



**HAL**  
open science

# Analyse de la pré-déformation plastique sur la tenue au crash d'une structure crash-box par approches expérimentale et numérique

Laurent Durrenberger

► **To cite this version:**

Laurent Durrenberger. Analyse de la pré-déformation plastique sur la tenue au crash d'une structure crash-box par approches expérimentale et numérique. Autre. Université Paul Verlaine - Metz, 2007. Français. NNT : 2007METZ041S . tel-01752867

**HAL Id: tel-01752867**

**<https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01752867v1>**

Submitted on 29 Mar 2018

**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.



## AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : [ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr](mailto:ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr)

## LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

[http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg\\_droi.php](http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php)

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>



# THÈSE

Présentée par

**Laurent DURRENBERGER**

Pour l'obtention du grade de

**Docteur de l'Université Paul Verlaine de Metz**

*Spécialité : Mécanique des matériaux*

## **Analyse de la pré-déformation plastique sur la tenue au crash d'une structure crash-box par approches expérimentale et numérique**

Soutenue le 10 septembre 2007 à Metz devant le jury composé de :

Tóth L.S.	Professeur, LPMM, Metz	Président du jury
Markiewicz E.	Professeur, LAMIH, Valenciennes	Rapporteur
Nowacki W.K.	Professeur, IPPT, Varsovie	Rapporteur
Cornette D.	Ph.D, ARCELOR-MITTAL, Maizières-lès-Metz	Examineur
Lemoine X.	Ph.D, ARCELOR-MITTAL, Maizières-lès-Metz	Examineur
Molinari A.	Professeur, LPMM, Metz	Directeur de thèse
Klepaczko J.R.	Directeur de recherche CNRS, LPMM, Metz	Co-directeur de thèse
Rusinek A.	Maître de conférence HDR, LPMM, Metz	Co-encadrant de thèse







# REMERCIEMENTS

*Ce travail de thèse, financé par ARCELOR-MITTAL, a été réalisé en partenariat entre le Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux de l'Université de Metz et le centre de recherche d'ARCELOR-MITTAL situé à Maizières-lès-Metz.*

*Je tiens tout d'abord à exprimer mes remerciements aux membres du jury qui ont accepté d'évaluer mon travail de thèse. Merci au Professeur László S. Tóth d'avoir accepté de présider le jury et aux Professeurs Wojciech K. Nowacki et Eric Markiewicz d'avoir accepté d'en être les rapporteurs. Leurs remarques et suggestions m'ont permis d'apporter des améliorations à la qualité de ce manuscrit.*

*Merci à mes encadrants et particulièrement au Professeur Alain Molinari qui a accepté de diriger cette thèse. Je tiens à le remercier pour la qualité de son encadrement, sa disponibilité et la sympathie qu'il m'a témoignée au cours de ces trois années de thèse.*

*Un grand merci au Docteur Dominique Cornette, responsable du service Clients chez ARCELOR-MITTAL, pour sa confiance et son accueil au sein de son équipe ainsi qu'au Docteur Xavier Lemoine, ingénieur de recherche chez ARCELOR-MITTAL, pour nos nombreuses discussions et sa disponibilité.*

*Je tiens également à remercier Franck Lauro, Professeur à l'Université de Valenciennes et du Hainaut Cambrésis, de m'avoir accueilli quelques jours dans son équipe. Son savoir-faire et ses conseils m'ont été d'une très grande utilité dans la réalisation de ce travail.*

*Mes remerciements s'adressent également au personnel des deux centres de recherche qui m'a permis de mener à bien ce travail dans des conditions agréables. Merci également à Benoît, Vincent et Momo pour la bonne humeur qui a régné dans le bureau 107.*

*Finalement, je souhaite remercier mes parents et Julia pour leur soutien tout au long de ce travail.*





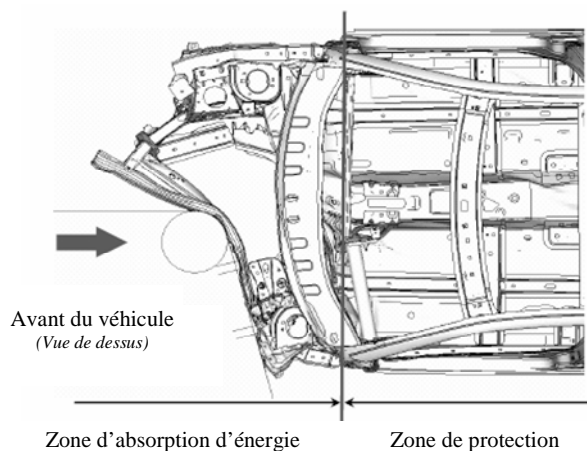
# TABLE DES MATIERES

<b>INTRODUCTION .....</b>	<b>9</b>
<b>CHAPITRE I. ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE .....</b>	<b>13</b>
I.1. Mécanismes de déformation plastique des métaux .....	14
I.1.1. Evolution de la microstructure avec la déformation.....	14
I.1.2. Effets d'un pré-chargement.....	17
I.2. Comportement dynamique des matériaux.....	23
I.2.1. Accroissement de la température durant la déformation plastique.....	23
I.2.2. Effets d'un saut de vitesse de déformation.....	26
I.2.3. Techniques expérimentales .....	27
I.3. Modélisation du comportement dynamique des aciers .....	35
I.3.1. Discussion sur les modèles physiques.....	35
I.3.2. Discussion sur les modèles phénoménologiques.....	39
I.4. Ecrasement des corps creux .....	45
I.4.1. Comportement expérimental des structures de crash .....	45
I.4.2. Procédés d'assemblage des structures.....	48
I.4.3. Flambage des structures .....	50
I.4.4. Amélioration des propriétés de crash .....	51
I.4.5. Simulation numérique de l'écrasement d'une structure crash-box .....	52
I.5. Synthèse .....	60
<b>CHAPITRE II. CARACTERISATION EXPERIMENTALE .....</b>	<b>61</b>
II.1. Introduction .....	62
II.1.1. Matériaux .....	62
II.1.2. Programme expérimental.....	64
II.2. Caractérisation en traction uni-axiale.....	66
II.2.1. Chargement quasi-statique .....	66
II.2.2. Chargement dynamique.....	69
II.3. Comportement des structures crash-box .....	83
II.3.2. Caractérisation du matériau de base .....	84
II.3.3. Effet de la pré-déformation .....	87
II.3.4. Prédiction de l'effort moyen d'écrasement .....	91
II.4. Conclusion.....	96

<b>CHAPITRE III. MODELISATION DU COMPORTEMENT DES ACIERS .....</b>	<b>97</b>
III.1.  Modèle basé sur l'évolution du coefficient d'érouissage ( <i>Modèle 1</i> ) .....	98
III.1.1. <i>Formulation du coefficient d'érouissage</i> .....	98
III.1.2. <i>Modification de la relation constitutive</i> .....	100
III.1.3. <i>Résultats</i> .....	102
III.2.  Modèle basé sur l'évolution d'une variable interne adimensionnelle ( <i>Modèle 2</i> )	107
III.2.1. <i>Modélisation phénoménologique de la réponse mécanique des métaux</i> .....	107
III.2.2. <i>Résultats</i> .....	114
III.3.  Conclusion.....	121
<b>CHAPITRE IV. SIMULATION NUMERIQUE DU CRASH .....</b>	<b>123</b>
IV.1.  Implémentation d'une loi utilisateur dans PAMCRASH.....	124
IV.1.1. <i>Schéma d'intégration explicite temporel</i> .....	125
IV.1.2. <i>Validation de l'algorithme</i> .....	130
IV.2.  Simulation du crash du matériau de base .....	132
IV.2.1. <i>Influence de la loi de comportement</i> .....	133
IV.2.2. <i>Influence du critère de plasticité</i> .....	136
IV.3.  Simulation de la pré-déformation et de la mise en forme .....	139
IV.3.1. <i>Mise en données</i> .....	139
IV.3.2. <i>Résultats</i> .....	140
IV.4.  Simulation du crash du matériau pré-déformé .....	143
IV.4.1. <i>Importation des variables de la mise en forme</i> .....	143
IV.4.2. <i>Influence de la loi de comportement</i> .....	145
IV.4.3. <i>Influence de l'hétérogénéité des déformations</i> .....	148
IV.4.4. <i>Résultats</i> .....	149
IV.5.  Conclusion.....	151
<b>CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES .....</b>	<b>153</b>
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....</b>	<b>157</b>
<b>ANNEXES .....</b>	<b>167</b>
I.      Caractérisation en cisaillement .....	167
II.    Comparaison des modèles.....	183

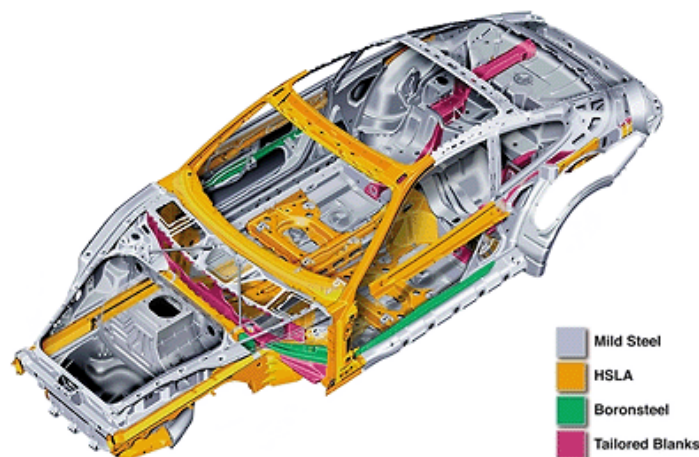
# INTRODUCTION

Le réchauffement climatique est un problème d'actualité qui impose aux constructeurs automobiles de développer des véhicules qui rejettent peu de gaz à effet de serre. Une solution consiste à minimiser la consommation de carburant, donc l'émission de gaz carboniques, en réduisant le poids des véhicules. Cette mesure ne doit cependant pas aller à l'encontre de la sécurité des passagers. En effet, préserver l'intégrité des occupants d'un véhicule lors d'un accident constitue un enjeu majeur pour les constructeurs automobiles depuis de nombreuses années. Pour répondre à ces problématiques, les concepteurs et ingénieurs se basent de plus en plus sur la fiabilité du calcul numérique plutôt que sur les prototypes lors d'une phase d'avant projet. L'amélioration continue des performances des moyens de calculs ainsi que les progrès dans le domaine des codes éléments finis leur permettent de développer de nouveaux designs grâce à des simulations toujours plus complexes. Seule la simulation numérique permet de déterminer précisément les interactions entre les différentes sous structures lors d'un crash. Le gain de temps et d'argent est considérable : alors que le crash d'une automobile coûte environ 250.000\$, la simulation ne coûte qu'environ 20.000\$ [Aut06], soit plus de dix fois moins. La Figure A présente la simulation numérique d'un choc entre une Renault Mégane et une barrière rigide [Awa05]. L'intégrité des passagers est préservée car la zone de protection n'est que très peu déformée : l'énergie cinétique a principalement été absorbée par la zone d'absorption d'énergie.



**Figure A.** Simulation numérique d'un choc entre une Renault Mégane et une barrière rigide [Awa05]. La zone d'absorption d'énergie se déforme beaucoup alors que la zone de protection est très peu déformée.

Les véhicules sont composés de nombreuses nuances de matériaux aux propriétés très variées, voir Figure B. Les métaux (acier pour l'essentiel) représentent une part très importante de leur poids : 40% du poids moyen et 90% de celui de la caisse en blanc (ossature du véhicule). C'est un secteur clef pour les progrès à accomplir en termes d'éco-conception. Dans cette optique, ARCELOR-MITTAL met fréquemment au point de nouveaux matériaux tel que l'Usilight qui est un matériau sandwich constitué de deux parements en acier revêtu de zinc et d'une âme en polymère capable de supporter les températures atteintes lors de la cataphorèse<sup>1</sup>. Ce matériau, qui est destiné aux pièces de peau (capots, pavillons, hayons, portes et ailes), permet un allègement de la caisse en blanc de 20 à 40% [Ind05]. Les principaux organes de sécurité active sont constitués d'aciers à Très Haute Résistance (THR), car leur sensibilité à la vitesse de déformation est très prononcée. Ces aciers, qui représentent plus de 30% de la caisse en blanc [New05], sont caractérisés par une grande capacité d'absorption aux chocs et une meilleure formabilité que les aciers communs.



**Figure B.** *Différentes nuances d'aciers utilisées pour la fabrication d'une Porsche 911 [Aut]*

La modélisation de la réponse mécanique des matériaux métalliques soumis à des chargements dynamiques est un domaine de recherche d'actualité, tant d'un point de vue théorique que pratique. Des recherches fondamentales ont été menées afin de développer des modèles basés sur des considérations physiques. Des mécanismes basiques de la déformation plastique ont été pris en compte, comme le glissement des dislocations ou le maclage. Dans la plupart des approches physiques, l'évolution de la contrainte d'écoulement est gouvernée par la cinétique des dislocations [Kle75, EM84, ZA86, ETMB98]. Cependant, peu d'attention a

---

<sup>1</sup> La cataphorèse est une technique de peinture industrielle, où la pièce est immergée dans un bain de peinture hydrosoluble. L'application d'un courant électrique provoque la migration des particules de peintures en suspension dans le bain de l'anode vers la cathode. La peinture est ensuite cuite dans un four.

---

été accordée aux autres mécanismes de déformation comme les micros bandes de cisaillement [EKDN00] ou l'évolution des textures cristallographiques [WR07].

De nos jours, les modèles basés sur des approches micro-macro nécessitent d'importantes ressources informatiques et le temps de calcul pour une application dynamique de crash serait très important. Pour ces raisons, les besoins se font de plus en plus pressants pour développer des modèles phénoménologiques particulièrement adaptés aux applications numériques de crash.

L'objectif de cette thèse est d'analyser l'effet de la pré-déformation plastique sur la tenue au crash d'une structure de type crash-box. L'histoire du chargement est composée de deux phases. La première est le processus de mise en forme qui est généralement réalisé sous chargement quasi-statique. La seconde phase est caractérisée par un événement de type crash (un accident de voiture par exemple). De nouveaux aciers sont actuellement développés afin d'augmenter la capacité d'absorption d'énergie lors d'un choc et simultanément diminuer le poids des véhicules. Trois aciers THR sont considérés ici : un acier à transformation de phase (TRIP800), un acier Dual-Phase (DP600) et un acier à Bake-Hardening (BH260).

**Le premier chapitre** de ce manuscrit dresse l'état de l'art dans différents domaines de recherche qui sont directement liés à cette thèse. Une première partie sur les mécanismes de déformation plastique des métaux permet de cerner la réponse des aciers soumis à des chargements complexes. Deux parties sont ensuite dédiées au comportement des métaux soumis à un chargement dynamique ainsi qu'à leur modélisation. La dernière partie est consacrée à l'étude expérimentale et numérique de l'écrasement des corps creux.

**Le second chapitre** concerne la caractérisation expérimentale des aciers et des structures. Le comportement des matériaux est déterminé en traction uni-axiale dans une large gamme de vitesse de déformation et l'effet d'un pré-chargement quasi-statique sur la réponse en rechargement dynamique est étudié. Une catapulte horizontale de choc est utilisée pour déterminer le comportement au crash des structures crash-box. L'énergie absorbée par des structures mises en forme à partir du matériau de base (c'est-à-dire tel qu'il est reçu après laminage) est comparée à celle des structures dont le matériau est préalablement déformé en traction large. Un modèle empirique, qui tient compte des propriétés du matériau et de la vitesse d'impact, est finalement proposé pour décrire la capacité d'absorption des structures lors d'un crash.

---

**Le troisième chapitre** est consacré à la modélisation du comportement des aciers. Deux lois de comportement sont proposées pour décrire les effets d'écrouissage et de sensibilité à la vitesse de déformation des métaux. Bien que les effets d'écrouissage soient décrits par une variable interne qui évolue avec la déformation plastique dans chaque modèle, les formulations sont obtenues à partir de deux approches différentes. La première formulation, qui est basée sur l'évolution du coefficient d'écrouissage, repose sur le formalisme du modèle MTS (*Mechanical Threshold Stress*). Dans la seconde formulation, les effets de l'écrouissage sont décrits par une variable interne adimensionnelle. Les prédictions de chaque modèle montrent une bonne correspondance avec les données expérimentales pour une large gamme de vitesse de déformation. La variable interne utilisée dans la seconde approche permet de très bien prendre en compte les effets d'histoire de vitesse de déformation.

Dans **le quatrième chapitre**, le problème est abordé par une approche numérique : la mise en forme et le crash des structures sont simulés dans des codes de calcul commerciaux (PAMSTAMP et PAMCRASH). Une démarche de couplage emboutissage-crash est présentée où les variables calculées lors de la mise en forme (contraintes résiduelles, déformation plastique équivalente, épaisseur finale) sont prises en compte lors de l'écrasement sous chargement dynamique. Différents modèles phénoménologiques, dont celui basé sur l'évolution d'une variable interne adimensionnelle, sont utilisés pour décrire le comportement visco-plastique des aciers.

---

# CHAPITRE I.

## ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

### *Sommaire*

---

<b>I.1.</b>	<b><i>Mécanismes de déformation plastique des métaux</i></b>	<b>14</b>
I.1.1.	<i>Evolution de la microstructure avec la déformation</i>	14
I.1.2.	<i>Effets d'un pré-chargement</i>	17
<b>I.2.</b>	<b><i>Comportement dynamique des matériaux</i></b>	<b>23</b>
I.2.1.	<i>Accroissement de la température durant la déformation plastique</i>	23
I.2.2.	<i>Effets d'un saut de vitesse de déformation</i>	26
I.2.3.	<i>Techniques expérimentales</i>	27
<b>I.3.</b>	<b><i>Modélisation du comportement dynamique des aciers</i></b>	<b>35</b>
I.3.1.	<i>Discussion sur les modèles physiques</i>	35
I.3.2.	<i>Discussion sur les modèles phénoménologiques</i>	39
<b>I.4.</b>	<b><i>Ecrasement des corps creux</i></b>	<b>45</b>
I.4.2.	<i>Comportement expérimental des structures de crash</i>	46
I.4.3.	<i>Procédés d'assemblage des structures</i>	48
I.4.4.	<i>Flambage des structures</i>	50
I.4.5.	<i>Amélioration des propriétés de crash</i>	51
I.4.6.	<i>Simulation numérique de l'écrasement d'une structure crash-box</i>	52
<b>I.5.</b>	<b><i>Synthèse</i></b>	<b>60</b>

---

*Le premier chapitre de ce manuscrit dresse l'état de l'art dans différents domaines de recherche qui sont directement liés à cette l'étude. Une première partie sur les mécanismes de déformation plastique des métaux permet de cerner la réponse des aciers soumis à des chargements complexes. Deux parties sont ensuite dédiées au comportement des métaux soumis à un chargement dynamique ainsi qu'à leur modélisation. La dernière partie est consacrée à l'étude expérimentale et numérique de l'écrasement des corps creux.*

## I.1. MECANISMES DE DEFORMATION PLASTIQUE DES METAUX

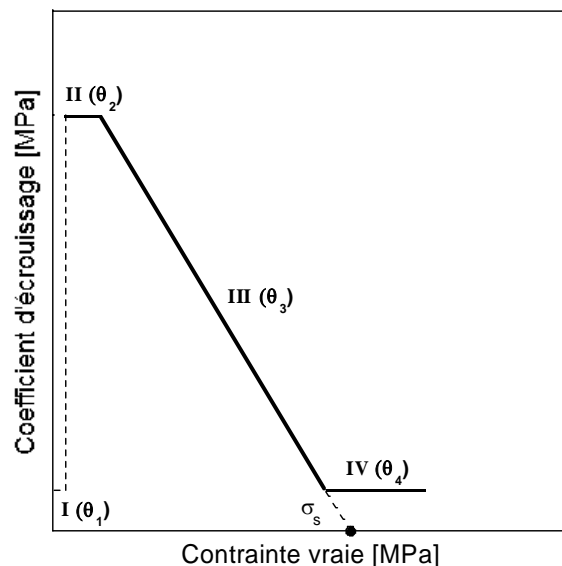
### I.1.1. Evolution de la microstructure avec la déformation

#### I.1.1.1. Théorie de l'écroutissage

Au total, quatre stades d'écroutissage peuvent être associés à la déformation des métaux. Dans chacun d'entre eux, l'évolution de la contrainte d'écoulement est contrôlée par les mêmes processus microscopiques. Comme l'allure générale de la courbe d'écroutissage dépend du matériau, tous les métaux ne présentent pas la totalité des stades : ainsi, le stade I est uniquement présent dans les monocristaux purs orientés pour le glissement simple et le stade II peut être totalement absent pour des températures élevées et de fortes énergies de faute d'empilement. Ces différents stades sont clairement définis en traçant l'évolution de coefficient d'écroutissage  $\theta$  en fonction de la contrainte vraie (voir Figure I.1).

$$\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (\text{I-1})$$

Le coefficient d'écroutissage  $\theta$ , qui décroît avec la déformation, possède une valeur maximale pour une distribution uniforme des dislocations, et décroît lorsque le groupement des dislocations s'intensifie [KW87].



**Figure I.1.** Evolution du coefficient d'écroutissage  $\theta$  en fonction de la contrainte vraie

Le premier stade, qui est uniquement présent dans les monocristaux purs orientés pour le glissement simple, est peu sensible aux variables externes que sont la température  $T$  et la vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon}$  [CK91]. Le coefficient d'écroutissage  $\theta$  dépend de l'orientation du



cristal et se produit par une accumulation de petites boucles de dislocations et de dipôles. Dans le second stade, le coefficient d'écrouissage augmente considérablement car le glissement devient double ou multiple. Il y a une interaction des dislocations secondaires avec celles du système primaire sous forme de barrières de Lomer-Cottrell, ce qui a pour effet d'augmenter considérablement le durcissement. Le mécanisme dominant de ce stade est la mise en place d'un mécanisme d'accumulation des dislocations par interaction aléatoire en particulier par piégeage sur les arbres de la forêt. La présence et l'étendue du stade II dépend des variables internes (structure, pureté, orientation, énergie de faute d'empilement...) et des variables externes (température et vitesse de déformation) de l'essai [SS54]. Pour les températures élevées et les fortes énergies de faute d'empilement, le stade II peut être totalement absent et le stade III va dominer. Une diminution rapide du coefficient d'écrouissage, qui dépend de la température, de la vitesse de déformation et de l'énergie de faute d'empilement, est observée dans le stade III [BCR55]. Ce stade correspond à la restauration dynamique (annihilation de paires de dislocations opposées). Le stade final de saturation (stade IV) se caractérise par un très faible coefficient d'écrouissage, qui dépend faiblement de la température et de la vitesse de déformation, [ETMB98]. D'après Mecking et Estrin [ME87], le coefficient d'écrouissage  $\theta$  atteint une valeur constante pendant une période environ égale à 5-10% de la contrainte à saturation  $\sigma_s$ , voir Figure I.1. Les mécanismes qui interviennent dans le stade IV sont encore sujets à controverse. On peut envisager l'évolution de la désorientation entre sous-grains ou l'évolution de la densité de dislocations dans les parois des cellules.

#### *1.1.1.2. Evolution de la taille des cellules de dislocations*

Au début de la déformation plastique, la répartition des dislocations est homogène (stade I et début du stade II). Passé un certain niveau de déformation, les dislocations s'arrangent entre-elles en formant des cellules. D'après Kühlmann-Wilsdorf [KW87], un tel arrangement apparaît afin d'atteindre une configuration d'énergie minimale. Ces cellules de dislocations présentent une forme rectangulaire caractéristique : elles sont constituées de longs murs parallèles (appelés murs primaires) très denses en dislocations et par des murs courts (appelés murs secondaires) qui sont plus ou moins perpendiculaires aux murs primaires et dont la densité de dislocation est moins élevée [Ant03]. Des observations microstructurales ont montrées que les cellules de dislocations s'allongent suivant la direction de sollicitation [NBT01, VRGB05], voir Figure I.2. Les murs de dislocations apparaissent généralement le long des plans de glissement cristallographiques  $\{111\}$  les plus actifs dans les matériaux à

structure CFC. A l'inverse, les murs de dislocations sont parallèles aux plans  $\{110\}$  dans les matériaux à structure CC, mais on ignore s'il s'agit également des plans de glissement les plus actifs [LJJH98].

L'émergence de ces structures en cellules de dislocations est responsable des dispositifs d'écroutissage. Des observations microstructurales ont révélées qu'un des dispositifs clé de la déformation plastique des métaux est la réduction de la taille des cellules avec la déformation.



a)

b)

**Figure I.2.** Structures en cellules de dislocations observées sur un acier doux sollicité en cisaillement a) déformation de 0.26 b) déformation de 1 [VRGB05]

### ✓ Modélisation

D'après Taylor [Tay34], la contrainte d'écoulement  $\sigma$  peut être reliée à la densité de dislocations  $\rho$  par la relation suivante,

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha \mu b \sqrt{\rho} \quad (\text{I-2})$$

où  $\sigma_0$  représente la résistance au glissement,  $\mu$  le module de cisaillement,  $b$  le module du vecteur de Burgers et  $\alpha$  un paramètre du matériau. Différents auteurs (voir par exemple [SVA80, LKD92]) ont étudiés l'évolution de la taille des cellules de dislocations en fonction de la densité de dislocation ou de la déformation plastique. Ces études ont permis de relier la taille des cellules  $\delta$  à la densité de dislocations  $\rho$  par la relation suivante [Kub93],

$$\delta = \frac{K}{\sqrt{\rho}} \quad (\text{I-3})$$

où  $K$  est un paramètre du matériau (généralement  $10 \leq K \leq 20$ ). Le taux initial de réduction des cellules est ainsi très important lorsqu'on augmente la déformation plastique et la taille des cellules sature aux très grandes déformations.

En combinant les équations (I-2) et (I-3), il apparaît que la contrainte d'écoulement est exprimée de façon inversement proportionnelle à la taille des cellules de dislocations,

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{K\alpha\mu b}{\delta} \quad (\text{I-4})$$

### I.1.2. Effets d'un pré-chargement

Lors du chargement d'un métal polycristallin à température ambiante jusqu'à un niveau de déformation modéré ou élevé, différents systèmes de glissement sont activés simultanément dans la plupart des grains (création d'une structure de dislocations). Des analyses effectuées par TEM (*Transmission Electron Microscopy*) montrent que les mécanismes d'écroutissage lors d'un rechargement en trajet continu sont les mêmes que ceux observés lors de la pré-déformation. Dans ce cas, aucune déstabilisation de la structure de dislocations ne s'effectue et la courbe macroscopique *contrainte-déformation* ne présente aucun comportement transitoire. Un changement de chemin de déformation mène à une dissolution partielle ou complète des structures de dislocations préalablement créées : une nouvelle structure, typique du second trajet de chargement, apparaît. La nouvelle structure de dislocations se forme de manière à minimiser la dissipation d'énergie lors du rechargement. Ces changements microstructuraux sont responsables de comportements transitoires observés sur les courbes macroscopiques *contrainte-déformation* [PKVA00]. Schmitt *et al.* [SSR94] ont proposé un paramètre scalaire  $\alpha$  pour caractériser l'amplitude d'un changement de chemin de déformation à deux étapes,

$$\alpha = \frac{\overline{\overline{D_1}} \cdot \overline{\overline{D_2}}}{\left\| \overline{\overline{D_1}} \right\| \cdot \left\| \overline{\overline{D_2}} \right\|} \quad (\text{I-5})$$

où  $D_1$  et  $D_2$  représentent respectivement le tenseur de la vitesse de déformation lors de la pré-déformation et lors du rechargement.

Ce paramètre, qui traduit l'origine microscopique du comportement des matériaux pré-déformés, varie entre -1 et 1 et possède trois valeurs particulières :

- $\alpha = 1$  : C'est le cas d'un trajet continu. Le rechargement s'effectue suivant la même direction que la pré-déformation. Les systèmes de glissement activés lors du rechargement sont identiques à ceux activés lors de la pré-déformation.

- $\alpha = -1$  : La direction de rechargement est contraire à la direction de pré-chargement. Les systèmes de glissement activés pendant la pré-déformation sont réactivés en sens opposé. Ce trajet est dit de type Bauschinger.
- $\alpha = 0$  : La direction de rechargement est orthogonale à la direction de pré-chargement. Le glissement s'effectue sur de nouveaux systèmes de glissement (les systèmes de glissement activés lors de la pré-déformation restent inactifs).

Une étude menée par Vieira *et al.* [VFC00] sur les changements consécutifs de chemins de déformation a fait apparaître que la contrainte d'écoulement lors du rechargement dépend principalement du changement d'orientation entre chaque chargement, et moins de l'ordre dans lequel ils ont été effectués.

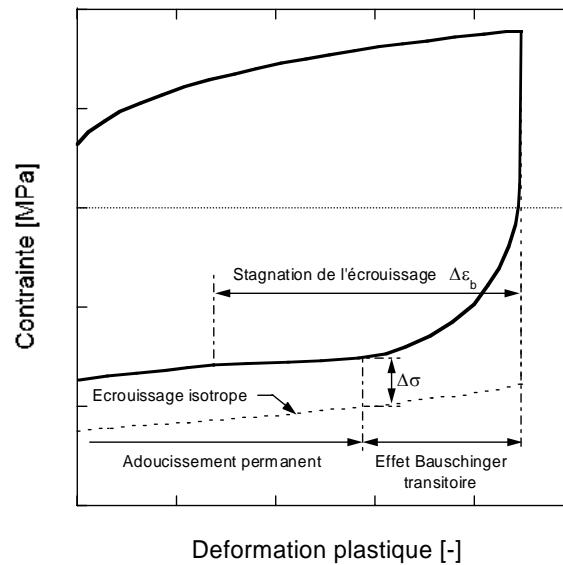
#### 1.1.2.1. Trajet de type Bauschinger

Dans les essais de type Bauschinger, la plupart des systèmes de glissement activés lors du pré-chargement sont de nouveau activés lors du rechargement mais dans le sens contraire. L'effet Bauschinger fait référence à une décroissance  $\Delta\sigma$  de la contrainte d'écoulement lors du rechargement, Figure I.3. Pour les aciers doux, cette baisse de contrainte  $\Delta\sigma$  n'est pas sensible à la valeur du pré-chargement [PKVA00]. A l'inverse, la caractérisation d'un acier TRIP800 a fait apparaître une augmentation de  $\Delta\sigma$  avec la valeur du pré-chargement [BAOM05].

L'apparition de l'effet Bauschinger peut provenir de phénomènes inter et intra-granulaires. Les micro-contraintes intercrystallines générées lors du pré-chargement, qui sont dues au glissement incompatible des grains, sont partiellement relaxées lors du rechargement. La zone de stagnation de l'écrouissage  $\Delta\varepsilon_b$  (Figure I.3), qui est définie entre le début de rechargement et le moment où le taux d'écrouissage a atteint le taux d'écrouissage observé lors du chargement monotone, est corrélée à la désintégration des murs de cellule de dislocations [HYK75]. L'adoucissement transitoire observé au début de cette zone est dû à un empilement instable de dislocations sur les obstacles (impuretés, joints de grains, etc.). D'après Hu *et al.* [HRT92], cette partie transitoire n'a pas d'effet notable sur la simulation des processus de mise en forme.

Notons que certains matériaux présentent un effet Bauschinger uniquement en chargement dynamique. Thakur *et al.* [TNV96] expliquent cette particularité par le fait que la déformation et les mécanismes de durcissement, qui sont des mécanismes thermiquement activés, peuvent être influencés par la vitesse de déformation.

---



**Figure I.3.** Illustration schématique de la réponse en contrainte-déformation durant un chargement inverse

Yoshida *et al.* [YUF02] ont étudié le comportement élasto-plastique de tôle d'aciers en traction-compression en grande déformation avec un dispositif expérimental spécifique qui évite les problèmes de flambage. Une caractérisation en cisaillement est cependant préférable pour deux raisons : d'une part les problèmes de flambage sont naturellement évités et d'autre part le niveau de déformation  $\gamma$  atteint peut être très élevé ( $\gamma \approx 1$ ). D'après Nicholas [Nic84], l'essai de double cisaillement est le meilleur moyen d'étudier la plasticité dynamique pour des vitesses de déformations de  $10^3$  à  $10^4$  s<sup>-1</sup>. Néanmoins, la géométrie des éprouvettes de double cisaillement doit être adéquate afin d'éviter tout problème de localisation de la déformation plastique (voir Annexe 1).

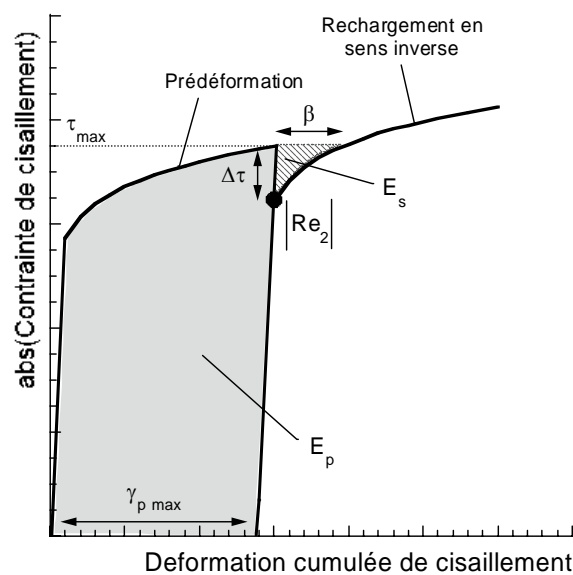
Pour quantifier l'effet Bauschinger, différents indicateurs ont été proposés dans la littérature [Wil64, Abe73]. Ces indicateurs peuvent être classés dans trois catégories : ceux en terme de contrainte, de déformation et d'énergie. Abel [Abe73] a par exemple proposé les trois indicateurs suivants,

$$\beta_\tau = \frac{\tau_{max} + Re_2}{\tau_{max}} \quad (\text{I-6})$$

$$\beta_\gamma = \frac{\beta}{\gamma_{pmax}} \quad (\text{I-7})$$

$$\beta_E = \frac{E_S}{E_p} \quad (\text{I-8})$$

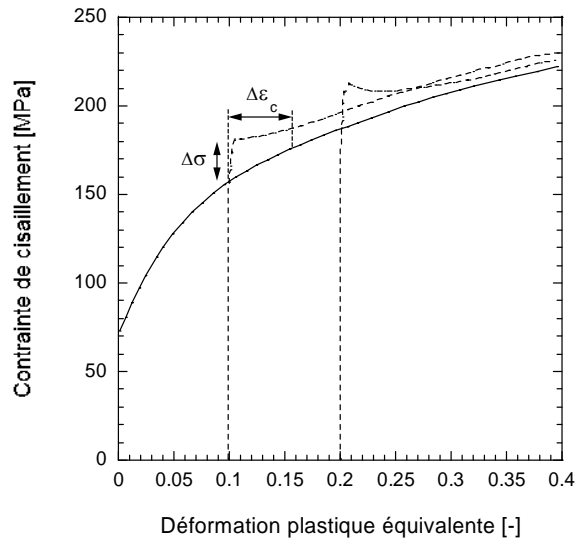
où  $\beta_\tau$ ,  $\beta_\gamma$  et  $\beta_E$  représentent respectivement les indicateurs de contrainte, de déformation et d'énergie.  $\tau_{max}$  la contrainte maximale atteinte lors du pré-chargement,  $Re_2$  la limite d'élasticité lors du rechargement,  $\beta$  le niveau de déformation lors du rechargement pour atteindre le niveau de contrainte atteint lors du pré-chargement,  $\gamma_{p\ max}$  le niveau de déformation atteint lors du pré-chargement,  $E_s$  l'énergie « perdue » lors du rechargement et  $E_p$  l'énergie de déformation du pré-chargement, Figure I.4. Ces indicateurs sont égaux à zéro lorsque l'effet Bauschinger est inexistant (écrouissage purement isotrope). A l'inverse, lorsque l'effet Bauschinger est très prononcé,  $\beta_\tau$  tend vers sa valeur maximale de deux alors que  $\beta_\gamma$  et  $\beta_E$  tendent vers l'infini.



**Figure I.4.** Indicateurs de l'effet Bauschinger

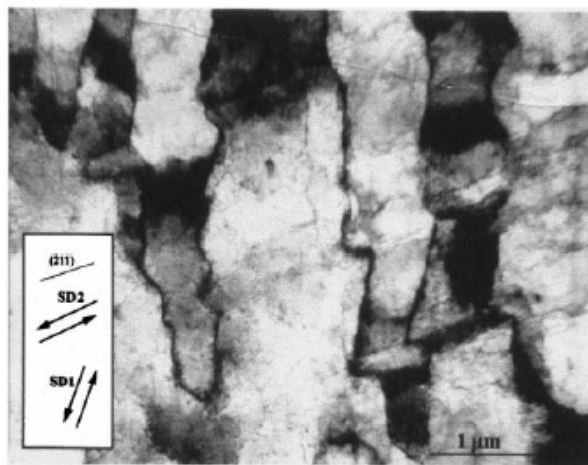
### I.1.2.2. Trajet orthogonal (ou trajet dur)

Les systèmes de glissement activés lors du pré-chargement deviennent latents lors du rechargement : de nouveaux systèmes de glissement sont activés. A l'échelle macroscopique, une augmentation de la contrainte d'écoulement  $\Delta\sigma$  est observée car les cellules de dislocations créées lors du pré-chargement agissent comme des obstacles au glissement. Cet accroissement de contrainte  $\Delta\sigma$  est suivi par une zone d'adoucissement  $\Delta\varepsilon_c$  qui est principalement causée par de la restauration dynamique, Figure I.5. Dans les aciers doux,  $\Delta\sigma$  augmente légèrement avec le niveau de pré-déformation, alors que  $\Delta\varepsilon_c$  paraît beaucoup plus sensible au pré-chargement [PKVA00].



**Figure I.5.** Comportement rhéologique d'un acier doux IF après application d'un trajet dur [PKVA00]

Après une faible quantité de déformation suivant la nouvelle direction de chargement, le développement de microbandes de cisaillement est souvent observé parallèlement aux plans de glissement les plus actifs [TR94], Figure I.6. Ces bandes coupent les anciennes structures de dislocations et produisent des chemins qui facilitent le mouvement des dislocations. Le passage de groupe de dislocations dans des enchevêtrements de dislocations tend d'une part à changer leur organisation et d'autre part à promouvoir l'annihilation des dislocations. La structure de dislocations créée lors du pré-chargement va alors peu à peu disparaître pour faire place à une nouvelle structure. La zone d'adoucissement  $\Delta\varepsilon_c$  augmente avec le pré-chargement et la reprise de l'érouissage a lieu une fois que la nouvelle structure est mise en place.



**Figure I.6.** Formation de microbandes dans un grain d'acier doux après un trajet dur [NBT01]

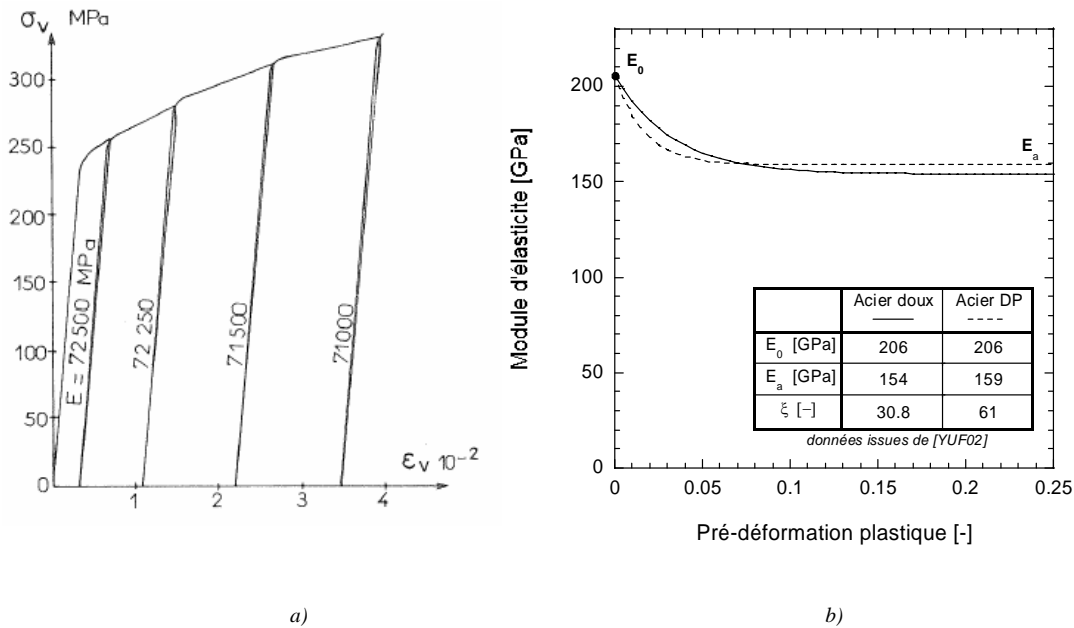
### I.1.2.3. Evolution du module d'élasticité

Lorsque la pré-déformation augmente, différentes études [LC88, YUF02] ont montré que le module d'élasticité décroît rapidement avant d'atteindre une valeur de saturation, voir Figure I.7.a. La relation suivante, qui est basée sur la formulation de Voce [Voc48], a été proposée pour traduire l'évolution du module d'élasticité  $E$  en fonction de la pré-déformation plastique  $\varepsilon_0^p$  [YUF02],

$$E = E_0 - (E_0 - E_a)(1 - \exp(-\zeta \varepsilon_0^p)) \quad (\text{I-9})$$

où  $E_0$  et  $E_a$  sont respectivement les modules d'élasticité du matériau vierge et du matériau pré-déformé à l'infini et  $\zeta$  est un paramètre du matériau.

D'après Yamaguchi *et al.* [YAT98], l'évolution du module d'élasticité lors du rechargement dépend uniquement de la déformation plastique cumulée : l'influence du chemin de pré-déformation semble être mineur.



**Figure I.7.** a) Courbe d'écrouissage avec décharges d'un alliage d'aluminium AU4G trempé vieilli (2024) à 20°C [LC88] b) Evolution du module d'élasticité  $E$  en fonction de la pré-déformation plastique d'après l'Eq.(I-9) [YUF02]

Le retour élastique est principalement dû au retour du chargement extérieur à zéro. Associé à une diminution du module d'élasticité avec la pré-déformation, ce comportement peut être particulièrement gênant lors de la mise en forme. Si l'on considère une structure crash-box mise en forme par emboutissage, la coquille de la structure ne conserve pas la forme de la matrice après extraction, Figure I.8. Lors du soudage de la coquille sur la plaque de fermeture une force devra être appliquée de part et d'autre de la structure crash box afin de d'obtenir la



forme souhaitée. Le risque de rupture des points soudés lors du crash devient alors particulièrement important car des contraintes internes importantes sont générées.



**Figure I.8.** Effet du retour élastique sur une structure crash-box réalisée par emboutissage

## I.2. COMPORTEMENT DYNAMIQUE DES MATERIAUX

### I.2.1. Accroissement de la température durant la déformation plastique

A faible vitesse de déformation, presque toute la chaleur produite lors de la déformation plastique est évacuée vers l'extérieur par conduction thermique et convection. Un échantillon sollicité en traction à une vitesse de déformation de l'ordre de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  ne subira pas un accroissement de température significatif. La distance que la chaleur peut parcourir pour un temps donné se rapporte fréquemment à la distance de diffusion thermique qui est donnée par  $2\sqrt{\phi t}$ , où  $\phi$  est le coefficient de diffusion. Si l'on considère un échantillon de cuivre ( $\phi = 1.14 \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ), sollicité à une vitesse de déformation de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , la distance de diffusion est de 150 cm en considérant que la durée de l'essai est de,

$$\dot{\epsilon} = \frac{\epsilon}{t} \quad \therefore \quad t_1 = \frac{0.5}{10^{-3}} = 5 \cdot 10^2 \text{ s} \quad (\text{I-10})$$

Cependant, si l'échantillon est sollicité à une vitesse de déformation de  $10^3 \text{ s}^{-1}$ , la même déformation sera obtenue au bout d'un temps  $t_2 = 5 \cdot 10^{-4} \text{ s}$ , et la distance de diffusion thermique sera d'environ 0.5 mm. Par conséquent, l'échange de chaleur par conduction thermique avec l'environnement n'a plus lieu aux grandes vitesses de déformation et l'élément de matière conserve totalement son énergie de déformation et l'échauffement associé. Cet accroissement de température au sein de l'échantillon a un effet significatif sur le comportement du matériau en raison de l'adoucissement thermique. Dans la littérature on trouve que le régime adiabatique apparaît généralement dans les aciers à partir d'une vitesse de déformation comprise entre  $10 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^2 \text{ s}^{-1}$  [GZ00, RK01]. Cette valeur dépend fortement de la géométrie de l'échantillon : plus l'échantillon a une géométrie massive, plus la chaleur produite lors de la déformation plastique a du mal à diffuser (l'apparition du régime adiabatique apparaît d'autant plus tôt).

### I.2.1.1. Modélisation de l'augmentation de température

L'incrément de température au cours de la déformation plastique en régime adiabatique est défini par la relation suivante,

$$\rho C_p \dot{T} = \beta \sigma_{ij} : \dot{\varepsilon}_{ij}^p \quad (\text{I-11})$$

où  $C_p$  est la chaleur spécifique,  $\rho$  la masse volumique du matériau et  $\beta$  le coefficient de Quinney-Taylor. Le coefficient de Quinney-Taylor  $\beta$  est généralement considéré constant et égal à  $\beta=0.9$  pour les aciers, ce qui traduit que 90% du travail plastique est converti en chaleur au cours du processus de déformation plastique [TQ34].

Pour les matériaux à transformation de phase (ex : aciers TRIP), si la transformation de phase se fait avec une augmentation de température résultant de la présence d'une chaleur latente notée  $C_{latente}$  [TI95], l'incrément de température se note,

$$\rho C_p \dot{T} = \beta \sigma \dot{\varepsilon} + \lambda \nabla^2 T + \rho C_{latente} \dot{f}_m \quad (\text{I-12})$$

où  $\lambda$  est le coefficient de conductivité thermique et  $\dot{f}_m$  décrit la cinétique de transformation de phase. En régime adiabatique, le terme de conductivité peut être négligé ( $\lambda = 0$ ). L'équation (I.12) se réduit alors à,

$$\rho C_p \dot{T} = \beta \sigma \dot{\varepsilon} + \rho C_{latente} \dot{f}_m \quad (\text{I-13})$$

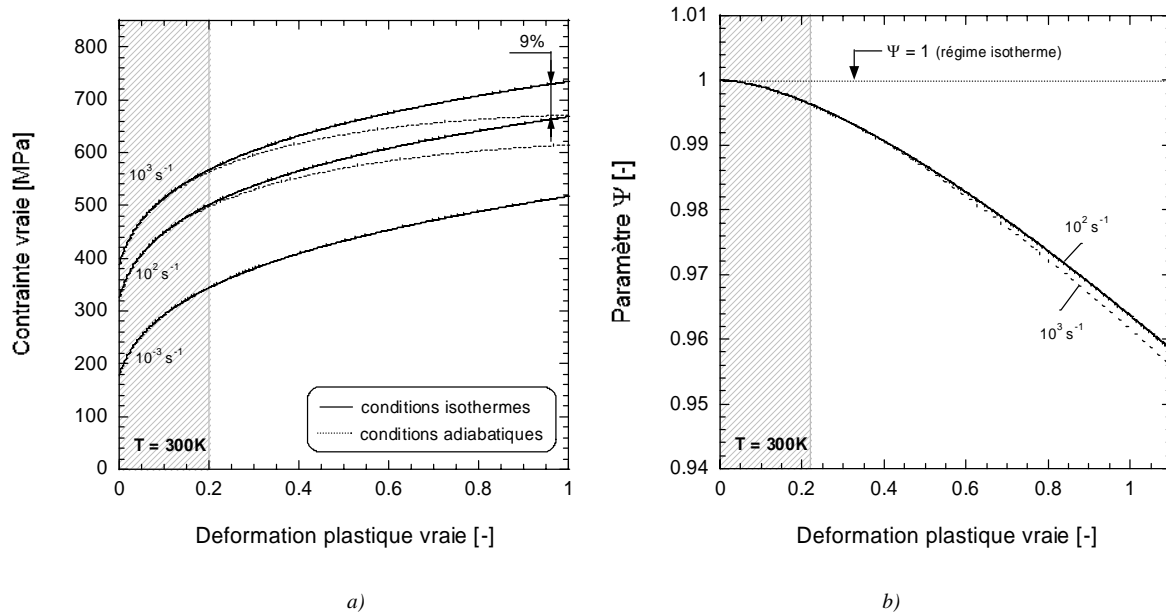
### I.2.1.2. Influence du régime adiabatique

Le modèle de Rusinek et Klepaczko [RK01] est utilisé pour quantifier l'influence du régime adiabatique sur le comportement d'un acier doux ES (Emboutissage Supérieur) sollicité à température ambiante ( $T=300\text{K}$ ), Figure I.9.a. La composition chimique de l'acier doux est la suivante : C-0.03% ; Mn-0.203% ; S-0.01% ; P-0.008% ; N-0.0063% ; Al-0.054% ; Cr-0.041% ; Ni-0.018% ; Cu-0.009% ; Si-0.009%. La formulation du modèle est détaillée section I.3.2.2 et les paramètres du matériau sont présentés dans [RZK07]. Les effets adiabatiques sont considérés négligeables pour des vitesses de déformation inférieures à  $10 \text{ s}^{-1}$ . Si la caractérisation des aciers est réalisée en traction uni-axiale, les instabilités apparaissent généralement après une déformation plastique de 0.2 [RK01, UT04]. Dans cette gamme de déformation, l'augmentation de température au sein de l'échantillon est faible. Une diminution d'environ 65MPa est observée pour une déformation de 1.0 à une vitesse de déformation de  $10^3 \text{ s}^{-1}$  (soit une diminution de 9%). L'influence du régime adiabatique sur la

contrainte d'écoulement est exprimée par le paramètre  $\Psi$ , Eq.(I-14), qui définit le rapport de l'énergie de déformation  $W$  entre la courbe isotherme et la courbe adiabatique.

$$\Psi = \frac{W_{\text{adiabatique}}}{W_{\text{isotherme}}} \quad (\text{I-14})$$

L'évolution de ce paramètre en fonction de la déformation est un indicateur de l'influence du régime adiabatique sur la contrainte d'écoulement, Figure I.9.b.



**Figure I.9.** Prédiction du modèle de Rusinek et Klepaczko [RK01] avec des paramètres identifiés à partir du comportement d'un acier doux ES a) Courbes contrainte-déformation à différentes vitesses de déformation b) Evolution du paramètre  $\Psi$  pour deux vitesses de déformation ( $\dot{\epsilon} = 10^2 \text{ s}^{-1}$  et  $\dot{\epsilon} = 10^3 \text{ s}^{-1}$ ). La zone hachurée représente le niveau de déformation homogène atteint si la caractérisation est réalisée en traction uniaxiale.

Lors d'un calcul de crash, on s'intéresse à l'énergie de déformation. Plus cette dernière est élevée, plus l'énergie absorbée sera importante. Dans le cas d'un acier doux ES, si l'apparition du régime adiabatique est négligée, une erreur de 4% est faite lors du calcul de l'énergie après une déformation de 1.0, Figure I.9.b, alors que la diminution de contrainte est de 9%.

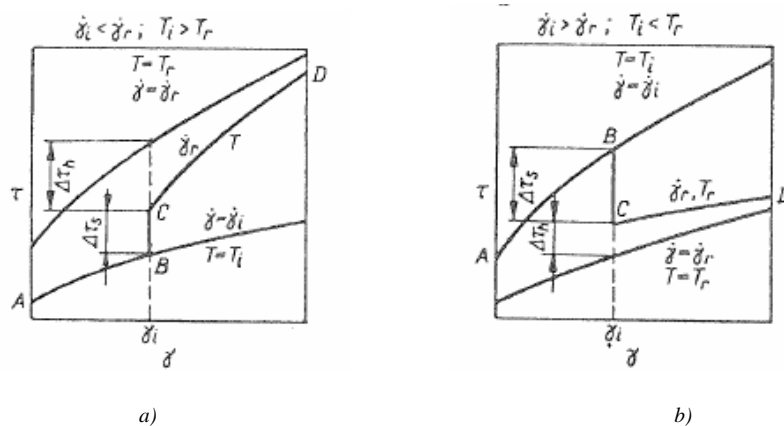
### I.2.2. Effets d'un saut de vitesse de déformation

Suivant sa structure cristallographique, un matériau ne présente pas le même comportement lors d'un saut de vitesse de déformation. Klepaczko *et al.* [KFD77, KD82] ont étudiés le cas de métaux à structures Cubique Face Centré (CFC) et Cubique Centré (CC), Figure I.10.



**Figure I.10.** Structures cristallographiques a) Cubique Face Centré (CFC) b) Cubique Centré (CC)

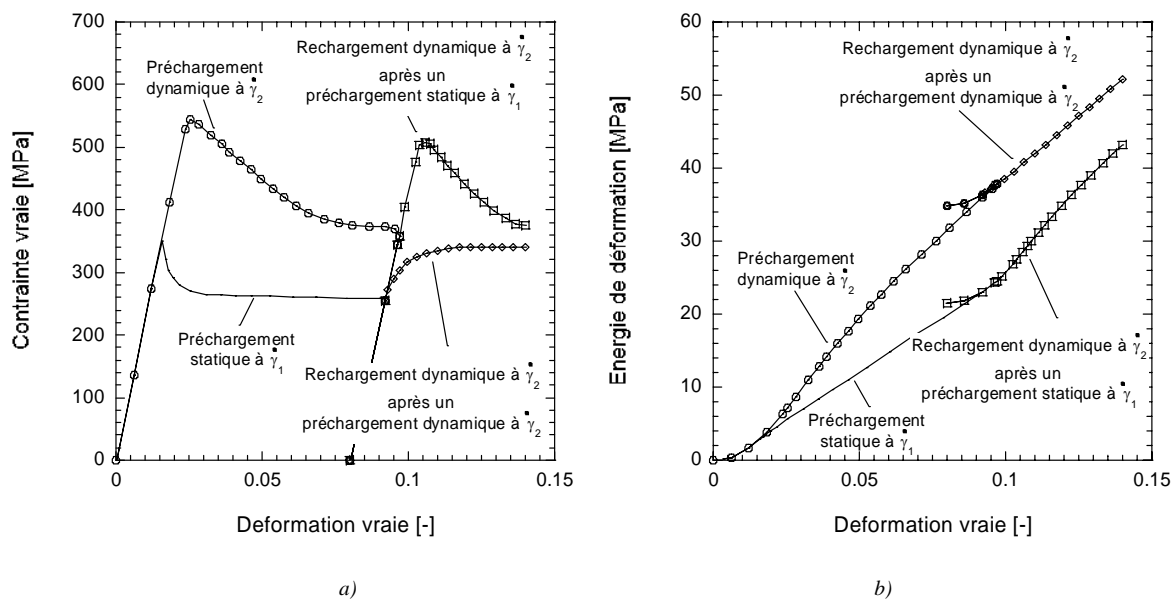
Soit  $\dot{\gamma}_1$  et  $\dot{\gamma}_2$  les vitesses de déformations avant et après le saut de vitesse de déformation. Pour les matériaux à structure CFC, si  $\dot{\gamma}_1 < \dot{\gamma}_2$  la contrainte d'écoulement après un saut de vitesse de déformation est inférieure à celle observée lors du chargement monotone à  $\dot{\gamma}_2$ . A l'inverse, si  $\dot{\gamma}_1 > \dot{\gamma}_2$  la contrainte d'écoulement après avoir effectué un saut de vitesse de déformation est supérieure à celle observée lors du chargement monotone à  $\dot{\gamma}_2$ . La différence de contrainte  $\Delta\tau = \Delta\tau_S + \Delta\tau_H$ , observée entre les deux courbes *contrainte-déformation* obtenues à deux vitesses de déformation différentes, possède deux contributions (Figure I.11). La première ( $\Delta\tau_S$ ) est due à une réaction thermiquement activée de la structure alors que la seconde ( $\Delta\tau_H$ ), qui dépend de l'histoire de la déformation, représente la sensibilité à l'écrouissage du matériau.



**Figure I.11.** Représentation schématique d'une courbe contrainte-déformation en cisaillement d'un matériau à structure CFC a) cas du passage de  $\dot{\gamma}_1$  à  $\dot{\gamma}_2$  b) cas du passage de  $\dot{\gamma}_2$  à  $\dot{\gamma}_1$  [KFD77]

Pour les matériaux à structure CC, l'effet inverse est observé. Si  $\dot{\gamma}_1 < \dot{\gamma}_2$ , la contrainte d'écoulement après avoir effectué un saut de vitesse de déformation est supérieure à celle observée lors du chargement monotone à  $\dot{\gamma}_2$ . A l'inverse, si  $\dot{\gamma}_1 > \dot{\gamma}_2$  la contrainte

d'écoulement après un saut de vitesse de déformation est inférieure à celle observée lors du chargement monotone à  $\dot{\gamma}_2$ . La Figure I.12.a illustre le comportement dynamique d'un acier SAE 1010 avant et après une étape de pré-déformation quasi-statique [KD82]. Bien que la contrainte d'écoulement après un saut de vitesse de déformation de  $\dot{\gamma}_1$  à  $\dot{\gamma}_2$  soit supérieure à celle observée lors du chargement monotone à  $\dot{\gamma}_2$ , l'énergie de déformation associée ne sera pas suffisante pour égaler l'énergie de déformation à  $\dot{\gamma}_2$ .



**Figure I.12.** Comportement d'un acier SAE 1010 (structure CC) à deux vitesses de déformation avec déchargement intermédiaire [KD82] a) Courbes contrainte-déformation b) Evolution de l'énergie de déformation en fonction de la déformation vraie

Uenishi *et al.* [UTN05] ont effectué des observations par TEM sur des échantillons d'aciers micro-allié déformés à haute ( $10^3 \text{ s}^{-1}$ ) et basse ( $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ) vitesse de déformation. Il a été montré qu'une augmentation de la vitesse de déformation mène à une augmentation de la densité de dislocations. Par ailleurs l'organisation en cellules de dislocations est retardée lors d'un chargement dynamique. Lors d'un saut de vitesse de déformation, la densité de dislocations augmente à l'intérieur des cellules.

### I.2.3. Techniques expérimentales

Les procédés utilisés pour la production de pièces métalliques ou pour la fabrication de tôles sont continuellement améliorés. L'un des buts essentiel est de réduire les temps de fabrication afin d'améliorer la rentabilité du procédé. A titre d'exemple, on peut citer l'augmentation de la vitesse de l'outil de coupe en usinage ou celle du poinçon en emboutissage. Augmenter la

vitesse des outils induit de fortes vitesses de déformations locales  $\dot{\epsilon}_{eff}$  dans l'échantillon (voir Tableau I-1).

