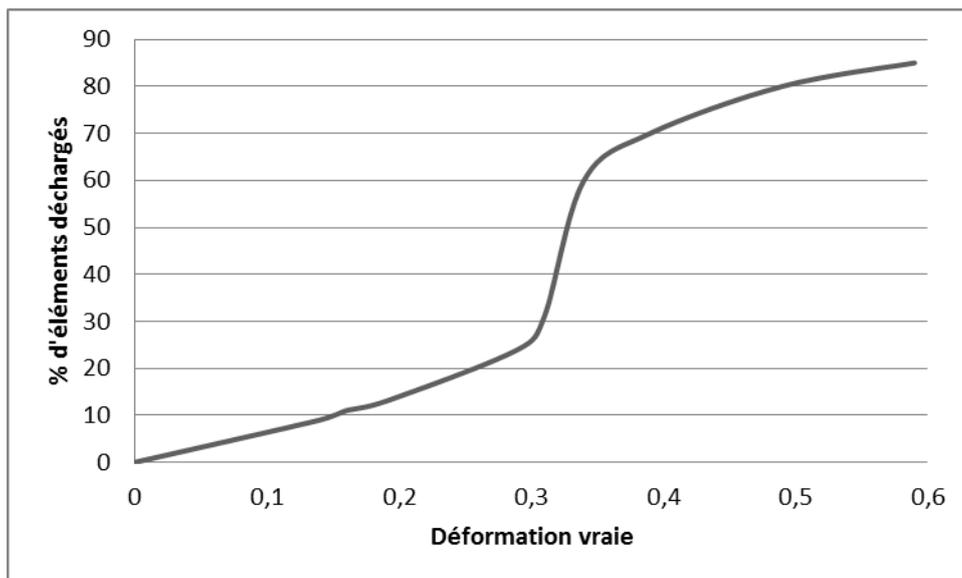


Figure 121. Courbe du pourcentage d'éléments déchargés en fonction de la déformation vraie $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse pour modèle compartimenté.

La Figure 121 (modèle compartimenté) confirme bien les valeurs données par la Figure 116 (modèle classique). En fait, on atteint le premier élément qui se décharge pour une déformation de 30%.

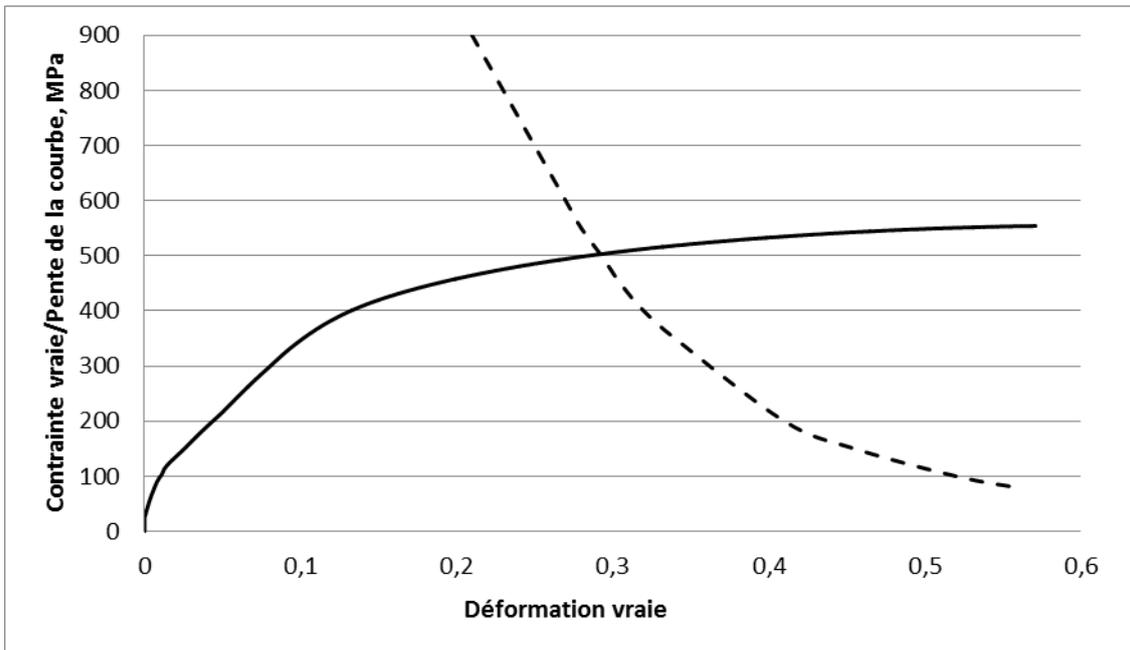


Figure 122. Détermination de la localisation de déformation selon le critère de Considère pour $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse (modèle compartimenté).

La Figure 122 (modèle compartimenté) confirme le résultat donné par la Figure 117 (modèle classique).

3.4.2 Comparaisons entre les résultats des essais simulés et expérimentaux : détection de l'endroit de la rupture de l'éprouvette sur une ligne centrale de l'éprouvette

Pour déterminer les déformations à l'apparition de la striction c'est-à-dire, au temps de la localisation, on fait l'extraction des déformations majeures en fonction de la position initiale.