**Tableau I.1.** *Domaine des vitesses de déformation en fonction du procédé expérimental [DS81]*

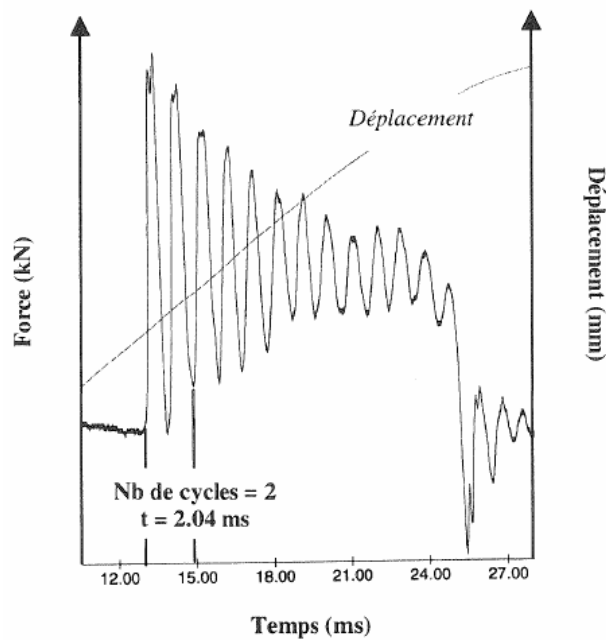
Type d'essai	Vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_{eff}$ [ $s^{-1}$ ]
Poinçonnement	$10^{-4} < \dot{\epsilon}_{eff} < 10^4$
Forgeage	$10^{-1} < \dot{\epsilon}_{eff} < 5.10^2$
Choc de structures	$10^{-1} < \dot{\epsilon}_{eff} < 10^3$
Emboutissage profond	$1 < \dot{\epsilon}_{eff} < 10^2$
Filetage et laminage	$1 < \dot{\epsilon}_{eff} < 10^3$
Torsion dynamique	$10^2 < \dot{\epsilon}_{eff} < 5.10^3$
Explosions d'enveloppes	$10^3 < \dot{\epsilon}_{eff} < 10^5$
Impact de projectiles	$5.10^3 < \dot{\epsilon}_{eff} < 10^6$

Généralement, le comportement des matériaux soumis à un chargement quasi-statique est déterminé par une machine de traction traditionnelle (c'est-à-dire contrôlée par une vis à bille). Si la vitesse de déformation atteinte dans le procédé expérimental excède  $0.1 s^{-1}$ , une caractérisation quasi-statique n'est plus suffisante. Pour des vitesses de déformations intermédiaires ( $10^{-1} s^{-1} < \dot{\epsilon} < 10^2 s^{-1}$ ), un dispositif rapide telle qu'une machine hydraulique doit être utilisée. Le comportement à haute vitesse de déformation ( $\dot{\epsilon} > 10^2 s^{-1}$ ) est généralement déterminé grâce à la technique des barres de Hopkinson [Kol49].

### *I.2.3.2. Inconvénients des machines hydrauliques rapides*

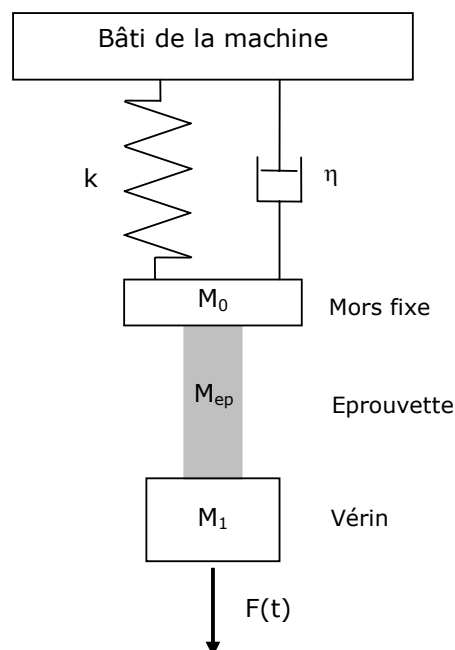
Il est très difficile de déterminer le comportement à haute vitesse de déformation à partir d'une machine de traction hydraulique. Au-delà d'une vitesse de déformation critique  $\dot{\epsilon}_c$ , intrinsèque à chaque machine, les signaux de mesures deviennent perturbés. Lorsque la vitesse de déformation avoisine  $10^2 s^{-1}$ , les signaux présentent de fortes oscillations qui ne permettent plus d'extraire le comportement intrinsèque du matériau [Rus00]. Les vibrations

généralisées au cours de l'essai possèdent une fréquence propre proche de celle de la cellule de force, Figure I.13.



**Figure I.13.** Essai de traction sur machine rapide hydraulique  $\dot{\epsilon} = 40s^{-1}$  [Rus00]

La réponse du système est équivalente à celle obtenue par un système amorti masse-ressort représenté Figure I.14. A noter qu'il est très difficile de corriger le signal en prenant en compte les vibrations.



**Figure I.14.** Représentation schématique d'une machine de traction dynamique [Rus00]

Un tel système mécanique est régi par l'équation différentielle du second ordre suivante,

$$M \ddot{x} + \eta \dot{x} + k x = F(t) \quad (\text{I-15})$$

où  $M$  est la masse mise en mouvement ( $M=M_0+M_I+M_{ep}$ ),  $\eta$  la viscosité du système et  $k$  sa rigidité. La viscosité du système  $\eta$  est généralement très faible. La pulsation propre  $\omega$  du système présenté Figure (I.14) est par conséquent équivalente à celle d'un système masse-ressort,

$$\omega = \sqrt{\frac{k}{M}} \quad (\text{I-16})$$

Afin que la masse mise en mouvement  $M$  n'entre pas en résonance, la viscosité du système  $\eta$  doit satisfaire la relation,

$$\eta > \frac{2k}{\omega} = 2\sqrt{kM} \quad (\text{I-17})$$

Augmenter la rigidité du système  $k$  permet par conséquent d'atténuer les perturbations expérimentales. Notons que ce problème affecte directement la modélisation (en terme de loi de comportement) et le calcul numérique.

### 1.2.3.3. Caractérisation du comportement dynamique sur barre de Hopkinson

L'application d'une force extérieure sur un corps est, par définition, un processus dynamique. Les contraintes internes ne sont pas instantanément transmises depuis la région d'application de la force jusqu'aux différentes régions du corps : les contraintes et déformations sont transférées d'atome en atome à une certaine vitesse. Il est ainsi nécessaire de faire appel à la théorie de propagation des ondes élastiques pour caractériser le comportement dynamique des matériaux.

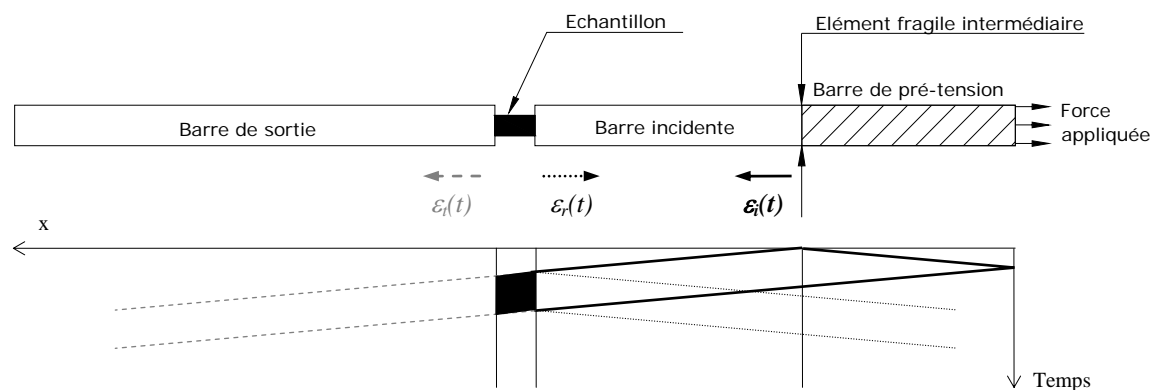
Afin de déterminer le comportement des matériaux à haute vitesse de déformation, Kolsky [Kol49] a développé un dispositif expérimental qui se compose de deux barres cylindriques de même matériau et de même diamètre, alignées et supportées par des paliers sans frottement. Un canon à air comprimé propulse un projectile (de matériau et diamètre identiques aux barres) qui impacte l'extrémité de la barre incidente. Une onde longitudinale de compression se propage alors jusqu'à l'autre extrémité en contact avec l'échantillon testé. Une partie de l'onde se réfléchit sur cette interface (pour satisfaire la condition aux limites imposée par le comportement de l'échantillon) et une partie de l'onde est transmise dans



l'échantillon. Ce dernier est alors comprimé et applique une force à l'extrémité de la seconde barre, y induisant une onde de compression.

La barre de Hopkinson utilisée dans cette étude a été modifiée suivant le principe proposé par Albertini et Montagnani [AM74]. L'échantillon à caractériser est introduit entre deux moitiés de barres appelées respectivement barre incidente et barre de sortie. Le rôle de la barre incidente est d'accumuler de l'énergie élastique dans une partie nommée barre de pré-tension qui sert d'outil de chargement. La rupture d'un élément fragile intermédiaire permet de libérer instantanément l'énergie emmagasinée (Figure I.15).

L'onde de tension, qui se propage le long de la barre incidente au moment de la rupture de l'élément fragile, est considérée comme une onde élastique de traction (car la longueur d'onde est considérablement plus grande que celle du diamètre de la barre et son amplitude ne dépasse pas le limite élastique de celle-ci). L'onde se propage le long de la barre avec une célérité  $C_0$  (vitesse élastique de l'onde) et sa forme reste constante selon la théorie de la propagation des ondes élastiques unidimensionnelles dans les barres circulaires.



**Figure I.15.** Barre de Hopkinson modifiée selon Albertini et Montagnani [AM74] avec diagramme de propagation des ondes

L'histoire des déformations  $\varepsilon_i(t)$ ,  $\varepsilon_r(t)$  et  $\varepsilon_t(t)$ , qui correspondent respectivement aux ondes incidente, réfléchie et transmise est mesurée par des jauges de déformation montées en demi pont. Le comportement du matériau en fonction du temps est déterminé à partir de l'amplitude des ondes mesurées. La contrainte dans l'échantillon est proportionnelle à l'amplitude de l'onde transmise  $\varepsilon_t(t)$ , alors que la vitesse de déformation est proportionnelle à l'amplitude de l'impulsion réfléchie  $\varepsilon_r(t)$ , qui est intégrée au cours du temps pour obtenir la déformation.

La contrainte  $\sigma(t)$ , la déformation  $\varepsilon(t)$  et la vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon}(t)$  dans l'échantillon sont obtenues par les relations suivantes [Kol49],

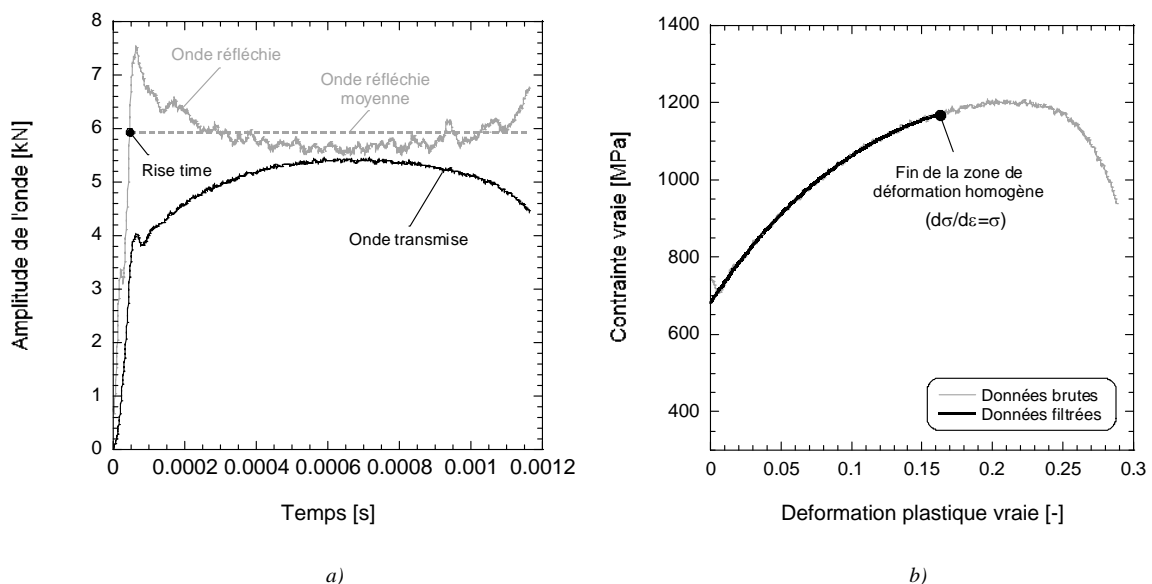
$$\sigma(t) = \frac{A_b E_b}{A} \varepsilon_r(t) \quad (\text{I-18})$$

$$\varepsilon(t) = -\frac{2C_0}{L} \int_0^t \varepsilon_r(t) dt \quad (\text{I-19})$$

$$\dot{\varepsilon}(t) = -\frac{2C_0}{L} \varepsilon_r(t) \quad (\text{I-20})$$

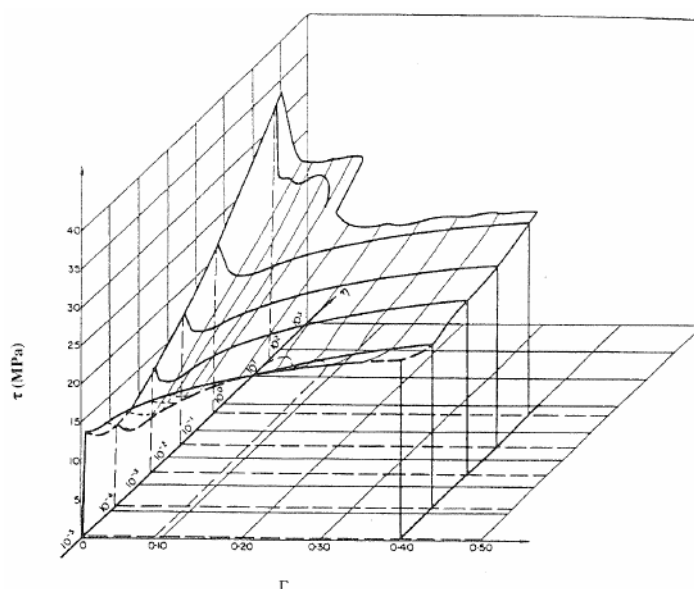
où  $A_b$  et  $A$  représentent respectivement les sections de la barre et de l'échantillon,  $E_b$  le module de Young de la barre,  $C_0$  la célérité des ondes élastiques longitudinales et  $L$  la longueur initiale de l'échantillon.

La Figure I.16.a illustre l'évolution de l'onde transmise et de l'onde réfléchie en fonction du temps. L'onde de traction présente un temps de montée (rise time) d'environ  $5 \cdot 10^{-5}$   $\mu\text{s}$ . C'est à partir de cet instant que le calcul de la vitesse de déformation moyenne débute. La correspondance en terme de *contrainte-déformation* (Figure I.16.b) présente de légères instabilités qui sont filtrées par un polynôme. Cette technique permet d'obtenir un niveau de contrainte unique pour une déformation donnée (condition nécessaire lorsque les données expérimentales sont renseignées dans un code de calcul).



**Figure I.16.** a) Evolution de l'onde transmise et de l'onde réfléchie en fonction du temps b) Correspondance en terme de contrainte-déformation (avec et sans l'application d'un filtre polynomial)

Les courbes *contrainte-déformation* obtenues à haute vitesse de déformation présentent fréquemment un pic initial de contrainte. L'inertie générée lors de l'impact projectile-éprouvette peut partiellement expliquer ce phénomène. En effet, ce comportement peut également être relié à la microstructure du matériau et plus particulièrement à la présence d'atomes étrangers comme le carbone et l'azote [MT95]. Ainsi, en début de chargement, les dislocations créées lors du laminage restent bloquées par les atmosphères de Cottrell. Pour accommoder la déformation plastique, de nouvelles dislocations mobiles se créent et induisent une forte augmentation instantanée du niveau de contrainte. Ces dislocations mobiles se mettent ensuite en mouvement et provoquent une chute brutale de la contrainte. De nombreux travaux expérimentaux (voir par exemple [Kle69]) confirment ces observations et démontrent que l'amplitude du pic de contrainte en début de chargement s'amplifie lorsque la vitesse de déformation augmente, Figure I.17.



**Figure I.17.** Effet de la vitesse de déformation sur le pic de contrainte en début de chargement obtenu à partir d'essais de torsion sur un acier Armco (0.05% de carbone) [Kle69]

#### I.2.3.4. Influence de la géométrie des échantillons

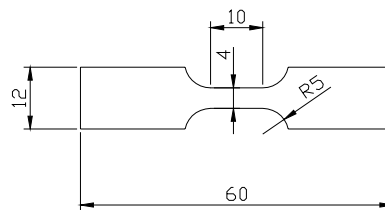
Pour atteindre des vitesses de déformation de l'ordre de  $10^3 \text{ s}^{-1}$  en laboratoire, les longueurs des échantillons  $L_0$  doivent être considérablement réduites car celles-ci sont directement reliées à la vitesse de déformation par la relation suivante,

$$\dot{\varepsilon} = \frac{V}{L_0} \quad (\text{I-21})$$

où  $V$  est le vitesse de sollicitation. Comme une réduction de la longueur de l'éprouvette induit un accroissement du niveau de contrainte et réduit la ductilité, les résultats expérimentaux

obtenus avec des échantillons courts ne sont pas représentatifs du comportement mécanique intrinsèque du matériau [RZKC05]. Verleysen et Degrieck [VD06] ont étudié par approche expérimentale et numérique l'influence de la géométrie d'un échantillon de traction sur les résultats de traction réalisés sur barre de Hopkinson. Il a été montré que la distribution réelle des déformations n'est pas homogène suivant la longueur de l'échantillon. La contribution des zones de transitions (zones situées entre la partie utile de l'échantillon et la partie encastrée) sur la déformation totale n'est pas négligeable et mène à une surestimation de la déformation calculée à partir des mesures des jauges de déformation situées sur les barres de Hopkinson [PRKB07]. Des simulations numériques ont permis de mettre en évidence la vraie nature des contraintes dans l'échantillon et plus spécifiquement l'existence de contraintes non axiales. Ces contraintes non axiales augmentent lorsque le rapport longueur/largeur de l'échantillon diminue.

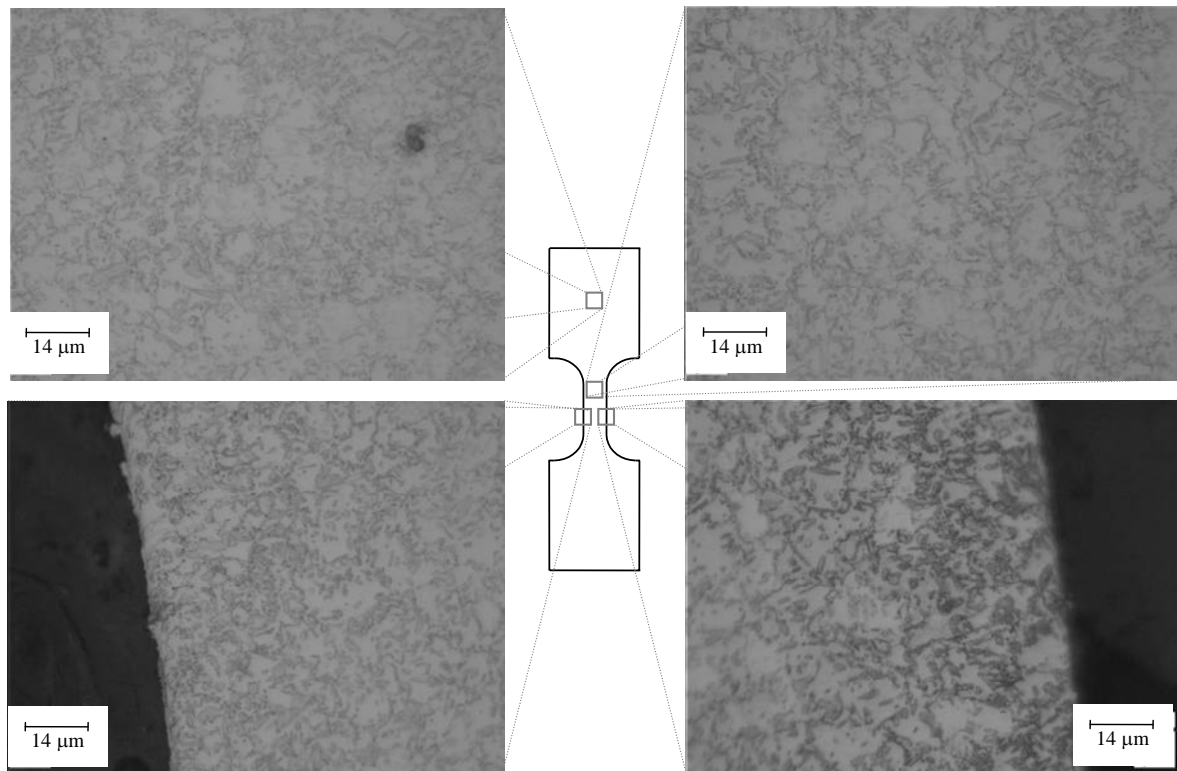
Les éprouvettes de traction uni-axiale utilisées dans cette étude pour caractériser le comportement dynamique des aciers présentent une longueur utile de 10mm (voir Figure I-18).



**Figure I.18.** *Eprouvettes de traction utilisées pour caractériser le comportement des aciers en chargement dynamique*

Les éprouvettes sont initialement découpées à la cisaille. Les bords sont ensuite usinés de façon à diminuer la zone écrouie par la découpe [Man04]. Bien que cette précaution ait été prise, il est possible que les surfaces proches des bords soient thermiquement et mécaniquement affectées par l'opération de fraisage. Afin de visualiser l'effet de l'opération d'usinage sur la microstructure du matériau, des observations au microscope optique sont réalisées sur différentes zones d'un échantillon en acier TRIP800 après une attaque au Nital<sup>2</sup> (Figure I-19). Une précipitation des carbures est visible dans les zones proches du bord. Ces carbures proviennent de la martensite revenue lors de l'usinage. Cependant cette zone ne s'étend que sur 21 microns de part et d'autre de la zone utile (soit 0.42 % de la section utile de l'éprouvette).

<sup>2</sup> Nital = ethanol + acide chlorhydrique 4%



**Figure I.19.** Observations au microscope optique sur différentes zones d'une éprouvette de traction en acier TRIP800 après une attaque au Nital

### I.3. MODELISATION DU COMPORTEMENT DYNAMIQUE DES ACIERS

De nombreux travaux disponibles dans la littérature établissent une relation entre les grandeurs équivalentes de la contrainte, de la déformation et de la vitesse de déformation. On distingue les modèles phénoménologiques, qui sont directement élaborés à partir de l'exploitation des données expérimentales, des modèles physiques, qui sont basés sur la cinétique de la déformation. Les modèles physiques sont surtout utilisés dans des applications spécifiques où les grandeurs calculées par le modèle peuvent être attachées à des observations expérimentales (par exemple l'évolution de la densité de dislocations). Dans les applications industrielles, les modèles phénoménologiques sont les plus utilisés. En effet, leurs formulations sont généralement plus accessibles et leurs implémentations dans les codes de calcul commerciaux sont plus aisées.

#### I.3.1. Discussion sur les modèles physiques

Il est bien connu qu'une augmentation de la vitesse de déformation est équivalente à une réduction de la température. Lorsque la température diminue, la vitesse de déformation à appliquer pour atteindre le domaine d'activation thermique diminue. Les modèles basés sur les processus d'activation thermique reposent sur la réciprocity vitesse de déformation /

température. D'après Conrad [Con64], la relation entre la vitesse de déformation et la température peut être directement évaluée à partir de la relation d'Arrhénius, Eq.(I-22). De nombreux auteurs ont couplé cette expression à l'Eq.(I-23),

$$\dot{\epsilon}_p = \dot{\epsilon}_0 \exp\left(-\frac{\Delta G(\sigma^*)}{kT}\right) \quad (\text{I-22})$$

$$\dot{\epsilon}_0 = n\rho_m b^2 v_D \quad (\text{I-23})$$

où  $\Delta G$  représente l'énergie libre d'activation,  $k$  la constante de Boltzmann,  $\sigma^*$  la contrainte effective,  $\rho_m$  la densité de dislocations mobiles,  $n$  un facteur adimensionnel proche de l'unité,  $b$  le module du vecteur de Burgers et  $v_D$  la fréquence de Debye. Les obstacles (par exemple, les forces de Peierls, les impuretés ou les autres dislocations) présents dans le cristal créent un champ de contrainte de petite portée [Con64]. La contrainte effective  $\sigma^*$  permet aux dislocations de franchir ces obstacles par activation thermique. Si la relation  $\Delta G(\sigma^*)$  est connue, la contrainte effective peut être déterminée à partir de l'Eq.(I-22). En considérant une approche non linéaire, l'énergie libre d'activation est donnée par la relation suivante [KAA75],

$$\Delta G = \Delta G_0 \left[1 - \left(\frac{\sigma^*}{\sigma_0^*}\right)^p\right]^q \quad (\text{I-24})$$

où  $\Delta G_0$  est l'énergie libre d'activation nécessaire pour franchir les obstacles en l'absence de contrainte appliquée et  $p$  et  $q$  sont des paramètres géométriques qui définissent la forme des obstacles. Généralement, les valeurs utilisées pour  $p$  et  $q$  sont  $0 \leq p \leq 1$  et  $1 \leq q \leq 2$  [Gil68, KAA75, Kle81]. Si la contrainte effective est nulle, alors  $\Delta G = \Delta G_0$ . En substituant l'Eq.(I-24) dans l'Eq.(I-22), on obtient la forme explicite suivante pour la contrainte effective,

$$\sigma^* = \sigma_0^* \left\{1 - \left[\frac{kT}{\Delta G_0} \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}\right)\right]^{1/q}\right\}^{1/p} \quad (\text{I-25})$$

Comme le régime athermique est défini par  $\sigma^* = 0$ , il est possible de déterminer la vitesse de déformation plastique  $\dot{\epsilon}^{tr}$  et la température de transition  $T^{tr}$ ,

$$\sigma_0^* \left\{1 - \left[\frac{kT^{tr}}{\Delta G_0} \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}^{tr}}\right)\right]^{1/q}\right\}^{1/p} = 0 \quad \text{et} \quad \dot{\epsilon}^{tr} = n\rho_m b^2 v_D \exp\left(-\frac{\Delta G_0}{kT^{tr}}\right) \quad (\text{I-26})$$

D'après Seeger [See57], la contrainte d'écoulement  $\sigma$  est définie comme la somme d'une contrainte interne  $\sigma_\mu$  avec une contrainte effective  $\sigma^*$ . La contrainte interne  $\sigma_\mu$  représente le champ de contrainte à longue distance alors que le champ de contrainte à courte distance est représenté par la contrainte effective  $\sigma^*$  [Con64]. La contrainte effective permet aux dislocations de glisser en franchissant les obstacles (comme les impuretés, les joints de grain...) grâce à l'activation thermique. D'après Klepaczko [Kle75], chaque terme dépend de la déformation plastique  $\varepsilon$ , de la vitesse de déformation plastique  $\dot{\varepsilon}$  et de la température  $T$ ,

$$\sigma = \sigma_\mu(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) + \sigma^*(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \quad (\text{I-27})$$

Lorsque  $\dot{\varepsilon} \leq \dot{\varepsilon}^r$  et  $T \leq T^r$ , l'Eq.(I-27) se réduit à,

$$\sigma = \sigma_\mu(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \quad (\text{I-28})$$

Ce concept a été utilisé dans de nombreux modèles, voir par exemple [MK81, FK88, RK01, UT04]. Le modèle physique le plus populaire pour décrire la réponse thermo-viscoplastique des aciers est le modèle "Mechanical Threshold Stress" proposé par Follansbee et Kocks [FK88].

✓ *Modèle "Mechanical Threshold Stress"*

La formulation de ce modèle, qui est généralement appelé MTS (Mechanical Threshold Stress), possède trois termes,

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \sigma_a + \frac{\mu(T)}{\mu_0} S_i(\dot{\varepsilon}, T) \hat{\sigma}_i + \frac{\mu(T)}{\mu_0} S_\varepsilon(\dot{\varepsilon}, T) \hat{\sigma}_\varepsilon \quad (\text{I-29})$$

où  $\sigma_a$  est la résistance au frottement,  $\hat{\sigma}_i$  la résistance intrinsèque du réseau à zéro Kelvin et  $\hat{\sigma}_\varepsilon$  la contrainte générée par les structures de dislocations à zéro Kelvin (cette contrainte évolue avec la déformation). L'évolution du module de cisaillement avec la température est donnée par la relation suivante proposée par Varshni [Var70],

$$\mu(T) = \mu_0 - D_0 \left/ \left( \exp\left(\frac{T_0}{T}\right) - 1 \right) \right. \quad (\text{I-30})$$

où  $\mu_0$  est le module de cisaillement à  $T = 0K$ ,  $D_0$  et  $T_0$  sont des constantes du matériau.

La cinétique de déformation plastique et la sensibilité à la température sont représentées par les termes  $S_i$  et  $S_\varepsilon$ ,

$$S_i(\dot{\varepsilon}, T) = \left[ 1 - \left( \frac{kT}{\mu b^3 g_{o_i}} \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}_{0_i}}{\dot{\varepsilon}} \right) \right)^{1/q_i} \right]^{1/p_i} \quad (\text{I-31})$$

$$S_\varepsilon(\dot{\varepsilon}, T) = \left[ 1 - \left( \frac{kT}{\mu b^3 g_{o_\varepsilon}} \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}_{0_\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}} \right) \right)^{1/q_\varepsilon} \right]^{1/p_\varepsilon} \quad (\text{I-32})$$

où  $\dot{\varepsilon}$  est la vitesse de déformation plastique,  $k$  la constante de Boltzmann,  $b$  le module du vecteur de Burgers,  $g_{o_i}$  et  $g_{o_\varepsilon}$  les énergies d'activation normalisées,  $\dot{\varepsilon}_{0_i}$  et  $\dot{\varepsilon}_{0_\varepsilon}$  les vitesses de déformation de référence et  $p_i$ ,  $p_\varepsilon$ ,  $q_i$  et  $q_\varepsilon$  des exposants constants. La déformation plastique est implicitement représentée par le coefficient d'écrouissage  $\theta = \partial\sigma / \partial\varepsilon$  qui décrit l'évolution de la structure. Le coefficient d'écrouissage est donné par la relation empirique suivante en tangente hyperbolique [GBCG00],

$$\theta(\dot{\varepsilon}, T) = \theta_0(\dot{\varepsilon}, T) \left[ 1 - \frac{\tanh\left(\alpha \frac{\hat{\sigma}_\varepsilon}{\hat{\sigma}_{\varepsilon S}(\dot{\varepsilon}, T)}\right)}{\tanh(\alpha)} \right] \quad (\text{I-33})$$

où  $\alpha$  est un paramètre du matériau qui dicte le taux avec lequel la contrainte de saturation est atteinte,  $\hat{\sigma}_\varepsilon$  représente la contribution de la contrainte d'écoulement entre l'accumulation et l'annihilation des dislocations, et  $\theta_0$  correspond au coefficient d'écrouissage initial (stade II, Figure I.1). Les dépendances à la température et à la vitesse de déformation de la contrainte de saturation  $\hat{\sigma}_{\varepsilon S}$  sont décrites par la relation suivante [Koc76],

$$\ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{0\varepsilon S}}\right) = \frac{\mu b^3 g_{o\varepsilon S}}{kT} \ln\left(\frac{\hat{\sigma}_{\varepsilon S}}{\hat{\sigma}_{\varepsilon S0}}\right) \quad (\text{I-34})$$

où  $\hat{\sigma}_{\varepsilon S0}$  est la contrainte de saturation à zéro Kelvin. La vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon}$  influence la contrainte d'écoulement à travers la relation (I-34) alors que le ratio instantané de la contrainte d'écoulement sur la contrainte seuil est décrit à travers l'Eq.(I-29). Lors d'un chargement monotone à vitesse de déformation et température constantes, la valeur de  $\hat{\sigma}_{\varepsilon S}$  n'évolue pas. Cependant, si un changement de température ou de vitesse de déformation intervient, la valeur de  $\hat{\sigma}_{\varepsilon S}$  doit être réactualisée au cours de la déformation plastique.



### I.3.2. Discussion sur les modèles phénoménologiques

Langrand *et al.* [LGPF99] ont classé les modèles phénoménologiques en deux catégories : ceux dont la contrainte d'écoulement se décompose de manière additive (Eq.(I-35)) et ceux dont la contrainte d'écoulement se décompose de manière multiplicative (Eq.( I-36)),

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = \sigma_{qs}(\varepsilon) + F(\dot{\varepsilon}) \quad (\text{I-35})$$

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = \sigma_{qs}(\varepsilon) G(\dot{\varepsilon}) \quad (\text{I-36})$$

où  $\sigma_{qs}(\varepsilon)$  représente l'évolution de la contrainte d'écoulement en chargement quasi-statique. Les fonctions  $F(\dot{\varepsilon})$  et  $G(\dot{\varepsilon})$  traduisent chacune l'effet de la viscosité sur la contrainte d'écoulement. Généralement, la forme générale (I-35) (resp. (I-36)) est utilisée pour décrire le comportement thermo-viscoplastique des aciers à structure CC (resp. CFC).

#### I.3.2.1. Formulation multiplicative

Les modèles de Johnson-Cook et de Cowper-Symonds généralisé sont les plus utilisés dans la littérature pour décrire le comportement thermo-viscoplastique des aciers lors de la simulation numérique d'un crash [Otu98, She97, Pei04]. Plus récemment, Molinari et Ravichandran [MR05] ont proposé un modèle phénoménologique pour décrire le comportement thermo-viscoplastique des matériaux à structure CFC. La particularité de ce modèle provient du fait que les effets d'un changement de vitesse de déformation sur la contrainte d'écoulement peuvent être pris en compte via l'évolution d'un paramètre interne.

##### ✓ *Modèle de Cowper Symonds généralisé*

Une loi puissance à deux paramètres ajustables ( $D$  et  $p$ ) a été proposée par Cowper-Symonds [CS52] afin de décrire l'évolution de la contrainte d'écoulement avec la vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon}$ . La relation proposée est la suivante,

$$\sigma = \sigma_y(\varepsilon) \left[ 1 + \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{D} \right)^{1/p} \right] \quad (\text{I-37})$$

où  $\sigma_y$  représente l'évolution de la contrainte d'écoulement avec la déformation plastique en chargement quasi-statique. Notons que la sensibilité à la température n'est pas prise en compte. Une manière de déterminer les constantes  $D$  et  $p$  du modèle consiste à réécrire l'Eq.(I-37) sous la forme,

$$\ln(\dot{\varepsilon}) = p \ln\left(\frac{\sigma}{\sigma_y} - 1\right) + \ln(D) \quad (\text{I-38})$$

où le paramètre  $p$  représente la pente de la droite  $\ln(\dot{\varepsilon})/\ln(\sigma/\sigma_y-1)$  alors que  $\ln(D)$  est l'ordonnée à l'origine.

✓ *Modèle de Johnson-Cook*

Le modèle phénoménologique proposé par Johnson et Cook [JC83] est composé de trois termes qui décrivent respectivement la sensibilité à l'érouissage, à la vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon}$  et à la température  $T$ ,

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left[ 1 + C \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right] \left[ 1 - \left(\frac{T - T_r}{T_f - T_r}\right)^m \right] \text{ avec } T \geq T_r \quad (\text{I-39})$$

où  $\dot{\varepsilon}_0$  désigne la vitesse de déformation de référence,  $T_r$  la température de référence (généralement  $T_r = T_{\text{ambiante}}$ ) et  $T_f$  la température de fusion. L'érouissage du matériau est décrit par la relation de Ludvig [Lud09] qui est composée de trois paramètres ajustables ( $A$ ,  $B$  et  $n$ ). Le terme de sensibilité à la vitesse de déformation prévoit une évolution linéaire de la contrainte d'écoulement en fonction du logarithme de la vitesse de déformation dont la pente est gouvernée par le paramètre  $C$ . Le paramètre  $m$  permet quant à lui d'ajuster la sensibilité à la température.

Bien que la formulation proposée soit limitée à des températures supérieures à la température de référence, celle-ci est vraisemblablement la plus utilisée dans la littérature pour décrire le comportement thermo-viscoplastique des aciers. De nombreuses modifications de ce modèle ont été proposées (voir par exemple [RJ98, KCKC99, CBB06, JHAN06]). Dans le code de calcul PAMCRASH [PC04], le modèle de Johnson-Cook est implémenté sous la forme,

$$\sigma = \sigma_y(\varepsilon) \left[ 1 + \frac{1}{p} \ln\left(\max\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{D}, 1\right)\right) \right] \quad (\text{I-40})$$

où  $\sigma_y$  désigne l'évolution de la contrainte d'écoulement avec la déformation plastique. Le paramètre  $C$  est désormais remplacé par  $1/p$  et la vitesse de déformation de référence s'écrit  $D$ . La fonction  $\max$  permet d'obtenir deux pentes sur le diagramme d'évolution de la contrainte d'écoulement en fonction du logarithme de la vitesse de déformation. En effet, le comportement du matériau est supposé insensible à la vitesse de déformation tant que le terme  $\dot{\varepsilon}$  reste inférieur à  $D$ .

Une modification du terme de sensibilité à la vitesse de déformation a par exemple été proposée par Johnson *et al.* [JHAN06]. La relation proposée, qui fait intervenir deux paramètres ajustables supplémentaires ( $C_2$  et  $C_3$ ), permet de décrire avec précision la sensibilité non-linéaire à la vitesse de déformation des aciers,

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left[ 1 + C_1 \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) + C_2 \left( \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right)^{C_3} \right] \left[ 1 - \left( \frac{T - T_r}{T_f - T_r} \right)^m \right] \quad \text{avec} \quad \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0 > 1 \quad (\text{I-41})$$

Notons que cette formulation est équivalente à la version originale Eq.(I-39) lorsque  $C_2 = 0$  ou lorsque  $\dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_0 \leq 1$ . Cette relation représente une forme généralisée de la proposition faite par Kang *et al.* [KCKC99] où  $C_2 = 2$ .

#### ✓ *Modèle de Molinari-Ravichandran*

Molinari et Ravichandran [MR05] ont proposé un modèle phénoménologique, appelé par la suite modèle MR, basé sur l'évolution d'une variable interne  $\delta$  qui peut être vu comme une longueur microstructurale interne qui évolue avec la déformation plastique. Dans ce modèle, la contrainte d'écoulement  $\sigma$  dépend de la résistance intrinsèque au glissement  $\hat{\sigma}_0$  du matériau et de la vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon}$ ,

$$\sigma = \hat{\sigma}_0 \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^{1/m} \quad (\text{I-42})$$

$$\hat{\sigma}_0 = \hat{\sigma}(d) \left( \frac{\delta_0}{\delta} \right) \quad (\text{I-43})$$

où  $\dot{\varepsilon}_0$  est la vitesse de déformation de référence,  $d$  est le diamètre moyen d'un grain et  $m$  est la sensibilité à la vitesse de déformation qui dépend de la température sous la forme  $m=A/T$  (où  $A$  est une constante du matériau) [EMM97].

La loi d'évolution du paramètre interne  $\delta$ , qui décrit l'évolution de l'écrouissage, est donnée par l'équation phénoménologique suivante,

$$\frac{\delta_s}{\delta} = \left[ 1 - \left\{ 1 - \frac{\delta_s}{\delta_0} \right\} \exp(-\delta_r \varepsilon) \right] \quad (\text{I-44})$$

où  $\delta_r$  est un paramètre sans dimension qui caractérise le taux de raffinement de la microstructure et  $\delta_s$  est la longueur à saturation atteinte pour de larges niveaux de déformations. Ces deux paramètres sont considérés dépendants de la vitesse de déformation et de la température.

En considérant  $\delta_r$  et  $\delta_s$  constants (ce qui est le cas pour une température et une vitesse de déformation constantes), la solution analytique de l'équation différentielle (I-44) peut être exprimée de la façon suivante,

$$\frac{\delta_s}{\delta} = \left[ 1 - \left\{ 1 - \frac{\delta_s}{\delta_0} \right\} \exp(-\delta_r \varepsilon) \right] \quad (\text{I-45})$$

où  $\delta_0$  est la longueur caractéristique interne initiale. A noter que la valeur de saturation  $\delta_s$  induit une saturation de la contrainte d'écoulement aux grandes déformations.

Les lois proposées pour  $\delta_r$  et  $\delta_s$ , qui peuvent être basées sur la théorie des processus thermiquement activés ou sur des relations empiriques, dépendent de la température et de la vitesse de déformation. Les lois empiriques suivantes ont été proposées,

$$\delta_r = \delta_{r0} \left[ 1 + a_r \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{r0}} \right)^{\xi_r} \left( \frac{T}{T_0} \right)^{-\nu_r} \right] \quad (\text{I-46})$$

$$\delta_s = \delta_{s0} \left[ 1 - a_s \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{s0}} \right)^{\xi_s} \left( \frac{T}{T_0} \right)^{-\nu_s} \right] \quad (\text{I-47})$$

où  $\delta_s$  et  $\delta_{s0}$  sont respectivement les valeurs de saturation et de référence (à une vitesse de déformation nulle) de la longueur microstructurale  $\delta$ . Les paramètres du matériau  $a_s$ ,  $\xi_s$  et  $\nu_s$  contrôlent la dépendance à la vitesse de déformation et à la température de  $\delta_s$ . De façon similaire,  $\delta_r$  dépend des paramètres  $\delta_{r0}$ ,  $a_r$ ,  $\xi_r$  et  $\nu_r$ .

Au total, dix paramètres indépendants sont à déterminer ( $\hat{\sigma}(d), A, \delta_{s0}, a_s, \xi_s, \nu_s, \delta_{r0}, a_r, \xi_r$  et  $\nu_r$ ). Les autres paramètres ( $\dot{\varepsilon}_0, \dot{\varepsilon}_{r0}, \dot{\varepsilon}_{s0}$  et  $\delta_0$ ) étant normalisés, une fixation arbitraire est possible. Le nombre de constantes à déterminer est certes élevé mais une méthode de détermination systématique a été proposée dans [MR05]. Cette méthode a été appliquée pour déterminer les paramètres de différents matériaux (voir par exemple [MR05], [NDMB07]).

### 1.3.2.2. Formulation additive

Les modèles dont la contrainte d'écoulement est décomposée de manière additive sont basés sur le principe de Seeger [See57], Eq.(I-27). Parmi les modèles phénoménologiques utilisés dans les applications de crash, citons par exemple les lois de comportement proposées par Tanimura-Zhao [Zha97, Tan92] et Rusinek et Klepaczko [RK01].

✓ *Modèle de Tanimura-Zhao*

Récemment, Zhao [Zha97] a proposé un modèle phénoménologique basé sur la formulation de Tanimura [Tan92] qui considère que le comportement des métaux et alliages peut être modélisé par la combinaison additive d'une partie quasi-statique  $\sigma_s$ , d'une partie thermiquement activée  $\sigma_t$  et d'une partie visqueuse  $\sigma_v$ ,

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \sigma_s(\varepsilon, T) + \sigma_t(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) + \sigma_v(\dot{\varepsilon}, T) \quad (\text{I-48})$$

La sensibilité à la température, qui fait intervenir un paramètre d'ajustage  $\mu$ , est donnée par un terme multiplicatif commun à l'ensemble des trois termes ci-dessus. Comme dans le modèle de Johnson-Cook [JC83], la partie quasi-statique est donnée par la relation de Ludwig [Lud09],

$$\sigma_s = (A + B\varepsilon^n)(1 - \mu\Delta T) \quad (\text{I-49})$$

Le mécanisme d'écoulement thermiquement activé est pris en compte par une formulation à trois paramètres ajustables ( $C$ ,  $D$  et  $m$ ) qui considère une augmentation linéaire de la contrainte d'écoulement avec le logarithme de la vitesse de déformation,

$$\sigma_t = \left( (C - D\varepsilon^m) \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right) (1 - \mu\Delta T) \quad (\text{I-50})$$

où  $\dot{\varepsilon}_0$  représente la vitesse de déformation de référence. Les paramètres  $D$  et  $m$  permettent d'obtenir une diminution de la sensibilité à la vitesse de déformation avec l'augmentation de la déformation plastique  $\varepsilon$ . Cette tendance est en accord avec le comportement des matériaux à structure Cubique Centré (CC) où une chute du coefficient d'écrouissage macroscopique  $\theta = \partial\sigma/\partial\varepsilon$  est observée lorsque la vitesse de déformation appliquée augmente. L'inconvénient de la relation (I-50) est que la contrainte  $\sigma_t$  peut devenir négative lorsque le niveau de déformation plastique est très élevé.

La partie visqueuse  $\sigma_v$ , qui est décrite par une fonction puissance à deux paramètres d'ajustage ( $E$  et  $k$ ) couramment utilisée en viscoplasticité, permet d'obtenir une évolution non linéaire de la contrainte d'écoulement en fonction du logarithme de la vitesse de déformation,

$$\sigma_v = (E\dot{\varepsilon}_p^k)(1 - \mu\Delta T) \quad (\text{I-51})$$

Le nombre élevé de paramètres matériaux indépendants (au total neuf :  $A, B, C, D, E, k, m, n$  et  $\mu$ ) présente le principal inconvénient de cette formulation. Il est très difficile d'obtenir le

meilleur ensemble de paramètres pour décrire au mieux le comportement du matériau car la valeur des différents paramètres dépend fortement de la méthode utilisée.

✓ *Modèle de Rusinek et Klepaczko*

Le modèle phénoménologique proposé par Rusinek et Klepaczko [RK01] adopte la formulation suivante,

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \frac{E(T)}{E_0} [\sigma_\mu(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) + \sigma^*(\dot{\varepsilon}, T)] \quad (\text{I-52})$$

où  $\sigma_\mu$  représente la contrainte interne,  $\sigma^*$  la contrainte effective et  $E_0$  le module de Young à zéro Kelvin. Le premier terme est directement relié à l'écrouissage du matériau et le second définit les effets de l'activation thermique (sensibilité instantanée à la vitesse de déformation et à la température). Comme les matériaux cristallins sont sensibles à l'adoucissement thermique, chaque composante est normalisée par le module de Young  $E(T)$ . La dépendance du module de Young à la température est donnée par la formulation proposée par Klepaczko [Kle87],

$$E(T) = E_0 \left[ 1 - \frac{T}{T_m} \exp \left[ \theta^* \left( 1 - \frac{T}{T_m} \right) \right] \right] \quad (\text{I-53})$$

où  $T_m$  est la température de fusion et  $\theta^* = T^*/T_m$ ,  $T^*$  étant la température caractéristique.

Les formes explicites des deux composantes  $\sigma_\mu$  et  $\sigma^*$  sont données par les relations (I-54), (I-55), (I-56) et (I-57). L'expression de la contrainte interne est basée sur la formulation du modèle de Swift [Swi52]. L'originalité du modèle repose sur la dépendance à la vitesse de déformation et la température des termes  $B(\dot{\varepsilon}, T)$  et  $n(\dot{\varepsilon}, T)$ ,

$$\sigma_\mu = B(\dot{\varepsilon}, T) (\varepsilon_0 + \varepsilon)^{n(\dot{\varepsilon}, T)} \quad (\text{I-54})$$

où  $B(\dot{\varepsilon}, T)$  représente le module de plasticité,  $n(\dot{\varepsilon}, T)$  est le coefficient d'écrouissage et  $\varepsilon_0$  est de l'ordre du niveau de déformation à la limite élastique. Les formes explicites des termes  $B(\dot{\varepsilon}, T)$  et  $n(\dot{\varepsilon}, T)$  sont les suivantes,

$$B(\dot{\varepsilon}, T) = B_0 \left[ \left( \frac{T}{T_m} \right) \log \left( \frac{\dot{\varepsilon}_{\max}}{\dot{\varepsilon}} \right) \right]^{-\nu} \quad (\text{I-55})$$

$$n(\dot{\varepsilon}, T) = n_0 \left\langle 1 - D_2 \left( \frac{T}{T_m} \right) \log \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{\min}} \right) \right\rangle \quad (\text{I-56})$$

où  $n_0$  et  $B_0$  représentent respectivement les valeurs de  $B(\dot{\varepsilon}, T)$  et  $n(\dot{\varepsilon}, T)$  à zéro Kelvin.  $D_2$  est une constante du matériau,  $\dot{\varepsilon}_{\max}$  et  $\dot{\varepsilon}_{\min}$  désignent respectivement les vitesses de déformation maximale et minimale du modèle et  $\nu$  la sensibilité à la température. Les parenthèses de MacCauley dans l'Eq.(I-56) ont la définition suivante :  $\langle x \rangle = x$  pour  $x \geq 0$  et  $\langle x \rangle = 0$  pour  $x \leq 0$ . Cela évite d'obtenir une valeur négative de  $n(\dot{\varepsilon}, T)$  pour les températures ou vitesses de déformation trop élevées.

La formulation de la contrainte effective est une forme simplifiée de l'Eq.(I-25) qui est basée sur le principe de l'activation thermique,

$$\sigma^* = \sigma_0^* \left\langle 1 - D_1 \left( \frac{T}{T_m} \right) \log \left( \frac{\dot{\varepsilon}_{\max}}{\dot{\varepsilon}} \right) \right\rangle^{m^*} \quad (\text{I-57})$$

où  $\sigma_0^*$  est la contrainte effective à zéro Kelvin,  $m^*$  traduit la sensibilité à la vitesse de déformation et  $D_1$  est un paramètre du matériau.

Un algorithme d'identification des huit constantes ( $B_0$ ,  $n_0$ ,  $\varepsilon_0$ ,  $D_1$ ,  $n$ ,  $\sigma_0^*$ ,  $m$  et  $D_2$ ) est présenté dans [Rus00]. L'ensemble des constantes est unique pour chaque matériau et ne dépend pas de l'utilisateur.

## I.4. ECRASEMENT DES CORPS CREUX

### I.4.1. Comportement expérimental des structures de crash

Les structures de crash habituellement utilisées dans la littérature possèdent généralement une section carré, cylindrique ou en forme de *chapeau*. Ces dernières, appelées ici structures crash-box, sont constituées d'une tôle en forme de *chapeau* fixée à une plaque de fermeture. La géométrie de ces structures est caractérisée par les dimensions  $a$ ,  $b$  et  $c$  (voir Figure I-20). Dans cette étude,  $a=80\text{mm}$ ,  $b=60\text{mm}$ ,  $c=20\text{mm}$  et la longueur des structures est de 300mm.

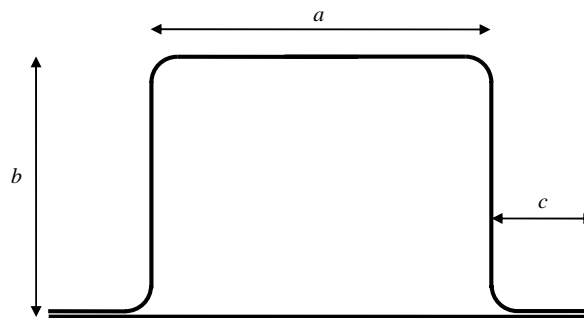


Figure I.20. Définition de la géométrie des structures crash-box

De récentes campagnes expérimentales [NS98, SJ04, LLJC03, KA04] ont montré que la capacité d'absorption d'énergie d'une structure lors d'un crash dépend fortement du matériau utilisé. Un matériau avec une haute limite d'élasticité et un faible écrouissage permet par exemple d'obtenir une énergie absorbée supérieure à celle obtenue avec une structure fabriquée à partir d'un matériau avec une faible limite d'élasticité et un fort écrouissage [KA04]. Différents auteurs [Bas97, SJ04, NS98] ont comparés le comportement quasi-statique de structures crash-box réalisées à partir d'aciers doux et d'aciers THR. L'augmentation de la limite d'élasticité entre l'acier doux et l'acier THR est de 46.1% dans [SJ04] et de 146% dans [Bas97]. Dans le premier cas, une augmentation de 9.9% de l'énergie absorbée est observée alors qu'une augmentation de 30% est observée dans le second cas. Il apparaît que la capacité d'absorption d'une structure ne peut pas être reliée de façon linéaire à la limite d'élasticité.

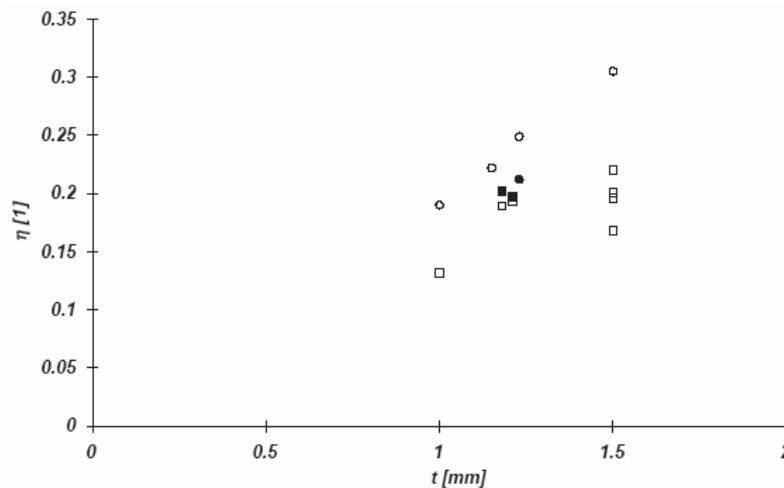
#### *1.4.1.2. Efficacité au crash d'une structure*

En chargement quasi-statique, l'efficacité au crash d'une structure peut être évaluée par le paramètre adimensionnel  $\eta$  [Jon97] qui fait intervenir l'effort moyen d'écrasement  $P_m$ , l'aire de la section d'écrasement  $A$  et la limite d'élasticité du matériau  $S$ ,

$$\eta = \frac{P_m}{AS} \quad (\text{I-58})$$

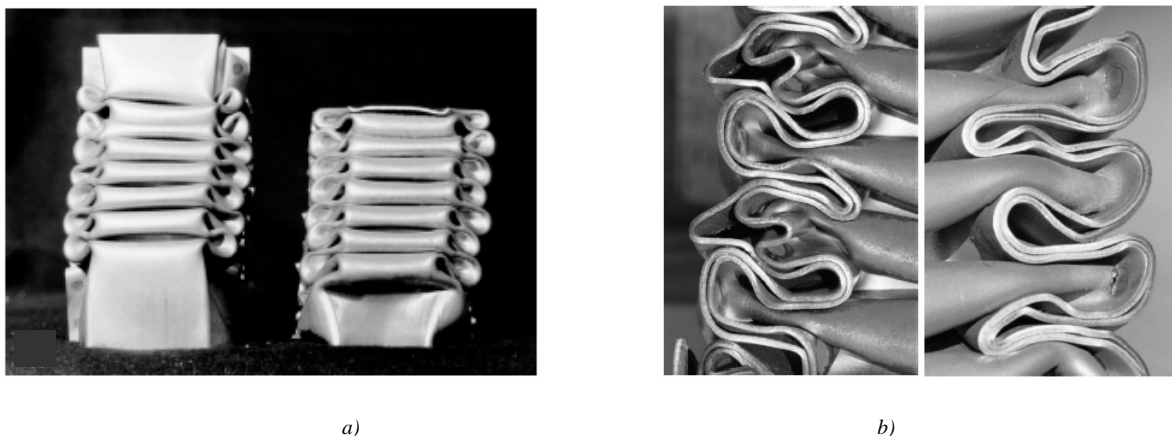
Ce paramètre permet de comparer les performances quasi-statiques de structures dont les géométries ou les matériaux sont différents. Une comparaison entre les efficacités au crash de différentes structures réalisées à partir de différents matériaux est présentée dans [SJ03]. Il apparaît que les structures en aciers doux présentent une efficacité au crash supérieure à celles en aciers THR, Figure I-21.





**Figure I.21.** Efficacité au crash  $\eta$  pour différentes structures de crash [SJ03] ( $t$  représente l'épaisseur de la structure) ● Structure avec une section carrée en acier doux, ■ Structure avec une section carrée en acier THR, ○ Structure crash-box en acier doux, □ Structure crash-box en acier THR

Un examen visuel des structures sollicitées dans [SJ04] n'a pas permis d'expliquer les différences inattendues sur le paramètre  $\eta$ . La régularité et la forme des lobes sont très poches. Même la séparation locale des tôles au niveau des flancs (Figure I-22) et la rupture occasionnelle locale des points soudés sont identiques. Les différences visuelles sont limitées à des rayons de flambage légèrement différents qui peuvent être attribuées à des différences d'épaisseurs et de coefficient d'écroutissage [GMSS93].



**Figure I.22.** Ecrasement quasi-statique de structures crash-box [SJ03] a) Comparaison entre l'écrasement d'une structure réalisée à partir d'un acier THR (à gauche) et une structure réalisée avec un acier doux (à droite) b) Détails des structures en acier THR (à gauche) et en acier doux (à droite)

Différents aspects peuvent contribuer aux différences d'efficacité structurale obtenues pour des structures réalisées à partir de différentes classes de matériaux :

- Différences sur les caractéristiques d'écroûissage (isotrope, cinématique ou mixte). De précédentes études (voir par exemple [YUF02, BAOM05]) ont révélées que les aciers THR possèdent un écroûissage cinématique beaucoup plus marqué que les aciers doux.
- Anisotropies des matériaux (initiale + induite).
- Comportement inconnu suivant des chargements complexes avec des états de contraintes multiaxiales.
- L'absorption énergétique de la structure possède une contribution de compression (pré-flambement des parois), une autre de flexion (lignes de pliage dans le post-flambement) et une dernière de traction dans les mécanismes locaux en extensions (zone toroïdale et cônes d'extension). La proportion entre ces différents modes dépend des caractéristiques du matériau.

#### *I.4.1.3. Influence des conditions d'essais*

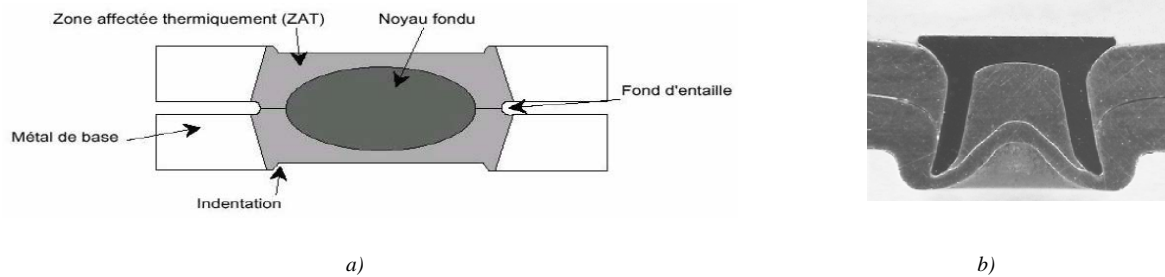
Le comportement dynamique d'une structure soumise à un impact axial dépend non seulement de la structure elle-même (géométrie, épaisseur, matériau...) mais également des conditions d'essais. Pour une même énergie cinétique d'entrée  $E=(m.V^2)/2$  (où  $m$  représente la masse de l'impacteur et  $V$  sa vitesse), l'énergie absorbée par une structure augmente lorsque la vitesse d'impact augmente. Dans ce cas, les effets d'inertie radiale retardent la formation des lobes et augmentent la contribution des mécanismes en compression axiale pré-flambement sur le raccourcissement. Par ailleurs on observe une augmentation de la vitesse de déformation locale dans la structure. Lorsque la vitesse d'impact est faible, la réduction de la longueur de la structure est causée uniquement par une formation successive de lobes [KAJ00].

#### **I.4.2. Procédés d'assemblage des structures**

Différents procédés d'assemblage peuvent être utilisées pour assembler les différentes parties des structures. La technique la plus utilisée dans l'industrie automobile est le soudage par point. Cette technique fait partie de la famille des procédés de *soudage par résistance*, au même titre que le soudage à la molette, par bossages, ou en bout. Elle est utilisée pour assembler deux tôles (ou plus) dont l'épaisseur est typiquement comprise entre 0.5 et 10 mm,

---

Figure I.23.a. L'assemblage par rivet (Figure I.23.b) est quant à lui plus fréquent dans le milieu aéronautique (voir par exemple [LDMD01]).



**Figure I.23.** Assemblage de deux tôles a) Par soudage par point b) Par rivet

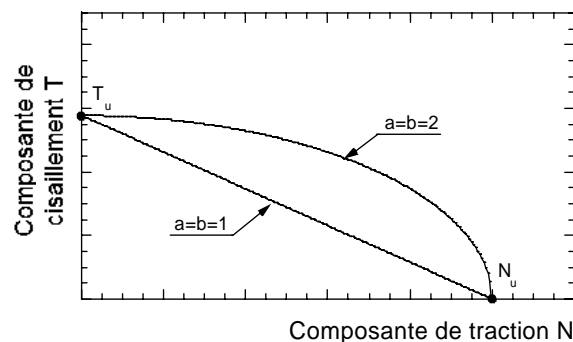
D'après Lee *et al.* [LKH02], l'énergie absorbée par une structure est maximale lorsque la distance entre les points soudés est comprise entre 40% et 50% de la largeur de la structure. Dans cette étude, les points soudés sont régulièrement espacés tous les 30 mm (soit 37.5% de la largeur de la structure) et possèdent un diamètre de 8mm. Le pas de soudage utilisé ici a été optimisé et tient compte de la longueur de flambement plastique qui est conditionnée par les déclencheurs (voir Figure I.34).