Les résultats expérimentaux sont donnés par le logiciel de corrélation d'images 7D (Figure 57 du Chapitre 2)

Les résultats simulés classiques et compartimentés sont donnés par une extraction à partir du code éléments finis Abaqus. Ainsi, il s'agira de comparer la Figure 57 aux Figure 123 et Figure 124 présentant les résultats numériques avec les deux modélisations retenues.

3.4.2.1 Détection de l'endroit de la rupture de l'éprouvette sur une ligne centrale de l'éprouvette à avec le modèle classique

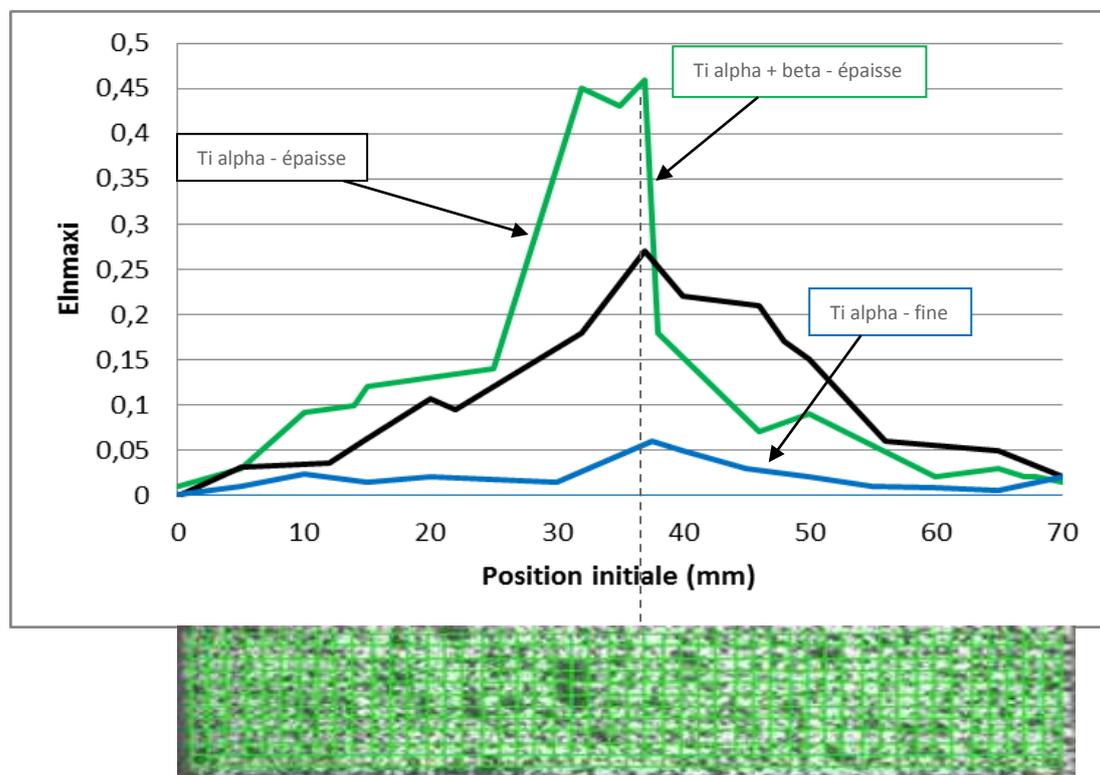


Figure 123. Succession de présentations de déformations longitudinales maximales au cours du temps (s) pour une ligne au milieu de l'éprouvette. Superposition des trois courbes simulées avec le modèle classique : Ti_{α} tôle fine; Ti_{α} tôle épaisse et $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse.

Avec le modèle classique, on voit que la localisation s'effectue au milieu de l'éprouvette pour toutes les tôles Ti_{α} tôle fine, Ti_{α} tôle épaisse et $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse.

D'où, la nécessité de chercher un autre modèle avec lequel, on peut retrouver les résultats expérimentaux.

3.4.2.2 Détection de l'endroit de la rupture de l'éprouvette sur une ligne centrale de l'éprouvette avec le modèle compartimenté