#### ✓ Modélisation du comportement des points soudés

Lors d'un crash, le niveau d'effort dans les points soudés est parfois tel que certains points soudés rompent. Pour modéliser cette rupture lors des simulations numériques, le critère de rupture le plus couramment utilisé couple les efforts de traction  $N$  et de cisaillement  $T$  par la relation suivante,

$$\left(\frac{N}{N_u}\right)^a + \left(\frac{T}{T_u}\right)^b \leq 1 \quad (\text{I-59})$$

où  $T_u$  et  $N_u$  sont les efforts de rupture en traction pure et en cisaillement pur,  $a$  et  $b$  sont des paramètres ajustables. Tant que le critère reste inférieur ou égal à 1, la liaison est maintenue.

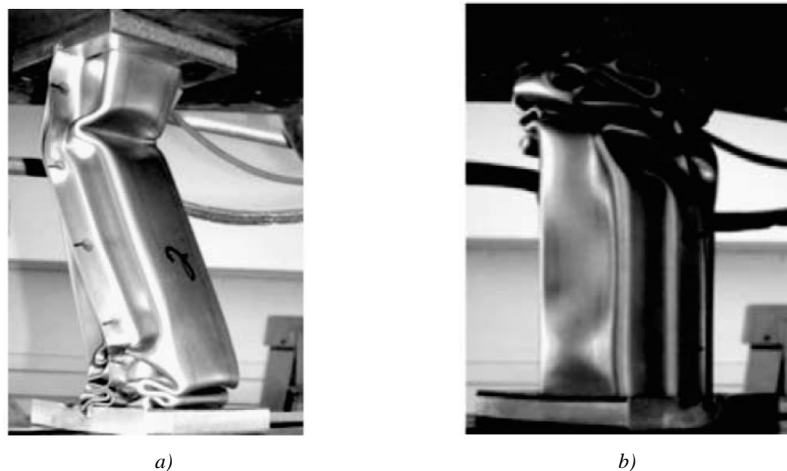


**Figure I.24.** Critère de rupture d'un point soudé

D'après Langrand *et al.* [LFDM03], l'hypothèse simplificatrice  $a = b = 1$ , qui prédit une enveloppe de forme triangulaire (voir Figure I.24), fournit des résultats satisfaisants. Bien que les éléments volumiques représentent plus en détail le point soudé, un modèle à une dimension est aussi efficace qu'un modèle 3D si aucune rupture n'est observée dans le point soudé [CD00]. Le champ de contraintes autour du point soudé obtenu avec un modèle 1D est très similaire à celui obtenu avec un modèle 3D.

### I.4.3. Flambage des structures

Une structure dont le flambage s'effectue progressivement absorbe plus d'énergie qu'une structure qui présente un flambage global [Ale69, Jon89]. Dans les structures de section circulaire, il existe une longueur de tube critique  $L_{cr}$  en dessous de laquelle les tubes de longueur  $L$  présentent un flambage progressif alors que les structures plus longues ( $L > L_{cr}$ ) développent un mode de flexion global [AEG83, AJ97]. La longueur critique  $L_{cr}$  dépend non seulement du comportement intrinsèque du matériau, mais également de la vitesse d'impact. D'après Karagiozova et Alves [AJ97], la longueur critique  $L_{cr}$  augmente avec la vitesse d'impact car l'inertie radiale au sein de la structure devient plus importante. Par ailleurs, une augmentation de la limite d'élasticité, ou une diminution de l'écroutissage, mène à une augmentation de la longueur critique [KA04]. Dans les structures crash-box, les premiers lobes ont tendance à se former à l'opposée de la face impactée lorsque le flambage n'est pas amorcé. On assiste ensuite à un flambage global de la structure, Figure I.25.a. Afin d'obtenir un flambage progressif lors de l'écrasement, des imperfections géométriques sont introduites, Figure I.25.b. Ces imperfections, qui sont toujours efficaces en chargement quasi-statique, peuvent devenir inefficaces pour certaines géométries de structure lors d'un chargement dynamique à cause des effets d'inertie [KJ00].

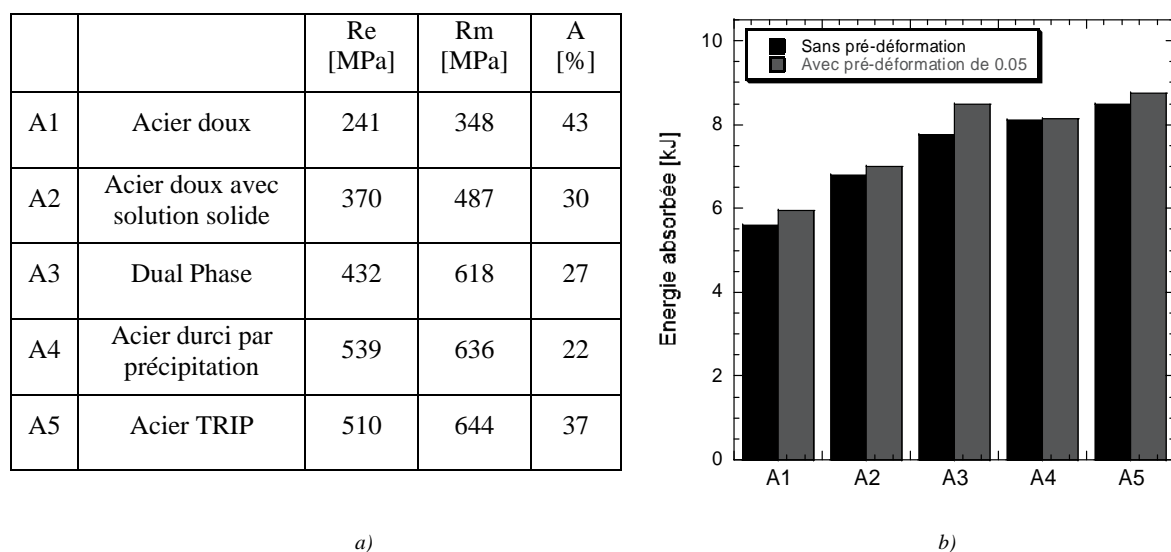


**Figure I.25.** Ecrasement d'un corps creux [RKC04] a) flambage non amorcé b) flambage amorcé

#### I.4.4. Amélioration des propriétés de crash

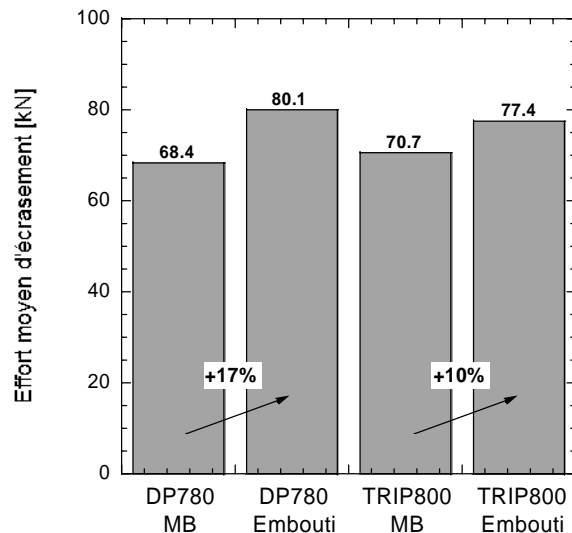
Pour une vitesse et une masse d'impacteur données, la capacité d'absorption d'une structure dépend principalement : (i) de sa géométrie, (ii) de son épaisseur et (iii) des propriétés intrinsèques du matériau. Pour un poids donné (c'est-à-dire pour une épaisseur fixée), deux possibilités existent pour améliorer les propriétés de crash d'une structure ; optimiser la géométrie de la structure ou améliorer les propriétés du matériau. De récentes études ont montrées qu'il était préférable de travailler sur l'amélioration des performances des matériaux plutôt que sur l'optimisation de la géométrie des structures (voir par exemple [LLJC03]).

Différents auteurs ont travaillé sur le comportement intrinsèque des matériaux. Uenishi *et al.* [UYMM97] ont soumis leurs éprouvettes de caractérisation en traction quasi-statique et dynamique à une pré-déformation de 0.05 dans le sens travers. Ils ont ensuite étudiés le résultat numérique d'écrasement d'un tube de section carrée et montrent que l'énergie absorbée augmente de 2% à 10% en fonction des nuances d'acier lorsque l'identification de la loi est réalisée sur les résultats d'éprouvettes pré-déformées. Les matériaux considérés dans cette étude sont énumérés Figure I.26.



**Figure I.26.** Résultats obtenus par Uenishi *et al.* [UYMM97] a) liste des matériaux considérés et propriétés mécaniques b) résultats numériques des simulations d'écrasement montrant l'effet de la pré-déformation de 0.05

Cornette *et al.* [THC98, CG02] ont également montré l'intérêt d'une étape de pré-déformation sur le comportement au crash des structures crash-box pré-déformées par emboutissage. Les essais de crash sont réalisés à 56 km/h avec un chariot d'une masse de 300 kg. Deux aciers de même épaisseur (1.5 mm) sont utilisés dans cette étude ; un acier TRIP800 et un acier DP780. Alors que la capacité d'absorption au crash de l'acier DP780 augmente de 17% grâce à la mise en forme, l'acier TRIP800 présente une augmentation de 10%, Figure I.27.



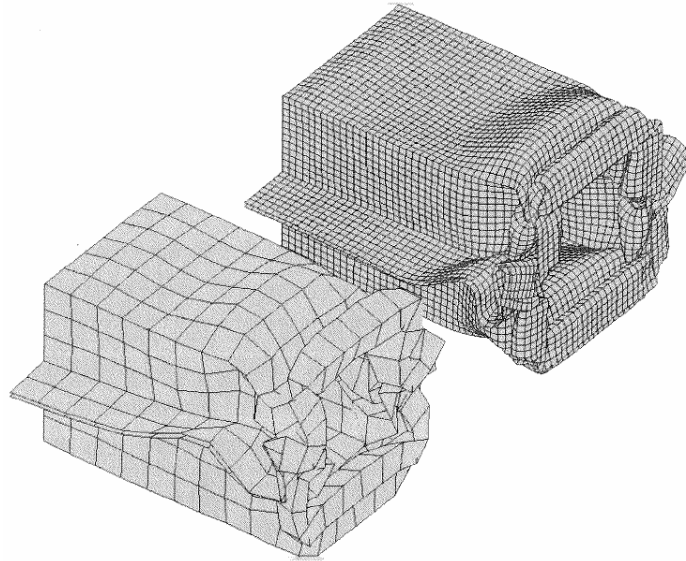
**Figure I.27.** Effet de la pré-déformation sur le comportement au crash de structures crash box réalisées en aciers DP780 et TRIP800 [THC98, CG02]. MB désigne le matériau de base

## I.4.5. Simulation numérique de l'écrasement d'une structure crash-box

### I.4.5.1. Analyse du maillage

La taille des éléments du maillage ainsi que les types d'éléments ont toute leur importance lors de la simulation numérique d'un crash. Comme les structures de crash sont fabriquées à partir de tôles minces, des éléments coques ( $\sigma_{33} = 0$ ) sont préconisés. D'après Oliveira *et al.* [OWGW06], de très bonnes concordances avec les résultats expérimentaux sont observées lorsque des éléments avec une formulation sous-intégrée de type Belytschko-Tsay sont utilisés.

A partir d'une simulation de crash d'un double oméga, Mouro [Mou02] a comparé les résultats numériques issus d'un maillage grossier avec ceux obtenus avec un maillage fin (sur la longueur d'un pli, le nombre d'éléments varie de 6 à 16). Bien que les maillages les plus fins reproduisent mieux les fortes courbures et donnent une allure plus lisse à la pièce déformée, Figure I-28, les calculs réalisés avec un maillage grossier représentent plus fidèlement les résultats expérimentaux. D'après Du Bois [DuB01], une maille de 5 mm est la taille adéquate pour la simulation du crash dans l'industrie automobile. Peixinho [Pei04], qui a notamment simulé le crash en compression de tubes hexagonaux en utilisant de tailles de mailles (5mm et 7.5mm), a abouti à la même conclusion.



**Figure I.28.** Déformée d'un double oméga (maillage grossier et maillage fin) [Mou02]

#### I.4.5.2. Déclenchement du flambage dans une structure crash-box

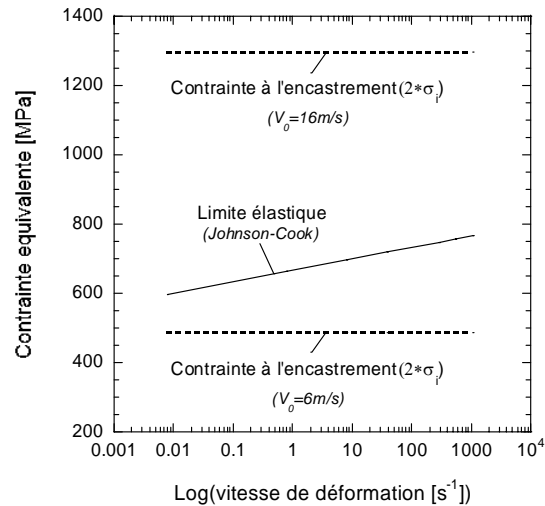
Lorsque le chariot impacte la structure, une onde élastique incidente se propage. La contrainte  $\sigma_i$  générée par cette onde dépend de la masse volumique du matériau  $\rho$ , du module de Young  $E$  et de la vitesse d'impact du chariot  $V_0$ ,

$$\sigma_i = \rho C_0 V_0 \text{ avec } C_0 = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (\text{I-60})$$

où  $C_0$  désigne la célérité des ondes élastiques. D'après la théorie de propagation des ondes, la contrainte incidente  $\sigma_i$  double lorsqu'elle atteint un encastrement. Cette théorie est vérifiée dans deux codes de calculs (PAMCRASH et ABAQUS) en considérant deux vitesses initiales d'impact ( $V_0 = 6\text{m/s}$  et  $V_0 = 16\text{m/s}$ ).

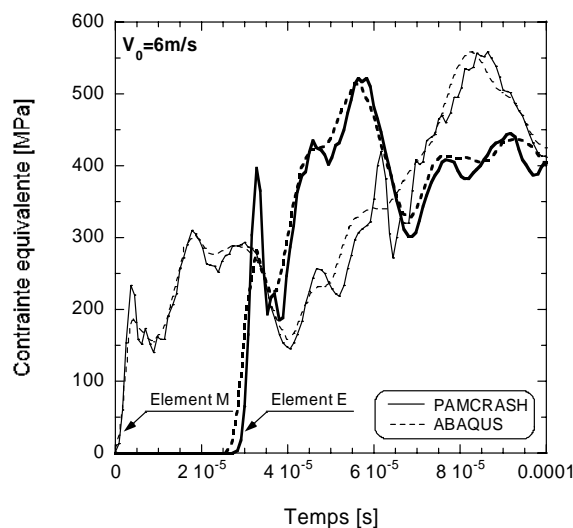
#### ✓ Propagation des ondes dans une structure crash-box

Dans les deux codes de calculs, les simulations numériques sont réalisées avec le modèle de Johnson-Cook à partir des constantes déterminées pour l'acier TRIP800 (voir Annexe 2). Lorsque la vitesse d'impact est de  $6\text{m/s}$ , la limite d'élasticité est supérieure au double de la contrainte incidente  $\sigma_i$ . A l'inverse, la contrainte incidente est suffisamment élevée à  $16\text{m/s}$  pour plastifier le matériau (Figure I.29).



**Figure I.29.** Comparaison entre les contraintes incidentes à l'encastrement pour les deux vitesses d'impact ( $V_0 = 6\text{m/s}$  et  $V_0 = 16\text{m/s}$ ) et la limite d'élasticité calculée à partir du modèle de Johnson-Cook

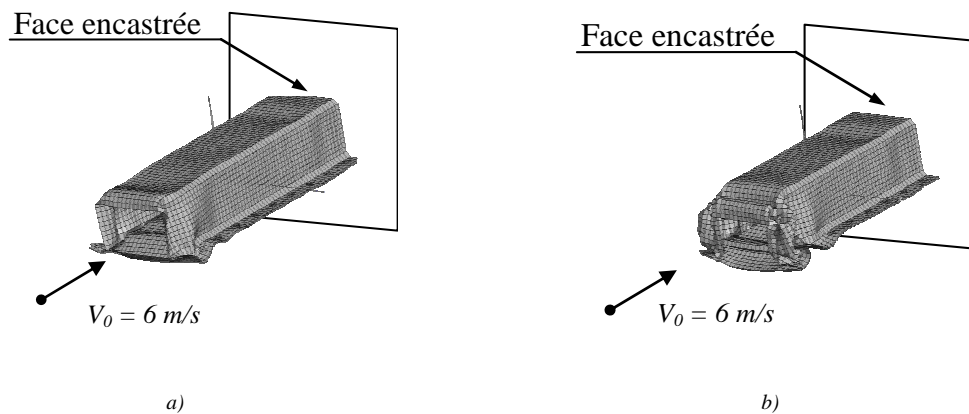
La contrainte de Von-Mises dans un élément situé au centre de l'oméga (Elément M) est comparée à celle d'un élément situé à l'encastrement (Elément E). Lorsque la vitesse initiale d'impact est de  $6\text{m/s}$ , la contrainte incidente  $\sigma_i$  double à l'encastrement (Figure I.30). Bien que la mise en charge soit légèrement différente entre les deux codes de calcul, aucune différence notable n'est observée. D'autres simulations, dont les résultats ne sont pas présentés, ont fait apparaître que les résultats présentés sont indépendants de la loi de comportement utilisée.



**Figure I.30.** Evolution de la contrainte équivalente de Von-Mises au cours du temps dans les éléments M et E pour une vitesse initiale d'impact  $V_0=6\text{m/s}$

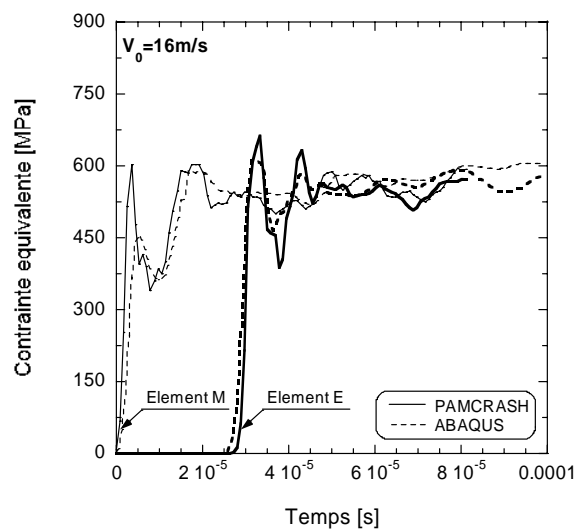


Dans cette configuration, le premier lobe apparaît du côté impactée (Figure I.31) avec un mode de flambage anti-symétrique. Après avoir formé deux plis, la structure a emmagasiné toute l'énergie cinétique du chariot impacteur.



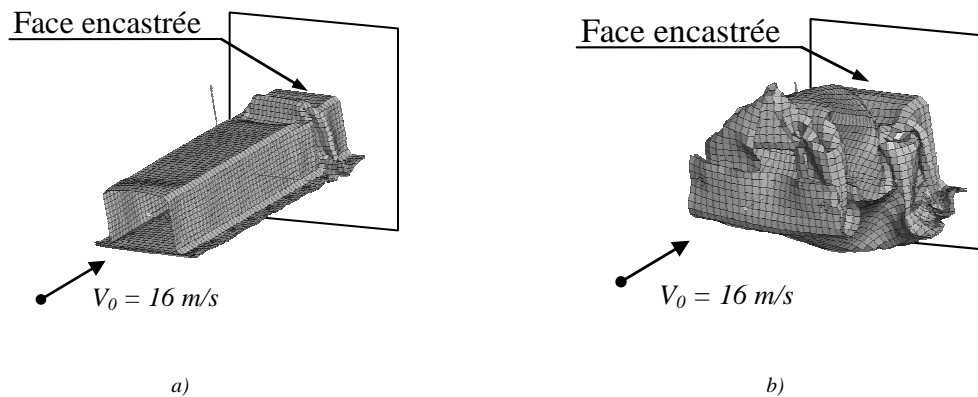
**Figure I.31.** Comportement d'une structure crash-box dont le flambage pour une vitesse initiale d'impact de  $V_0 = 6\text{ m/s}$  après deux temps d'écrasement a)  $t=0.002\text{ s}$  b)  $t=0.012\text{ s}$

Pour une vitesse d'impact de  $16\text{ m/s}$ , l'amplitude de l'onde incidente est suffisamment élevée pour plastifier le matériau. Dans ce cas, la contrainte de Von-Mises dans les deux éléments est sensiblement identique (Figure I.32.b).



**Figure I.32.** Evolution de la contrainte équivalente de Von-Mises au cours du temps dans les éléments M et E pour une vitesse initiale d'impact  $V_0 = 16\text{ m/s}$

Les deux premiers lobes apparaissent du côté opposé à l'impact (Figure I.33.a) avec un mode de flambage anti-symétrique puis un flambage global apparaît,

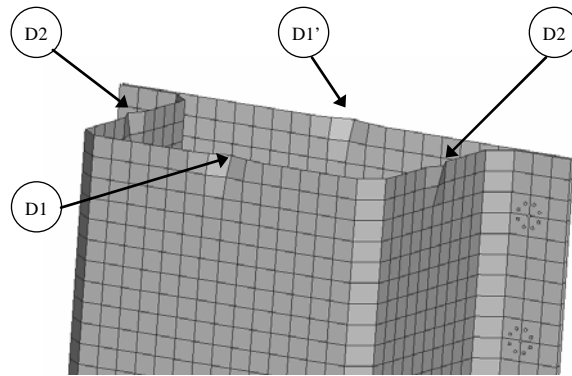


**Figure I.33.** Comportement d'une structure crash-box dont le flambage pour une vitesse initiale d'impact de  $V_0 = 16\text{m/s}$  après deux temps d'écrasement a)  $t=0.002\text{s}$  b)  $t=0.012\text{s}$

✓ *Amorce du flambage*

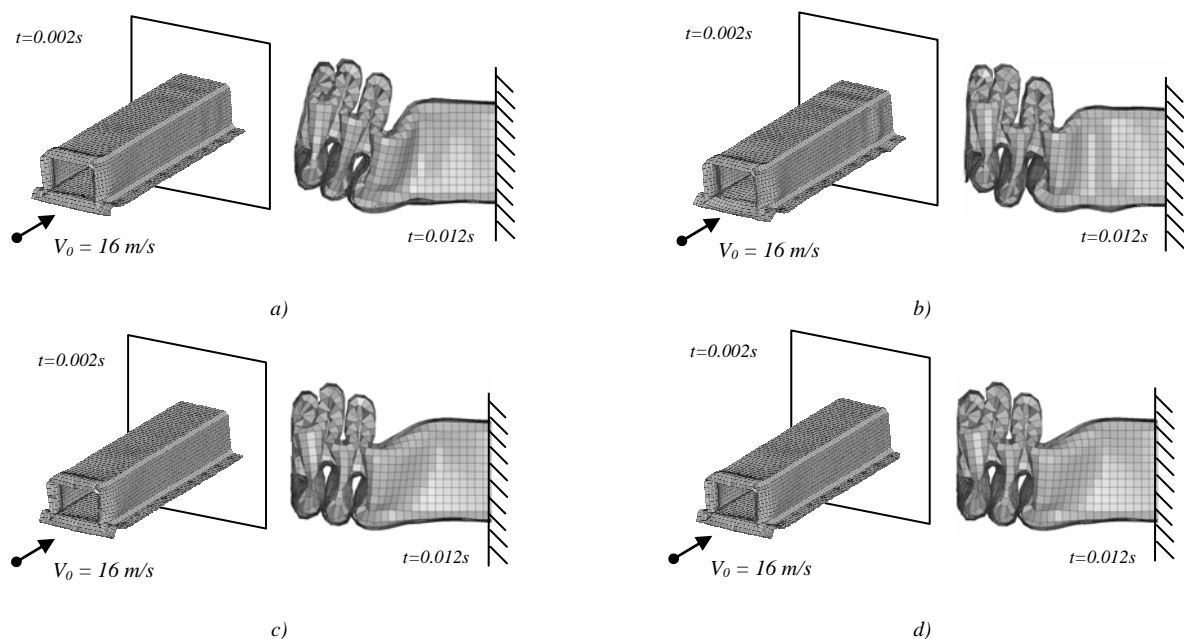
Différentes solutions numériques sont employées dans la littérature afin d'amorcer un mode de flambage anti-symétrique des structures. Mouro [Mou02] a proposé de déplacer légèrement les nœuds (de l'ordre de 0.1 mm) d'une rangée vers l'extérieur ou l'intérieur, selon le sens défini par le mode antisymétrique. Peixinho [Pei04] a, quant à lui, déplacé les nœuds situés à 15mm du bord impacté par le bloc rigide de 0.5 mm par rapport à leur plan initial afin de déclencher le flambage. Dans ces deux études, les différentes faces de leurs structures ont cependant été raccordées par des angles droits, ce qui leur confère un mode de flambage préférentiel parfaitement déterminé et assez reproductible à l'essai. Modéliser les rayons de raccordement par des angles droits rigidifie la structure et par conséquent augmente l'énergie absorbée lors du crash. Par rapport à une structure dont les coins sont modélisés par des chanfreins, une structure modélisée avec des angles droits présente une énergie absorbée supérieure de 12% (lorsque les caractéristiques mécaniques sont les suivantes  $R_e = 500\text{ MPa}$ ,  $R_m = 1500\text{ MPa}$  et  $A_g = 45\%$ ) [Eve05].

La solution retenue dans cette étude pour amorcer le flambage consiste à introduire des déclencheurs sur la face impactée par le chariot, Figure I.34. Cette technique est utilisée aussi bien lors des caractérisations expérimentales que lors des simulations numériques. Afin d'amorcer un mode de flambage anti-symétrique, les déclencheurs D2 et D1' sont dirigés vers l'extérieur alors que le déclencheur D1 est orienté vers l'intérieur de la structure. Ce type d'imperfection permet d'obtenir un écrasement très stable tout au long de l'essai.



**Figure I.34.** Amorce du flambage par introduction de déclencheurs (définition des déclencheurs D1 et D2)

Une imperfection de 1mm suffit pour déclencher la formation successive de lobes au cours de l'écrasement (Figure I.35.a et b). Comme la largeur de la structure (80mm) est plus importante que la hauteur (60mm), le déclencheur D2 possède une contribution plus importante que D1. Bien que les structures s'écrasent par formation successive de lobes, un léger flambage global persiste en fin d'écrasement ( $t=0.012s$ ) lorsque la taille des déclencheurs est de 1mm. Le flambage global disparaît progressivement lorsque la taille des déclencheurs augmente. Les simulations numériques réalisées montrent que le flambage global disparaît complètement lorsque  $D1=2mm$  et  $D2=3mm$ . Ces dimensions sont utilisées par la suite pour déclencher le flambage des structures. Augmenter d'avantage la taille des déclencheurs n'améliore pas la stabilité de l'écrasement (Figure I.35.d).



**Figure I.35.** Influence de la taille des déclencheurs D1 et D2 sur l'amorce du flambage et en fin d'écrasement a)  $D1=0mm$  ;  $D2=1mm$  b)  $D1=1mm$  ;  $D2=0mm$  c)  $D1=2mm$  ;  $D2=3mm$  d)  $D1=5mm$  ;  $D2=5mm$

#### I.4.5.3. Couplage emboutissage-crash

Afin de réaliser des simulations numériques de crash réalistes, l'étape de mise en forme et les propriétés dynamiques des matériaux doivent être prises en compte lors du calcul. L'étape de mise en forme mène à un amincissement de la structure et à une répartition non homogène des déformations plastiques et contraintes résiduelles au sein de la structure. Par ailleurs, la libération des contraintes élastiques peut mener à un changement de forme. De nombreuses simulations numériques de crash ont procurées des résultats erronés car le processus de mise en forme avait été négligé, Figure I.36. Récemment, différentes études ont montrées l'intérêt de la prise en compte de l'étape de mise en forme dans le calcul de crash [CG02, LHOW01, HKKS03, OWGW06, TBG06].

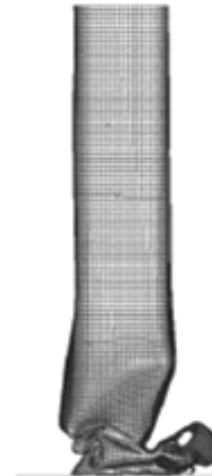
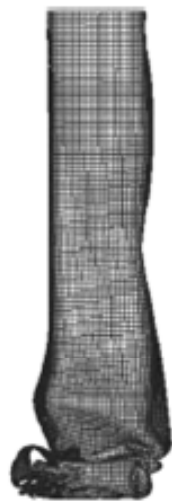
Dans la plupart des études, les simulations de crash ont été menées en tenant compte de la répartition non homogène des épaisseurs, des déformations plastiques équivalentes et des contraintes résiduelles. D'après Lee *et al.* [LHOW01], la déformation plastique équivalente joue un rôle primordial dans l'exportation des variables, alors que les contraintes résiduelles et l'épaisseur finale ont un rôle modéré pour les faibles niveaux de déformations.

#### I.4.5.4. Influence de l'érouissage cinématique

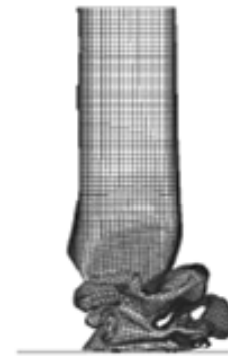
Myoung-Guy *et al.* [MCKJ05] ont étudié l'influence de l'érouissage cinématique sur la réponse au crash de deux structures en aluminium (une structure en S et un tube hydroformé). Après avoir simulé la mise en forme, les variables de sorties (contraintes résiduelles, déformation plastique équivalente, épaisseur finale et érouissage cinématique) sont exportées vers la simulation du crash. Deux types d'érouissage ont été comparés entre eux ; un érouissage purement isotrope et un érouissage mixte (isotrope+cinématique). Alors que le transfert de la déformation plastique équivalente influence significativement la réponse au crash, l'influence de l'érouissage cinématique est dépendante du niveau de déformation plastique atteint lors de la mise en forme. La contribution de l'érouissage cinématique est inversement proportionnelle au niveau de déformation atteint, car la décroissance de contrainte  $\Delta\sigma$  observée lors d'un rechargement en sens inverse, Figure I-3, atteint une valeur de saturation après un certain niveau de pré-déformation. Il apparaît cependant que la prédiction de l'énergie absorbée est proche des résultats expérimentaux lorsqu'un érouissage purement isotrope est pris en compte.

Matériau pré-déformé

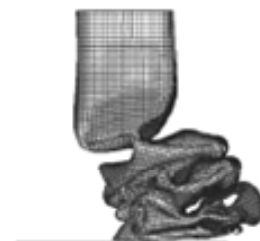
Matériau vierge



$t = 10 \text{ ms}$



$t = 20 \text{ ms}$



$t = 36 \text{ ms}$



$t = 60 \text{ ms}$

a)

b)

**Figure I.36.** Simulation de l'écrasement d'une structure en acier TRIP [TBG06] a) avec prise en compte de l'étape de fabrication b) sans prise en compte de l'étape de fabrication

## I.5. SYNTHÈSE

Il a été montré que l'évolution de la contrainte avec la déformation plastique dépend de la microstructure du matériau, du trajet de déformation, de la vitesse de déformation appliquée et de la température. Dans cette étude, trois aciers à très haute résistance sont caractérisés en traction uni-axiale dans une large gamme de vitesse de déformation. Des essais interrompus, où l'échantillon est pré-déformé en chargement quasi-statique, entièrement déchargé, puis rechargé à haute vitesse de déformation ont permis de déterminer l'influence d'un changement de vitesse de déformation sur la contrainte d'écoulement suivant deux trajets de déformation. Le premier correspond à un chargement continu ( $\alpha \approx 1$ ) et le second à un trajet compris entre le trajet dur et le chargement de type Bauschinger ( $\alpha \approx -0.43$ ).

Différents modèles physiques et phénoménologiques, qui permettent de traduire les effets de la vitesse de déformation sur la contrainte d'écoulement, ont été présentés dans ce chapitre. La plupart des modèles phénoménologiques ne définissent pas correctement le comportement des matériaux aux grandes déformations où une saturation de la contrainte d'écoulement est observée. Afin de reproduire précisément le comportement des métaux et aciers multiphasés en grande déformation, deux lois de comportement sont proposées dans ce travail. La formulation du premier modèle repose sur le formalisme du modèle MTS. Dans le second modèle, les effets d'écrouissage sont décrits par une variable interne adimensionnelle qui évolue avec la déformation plastique.

La capacité d'absorption énergétique d'une structure dépend principalement de son épaisseur, de la géométrie et du matériau. Dans cette étude, une pré-déformation plastique en traction a été appliquée à la tôle avant de fabriquer une structure crash-box par pliage. L'effet de la pré-déformation a été examiné sur une catapulte horizontale de choc pour différentes vitesses initiales d'impact. En se basant sur des préconisations numériques tirées de la littérature (taille de maille, type d'éléments...), une démarche numérique de couplage emboutissage-crash a été proposée afin de tenir compte de l'histoire de la déformation lors du calcul de l'écrasement de la structure.

---

# CHAPITRE II.

## CARACTERISATION EXPERIMENTALE

### *Sommaire*

---

<b>II.1. Introduction</b>	<b>62</b>
II.1.1. Matériaux	62
II.1.2. Programme expérimental	64
<b>II.2. Caractérisation en traction uni-axiale</b>	<b>66</b>
II.2.1. Chargement quasi-statique	66
II.2.2. Chargement dynamique	69
<b>II.3. Comportement des structures crash-box</b>	<b>83</b>
II.3.2. Caractérisation du matériau de base	84
II.3.3. Effet de la pré-déformation	87
II.3.4. Prédiction de l'effort moyen d'écrasement	91
<b>II.4. Conclusion</b>	<b>96</b>

---

*Ce chapitre est dédié à la réponse expérimentale des aciers et des structures crash-box. Le comportement des matériaux est déterminé en traction uni-axiale dans une large gamme de vitesse de déformation et suivant différentes directions de sollicitation. L'effet d'un pré-chargement quasi-statique sur la réponse en rechargement dynamique est étudié en utilisant un test interrompu où l'échantillon est complètement déchargé avant le nouveau chargement à haute vitesse de déformation. La courbe de rechargement est comparée avec les résultats obtenus à une vitesse de déformation constante (égale à la vitesse de déformation du rechargement).*

*Par ailleurs, le comportement au crash de structures crash-box est étudié à partir d'une catapulte horizontale de choc. L'énergie absorbée par des structures mises en forme à partir du matériau de base (c'est-à-dire tel qu'il est reçu après laminage) est comparée à celle des structures dont le matériau est préalablement déformé en traction large. Finalement, un modèle empirique est proposé afin de décrire la capacité d'absorption énergétique des structures crash-box lors d'un crash.*

## II.1. INTRODUCTION

Dans l'industrie automobile, l'allègement des structures et le respect des nouvelles normes de crash conduisent à l'utilisation d'aciers avec des caractéristiques mécaniques très élevées couplée à une bonne formabilité. Trois matériaux de la gamme des aciers THR sont étudiés ici : un acier à transformation de phase (TRIP800), un acier Dual Phase (DP600) et un acier à Bake-Hardening (BH260). Dans la désignation des matériaux, les lettres correspondent à la famille de l'acier alors que les nombres garantissent leur niveau minimum de résistance à la traction (exprimé en MPa). Les aciers BH sont principalement utilisés lors de la fabrication de pièces de peau (capots, ailes...) car ils possèdent de très bonnes propriétés d'emboutissage et de résistance à l'indentation. Les aciers DP et TRIP sont quant à eux essentiellement utilisés pour des pièces de structure et de renfort car ils possèdent une forte capacité de consolidation et une excellente tenue à la fatigue.

Chaque matériau est caractérisé dans une large gamme de vitesse de déformation ( $8 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^3 \text{s}^{-1}$ ). A noter que cette gamme de vitesse de déformation est particulièrement adaptée pour les problèmes de crash car les vitesses de déformation locales à l'instant de l'impact sont de l'ordre de  $10^3 \text{s}^{-1}$  lors de la simulation numérique avec une vitesse initiale d'impact de 16m/s et une taille de maille de 5mm (taille de maille préconisée dans la littérature, voir Section I.4.6.1). Lors de la formation successive des lobes, les vitesses de déformation locales sont de l'ordre de  $300 \text{s}^{-1}$ .

### II.1.1. Matériaux

Les matériaux tels qu'ils sont reçus sont nommés *matériaux de base* (préalablement ils ont subi une opération de laminage à froid). Les épaisseurs initiales des aciers BH260, DP600 et TRIP800 valent respectivement 1.64mm, 1.59mm et 1.34mm. Les microstructures et les mécanismes de déformation de ces trois matériaux sont très différents. Les aciers à Bake Hardening sont élaborés et traités de manière à obtenir une augmentation significative de la limite d'élasticité lors d'un traitement thermique à haute température (environ 170°C) tel qu'une cuisson de peinture. L'effet BH est un phénomène de vieillissement contrôlé lié à la présence de carbone et/ou d'azote en solution solide dans l'acier. Lors de la phase de cuisson (cataphorèse), les atomes de carbone en solution diffusent et s'ancrent sur les dislocations. Les aciers Dual Phase (DP) sont quant à eux composés de deux phases : (i) une phase ferritique, qui assure la ductilité du matériau, et (ii) une phase très dure (martensite ou bainite) qui implique la forte résistance à la déformation de ces matériaux. La microstructure des



aciers TRIP est composée d'une matrice ferritique ductile dans laquelle sont dispersés des îlots de phase bainitique dure et d'austénite résiduelle. La transformation de l'austénite en martensite sous l'effet d'un chargement (effet TRIP) confère à ces aciers un excellent compromis entre résistance et ductilité.

La composition chimique des trois aciers est détaillée Tableau II.1. La composition de l'alliage reflète son niveau de résistance mécanique. La fonte brute, qui est la première étape de fabrication de l'acier, est uniforme pour tous les aciers. C'est au stade suivant, celui où sont ajoutés ou supprimés des éléments d'alliages de la fonte brute, que sont déterminées les grandes familles d'aciers. La proportion de carbone joue un rôle primordial dans cette répartition car celui-ci est le principal élément durcissant vis-à-vis du fer. Le carbone (et l'azote), qui sont des éléments chimiques de faible taille atomique par rapport à celle du fer, se positionnent à l'intérieur des mailles ferritiques. D'autres éléments tels que le manganèse, le silicium ou le phosphore participent aussi à l'ajustement du niveau de résistance de l'acier. Des éléments de substitution se placent aux interstices du réseau cristallin : ils durcissent ainsi l'ensemble du cristal par un verrouillage des possibilités de glissement des plans atomiques. De façon plus sélective, d'autres éléments d'alliage comme le titane, le niobium ou le chrome confèrent des propriétés spécifiques de dureté.

**Tableau II.1.** Composition chimique des aciers BH260, DP600 et TRIP800 (en %)

	C	Mn	Si	Al	N	P	Austénite résiduelle
BH260	0.002	0.632	0.101	0.051	0.003	0.071	-
DP600	0.107	1.460	0.136	0.035	0.004	0.025	-
TRIP800	0.204	1.649	1.694	0.037	0.004	0.011	19

Les micrographies initiales des matériaux de base sont observées grâce à un microscope optique. L'analyse de la micrographie du BH260, après une attaque Dino<sup>3</sup>, révèle une taille moyenne des grains de 15 µm, Figure II.1.a. Dans le cas des aciers DP600 et TRIP800, des attaques Lepera<sup>4</sup> et Klemm<sup>5</sup> sont respectivement réalisées. Les différentes phases du DP600 peuvent être observées sur la Figure II.1.b ; la ferrite apparaît en brun clair, la martensite en blanc et les phases carburées (cémentite+perlite) apparaissent en brun foncé. Les fractions

<sup>3</sup> Dino = acide oxalique + acide fluorhydrique + peroxyde d'hydrogène en solution aqueuse

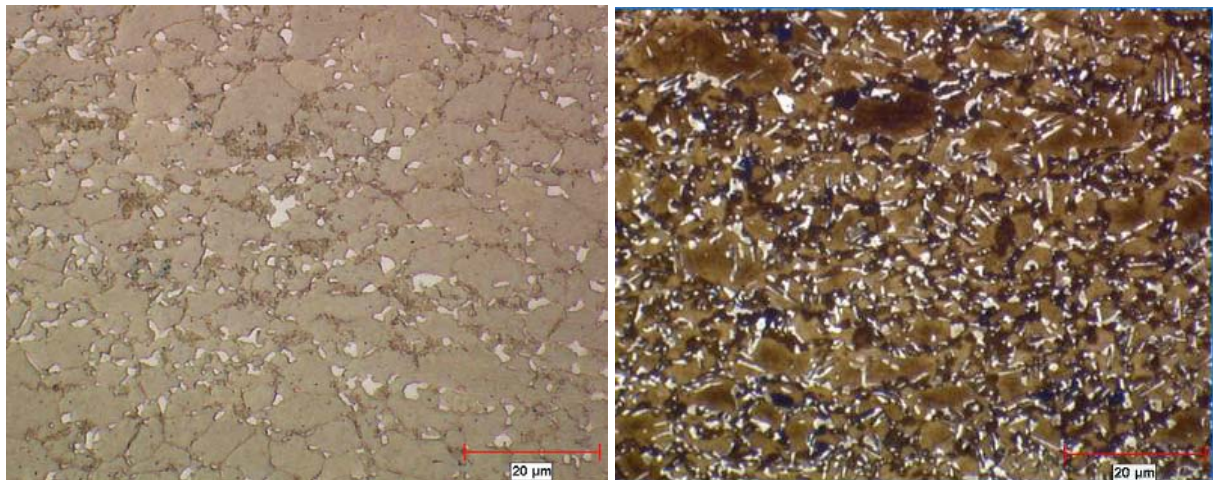
<sup>4</sup> Lepera = metabisulfite de sodium 1% + picral 4%

<sup>5</sup> Klemm = thiosulfate de sodium en solution aqueuse + metabisulfite de potassium

volumiques de ces phases valent respectivement de 85%, 5% et 10%. Pour s'assurer de la topologie matrice-inclusion de la phase ferritique et de la phase martensitique, la fraction volumique de martensite est généralement comprise entre 5 et 20% [BHS80]. Sur la Figure II.1.c, la ferrite de l'acier TRIP apparaît en brun, alors que l'austénite résiduelle et la bainite apparaissent en blanc.



a)



b)

c)

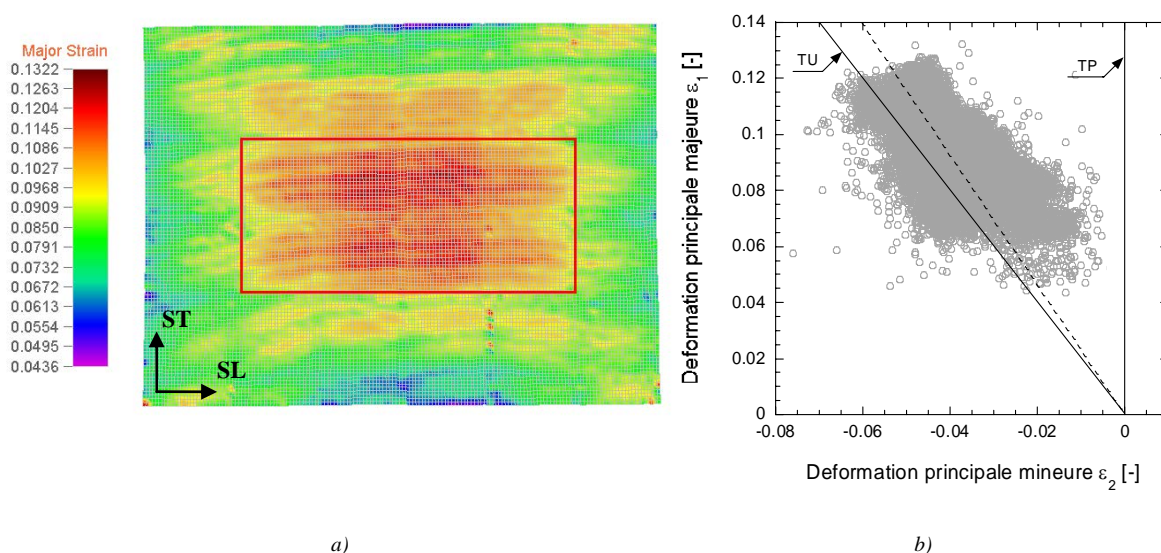
**Figure II.1.** Micrographies initiales a) BH260 b) DP600 c) TRIP800

### II.1.2. Programme expérimental

Le comportement des matériaux est déterminé suivant différentes conditions de chargement. Des essais de traction uni-axiale en chargement quasi-statique suivant différentes directions permettent de déterminer l'anisotropie des matériaux. Par ailleurs, la sensibilité à la vitesse de déformation est examinée pour des vitesses de déformation de l'ordre de  $10^3 \text{ s}^{-1}$ .

L'influence de la pré-déformation est étudiée à partir de tôles de dimensions  $350 \times 460 \text{ mm}^2$  pré-déformées sous chargement quasi-statique. Des éprouvettes de traction uni-axiale,

prélevées dans les tôles déformées, permettent de déterminer l'influence d'un changement de chemin de déformation et l'effet de l'histoire de la vitesse de déformation. Afin de déterminer le niveau d'hétérogénéité des déformations locales dans les tôles pré-déformées, un quadrillage régulier est déposé par électrolyse. A l'issue de la pré-déformation, le quadrillage déformé est placé sur un banc de mesure CAMSYS équipé du logiciel de traitement ASAME (Automated Strain Analysis and Measurement Environment). Cette analyse permet de mettre en évidence que les déformations sont localisées au centre de l'échantillon. La Figure II.2 illustre la répartition des déformations locales au sein d'une tôle en acier TRIP800 pré-déformée à un niveau de déformation imposé de 0.10. Les éprouvettes de traction uni-axiale utilisées pour la caractérisation du matériau pré-déformé sont usinées uniquement dans la zone où la déformation est homogène (rectangle rouge sur la Figure II.2.a).



**Figure II.2.** Tôle en acier TRIP800 pré-déformée de 0.10 en chargement quasi-statique a) Répartition des déformations principales majeures locales  $\epsilon_1$  dans la tôle (le rectangle rouge représente la zone où les déformations sont homogènes) b) Répartition des déformations principales majeures  $\epsilon_1$  en fonction des déformations principales mineures  $\epsilon_2$  (TU = Traction Uni-axiale – TP = Traction Plane)

Trois méthodes expérimentales sont requises pour déterminer le comportement du matériau ; le comportement quasi-statique ( $\dot{\epsilon} < 0.1 \text{ s}^{-1}$ ) est déterminé par une machine de traction traditionnelle, les vitesses de déformations intermédiaires ( $0.1 \text{ s}^{-1} < \dot{\epsilon} < 10^2 \text{ s}^{-1}$ ) sont obtenues grâce à une machine hydraulique et une barre de Hopkinson est utilisée pour les vitesses de déformation supérieures à  $10^2 \text{ s}^{-1}$ .

L'analyse de la pré-déformation plastique sur la tenue au crash des structures crash-box est étudiée à partir de structures réalisées avec des tôles pré-déformées en traction (Figure II.2.a). Deux niveaux de pré-déformation ( $\epsilon_1^p$  et  $\epsilon_2^p$ ), dépendants du matériau considéré, sont appliqués pour chaque acier (Tableau II.2).

**Tableau II.2.** Niveaux de pré-déformation ( $\varepsilon_1^p$  et  $\varepsilon_2^p$ ) considérés lors de l'analyse de la pré-déformation plastique sur la tenue au crash des structures crash-box

	BH260	DP600	TRIP800
$\varepsilon_1^p$	0.05	0.04	0.05
$\varepsilon_2^p$	0.10	0.08	0.10

## II.2. CARACTERISATION EN TRACTION UNI-AXIALE

### II.2.1. Chargement quasi-statique

Les déformations permanentes étant hétérogènes d'un cristal à l'autre, la compatibilité des déformations aux joints de grains est assurée par des microdéformations élastiques qui subsistent partiellement après cessation de la sollicitation en créant des microcontraintes résiduelles autoéquilibrées. Ces microcontraintes sollicitent les cristaux à l'état neutre et peuvent augmenter ou diminuer la sollicitation extérieure nécessaire pour produire de nouveaux glissements et d'une manière différente selon la direction considérée. La réponse des matériaux dépend par conséquent du trajet de déformation. Cette anisotropie peut être traduite par les coefficients de Lankford [LSB50]. Ces coefficients sont déterminés en traction uni-axiale suivant trois directions ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$  de la direction de laminage).

$$r = \frac{d\varepsilon_{22}}{d\varepsilon_{33}} \quad (\text{II-1})$$

où  $d\varepsilon_{22}$  et  $d\varepsilon_{33}$  représentent respectivement les incréments de déformation suivant la largeur et l'épaisseur de l'échantillon. Comme l'épaisseur de l'échantillon est très petite comparée à la largeur, les erreurs relatives de mesure des deux déformations sont très différentes. De ce fait, la relation (II-1) peut être réécrite en considérant des quantités de même ordre de grandeur : la longueur et la largeur de l'échantillon. En considérant que la déformation plastique s'effectue à volume constant ( $\varepsilon_{kk} = 0$ ), l'équation Eq.(II-1) peut se réécrire,

$$r = -\frac{d\varepsilon_{22}}{d\varepsilon_{11} + d\varepsilon_{22}} \quad (\text{II-2})$$

Les coefficients de Lankford reflètent l'aptitude de l'acier à s'emboutir profondément en accommodant la déformation en rétreint. Certaines normes prescrivent une valeur d'anisotropie moyenne à l'aide de deux coefficients ( $\bar{r}$  et  $\Delta r$ ),

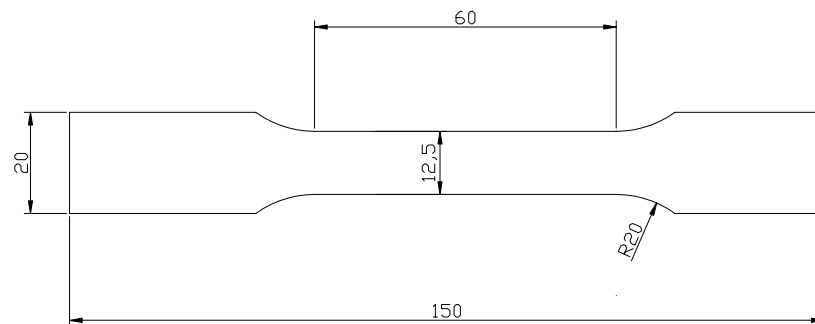
- le coefficient d'anisotropie normale  $\bar{r}$ ,

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (\text{II-3})$$

- le coefficient d'anisotropie plane  $\Delta r$ ,

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{2} \quad (\text{II-4})$$

Le coefficient  $\Delta r$  mesure la tendance d'une tôle à s'emboutir de façon non uniforme et à former des cornes dans le flanc d'une tôle emboutie cylindrique. La géométrie des éprouvettes utilisées est présentée Figure II.3. La déformation longitudinale est mesurée par un extensomètre à contact de longueur 50mm.

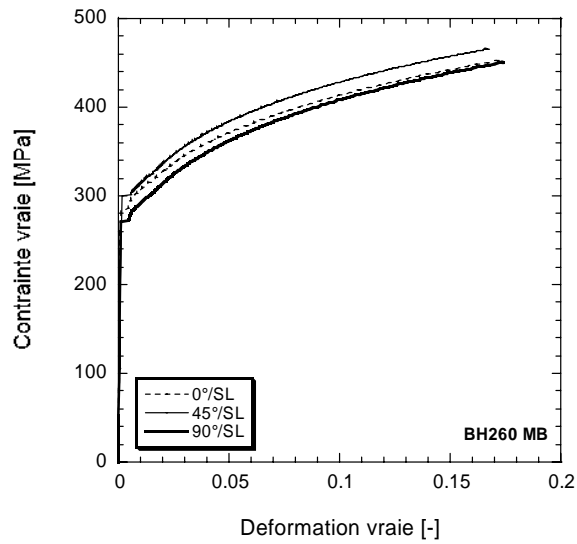


**Figure II.3.** *Éprouvette de traction quasi-statique*

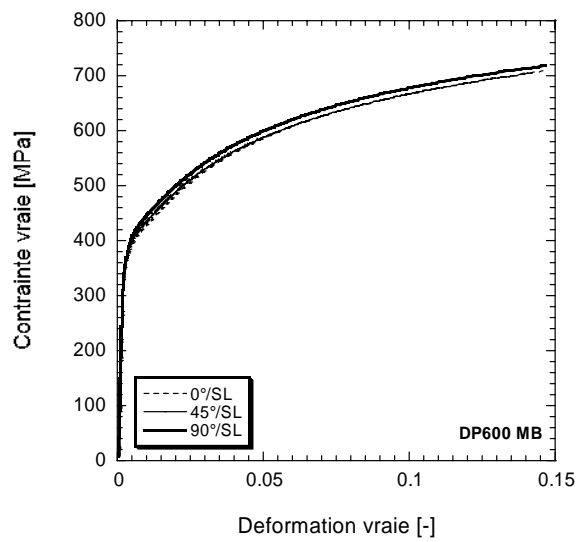
Les essais expérimentaux (voir Figure II.4) révèlent que les coefficients de Lankford restent proches de l'unité, ce qui traduit une anisotropie très peu marquée. Ces observations sont confirmées par les valeurs des coefficients de Lankford moyens  $\bar{r}$ .

**Tableau II.3.** *Coefficients de Lankford des 3 matériaux considérés*

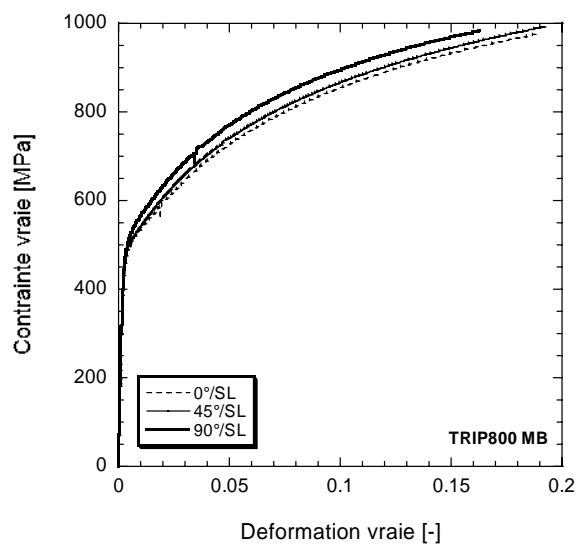
	$r_0$	$r_{45}$	$r_{90}$	$\bar{r}$	$\Delta r$
BH260	1.95	1.5	1.07	1.51	0.01
DP600	0.92	1.18	1.27	1.14	-0.09
TRIP800	0.90	1.52	1.27	1.30	-0.44



a)



b)



c)

**Figure II.4.** Essais de traction uni-axiale en chargement quasi-statique ( $\dot{\epsilon} = 8.10^{-3} s^{-1}$ ) suivant 3 directions ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$  et  $90^\circ$  de la direction de laminage SL). a) BH260 b) DP600 c) TRIP800

## II.2.2. Chargement dynamique

Lors de la simulation numérique d'un crash, les vitesses de déformation peuvent atteindre localement  $10^3 \text{ s}^{-1}$ . Le comportement des matériaux utilisés pour des applications de crash doit par conséquent être déterminé jusqu'à de telles vitesses de déformation.

### II.2.2.1. Caractérisation du matériau de base

Les aciers THR possèdent une sensibilité prononcée à la vitesse de déformation (Figure II-5). La limite d'élasticité augmente considérablement entre un chargement quasi-statique ( $\dot{\varepsilon} = 8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ) et un chargement dynamique ( $\dot{\varepsilon} \approx 10^3 \text{ s}^{-1}$ ) : une augmentation respective de 75%, 70% et 60% est observée pour les aciers BH260, DP600 et TRIP800. Cette tendance est en accord avec d'autres études qui ont fait apparaître que la sensibilité à la vitesse de déformation diminue lorsque le grade de l'acier augmente [NIK93, USKU96]. Cette particularité leur confère notamment une grande capacité d'absorption d'énergie lors d'un choc.

Pour les aciers BH260 et DP600, le coefficient d'écrouissage macroscopique  $\theta = \partial\sigma / \partial\varepsilon$  diminue lorsque la vitesse de déformation augmente. D'après Mecking et Kocks [MK81], la restauration dynamique est à l'origine de ce phénomène. Dans le cas de l'acier TRIP800, la transformation austénite-martensitique permet de conserver un coefficient d'écrouissage élevé à haute vitesse de déformation.

Lorsque le processus d'activation thermique devient actif (généralement vers  $10 \text{ s}^{-1}$ ), la chaleur générée dans le matériau lors de la déformation plastique est emmagasinée à l'intérieur de l'échantillon. Cette augmentation de température mène à une diminution de la contrainte d'écoulement. Lors d'un essai de traction, le niveau de déformation est faible (inférieur à 0.2 dans le cas des aciers considérés ici) car la striction apparaît rapidement. Bien qu'existant, l'influence des effets adiabatiques reste modérée aux vues du niveau de déformation atteint (voir Section II.2.1.2).

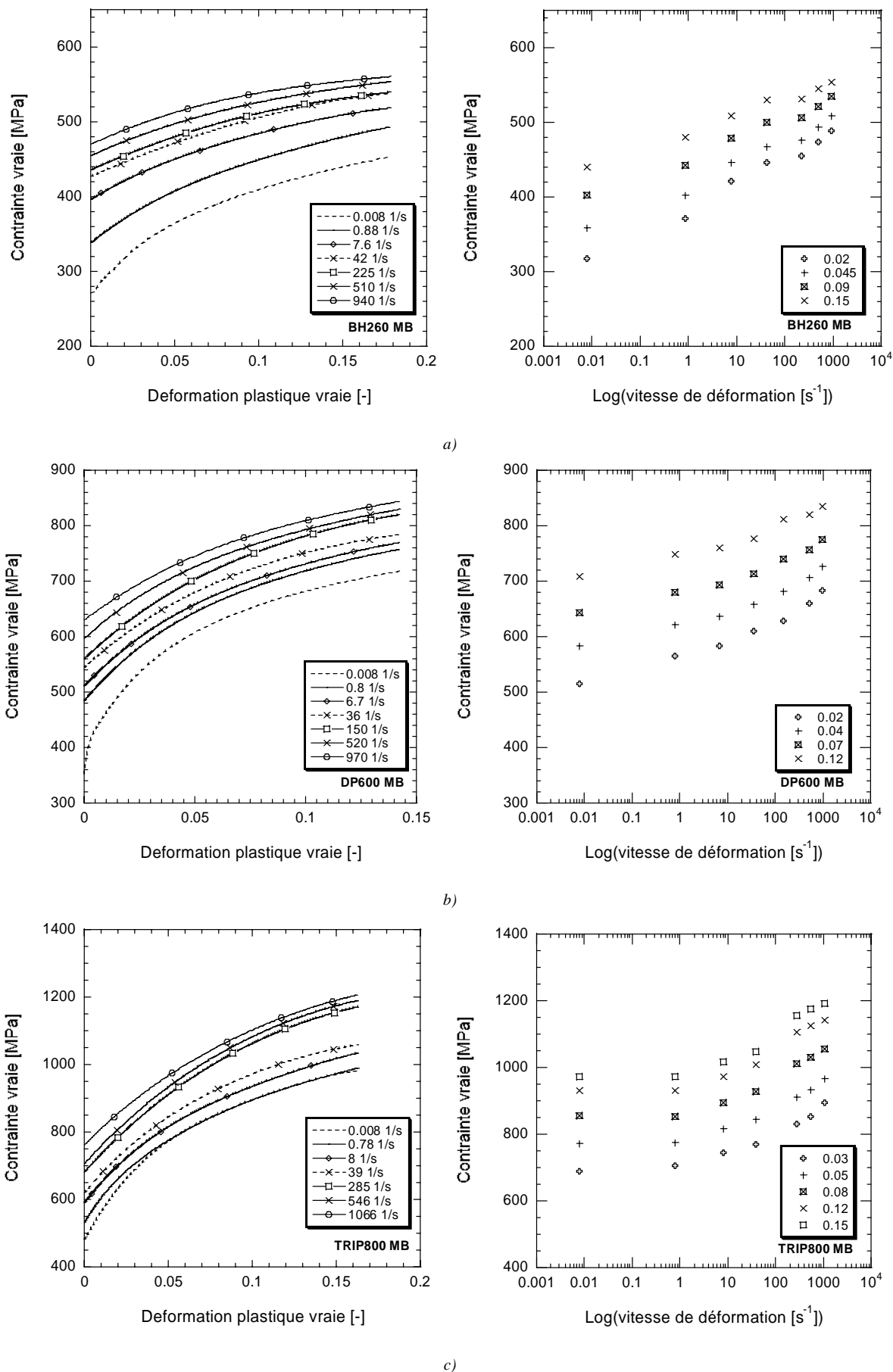


Figure II.5. Sensibilité à la vitesse de déformation des matériaux de base a) TRIP800 b) DP600 c) BH260



### II.2.2.2. Matériau préalablement déformé en chargement quasi-statique

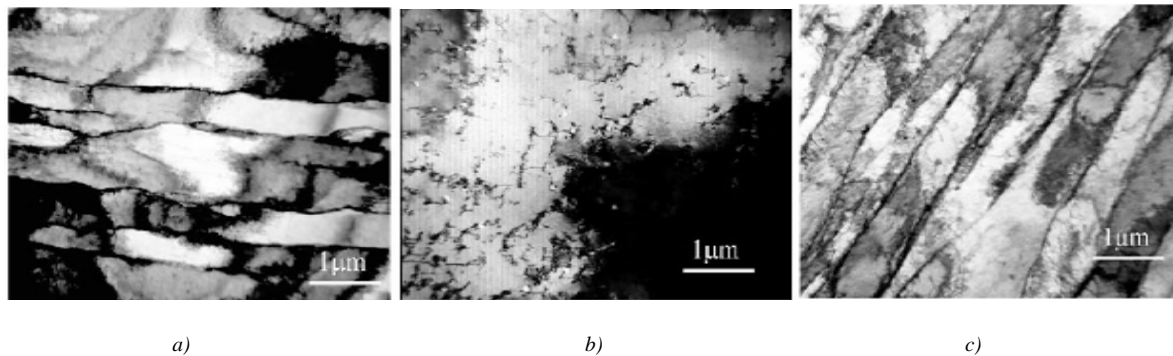
#### ✓ Effets sur la contrainte d'écoulement

Dans cette partie, l'effet de l'histoire de la vitesse de déformation est étudié en utilisant un test interrompu où un échantillon est sollicité à une vitesse de déformation quasi-statique, complètement déchargé, puis rechargé à haute vitesse de déformation. Alors que la pré-déformation est réalisée à une vitesse de l'ordre de  $8.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , la vitesse de déformation lors du rechargement atteint  $10^3 \text{ s}^{-1}$ . D'après Klepaczko et Duffy [KD72], l'effet d'un changement de vitesse de déformation nécessite un saut de plus de trois décades sur la valeur de la vitesse de déformation. Les pré-déformations sont réalisées à partir de tôles de dimensions  $350 \times 460 \text{ mm}$ . Des échantillons de traction sont ensuite usinés uniquement dans la zone où les déformations sont homogènes, Figure II-2. Tous les essais sont réalisés suivant la même direction ( $90^\circ$  par rapport à la direction de laminage). A la fin du processus de pré-déformation, le tenseur des déformations adopte la forme suivante,

$$\overset{=}{\varepsilon} = \varepsilon \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -0.435 & 0 \\ 0 & 0 & -0.565 \end{pmatrix} \quad (\text{II-5})$$

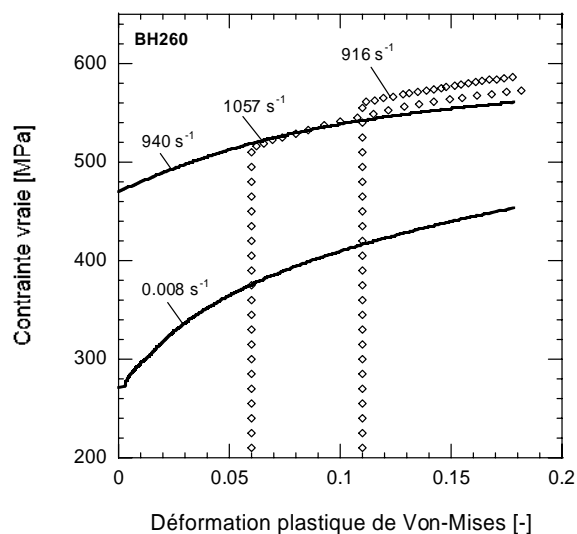
Schmitt *et al.* [SSR94] ont proposé un paramètre  $\alpha$  pour caractériser l'amplitude d'un chargement de chemin de déformation, voir Section I.1.2. Si le trajet est de type monotone,  $\alpha = 1$ . Dans notre cas, le rechargement est de type quasi-monotone car  $\alpha = 0.997$ .

Klepaczko *et al.* [KD82, KFD77] ont démontré que l'effet de l'histoire de la vitesse de déformation dépend de la microstructure du matériau, voir Section I.2.2. Notons respectivement  $\dot{\varepsilon}_1$  et  $\dot{\varepsilon}_2$  les vitesses de déformations quasi-statique et dynamique. Pour les matériaux à structure CFC, la contrainte d'écoulement après un saut de vitesse de déformation de  $\dot{\varepsilon}_1$  vers  $\dot{\varepsilon}_2$  est inférieure à celle observée lors du chargement monotone à  $\dot{\varepsilon}_2$ . Pour les matériaux à structure CC, l'effet inverse est observé : la contrainte d'écoulement après avoir effectué un saut de vitesse de déformation de  $\dot{\varepsilon}_1$  vers  $\dot{\varepsilon}_2$  est supérieure à celle observée lors du chargement monotone à  $\dot{\varepsilon}_2$ . Comparé à un chargement quasi-statique, un chargement dynamique mène à une augmentation de la densité de dislocations et à une organisation retardée en cellules de dislocations [UTN05]. Lors d'un saut de vitesse de déformation, la densité de dislocations augmente à l'intérieur des cellules de dislocations ce qui engendre un coefficient d'écrouissage  $\theta = \partial\sigma/\partial\varepsilon$  plus élevé après le saut de vitesse de déformation, voir Figure II.6.



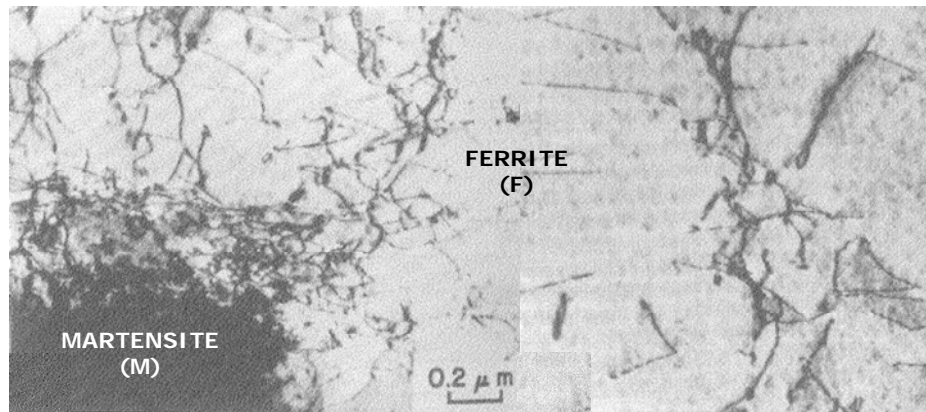
**Figure II.6.** Microstructure observée dans un acier doux [Uen03] a) après une pré-déformation de 0.17 en chargement quasi-statique b) après une pré-déformation de 0.15 en chargement dynamique c) Après une pré-déformation de 0.17 en chargement quasi-statique suivi d'un rechargement de 0.04 en chargement dynamique

Les déformations plastiques équivalentes de Von-Mises sont utilisées pour comparer le comportement du matériau avant et après l'étape de pré-déformation. Les aciers à Bake Hardening, qui sont des aciers doux avec des solutions solides, présentent un comportement typique des matériaux à structure CC, Figure II.7. Comme indiqué précédemment, le coefficient d'érouissage macroscopique est plus élevée après le saut de vitesse de déformation que celui observé au même niveau de déformation plastique après un chargement à une vitesse de déformation constante d'environ  $10^3 \text{ s}^{-1}$ .



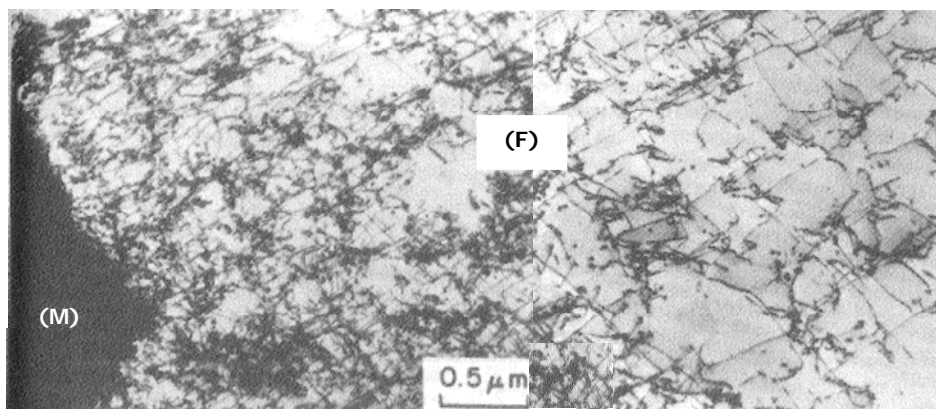
**Figure II.7.** Effet de l'histoire de la vitesse de déformation dans l'acier BH260

Dans les aciers Dual Phase, la distribution des dislocations n'est pas uniforme. Les cellules de dislocations sont arrangées autour des îlots de martensite (M) car la ferrite (F) a dû s'accommoder à la variation de volume de la martensite produite durant la phase de refroidissement du processus de fabrication [KMK84]. Cette accommodation s'est effectuée par déformation plastique de la ferrite, ce qui explique que les cellules de dislocations sont créées à l'interface, Figure II.8.



**Figure II.8.** Structure en cellules de dislocations dans un acier Dual-Phase (C-Mn-Si) après laminage [KMK84]. Les cellules de dislocations sont situées à l'interface martensite/ferrite

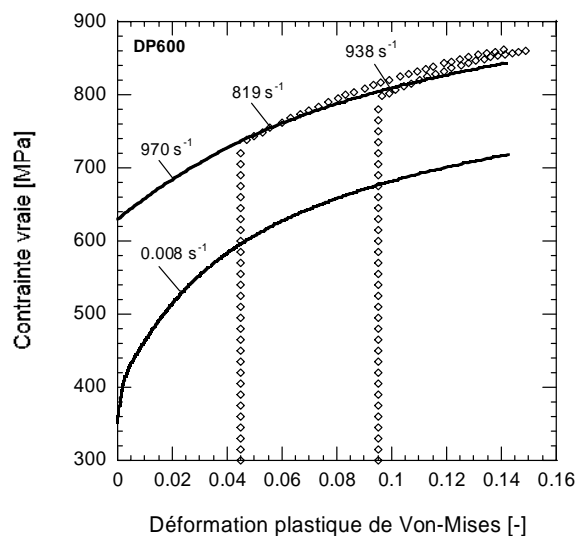
Le processus de déformation plastique dépend de la dimension des îlots de martensite [BK93, BRD99], qui sont des éléments métallurgiques très durs (en moyenne 60 HRC [Hil79]). Au début de la déformation, toutes les phases (ferrite+martensite) sont déformées élastiquement. Puis la phase martensitique continue à se déformer élastiquement alors que la ferrite plastifie. Les cellules de dislocations se propagent à partir de l'interface martensite/ferrite vers l'intérieur du grain de ferrite, Figure II.9.



**Figure II.9.** Structure en cellules de dislocations dans un acier Dual-Phase (C-Mn-Si) après une déformation de 0.02 [KMK84]. Les cellules de dislocations se propagent à partir de l'interface martensite/ferrite vers l'intérieur du grain de ferrite

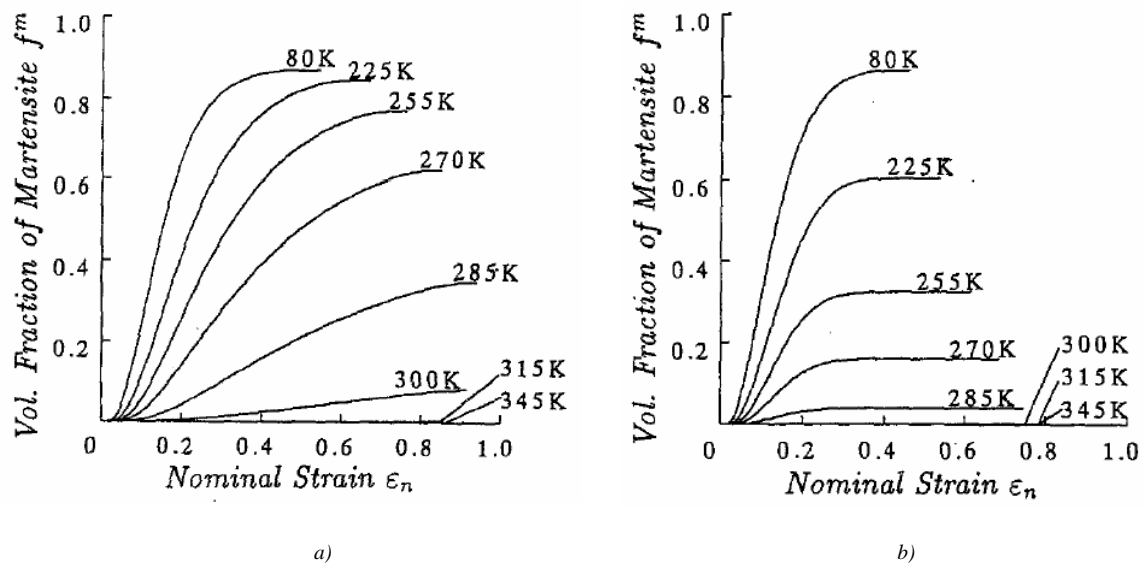
Si les îlots de martensite sont petits, ils ne subiront aucune déformation plastique et peuvent être décrits comme des particules rigides dans une matrice ferritique. Si leurs dimensions sont plus importantes, une légère déformation plastique peut s'observer après une déformation excessive de la phase ferritique [RC78]. Il apparaît alors que la présence de la martensite dans les aciers Dual Phase explique le haut niveau de contrainte de ces aciers mais l'écrouissage est principalement contrôlé par l'évolution de la phase ferritique. Par conséquent, l'effet de

l'histoire de la vitesse de déformation dans ces aciers, Figure II.10, est typique des matériaux à structure CC.



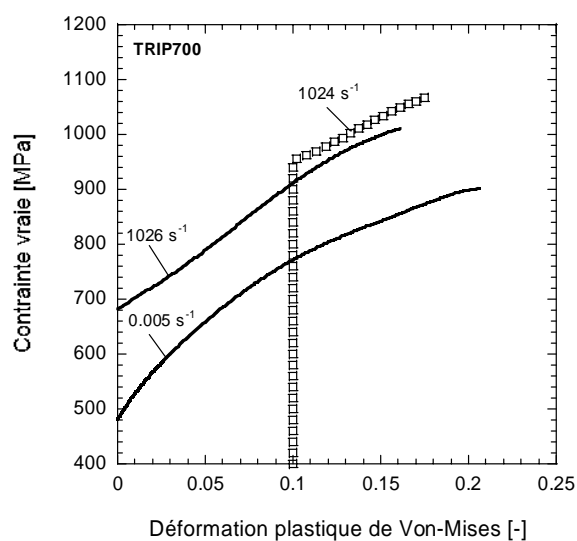
**Figure II.10.** Effet de l'histoire de la vitesse de déformation dans l'acier DP600

La microstructure des aciers TRIP est composée de petits grains de ferrite avec de la bainite (ou de la martensite) et de l'austénite résiduelle. L'austénite résiduelle (dureté moyenne de 30 HRC [Hil79]) se transforme en martensite lors de la déformation plastique. L'évolution de la microstructure de la ferrite et la croissance de la fraction volumique de martensite  $f_M$  sont principalement responsables de l'augmentation de contrainte avec la déformation. L'évolution de la fraction volumique de martensite est donnée par :  $f_M = f_A^0 + f_M^0 - f_A$  où  $f_A^0$  et  $f_M^0$  sont respectivement les fractions volumiques initiales d'austénite et de martensite. Dans de précédentes études, il a été montré que l'évolution de la fraction volumique de martensite dépend de la déformation, de la vitesse de déformation et de la température [TI95] ainsi que du chemin de déformation [And05, YKD06]. En effet, pour une déformation fixée, la fraction volumique de martensite augmente avec la triaxialité des contraintes et diminue avec la vitesse de déformation. Tomita et Iwamoto [TI95] ont proposé une formulation pour modéliser la cinétique de transformation austénito-martensitique dans les aciers TRIP. D'après ce modèle, la fraction volumique de martensite  $f_M$  augmente en chargement quasi-statique à température ambiante (Figure II.11.a) et reste nulle lors d'une sollicitation dynamique (Figure II.11.b).



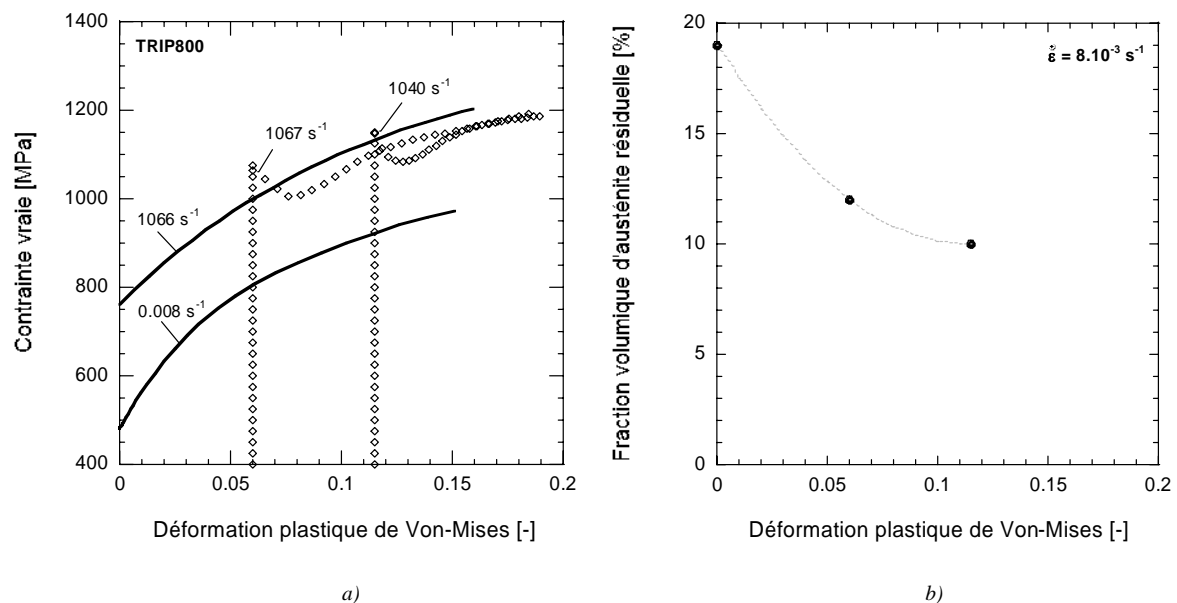
**Figure II.11.** Evolution de la fraction volumique de martensite en fonction de la déformation plastique pour différentes températures [TI95] a)  $\dot{\epsilon} = 5.10^{-4} \text{ s}^{-1}$  b)  $\dot{\epsilon} = 5.10^2 \text{ s}^{-1}$

Si les évolutions des fractions volumiques d'austénite et de martensite sont considérées gelées, la réponse globale plastique de l'acier TRIP est principalement gouvernée par la déformation de la phase ferritique (CC). La phase martensitique, dont la dureté est très élevée, ne contribue pas à la déformation plastique totale et la contribution de la phase austénitique est généralement négligeable car sa fraction volumique est faible dans la plupart des cas. Par conséquent, sous l'hypothèse de fractions volumiques fixes, la réponse macroscopique d'un acier TRIP face à un saut de vitesse de déformation serait typique d'un matériau avec une structure CC. Des expériences menées par Bleck *et al.* [Ble05] sur un acier TRIP700 avec 11% d'austénite résiduelle confirme cette analyse, Figure II.12.



**Figure II.12.** Effet de l'histoire de la vitesse de déformation dans un acier TRIP700 [Ble05]

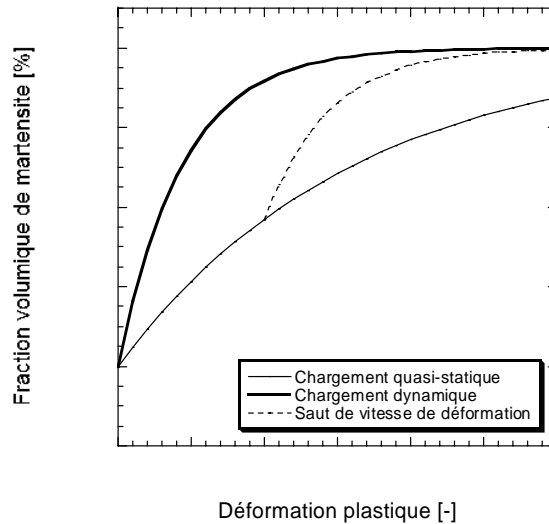
Un comportement atypique est observé pour l'acier TRIP800 étudié ici où un comportement semblable aux matériaux à structure CFC est observé, Figure II.13.a. La Figure II.13.b décrit l'évolution de la fraction volumique d'austénite résiduelle  $f_A$  en fonction de la déformation plastique pour un chargement quasi-statique en traction uni-axiale. Aucune donnée expérimentale n'est disponible à haute vitesse de déformation car les échantillons sont rompus lors du test sur barre de Hopkinson.



**Figure II.13.** Acier TRIP800 a) Effet de l'histoire de la vitesse de déformation b) Evolution de la fraction volume d'austénite résiduelle en fonction de la déformation plastique (les points représentent les données expérimentales)

Ce comportement atypique peut trouver deux origines :

- (i) Sous l'hypothèse que la fraction volumique d'austénite et de martensites fixes, la réponse globale plastique de l'acier TRIP serait gouvernée par les évolutions de phases ferritique (CC) et austénitique (CFC) si cette dernière possède une fraction volumique non négligeable.
- (ii) Un effet additionnel dû à la croissance de la phase martensitique doit être analysé si celle-ci évolue à haute vitesse de déformation. Considérons que pour certains aciers TRIP, la fraction volumique de martensite augmente avec la vitesse de déformation. Cette hypothèse est schématisée Figure II.14. Dans ce cas, la croissance de la phase martensitique mène à une évolution de la contrainte d'écoulement typique des matériaux à structure CFC. La réponse globale d'un acier TRIP serait donc le résultat de l'effet de la déformation de la phase ferritique et de la croissance de la phase martensitique.



**Figure II.14.** Illustration schématique de l'évolution de la fraction volumique de martensite avec la déformation plastique

Pour chacune de ces hypothèses, l'effet de l'histoire de la vitesse de déformation peut être vu comme une combinaison des réponses typiques des matériaux à structures CC et CFC.

Les différentes réponses observées peuvent être attribuées à la fraction volumique initiale d'austénite qui est plus importante dans l'acier TRIP800 que dans l'acier TRIP700. Cette différence affecte non seulement le potentiel de transformation martensitique mais peut également influencer la cinétique de la transformation austénite-martensitique.

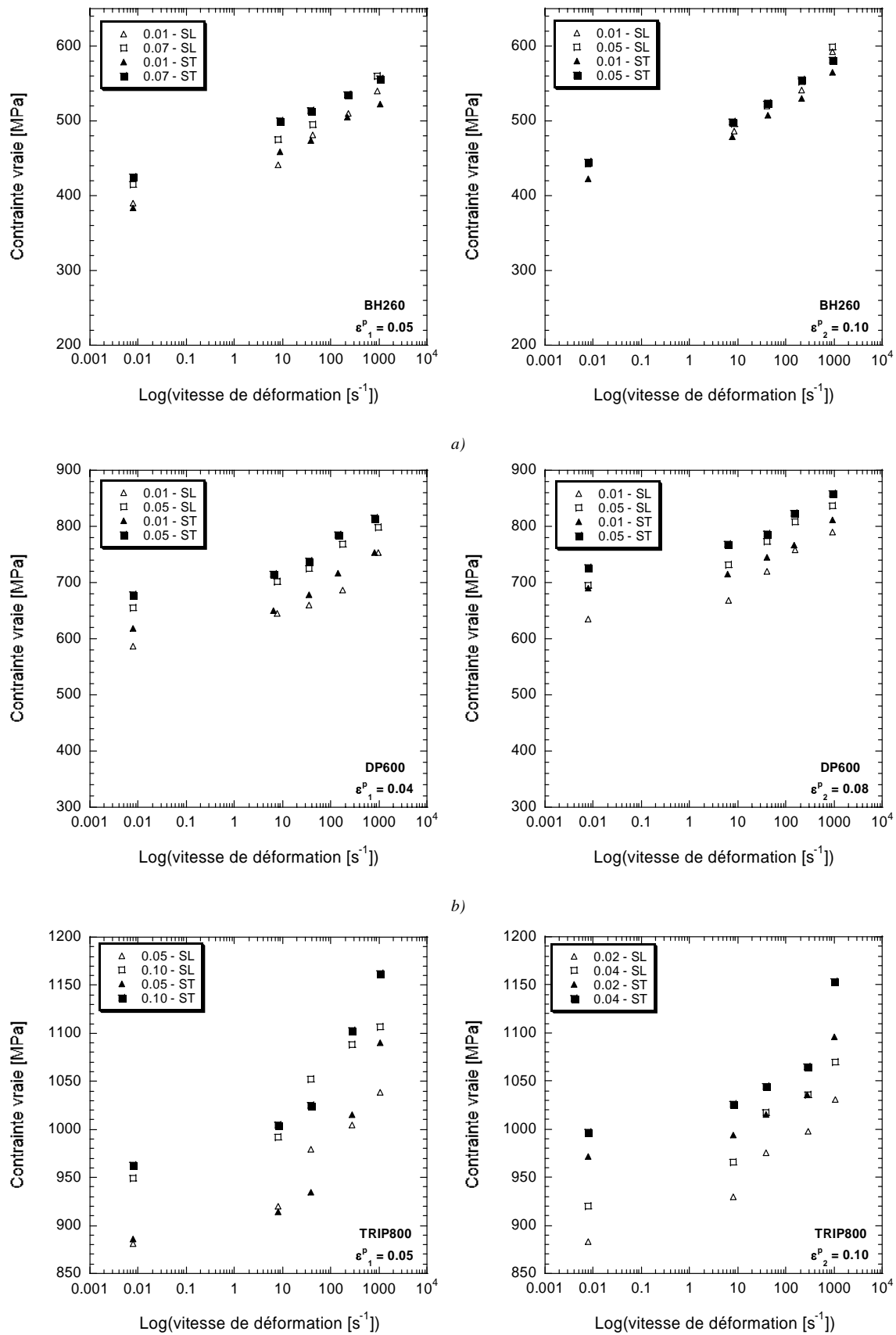
D'après les prédictions du modèle de Tomita et Iwamoto [TI95], qui prévoit que la fraction volumique de martensite reste nulle lors d'une sollicitation dynamique, la première hypothèse semble plus réaliste. Pour vérifier cela, des tests interrompus en chargement dynamique devraient être réalisés afin d'observer l'évolution de la microstructure avec la déformation. Rappelons que ces essais ne peuvent pas être réalisés sur la barre de Hopkinson utilisée où les échantillons sont obligatoirement rompus lors du test.

✓ *Effets d'un changement de chemin de déformation*

Lors de la déformation des métaux, les dislocations s'arrangent entre-elles pour former des cellules. Si une déformation consécutive est appliquée suivant un autre chemin de déformation, la structure en cellules de dislocations initialement créée disparaît pour faire place à une nouvelle structure typique du nouveau chemin de déformation. Ce changement microstructural induit une modification de la contrainte macroscopique. Si un trajet orthogonal ( $\alpha = 0$ ) est réalisé, la contrainte d'écoulement tend à augmenter. A l'inverse, si le changement de trajet de déformation est de type Bauschinger ( $\alpha = -1$ ), la contrainte d'écoulement tend à diminuer (voir Section I.1.2). Après avoir pré-déformé les trois matériaux suivant le Sens Travers (ST) à deux niveaux de pré-déformation, l'influence d'un changement de chemin de déformation est étudiée en comparant la réponse du matériau obtenue en chargement continu (ST+ST) à celle obtenue suivant le Sens Long (ST+SL) dans une large gamme de vitesse de déformation ( $8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^3 \text{ s}^{-1}$ ). Lorsque le rechargement est appliqué suivant le Sens Long (ST+SL), le changement de chemin de déformation correspond à un trajet compris entre le trajet dur et le chargement de type Bauschinger car  $\alpha = -0.434$ .

Pour chaque acier, un trajet de type (ST+SL) mène à une contrainte d'écoulement inférieure à celle observée suivant le trajet (ST+ST), Figure II.15. Pour l'acier BH260, une chute de contrainte d'environ 15MPa est observée quelque soit la vitesse de déformation et le niveau de pré-déformation. Ce comportement est en accord avec les résultats expérimentaux d'un acier doux où la baisse de contrainte n'est pas sensible à la valeur du pré-chargement [PKVA00]. La caractérisation des aciers DP600 et TRIP800 révèle cependant que la chute de contrainte augmente avec la valeur de la pré-déformation. Une telle tendance a également été observée lors de la caractérisation d'un acier TRIP800 par Bouvier *et al.* [BAOM05]. Dans le cas de l'acier DP600, la chute de contrainte de 25MPa observée après une pré-déformation de 0.04 augmente à 40MPa lorsque la pré-déformation est de 0.08. L'influence du changement de chemin de déformation est encore plus marqué dans l'acier TRIP800 qui présente une chute de contrainte d'environ 80MPa lorsque celui-ci est pré-déformé à 0.10.





a)

b)

c)

**Figure II.15.** Influence d'un changement de trajet de déformation sur la contrainte d'écoulement après différents niveaux de pré-déformation en chargement quasi-statique suivant ST (ST = Sens Travers, SL = Sens Long) a) BH260 b) DP600 c) TRIP800

✓ *Effets sur la sensibilité à la vitesse de déformation*

Suivant la gamme de vitesse de déformation considérée, Klepaczko [Kle88] a proposé différents paramètres pour décrire la sensibilité à la vitesse de déformation des matériaux. Dans la gamme de vitesses de déformation étudiée ici, la sensibilité totale à la vitesse de déformation est donnée par le paramètre  $\beta_\sigma$ ,

$$\beta_\sigma = \left. \frac{\partial \sigma}{\partial \log \dot{\varepsilon}} \right|_{\dot{\varepsilon}, T} \quad (\text{II-6})$$

Ce paramètre possède deux contributions : une sensibilité instantanée ( $\beta_S$ ) à la vitesse de déformation et une sensibilité dépendante de l'histoire de déformation du matériau ( $\beta_H$ ). Cette décomposition est identique à celle de la différence de contrainte  $\Delta\sigma$  observée entre deux essais réalisés à deux vitesses de déformation différentes (voir Section I.2.2). Pour mesurer uniquement la sensibilité instantanée, il est nécessaire d'effectuer un saut de vitesse de déformation sans déchargement intermédiaire. Dans cette étude, l'échantillon est sollicité à une vitesse de déformation quasi-statique, complètement déchargé, puis rechargé à haute vitesse de déformation : on mesure la sensibilité totale à la vitesse de déformation.

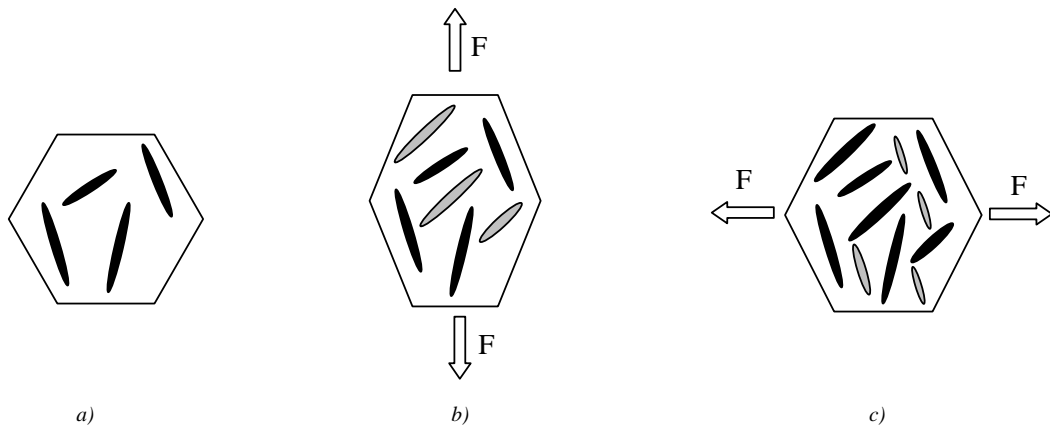
L'objectif consiste à déterminer si la sensibilité totale à la vitesse de déformation est influencée par une pré-déformation quasi-statique et un changement de chemin de déformation. L'évolution du paramètre  $\beta_\sigma$  en fonction de la vitesse de déformation est présentée pour chaque acier sur la Figure II.17. Afin d'obtenir une évolution continue de  $\beta_\sigma$ , l'évolution de la contrainte en fonction du logarithme de la vitesse de déformation (Figure II.5) est approximée par une fonction polynomiale de degrés trois pour chaque niveau de déformation considéré,

$$\sigma = a_1 + a_2 \log(\dot{\varepsilon}) + a_3 \log(\dot{\varepsilon})^2 + a_4 \log(\dot{\varepsilon})^3 \quad (\text{II-7})$$

Comme le coefficient d'écrouissage macroscopique  $\theta$  des matériaux à structure CC tend à diminuer lorsque la vitesse de déformation augmente, l'évolution du paramètre  $\beta_\sigma$  diminue avec le niveau de déformation considéré. La sensibilité à la vitesse de déformation de l'acier DP600 est indépendante de la pré-déformation et du changement de chemin de déformation, voir Figure II.17.b. Cette observation est en accord avec les résultats obtenus par Larour *et al.* [PVVG04] sur un acier DP600 laminé à chaud. Il apparaît Figure II.17.a, qu'un pré-chargement quasi-statique mène à une augmentation de la sensibilité à la vitesse de déformation de l'acier BH260. Cependant, l'évolution de la contrainte d'écoulement du matériau de base en fonction du logarithme de la vitesse de déformation montre une

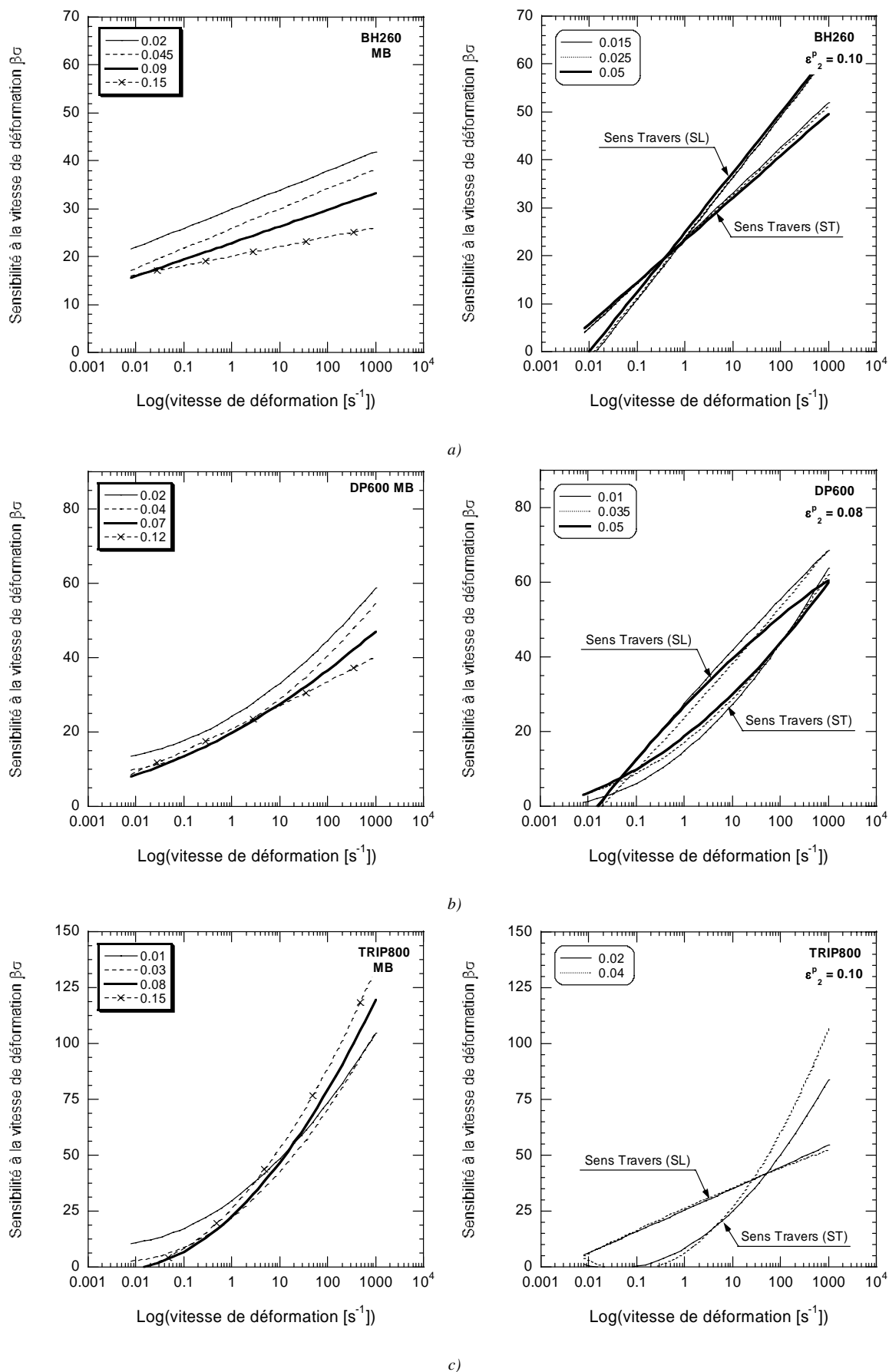
discontinuité (voir Figure II.5). Cette discontinuité, qui semble être le résultat d'une légère surestimation de la contrainte d'écoulement mesurée dans la gamme de vitesse de déformation comprise entre  $1 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^2 \text{ s}^{-1}$ , est atténuée par l'application du polynôme Eq.(II-17). Il en résulte que le paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation  $\beta_\sigma$  est légèrement sous-estimé. Il peut être admis que la sensibilité à la vitesse de déformation de l'acier BH260 est isotrope.

Dans le cas de l'acier TRIP800, la situation est différente. Alors que la sensibilité à la vitesse de déformation ne dépend pas de la pré-déformation, un changement de chemin de déformation induit une diminution de la sensibilité à la vitesse de déformation (Figure II.17.c). Ce comportement peut être relié à l'évolution de la fraction volumique de martensite au cours de la déformation. Les variantes de martensite, qui sont initialement dispersées aléatoirement dans la matrice ferritique (Figure II.16.a), se forment suivant une orientation préférentielle lors de la déformation plastique (Figure II.16.b) (effet Magee [Mag66]). Lors d'un changement de chemin de déformation, les nouvelles variantes de martensite n'ont que très peu de place pour se former. Par conséquent, un changement de chemin de déformation freine l'évolution de la fraction volumique de martensite et diminue par conséquent le niveau de contrainte macroscopique.



**Figure II.16.** Evolution schématique de la fraction volumique de martensite dans un grain d'acier TRIP. Les variantes de martensite présentes avant l'application du chargement figurent en noir et les variantes créées suite à l'application du chargement figurent en gris a) Etat initial b) Après une pré-déformation suivant une direction donnée c) Après un changement de chemin de déformation

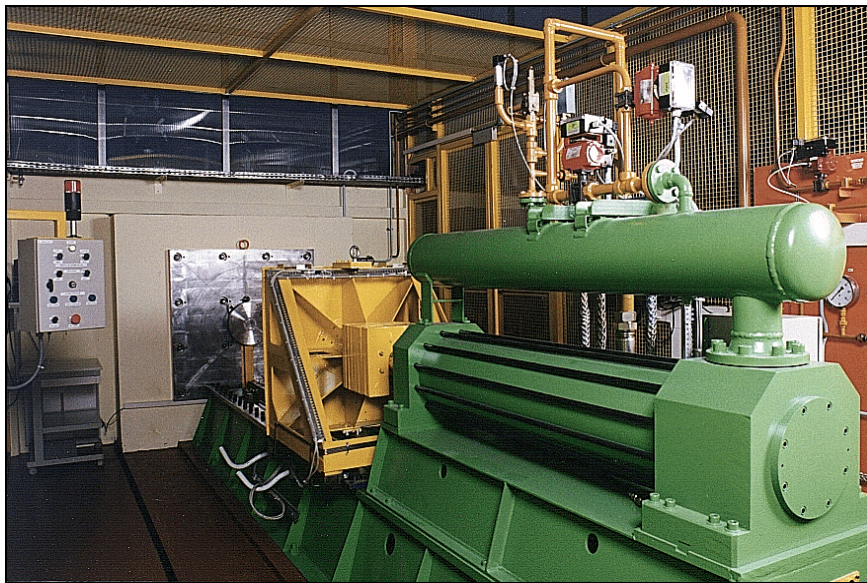
D'après la Figure II.17, le coefficient  $\beta_\sigma$  n'est pas constant pour les aciers étudiés. Le modèle de Johnson-Cook [JC83], qui prévoit une évolution linéaire de la contrainte d'écoulement en fonction du logarithme de la vitesse de déformation, n'est par conséquent pas applicable pour modéliser le comportement de ces aciers.



**Figure II.17.** Evolution du paramètre  $\beta_\sigma$  en fonction de la vitesse de déformation pour différents niveaux de déformation plastique a) BH260 b) DP600 c) TRIP800

### II.3. COMPORTEMENT DES STRUCTURES CRASH-BOX

Les essais de crash sont réalisés sur une catapulte horizontale de choc fixée sur un massif en béton de 80 tonnes, Figure II.18. Un chariot de 350 kg est propulsé à une vitesse initiale  $V_0$  mesurée grâce au capteur de déplacement situé au dessus de l'éprouvette. La décélération du chariot est laissée libre durant l'essai et un capteur de force situé sur la face encastrée de la structure crash-box enregistre l'évolution de la force au cours de l'essai. Comme l'énergie cinétique du chariot est supérieure à la capacité d'absorption des structures, deux rondins d'acier sont placés de par et d'autre de la structure afin d'arrêter du chariot à la fin de l'écrasement.



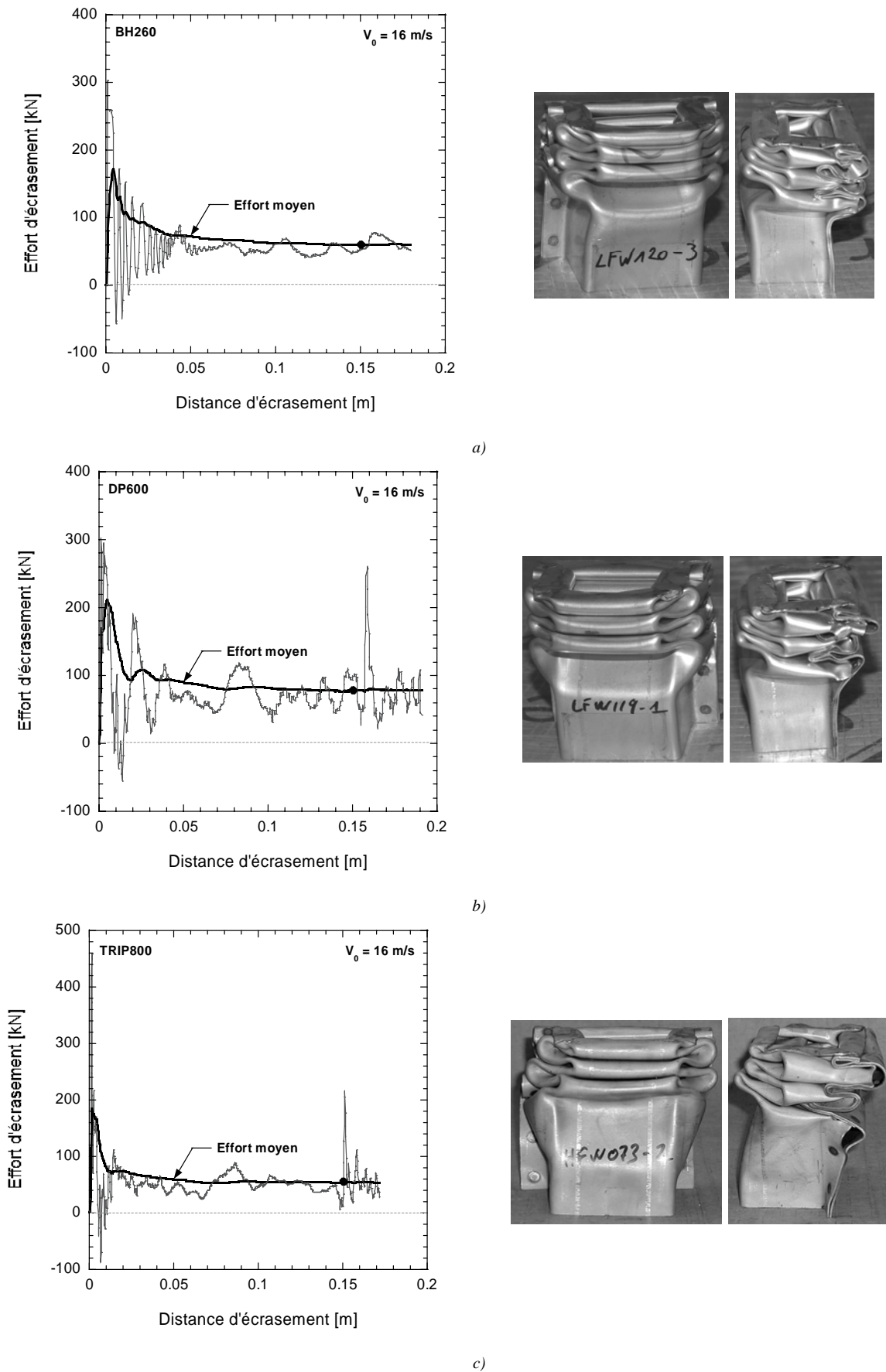
**Figure II.18.** *Catapulte horizontale de choc*

La directive européenne de crash prévoit que les véhicules soient testés en laboratoire à 56 km/h (soit 15.56 m/s) lors d'un choc frontal et à 50 km/h (soit 13.89 m/s) lors d'un choc latéral. Dans cette étude, la caractérisation au crash des structures est réalisée jusqu'à une vitesse d'impact de 16 m/s. Les résultats présentés sont obtenus à partir de trois essais expérimentaux. Les structures réalisées à partir des matériaux de base ont également été écrasées en chargement quasi-statique sur une presse à une vitesse constante de 0.02 m/s. Dans ce cas, les effets d'inertie sont inexistantes et les vitesses de déformation locales sont faibles.

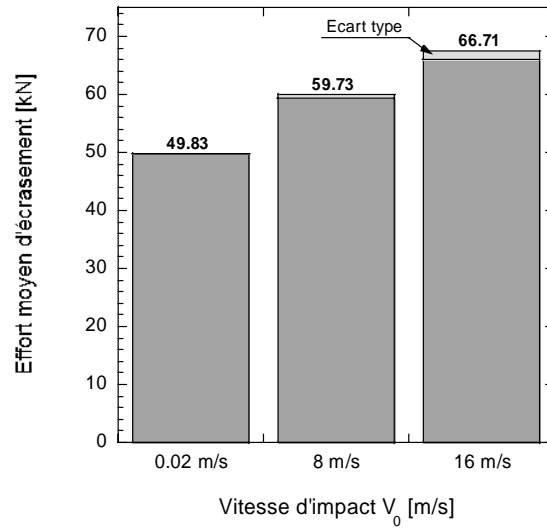
### II.3.2. Caractérisation du matériau de base

Le pic d'effort observé au moment de l'impact correspond à l'amorçage du flambage de la structure. L'évolution de l'effort d'écrasement en fonction de la distance écrasée présente ensuite une forme ondulatoire où chaque ondulation correspond à la formation d'un nouveau lobe. Notons que pour chaque acier, les points soudés n'ont pas rompu lors de l'écrasement et aucune rupture pleine tôle n'est observée (voir Figure II.19). La capacité d'absorption d'une structure est caractérisée par son effort moyen d'écrasement, calculé ici après une distance d'écrasement 0.15m (voir Figure II.20). Les résultats expérimentaux de crash sont comparés entre eux en terme d'effort moyen d'écrasement sur la Figure II.20.

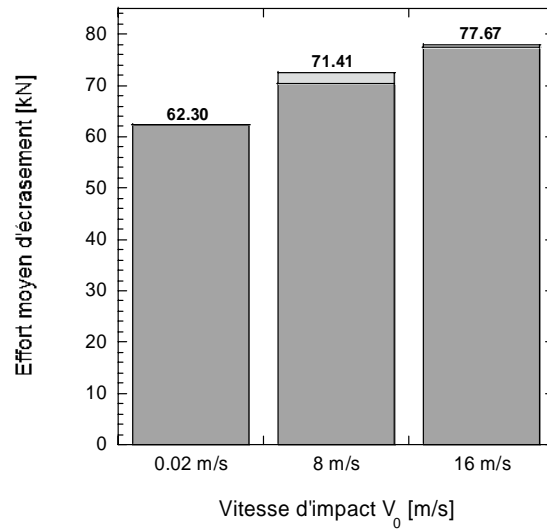
La capacité d'absorption d'une structure dépend principalement de sa géométrie, de son épaisseur et du comportement intrinsèque du matériau. Bien que les caractéristiques mécaniques de l'acier TRIP800 soient plus élevées que celles de l'acier DP600, l'effort moyen d'écrasement de ce dernier (62.30kN) est supérieur à celui de l'acier TRIP800 (58.77kN) car son épaisseur est plus importante ( $e_{DP600} = 1.585\text{mm}$ ,  $e_{TRIP800} = 1.335\text{mm}$ ). Comme pour les tests de traction uni-axiales, la sensibilité à la vitesse d'impact est inversement proportionnelle au grade de l'acier. Alors que l'effort moyen d'écrasement du BH260 augmente de 34% entre une vitesse de 0.02 m/s et 16 m/s, celui du TRIP800 n'augmente que de 6%.



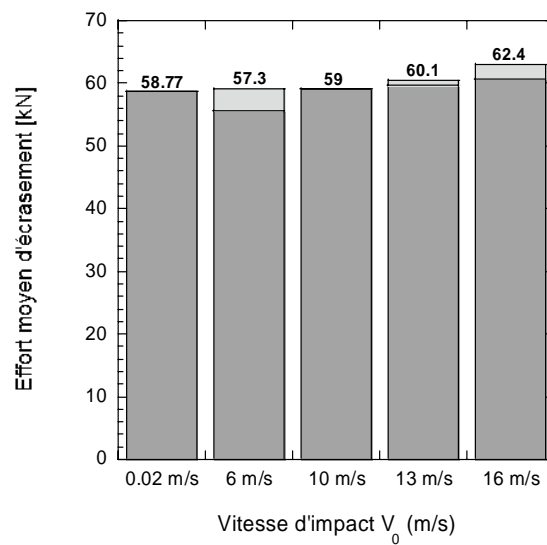
**Figure II.19.** Evolution de l'effort d'écrasement et déformées finales des structures crash-box après un choc à 16 m/s a) BH260 b) DP600 c) TRIP800



a)



b)



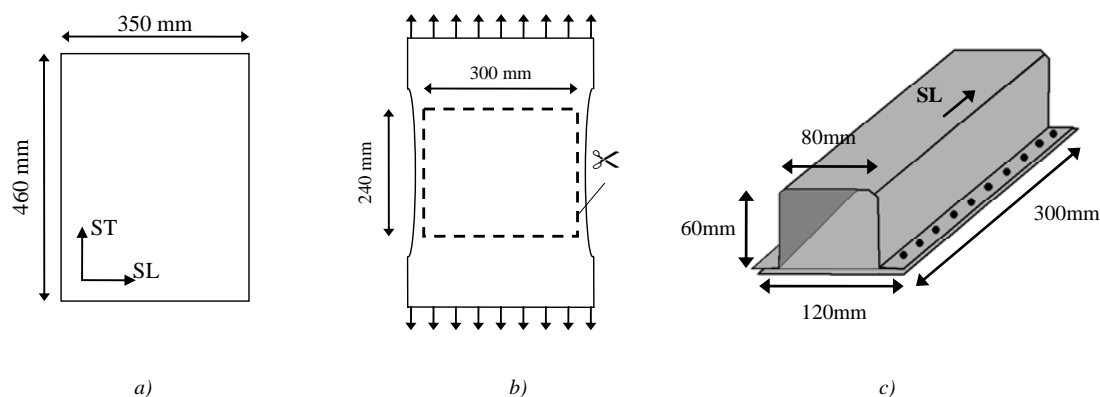
c)

**Figure II.20.** Evolution de l'effort moyen au crash après un écrasement de 0.15m en fonction de la vitesse d'impact a) BH260 b) DP600 c) TRIP800. La zone grise claire représente l'écart type.



### II.3.3. Effet de la pré-déformation

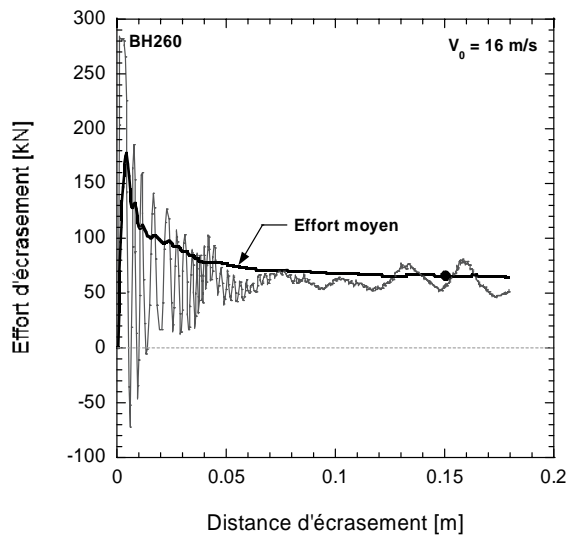
L'effet de la pré-déformation sur la tenue au crash est étudié à partir de structures crash-box mises en forme à partir de tôles pré-déformées en traction. Le comportement au crash des structures crash-box est étudié après deux niveaux de pré-déformations ( $\varepsilon_1^p$  et  $\varepsilon_2^p$ ) dépendants du matériau considéré (voir Section II.1.2). Une fois la pré-déformation réalisée, des tôles d'acier de dimensions  $300 \times 240$  mm sont découpées afin de mettre en forme la structure par pliage (voir Figure II.21).



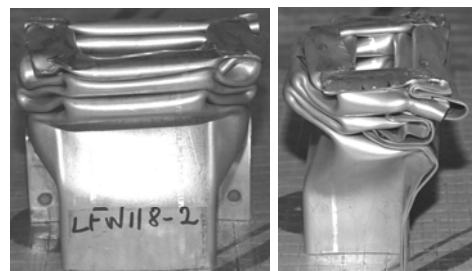
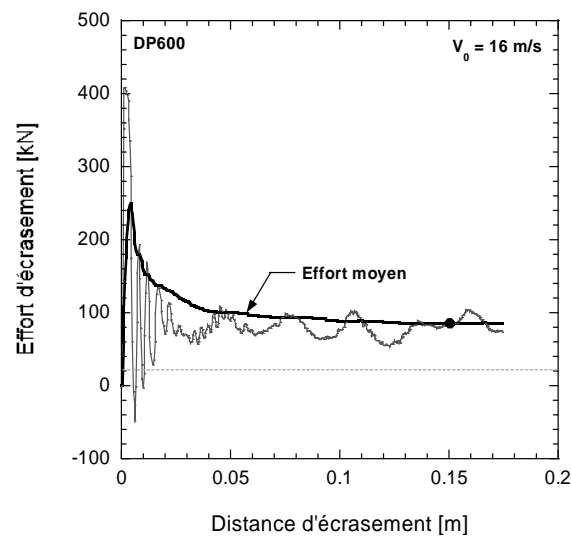
**Figure II.21.** Fabrication des structures réalisées en matériau pré-déformé a) Echantillon initial avec le Sens Travers (ST) et le Sens Long (SL) b) Dimensions après l'étape de pré-déformation c) Structure crash-box

Après avoir subi une étape de pré-déformation, l'épaisseur de la tôle diminue alors que la limite d'élasticité du matériau augmente. L'énergie absorbée par une structure pré-déformée est donc le résultat de la compétition entre l'écroutissement du matériau et la réduction de son épaisseur. Comme la déformation s'opère à volume constant, la réduction d'épaisseur dépend uniquement du niveau de déformation imposé lors de la pré-déformation. Dans le cas d'un matériau parfaitement plastique (absence d'écroutissement), l'énergie absorbée par la structure diminuera de façon monotone avec la valeur de sa pré-déformation.