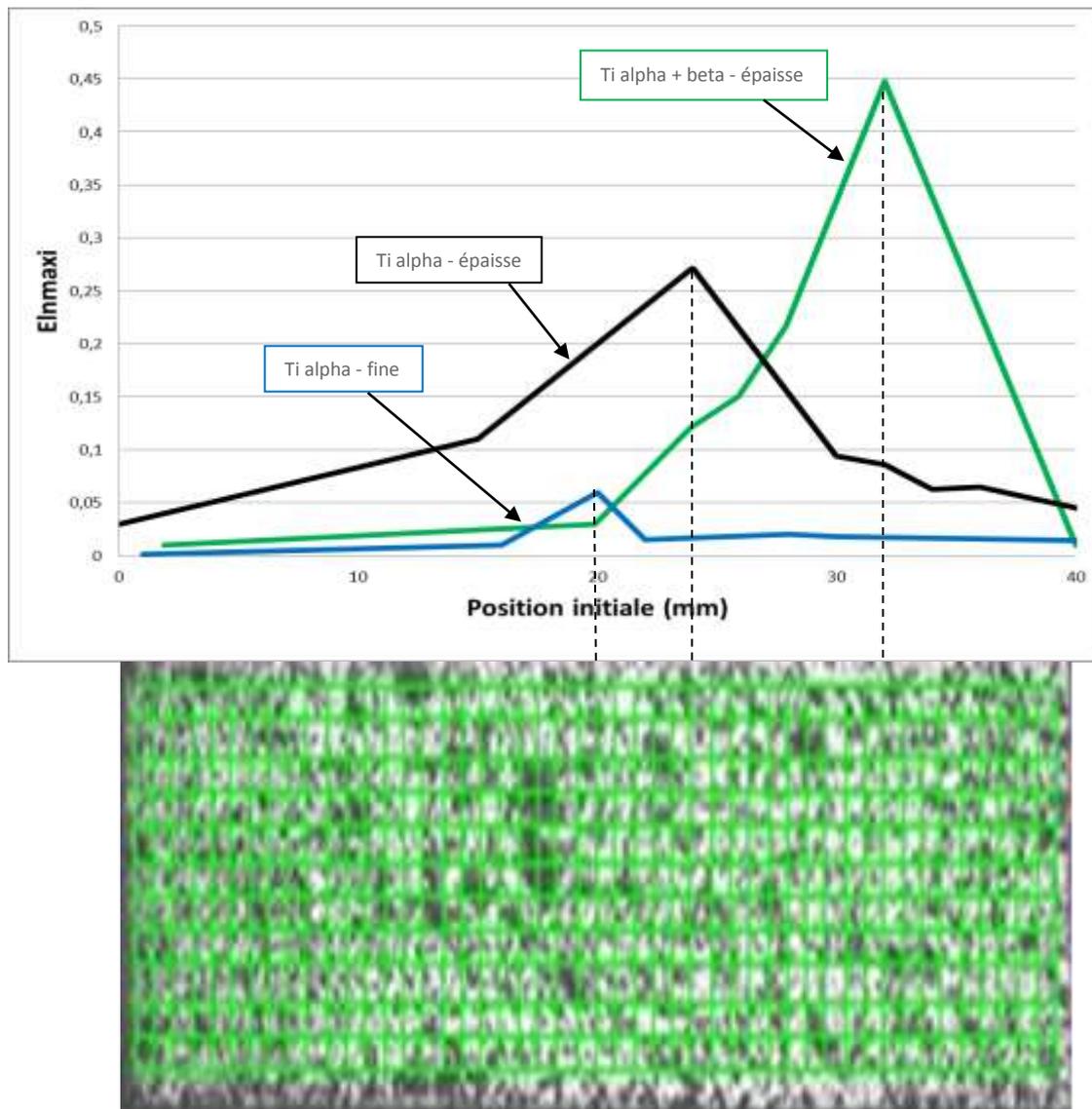


Figure 124. Succession de présentations de déformations longitudinales maximales au cours du temps (s) pour une ligne au milieu de l'éprouvette. Superposition des trois courbes simulées avec le modèle hybride : Ti_{α} tôle fine; Ti_{α} tôle épaisse et $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse.

D'après cette figure, on constate qu'avec le modèle compartimenté, on retrouve bien le résultat expérimental. Donc, ce dernier est plus pertinent que le modèle classique pour prédire le lieu de la localisation au sein de l'éprouvette lors d'un essai de traction.

3.4.3 Conclusions partielles sur l'étude de la localisation

Pour le modèle phénoménologique, on constate que les courbes contraintes vraies en fonction de déformations vraies simulées pour les trois nuances de titane Ti_{α} tôle fine ; Ti_{α} tôle épaisse et $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse sont superposées à celles expérimentales.

Pour le modèle compartimenté, la courbe Ti_{α} tôle épaisse, contrainte vraie en fonction de la déformation vraie simulée est superposée à la courbe expérimentale. Par contre, les courbes contraintes vraies en fonction de déformations vraies simulées pour les deux éprouvettes Ti_{α} tôle fine et $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse montrent un décalage entre les résultats de l'essai réel et ceux de la simulation.

Il est à noter qu'en raison de la distribution aléatoire des propriétés mécaniques, la localisation simulée peut être située dans n'importe quel endroit de l'échantillon et ne se produit pas systématiquement dans le milieu de l'échantillon. Un autre effet est que la striction n'est plus perpendiculaire à la direction principale, mais suit plus ou moins la direction dans laquelle la contrainte de cisaillement est la plus élevée (45°).

En ce qui concerne le nombre d'éléments déchargés, il évolue dès le début de l'essai en raison de la base hétérogène intrinsèque du modèle. Lorsque le critère de Considère est atteint quelque part dans l'échantillon, la striction commence et suit la même évolution par rapport au cas classique phénoménologique.

En conclusion, la localisation se produit dans un endroit aléatoire et quelques bandes dans le plan avec une contrainte maximale sont visibles.

3.5 Simulation éléments finis en expansion

3.5.2 Introduction

La simulation de l'essai d'expansion est réalisée avec le code d'éléments finis Abaqus en mode explicite. Une éprouvette carrée de longueur et de largeur 10 mm et d'épaisseur 0,1 mm est modélisée. L'échantillon est maillé avec des éléments hexaédriques de type C3D8R avec 40 éléments dans la longueur, 40 dans la largeur et 2 dans l'épaisseur.

Le paragraphe suivant est consacré à la présentation des résultats des simulations en utilisant le modèle classique et le modèle compartimenté et à la comparaison des résultats de deux modèles.