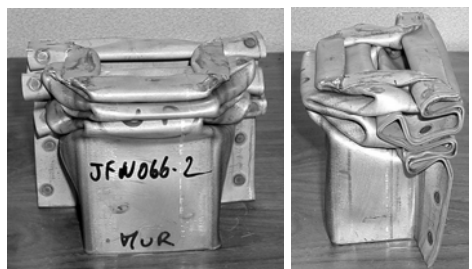
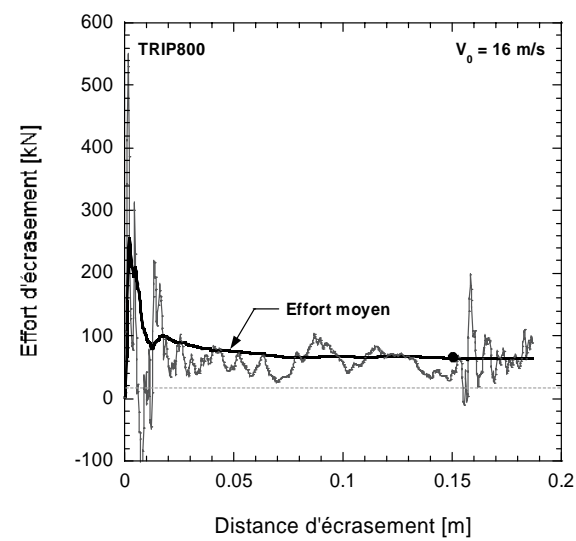
Même après avoir subi une pré-déformation, les structures crash-box ne présentent ni de rupture dans les points soudés, ni de rupture pleine tôle (voir Figure II.22). L'évolution de l'effort moyen d'écrasement des structures pré-déformées est présentée Figure II.23 en fonction du niveau de pré-déformation pour différentes vitesses initiales d'impact. Il apparaît que la capacité d'absorption des structures augmente lorsque les structures sont pré-déformées. L'effort moyen d'écrasement obtenu après une pré-déformation de  $\varepsilon_1^p$  est supérieur à celui obtenu après une pré-déformation  $\varepsilon_2^p$  dans le cas de acier BH260 et DP600. Dans ce cas, la diminution d'épaisseur de la structure n'est pas compensée par l'écroutissement du matériau.



a)

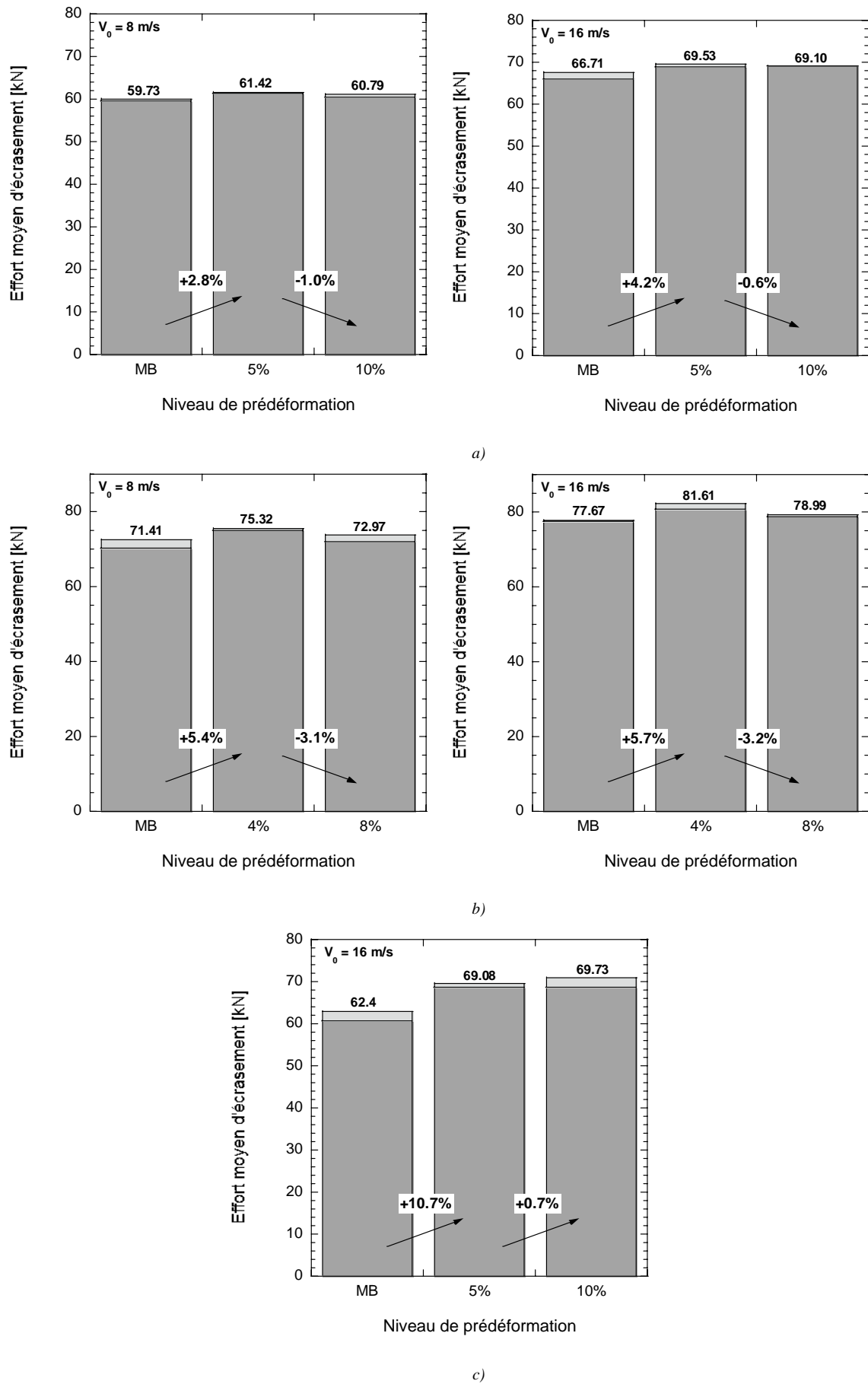


b)



c)

**Figure II.22.** Evolution de l'effort d'écrasement et déformées finales des structures crash-box pré-déformées à  $\varepsilon_2^p$  après un écrasement à 16 m/s a) BH260 b) DP600 c) TRIP800



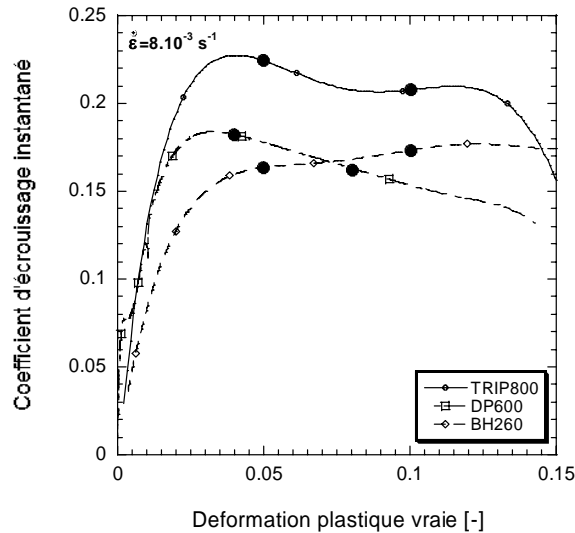
**Figure II.23.** Evolution de l'effort moyen au crash en fonction du niveau de pré-déformation a) BH260 b) DP600 c) TRIP800 (les rectangles gris clairs représentent l'écart type)

La capacité de consolidation d'un acier peut être reliée au coefficient d'érouissage instantané  $n$ ,

$$n = \left. \frac{\partial \log \sigma}{\partial \log \varepsilon} \right|_{\dot{\varepsilon}, T} \quad (\text{II-8})$$

L'évolution de  $n$  est tracée Figure II.24 pour les trois aciers considérés en considérant une vitesse de déformation quasi-statique. Au début de la déformation plastique, la valeur de  $n$  est particulièrement élevée pour les trois aciers. Son évolution en fonction de la déformation est quant à elle dictée par des processus microscopiques qui dépendent de la famille d'acier considérée,

- Dans les aciers à Bake-Hardening, les éléments d'addition agissent comme des obstacles pour les dislocations mobiles. Par conséquent, le niveau élevé du coefficient d'érouissage instantané s'explique par la présence d'une forte quantité de dislocations immobiles qui agissent elles-mêmes comme des obstacles au déplacement des dislocations mobiles.
- Dans les aciers Dual Phase, les îlots de martensite engendrent un coefficient d'érouissage instantané élevé. La chute du coefficient d'érouissage instantané, qui intervient après un niveau de déformation plastique d'environ 0.03, provient probablement d'une décohésion progressive aux interfaces ferrite/martensite.
- Dans les aciers à transformation de phase (acier TRIP), la transformation austénito-martensitique permet de conserver un niveau élevé de  $n$  tout au long de la déformation. Comme le potentiel de transformation martensitique diminue avec la déformation (Figure II.13.b), une légère baisse s'observe après un niveau de déformation d'environ 0.04.



**Figure II.24.** Evolution du coefficient d'érouissage instantané  $n$  en fonction de la déformation plastique en chargement quasi-statique

### II.3.4. Prédiction de l'effort moyen d'écrasement

Différents auteurs [OAS74, TMM83, WA83, WJ99] ont proposé des formulations empiriques pour prédire l'effort moyen d'écrasement d'une structure soumise à un choc. De telles relations sont généralement obtenues après de lourds programmes expérimentaux. Cornette *et al.* [CHHL01] ont proposé une formulation empirique, Eq.(II-19), qui permet de connaître l'effort moyen lors d'un crash en compression pour une vitesse d'impact fixée à 16m/s en fonction des caractéristiques mécaniques du matériau.

$$F_{moy} = K_{shape} Re^a Rm^b Th^c Sr^d Ag^e \quad (\text{II-9})$$

$$Sr = \frac{\sigma_{10^2 s^{-1}}}{\sigma_{8.10^{-3} s^{-1}}} \quad (\text{II-10})$$

où  $K_{shape}$  est un coefficient qui permet d'homogénéiser l'écriture et qui tient compte de la géométrie de l'éprouvette.  $a$ ,  $b$ ,  $c$ ,  $d$  et  $e$  sont des paramètres d'ajustage indépendants du matériau.  $Re$  est la résistance élastique,  $Rm$  la résistance mécanique,  $Th$  l'épaisseur de la structure,  $Sr$  un paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation, et  $Ag$  l'allongement à la striction.

Une augmentation de la vitesse d'impact mène à une augmentation de l'énergie absorbée par la structure. Ce phénomène est lié d'une part aux effets d'inertie dans la structure et d'autre part à la sensibilité à la vitesse de déformation des métaux. La formulation suivante permet de tenir compte de ces effets,

$$F_{moy} = K_{shape} Re^a Rm^b \left( \exp\left(\frac{V_0}{V_{ref}}\right) Sr \right)^d Ag^e + \varphi V_0^f \quad (\text{II-11})$$

L'influence de la vitesse initiale d'impact sur le terme de sensibilité à la vitesse de déformation est traduite par le terme  $\exp(V_0/V_{ref})$  où  $V_{ref}$  est la vitesse initiale d'impact de référence. Les effets d'inertie sont introduits dans la formulation par un terme additif indépendant  $\varphi V_0^f$ , où  $\varphi$  est un coefficient qui permet d'homogénéiser l'écriture et  $f$  est un paramètre d'ajustage indépendant du matériau.

La capacité d'absorption d'une structure dépend par ailleurs du niveau de pré-déformation plastique. Comme indiqué dans la section précédente, l'énergie absorbée par une structure pré-déformée est le résultat d'une compétition entre l'augmentation de la limite élastique et la réduction de son épaisseur. Cette tendance peut être prise en compte dans le modèle en utilisant la relation de Swift par exemple. La mise à jour de l'épaisseur de la tôle est effectuée en considérant que la déformation plastique s'opère à volume constant ( $\varepsilon_{kk} = 0$ ).

La forme du tenseur des déformations dépend du trajet de déformation. Si la pré-déformation est réalisée suivant un trajet compris entre la traction uni-axiale et la traction plane, le tenseur des déformations adopte la forme suivante,

$$\varepsilon = \varepsilon \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{\kappa}{2} & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{(1+(1-\kappa))}{2} \end{pmatrix} \quad (\text{II-12})$$

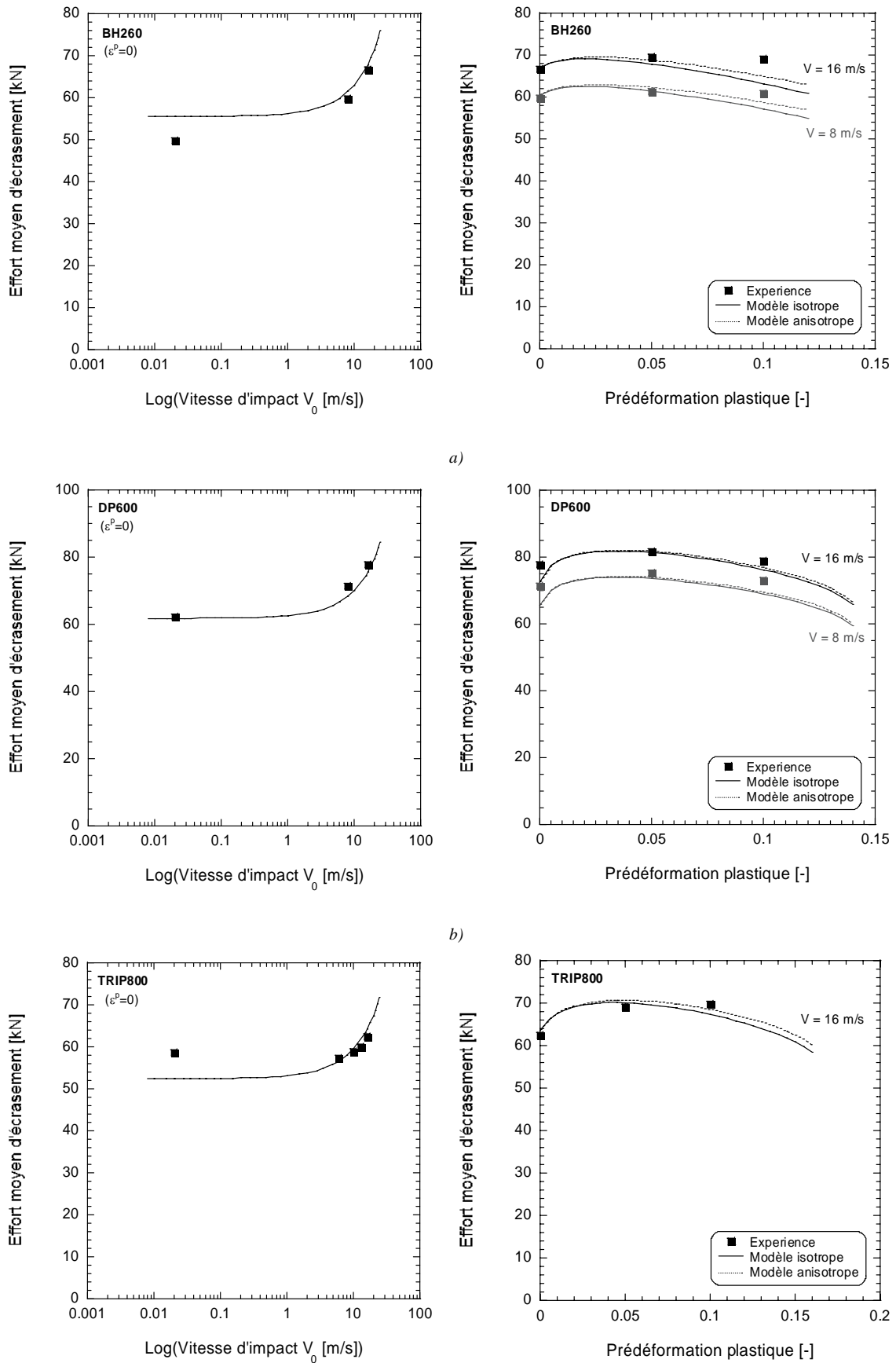
où le paramètre  $\kappa$  ( $0 \leq \kappa \leq 1$ ) décrit la répartition des déformations suivant  $\varepsilon_{22}$  et  $\varepsilon_{33}$ . Le tenseur (II-22) est typique de la traction plane (resp. traction uni-axiale) si  $\kappa = 0$  (resp.  $\kappa = 1$ ). Dans cette étude, l'analyse des déformations locales obtenues expérimentalement par ASAME a révélée que  $\kappa = 0.782$  (voir Figure II.2.b).

L'anisotropie du matériau peut également être prise en compte via le coefficient de Lankford moyen  $r_{moy}$  (avec  $r_{moy} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4$ ). Dans ce cas, le tenseur des déformations s'écrit,

$$\overset{=}{\varepsilon} = \varepsilon \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{\kappa r_{moy}}{1+r_{moy}} & 0 \\ 0 & 0 & -\frac{(1+r_{moy}(1-\kappa))}{1+r_{moy}} \end{pmatrix} \quad (\text{II-13})$$

La valeur de  $A_g$  est mise à jour en soustrayant la valeur initiale de  $A_g$  à la valeur de la pré-déformation ( $A_{g\ predef} = A_g - \varepsilon_{predef}$ ).

Les valeurs des différents paramètres du modèle ( $K_{shape}$ ,  $\varphi$ ,  $a$ ,  $b$ ,  $c$ ,  $d$ ,  $e$ ,  $f$ ) sont déterminées en utilisant la méthode des moindres carrés à partir de l'ensemble des données expérimentales d'écrasement de la base de données ARCELOR-MITTAL. Par souci de confidentialité, les valeurs de ces paramètres ne sont pas divulguées. Une comparaison entre les prédictions du modèle proposé et les résultats expérimentaux des aciers TRIP800, DP600 et BH260 est présentée Figure II-25.

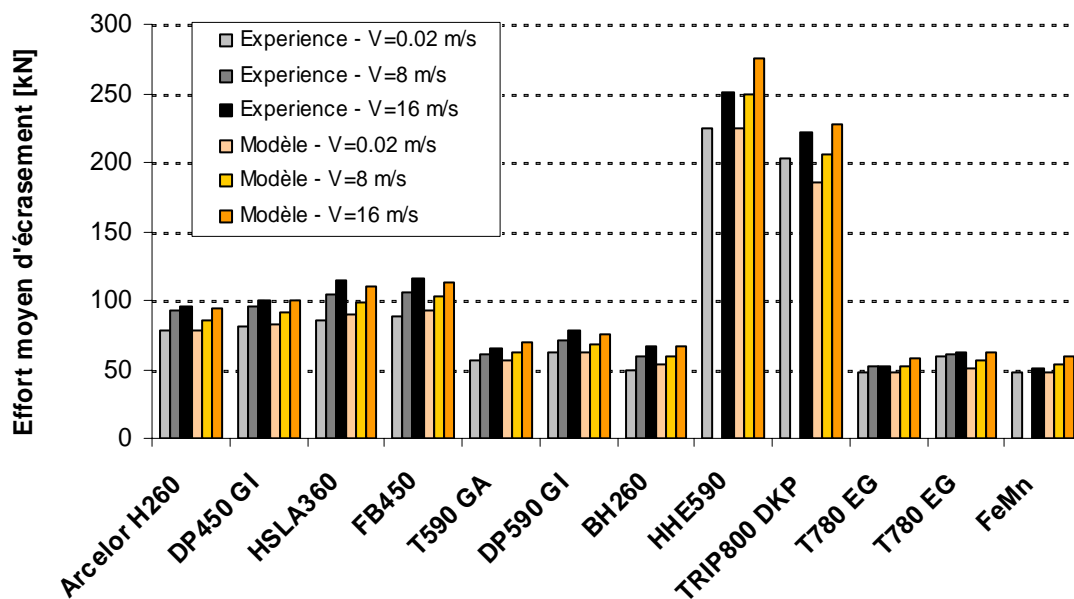


**Figure II.25.** Confrontation des prédictions du modèle proposé Eq.(II-21) avec les données expérimentales  
 a) TRIP800 b) DP600 c) BH260



Le modèle proposé permet de décrire fidèlement l'évolution de l'effort moyen d'écrasement en fonction de la vitesse initiale d'impact et de la valeur de la pré-déformation. Comme les matériaux ne présentent pas de forte anisotropie (voir Section II.2), les prédictions obtenues en tenant compte de l'anisotropie des matériaux sont proches de celles obtenues en considérant les matériaux isotropes. Notons que ce modèle est particulièrement adapté lors d'une phase d'avant projet où le niveau de pré-déformation optimal peut être déterminé afin d'optimiser sa capacité d'absorption.

La validité du modèle a également été vérifiée à partir du comportement au crash d'autres matériaux de la gamme des aciers ARCELOR-MITTAL. Comme l'illustre la Figure II.26, le modèle est valide pour de nombreux matériaux dont les caractéristiques mécaniques sont très différentes ( $270\text{MPa} \leq Re \leq 600\text{MPa}$ ,  $380\text{MPa} \leq Rm \leq 1150\text{MPa}$ ,  $1.2\text{mm} \leq Th \leq 3\text{mm}$ ,  $0.91 \leq Sr \leq 1.3$ ,  $21\% \leq Ag \leq 52\%$ ).



**Figure II.26.** Confrontation des prédictions du modèle proposé (sans prise en compte de l'anisotropie des matériaux) avec des données expérimentales de différents aciers de la gamme ARCELOR-MITTAL

## II.4. CONCLUSION

Il a été montré dans de précédentes études que l'effet de la vitesse de déformation sur la contrainte d'écoulement dépend de la microstructure du matériau. L'évolution de la microstructure de la ferrite, qui dépend de la déformation et des variables externes (vitesse de déformation et température), gouverne l'évolution de la contrainte d'écoulement dans les matériaux à structure CC. Il est montré ici que les aciers DP présentent le même comportement que les aciers à structure CC. Dans les aciers TRIP, l'effet de l'histoire de la vitesse de déformation dépend fortement de la fraction volumique initiale d'austénite. L'effet de l'histoire de la vitesse de déformation peut être vu comme une combinaison des réponses typiques des matériaux à structures CC et CFC. Si la fraction volumique initiale d'austénite est élevée (resp. faible), le comportement de l'acier TRIP face à un saut de vitesse de déformation semble être de type CFC (resp. CC).

Malgré une réduction de l'épaisseur de la structure, le processus de pré-déformation améliore le comportement au crash des aciers THR. Il a été montré que la capacité de consolidation d'un acier peut être reliée au coefficient d'écroutissage instantané. Par ailleurs, un modèle empirique a été proposé pour décrire la capacité d'absorption des structures lors d'un crash. La formulation proposée, qui tient compte des effets de la pré-déformation et de la vitesse initiale d'impact, a révélé une très bonne correspondance avec les résultats expérimentaux.

---

# CHAPITRE III.

## MODELISATION DU COMPORTEMENT DES ACIERS

### Sommaire

<b>III.1. Modèle basé sur l'évolution du coefficient d'écrouissage (Modèle 1)</b>	<b>98</b>
III.1.1. Formulation du coefficient d'écrouissage	98
III.1.2. Modification de la relation constitutive	100
III.1.3. Résultats	102
<b>III.2. Modèle basé sur l'évolution d'une variable interne adimensionnelle (Modèle 2)</b>	<b>107</b>
III.2.1. Modélisation phénoménologique de la réponse mécanique des métaux	107
III.2.2. Résultats	114
<b>III.3. Conclusion</b>	<b>121</b>

Deux lois de comportement sont proposées pour décrire le comportement dynamique des métaux multiphasés et à structure CC. Dans chacune d'entre elles, les effets d'écrouissage sont décrits par l'évolution d'une variable interne qui évolue avec la déformation plastique. Le premier modèle proposé est basé sur le formalisme du modèle MTS (Mechanical Threshold Stress). L'approche adoptée est basée sur l'évolution du coefficient d'écrouissage dont les dépendances à la vitesse de déformation et à la température sont données par le paramètre de Zener-Hollomon  $Z$ . La formulation proposée est plus compacte et plus facile à utiliser que la version originale. La correspondance entre les données expérimentales des aciers THR étudiés et la modélisation est de bonne qualité. Ce modèle sera publié en 2007 dans la revue *Journal of Engineering and Technology* : L. Durrenberger, J.R. Klepaczko, A. Rusinek. Constitutive modeling of metals based on the evolution of the strain-hardening rate. In press.

Un modèle phénoménologique basé sur l'évolution d'une variable interne adimensionnelle est ensuite proposé. La contrainte d'écoulement est définie comme la somme d'une contrainte interne, qui représente le champ de contrainte à longue distance du cristal, avec une contrainte effective qui est thermiquement activée. Les prédictions du modèle montrent une bonne correspondance avec les données expérimentales de différents métaux couramment utilisés dans l'industrie automobile dans une large gamme de vitesse de déformation ( $8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon} \leq 10^3 \text{ s}^{-1}$ ). Par ailleurs, les effets d'histoire de vitesse de déformation sont très bien pris en compte. Ce modèle sera publié en 2007 dans la revue *Materials Science and Engineering A* : L. Durrenberger, A. Molinari, A. Rusinek. Internal variable modeling of the high strain-rate behavior of metals with applications to multiphase steels. In press.

### III.1. MODELE BASE SUR L'EVOLUTION DU COEFFICIENT D'ECROUISSAGE (MODELE I)

Lors de la conception des structures, il est préférable d'utiliser un modèle phénoménologique simple qui permet de reproduire les effets d'histoire de la déformation. Dans ce genre de problème, les approches basées sur l'évolution d'un paramètre interne sont très efficaces. Follansbee et Kocks [FK88] ont proposé un modèle physique (modèle MTS) pour décrire le comportement thermo-viscoplastique des métaux, voir Section I.3.1. Dans cette partie, une version simplifiée de ce modèle est proposée. L'évolution du coefficient d'écrouissage  $\theta$  avec la déformation plastique traduit l'écrouissage du matériau. Deux expressions sont proposées pour décrire l'évolution de  $\theta$ . Chacune d'entre elles est illustrée en modélisant le comportement viscoplastique des aciers BH260, DP600 et TRIP800. Les prédictions obtenues permettent d'approcher les résultats expérimentaux avec plus de précision que celles obtenues avec le modèle MTS dont la formulation est plus complexe.

#### III.1.1. Formulation du coefficient d'écrouissage

Lors de la déformation plastique des aciers, différents stades d'écrouissage sont observés, Figure I.1. Dans chaque stade, l'évolution de la contrainte d'écoulement est contrôlée par des processus microscopiques spécifiques. Dans cette étude, le coefficient d'écrouissage  $\theta$  est supposé dépendant de la vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon}$  et de la température  $T$  via le paramètre de Zener-Hollomon  $Z$  [ZH44],

$$Z = \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \exp\left(\frac{T_0}{T}\right) \quad (\text{III-1})$$

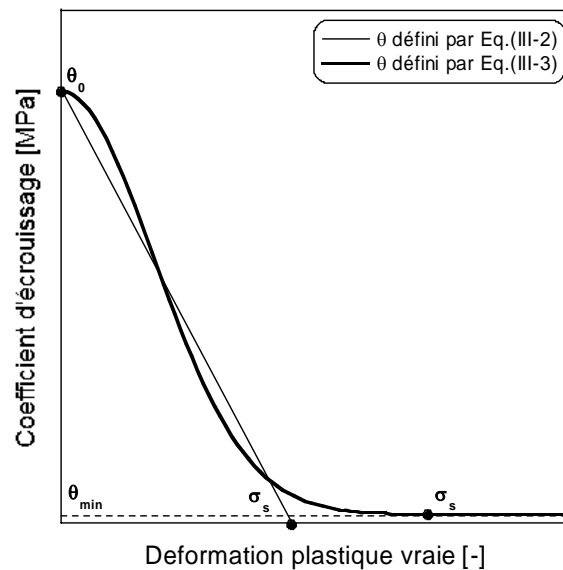
où  $\dot{\varepsilon}_0$  et  $T_0$  représentent respectivement la vitesse de déformation et la température de référence. Dans l'approche simplifiée proposée, le coefficient d'écrouissage initial  $\theta_0(\dot{\varepsilon}, T)$  est supposé indépendant de la température et de la vitesse de déformation (c'est-à-dire  $\theta_0(\dot{\varepsilon}, T) \equiv \theta_0$ ). Deux expressions différentes sont proposées pour décrire l'évolution du coefficient d'écrouissage  $\theta$  qui fait figure de variable interne. La première expression, Eq.(III-2), prévoit une décroissance linéaire de  $\theta$  en fonction de la déformation plastique  $\varepsilon$ . Dans la seconde proposition (Eq.(III-3)), le coefficient d'écrouissage  $\theta$  est donné par une loi de distribution normale qui permet de décrire les stades II, III et IV de l'écrouissage.

$$\theta(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \theta_0 \left[ 1 - \frac{B}{\theta_0} \varepsilon (\log Z)^m \right] \quad \theta \geq 0 \quad (\text{III-2})$$

$$\theta(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \theta_0 \exp \left[ -(\log Z)^m \left( \frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} \right)^2 \right] \quad \theta \geq 0 \quad (\text{III-3})$$

où  $\theta_0$  est le coefficient d'écrouissage initiale (stade II),  $m$ ,  $B$  et  $\varepsilon_0$  sont des paramètres ajustables. Ces expressions simplifiées remplacent l'Eq.(I-33) proposée par Goto *et al.* [GBCG00].

L'évolution schématique du coefficient d'écrouissage  $\theta$  est tracée sur la Figure III.1 à partir des relations (III-2) et (III-3).



**Figure III.1.** Evolution schématique du coefficient d'écrouissage à partir des relations (III-2) et (III-3)

Lors d'un essai de traction, le point d'instabilité ( $\sigma_i$ ,  $\varepsilon_i$ ) apparaît lorsque la force appliquée atteint sa valeur maximale. A partir de ce point, la déformation n'est plus homogène. Différents critères de stabilité basés sur différentes approches ont été proposés dans la littérature (par exemple [Cam68, Kle68, Kle06]). Dans cette étude, le critère proposé par Klepaczko [Kle68] a été utilisé. Celui-ci fait intervenir la sensibilité à la vitesse de déformation et à la température du matériau,

$$\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} + \frac{\partial \sigma}{\partial \dot{\varepsilon}} \frac{d\dot{\varepsilon}}{d\varepsilon} + \frac{\partial \sigma}{\partial T} \frac{dT}{d\varepsilon} = \sigma(\varepsilon_i, \dot{\varepsilon}_i, T) \quad (\text{III-4})$$

Lorsque le coefficient d'écrouissage macroscopique  $\theta$  devient très faible, la contrainte d'écoulement arrive à saturation (stade IV de l'écrouissage). Dans la première formulation proposée (III-2), le coefficient d'écrouissage peut devenir négatif après un certain niveau de déformation plastique qui dépend de la vitesse de déformation et de la température. Afin d'éviter cela, il convient d'imposer  $\theta = 0$ . Cette condition permet de prédire une saturation de

la contrainte d'écoulement pour les larges niveaux de déformation plastique. La saturation de la contrainte d'écoulement débute au *Point de Saturation* (PS) dont les coordonnées sont  $(\varepsilon_s, \sigma_s)$ ,

$$\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} = 0 \quad \therefore \quad \sigma = \sigma_s \text{ et } \varepsilon = \varepsilon_s \quad (\text{III-5})$$

En appliquant la condition (III-5) et en la substituant dans l'Eq.(III-2), il est possible de déterminer pour chaque formulation le niveau de déformation  $\varepsilon_s$  correspondant à la contrainte de saturation,

$$\varepsilon_s = \frac{\theta_0}{B[\log Z]^m} \quad (\text{III-6})$$

A partir de l'Eq.(III-3), il est possible de déterminer le point  $(\sigma_s, \varepsilon_s)$  à partir duquel la saturation apparente de la contrainte apparaît. La condition de saturation s'écrit dans ce cas,

$$\theta(\varepsilon_s, \dot{\varepsilon}, T) = \theta_{min} \quad (\text{III-7})$$

où  $\theta_{min}$  est une limite définie par l'utilisateur.

### III.1.2. Modification de la relation constitutive

D'après Seeger [See57], la contrainte d'écoulement  $\sigma$  est définie comme la somme d'une contrainte interne  $\sigma_\mu$  avec une contrainte effective  $\sigma_{th}$ .

$$\sigma = \sigma_\mu + \sigma_{th} \quad (\text{III-8})$$

Dans cette étude, la contrainte interne  $\sigma_\mu$  est définie comme la somme de deux termes,

$$\sigma_\mu(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = \sigma_y + \frac{E(T)}{E_0} \int_0^{\varepsilon_s} \theta(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) d\varepsilon \quad (\text{III-9})$$

où  $\sigma_y$  représente la contrainte de frottement du réseau et  $E_0$  le module de Young à  $T = 0K$ .

Différentes formulations ont été proposées pour décrire la dépendance à la vitesse de déformation et à la température de la contrainte effective [KAA75, RK01]. Ici, l'équation suivante est utilisée,

$$\sigma_{th}(\dot{\varepsilon}, T) = \frac{E(T)}{E_0} \sigma^* \left[ (\log Z)^{1/\beta} \right] \quad (\text{III-10})$$

où  $\sigma^*$  est le champ de contrainte à petite distance à  $T = 0K$  et  $\beta$  la sensibilité instantanée à la vitesse de déformation.

L'évolution du module de Young  $E(T)$  avec la température est donnée par une formulation plus avancée que dans le modèle MTS [Kle87]. De nombreuses données expérimentales ont pu être fidèlement modélisées par cette expression qui est basée sur des considérations physiques (voir par exemple [Kle88, RZ07]),

$$E(T) = E_0 \left[ 1 - \frac{T}{T_m} \exp \left[ \theta^* \left( 1 - \frac{T_m}{T} \right) \right] \right] \quad (\text{III-11})$$

où  $T_m$  est la température de fusion et  $\theta^* = T^*/T_m$ ,  $T^*$  étant la température caractéristique.

La relation proposée pour la contrainte interne, Eq.(III-9), peut être écrite sous forme explicite ou être résolue par une approche itérative telle que la méthode de Runge-Kutta. A noter que les formes explicites sont uniquement valides pour une de vitesse de déformation et une température constante. En combinant la contrainte interne avec la contrainte effective, la relation (III-12) (resp. (III-13)) est obtenue si le coefficient d'écroissage est défini par la relation (III-2) (resp. (III-3)).

$$\sigma = \sigma_y + \frac{E(T)}{E_0} \left( \theta_0 \varepsilon - \frac{1}{2} B \varepsilon^2 (\log Z)^m \right) + \frac{E(T)}{E_0} \sigma^* [(\log Z)^{1/\beta}] \quad (\text{III-12})$$

$$\sigma = \sigma_y + \frac{E(T)}{E_0} \left( \frac{\theta_0 \varepsilon_0 \sqrt{\pi}}{2 \sqrt{(\log Z)^m}} \operatorname{erf} \left( \frac{\sqrt{(\log Z)^m}}{\varepsilon_0} \varepsilon \right) \right) + \frac{E(T)}{E_0} \sigma^* [(\log Z)^{1/\beta}] \quad (\text{III-13})$$

où  $\operatorname{erf}(z)$  est une fonction erreur obtenue par intégration d'une fonction Gaussienne. La fonction complète est donnée par,

$$\operatorname{erf}(z) \equiv \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^z \exp(-t^2) dt \quad (\text{III-14})$$

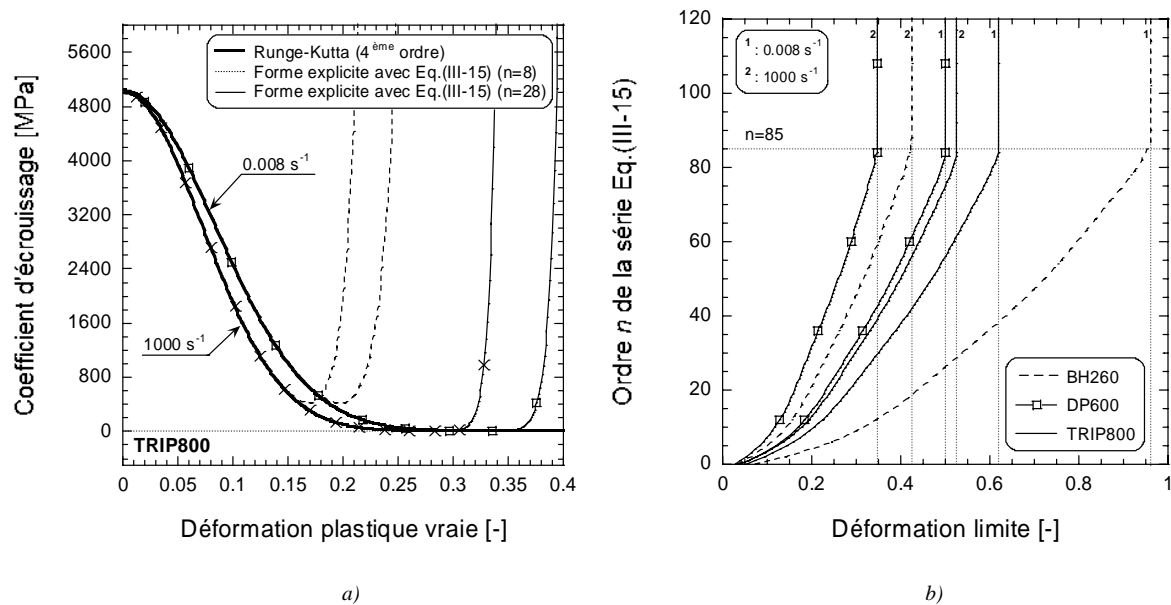
Cette fonction peut-être approchée par une série de Maclaurin d'ordre  $n$ ,

$$\operatorname{erf}(z) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n z^{2n+1}}{n! (2n+1)} \quad (\text{III-15})$$

Les résultats obtenus avec la forme explicite, Eq.(III-13), sont comparés avec les résultats obtenus en utilisant la méthode Runge-Kutta d'ordre 4. Cette comparaison est effectuée à partir du comportement de l'acier TRIP800. Il apparaît qu'une très bonne approximation du coefficient d'écroissage est obtenue dans la gamme de déformation considérée ici ( $\varepsilon \leq 0.16$ ) en prenant  $n = 8$  dans l'Eq.(III-15). Pour un niveau de déformation plastique plus important, il faut augmenter considérablement la valeur de  $n$  pour ne pas diverger. A titre d'exemple, il

faut fixer  $n = 28$  si l'on veut travailler dans une gamme de déformation plastique inférieure à 0.30 (Figure III-2.a).

La stabilité de la fonction erreur  $erf(z)$  dépend du niveau de déformation plastique considéré, des valeurs des coefficients matériaux, de la vitesse de déformation et de l'ordre  $n$ . La Figure III-2.b illustre la déformation limite atteinte en fonction de la valeur de  $n$  considérée dans l'Eq.(III-15) pour l'acier TRIP800 à deux vitesses de déformation ( $8.10^{-3} s^{-1}$  et  $10^3 s^{-1}$ ). A noter que la déformation plastique maximale sature lorsque  $n \geq 85$ , Figure III-2.b.



**Figure III.2.** a) Evolution du coefficient d'érouissage en utilisant la méthode Runge-Kutta d'ordre 4 et la forme explicite définie par l'Eq.(III-13) dans le cas de l'acier TRIP800 b) Déformation limite calculée en fonction de l'ordre  $n$  de la série Eq.(III-15) pour chaque acier à deux vitesses de déformations ( $8.10^{-3} s^{-1}$  et  $10^3 s^{-1}$ )

### III.1.3. Résultats

Les prédictions du modèle proposé sont comparées avec les prédictions du modèle MTS et confrontées aux données expérimentales des trois aciers à température ambiante (voir Figures III.3 et III.4). Les constantes des matériaux sont présentées Tableau III-1. Les cellules grisées représentent les paramètres indépendants du matériau considéré. Les valeurs de  $\mu_0$ ,  $D_0$  et  $T_0$  sont extraites de [GBCG00]. Dans le cas du modèle MTS, huit constantes indépendantes sont à identifier alors que six constantes indépendantes sont à déterminer dans la version proposée. Les constantes du modèle MTS sont déterminées à partir de la méthode proposée dans [GBCG00].

Les paramètres d'ajustage du modèle proposé peuvent être déterminés en deux étapes. Dans un premier temps, les constantes  $\sigma_y$ ,  $\sigma^*$  et  $\beta$  sont calibrées afin d'obtenir la meilleure

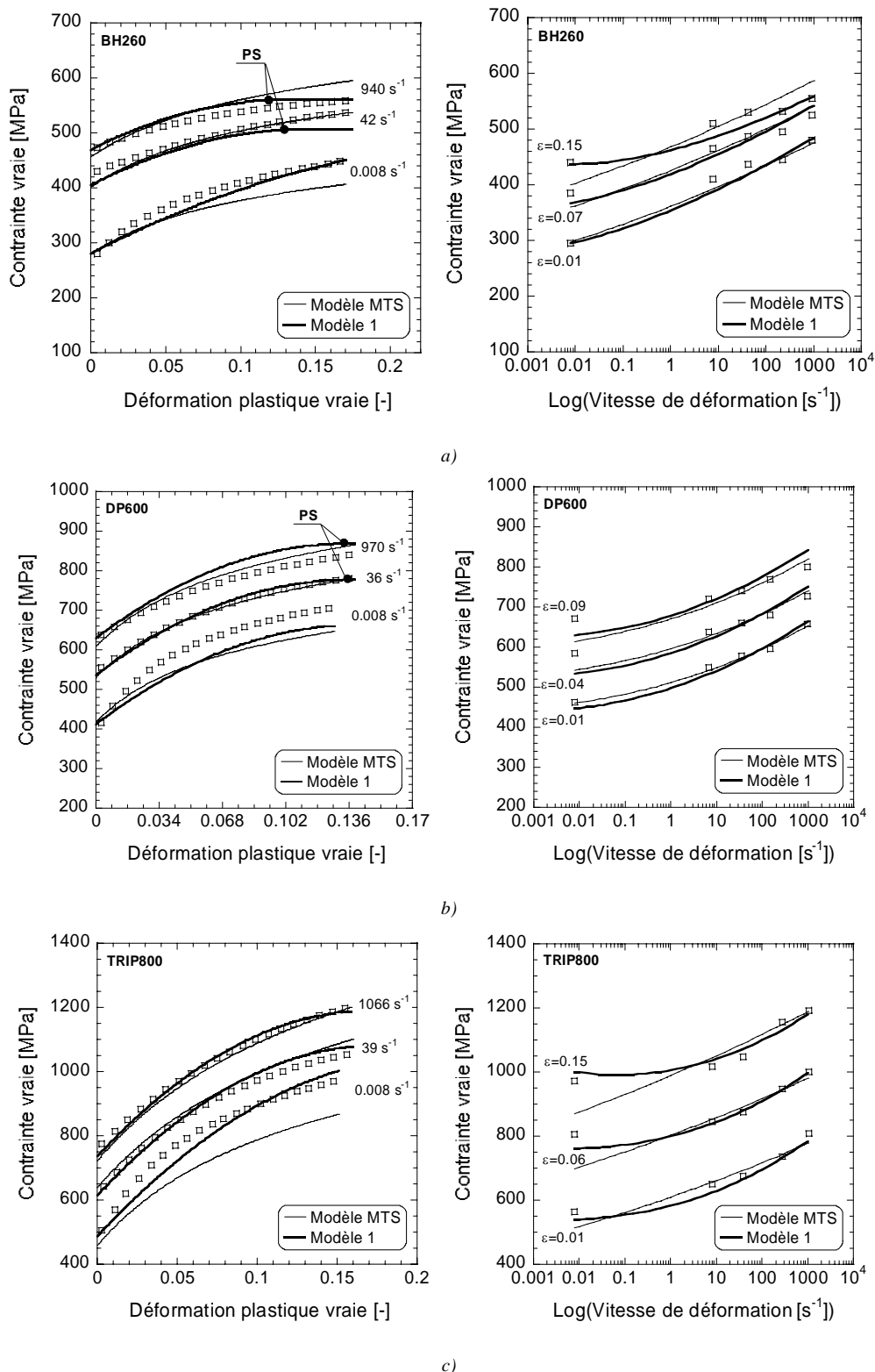


correspondance entre  $\sigma_{th}$  et la limite d'élasticité expérimentale à différente vitesse de déformation. Une fois ces paramètres identifiés, les trois paramètres matériaux qui gouvernent l'évolution du coefficient d'érouissage sont à déterminer. Ces paramètres sont obtenus à partir des courbes d'érouissage expérimentales à différentes vitesses de déformation. La calibration de  $m$  et  $B$  (resp.  $\varepsilon_0$ ) peut être facilement obtenue en notant que  $m$  contrôle la dépendance de  $\theta$  à la vitesse de déformation et la dépendance à la déformation plastique est gouvernée par  $B$  (resp.  $\varepsilon_0$ ) dans la relation (III-2) (resp. (III-3)).

**Tableau III.1.** Paramètres matériaux des aciers TRIP800, DP600 et BH260

	Modèle MTS			Modèle 1			
	BH260	DP600	TRIP800		BH260	DP600	TRIP800
$\mu_0 [MPa]$	71460			$E_0 [GPa]$	212		
$k [eV / J / K]$	$1.38 \times 10^{-23}$			$\theta^*$	0.59		
$b [m]$	$2.7 \times 10^{-10}$			$T_m [K]$	1812		
$\dot{\varepsilon}_{0_i} [s^{-1}]$	$10^{13}$			$T_0 [K]$	204		
$\dot{\varepsilon}_{0_\varepsilon} [s^{-1}]$	$10^7$			$\dot{\varepsilon}_0 [s^{-1}]$	$10^{-3}$		
$D_0 [MPa]$	2910			$\sigma_y [MPa]$	255.96	404.99	483.29
$T_0 [K]$	204			$\sigma^* [MPa]$	11.09	4.416	2.258
$q_i$	1.5			$\beta$	0.643	0.479	0.391
$p_i$	0.5			Coefficient d'érouissage défini par l'Eq.(III-2)			
$q_\varepsilon$	1						
$p_\varepsilon$	2/3						
$\alpha$	4.369	4.032	2.212	$\theta_0 [MPa]$	1411.9	3578	5383.36
$\sigma_a [MPa]$	40	400	40	$B [MPa]$	4352.2	25154	25123.6
$\sigma_i [MPa]$	1361.12	2311.9	2016.08	$m$	0.5	0.03	0.126
$g_{o_i}$	0.241	0.1196	0.2663	Coefficient d'érouissage défini par l'Eq.(III-3)			
$g_{o_\varepsilon}$	5	3	1.6				
$g_{oes}$	0.248	0.257	0.136				
$\sigma_{s0} [MPa]$	644.37	995.87	1523.38	$\theta_0 [MPa]$	1523	3745	5036
				$\varepsilon_{p0}$	0.197	0.10	0.12
				$m$	0.968	0.433	0.185

✓ Coefficient d'érouissage défini par l'Eq.(III-2)



**Figure III.3.** Prédictions du modèle MTS (lignes pleines) et du modèle 1 (en gras) comparés aux résultats expérimentaux (PS : Point de Saturation) a) BH260 b) DP600 c) TRIP800

✓ Coefficient d'érouissage défini par l'Eq.(III-3)

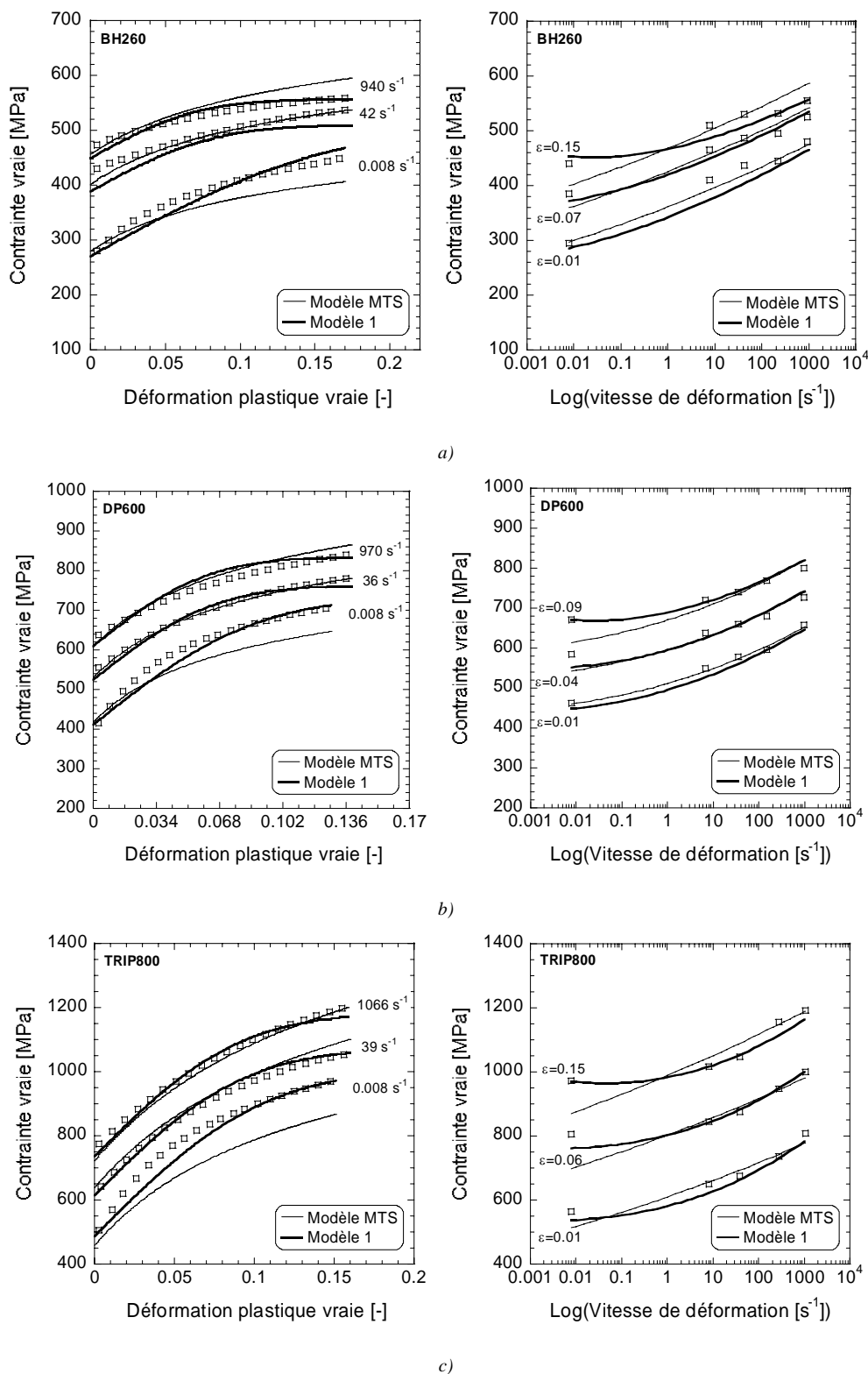
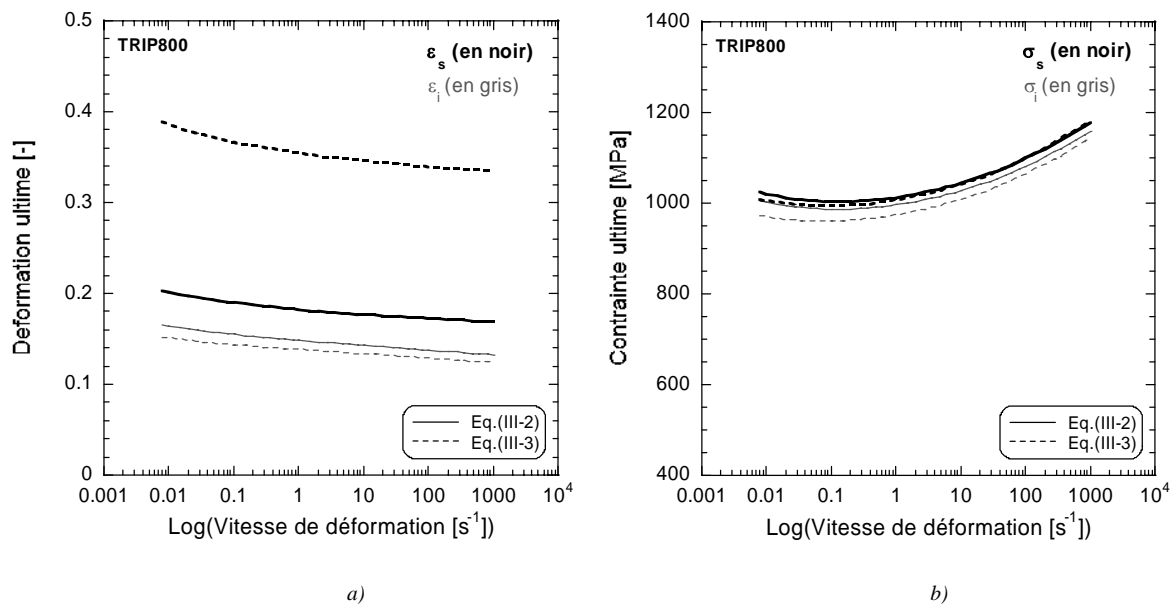


Figure III.4. Prédications du modèle MTS (lignes pleines) et du modèle 1 (en gras) comparés aux résultats expérimentaux a) BH260 b) DP600 c) TRIP800

Pour chaque acier, les versions modifiées du modèle MTS permettent de reproduire fidèlement la sensibilité à la vitesse de déformation des trois aciers étudiés. En chargement quasi-statique, le modèle MTS prévoit une nette sous-estimation de la contrainte d'écoulement pour les aciers BH260 et TRIP800. Les deux formulations proposées (Eq.(III-2) et Eq.(III-3)) permettent de corriger cette tendance. Bien que  $\theta$  diminue de façon linéaire avec la déformation plastique l'Eq.(III-2), cette formulation permet d'approcher le comportement des aciers étudiés. Décrire les effets d'écrouissage par une variable interne représente par conséquent une approche très efficace.

Les deux approches présentées dans la section précédente pour déterminer le point de stabilité et la saturation (Eq.(III-4) et Eq.(III-5)) sont comparés Figure III.5, en fonction de la vitesse de déformation. Dans cette étude, on fixe  $\theta_{min} = 0.1\text{MPa}$ .



**Figure III.5.** Comparaison des conditions de stabilité et de saturation en traction a) Déformation ultime b) Contrainte ultime (avec  $\theta_{min} = 0.1\text{MPa}$  dans Eq.(III-7))

Les tendances observées sont en accord avec les résultats expérimentaux des aciers à structure CC : les déformations d'instabilité ( $\varepsilon_i$ ) et de saturation ( $\varepsilon_s$ ) diminuent avec la vitesse de déformation alors que les contraintes d'instabilité ( $\sigma_i$ ) et de saturation ( $\sigma_s$ ) augmentent. A noter que la tendance inverse est observée dans les matériaux à structure CFC.

La contrainte de saturation  $\sigma_s$  n'est pas sensible à  $\theta_{min}$  lorsque le coefficient d'écrouissage est défini par l'Eq.(III-3) car le modèle prévoit une saturation de la contrainte d'écoulement après un certain niveau de déformation plastique. A l'inverse, la valeur de la déformation à saturation  $\varepsilon_s$  augmente lorsque  $\theta_{min}$  diminue. Le critère Eq.(III-4) mène à une apparition des instabilités vers  $\varepsilon_i \approx 0.15$  quelque soit l'expression utilisée pour le coefficient d'écrouissage.

En prenant  $\theta_{min} = 0.1\text{MPa}$ , la saturation de la contrainte d'écoulement apparaît après  $\varepsilon_s \approx 0.35$ . Bien que la formulation simplifiée du coefficient d'écrouissage (Eq.(III-2)) permette d'obtenir une bonne correspondance avec les résultats expérimentaux, il apparaît Figure III.5 que cette expression mène à une saturation prématurée de la contrainte d'écoulement ( $\varepsilon_s \approx 0.2$ ).

### **III.2. MODELE BASE SUR L'EVOLUTION D'UNE VARIABLE INTERNE ADIMENSIONNELLE (MODELE 2)**

Le modèle proposé ici est en partie lié au travail de Molinari et Ravichandran [MR05] qui porte sur la modélisation des métaux à structure CFC. Dans ce dernier modèle, la variable interne était vue comme longueur microstructurale interne gouvernée par une loi d'évolution avec des coefficients dépendants de la vitesse de déformation et de la température.

Le modèle développé ici est de forme additive. La contrainte d'écoulement est définie comme la somme d'une contrainte interne, qui représente les interactions à longue portée, avec une contrainte effective qui est thermiquement activée. La contrainte interne dépend d'une variable interne dont l'évolution possède une forme similaire à celle proposée par Molinari et Ravichandran [MR05]. L'évolution de la variable interne permet de reproduire les effets de l'écrouissage sur la contrainte d'écoulement. Le modèle proposé ici s'avère très efficace pour modéliser la réponse des matériaux à structure CC et des métaux multiphasés soumis à un chargement dynamique.

#### **III.2.1. Modélisation phénoménologique de la réponse mécanique des métaux**

La contrainte d'écoulement  $\sigma$  est définie comme la somme d'une contrainte interne  $\sigma_\mu$  avec une contrainte effective  $\sigma_{th}$  [See57]. La contrainte interne  $\sigma_\mu$  représente le champ de contrainte à longue distance alors que le champ de contrainte à courte distance est représenté par la contrainte effective  $\sigma_{th}$  [Con64]. La contrainte effective permet aux dislocations de glisser en franchissant les obstacles (comme les impuretés, les joints de grain, etc.) grâce à l'activation thermique.  $\sigma_{th}$  dépend de la vitesse de déformation et de la température, alors que  $\sigma_\mu$  est considérée en général comme dépendante de la déformation plastique, de la vitesse de déformation et de la température [Kle75]. L'écrouissage est souvent décrit par la dépendance de  $\sigma_\mu$  à la déformation plastique, qui n'est pas le paramètre le plus approprié pour tenir compte l'histoire de la déformation.

Une modélisation alternative avec un paramètre interne est proposée ici. Cette approche s'apparente partiellement au travail de Molinari et Ravichandran [MR05]. L'écroûissage est décrit par la dépendance de la contrainte interne à la variable interne  $\delta$ ,

$$\sigma_\mu = \sigma_0(d) \left( \frac{1}{\delta} \right) \quad (\text{III-16})$$

où  $\sigma_0(d)$  caractérise la valeur initiale de la résistance au glissement qui dépend de la taille du grain  $d$ . L'évolution de la variable interne  $\delta$  (considérée ici comme une quantité adimensionnelle) par rapport à la déformation plastique  $\varepsilon$  est gouvernée par la loi d'évolution suivante,

$$\frac{d\delta}{d\varepsilon} = -\frac{\delta_r}{\delta_s} [\delta^2 - \delta_s \delta] \quad (\text{III-17})$$

où  $\delta_r$  et  $\delta_s$  dénotent respectivement le taux de raffinement de la microstructure et la valeur de saturation à de larges niveaux de déformations. Ces deux paramètres dépendent chacun de la vitesse de déformation et de la température. La relation (III-17) est étroitement liée aux lois classiques d'évolution de la densité de dislocation, [Koc76, Mec77, MK81]. Cependant, elle est employée ici dans un contexte plus étendu puisque  $\delta$  est considéré comme un paramètre interne qui n'est pas nécessairement relié à la taille des cellules de dislocations. A noter que la valeur initiale de  $\delta$  à déformation plastique nulle, est  $\delta = 1$ . Si les expériences sont conduites à vitesse de déformation et température constantes, l'évolution de  $\delta$  peut être exprimée sous la forme explicite,

$$\delta = \frac{\delta_s}{1 - (1 - \delta_s) \exp(-\delta_r \varepsilon)} \quad (\text{III-18})$$

Les dépendances de  $\delta_r$  et  $\delta_s$  la vitesse de déformation et à la température sont exprimées par les formulations générales suivantes,

$$\delta_r = F(\dot{\varepsilon}, T) \quad (\text{III-19})$$

$$\delta_s = G(\dot{\varepsilon}, T) \quad (\text{III-20})$$

Les lois proposées pour les fonctions  $F(\dot{\varepsilon}, T)$  et  $G(\dot{\varepsilon}, T)$  peuvent être basées sur la théorie des processus thermiquement activés ou sur les relations empiriques [MR05]. Ici, les lois suivantes sont utilisées,

$$\delta_r = \delta_{r0} \left( 1 + a_r \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{r0}} \right)^{\dot{\varepsilon}_r} \left( \frac{T}{T_0} \right)^{-v_r} \right) \quad (\text{III-21})$$

$$\delta_s = \delta_{s0} \left( 1 - a_s \left( \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_{s0}} \right)^{\xi_s} \left( \frac{T}{T_0} \right)^{-\nu_s} \right) \quad (\text{III-22})$$

où  $\delta_{r0} > 0$  et  $\delta_{s0} > 0$  sont respectivement les valeurs de références des paramètres  $\delta_r$  et  $\delta_s$ . Les paramètres matériaux  $a_r$  (avec  $a_r > 0$ ),  $\xi_r$  et  $\nu_r$  contrôlent les dépendances à la vitesse de déformation et à la température de  $\delta_r$ . De façon similaire,  $\delta_s$  dépend des paramètres  $\delta_{s0}$ ,  $a_s$  (avec  $a_s > 0$ ),  $\xi_s$  et  $\nu_s$ .

Les dépendances à la vitesse de déformation et à la température de la contrainte effective sont données ici par la relation suivante,

$$\sigma_{th} = \sigma_{ref} \left\langle a - bT \ln \left( \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} \right) \right\rangle^{1/m} \quad (\text{III-23})$$

où  $\dot{\epsilon}_0$  est la vitesse de déformation de référence,  $\sigma_{ref}$  est la contrainte de référence,  $a$ ,  $b$  sont des constantes du matériau, et  $m$  caractérise la sensibilité instantanée à la vitesse de déformation. Les parenthèses de MacCauley dans (III-23) ont la définition suivante :  $\langle x \rangle = x$  pour  $x \geq 0$ ,  $\langle x \rangle = 0$  pour  $x \leq 0$ . Cela évite d'avoir une valeur négative de  $\sigma_{th}$  à très basse vitesse de déformation.

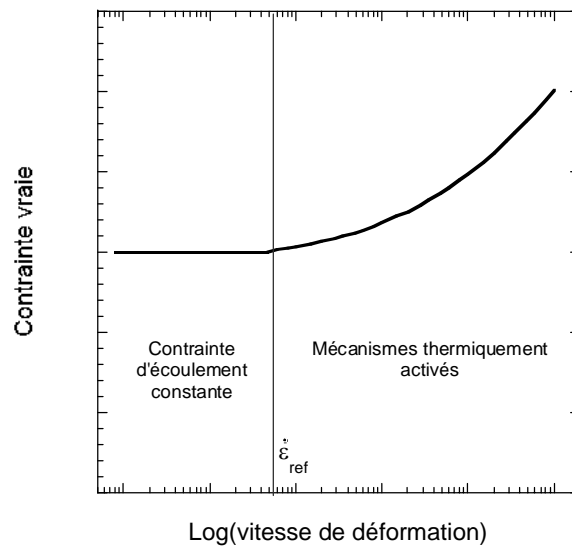
Dans ce travail, les déformations sont considérées isothermes. L'effet de la température sera analysé dans un travail futur et comparé à des résultats expérimentaux avec différentes formulations de (III-23) comme la loi suivante,

$$\sigma_{th} = \sigma_{ref} \left( \frac{T_0}{T} \right)^{\nu^*} \left\langle a - b \ln \left( \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} \right) \right\rangle^{1/m} \quad \text{avec } m = A.T/T_0 \quad (\text{III-24})$$

Le modèle développé ici est basé sur les lois (III-8), (III-16) et (III-23) et présente deux types de sensibilités à la vitesse de déformation : (i) la sensibilité instantanée à la vitesse de déformation est caractérisée par l'exposant  $1/m$  dans l'expression de la contrainte effective  $\sigma_{th}$ , et (ii) la sensibilité de l'écrouissage à la vitesse de déformation est introduit à travers la sensibilité à la vitesse de déformation du taux de raffinement de la microstructure  $\delta_r$  et de la valeur de saturation  $\delta_s$ .

Un plateau sur le diagramme *contrainte/vitesse de déformation* est parfois observé expérimentalement à basse vitesse de déformation [CF70], Figure III.6. Sur cette figure, la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}_{ref}$  caractérise la transition entre une réponse indépendante de la vitesse de déformation appliquée et le mécanisme thermiquement activé. La vitesse de

déformation de référence  $\dot{\epsilon}_{ref}$  dépend du matériau et varie de  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  à  $1 \text{ s}^{-1}$  si l'essai est réalisé à température ambiante.



**Figure III.6.** Diagramme contrainte/vitesse de déformation typique des métaux

Afin de décrire le régime où la contrainte d'écoulement est constante (pour  $\dot{\epsilon} \leq \dot{\epsilon}_{ref}$ ) et la réponse thermiquement active (pour  $\dot{\epsilon} > \dot{\epsilon}_{ref}$ ), l'expression suivante est utilisée,

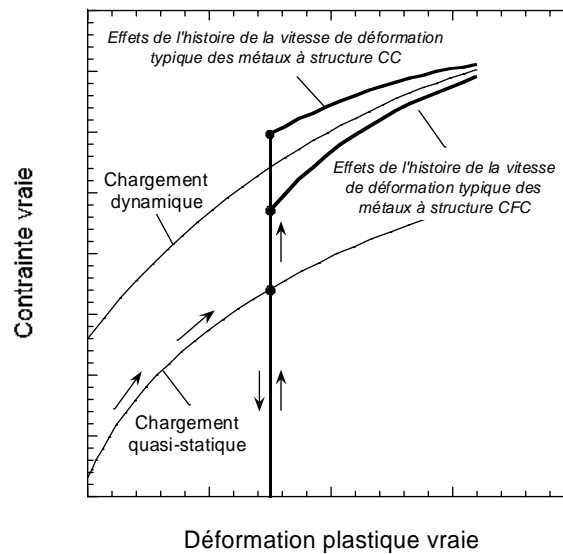
$$\sigma_{th} = \sup \left( \sigma_{ref} \left\langle a - bT \ln \left( \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}_{ref}} \right) \right\rangle^{1/m} ; \sigma_{ref} \left\langle a - bT \ln \left( \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} \right) \right\rangle^{1/m} \right) \quad (\text{III-25})$$

### III.2.1.2. Effets de l'histoire de la vitesse de déformation

De précédentes études ont révélé que les effets de l'histoire de la vitesse de déformation dépendent de la microstructure des matériaux. Pour les métaux à structure CC, un chargement dynamique après une pré-déformation quasi-statique mène à une augmentation de la contrainte d'écoulement par rapport à la courbe dynamique obtenue sans pré-déformation [EC76, WHD79, KD82], voir Figure III.7. Réciproquement pour les métaux à structure CFC, un chargement dynamique après une pré-déformation quasi-statique mène à une diminution de la contrainte d'écoulement par rapport à la courbe dynamique obtenue sans pré-déformation [TD49, YS66, FD72], Figure III.7. Les effets de l'histoire de la vitesse de déformation représentés Figure III-7 peuvent être reproduit par le présent modèle via la dépendance à la vitesse de déformation des coefficients  $\delta_r$  et  $\delta_s$  (Expressions (III-21) et (III-22)). Alors que la formulation de certains modèles permettent de tenir compte des effets d'histoire de vitesse de déformation typique des métaux à structure CFC (par exemple [MK81, FK88]), d'autres formulations (par exemple [RK01, UT04]) conviennent à la



modélisation des métaux à structure CC. Le modèle présenté ici a la capacité de reproduire chaque type d'effets.

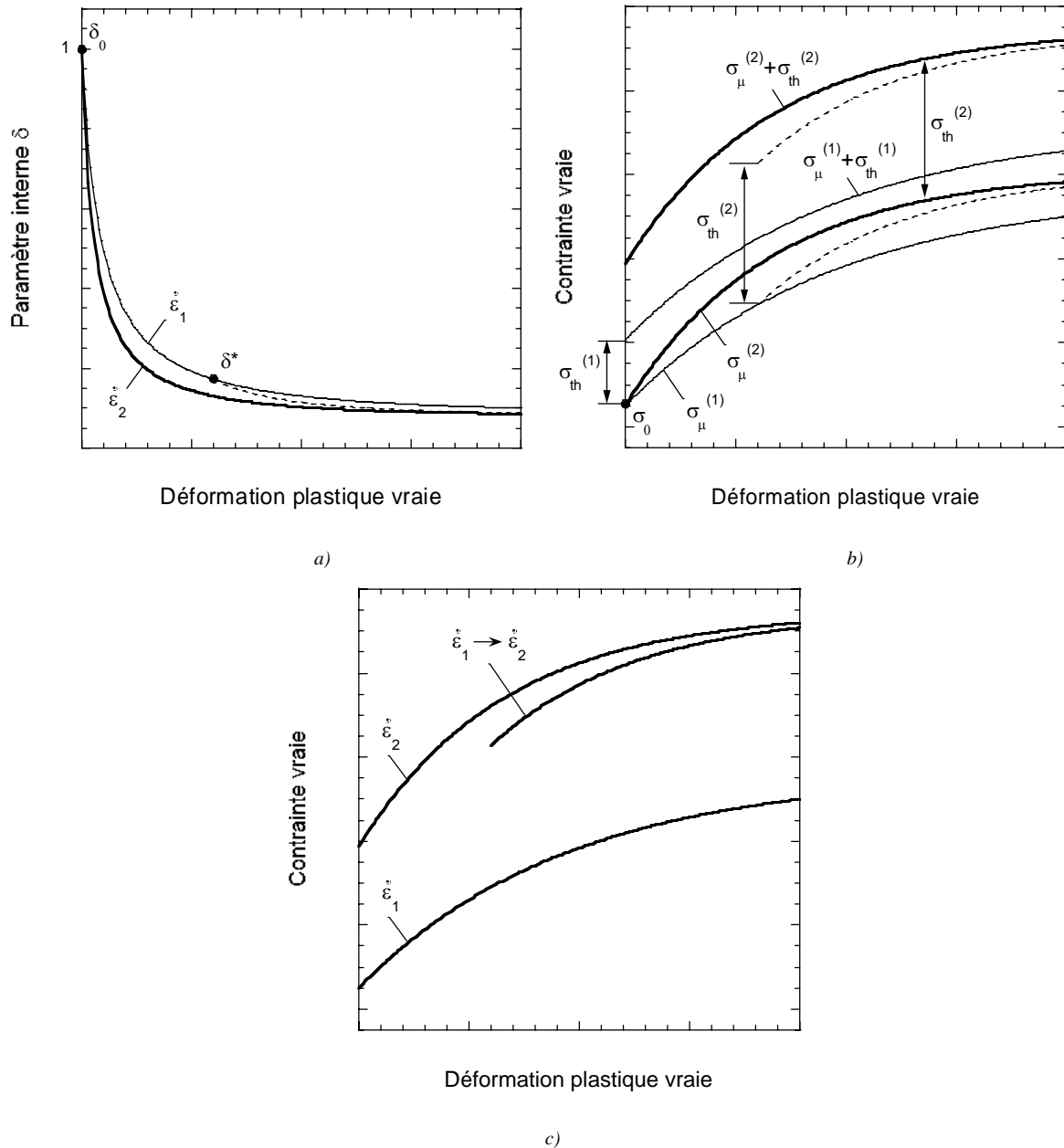


**Figure III.7.** Représentation schématique des effets de l'histoire de la vitesse de déformation pour les métaux à structure CC et CFC

Sur la Figure III.8.a, l'évolution du paramètre interne  $\delta$  est reportée en fonction de la déformation plastique  $\varepsilon$  pour un chargement quasi-statique ( $\dot{\varepsilon}_1$ ), dynamique ( $\dot{\varepsilon}_2$ ) et pour un saut de vitesse de déformation. Notons  $\delta_1$  (resp.  $\delta_2$ ) la valeur de  $\delta$  obtenue à vitesse de déformation constante  $\dot{\varepsilon}_1$  (resp.  $\dot{\varepsilon}_2$ ). La variation de la contrainte interne  $\sigma_\mu$ , Figure III.8.b, est gouvernée par  $1/\delta$ . A l'état initial (à  $\varepsilon = 0$ ), on a  $\delta = 1$  et la valeur de  $\sigma_\mu$  est égale à la contrainte de résistance  $\sigma_0$ .

Lors d'un pré-chargement à  $\dot{\varepsilon}_1$ , la variable interne  $\delta$  évolue vers  $\delta^*$  qui est la valeur initiale à considérer pour calculer la réponse du matériau lors d'un rechargement consécutif à  $\dot{\varepsilon}_2$ . Après rechargement à  $\dot{\varepsilon}_2$ ,  $\delta$  tend vers la valeur obtenue à vitesse de déformation constante égale à  $\dot{\varepsilon}_2$ . Avec  $\delta_1 > \delta_2$ , on obtient  $\sigma_\mu^{(1)} < \sigma_\mu^{(2)}$ , voir Figures III.8.a et III.8.b. En combinant la contrainte effective  $\sigma_{th}^{(i)}$  avec la contrainte interne  $\sigma_\mu^{(i)}$  ( $i=1,2$ ), les effets d'histoire de vitesse de déformation typique des métaux à structure CFC peuvent être prédit comme l'illustrent les Figures III.8.b et III.8.c.

A l'inverse, lorsque  $\delta_1 < \delta_2$ , la contrainte interne décroît lorsque la vitesse de déformation appliquée augmente ( $\sigma_\mu^{(1)} > \sigma_\mu^{(2)}$ ). Dans ce cas, les effets de l'histoire de la vitesse de déformation sont typiques des métaux à structure CC lorsque la contrainte effective  $\sigma_{th}$  est combinée à la contrainte interne  $\sigma_\mu$ .



**Figure III.8.** a) Evolution du paramètre interne  $\delta$  pour deux vitesses de déformation ( $\dot{\epsilon}_1 < \dot{\epsilon}_2$ ).  $\delta_0=1$  est la valeur initiale de  $\delta$  et  $\delta^*$  est la valeur de  $\delta$  actualisée pour calculer la réponse du matériau lors d'un chargement dynamique à  $\dot{\epsilon}_2$  après une pré-déformation quasi-statique à  $\dot{\epsilon}_1$  (la courbe en pointillés évolue finalement vers la courbe obtenue à une vitesse de déformation constante de  $\dot{\epsilon}_2$ ) b) Evolution des contraintes interne et totale en fonction de la déformation plastique. Deux vitesses de déformation (faible et élevée) sont considérées (respectivement  $\dot{\epsilon}_1$  et  $\dot{\epsilon}_2$ ). A noter que les exposants (1) et (2) réfèrent à ces vitesses de déformation. c) Les effets de l'histoire de la vitesse de déformation typiques des métaux à structure CFC sont reproduits, lorsque la contrainte effective  $\sigma_{th}$  est combinée à la contrainte interne  $\sigma_\mu$  avec  $\delta_1 > \delta_2$

### III.2.1.3. Méthode de détermination systématique des paramètres matériaux

Le modèle phénoménologique proposé est caractérisé par un ensemble de paramètres indépendants qui peuvent être déterminés de manière systématique. Dans un premier temps, la contrainte effective est identifiée en soustrayant la contrainte interne  $\sigma_\mu$  aux mesures expérimentales. A zéro déformation plastique,  $\sigma_\mu$  est identique à la résistance  $\sigma_0$ . Une première estimation de la valeur initiale de la résistance  $\sigma_0$  peut être faite en utilisant la limite d'élasticité du matériau en chargement quasi-statique à température ambiante. En prenant  $\sigma_{ref} = 1 \text{ MPa}$  et en considérant que le paramètre de sensibilité à la vitesse de déformation  $m$  est environ égal à 0.5 pour les aciers [KAA75, RK01, UT04], les paramètres  $a$ ,  $b$  et  $m$  de (III-23) sont calibrés de manière à obtenir à zéro déformation la meilleure coïncidence entre la contrainte effective  $\sigma_{th}(\dot{\varepsilon})$  et  $\sigma_{exp}(\varepsilon=0, \dot{\varepsilon})$  à différentes vitesses de déformation  $\dot{\varepsilon}$ . Ici,  $\sigma_{exp}(\varepsilon=0, \dot{\varepsilon})$  représente la contrainte d'écoulement mesurées lors des essais expérimentaux à déformation plastique nulle. A noter que la valeur de  $\dot{\varepsilon}_0$  est arbitrairement fixée à  $10^3 \text{ s}^{-1}$ .

La loi pour  $\sigma_{th}$  étant identifiée, notre but est de déterminer maintenant les paramètres qui gouvernent l'évolution de la contrainte interne  $\sigma_\mu = \sigma_{exp} - \sigma_{th}$ . Trois courbes expérimentales *contrainte-déformation*, à respectivement faible, intermédiaire et haute vitesse de déformation ( $\dot{\varepsilon}_1, \dot{\varepsilon}_2$  et  $\dot{\varepsilon}_3$ ) sont utilisées pour déterminer les coefficients  $\delta_{r0}$ ,  $a_r$ ,  $\xi_r$ ,  $\delta_{s0}$ ,  $a_s$  et  $\xi_s$ . Pour la vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon}_1$ , les valeurs de  $\delta_{r1}$  et  $\delta_{s1}$  sont déterminées de manière à obtenir la meilleure approximation de la contrainte interne correspondante en utilisant (III-16) et (III-17). La calibration peut être facilement réalisée car la pente de  $\sigma_\mu^{(1)}$  à zéro déformation est contrôlée par  $\delta_{r1}$  alors que le niveau final de  $\sigma_\mu^{(1)}$  à grande déformation est ajustée par la valeur de  $\delta_{s1}$ . De façon similaire, les valeurs de  $\delta_{ri}$  et  $\delta_{si}$  ( $i=2,3$ ) sont déterminées à partir des courbes *contrainte-déformation* à vitesse de déformation intermédiaire et haute ( $\dot{\varepsilon}_2$  et  $\dot{\varepsilon}_3$ ). Trois équations à trois inconnues ( $\delta_{r0}$ ,  $a_r$ ,  $\xi_r$ ) sont obtenues en considérant l'expression (III-21) pour  $\delta_{ri}$  ( $i=1,2,3$ ) à température ambiante  $T=T_0$  et pour les trois vitesses de déformation  $\dot{\varepsilon}_i$ ,

$$\delta_{r1} = \delta_{r0} \left( 1 + a_r \left( \frac{\dot{\varepsilon}_1}{\dot{\varepsilon}_{r0}} \right)^{\xi_r} \right) \quad (\text{III-26})$$

$$\delta_{r2} = \delta_{r0} \left( 1 + a_r \left( \frac{\dot{\varepsilon}_2}{\dot{\varepsilon}_{r0}} \right)^{\xi_r} \right) \quad (\text{III-27})$$

$$\delta_{r3} = \delta_{r0} \left( 1 + a_r \left( \frac{\dot{\epsilon}_3}{\dot{\epsilon}_{r0}} \right)^{\xi_r} \right) \quad (\text{III-28})$$

Pour une valeur donnée de  $\xi_r$ , (III-26) et (III-28) fournissent un système de deux équations à deux inconnues ( $\delta_{r0}$ ,  $a_r$ ).  $a_r$  est obtenu en divisant (III-26) par (III-28) et  $\delta_{r0}$  est obtenu à partir de (III-26). Pour l'instant,  $a_r$  et  $\delta_{r0}$  sont obtenus en fonction de  $\xi_r$ . Finalement, la valeur de  $\xi_r$  est déterminée à partir de l'équation non-linéaire (III-27),

$$\delta_{r2} = \delta_{r0}(\xi_r) \left( 1 + a_r(\xi_r) \left( \frac{\dot{\epsilon}_2}{\dot{\epsilon}_{r0}} \right)^{\xi_r} \right) \quad (\text{III-29})$$

Une approche similaire est effectuée pour calculer  $\delta_{s0}$ ,  $a_s$  et  $\xi_s$  en utilisant l'expression (III-22). Ici, il n'est pas nécessaire de déterminer les paramètres  $\nu_r$  et  $\nu_s$ , puisque les déformations sont suffisamment faibles (inférieures à 0.2) pour négliger l'augmentation de température due à l'échauffement adiabatique.

Comme les valeurs particulières de  $\delta_{ri}$  et  $\delta_{si}$  définies ci-dessus dépendent fortement de la valeur de la résistance  $\sigma_0$ , un ajustement de  $\sigma_0$  peut être nécessaire pour mieux tenir compte des effets de l'histoire de la vitesse de déformation. Chaque ajustement de  $\sigma_0$  est suivi d'une nouvelle identification des paramètres  $a$ ,  $b$ ,  $m$ ,  $\delta_{r0}$ ,  $a_r$ ,  $\xi_r$ ,  $\delta_{s0}$ ,  $a_s$  et  $\xi_s$ .

Si nécessaire, l'expression (III-25) peut être utilisée pour décrire le régime où la réponse du matériau est indépendante de la vitesse de déformation appliquée. Cette possibilité est utilisée lors de la modélisation d'un des matériaux considérés.

### III.2.2. Résultats

Au total, six applications sont considérées dont des aciers TRIP (TRansformation Induced by Plasticity), TWIP (TWinning Induced by Plasticity) et DP (Dual Phase). L'acier TWIP considéré (Fe-Mn) est identique à celui étudié par Cornette *et al.* [CCHB05].

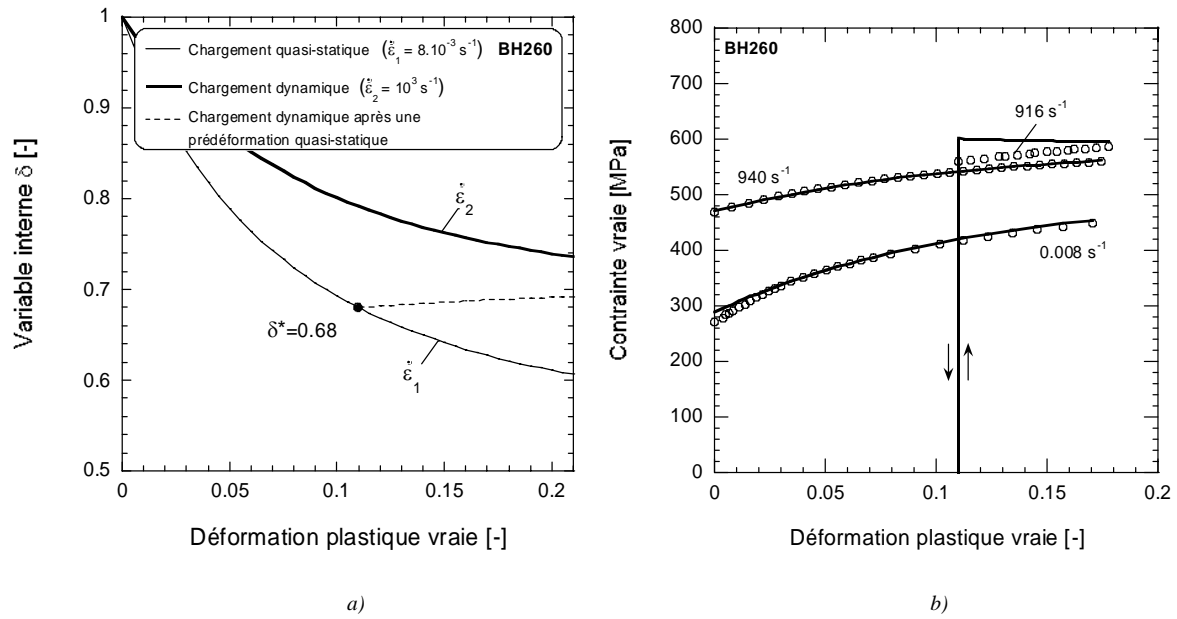
Dans la gamme de vitesse de déformation explorée, aucun effet d'histoire de vitesse de déformation n'est observé pour l'acier Fe-Mn. Les paramètres matériaux (voir Tableau III.2) sont déterminés en utilisant la méthode de détermination systématique proposée dans le paragraphe précédent. La relation (III-25) est utilisée dans la modélisation de l'acier TRIP800 en prenant  $\dot{\epsilon}_{ref} = 0.78 \text{ s}^{-1}$ . Des données expérimentales différentes de la température ambiante ne sont pas disponibles. Par conséquent, les paramètres  $\nu_r$  et  $\nu_s$  restent indéterminés, sans aucune conséquence sur la modélisation à température ambiante.

Sur les figures III.9-III.14.a l'évolution du paramètre interne  $\delta$  est reporté en fonction de la déformation plastique  $\varepsilon$  pour un chargement quasi-statique ( $\dot{\varepsilon}_1 = 8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ), dynamique ( $\dot{\varepsilon}_2 = 10^3 \text{ s}^{-1}$ ) et pour un saut de vitesse de déformation. Comme  $\delta_1 > \delta_2$  pour l'acier TRIP800, des effets typiques des métaux à structure CFC sont prédits. A l'inverse, pour les aciers DP600, TRIP700 et Fe-Mn on a  $\delta_1 < \delta_2$  et des effets typiques des métaux à structure CC sont obtenus. Une description précise des effets d'histoire de vitesse de déformation dans l'acier TRIP800 nécessite de fixer la résistance au glissement  $\sigma_0$  à 20 MPa. Cette valeur relativement faible mène à une légère sous-estimation de la contrainte d'écoulement pour les faibles niveaux de déformation plastique. Comme illustré Figure III.14, l'acier Fe-Mn présente un comportement dynamique atypique qui peut être particulièrement bien décrit par le modèle proposé : la contrainte quasi-statique devient supérieure à celle obtenue en chargement dynamique après un certain niveau de déformation plastique. Ce comportement non commun a déjà été observé par Cherigene *et al.* [Che05].

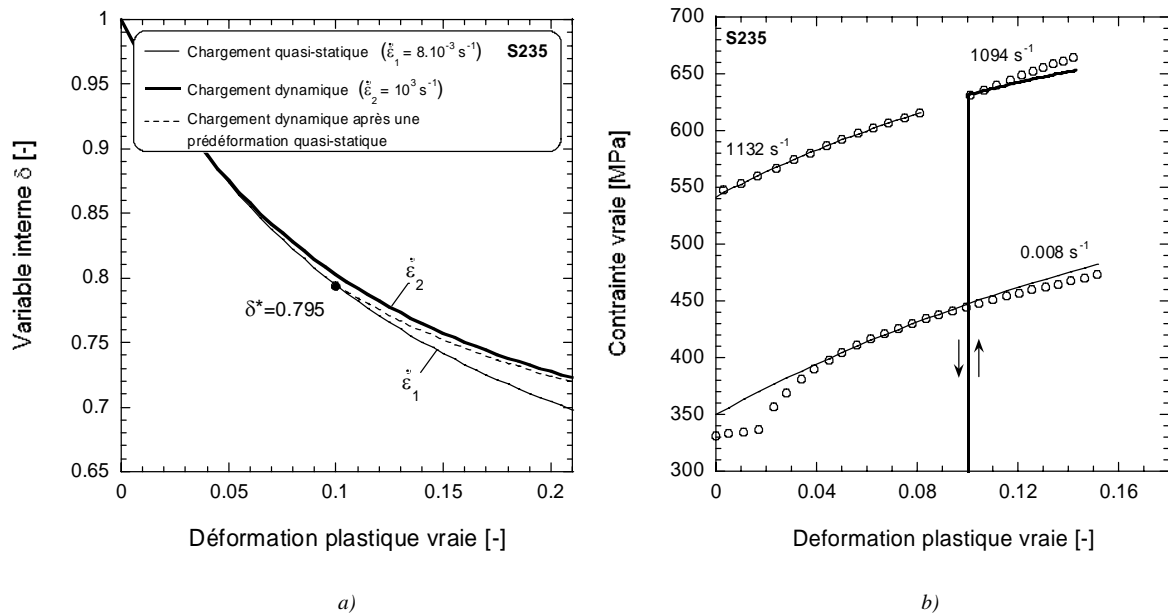
Enfin, la Figure III.15 représente, pour chaque acier, la dépendance de la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de déformation à différents niveaux de déformation plastique. Le modèle restitue avec précision la sensibilité à la vitesse de déformation des matériaux. A noter que la sensibilité globale à la vitesse de déformation de l'acier Fe-Mn est négative dans une certaine gamme de vitesse de déformation. Le modèle proposé permet de restituer cette particularité (qui est le résultat des effets combinés de la sensibilité instantanée à la vitesse de déformation  $\sigma_{exp}$  avec la sensibilité à l'écrouissage de  $\sigma_{\mu}$ ). A noter que la sensibilité instantanée à la vitesse de déformation de  $\sigma_{th}$  reste dans tous les cas positive.

**Tableau III.2.** Valeurs des paramètres utilisés dans le modèle 2

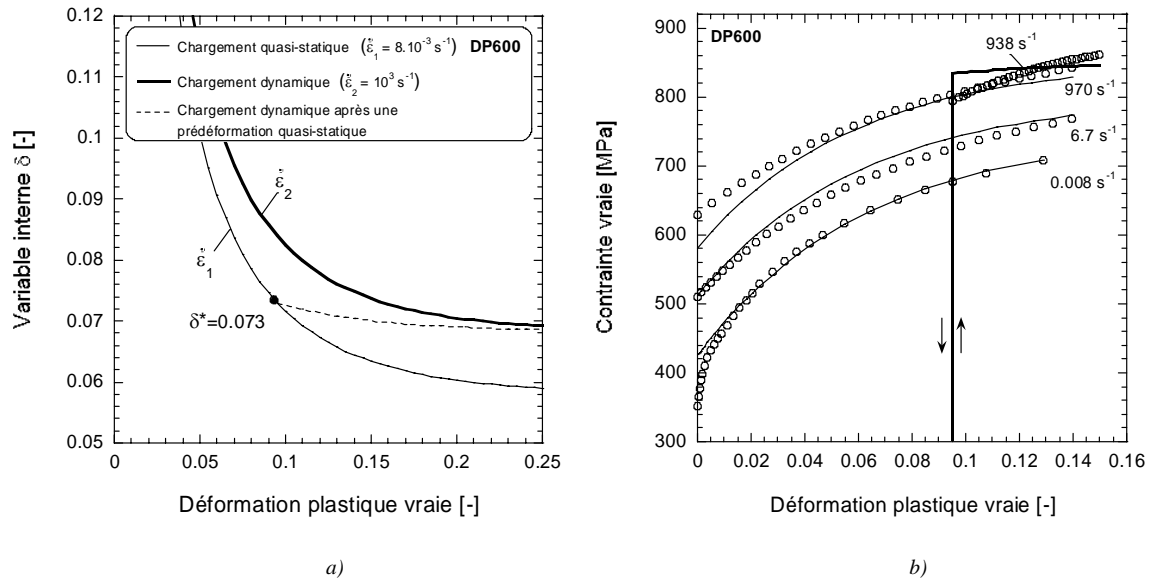
	TRIP800	TRIP700	DP600	BH260	S235	Fe-Mn
$\dot{\epsilon}_0 [s^{-1}]$				$10^3$		
$\dot{\epsilon}_{r0} [s^{-1}]$				$10^3$		
$\dot{\epsilon}_{s0} [s^{-1}]$				$10^3$		
$T_0 [K]$				293		
$\dot{\epsilon}_{ref} [s^{-1}]$	0.78	-	-	-	-	-
$\sigma(d)[MPa]$	50	460	20	271	350	50
$a$	25.49	14.53	56.17	15.7	16.2	23.2
$b$	$11.10^{-4}$	$32.10^{-4}$	$29.10^{-4}$	$28.10^{-4}$	$31.10^{-4}$	$6.10^{-4}$
$m$	0.499	0.484	0.631	0.495	0.505	0.5
$\xi_s$	0.2	1	-0.04	-0.0016	-0.0036	0.04
$\delta_{s0}$	0.045	0.218	0.042	4.06	1.10	0.004
$a_s$	0.137	0.349	0.182	0.91	0.70	0.10
$\xi_r$	1	-0.04	0.20	0.008	0.20	-0.04
$\delta_{r0}$	10.60	2.99	15.91	4.21	4.51	0.23
$a_r$	4.34	0.78	0.10	1.08	0.68	0.45



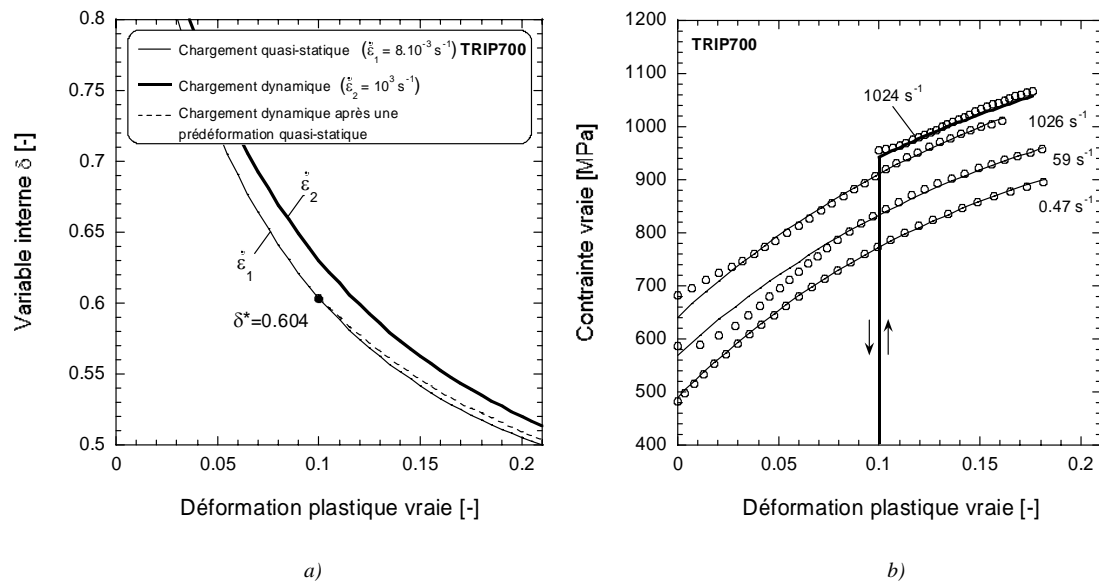
**Figure III.9.** Acier BH260 : a) Evolution du paramètre interne  $\delta$  pour deux vitesses de déformation ( $8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  et  $10^3 \text{ s}^{-1}$ ) et pour un saut de vitesse de déformation (courbe en pointillés) b) prédictions du modèle comparées aux données expérimentales (points ronds).



**Figure III.10.** Acier S235 : a) Evolution du paramètre interne  $\delta$  pour deux vitesses de déformation ( $8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  et  $10^3 \text{ s}^{-1}$ ) et pour un saut de vitesse de déformation (courbe en pointillés) b) prédictions du modèle comparées aux données expérimentales (points ronds).

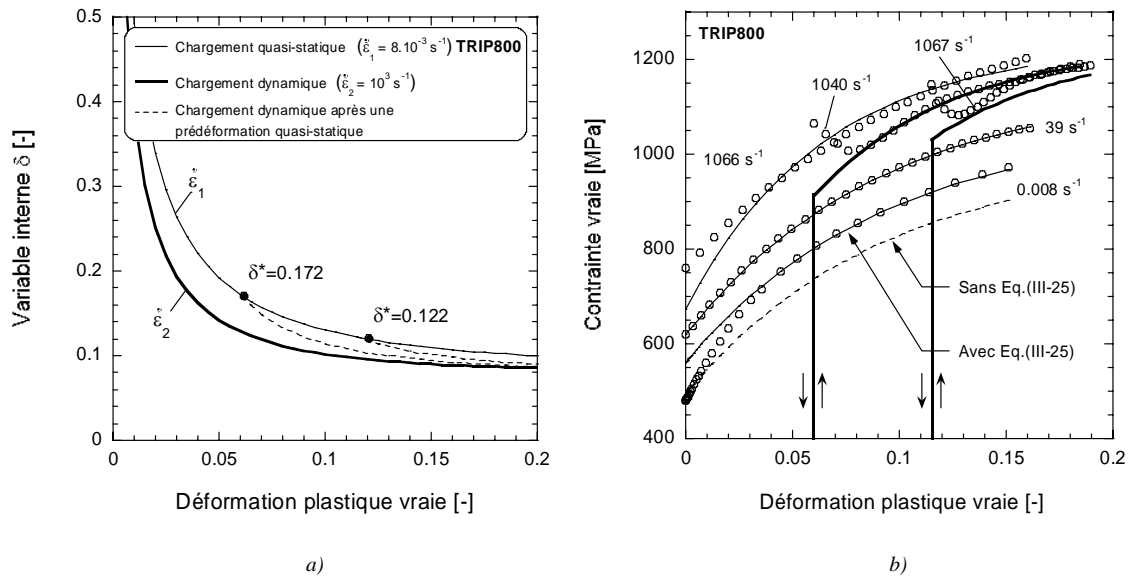


**Figure III.11.** Acier DP600 : a) Evolution du paramètre interne  $\delta$  pour deux vitesses de déformation ( $8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  et  $10^3 \text{ s}^{-1}$ ) et pour un saut de vitesse de déformation (courbe en pointillé) b) prédictions du modèle comparées aux données expérimentales (points ronds).

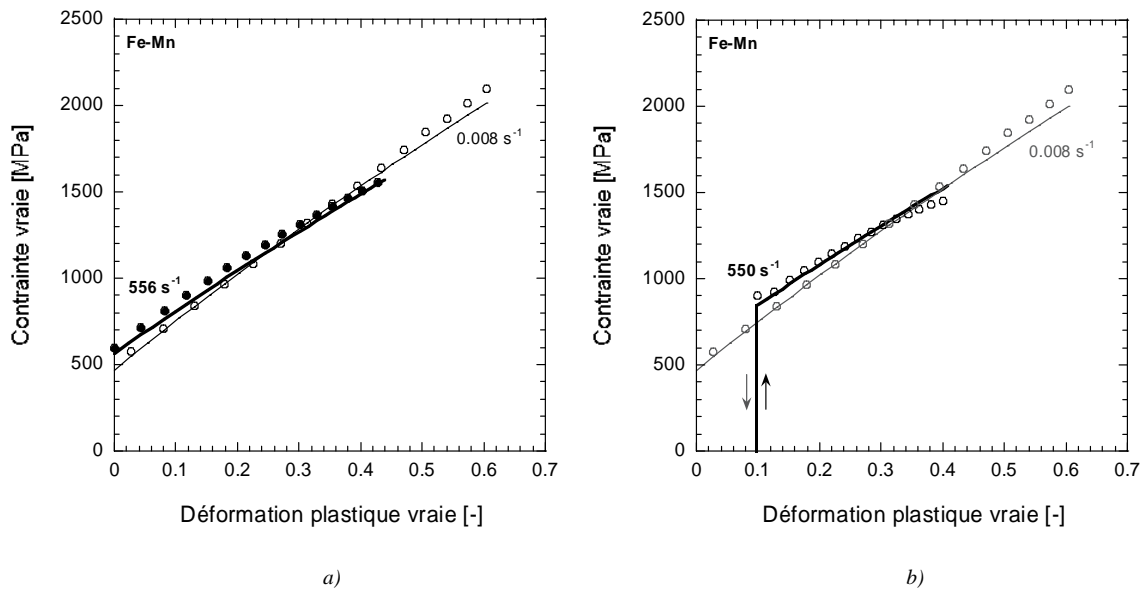


**Figure III.12.** Acier TRIP700 : a) Evolution du paramètre interne  $\delta$  pour deux vitesses de déformation ( $8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  et  $10^3 \text{ s}^{-1}$ ) et pour un saut de vitesse de déformation (courbe en pointillé) b) prédictions du modèle comparées aux données expérimentales (points ronds).

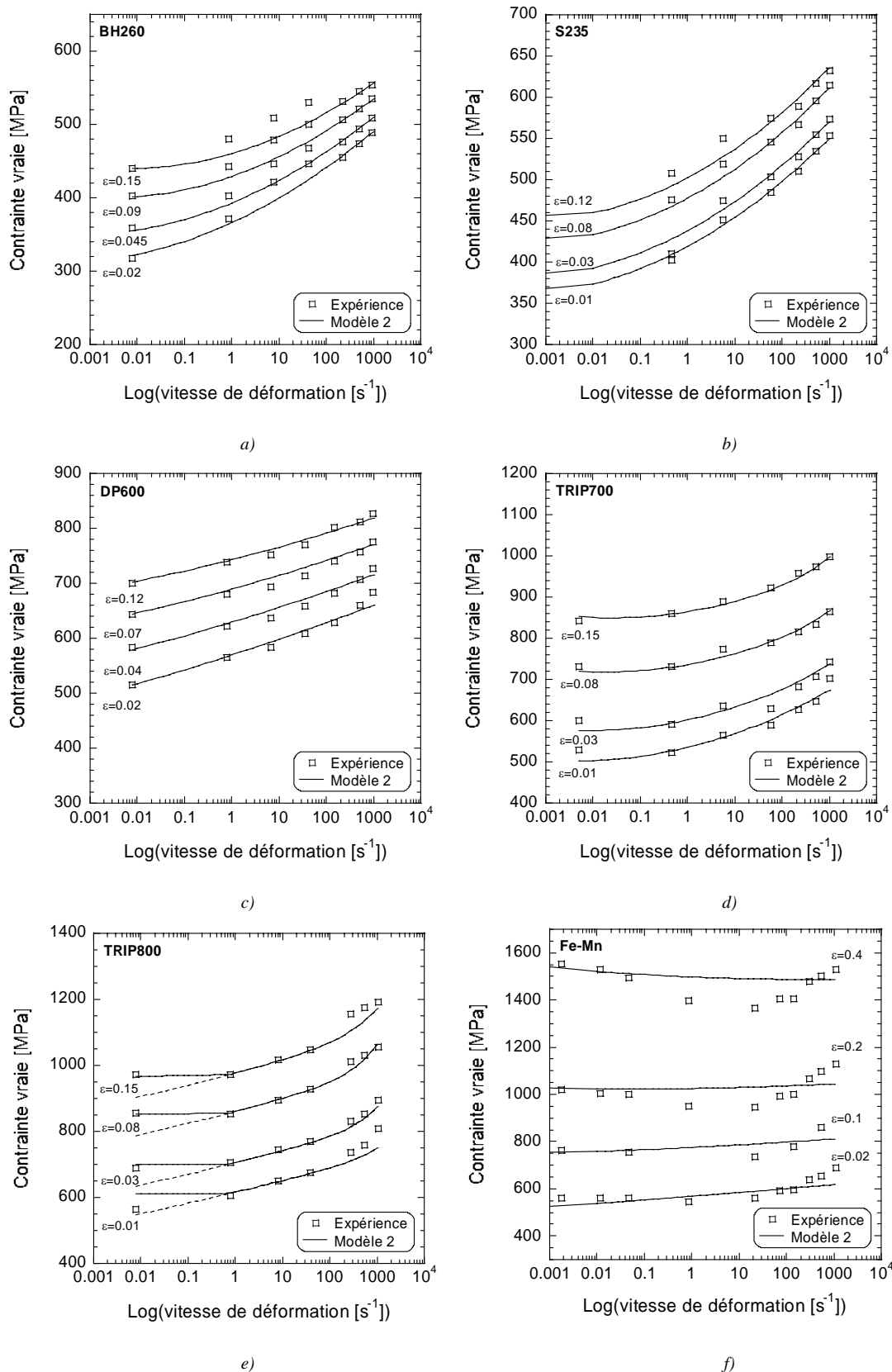




**Figure III.13.** Acier TRIP800 : a) Evolution du paramètre interne  $\delta$  pour deux vitesses de déformation ( $8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  et  $10^3 \text{ s}^{-1}$ ) et pour un saut de vitesse de déformation (courbe en pointillé) b) prédictions du modèle comparées aux données expérimentales (points ronds).



**Figure III.14.** Acier Fe-Mn : a) Evolution du paramètre interne  $\delta$  pour deux vitesses de déformation ( $8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$  et  $10^3 \text{ s}^{-1}$ ) et pour un saut de vitesse de déformation (courbe en pointillé) b) prédictions du modèle comparées aux données expérimentales (points ronds).



**Figure III.15.** Description de la sensibilité à la vitesse de déformation des matériaux de base (les points ronds représentent les données expérimentales. a) BH260 b) S235 c) DP600 d) TRIP700 e) TRIP800 f) Fe-Mn

### III.3. CONCLUSION

Deux modèles phénoménologiques ont été proposés pour décrire le comportement thermo-visco-plastique des métaux sous chargement dynamique. Dans chacun d'entre eux, les effets d'écrouissage sont décrits par un paramètre interne qui évolue avec la déformation plastique. Par ailleurs, la contrainte d'écoulement est définie dans chaque formulation comme la somme d'une contrainte interne et d'une contrainte effective.

Bien que de nombreux modèles phénoménologiques, qui tiennent compte de l'écrouissage, de la vitesse de déformation et de la température, soient disponibles dans la littérature, la plupart d'entre eux prévoit une évolution de l'écrouissage de forme parabolique  $\sigma \sim \varepsilon^n$  avec un exposant  $n$  constant. Ce type d'approximation ne définit pas correctement le comportement du matériau aux grandes déformations où une saturation de la contrainte d'écoulement est observée. Décrire l'évolution du coefficient d'écrouissage du matériau à partir d'une équation différentielle constitue l'une des approches les plus flexibles pour décrire l'évolution de l'écrouissage. Dans cette étude, des formulations relativement simples sont proposées pour décrire l'évolution de  $\theta$  avec uniquement trois paramètres ajustables (modèle 1). Le formalisme utilisé, qui est basé sur le modèle MTS, permet de reproduire fidèlement le comportement des aciers BH260, DP600 et TRIP800 soumis à des chargements dynamiques.

Dans la seconde formulation proposée (modèle 2), la variation de la contrainte interne avec la déformation plastique est gouvernée par l'évolution d'un paramètre interne adimensionnel  $\delta$ . Cette évolution contrôle les effets d'écrouissage. Les paramètres matériaux dans la loi d'évolution de  $\delta$  dépendent de la vitesse de déformation et de la température (ce qui induit une sensibilité de l'écrouissage à la vitesse de déformation). La sensibilité instantanée à la vitesse de déformation est représentée par la contrainte effective. Il a été montré que la loi d'évolution proposée pour le paramètre interne  $\delta$  permet de décrire les effets de vitesse de déformation typiques des métaux à structure CC observés dans les aciers BH260, S235, DP600, TRIP700 ainsi que les effets typiques des matériaux à structure CFC observés dans l'acier TRIP800. Une méthode de détermination systématique des paramètres matériaux a été proposée et utilisée pour caractériser la réponse de six acier laminés à froid dans une large gamme de vitesse de déformation ( $8 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1} \leq \dot{\varepsilon} \leq 10^3 \text{ s}^{-1}$ ).



---

# CHAPITRE IV.

## SIMULATION NUMERIQUE DU CRASH

### *Sommaire*

---

<b>IV.1. Implémentation d'une loi utilisateur dans PAMCRASH</b>	<b>124</b>
IV.1.1. Schéma d'intégration explicite temporel	125
IV.1.2. Validation de l'algorithme	130
<b>IV.2. Simulation du crash du matériau de base</b>	<b>132</b>
IV.2.1. Influence de la loi de comportement	133
IV.2.2. Influence du critère de plasticité	136
<b>IV.3. Simulation de la pré-déformation et de la mise en forme</b>	<b>139</b>
IV.3.1. Mise en données	139
IV.3.2. Résultats	140
<b>IV.4. Simulation du crash du matériau pré-déformé</b>	<b>143</b>
IV.4.1. Importation des variables de la mise en forme	143
IV.4.2. Influence de la loi de comportement	145
IV.4.3. Influence de l'hétérogénéité des déformations	148
IV.4.4. Résultats	149
<b>IV.5. Conclusion</b>	<b>151</b>

---

Dans ce chapitre, le problème est abordé par une approche numérique : la mise en forme et le crash des structures sont simulés dans les codes de calcul commerciaux PAMSTAMP et PAMCRASH. Le modèle phénoménologique basé sur l'évolution d'une variable interne (modèle 2) est implémenté en utilisant la méthode du retour radial, afin de pouvoir tenir compte de l'effet de l'histoire de la vitesse de déformation lors du calcul de crash. Une démarche de couplage emboutissage-crash est présentée où les variables calculées lors de la mise en forme (contraintes résiduelles, déformation plastique équivalente et épaisseur finale) sont prises en compte lors de l'écrasement. Les prédictions des simulations numériques sont comparées aux résultats expérimentaux. Une partie du contenu de ce chapitre a été publié en 2006 dans la revue *Journal of Physique IV France* 134 : L. Durrenberger, D. Even, A. Molinari, A. Rusinek. Influence of the strain path on crash properties of a crash-box structure by experimental and numerical approaches. pp. 1287-1293.

#### IV.1. IMPLEMENTATION D'UNE LOI UTILISATEUR DANS PAMCRASH

Afin de tenir compte de l'évolution de la microstructure lors de la phase de pré-déformation de la structure crash-box, le modèle 2 présenté dans le chapitre précédent a été implémenté dans le code de calcul explicite PAMCRASH. La résolution d'un problème dynamique via un code de calcul explicite passe par sa discrétisation en espace et en temps. La discrétisation dans l'espace est basée sur la méthode des éléments finis et les équations du mouvement sont intégrées dans le temps par un schéma d'intégration aux différences finies,

$$\ddot{U}^t = \frac{1}{\Delta t} (U^{t-\Delta t} - 2U^t + U^{t+\Delta t}) \quad (\text{IV-1})$$

où  $\Delta t$  représente le pas de temps,  $U$  le vecteur de déplacement et  $\ddot{U}$  la dérivée seconde de  $U$  par rapport au temps.

La stabilité de ce schéma est basée sur la condition de Courant, Friedrich et Levy (CFL) [Frie79]. La limite de stabilité est estimée au cours du temps par le code de calcul qui ajuste le pas de temps  $\Delta t$  afin qu'un front d'onde ne parcourt pas une distance supérieure à la taille de la plus petite maille. Le pas de temps critique  $\Delta t^{cri}$  peut donc s'exprimer en fonction de la célérité des ondes élastiques  $C_0$  et de la longueur de la plus petite taille de maille  $L_{min}$ ,

$$\Delta t^{cri} = \frac{L_{min}}{C_0} \quad (\text{IV-2})$$

Le pas de temps défini par le code assure la stabilité du schéma d'intégration dans le temps, mais celui-ci peut ne pas être suffisamment petit pour intégrer correctement la loi de comportement, notamment lorsque la loi est implantée dans une sub-routine utilisateur.

Différents artifices sont envisageables pour diminuer le temps de calcul. On peut par exemple penser à augmenter la vitesse des outils lors de la simulation de mise en forme. Comme la durée d'un calcul dépend de la célérité des ondes élastiques  $C_0$ , une diminution du module de Young ou une augmentation de la densité du matériau diminue également le temps de calcul. Ces artifices peuvent toutefois mener à des prédictions erronées et différentes vérifications doivent être effectuées avant d'exploiter les résultats numériques (voir par exemple [Pri94, MM97]).

### IV.1.1. Schéma d'intégration explicite temporel

Après résolution des équations de mouvement en chaque point de Gauss de la structure discrétisée, le code de calcul évalue à partir du déplacement actualisé l'incrément de déformation  $\Delta\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^{t+\Delta t} - \varepsilon_{ij}^t$  pour un incrément de temps  $\Delta t$ . L'incrément de déformation est ensuite utilisé par la sub-routine utilisateur qui calcule les contraintes et variables internes éventuelles à partir de la loi de comportement.

La description d'une loi de comportement classique est basée sur la décomposition additive du tenseur des déformations (contributions élastique et plastique) et nécessite au minimum la définition de trois éléments constitutifs ;

- Une loi élastique qui donne l'état de contrainte du matériau en fonction de son état de déformation élastique.
- Un seuil qui sépare un domaine élastique défini par le critère de plasticité, d'un domaine élasto-plastique dans lequel se produisent des transformations irréversibles.
- Une loi d'écoulement qui, lorsque le seuil est dépassé, caractérise la direction de l'écoulement du matériau et son intensité dans le cas d'un écoulement viscoplastique.

Dans cette étude, l'algorithme d'implémentation est basé sur la méthode du retour radial [ST85]. Cet algorithme consiste à projeter un point de l'espace des contraintes (le prédicteur élastique) sur la surface de plasticité selon la plus petite distance entre le point et le convexe. Comme les déformations plastiques apparaissent à partir d'un certain état de contrainte, la fonction de charge  $f$  (qui dépend du tenseur des contraintes de Cauchy et de l'état d'écrouissage) permet de déterminer si le chargement appliqué mène à une réponse élastique ou élasto-plastique du matériau. Dans ce travail, la surface de plasticité est décrite par une équation du type,

$$f(s_{ij}, R) = \sigma_{eq}(s_{ij}) - R(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p) \quad (\text{IV-3})$$

où  $\sigma_{eq}$  est la contrainte équivalente au sens de Von-Mises qui fait intervenir la partie déviatorique du tenseur des contraintes  $s_{ij}$  (Eq.(IV-4)) et  $R$  est la partie isotrope de l'écrouissage qui décrit l'évolution de la surface de charge.

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij}} \quad \text{avec} \quad s_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \sigma_{kk} \delta_{ij} \quad (\text{IV-4})$$

où  $\delta_{ij}$  représente de symbole de Kronecker. La fonction de charge  $f$  est supposée vérifier la propriété  $f(\sigma_{ij}, 0) = f(-\sigma_{ij}, 0)$  initialement et à tout moment  $f(\sigma_{ij}, R) = f(-\sigma_{ij}, R)$ . Dans le modèle 2, l'équation d'évolution de la partie isotrope de l'écroutissage  $R$  est donnée par,

$$R(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p) = \sigma_0(d) \frac{1}{\delta(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p)} + \left\langle a - bT \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}_0}{\dot{\varepsilon}_p} \right) \right\rangle^{1/m} \quad (\text{IV-5})$$

où la variable interne  $\delta$  est mise à jour par l'équation d'évolution suivante,

$$\delta_{(t+\Delta t)} = \frac{\delta_s(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p)}{1 - \left( 1 - \frac{\delta_s(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p)}{\delta_{(t)}} \right) \exp(-\delta_r(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p) \Delta \varepsilon_p)} \quad (\text{IV-6})$$

Le symbole  $\Delta$  représente un incrément qui s'accumule entre l'instant (t) et l'instant (t+ $\Delta$ t).

La loi d'écoulement plastique est donnée par,

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \dot{\lambda} V_{ij} \quad \text{avec} \quad V_{ij} = \frac{\partial f}{\partial s_{ij}} \quad (\text{IV-7})$$

où  $\dot{\lambda}$  est le multiplicateur plastique ( $\dot{\lambda} \geq 0$ ). La contrainte déviatorique  $s_{ij}$  peut être reliée à la partie déviatorique de la déformation totale  $e_{ij}$  par la relation,

$$s_{ij} = 2G(e_{ij} - \varepsilon_{ij}^p) \quad \text{avec} \quad e_{ij} = \varepsilon_{ij} - \frac{1}{3} \varepsilon_{kk} \delta_{ij} \quad (\text{IV-8})$$

où  $G$  représente le module de cisaillement. L'état de contrainte à l'instant (t+ $\Delta$ t) s'effectue par une première approximation élastique à partir de l'état de contrainte à l'instant t,

$$s_{ij(t+\Delta t)}^{pred} = s_{ij(t)} + 2G(e_{ij(t+\Delta t)} - e_{ij(t)}) \quad (\text{IV-9})$$

Il convient de vérifier si l'état de contrainte prédit se trouve ou non sur la surface de charge.

Deux possibilités se présentent :

- ✓ Si  $f(s_{ij}, R) \leq 0$  : charge/décharge élastique

Dans les matériaux métalliques, les déformations élastiques sont petites par rapport aux déformations inélastiques (plastiques). Par conséquent, l'influence de la déformation inélastique sur les constantes élastiques est négligée. La contrainte actualisée est donnée par

$$s_{ij(t+\Delta t)} = s_{ij(t+\Delta t)}^{pred} \quad \text{et} \quad \varepsilon_{(t+\Delta t)}^p = \varepsilon_{(t)}^p.$$



✓ Si  $f(s_{ij}, R) > 0$  : écoulement plastique

La prédiction élastique viole la surface de charge et il y a écoulement plastique. Afin de satisfaire la condition de consistance, Eq.(IV-10), il est nécessaire de ramener la contrainte sur la surface de charge par une correction plastique,

$$\dot{f} = 0 \quad (\text{IV-10})$$

où  $\dot{f}$  est la dérivée temporelle de  $f$ . Cette condition permet de décrire l'évolution du critère de façon à ce que l'état de contrainte actuel se trouve toujours sur la surface de plasticité. Dans ce cas,  $\Delta e_{ij}^p \neq 0$  et la contrainte à l'instant  $(t+\Delta t)$  s'écrit à partir des relations (IV-7) et (IV-8),

$$\frac{s_{ij(t+\Delta t)} - s_{ij(t)}}{\Delta t} = 2G \left( \frac{e_{ij(t+\Delta t)} - e_{ij(t)}}{\Delta t} - \dot{\lambda} V_{ij} \right) \quad (\text{IV-11})$$

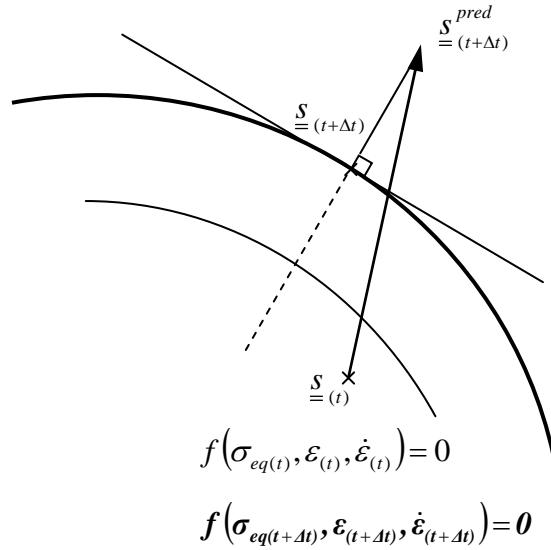
En substituant  $s_{ij(t)}$  dans l'équation (IV-11) et en utilisant l'équation (IV-9), on obtient,

$$s_{ij(t+\Delta t)} = V_{ij} \left( \|s_{ij(t+\Delta t)}^{pred}\| - 2G\dot{\lambda}\Delta t \right) \quad (\text{IV-12})$$

Par substitution dans l'Eq.(IV-12), on peut montrer que le vecteur normal unitaire  $V_{ij}$  peut-être déterminé à partir de la contrainte prédite  $s_{ij(t+\Delta t)}^{pred}$  par la relation,

$$V_{ij} = s_{ij(t+\Delta t)}^{pred} / \|s_{ij(t+\Delta t)}^{pred}\| \quad (\text{IV-13})$$

Cette dernière équation indique que la direction de la contrainte prédite  $s_{ij(t+\Delta t)}^{pred}$  est identique à celle de la contrainte de convergence  $s_{ij(t+\Delta t)}$  qui se situe sur la surface de charge (voir Figure IV.1).



**Figure IV.1.** Algorithme de retour radial : la correction est colinéaire à la direction radiale entre le centre de la surface de plasticité et la prédiction élastique.

En multipliant l'Eq. (IV-3) à l'incrément  $(t+\Delta t)$  par  $V_{ij}$ , on obtient,

$$\sqrt{\frac{3}{2}}s_{ij(t+\Delta t)} - R(\epsilon_{p(t+\Delta t)}, \dot{\epsilon}_{p(t)})V_{ij} = 0 \quad (\text{IV-14})$$

En substituant l'équation (IV-12) dans (IV-14), on obtient l'équation non-linéaire (IV-15) qui permet de déterminer la valeur de  $\lambda\Delta t$ ,

$$\left( \|s_{ij(t+\Delta t)}^{pred}\| - 2G\lambda\Delta t - \sqrt{\frac{2}{3}}R(\epsilon_{p(t+\Delta t)}, \dot{\epsilon}_{p(t)}) \right) V_{ij} = 0 \quad (\text{IV-15})$$

Avant de mettre à jour les contraintes, la convergence globale est vérifiée en comparant la valeur de  $\|s_{ij(t+\Delta t)}^{(1)}\|$  déterminée à partir de la fonction de charge (Eq.(IV-3)), à la valeur de  $\|s_{ij(t+\Delta t)}^{(2)}\|$  déterminée à partir de l'équation (IV-12). Si le critère de convergence, Eq.(IV-16), n'est pas vérifiée, l'algorithme de résolution doit être réitéré.

$$\frac{\|s_{ij(t+\Delta t)}^{(2)}\| - \|s_{ij(t+\Delta t)}^{(1)}\|}{\|s_{ij(t+\Delta t)}^{(1)}\|} < 10^{-3} \quad (\text{IV-16})$$

Une fois le test de convergence vérifié, une première estimation de la vitesse de déformation équivalente  $\dot{\epsilon}_p$  au pas  $(t+\Delta t)$  est déterminée par,

$$\dot{\epsilon}_{p(t+\Delta t)} = \frac{\Delta\epsilon_{p(t+\Delta t)}}{\Delta t} \quad (\text{IV-17})$$

Comme présenté dans [PC04], un filtre est appliqué au calcul de la vitesse de déformation. Celui-ci atténue les vibrations à haute fréquence et évite les prédictions incorrectes de contraintes qui peuvent se produire en utilisant des lois communes qui tiennent compte de la vitesse de déformation. Un filtre récursif de premier ordre est utilisé,

$$\dot{\varepsilon}_{p(t+\Delta t)}^f = \alpha \dot{\varepsilon}_{p(t+\Delta t)} + (1-\alpha) \dot{\varepsilon}_{p(t)}^f \quad (\text{IV-18})$$

où  $\dot{\varepsilon}_p^f$  représente la vitesse de déformation plastique filtrée et  $\alpha$  est un paramètre de sensibilité (dans cette étude,  $\alpha = 1/55$ ).