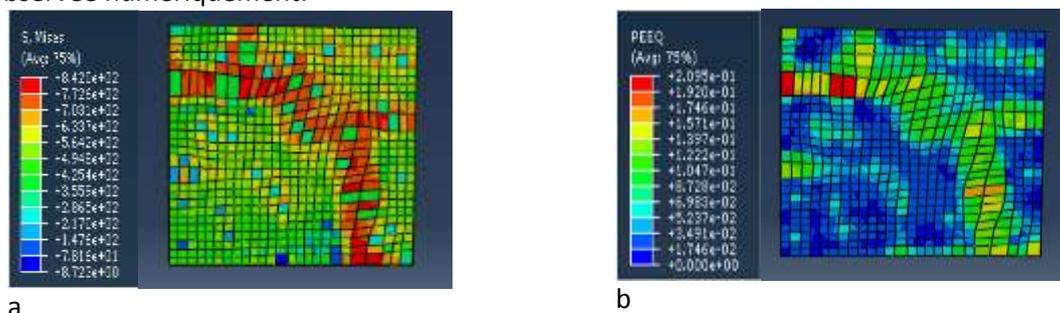
3.5.3 Simulation d'expansion avec le modèle classique appliquée au Ti_α tôle fine.

Avec ce modèle, les cartographies des contraintes et des déformations équivalentes sont homogènes dans tout l'échantillon.

En utilisant la loi d'Hollomon, il n'y a pas de localisation alors que les expériences montrent que ça localise. La solution consiste donc à utiliser le modèle hybride compartimenté pour restituer les résultats expérimentaux.

3.5.4 Simulation de l'expansion avec le modèle compartimenté appliquée au Ti_α tôle fine.

Les paramètres du modèle compartimenté, les cartographies des déformations et des contraintes sont représentées sur la Figure. On observe une localisation en appliquant ce modèle à l'expansion. Les hétérogénéités de comportement introduites par la distribution initiale de Rayleigh permettent de créer une localisation sans ajout de critères ou de paramètres supplémentaires. La Figure 126 représente la courbe de force en fonction des déformations obtenues avec la simulation de l'expansion utilisant le modèle compartimenté. Au moment de la localisation, une chute de la force est observée numériquement.



hybride.

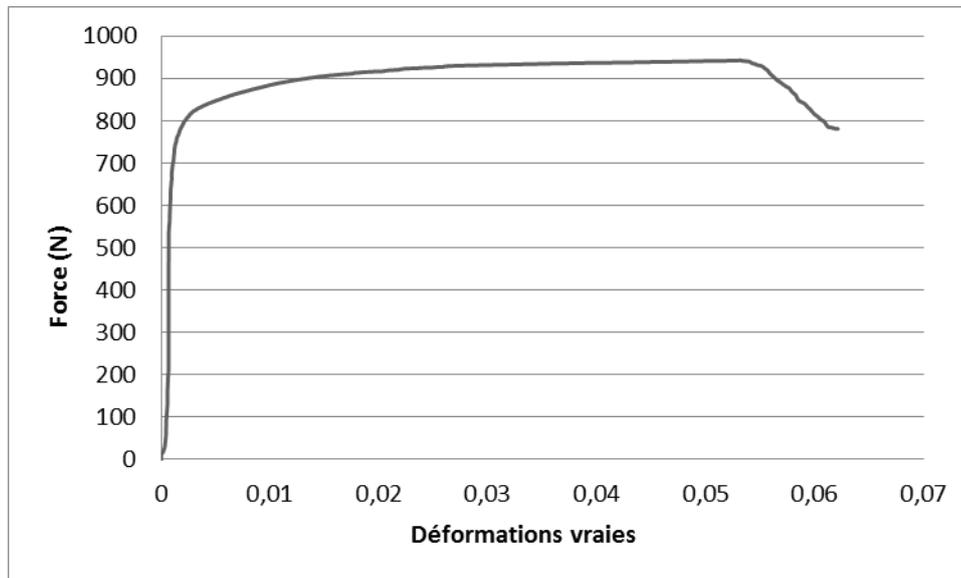


Figure 126. Courbe forces en fonction des déformations vraies pour l'expansion du T_α tôle fine donnée avec le modèle hybride.

D'après cette figure, on observe une chute de force au moment de la localisation, contrairement au modèle phénoménologique où il n'y a pas de localisation.

La comparaison effectuée entre le résultat de la simulation et le résultat expérimental prouve qu'à l'aide du modèle compartimenté la prédiction de la striction est retrouvée avec succès et que les résultats expérimentaux sont bien retrouvés ce qui confirme l'intérêt de ce modèle.

3.6 Conclusions

Dans ce chapitre, une étude numérique de la striction en fonction du type de modèle adopté pour décrire le comportement mécanique du matériau est présentée. La principale différence entre les modèles utilisés dans cette étude est introduite en considérant la distribution hétérogène de propriétés mécaniques pour l'un d'eux. Dans un premier temps, ces deux modèles semblent donner des résultats plutôt comparables à des preuves expérimentales pour l'essai de traction. Néanmoins, le modèle qui prend en compte les hétérogénéités donne une meilleure description de striction. La répartition des contraintes donne à son tour une bonne description qualitative et quantitative du comportement mécanique. Avec seulement un modèle local très simple, il est assez facile de redonner la preuve expérimentale dans le domaine de localisation. En outre, une meilleure description est attendue avec un modèle local raffiné.

Ce travail montre que l'idée de la prise en compte des hétérogénéités dans les modèles de comportement est une question très prometteuse pour le formage des métaux et que cette idée devrait également être envisagée dans d'autres domaines où la modélisation homogène a atteint ses limites.

Cette idée est vraiment intéressante, car, le coût à payer est celui du développement d'une routine qui met en évidence la distribution des propriétés sur les éléments de la maille utilisée lors de la simulation.

Avec ces deux considérations, l'hétérogénéité et la détection de la localisation simple, la méthode proposée vise à réduire de manière significative la complexité du modèle de plasticité sans coût supplémentaire dans la simulation. Il est raisonnable de penser que d'autres développements, concernant le modèle local, les lois de distribution et de paramètres de maille adaptées peuvent

fournir des modèles très performants pour le formage des métaux ainsi que dans d'autres domaines de la science des matériaux, où les hétérogénéités locales sont impliquées.

Il existe de nombreuses façons d'aborder la localisation tant sur le plan expérimental que sur le plan de la modélisation. Plusieurs points s'opposent à une utilisation pratique de ces critères dans le cadre de la simulation numérique :

- différence de points de vue sur le phénomène,
- complexité des critères,
- absence de critères déjà implantés par défaut dans les codes de calcul.

Les outils actuels d'analyse d'images donnent les moyens d'aborder la localisation diffuse avec une perspective nouvelle et simple, qui met en avant les décharges élastiques qui se produisent lors de l'apparition de la localisation. Ce travail confirme ainsi une étude qui avait abordé ce sujet de façon ponctuelle et montre l'intérêt pratique de la méthode. La simulation numérique produit suffisamment d'informations pour déterminer s'il y a localisation durant le calcul.

Enfin, l'utilisation du modèle bilinéaire très simple avec une géométrie assez simple, permet la restitution d'une striction réaliste. La localisation se produit dans un endroit aléatoire et certaines bandes avec la contrainte maximale sont visibles.

Il faut noter que d'autres modèles locaux, pourraient être envisagés. Le modèle local utilisé dans cette étude est largement inspiré par l'évolution de contrainte-déformation observée dans le matériel avec une structure hexagonale, comme le titane. D'autres paramètres importants sont les propriétés de maillage qui jouent certainement un rôle important dans la façon dont les divers comportements locaux sont mélangés. Les propriétés de maillage doivent être raccordées aux hétérogénéités réelles.

Ainsi, la simulation numérique des deux essais présentés prédit l'apparition de la localisation de déformation et reproduit le phénomène de décharge élastique dans la zone située dehors de la localisation lors de l'essai de traction.

Pourtant, pour confirmer que les résultats de la simulation de la mise en forme sont fiables, il faudrait effectuer des comparaisons plus approfondies avec les résultats réels.

Conclusion générale et perspectives

La prédiction de la localisation pourrait sembler de prime abord être un sujet de recherche largement traité dans la bibliographie à un point tel qu'il ne resterait pas de place pour des études supplémentaires. Malgré cela, la qualité de cette prédiction est actuellement toujours un point critique pour la détermination de gamme de mise en forme lors desquelles la matière est sollicitée jusqu'à ses limites. En effet, il n'existe pas vraiment de méthode fiable et rationnelle qui puisse être utilisée dans un cadre industriel hormis sans doute recourir aux courbes limites de formage dont le domaine d'application reste toutefois limité. Par ailleurs, leur coût d'obtention est élevé en raison du nombre élevé d'expériences requises pour leur détermination uniquement valable pour la nuance du matériau qui sera testé.

Au laboratoire SYMME, différentes connaissances ont été développées sur le traitement de la localisation ainsi que sur la prise en compte du caractère inéluctablement hétérogène de la déformation plastique dans les matériaux métalliques. La maturité atteinte au laboratoire SYMME dans le traitement de ces deux sujets et aussi l'angle original avec lequel ils sont abordés permet d'aborder la question de la détection de la localisation sous un angle nouveau.

Cette étude vise donc à fusionner les deux concepts proposés au laboratoire relativement à la localisation d'une part et la modélisation du comportement d'autre part avec l'ambition de contribuer à l'évolution de la façon dont on prend en compte de la localisation lors d'opérations de mise en forme des métaux en feuilles par emboutissage.

Ces approches mettent le comportement hétérogène au cœur de la modélisation. En effet, il existe sans doute une hétérogénéité intrinsèque aux matériaux métalliques à l'origine de la majorité des propriétés observées en déformation (comportement cyclique, écrouissage, localisation...) qui conditionne la réponse du matériau aux différentes sollicitations.

Il semblait donc intéressant sur une période de temps restreinte d'entreprendre ce travail qui se veut donc être une valorisation des recherches développées au laboratoire SYMME depuis quelques années déjà, sur la prise en compte des hétérogénéités.

Le premier chapitre récapitule les travaux qui ont été menés dans ce domaine notamment en considérant de façon globale le comportement d'un acier XC68 jusqu'à sa phase de localisation.

La détection de la localisation s'effectue avec le suivi des décharges élastiques qui se produisent dans l'éprouvette lorsque l'effort appliqué à l'échantillon passe par un maximum. Ce type de détection est applicable à quasiment toutes les situations où la même amplitude de déformation se développe dans un premier temps de façon quasi simultanée sur l'ensemble de l'échantillon.