Dans le cas particulier des éléments coques (hypothèse de contraintes planes), la composante de la déformation dans l'épaisseur  $\varepsilon_{33}$  n'est pas définie par la cinétique. En posant la restriction  $\sigma_{33} = 0$ , le système d'équation s'écrit,

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_{11} = \varepsilon_{11} \left( \frac{4\mu(\lambda + \mu)}{\lambda + 2\mu} \right) + \varepsilon_{22} \left( \frac{2\mu\lambda}{\lambda + 2\mu} \right) - V_{11} \varepsilon_p \left( \frac{4\mu(\lambda + \mu)}{\lambda + 2\mu} \right) - V_{22} \varepsilon_p \left( \frac{2\mu\lambda}{\lambda + 2\mu} \right) \\ \sigma_{22} = \varepsilon_{11} \left( \frac{2\mu\lambda}{\lambda + 2\mu} \right) + \varepsilon_{22} \left( \frac{4\mu(\lambda + \mu)}{\lambda + 2\mu} \right) - V_{11} \varepsilon_p \left( \frac{2\mu\lambda}{\lambda + 2\mu} \right) - V_{22} \varepsilon_p \left( \frac{4\mu(\lambda + \mu)}{\lambda + 2\mu} \right) \\ \varepsilon_{33} = \frac{-\lambda \varepsilon_{11} - \lambda \varepsilon_{22} + 2\mu V_{33} \varepsilon_p}{\lambda + 2\mu} \\ \sigma_{12} = 2\mu \varepsilon_{12} \\ \sigma_{13} = 2\mu \varepsilon_{13} \\ \sigma_{23} = 2\mu \varepsilon_{23} \end{array} \right. \quad (\text{IV-19})$$

où  $\lambda$  et  $\mu$  représentent les coefficients de Lamé.

### IV.1.2. Validation de l'algorithme

Deux lois de comportement sont implémentées pour valider l'algorithme de retour radial :

- le modèle 2
- le modèle de Swift couplé à celui de Cowper-Symonds généralisé (SCS).

Chaque loi de comportement est validée à partir d'essais rhéologiques sur un élément coque de dimension  $1 \times 1 \text{ mm}^2$ . La combinaison SCS, disponible sous PAMCRASH sans utiliser de loi utilisateur, permet de valider l'algorithme dans des conditions de crash. La réponse de la simulation numérique en utilisant la sub-routine utilisateur est comparée à la réponse obtenue sans sub-routine utilisateur.

#### IV.1.2.1. Essais rhéologiques sur un élément

Deux trajets de chargement sont considérés : expansion équi-biaxée (EEB), traction uniaxiale + cisaillement (TU+CI). Si le comportement viscoplastique est décrit par le modèle de Cowper-Symonds généralisé combiné au modèle de Swift, l'équation d'évolution de la partie isotrope de l'érouissage  $R$  s'écrit,

$$R(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p) = K(\varepsilon_0 + \varepsilon_p)^n \left( 1 + \left( \frac{\dot{\varepsilon}_p}{D} \right) \right)^{1/p} \quad (\text{IV-20})$$

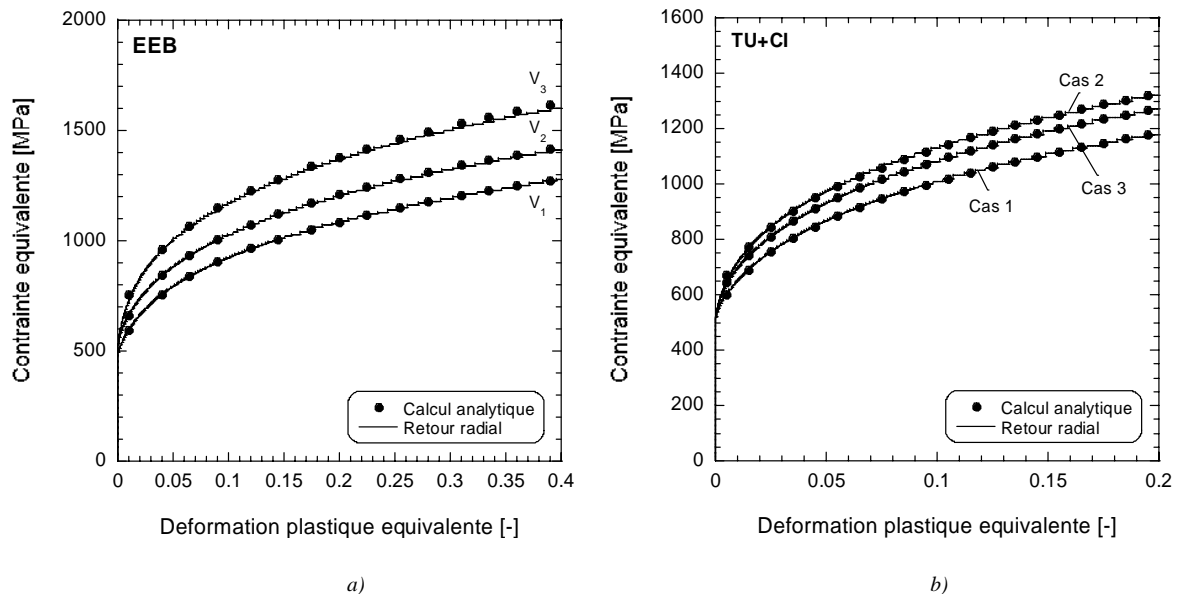
où  $\varepsilon_p$  représente la déformation plastique cumulée et  $\dot{\varepsilon}_p$  sa dérivée temporelle. Les paramètres du matériau utilisés ( $K = 1539.2 \text{ MPa}$ ,  $\varepsilon_0 = 0.0079$ ,  $n = 0.245$ ,  $D = 78525 \text{ s}^{-1}$  et  $p = 3.2$ ) correspondent aux paramètres de l'acier TRIP800. Afin de balayer une large gamme de vitesse de déformation en expansion équi-biaxée, trois vitesses de sollicitations sont considérées ( $V_1 = 10^{-3} \text{ m/s}$ ,  $V_2 = 0.1 \text{ m/s}$  et  $V_3 = 1 \text{ m/s}$ ). Trois combinaisons de vitesses sont testées en (TU+CI), voir Tableau IV.1.

**Tableau IV.1.** Combinaisons de vitesses testées dans l'essai de traction-cisaillement combinés

	Cas 1	Cas 2	Cas 3
Vitesse de traction (m/s)	0.1	1	0.1
Vitesse de cisaillement (m/s)	0.1	1	1

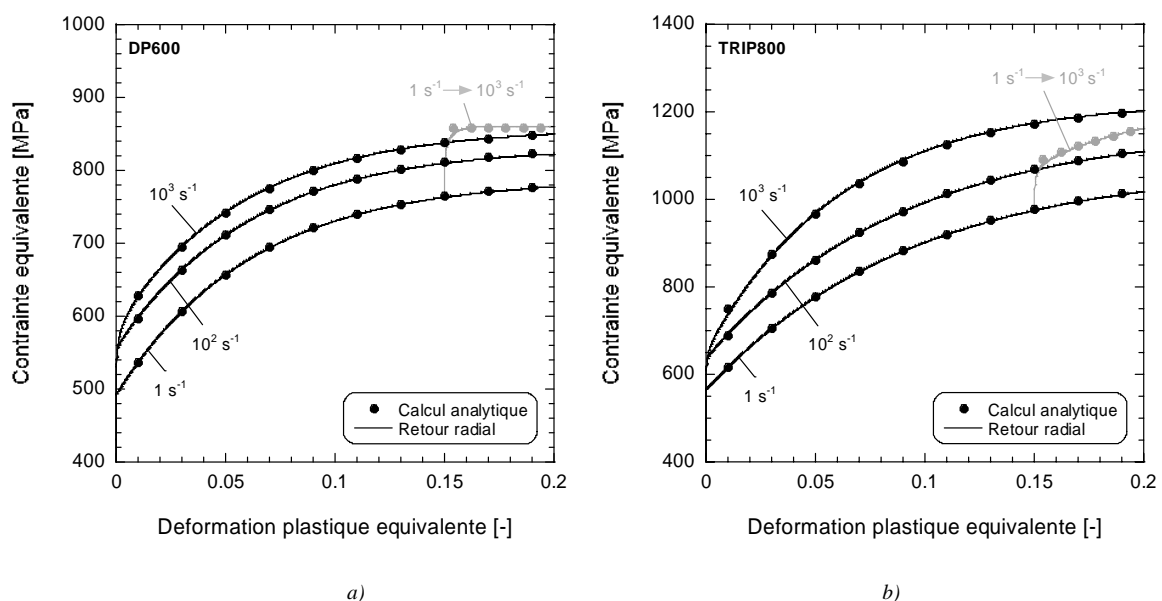
Les correspondances entre les résultats obtenus avec la méthode de retour radial et les résultats analytiques sont représentées Figure IV.2. Pour chaque cas, la surface de charge est

décrite par le critère de Von-Mises. Il apparaît que les résultats numériques correspondent aux résultats analytiques.



**Figure IV.2.** Validation de l'implémentation du modèle de Swift + Cowper-Symonds généralisé. Essais rhéologiques simulés avec la méthode du retour radial : confrontation aux calculs analytiques a) Expansion Equi-Biaxée (EEB), b) Traction uni-axiale + Cisaillement combinés (TU+CI)

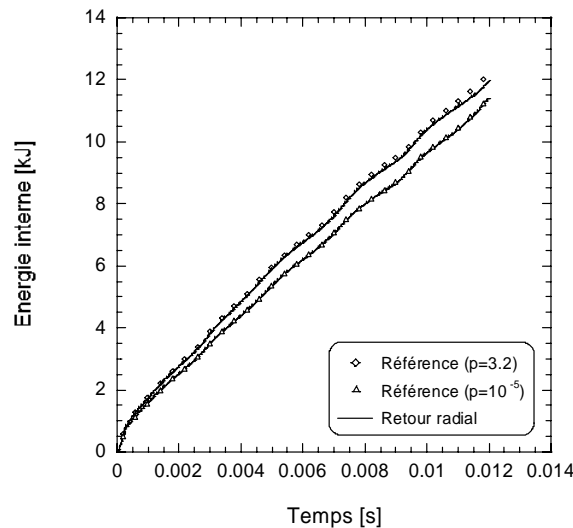
Les aciers DP600 et TRIP800 sont considérés lors de la validation du modèle 2. Les paramètres matériaux utilisés figurent page 183. Les correspondances entre les résultats numériques et les résultats analytiques sont présentées Figure IV.3 dans le cas de chargements en traction uni-axiale à différentes vitesses de sollicitation. Un saut de vitesse de déformation (de  $1 \text{ s}^{-1}$  à  $10^3 \text{ s}^{-1}$ ) est envisagé après un niveau de pré-déformation de 0.15. Là encore, les résultats obtenus via l'implémentation numérique correspondent aux calculs analytiques.



**Figure IV.3.** Validation de l'implémentation du modèle de Modèle 2. Essais rhéologiques simulés avec la méthode du retour radial : confrontation aux calculs analytiques a) acier DP600, b) acier TRIP800

#### IV.1.2.2. Ecrasement d'une structure crash-box

Les structures crash-box sont impactées par un chariot de 350 kg propulsé avec une vitesse initiale de  $V_0 = 16\text{m/s}$ . Le comportement du matériau est décrit par le modèle de Swift couplé à celui de Cowper-Symonds généralisé. Deux valeurs du paramètre  $p$  dans l'Eq.(IV-20) sont considérées ( $p = 3.2$  et  $p = 10^{-5}$ ). Dans le premier cas, la sensibilité à la vitesse de déformation correspond à celle de l'acier TRIP800 alors que la sensibilité à la vitesse de déformation est négligée dans le second cas. La réponse de l'algorithme de retour radial est comparée à celle obtenue par l'algorithme utilisé dans le code de calcul PAMCRASH en terme d'énergie interne. Cette quantité, qui est utilisée lors du calcul de l'effort moyen d'écrasement d'une structure, évolue de façon analogue en fonction du temps sans effet de l'algorithme de résolution, Figure IV.4.



**Figure IV.4.** Evolution de l'énergie interne de la structure crash-box en fonction de temps : comparaison entre la réponse de PAMCRASH (référence) et celle obtenue via l'implémentation du modèle SCS (Retour radial)

## IV.2. SIMULATION DU CRASH DU MATERIAU DE BASE

Comme préconisé dans la littérature (voir Section I.4.6.1), les simulations numériques de crash sont réalisées avec une taille de maille de dimensions  $5 \times 5\text{mm}^2$ . Les éléments coques utilisés (4080 au total dans une structure crash-box) possèdent cinq points d'intégration dans l'épaisseur et adoptent une formulation sous-intégrée de type Belytschko-Tsay. Les points soudés sont modélisés par un contact multi-points où 8 points additionnels (ou satellites) sont situés autour d'un point d'origine. Comme les structures crash-box ne présentent ni de rupture dans les points soudés, ni de rupture pleine tôle, aucun critère de rupture n'est utilisé.

L'encastrement de la structure est simulé en bloquant tous les degrés de libertés de la première rangée de nœuds située du côté opposé à la face impactée. Le coefficient de frottement  $\mu$  entre le mur et la structure est de 0.05 et le contact de la tôle sur elle-même est supposé sans frottement ( $\mu = 0$ ).

Afin d'obtenir un écrasement stable, c'est-à-dire une formation successive de lobes au cours de l'écrasement, des imperfections géométriques sont introduites. La méthode utilisée consiste à introduire des déclencheurs géométriques sur les quatre côtés de la partie impactée (voir Section I.4.4).

#### IV.2.1. Influence de la loi de comportement

Le crash des structures mises en forme à partir des matériaux de base est simulé à partir de différentes lois de comportement. Dans chaque simulation, le critère isotrope de Von-Mises est utilisé. Le comportement de l'acier TRIP800 est défini de quatre manières différentes :

- par une implémentation directe des courbes *contrainte-déformation* expérimentales à différentes vitesses de déformation,
- par le modèle 2,
- par le modèle de Johnson-Cook (JC),
- par le modèle de Cowper-Symonds généralisé (CS).

La correspondance entre les données expérimentales de l'acier TRIP800 et les modèles de Cowper-Symonds généralisé et Johnson-Cook figure en annexe (voir page 183). Lorsque le comportement du matériau est renseigné par une implémentation directe des courbes *contrainte-déformation* expérimentales à différentes vitesses de déformation, une méthode d'interpolation linéaire est utilisée pour calculer la contrainte correspondante à la vitesse de déformation  $\dot{\varepsilon}$ ,

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = \left(1 - \frac{\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_1}{\dot{\varepsilon}_2 - \dot{\varepsilon}_1}\right) \sigma_1(\varepsilon, \dot{\varepsilon}_1) + \left(\frac{\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_1}{\dot{\varepsilon}_2 - \dot{\varepsilon}_1}\right) \sigma_2(\varepsilon, \dot{\varepsilon}_2) \quad \text{avec} \quad \dot{\varepsilon}_1 < \dot{\varepsilon}_2 \quad (\text{IV-21})$$

où les contraintes  $\sigma_1(\varepsilon, \dot{\varepsilon}_1)$  et  $\sigma_2(\varepsilon, \dot{\varepsilon}_2)$  sont spécifiées par l'utilisateur.

Notons que la vitesse de déformation est saturée à  $\dot{\varepsilon}_{max}$  (où  $\dot{\varepsilon}_{max}$  représente la vitesse de déformation maximale renseignée par l'utilisateur).

Le comportement des aciers DP600 et BH260 est décrit d'une part par la méthode présentée ci-dessus et d'autre part par le modèle 2. Les évolutions des efforts d'écrasement de chaque

acier en fonction de la distance d'écrasement ainsi que les déformées finales sont présentées Figure IV.5.

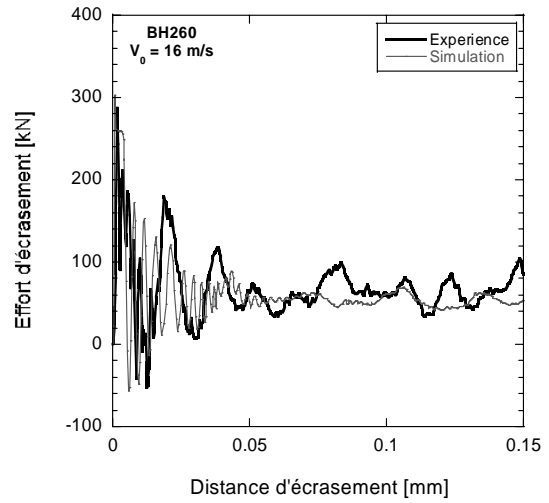
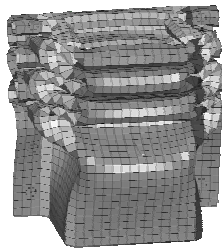
Les efforts moyens d'écrasement numériques sont confrontés aux données expérimentales sur le Tableau IV.2. Quelque soit la vitesse d'écrasement et le modèle utilisé, la précision des simulations numériques est d'environ 4%.

L'effort moyen d'écrasement d'une structure est relié à l'énergie de déformation qui représente l'aire sous la courbe *contrainte-déformation*. La simulation numérique du crash est très peu sensible à la loi de comportement utilisée car cette dernière n'a qu'une influence minimale sur le calcul de l'énergie de déformation. Ces observations sont en accord avec les résultats obtenus par Peixinho [Pei04].

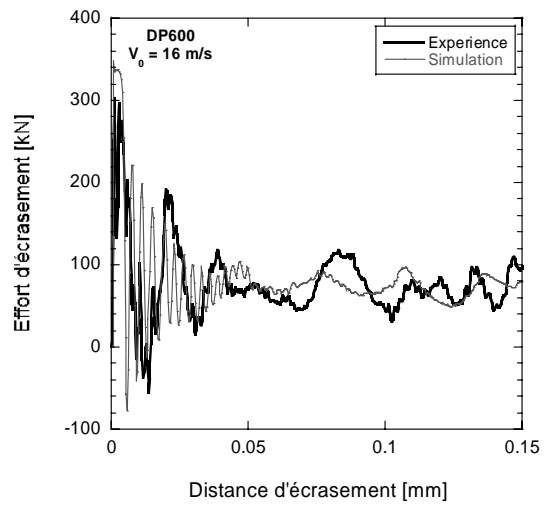
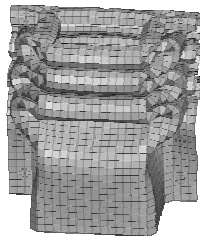
**Tableau IV.2.** Efforts moyens d'écrasement des structures mises en forme à partir des matériaux de base - comparaison des simulations numériques avec les résultats expérimentaux. JC : modèle de Johnson-Cook ; CS : modèle de Cowper-Symonds généralisé

	Effort moyen d'écrasement [kN]				
	Expérience	Simulation			
		Courbes expérimentales	Modèle 2	JC	CS
<b>BH260</b>					
0.02 m/s	49.8	53.7			
8 m/s	59.7	59.8	60.2		
16 m/s	66.7	64.1	63.0		
<b>DP600</b>					
0.02 m/s	62.3	65.3	59.5		
8 m/s	71.4	72.2	73.5		
16 m/s	77.7	78.1	79.2		
<b>TRIP800</b>					
0.02 m/s	58.8	54.1	50.7	48.6	49.0
6 m/s	57.3	59.9	58.0	57.2	56.7
10 m/s	59.1	61.2	61.2	60.2	60.7
13 m/s	60.1	63.3	62.9	63.0	62.5
16 m/s	62.4	65.5	64.7	65.2	64.4

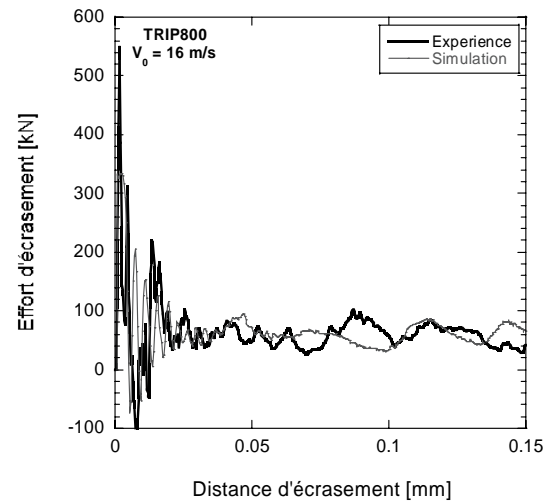
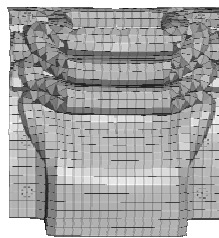
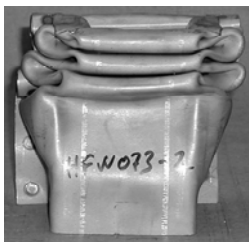




a)



b)



c)

**Figure IV.5.** Evolution de l'effort d'écrasement : comparaison entre l'expérience et la simulation numérique pour des structures crash-box écrasée à  $V_0 = 16$  m/s a) BH260 b) DP600 c) TRIP800

### IV.2.2. Influence du critère de plasticité

Le seuil de plasticité unidimensionnel définit le domaine d'élasticité dans l'espace de la contrainte à une dimension. Le critère de plasticité, qui généralise cette notion au cas tridimensionnel, définit le domaine dans l'espace des contraintes à 3 ou 6 dimensions, à l'intérieur duquel toute variation de contrainte n'engendre que des variations de déformation élastique. La modélisation de ce domaine et de son évolution a fait l'objet de nombreuses propositions. L'isotropie ou l'anisotropie du critère de limite d'élasticité s'applique à un état figé (sans modification de l'écroutissage), alors que l'écroutissage implique l'idée de transformation.

Dans cette partie, l'effort moyen d'écrasement calculé en considérant le critère de Von-Mises est comparé à celui calculé avec le critère de Hill 48 [Hil48]. Dans chaque simulation, le comportement viscoplastique des aciers est défini par une implémentation directe des différentes courbes expérimentales *contrainte-déformation* à différentes vitesses de déformation.

La formulation du critère de Hill 48 tient compte de l'anisotropie du matériau à travers les coefficients  $F$ ,  $G$ ,  $H$  et  $N$ . Ce critère s'écrit dans le cas des éléments coques ( $\sigma_{33} = 0$ ) de la façon suivante,

$$\sigma_{\acute{e}q} = \sqrt{\frac{\sigma_{11}^2(G+H) + \sigma_{22}^2(F+H) - 2H(\sigma_{11}\sigma_{22}) + 2N\sigma_{12}^2}{G+H}} \quad (\text{IV-22})$$

Les coefficients  $F$ ,  $G$ ,  $H$  et  $N$  dépendent directement des coefficients de Lankford à travers les relations,

$$\begin{aligned} F &= \frac{r_0}{r_{90}(1+r_0)} & \therefore & \quad G = \frac{1}{(1+r_0)} \\ H &= \frac{r_0}{(1+r_0)} & \therefore & \quad N = \frac{(2r_{45}+1)(r_0+r_{90})}{2r_{90}(1+r_0)} \end{aligned} \quad (\text{IV-23})$$

Le critère de Von-Mises est un cas particulier du critère de Hill 48 qui considère le matériau isotrope ( $r_0 = r_{45} = r_{90} = 1$ ).

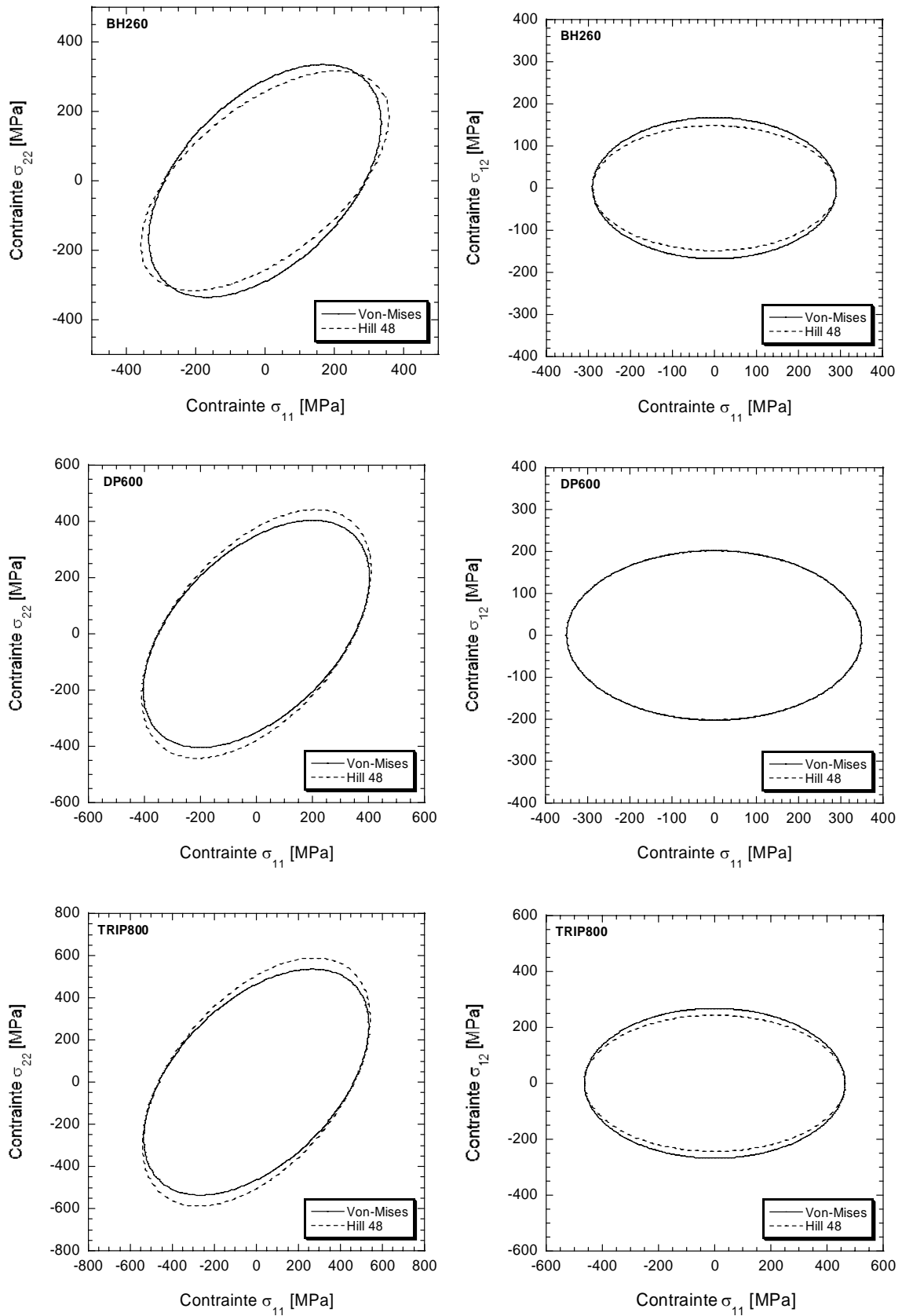


Figure IV.6. Forme des critères de plasticité obtenus avec le critère isotrope de Von-Mises et le critère anisotrope de Hill 48 dans le plan des contraintes  $(\sigma_{11} - \sigma_{22})$  et  $(\sigma_{11} - \sigma_{12})$  pour les trois aciers étudiés

Les résultats numériques sont confrontés aux résultats expérimentaux dans le Tableau IV.3. Globalement, de meilleurs résultats sont obtenus en utilisant le critère de Von-Mises. Le critère de Von-Mises (resp. Hill 48) permet d'approcher les résultats expérimentaux avec une précision moyenne de 4% (resp. 8%). Une différence de 8% (resp. 11%) est observée dans le cas le plus défavorable.

Par rapport à un critère isotrope, un critère anisotrope permet généralement de décrire plus précisément le comportement expérimental. Les aspects suivants peuvent contribuer à l'effet inverse observé ici ;

- Les coefficients  $r_0$ ,  $r_{45}$  et  $r_{90}$  ont été déterminés en chargement quasi-statique. Sont-ils pertinents lors d'un chargement dynamique ?
- Les changements de chemin de déformation (effets Bauschinger) ne sont pas pris en compte par les modèles.
- Influence de la taille du maillage et de la formulation des éléments.

**Tableau IV.3.** Prédications de l'effort moyen pour différentes vitesses d'écrasement : influence du critère de plasticité

	Effort moyen d'écrasement [kN]		
	Expérience	Simulation	
		Von-Mises	Hill 48
<b>BH260</b>			
0.02 m/s	49.8	53.7	51.9
8 m/s	69.7	59.8	57.0
16 m/s	66.7	64.1	61.1
<b>DP600</b>			
0.02 m/s	62.3	65.3	67.6
8 m/s	71.4	72.2	76.5
16 m/s	77.7	78.1	83.2
<b>TRIP800</b>			
0.02 m/s	58.8	54.1	55.5
6 m/s	57.3	59.9	60.6
10 m/s	59.1	61.2	64.2
13 m/s	60.1	63.3	67.0
16 m/s	62.4	65.5	68.0

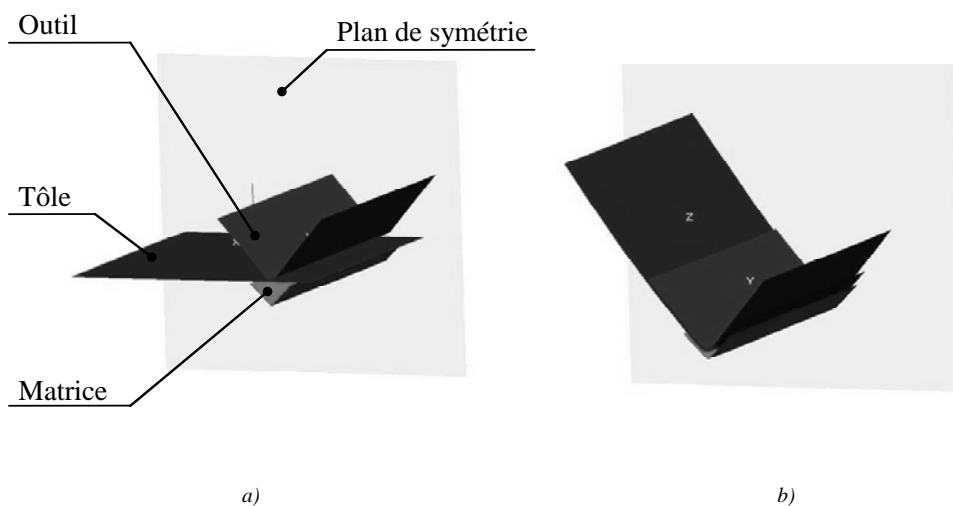
### IV.3. SIMULATION DE LA PRE-DEFORMATION ET DE LA MISE EN FORME

#### IV.3.1. Mise en données

Des éléments coques de dimensions  $2 \times 2 \text{mm}^2$  avec cinq points d'intégration dans l'épaisseur et une formulation sous-intégrée de type Belytschko-Tsay sont utilisés lors de la simulation de la pré-déformation et de la mise en forme. Comme la pré-déformation en traction est symétrique par rapport au centre de l'échantillon, seul un quart de l'échantillon est simulé par éléments finis (dimensions initiales :  $175 \times 120 \text{mm}^2$ ). Les deux plans de symétrie assurent le respect des conditions aux limites expérimentales.

Le retour élastique est simulé par une méthode de résolution implicite (une méthode explicite prendrait plus de temps CPU pour atteindre la solution). Une fois la traction et le retour élastique réalisés, la tôle est découpée aux dimensions désirées ( $150 \times 120 \text{mm}^2$ ). Lors de la découpe, un remaillage est effectué afin de conserver le contour désiré et une réactualisation automatique des contraintes est réalisée.

La mise en forme est simulée par une technique identique à celle utilisée expérimentalement : un outil male en forme de V emboutit la tôle dans une matrice femelle. D'un point de vue numérique, l'outil et la matrice sont des éléments rigides. Lorsque l'angle entre les normales de deux éléments voisins dépasse  $10^\circ$ , un remaillage automatique est effectué. Chaque élément concerné est discrétisé en quatre nouveaux éléments.



**Figure IV.7.** Simulation du pliage de la tôle a) Avant pliage b) Après pliage

### IV.3.2. Résultats

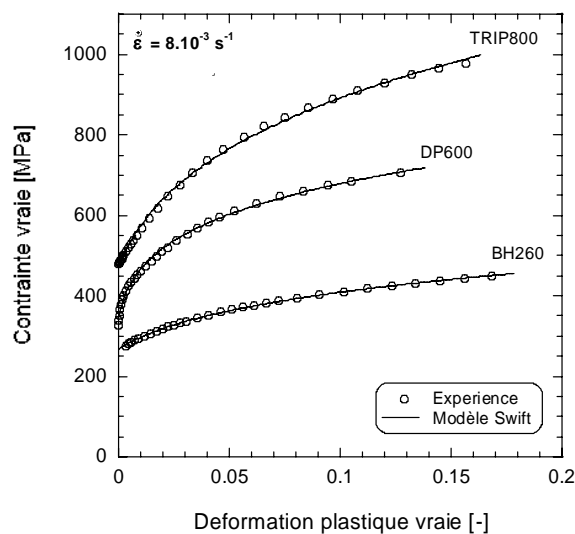
Comme la pré-déformation et la mise en forme s'effectuent en chargement quasi-statique ( $\dot{\varepsilon} \approx 7.10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ), le modèle de Swift [Swi52] est utilisé pour décrire le comportement plastique des matériaux,

$$\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n \quad (\text{IV-24})$$

Les valeurs des paramètres  $K$ ,  $\varepsilon_0$  et  $n$  sont renseignées pour chaque acier dans le Tableau IV.4. Les correspondances entre les prédictions du modèle et les courbes *contrainte-déformation* expérimentales en traction uni-axiale suivant le Sens Travers (ST) sont illustrées Figure IV.8.

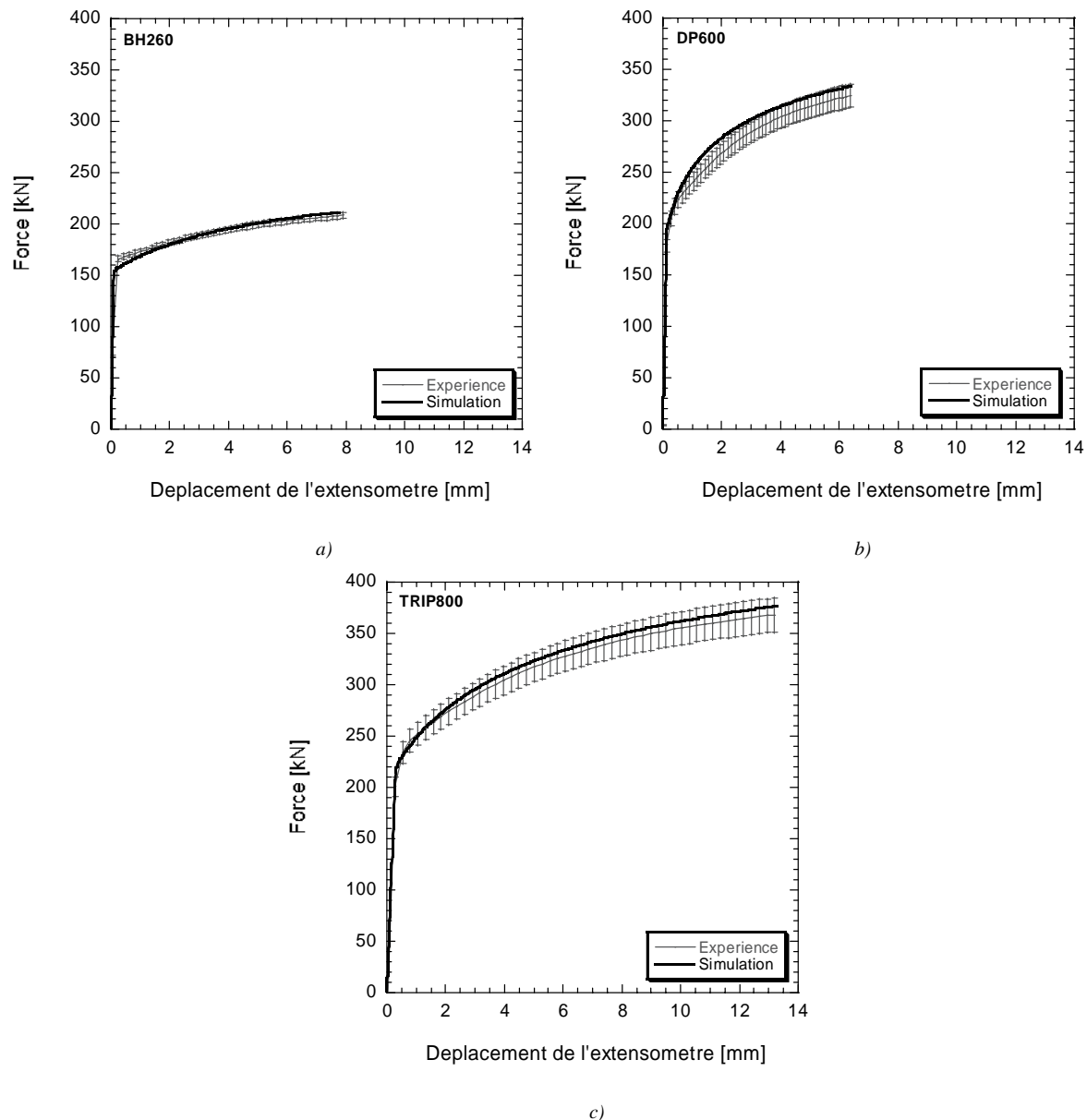
**Tableau IV.4.** Paramètres de Swift des trois aciers étudiés suivant le Sens Travers (ST)

	TRIP800	DP600	BH260
$K$	1539.2	1019	642
$\varepsilon_0$	0.0079	0.0024	0.0147
$n$	0.245	0.178	0.208



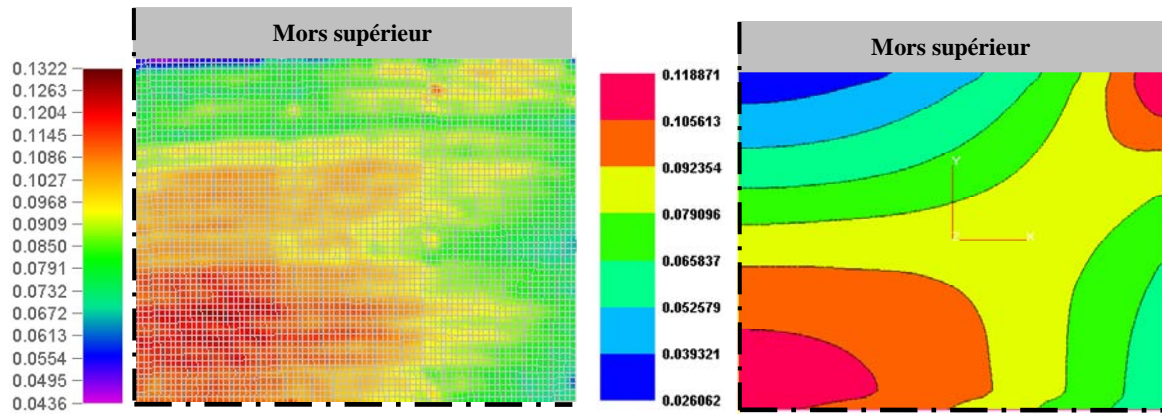
**Figure IV.8.** Comparaison entre les prédictions du modèle de Swift et les données expérimentales suivant le Sens Travers (ST) en chargement quasi-statique ( $\dot{\varepsilon} = 8.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ )

L'évolution de l'effort de pré-déformation des tôles est présentée Figure IV.9 en fonction du déplacement de l'extensomètre. Il apparaît que la simulation numérique permet de décrire précisément l'évolution de l'effort de pré-déformation pour chaque acier.



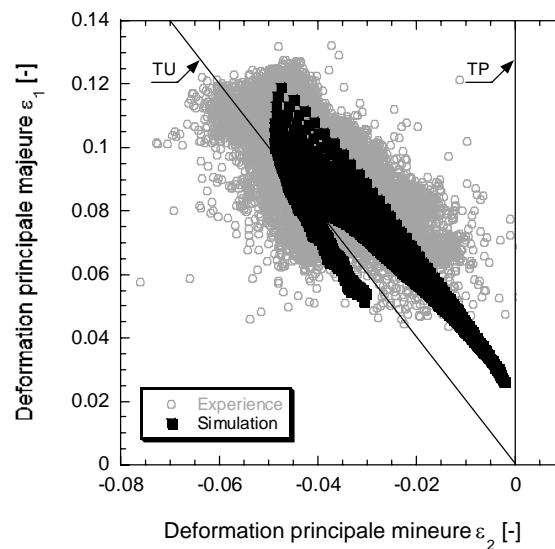
**Figure IV.9.** Evolution de l'effort de pré-déformation en fonction du déplacement de l'extensomètre - comparaison entre les prédictions numériques et les résultats expérimentaux a) BH260 b) DP600 c) TRIP800

Les répartitions des mesures expérimentales sont confrontées aux résultats numériques. Sur la Figure IV.10, seul un quart des échantillons est représenté (les traits interrompus courts représentent les plans de symétrie). Les résultats numériques font apparaître deux zones de concentration des déformations : (i) au centre de l'échantillon et (ii) dans les zones proches du bord et à proximité des mors. Ces deux zones de localisations sont le résultat d'effets géométriques. Expérimentalement, seule la localisation aux centres des échantillons existe. En effet, la seconde zone de localisation n'apparaît pas car la force appliquée lors de la déformation des tôles est telle qu'il est impossible d'éviter un léger glissement de la tôle dans les mors.



**Figure IV.10.** Répartition des déformations principales majeures locales sur une tôle de TRIP800 pré-déformée à 0.10 : comparaison les simulations numériques et les résultats expérimentaux (seul un quart de l'échantillon est représenté – les traits interrompus courts représentent les plans de symétrie)

La représentation des déformations principales majeures  $\varepsilon_1$  dans chaque élément en fonction des déformations principales mineures  $\varepsilon_2$  permet de visualiser le type de trajet de déformation réalisé. La sollicitation appliquée correspond à un chemin de déformation compris entre la traction uni-axiale (où  $\varepsilon_2 = -0.5 \varepsilon_1$ ) et la traction plane (où  $\varepsilon_2 = 0$ ), voir Figure IV.11. A noter que les déformations expérimentales calculées grâce au logiciel ASAME ont une précision de 2% en valeur absolue.



**Figure IV.11.** Répartition des déformations principales majeures  $\varepsilon_1$  en fonction des déformations principales mineures  $\varepsilon_2$  dans chaque élément pour l'acier TRIP800 pré-déformé à 0.10 (TU : trajet de type traction uni-axiale, TP : trajet de type Traction Plane)



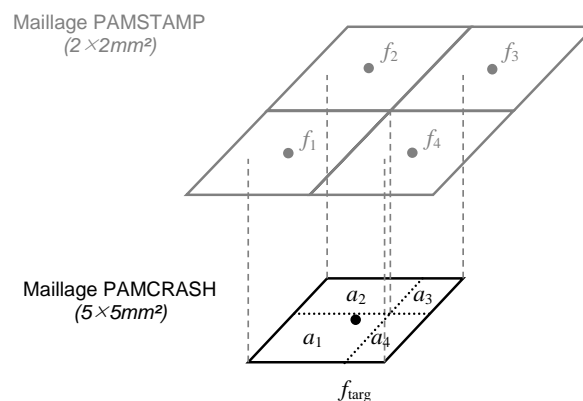
## IV.4. SIMULATION DU CRASH DU MATERIAU PRE-DEFORME

### IV.4.1. Importation des variables de la mise en forme

A l'issue de la pré-déformation et de la mise en forme des structures crash-box sous PAMSTAMP, les propriétés de chaque élément sont stockées dans un fichier passerelle ASCII. Ce fichier contient le tenseur des contraintes, la déformation plastique équivalente et l'épaisseur de chaque élément à tous les points de Gauss. Avant de débiter le calcul du crash du matériau pré-déformé, le code de calcul PAMCRASH effectue la relecture du fichier passerelle grâce au mot clé « IMPORT » et attribue les variables stockées à chaque élément du maillage de crash. Comme le maillage à la fin de la mise en forme est différent de celui utilisé lors du crash, un algorithme basé sur la loi des mélanges est utilisé pour le transfert des champs. Les valeurs des propriétés affectées aux éléments du maillage de crash  $f_{cible}$  sont obtenues par la relation,

$$f_{cible} = \frac{\sum a_i f_i}{\sum a_i} \quad (\text{IV-25})$$

où  $f_i$  représentent les valeurs des propriétés des éléments du maillage de référence et  $a_i$  les aires des éléments du maillage de référence projetés dans le maillage cible (voir Figure IV.12).



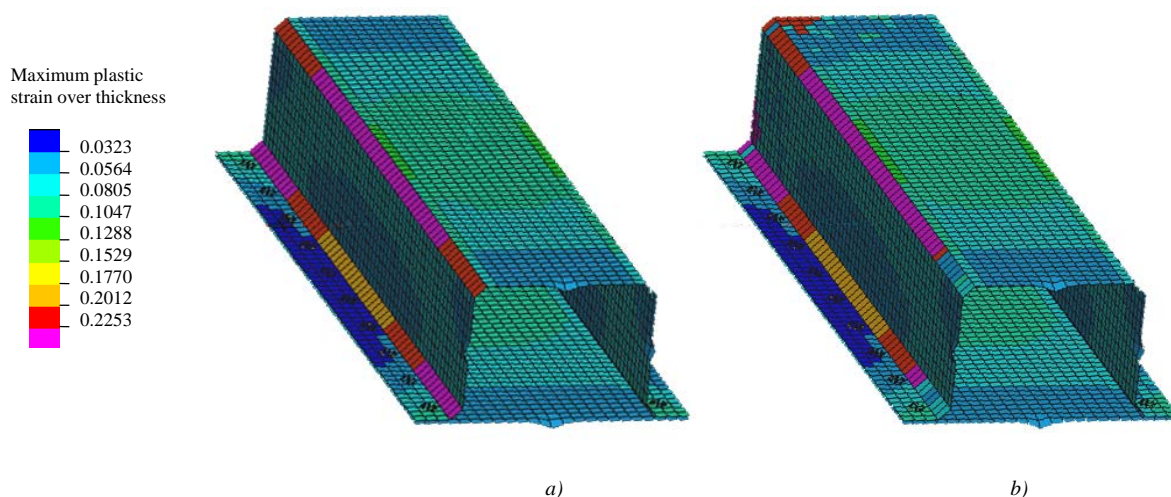
**Figure IV.12.** Méthode de transfert des variables entre le maillage de PAMSTAMP et celui de PAMCRASH

#### ✓ Cas de l'utilisation d'une sub-routine utilisateur

Si le calcul de crash est réalisé avec une loi utilisateur, le code de calcul ne gère plus la lecture du fichier passerelle. Les mises à jour des contraintes résiduelles, déformations plastiques équivalentes et variables internes éventuelles de chaque élément doivent être programmées dans la sub-routine utilisateur au premier passage ( $t_{calcul} = 0$ ).

Dans le cas de l'implémentation du modèle 2, la variable interne  $\delta$  peut être mise à jour par méthode inverse à partir de la déformation plastique équivalente en considérant que la pré-déformation est réalisée en chargement quasi-statique à vitesse de déformation constante ( $\dot{\varepsilon} = 8.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ). Cette méthode nécessite cependant que le maillage issu de la mise en forme soit identique à celui utilisé lors du crash. Comme cela n'est pas le cas dans cette étude, un calcul préliminaire est réalisé sous PAMCRASH sans utiliser de sub-routine utilisateur avec un temps de calcul nul. En couplant les mots clés « IMPORT » et « EXPORT », ce calcul permet de générer un nouveau fichier passerelle ASCII avec un maillage correspondant au calcul du crash. La mise à jour de l'épaisseur des différents éléments est renseignée directement dans le fichier source du calcul au niveau de la description des éléments. Après avoir renseigné les attributs caractéristiques de chaque élément (le numéro de l'élément, noeuds associés, etc.), l'épaisseur est indiquée de façon indépendante pour chaque élément.

La sub-routine utilisateur gère le calcul des contraintes et variables internes éventuelles par bloc d'éléments. Le numéro de l'élément dans un bloc est différent du numéro de l'élément dans le fichier source. L'attribution des propriétés des éléments est programmée en faisant l'hypothèse que les éléments sont traités dans l'ordre dans lequel ils sont définis dans le fichier passerelle<sup>6</sup>. En faisant cette hypothèse, les propriétés des éléments sont mal attribuées car la lecture du fichier passerelle se fait par moment de façon aléatoire (voir Figure IV.13). A l'heure actuelle, aucune solution n'existe pour résoudre ce problème.



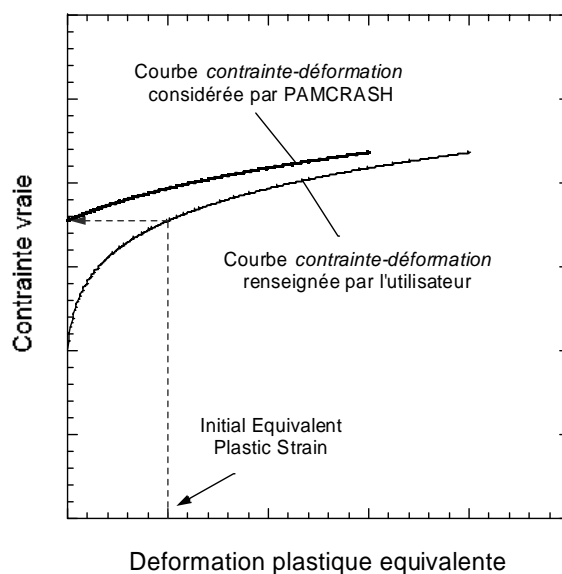
**Figure IV.13.** Déformation plastique maximale à travers l'épaisseur a) Importation gérée par PAMCRASH (référence) b) Importation programmée dans la sub-routine utilisateur

<sup>6</sup> Dans le fichier passerelle ASCII, l'ordre des éléments est identique à celui défini dans le fichier source de calcul.

Afin de quantifier l'influence de la prise en compte de l'histoire de la vitesse de déformation, des simulations sont réalisées en considérant des structures déformées de façon homogène (iso épaisseur, iso déformation plastique équivalente et sans contraintes résiduelles).

#### IV.4.2. Influence de la loi de comportement

Dans PAMCRASH, il existe une option intitulée *Initial Equivalent Plastic Strain* (IEPS) qui permet d'éliminer le début des courbes *contrainte-déformation* jusqu'à un niveau de pré-déformation renseigné par l'utilisateur. Le principe est illustré Figure IV.14.



**Figure IV.14.** Illustration schématique de la fonction IEPS (*Initial Equivalent Plastic Strain*)

Les résultats de crash obtenus en utilisant cette option (couplée à une implémentation directe des courbes *contrainte-déformation* expérimentales) sont comparés aux résultats obtenus avec le modèle 2. Les épaisseurs des matériaux pré-déformés sont calculées en considérant une pré-déformation en traction uniaxiale. Dans le cas du modèle 2, la valeur initiale du paramètre interne  $\delta$  est calculée à partir de l'Eq.(IV-6) en considérant une vitesse de déformation constante de  $\dot{\varepsilon} = 8.10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Le Tableau IV.5 récapitule les épaisseurs  $e$  et les valeurs initiales du paramètre interne  $\delta$  des trois aciers en fonction de leur niveau de pré-déformation.

**Tableau IV.5.** Épaisseurs  $e$  et les valeurs initiales du paramètre interne  $\delta$  des trois aciers en fonction de leur niveau de pré-déformation

	Matériau de base		Matériau pré-déformé			
	$\delta_{\text{init}} [-]$	$e$ [mm]	$\varepsilon_1^p$		$\varepsilon_2^p$	
			$\delta_{\text{init}} [-]$	$e$ [mm]	$\delta_{\text{init}} [-]$	$e$ [mm]
BH260	1	1.643	0.789	1.602	0.693	1.561
DP600	1	1.585	0.115	1.553	0.079	1.522
TRIP800	1	1.335	0.192	1.302	0.130	1.268

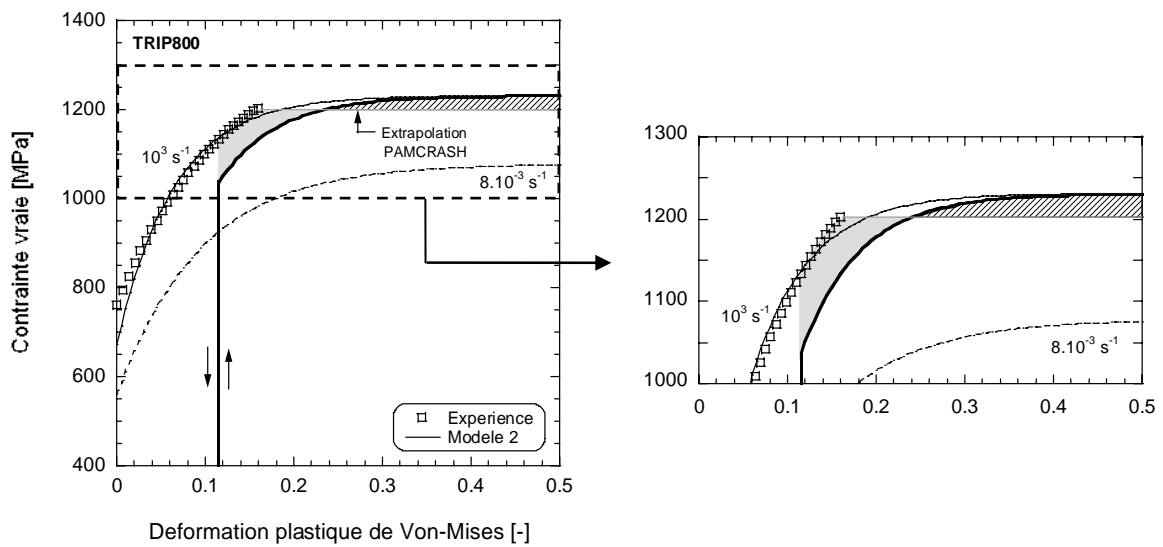
Comme présenté Section II.4.2, l'effet de l'histoire de la vitesse de déformation dans les aciers BH260 et DP600 est typique des métaux à structure CC : un chargement dynamique après une pré-déformation quasi-statique mène à une augmentation de la contrainte d'écoulement par rapport à la courbe dynamique obtenue sans pré-déformation. Si cet effet est pris en compte dans les simulations numériques (via l'utilisation du modèle 2), une augmentation de l'effort moyen d'écrasement d'environ 2% est observée, voir Tableau IV.6.

A l'inverse, l'effet de l'histoire de la vitesse de déformation dans l'acier TRIP800 est typique des métaux à structure CFC : un chargement dynamique après une pré-déformation quasi-statique mène à une diminution de la contrainte d'écoulement par rapport à la courbe dynamique obtenue sans pré-déformation. Là encore, une augmentation de l'effort moyen d'écrasement est observée lorsque l'effet de l'histoire de la vitesse de déformation est pris en compte. Ce comportement inattendu trouve deux origines :

- Lorsque le comportement du matériau est renseigné par implémentation directe des courbes *contrainte-déformation* expérimentales, la vitesse de déformation est saturée à  $\dot{\varepsilon}_{\text{max}}$  (où  $\dot{\varepsilon}_{\text{max}}$  représente la vitesse de déformation maximale renseignée par l'utilisateur). Dans la sub-routine utilisateur, aucune saturation n'est programmée.
- En décrivant le comportement du matériau directement à partir des courbes *contrainte-déformation* expérimentales, le code de calcul sature la contrainte à sa valeur maximale lorsque le niveau de déformation dépasse le niveau maximum renseigné par l'utilisateur. Le modèle 2 prédit une contrainte de saturation supérieure à celle déterminée expérimentalement sous chargement dynamique sans pré-déformation. Le gain d'énergie de déformation (voir la zone hachurée sur la Figure IV.15) est alors supérieur à l'énergie « perdue » (voir la zone grise Figure IV.15) suite au saut de vitesse de déformation.

**Tableau IV.6.** Influence de la loi de comportement sur l'effort moyen d'écrasement d'une structure crash-box pré-déformée. IEPS : Initial Equivalent Plastic Strain

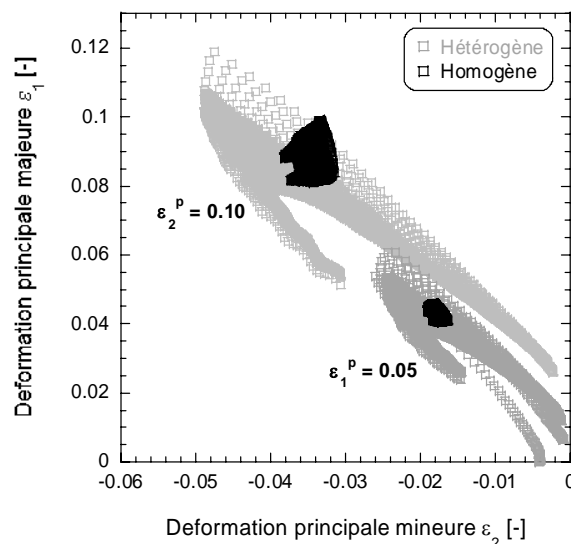
	Effort moyen d'écrasement [kN] à $V_0 = 16$ m/s	
	Fonction IEPS	Modèle 2
<b>BH260</b>		
$\varepsilon_1^p = 0.05$	64.56	64.97
$\varepsilon_2^p = 0.10$	63.73	65.04
<b>DP600</b>		
$\varepsilon_1^p = 0.04$	81.24	83.28
$\varepsilon_2^p = 0.08$	81.96	83.63
<b>TRIP800</b>		
$\varepsilon_1^p = 0.05$	71.52	74.33
$\varepsilon_2^p = 0.10$	72.48	74.86



**Figure IV.15.** Prédiction de l'effet de l'histoire de la vitesse de déformation dans l'acier TRIP800 en utilisant le modèle 2.

### IV.4.3. Influence de l'hétérogénéité des déformations

Une étude numérique est menée à partir du comportement de l'acier TRIP800 afin de quantifier l'influence de l'hétérogénéité des déformations au sein des structures crash-box. Pour cela, les pré-déformations sont réalisées sur des tôles de dimensions dix fois supérieures aux dimensions réelles ( $3500 \times 2400 \text{mm}^2$ ). Cet artifice numérique permet d'obtenir un niveau de déformation homogène dans la crash-box après la mise en forme. Notons « hétérogène » (resp. « homogène ») la structure crash-box réalisée à partir d'une tôle de dimensions  $350 \times 240 \text{mm}^2$  (resp.  $3500 \times 2400 \text{mm}^2$ ). La figure IV.16 illustre la comparaison entre les déformations locales des structures « hétérogène » et « homogène » pour deux consignes de pré-déformations macroscopiques (0.05 et 0.10).