N'importe quel modèle phénoménologique peut convenir pour décrire et reproduire cette situation par le biais d'une simulation par éléments finis, cependant, l'adoption d'une modélisation intégrant l'effet des hétérogénéités internes au matériau semble à ce stade prometteuse car elle reflète de façon univoque les phénomènes physiques qui se produisent lors de la déformation, notamment lors du déclenchement de la localisation et le positionnement de celle-ci.

La combinaison de ces deux modélisations précédentes fournit un moyen puissant de détection de la localisation dans une tôle soumise à une déformation globale comme pour l'emboutissage.

Sans que cette étude soit menée ici, il est vraisemblable que cette combinaison pourrait reproduire les localisations observées lors du pliage par exemple qui est, quant à lui, un mode de déformation dont la localisation est très difficile à prévoir lors des simulations numériques. En effet, ce mode de déformation n'amène pas d'effet de localisation géométrique, ce qui impose d'autres mécanismes de fragilisation. Souvent l'endommagement est introduit pour parvenir à amener un effet de localisation dans un pli.

Ces raisons motivent donc le projet de combiner intimement critère de localisation et prise en compte d'hétérogénéités pour aborder la simulation de la localisation.

Il s'agit donc de trouver les conditions pour tester l'impact d'un facteur d'hétérogénéité sur le comportement en localisation afin de faire la démonstration de la pertinence de ces modèles aussi bien pris séparément que combinés.

Pour ce faire, il est donc proposé de travailler avec le titane (matériau de structure hexagonale) qui compte tenu de ses propriétés structurales doit présenter un fort facteur d'hétérogénéité. Il a été également imaginé de le faire se recristalliser dans la structure cubique centrée afin de diminuer vraisemblablement son degré d'hétérogénéité. Le recours à des tôles minces a été effectué pour encore accentuer les sources d'hétérogénéités. En effet, le nombre de grains devient faible conduit à une augmentation du facteur d'hétérogénéité qui peut pratiquement devenir perceptible même au niveau de l'échantillon.

Une base expérimentale est ainsi constituée pour des éprouvettes en situation de traction et d'expansion jusqu'à la rupture pour différents niveaux d'hétérogénéité. Le titane a donc été utilisé sous trois formes, Ti_α tôle fine, Ti_α tôle épaisse et $Ti_{\alpha+\beta}$ tôle épaisse. Des séries d'essais de traction ont été effectuées.

Afin d'évaluer la pertinence du schéma proposé, des simulations avec d'une part un modèle phénoménologique classique et d'autre part intégrant l'hétérogénéité sont proposées.

On constate que l'écart type identifié pour les hétérogénéités pour les besoins de la modélisation hybride est conforme à l'évolution qualitative de celles des éprouvettes. A savoir, que l'éprouvette en titane épaisse combinant structures cubique centrée et hexagonale est moins hétérogène que celle uniquement à structure hexagonale qui elle-même est moins hétérogène que la tôle fine de structure hexagonale.

Les simulations classiques sont en mesure de reproduire valablement les effets du chargement tant que les conditions de localisation ne sont pas atteintes. En l'absence d'introduction d'artefacts particuliers, la localisation se produit invariablement au centre de l'éprouvette de traction, ce qui est en contradiction avec la réalité.

Le recours à un modèle hybride qui intègre physiquement une distribution d'hétérogénéités sur les éléments du maillage permet sans autre effort particulier de reproduire les phénomènes fins observés expérimentalement.

Il est ainsi troublant de constater qu'une hétérogénéité prononcée débouche sur une localisation centrée, alors que plus le matériau est homogène, plus on observe un décalage de la localisation par rapport au centre de l'éprouvette.

Ce sujet m'a été proposé suite à une première année de thèse dans le domaine des matériaux à l'issue de laquelle il m'a fallu me réorienter en passant à une activité dans le domaine de la mise en forme. Bien que non prévue initialement, cette perspective me permettait d'élargir mon champ de compétence initial sur un sujet relativement mature au sein de l'équipe Matériaux de structures du laboratoire SYMME. L'intérêt était également d'apporter mes compétences dans le domaine des matériaux à cette étude dans le domaine de la mécanique des matériaux.

En perspectives....

Comme il a été indiqué juste au-dessus ce travail a été mené dans un temps assez court et il y a évidemment sur cette base, différents travaux complémentaires qui peuvent s'envisager.

On est resté au cours de l'étude très centré sur les quelques expériences qui ont été menées dans ce cadre contraint.

Il conviendrait sans aucun doute de mener une étude plus systématique à la fois au niveau expérimental.

Sur le plan expérimental, on pourrait améliorer le processus de recristallisation dans la structure cubique centrée afin d'obtenir des matériaux encore plus homogènes.

Ce processus pourrait être utilisé sur des matériaux de différentes épaisseurs augmentant ainsi l'intervalle d'hétérogénéité considéré.

Les profils de déformations au cours du temps sont des données très intéressantes qui n'ont pas été totalement exploitées dans le cadre de cette étude. En effet, leur intérêt est qu'elles peuvent donner une idée de la proportion d'éléments déchargés, au moins en surface. Elles autorisent également une

détermination très précise de la valeur critique de déformation à partir de laquelle s'amorce la localisation. Elles permettent également de suivre avec finesse la progression de la localisation. Les essais d'expansion, finalement assez peu valorisés dans notre étude, ainsi que des essais de flexion pourraient également être davantage exploités pour mieux comprendre encore les phénomènes de décharges et de localisation corollaires dans des situations plus complexes que l'essai de traction du point de vue chargement.

Sur le pont de vue numérique, le code éléments finis pourrait être utilisé pour explorer plus systématiquement l'influence de la distribution sans changer les autres paramètres par exemple. Il s'agirait alors de regarder le potentiel des modèles à reproduire les profils de déformations observés expérimentalement à la surface de l'éprouvette.

Enfin, il s'agirait de regarder si ce travail est transposable à d'autres matériaux et applicable en situation réelle d'emboutissage.

Bibliographie

- A04-102, N. N. (n.d.) Détermination de la grosseur du grain ferritique ou austénitique des aciers.
- A04-102., N. N. (1980) Détermination de la grosseur du grain ferritique ou austénitique des aciers.
- Armstrong, P. (1966) A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect, *C.E.G.B. Report RD/B/N731, Berkeley Nuclear Laboratories, Berkeley, UK.*
- Balcaen, Y. (2013) Etude des mécanismes de déformation du titane T40 en formage incrémental. *Thèse de l'université de Toulouse.*
- Balland, P. (2012) Entre recherches académiques et contraintes industrielles, stratégie de définition de programmes de recherche sur des opérations de mise en forme de matériaux métalliques, HDR de l'université de Savoie.
- Balland, P., Sène, N.A., Vautrot, M., Ksiksi, N., A. M., Tabourot, L., and Fivel, M. (2001) Comparison of physically based constitutive laws used for numerical simulations of plasticity of single crystals. *Journal de Physique IV, 11(PR4), Pr4-381-Pr4-388.* doi:10.1051/jp4:2001446.
- Bao, L. (2011) Contribution to the Study of Deformation Twinning in Titanium, Thèse de l'université Paul Verlaine-Metz.
- Boidin, X. (2005) Contribution à l'étude expérimentale et numérique à l'échelle de la microstructure de l'écaillage d'un alliage de titane, Thèse de l'université Paul Verlaine de METZ.
- Cailletaud, G. (1988) Modelling of viscoplastic anisotropic behavior of single crystals, *Proceedings of Mecamat, International Seminar on the Inelastic Behavior of Solids : Models and Utilisation.*
- Considère, M. (1885) Mémoire sur l'emploi du fer et de l'acier dans les constructions. *Annales Des Ponts et Chaussées, Vol 9, 574.*
- Cordebois, J.-P. (1983) Critères d'instabilité plastique et endommagement ductile en grandes déformations, Thèse de l'université Pierre et Marie Curie, Paris.
- Dakhlaoui, R. (2006) Analyse du comportement mécanique des constituants d'un alliage polycristallin multiphasé par diffraction des rayons x et neutronique, Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure Des Arts et Métiers.
- Déprés, C., Fivel, M., and Tabourot, L. (2008) A dislocation-based model for low-amplitude fatigue behaviour of face-centred cubic single crystals. *Scripta Materialia, 58(12), 1086-1089.* doi:10.1016/j.scriptamat.2008.02.027

- Devincre, B. (1994) Simulation of forest interactions and strain hardening in fcc crystals, *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.*, 2, 559–570.
- Dominique, F., Pineau, A., et Zaoui, A. (1991) Comportement mécanique des matériaux, *Traité Des Nouvelles Technologies, Hermès, Paris*.
- Dumoulin, S., Tabourot, L., Chappuis, C., Vacher, P., and Arrieux, R. (2003) Determination of the equivalent stress–equivalent strain relationship of a copper sample under tensile loading. *Journal of Materials Processing Technology*, 133(1-2), 79–83. doi:10.1016/S0924-0136(02)00247-9
- Gaspérini, M. (1985) Contribution à la caractérisation du comportement en emboutissage en rétreint d'une tôle d'alliage Al-Mg 2% ; application d'un critère d'instabilité plastique à l'apparition de bandes de cisaillement, Thèse de l'université de Paris Sud.
- Grèze, R. (2009) Etude expérimentale et numérique du retour élastique des allages d'aluminium après emboutissage, Thèse de l'université de Bretagne Sud.
- Gronostajski, Z. (2000) The constitutive equations for FEM analysis. *Journal of Materials Processing Technology*, 106, 40–44.
- Hart, E. W. (1958) Theory of tensile test, *Acta Met.*, 15, 161-445.
- Hill. R. (1958) A general theory of uniqueness and stability in elastic–plastic solids. *J.Mech Phys. Solids* 6, 236–249.
- Hollomon, H. (1945) Tensile deformation. *AIME TRANS* ,12((4)), 1–22,.
- Jamieson, J. (1963) No Title. *Sciences*, 140, 72.
- Jousset, H. (2008) Viscoplasticité et microstructures d'un alliage de titane : effets de la température et de la vitesse de sollicitation, Thèse l'Ecole Des Mines de Paris.
- Lagree, P. Y. (2016) Equations de Saint Venant et application aux mouvements de fonds érodables. Ecoulements en milieux naturels Cours MSF12, M1 UPMC.
- Lemaitre, J., et Chaboche, J.-L. (2004) Mécanique des matériaux solides, *Cours 2ème Cycle - Master - Ecoles D'ingénieurs, 2ème édition*.
- Lemaitre, J., Chaboche, J.-L., Benallal, A., et Desmorat, R. (2009) Mécanique des matériaux solides.
- Ludwick, P. (1909) *Elemente der technologischen mechanik. Springer Verlag*.
- Mahbadi, H., and Eslami, M. R. (2006) Cyclic loading of thick vessels based on the Prager and Armstrong–Frederick kinematic hardening models. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 83(6), 409–419. doi:10.1016/j.ijpvp.2006.02.031.
- Manach, P.-Y., and Thuillier, S. (2009) Comparison of the work-hardening of metallic sheets using tensile and shear strain paths. *International Journal of Plasticity*, 25((5)), 733–751.

- Manole, C. (2010) Analyse des contraintes internes dans les monocristaux cfc : vers une nouvelle loi de plasticité cristalline, Thèse de l'université de Savoie.
- Marciniack, Z., and Kuczynski, K. (1967) Limit strain in the process of stretch forming sheet metal. *J.Mech.Sci.*, 9, 609–620.
- Meyers, M. A., Subhash, G., and Prasad, L. (1994) Evolution of microstructure and shear band formation in hcp titanium. *Mech. of Mat.*, 17, 175–193.
- Mughrabi, H. (1983) Dislocation wall and cell structures and long-range internal stresses in deformed metal crystals, *Acta Metall.*, 31, 1367–1379.
- Murray, C., & Wriedt, A. (1987) The O-Ti (Oxygen-Titanium) System, 8(2), 148–165.
- Nemat-Nasser, S., Weisi, G., and Nesterenko, V. (2001) Dynamic response of conventional and hot isostatically pressed Ti-6Al-4V alloys : experiments and modeling. *Mech. of Mater.*, 33, 425–439.
- Piette Coudol, F. (2006) Modélisation et simulation de la tenue aux chocs des talons de chaussure femme, Thèse de l'université de Savoie.
- Revil-Baudard, B. (2010) Simulation du comportement mécanique des alliages de titane pour les procédés de mise en forme à froid, Thèse de l'université de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- Roth, A. (2014). Etude multi - échelles de l'hétérogénéité et de l'anisotropie de la déformation plastique, Thèse de l'université de Lorraine.
- Rudnicki, J. W., R. J. R. (1975) Condition for the localization of deformation in pressure-sensitive dilatant materials. *J. Mech. Phys. Solids*, (23), 371–394.
- S.P., K., & WA, B. (1964) Plastic instability and fracture in sheet stretched over rigid punches. *ASM Transactions Quarterly*, 56, 25–48.
- SAI K. (1993) Modèles à grand nombre de variables internes et méthodes numériques associées, Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- Sène, N. A. (2010) Etudes expérimentales et numériques de la micro-formabilité des matériaux métalliques de faible épaisseur, Thèse de l'université de Savoie.
- Sène, N. A., Baland, P., Laurent, T., Mathieu, V., and Nesrine, K. (2016) An original prediction of localisation during tensile and biaxial expansion tests on copper by the compartmentalized model, AIP Conference Proceedings, 1796 (1), 10.1063/1.4963553.
- Settefrati, A. (2012) Étude expérimentale et modélisation par champ de phase de la formation de dans les alliages de titane -métastable, Thèse de l'université de Lorraine.
- Swift, W. (1952) Plastic instability under plane stress. *J.Mech.Phys.Solids* 1, 1–18.

- Tabourot, L. (2001) Vers une vision unifiée de la plasticité cristalline, HDR de l'université de Savoie.
- Tabourot, L., Balland, P., Raujol-Veillé, J., Vautrot, M., Déprés, C., and Toussaint, F. (2012) Compartmentalized Model for the Mechanical Behavior of Titanium. *Key Engineering Materials*, 504-506, 673–678.
- Tabourot, L., Balland, P., Sène, N. A., Vautrot, M., Ksiksi, N., and Maati, A. (2014) 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 Engineering Materials*, 611, 521-528.
- Tabourot, L., Balland, P., Vautrot, M., Hopperstad, O. S., Raujol-Veillé, J., and Toussaint, F. (2013) Characterization and Modeling of the Elastic Behavior of a XC68 Grade Steel Used at High Strain Rates and High Temperatures. *Key Engineering Materials*, 554-557, 1116–1124.
- Tabourot, L., Vacher, P., Coudert, T., Toussaint, F., and Arrieux, R. (2005) Numerical determination of strain localisation during finite element simulation of deep-drawing operations. *Journal of Materials Processing Technology*, 159, 152–158. doi:10.1016/j.jmatprotec.2004.04.413.
- Tekkaya, E. (2000) State of the art of simulation of sheet metal forming, *Journal of Material Processing Technology*, 103 (1), 14-22.
- Temimi-Maaref, N. (2006) Comportement thermo-mécanique et rupture de polypropylènes. Etude expérimentale et modélisation. Thèse de l'Ecole des Mines de Paris.
- Teodosiu, C. (1975) A physical theory of the finite elastic-viscoplastic behaviour of single crystals, *Eng. Trans*, 23(1), 157–183.
- Trinite, V. (2007) Etude theorique des phases du titane, Thèse de l'Ecole Polytechnique.
- Vacher, P., Dumoulin, S., Morestin, F., M., Mguil, S., and Touchal (1999) Bidimensional strain measurement using digital images. *Proc. Instr. Mech. Eng*, 213, 811–817.
- Voce. (1948) The relationship between stress and strain from homogenous deformation. *Journal of the Institute for Metals*, 74, 537–562.
- Ziegler, D. (1959) A modification of pragers hardening rule. *Quartely of Applied Mathematics*, 17, 55–65.