**Figure IV.16.** Répartition des déformations principales majeures  $\varepsilon_1$  en fonction des déformations principales mineures  $\varepsilon_2$  dans chaque élément pour l'acier TRIP800 pré-déformé à 0.05 et 0.10

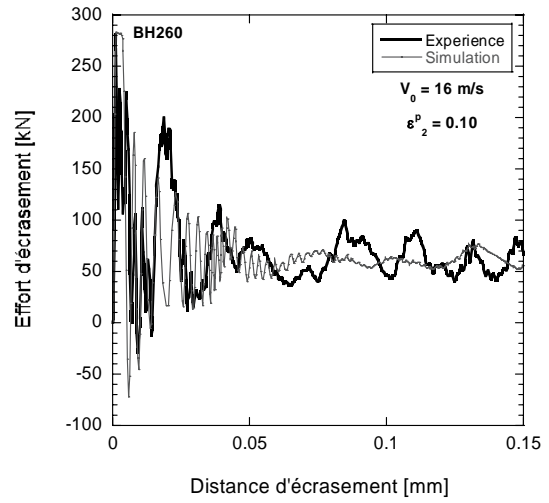
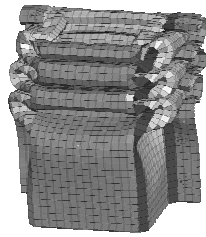
Toutes les variables issues de la mise en forme (tenseur des contraintes, la déformation plastique équivalente et épaisseurs locales) sont exportées vers PAMCRASH où les structures sont impactées par un chariot de 350 kg avec une vitesse initiale de 16m/s. La différence d'énergie absorbée entre les structures « hétérogène » et « homogène » pré-déformées à 0.05 est inférieure à 1%. Comme le niveau d'hétérogénéité dans les tôles augmente avec la pré-déformation, la différence d'énergie absorbée entre les structures « hétérogène » et « homogène » augmente également. Ainsi, la structure « hétérogène » possède un effort moyen d'écrasement supérieur d'environ 4% à la structure « homogène » lorsque le niveau de pré-déformation macroscopique est de 0.10.

#### IV.4.4. Résultats

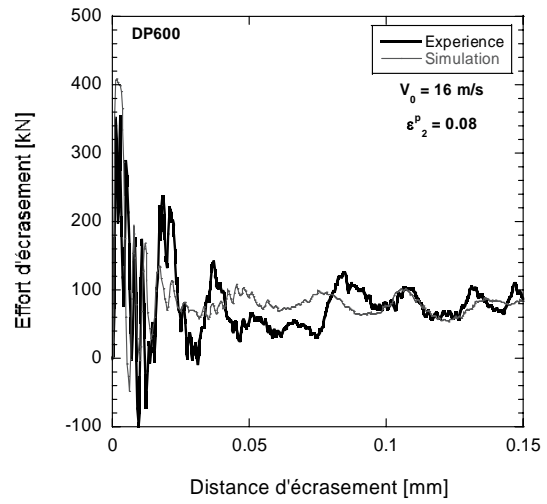
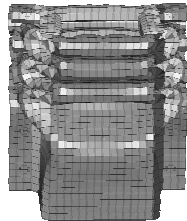
Afin de tenir compte de l'ensemble des paramètres calculés lors de la mise en forme (tenseur des contraintes, déformation plastique équivalente et épaisseur de chaque élément), les calculs de crash des structures pré-déformées sont simulés à partir des courbes *contrainte-déformation* expérimentales des matériaux de base. Par conséquent, l'effet de l'histoire de la vitesse de déformation sur la contrainte d'écoulement est négligé. Le code de calcul gère l'évolution de la contrainte d'écoulement à partir de l'option *Initial Equivalent Plastic Strain* (IEPS). Le critère de Von-Mises est utilisé dans toutes les simulations. Les simulations numériques permettent d'approcher l'effort moyen d'écrasement expérimental avec une erreur moyenne de 3.7% (voir Tableau IV.7). Les évolutions des efforts d'écrasement de chaque acier en fonction de la distance d'écrasement ainsi que les états déformés sont présentés Figure IV.17.

**Tableau IV.7.** Efforts moyens d'écrasement des structures mises en forme à partir des matériaux pré-déformés - comparaison des simulations numériques avec les résultats expérimentaux

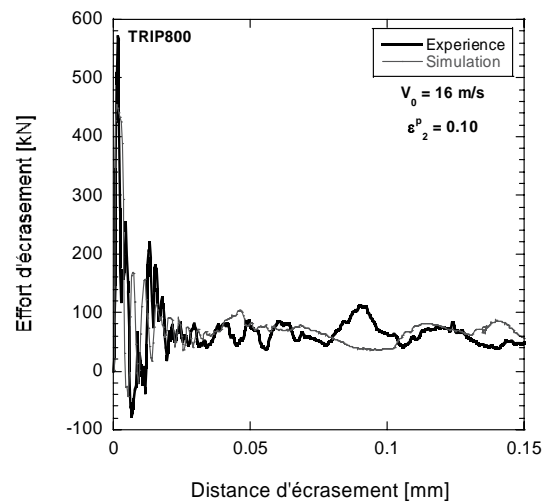
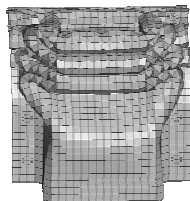
	Effort moyen d'écrasement [kN]			
	$\varepsilon_1^p$		$\varepsilon_2^p$	
	Expérience	Simulation	Expérience	Simulation
<b>BH260</b>				
8 m/s	61.42	59.76	60.79	59.38
16 m/s	69.53	64.55	69.10	64.91
<b>DP600</b>				
8 m/s	75.32	76.22	72.97	77.51
16 m/s	81.61	82.79	78.99	83.35
<b>TRIP800</b>				
16 m/s	69.08	71.30	69.73	70.50



a)



b)



c)

**Figure IV.17.** Evolution de l'effort d'écrasement : comparaison entre l'expérience et la simulation numérique pour des structures crash-box pré-déformées à  $\epsilon_2^p$  a) BH260 b) DP600 c) TRIP800



## IV.5. CONCLUSION

La méthode du retour radial est fréquemment utilisée pour intégrer une loi de comportement dans un code de calcul par éléments finis dans sa version commerciale. Cet algorithme, qui consiste à projeter un point de l'espace des contraintes sur la surface de plasticité selon la plus petite distance entre le point et le convexe, est détaillé au début de ce chapitre. Le modèle phénoménologique basé sur l'évolution d'une variable interne adimensionnelle (modèle 2) est implémenté en utilisant cette méthode, afin de pouvoir tenir compte de l'effet de l'histoire de la vitesse de déformation lors du calcul de crash. L'algorithme d'implémentation a été validé à partir d'essais rhéologiques (expansion equi-biaxée, traction et cisaillement combinés) sur un élément à différentes vitesses de déformation et en simulant l'écrasement d'une structure crash-box.

Les simulations de crash des structures mises en forme à partir des matériaux de base ont été réalisées en considérant différents critères de plasticité et différentes lois de comportement. Lorsque la taille de maille est de  $5 \times 5 \text{ mm}^2$ , le critère de Von-Mises permet d'obtenir de meilleures prédictions que le critère de Hill 48. Par ailleurs, une meilleure description du comportement viscoplastique des aciers ne mène pas systématiquement à une meilleure prédiction de l'effort moyen d'écrasement. Les résultats des simulations numériques, qui ne sont que très peu affectés par la loi de comportement, permettent d'approcher les données expérimentales avec une précision d'environ 3%.

Après avoir simulés la pré-déformation et la mise en forme des structures crash-box sous PAMSTAMP, les propriétés de chaque élément (contraintes résiduelles, déformation plastique équivalente, épaisseur finale) sont stockées dans un fichier passerelle ASCII. Le couplage emboutissage-crash est réalisé par une relecture de ce fichier durant la phase d'initialisation du calcul de crash. Lorsqu'une sub-routine utilisateur est utilisée, cette étude a révélé que le couplage ne peut pas être pris en compte car la réattribution des propriétés des éléments se fait de façon aléatoire.

Lorsque le comportement des matériaux est défini par une implémentation directe des courbes *contrainte-déformation* expérimentales à différentes vitesses de déformation, PAMCRASH gère lui-même la relecture du fichier passerelle. Bien que les effets de l'histoire de la vitesse de déformation ne soient pas pris en compte, une très bonne correspondance (erreur inférieure à 4%) est observée entre les simulations et les résultats expérimentaux.

---



# CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES

L'effet de la pré-déformation plastique sur la tenue au crash d'une structure crash-box a été analysé dans cette étude à partir du comportement de trois aciers couramment utilisés dans l'industrie automobile (BH260, DP600, TRIP800).

Une approche expérimentale a permis de déterminer l'effet d'un pré-chargement quasi-statique sur la réponse en rechargement dynamique à partir d'un test interrompu où l'échantillon est complètement déchargé avant de le recharger à haute vitesse de déformation. Cette étude a révélé que l'évolution de la microstructure de la ferrite, qui dépend de la déformation plastique et des variables externes (vitesse de déformation et température), gouverne l'évolution de la contrainte d'écoulement dans les matériaux à structure CC ainsi que dans les aciers DP. Dans le cas des aciers TRIP, l'effet de l'histoire de la vitesse de déformation dépend fortement de la fraction volumique initiale d'austénite.

La caractérisation au choc des structures a mis en évidence que le processus de pré-déformation améliore le comportement au crash des trois aciers étudiés malgré une réduction de l'épaisseur des structures. L'énergie absorbée par une structure pré-déformée est le résultat de la compétition entre l'écroutissement du matériau et la réduction de son épaisseur. Il a été montré que la capacité de consolidation d'une structure peut être reliée au coefficient d'écroutissement instantané. Par ailleurs, un modèle empirique a été proposé pour décrire la capacité d'absorption des structures lors d'un crash. La formulation obtenue, qui tient compte des effets de la pré-déformation et de la vitesse initiale d'impact, a révélé une très bonne correspondance avec les résultats expérimentaux.

Deux lois de comportement phénoménologiques ont été proposées dans cette étude pour décrire les effets d'écroutissement et de sensibilité à la vitesse de déformation des métaux. Dans chacun d'entre elles, les effets d'écroutissement sont décrits par un paramètre interne qui évolue avec la déformation plastique et la contrainte d'écoulement est définie comme la somme d'une contrainte interne et d'une contrainte effective.

Dans la première formulation (modèle 1), qui repose sur le formalisme du modèle MTS (*Mechanical Threshold Stress*), l'évolution du coefficient d'érouissage  $\theta$  est décrit à partir d'une équation différentielle. Cette approche constitue l'une des approches les plus flexibles pour traduire les effets d'érouissage. Des formulations relativement simples ont été proposées pour décrire l'évolution de  $\theta$  avec uniquement trois paramètres ajustables. Cette approche a permis de reproduire avec précision le comportement des aciers étudiés soumis à des chargements quasi-statiques et dynamiques.

Dans la seconde formulation (modèle 2), les effets de l'érouissage sont décrits par une variable interne adimensionnelle dont la loi d'évolution permet de très bien prendre en compte les effets d'histoire de vitesse de déformation. Une méthode de détermination systématique des paramètres matériaux a été proposée et utilisée pour caractériser la réponse de six aciers laminés à froid. Les prédictions du modèle montrent une bonne correspondance avec les données expérimentales pour une large gamme de vitesse de déformation.

Dans la dernière partie, une démarche numérique de couplage emboutissage-crash a été présentée où les variables calculées lors de la mise en forme (contraintes résiduelles, déformation plastique équivalente, épaisseur finale) sont prises en compte lors du calcul de crash. Les simulations de crash ont été réalisées à partir de préconisations trouvées dans la littérature (éléments avec une formulation de type Belytschko-Tsay, taille de maille de  $5 \times 5 \text{mm}^2$ , critère de Von-Mises...). Le modèle phénoménologique basé sur l'évolution d'une variable interne adimensionnelle a été implémenté dans le code de calcul PAMCRASH afin de tenir compte des effets de l'histoire de la vitesse de déformation lors du calcul de crash. Cette étude a révélé que le transfert des champs ne peut pas être géré par l'utilisateur lorsqu'une sub-routine utilisateur est utilisée sous PAMCRASH. De bons résultats sont néanmoins obtenus lorsque des lois de comportement moins élaborées sont utilisées. Bien que les effets de l'histoire de la vitesse de déformation ne soient pas pris en compte dans cette approche, une très bonne correspondance (erreur inférieure à 4%) est observée entre les simulations et les résultats expérimentaux.

Les perspectives à ce travail peuvent être les suivantes :

- Observations par TEM sur des échantillons d'acier TRIP sollicités à différents niveaux de pré-déformation en chargement dynamique. Ces micrographies permettraient de déterminer quel mécanisme précis mène à une combinaison des réponses typiques des matériaux à structures CC et CFC lors d'un saut de vitesse de déformation.
  - Validation des lois de comportement proposées (modèles 1 et 2) à partir de données expérimentales à différentes températures (ce travail est en cours de réalisation). Ces modèles pourraient alors être utilisés pour simuler des applications spécifiques comme l'impact et la perforation de tôle où les effets adiabatiques sont très importants, le crash avec différentes températures initiales ou la mise en forme à haute température.
  - Dans le modèle 2, la variable interne  $\delta$  traduit l'évolution de la microstructure avec la déformation plastique. Le modèle proposé prévoit un écrouissage isotrope. Afin de traduire les effets de l'écrouissage cinématique, la variable interne  $\delta$  pourrait avoir une contribution isotrope et cinématique.
  - Simulation numérique du crash de structures embouties avec prise en compte de l'écrouissage cinématique. Le group ESI (éditeur du code de calcul PAMCRASH) prévoit de développer d'ici fin 2007 une version spéciale où le transfert des variables issues de la mise en forme sera entièrement transparent pour l'utilisateur (l'utilisateur n'aura pas besoin de programmer cette lecture).
-



# REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [Abe73] Abel, A., 1973. The Bauschinger effect and stacking fault energy. *Philos. Mag.* 27 (3). pp. 585-594.
- [AEG83] Andrews, K.R.F., England, G.L., Ghani, E., 1983. Classification of the axial collapse of circular tubes under quasi-static loading. *Int. J. of Mech. Sci.* 25. pp. 687-696.
- [AJ97] Abramowicz, W., Jones, N., 1997. Transition from initial global bending to progressive buckling of tubes loaded statically and dynamically. *Int. J. of Impact Engng.* 19 (5-6). pp. 415-437.
- [Ale69] Alexander, J.M., 1969. An approximate analysis of the collapse of thin cylindrical shells under axial load. *Quartely Journal of Mechanics and Applied Mathematics* 13. pp. 10-15.
- [AM74] Albertini, C., Montagnani, M., 1974. Testing techniques based on the split Hopkinson bar. *Inst. Of Phy. Conf. Ser.* 21. pp. 22-32.
- [And05] Andersson, R., 2005. Deformation characteristics of stainless steels. Doctoral thesis - division of manufacturing systems engineering.
- [Ant03] Antoine P., 2003. Influence de la microstructure sur le coefficient d'écroutissage des aciers sans interstitiels stabilisés au titane. PhD thesis, Université des sciences et technologies de Lille.
- [Aut] [www.auto-innovations.com/site/fr/gchassis-ac.html](http://www.auto-innovations.com/site/fr/gchassis-ac.html)
- [Aut06] Automotive engineering international, February 2006. SAE International.
- [Awa05] Awade, A., 2005. Crash Automobile – Importance de la température et de l'anisotropie dans les essais dynamique. Document interne Renault.
- [BAOM05] Bouvier, S., Alves, J.L., Oliveira, M.C., Menezes, L.F., 2005. Modelling of anisotropic work-hardening behaviour of metallic materials subjected to strain-path changes. *Comp. Mat. Sci.* 32. pp. 301-305.
- [Bas97] Bastawros, A.F., 1997. Effect of joining technique on energy absorption during axial crush of steel columns with closed hat sections. Proceedings to IBEC international body engineering conference. Interior, Safety and Environment, Warren (MI), USA: Automotive Technology Group, Inc. pp. 98-104.
- [BCR55] Blewitt, T.H., Coltman, R.R., Redman, J.K., 1955. Dislocations and mechanical properties of crystals. New York: Wiley.
- [BHS80] Becker, J., Hornbogen, E., Stratmann, P., 1980. Dualphasen-Gefüge, *Z. Metallkunde.* pp. 27-31.
- [BK93] Byun, T.S., Kim, I.S., 1993. Tensile properties and inhomogeneous deformation of Ferrite-Martensite dual-phase steels. *Mater. Sci.* 28. pp. 2923-2932.
- [Ble05] Bleck, W. et al., 2005. Crash relevant properties and dynamic denting of pre-strained or pre-loaded high strength steels for automotive parts, Research Programme of the Research Fund for Coal and Steel – Final report.
- [BRD99] Bag, A., Ray, K.K., Dwarakadasa, E.S., 1999. Influence of martensite content and morphology on tensile and impact properties of high-martensite dual-phase steels. *Metall. Mater. Trans.* 30A. pp. 1193-1202.
- [Cam68] Cambell, J.D. 1968, Plastic instability in rate-dependent materials, *J. Mech. Phys. Sol.* 15. pp. 359-368.

- [CBB06] Couque, H., Boulanger, R., Bornet, F. 2006. A modified Johnson-Cook model for strain rates ranging from 10<sup>-3</sup> to 10<sup>5</sup> s<sup>-1</sup>. *J. Phys. IV France* 134. pp. 87-93.
- [CCHB05] Cornette, D., Cugy, P., Hildenbrand, A., Bouzekri, M., Lovato, G., 2005. Ultra high strength FeMn TWIP steels for automotive safety parts. Society of Automotive Engineers. Paper N° 2005-05M-70, SAE congress (Detroit).
- [CD00] Cheng, W., Deng, X., 2000. performance of sheet elements in modelling spot-welded joints. *Finite Elements Anal. Des.* 35. pp. 41-57.
- [CF70] Campbell, J.D., Ferguson, W.G., 1970. Temperature and strain-rate dependence of the shear strength of mild steel. *Phil. Mag.* 21 (169). pp. 63-82.
- [CG02] Cornette, D., Galtier, A., 2002. Influence of the forming process on crash and fatigue performance of high strength steels for automotive components. SAE2002, paper 2002-02M-57.
- [Che05] Cheriguene, R., 2005. Mise en évidence des instabilités plastiques par une approche mécanique et thermographique : Application à un acier Fe-Mn-C. Master report, direction A. Rusinek, A. Molinari and S. Allain, University Paul Verlaine (Metz) - Arcelor.
- [Che95] Chevalier, A., 1995. Guide du dessinateur industriel, Hachette Technique.
- [CHHL01] Cornette, D., Hourman, T., Hudin, O., Laurent, J.P., Reynaert, A., 2001. High strength steels for automotive safety parts. SAE2001, paper 2001-01-0078.
- [Con64] Conrad, H., 1964. Thermally activated deformation of metals. *J. of Metals* 16. pp. 582-588.
- [CK91] Canova, G.R., Kubin, L.P., 1991. Continuum models and discrete systems. In: Maugin GA editor. Longman Scientific and Technical. p. 93.
- [CS52] Cowper, G. R., Symonds, P. S., 1952. Strain hardening and strain rate effects in the impact loading of cantilever beams. Brown Univ., Div. of Applied Mech. Report No. 28.
- [DS81] Dorneval, R., Stelly, M., 1981. Ed. T.Z. Blazynski Leeds, Proc. 7th Int. Conf. High energy rate and fabrication 10.
- [DuB01] Du Bois, P.A., 2001. Crashworthiness with LS-DYNA, course notes.
- [EC76] Eleiche, A.M., Campbell, J.D., 1976. The influence of strain-rate history and temperature on the shear strength of copper, titanium and mild-steel. Technical Report AFML-TR-76-90, Air Force Materials Laboratory, Dayton, Ohio.
- [EKDN00] El-Danaf, E., Kalidindi, S.R., Doherty, R.D., Necker, C., 2000. Deformation texture transition in brass: critical role of micro-scale shear bands. *Acta. Mater.* 48. pp. 2665-2673.
- [EM84] Estrin, Y., Mecking, H., 1984. A unified phenomenological description of work-hardening and creep based on one-parameter models. *Acta Mater.* 32. pp. 57-70.
- [EMM97] Estrin, Y., Molinari, A., Mercier, S., 1997. The role of rate effects and of the thermo-mechanical coupling in shear localization. *J. Mater. Technol.* 119. pp. 322-331.
- [ETMB98] Estrin, Y., Tóth, L.S., Molinari, A., Bréchet, Y., 1998. A dislocation-based model for all hardening stages in large strain deformation. *Acta. Mater.* 46 (15). pp. 5509-5522.
- [Eve05] Even, D., 2005. Note interne ARCELOR H-05001.
- [FD72] Frantz, R.A., Duffy, J., 1972. The dynamic stress-strain behavior in torsion of 1100-O aluminum subjected to a sharp increase in strain rate. *J. Appl. Mech.* 39. pp. 939-945.



- 
- [FK88] Follansbee, P.S., Kocks, U.F., 1988. A constitutive description of the deformation of copper based on the used of the mechanical threshold stress as an internal state variable. *Acta metal.* 36 (1). pp. 81-93.
- [Frie79] Fried, I., 1979. Numerical solution of differential équations. Academic Press, New-York.
- [GBCG00] Goto, D.M., Bingert, J.F., Chen, S.R., GRAY III, G.T., Garrett, R.K., 2000. The Mechanical Threshold Stress constitutive-strength model description of HY-100 steel. *Metall. and Mat. Trans.* 31A. pp. 1985-1996.
- [Gil68] Gilman, J.J., 1968. Dislocation dynamics and response of materials to impact. *Appl. Mech. Reviews* 21. pp. 767-783.
- [GMSS93] McGregor, I.J., Meadows, D.J., Scott, C.E., Seeds, A.D., 1993. Impact performance of aluminium structures. In: Jones N, Wierzbicki T, editors. *Structural crashworthiness and failure*. Amsterdam : Elsevier Science Publishers Ltd. pp. 385-421.
- [GN94] Gary, G., Nowacki, W.K., 1994. Essai de cisaillement plan appliqué à des tôles minces. *Proc. Int. Conf. EURODYMAT 94. J. de Physique III 4 (Suppl.)*. pp. 65-70.
- [GZ00] Gary, G., Zhao, H., 2000. Etude expérimentale du comportement dynamique des matériaux. *Méc. Ind.* 1. pp. 15-26.
- [Hil48] Hill, R., 1948. A Theory of the Yielding and Plastic Flow of Anisotropic Metals. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Math. and Phys. Sci.* 193 (1033). pp. 281-297
- [Hil79] Hildenwall, B., 1979. Prediction of the residual stresses created during quenching, Ph. D. Thesis, Linköping University.
- [HKKS03] Huh, H., Kim, K.P., Kim, S.H., Song, J.H., Kim, H.S., Hong, S.K., 2003. Crashworthiness assessment of front side members in an auto-body considering the fabrication histories. *Int. J. of Mech. Sci.* 45. pp. 1645-1660.
- [HRT92] Hu, Z., Rauch, E.F., Teodosiu, C., 1992. Work-hardening behavior of mild steel under stress reversal at large strains. *Int. J. Plas.* 8. pp. 839-856.
- [HYK75] Hasegawa, T., Yakou, T., 1975. Deformation behaviour and dislocation structures upon stress reversal in polycrystalline aluminium. *Mater. Sci. Eng.* 20. pp. 267-276.
- [Ind05] Industries et technologies, n°870, septembre 2005, Michel Le Toullec.
- [JC83] Johnson, G.R., Cook, W.H., 1983. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperature. In: *Proceedings of the Seventh Int. Symp. on Ballistic*, La Hague, Netherlands. pp. 541-547.
- [JHAN06] Johnson, G.R., Holmquist, T.J., Anderson Jr., C.E., Nicholls, A.E., 2006. Strain-rate effects for high-strain-rate computations. *J. Phys. IV France* 134. pp. 391-396.
- [Jon89] Jones, N., 1989. *Structural impact*. Cambridge University Press, Cambridge.
- [Jon97] Jones, N., 1997. *Structural impact*, Paperback ed. New-York, USA : Cambridge University Press.
- [KA04] Karagiozova, D., Alves, M., 2004. Transition from progressive buckling to global bending of circular shells under axial impact – Part I: Experimental and numerical observations. *Int. J. of Sol. and Struc.* 41 (5-6). pp. 1565-1580.
- [KAA75] Kocks, U.F., Argon, A.S., Ashby, M.F., 1975. Thermodynamics and kinematics of slip. *Prog. in Mat. Sci.* 19. p. 230.
-

- 
- [KAJ00] Karagiozova, D., Alves, M., Jones, N., 2000. Inertia effects in axisymmetrically deformed cylindrical shells under axial impact. *Int. J. of Impact Engng.* 24. pp. 1083-1115.
- [KD82] Klepaczko, J.R., Duffy, J., 1982. History effects in polycrystalline BCC metals and steel subjected to rapid changes in strain rate and temperature. *Arch. Mech.* 34, Warszawa. pp. 419-436.
- [KFD77] Klepaczko, J.R., Frantz, R.A., Duffy, J., 1977. History effects in polycrystalline FCC metals subjected to rapid changes in strain rate and temperature, *Rozprawy inzynierskie, Engng. Trans.* 25 (1). pp. 3-22.
- [KHTS85] Kawata, K., Hashimoto, S., Takeda, N., Sekino, S., 1985. On high-velocity brittleness and ductility of dual-phase steel and some hybrid fiber reinforced plastics, *Recent advances in composites in the United States and Japan, ASTM STP 864*, J.R. Vinson and M. Taya, Eds., Am. Soc. For Testing and Materials, Philadelphia, 700.
- [KJ00] Karagiozova, D., Jones, N., 2000. Dynamic elastic-plastic buckling of circular cylindrical shells under axial impact. *Int. J. of Sol. and Struc.* 37. pp. 2006-2034.
- [Kle06] Klepaczko, J.R., 2006. Dynamic instabilities and failures in impact tension, compression and shear. *J. Phys. IV France* 134. pp. 857-867.
- [Kle68] Klepaczko, J.R., 1968. Generalized conditions for stability in tension tests. *Int. J. Mech. Sci.* 10. pp. 297-313.
- [Kle69] Klepaczko, J.R., 1969. The strain rate behavior of iron in pure shear. *Int. J. Sol. Struc.* 5. p. 533-548.
- [Kle75] Klepaczko, J.R., 1975. Thermally activated flow and strain rate history effects for some polycrystalline FCC metals. *Mat. Sci. and Engng.* 18. pp. 121-135.
- [Kle81] Klepaczko, J.R., 1981. The relation of thermally activated flow of BCC metals and ferritic steels to strain rate history and temperature history effects. *Mat. Res. Lab., Brown University, Technical Report DMR-79-23257/2*.
- [Kle87] Klepaczko, J.R., 1987. A practical stress-strain-strain rate-temperature constitutive relations of the power form. *J. Mech. Work. Tech.* 15. pp. 143-164.
- [Kle88] Klepaczko J.R., 1988. A general approach to rate sensitivity and constitutive modelling of FCC and BCC metals, in: *Impact: Effects of Fast Transient Loadings*, A.A. Balkema, Rotterdam. pp. 3-35.
- [KMK84] Korzekwa, D.A., Matlock, D.K., Krauss, G., 1984. Dislocation substructure as a function of strain in DP steel. *Met. Trans.* 15 A. pp. 1221-1228.
- [Koc76] Kocks, U.F., 1976. Laws for strain hardening and low-temperature creep. *J. Eng. Mater. Tech.* 98. pp. 76-85.
- [Kol49] Kolsky, H., 1949. An Investigation of the Mechanical Properties of Materials at Very High Rates of Strain, *Proc. Roy. Phys. Soc., B* 62. pp. 676-700.
- [Kub93] Kubin, L.P., 1993. In : Cahn, R.W., Haasen, P., Kramer, E.J., Mughrabi, H. (Eds.), *Materials science and technology, Plastic Deformation and Fracture of Materials*, Vol. 6. VCH, Weinheim. pp. 19-88.
- [KW87] Kühmann-Wilsdorf, D., 1987. *Phys. Status Solidi*. Vol. A104. p.121.
- [LC88] Lemaitre, J., Chaboche, J.L., 1988. *Mécanique des matériaux solides*. Dunod Eds., Paris.
- [LDMD01] Langrand, B., Deletombe, E., Markiewicz, E., Drazétic, P., 2001. Riveted joint modeling for numerical analysis of airframe crashworthiness. *Finite Elements in Analysis and Design* 38. pp. 21-44.
-

- [LFDM03] Langrand, B., Fabis, J., Deudon, A., Mortier, J.-M., 2003. Experimental characterization of mechanical behaviour and failure of assemblies under mixed mode loading. Application to rivets and spotwelds. *Mécaniques & Industries* 4. pp. 273-283.
- [LGPF99] Langrand, B., Geoffroy, P., Petitniot, J.L., Fabis, J., Markiewicz, E., Drazetic, P., 1999. Identification technique of constitutive model parameters for crashworthiness modelling. *Aerospace Sci. and Tech.* 4. pp. 215-227.
- [LHOW01] Lee, S.H., Han, C.S., Oh, S.I., Wriggers, P., 2001. Comparative crash simulations incorporating the results of sheet forming analyses. *Eng. Comp.* 18. pp 744-758.
- [Lis01] List, G., 2001. Validation d'essais de double cisaillement quasi-statique et dynamique. Master report, direction A. Rusinek, University Paul Verlaine (Metz).
- [LJH98] Liu, Q., Juul Jensen, D., Hansen, N., 1998. Effect of grain orientation on deformation structure in cold-rolled polycrystalline aluminium. *Acta. Mater.* 46 (16). pp. 5819-5838.
- [LKD92] Lan, Y., Klaar, H.J., Dahl, W., 1992. Evolution of dislocation structures and deformation behavior of iron at different temperatures. *Metallurgical Transactions A* 23A. pp. 537-549.
- [LKH02] Lee, H.I., Kim, B.J., Han, B.K., 2002. Energy absorption characteristics and optimal welding space of square hat type thin-walled tube. *Trans. KSME A.* 46. pp. 2703-2714.
- [LLJC03] Li, Y., Lin, Z., Jiang, A., Chen, G., 2003. Use of high strength steel sheet for lightweight and crashworthy car body. *Mater. Design* 24. pp. 177-82.
- [LSB50] Lankford, W.I., Snyder, S.C., Bauscher, J.A., 1950. New criteria for predicting the press performance of deep-drawing sheets. *Trans. ASM.* 42. pp. 1196-1232.
- [Lud09] Ludwig, P., 1909. *Elemente der Technologischen Mechanik*, Leipzig, Springer.
- [Mag66] Magee, C.L., 1966. Transformation kinetics, microplasticity and aging of martensite in Fe-31 Ni. Ph.D. thesis, Carnegie Institute of Technology, Pittsburgh, PA.
- [Man04] Manach, Y., 2004. Lois de comportement et mise en forme des matériaux métalliques. Mémoire d'habilitation à diriger des recherches. Université de Bretagne Sud.
- [MCKJ05] Myoung-Guy, L., Chung-Souk, H., Kwansoo, C., Jea Ryoun, Y., Tea Jin, K., 2005. Influence of back stresses in parts forming on crashworthiness. *J. of Mat. Proc. Tech.* 168. pp. 49-55.
- [ME87] Mecking, H., Estrin, Y., 1987. Constitutive Relations and Their Physical Basis. S.J. Andersen et al., eds., Riso National Laboratory, Denmark. pp. 123-145.
- [Mec77] Mecking, H., 1977. In: Thompson, A.W. (Ed.), *Work –hardening in tension and fatigue*, AIME, New York.
- [MK81] Mecking, H., Kocks, U.F., 1981. Kinetics of flow and strain-hardening. *Acta. Metall.* 29. pp. 1865-1875.
- [MM97] Mamalis, A.G., Manolakos, D.E., Baldoukas, A.K., 1997. Simulation of sheet metal forming using explicit finite-element techniques : effect of material and forming characteristics. Part 1 and 2. *J. of Mat. Proc. Tech.* 72. pp. 48-60 and 110-116.
- [Mou02] Mouro, P., 2002. Etude du comportement dynamique des tôles d'acier pour le calcul de crash. Thèse de doctorat, Ecole polytechnique.
- [MR05] Molinari, A., Ravichandran, G., 2005. Constitutive modeling of high-strain-rate deformation in metals based on the evolution of an effective microstructural length. *Mech. of Mat.* 37. pp. 737-752.

- [MT95] Mimura, K., Tanimura, S., 1995. A strain-rate and temperature dependant constitutive model with unified sets of parameters for various metallic materials. IUTAM Symposium Noda, Japan, Eds K. Kawata and J. Shioiri. pp. 69-76.
- [NBT01] Nesterova, E.V., Bacroix, B., Teodosiu, C., 2001. Experimental observation of microstructure evolution under strain-path changes in low-carbon IF steel. *Materials Science and Engineering A309-310*. pp. 495-499.
- [NDMB07] Naderi, M., Durrenberger, L., Molinari, A., Bleck, W., 2007. Constitutive relationships for 22MnB5 boron steel deformed isothermally at high temperatures. *Mat. Sci. & Engng. A*. in press.
- [New05] Newsletter Arcelor Auto n°11, Arcelor Group, septembre 2005.
- [Nic84] Nicholas, T., 1984. Material behavior at high strain rates. In: Zukas, J.A. et al. (Eds.), *Impact Dynamics*. John Wiley, New York. pp. 27-40.
- [NIK93] Nakanishi, E., Itabashi, M., Kawata, K., 1993. The fast and slow déformation behaviour in commercial aluminium alloys and steel sheets for automobile bodies. In: Rossmanith HP, editor. *Structural Failure, Product Liability and Technical Insurance*, Elsevier. p. 423.
- [NS98] Nex, C.P., Smith, R.A., 1998. Impact performance of model spot-welded stainless steel structures. In: Allison IM, Editor., *Exp. Mech. 1*. Rotterdam: Belkema. pp. 251-256.
- [OAS74] Ohkubo, Y., Akamutsu, T., Shirasawa, K., 1974. Mean crushing strength of closed-hat section members. SAE paper N°740040.
- [Otu98] Otubushin, A., 1998. Detailed validation of a non-linear finite element code using dynamic axial crushing of a square tube. *Int. J. Impact Engng 21*. pp. 349-368.
- [OWGW06] Oliviera, D.A., Worswick, M.J., Grantab, R., Williams, B.W., Mayer, R., 2006. Effect of forming process variables on the crashworthiness of aluminium alloy tubes. *Int. J. of Impact Engng. 32*. pp. 826-846.
- [PC04] PAM-CRASH 2004, Solver reference Manual, ESI GROUP.
- [Pei04] Peixinho, N., 2004. Study of visco-plasticity models for the prevision of mechanical behaviour of high strength steels subjected to impact. Ph. D. thesis, Escola de Engenharia, Universidade do Minho.
- [PKVA00] Peeters, B., Kalidindi, S.R., Van Houtte, P. and Aernoudt, E., 2000. A crystal plasticity based work-hardening/softening model for BCC metals under changing strain paths. *Acta mater. 48*. pp. 2123-2133.
- [Pri94] Prior, A.M., 1994. Applications of implicit and explicit finite element techniques to metal forming. Proc. 5th Int. Conf. In Metal Forming, University of Birmingham. pp. 649-656.
- [PRKB07] Larour, P., Rusinek, A., Klepaczko, J.R., Bleck, W., 2007. Effects of strain rate and identification of material constants for three automotive steels. *Steel research int. 78*. pp. 348-358.
- [PVVG04] Larour, P., Verleysen, P., Vermeulen, M., Gomes, M.A.R., Wedemeier, A., Geoffroy, J.L., Bleck, W., 2004. Influence of pres-straining and microstructure on the dynamic properties of high strength sheet steels. *MS&T Conference Proceedings*. pp. 171-183.
- [RC78] Rashid, M.S., Cprek, E.R., 1978. Relationship between microstructure and formability in two high-strength, low-alloy steels. In: Niemeier, B.A., Schneider, A.K., Newby, J.R. (Eds.), *Formability Topics-Metallic Materials*, ASTM STP 647. American Society for Testing and Materials. pp. 174-190.
- [RJ98] Rule, W.K., Jones, S.E., 1998. A revised form for the Johnson-Cook strength model. *Int. J. Impact Engng. 21 (8)*. pp. 609-624.
-

- 
- [RK01] Rusinek, A., Klepaczko, J.R., 2001. Shear testing of sheet steel at wide range of strain rates and a constitutive relation with strain-rate and temperature dependence of the flow stress. *Int. J. of Plas.* 17. pp. 87-115.
- [RKC04] Rusinski, E., Koczynski, A., Czmochowski, J., 2004. Tests of thin-walled beams joined by spot welding. *J. of Mat. Proc. Tech.* 157-158. pp. 405-409.
- [Rus00] Rusinek, A., 2000. Modélisation thermoviscoplastique d'une nuance de tôle d'acier aux grandes vitesses de déformations. Etude expérimentale et numérique du cisaillement, de la traction et de la perforation. PhD thesis, Université de Metz.
- [RZ07] Rusinek, A., Zaera, R., 2007. Finite element simulation of steel ring fragmentation under radial expansion. *Int. J. Impact Engng.* 34. pp. 799-822.
- [RZK07] Rusinek, A., Zaera, R., Klepaczko, J.R., 2007. Constitutive relations in 3-D for a wide range of strain rates and temperatures – Application to mild steels. *Int. J. of Sol. and Struc.* In press.
- [RZKC05] Rusinek, A., Zaera, R., Klepaczko, J.R., Cheriguene, R., 2005. Analysis of inertia and scale effects on dynamic neck formation during tension of sheet steel. *Acta Mat.* 53. pp. 5387-5400.
- [See57] Seeger, A., 1957. Dislocations and mechanical properties of crystals. In: J.C. Fisher et al. J. Wiley, New York. p. 243.
- [She97] Shen, W.Q., 1997. Dynamic response of rectangular plates under drop mass impact. *Int. J. Impact Engng* 19. pp. 207-229
- [SJ03] Schneider, F., Jones, N., 2003. Influence of spot-weld failure on crushing of thin-walled structural sections. *Int. J. of Mech. Sci.* 45. pp. 2061-2081.
- [SJ04] Schneider, F., Jones, N., 2004. Impact of thin-walled high-strength steel structural sections. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part D: Journal of Automobile Engineering* 218 (2). pp. 131-158
- [SS54] Schoeck, G., Seeger, A., 1954. Report of the Conference on Defects in Crystalline Solids. *Phys. Soc. London.* p. 340.
- [SSR94] Schmitt; J-H., Shen, E.L., Raphanel, J.L., 1994. A parameter for measuring the magnitude of a change of strain path : Validation and comparison with experiments on low steel. *Int. J. of Plas.* 10(5). pp. 535-551.
- [ST85] Simo, J.C, Taylor, R.L., 1985. Consistent tangent operators for rate-independant elastoplasticity. *Computer methods in applied mechanics and engineering* 48. pp. 101-118.
- [SVA80] Sevillano, J., Van Houtte, P., Aernoudt, E., 1980. Large strain work-hardening and textures. *Prog. Mater. Sci.* 25. pp 71-412.
- [Swi52] Swift, H.W., 1952. Plastic instability under plane stress. *J. Mech. Phys. Sol.* 1. pp. 1-18.
- [Tan92] Tanimura, S., 1992. I. Maekawa (Ed.), *Proceedings of the 1<sup>st</sup> International Symposium on Impact Engineering*, Sendai, Japan. pp. 18-86.
- [Tay34] Taylor, G.I., 1934. The Mechanism of Plastic Deformation of Crystals. Part II. Comparison with Observations. *Roy. Soc. of London. Series A* 145. pp. 388-404.
- [TBG06] Thibaud, S., Boudeau, N., Gelin, J.C., 2006. TRIP steel: Plastic behaviour modelling and influence on fonctionnal behaviour. *J. of Mat. Proc. Tech.* 177. pp. 433-438.
-

- 
- [TD49] Tietz, T.E., Dorn, J.E., 1949. The effect of strain histories on the work hardening of metals. *Trans. Am. Soc. Met.* 41A. pp. 163.
- [THC98] Thirion, J.L., Hourman, T., Cornette, D., 1998. Press forming of dual phase high strength steels for autobody structural members parts. *MWSP Conf. Proc.*
- [TI95] Tomita, Y., Iwamoto, T., 1995. Constitutive modeling of TRIP steel and its application to the improvement of mechanical properties. *Int. J. Mech. Sci.* 37 (12). pp. 1295-1305.
- [TMM83] Thornton, P., Mahmood, H., Mayes, C., 1983. Energy absorption by structural collapse, in *Structural Crashworthiness*, Butterworth edition (Eds. N. Jones; T. Wierzbicki). pp. 96-117.
- [TNV96] Thakur, A., Nemat-Nasser, S., Vecchio, K.S., 1996. *Acta. Mater.* 44 (7). pp. 2797-2807.
- [TQ34] Taylor, G.I., Quinney, H., 1934. The latent energy remaining in a metal after cold-working. *Proc. Roy. Soc London A* 143, 307-326.
- [TR94] Thuillier, S., Rauch, E.F., 1994. *Acta. Metall. Mater.* 42(6), p. 1973.
- [Uen03] Uenishi, A., 2003. Comportement thermodynamique à grandes vitesses de déformation des aciers sans interstitiels à durcissement par solution solide. Thèse de Doctorat. UPR CNRS 9001, Institut Galilée, Université Paris 13.
- [USKU96] Uenishi, A., Suehiro, M., Kuriyama, Y., Usuda, M., 1996. Crashworthiness of high strength steel for automobile bodies. In: Kelkar S., editor. *Proc. of Int. Body Engng. Conf.* 23. p.89.
- [UT04] Uenishi, A., Teodosiu, C., 2004. Constitutive modelling of the high strain rate behaviour of interstitial-free steel. *Int. J. of Plas.* 20. pp. 915-936.
- [UTN05] Uenishi, A., Teodosiu, C., Nesterova, E.V., 2005. Microstructural evolution at high strain rates in solution-hardened interstitial free steels. *Mat. Sci. and Engng. A* 400-401. pp. 499-503.
- [UYKT03] Uenishi, A., Yoshida, H., Kuriyama, Y., Takahashi, M., 2003. Material Characterization at High Strain Rates for Optimizing Car Body Structures for Crash Events. *Nippon Steel Technical Report* 88. pp. 22-26.
- [UYMM97] Uenishi, A., Yukihiisa, K., Marsuo, U., Masayoshi, S., 1997. Improvement of crashworthiness by application of high strength steel for light weight auto bodies. In *Int. Body Engng. Conf.*
- [Var70] Varshni, Y.P., 1970. Temperature dependence of the elastic constants. *Phys. Rev. B* 2. pp. 3952-3958.
- [VD06] Verleysen, P., Degrieck, J., 2006. Experimental and numerical study of the response of steel sheet Hopkinson specimens. *J. Phys. IV France* 134. pp. 541-546.
- [VFC00] Vieira, M.F., Fernandes, J.V., Chaparro, B., 2000. Yield stress after double strain-path change. *Mat. Sci. and Engng. A*284. pp. 64-69.
- [Voc48] Voce, E., 1948. The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. *J. Inst. Met.* 74. pp. 537-62.
- [VRGB05] Vincze, G., Rauch, E.F., Gracio, J.J., Barlat, F., Lopes, A.B., 2005. A comparison of the mechanical behaviour of an AA1050 and a low carbon steel deformed upon strain reversal. *Acta Mat.* 53. pp 1005-1013.
- [WA83] Wierzbicki, T., Abramowicz, W., 1983. On the crushing mechanics of thin-walled structures. *J. Appl. Mech.* 50. pp. 727-734.
-

- 
- [WHD79] Wilson, M.L., Hawley, R.H., Duffy, J., 1979. Strain rate and strain rate history effects in two mild steels. Technical Report NSF-18532/8, Division of Engineering, Brown University, Providence, R.I.
- [Wil64] Wilson, D.V., 1964. *Acta. Metal.* 13. p. 807.
- [WJ99] White, M., Jones, N., 1999. Experimental quasi-static axial crushing of top-hat and double-hat thin-walled sections. *Int. J. of Mech. Sci.* 41. pp. 170-208.
- [WR07] Walde, T., Riedel, H., 2007. Modeling texture evolution during hot rolling of magnesium alloy AZ31. *Mat. Sci. and Engng. A* 443. pp. 277-284.
- [YAT98] Yamaguchi, K., Adashi, H., Takakura, N., 1998. Effects of plastic strain path on Young's modulus of sheet metals. *Metals and Mat.* 4. pp. 420-425.
- [YKD06] Yan, Y.H., Kai, G.Y., De Jian, M., 2006. Transformation behavior of retained austenite under different deformation modes for low alloyed TRIP-assisted steels. *Mat. Sci. and Engng. A* 441. pp. 331-335.
- [YS66] Yoshida, S., Nagata, N., 1966. *Trans. JIM* 7. p. 272.
- [YUF02] Yoshida, F., Uemori, T., Fujiwara, K., 2002. Elastic-plastic behavior of steel sheets under in-plane cyclic tension-compression at large strain. *Int. J. of Plas.* 18. pp. 633-659.
- [ZA86] Zerilli, F.J., Armstrong, R.W., 1986. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations. *J. Appl. Phys.* 61 (5). pp. 1816-1825.
- [ZH44] Zener, C., Hollomon, J.H., 1944. Effect of strain-rate upon the plastic flow of steel. *J. of Appl. Phys.* 15. pp. 22-32.
- [Zha97] Zhao, H., 1997. A constitutive model for metals over a large range of strain rates – Identification for mild-steel and aluminium sheets. *Mat. Sci. and Engng. A*230. pp. 95-99.
-



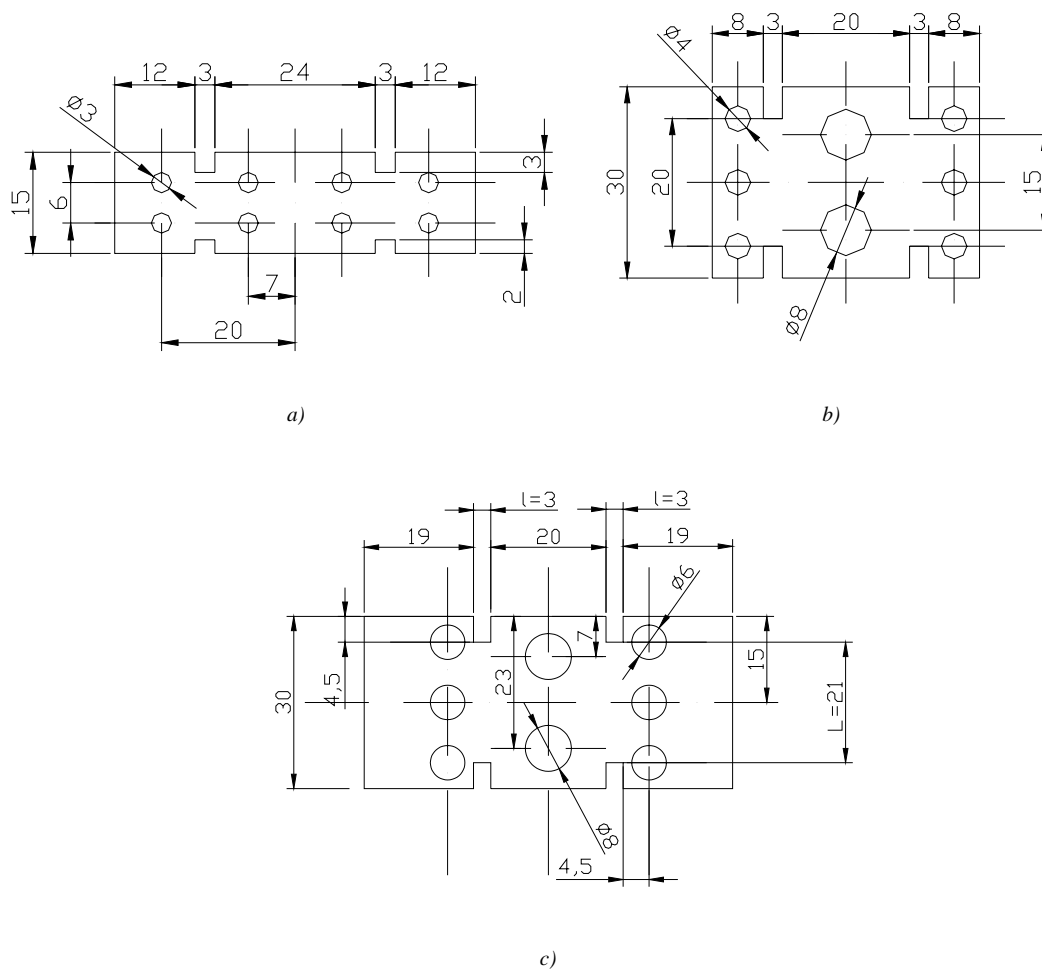


# ANNEXES

## I. CARACTERISATION EN CISAILLEMENT

### I.1 GENERALITES

Par rapport à un essai de traction, l'essai de cisaillement offre la possibilité d'atteindre de larges niveaux de déformation car la striction est évitée. Dans ce travail, des essais de double cisaillement ont été réalisés en chargement quasi-statique ( $\dot{\gamma} \leq 1s^{-1}$ ). Une comparaison entre les différentes géométries d'échantillon de double cisaillement est présentée Figure C. Les résultats obtenus en utilisant l'éprouvette de Gary et Nowacki [GN94] sont comparés avec ceux obtenus en utilisant l'éprouvette présentée Figure C.c.



**Figure C.** Dimensions des échantillons de double cisaillement a) Rusinek et Klepaczko [RK01], b) Gary et Nowacki [GN94], c) Présente étude

## I.2 DETERMINATION DU COMPORTEMENT DU MATERIAU

La contrainte de cisaillement  $\tau$ , la déformation de cisaillement  $\gamma$  et la vitesse de déformation globale  $\dot{\gamma}$  sont calculées à partir de grandeurs macroscopiques de l'essai,

$$\tau = \frac{F}{2Le} \quad (1)$$

$$\gamma = \frac{\delta}{h} \quad (2)$$

$$\dot{\gamma} = \frac{V}{h} \quad (3)$$

où  $L$  et  $e$  représentent respectivement la longueur et l'épaisseur de l'échantillon,  $F$  la force appliquée,  $\delta$  le déplacement de l'extensomètre,  $h$  la largeur de l'échantillon et  $V$  la vitesse de la traverse.

Les relations (1) et (2) déterminent la contrainte nominale et la déformation nominale de cisaillement. Les singularités géométriques des éprouvettes de double cisaillement induisent un champ de contrainte non uniforme dans les zones cisillées. Afin de corriger les effets de ce champ de contrainte non uniforme, des coefficients correcteurs ( $\lambda_\tau$  et  $\lambda_\gamma$ ) sont introduits dans les relations (1) et (2),

$$\tau = \lambda_\tau \frac{F}{S} \quad (4)$$

$$\gamma = \lambda_\gamma \frac{\delta}{h} \quad (5)$$

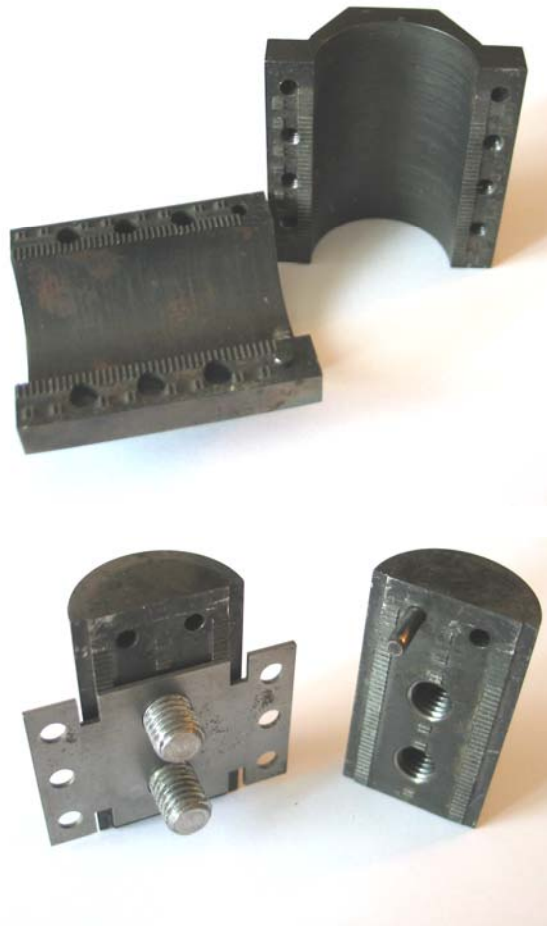
D'après Rusinek et Klepaczko [RK01], les coefficients  $\lambda_\tau$  et  $\lambda_\gamma$  dépendent uniquement de la géométrie de l'échantillon. Pour l'échantillon présenté Figure C.a, les coefficients  $\lambda_\tau$  et  $\lambda_\gamma$  valent respectivement 1.142 et 0.65 [RK01]. Pour l'éprouvette de Gary et Nowacki [GN94], ces coefficients sont égaux à un lorsque le niveau de déformation macroscopique est inférieur à 0.8 [Lis01].

## I.3 DISPOSITIFS EXPERIMENTAUX

Deux dispositifs expérimentaux sont utilisés dans cette étude. Le premier est utilisé pour caractériser un acier doux avec l'éprouvette de double cisaillement développée par Gary et Nowacki [GN94]. Le second a été développé afin de caractériser les trois aciers THR.

### I.3.1 Eprouvette de Gary et Nowacki

Le montage expérimental qui permet de caractériser les éprouvettes de cisaillement de Gary et Nowacki [GN94] est présenté Figure D. Ce dispositif est utilisé pour caractériser le comportement d'un acier doux d'une épaisseur de 1.5 mm.

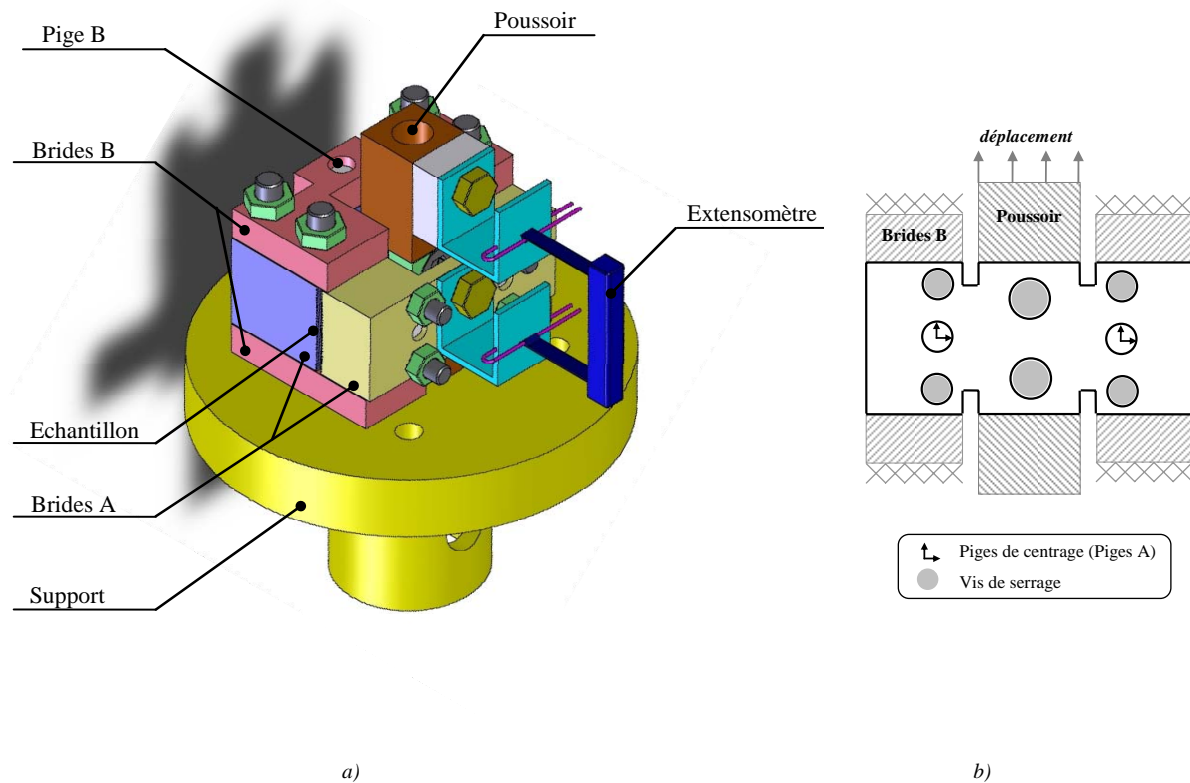


**Figure D.** *Montage de cisaillement utilisé pour caractériser les éprouvettes en acier doux de Gary et Nowacki [GN94]*

### I.3.2 Eprouvette considérée dans cette étude

Un dispositif expérimental a été élaboré pour permettre la caractérisation de l'échantillon de cisaillement présenté sur la Figure E. L'échantillon est mis en position sur les brides A par deux piges (piges A) et maintenu par quatre vis M6. Cet ensemble est positionné sur le support par la pige B et serré via les brides B par 4 vis M8. Le support est solidaire de la partie fixe de la machine et les brides B garantissent le maintien en position des parties fixes de l'échantillon. La traverse de la machine est fixée à un poussoir lui-même solidaire de la partie centrale de l'échantillon. Afin de ne pas dépendre de la rigidité du montage, une mesure

locale du déplacement est effectuée grâce à un extensomètre placé entre le support de l'échantillon et le poussoir. Toutes les vis sont serrées avec une clé dynamométrique avec un couple de serrage de 20 Nm.

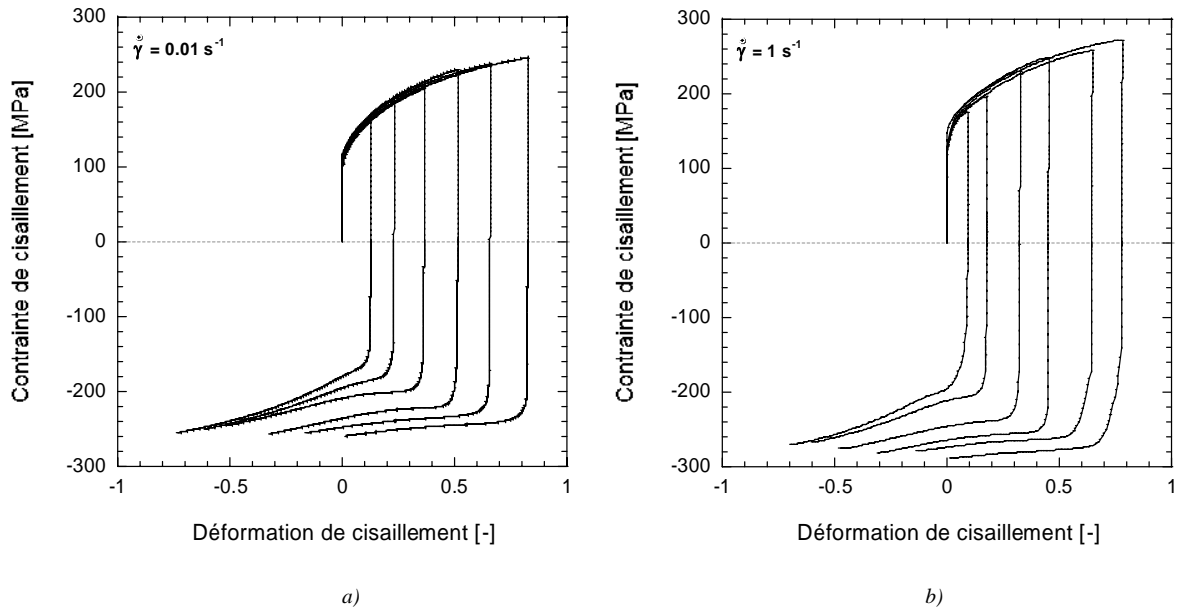


**Figure E.** Montage de cisaillement a) Vue d'ensemble (dessinée par L. Faure & L. Durrenberger) b) Mise en position de l'éprouvette de cisaillement

## I.4 RESULTATS

### I.4.1 Acier doux

L'effet Bauschinger est caractérisé sur l'acier doux à deux vitesses de déformation  $\dot{\gamma}_1 = 0.01 \text{ s}^{-1}$  et  $\dot{\gamma}_2 = 1 \text{ s}^{-1}$ . L'essai consiste à appliquer un chargement dans un sens jusqu'à différents niveaux de pré-déformation  $0.13 \leq \gamma_p \leq 0.83$ , puis à appliquer un rechargement en sens inverse. Les résultats présentés Figure F sont obtenus à partir des relations (1) et (2), c'est-à-dire sans appliquer les coefficients correcteurs  $\lambda_\tau$  et  $\lambda_\gamma$ .



**Figure F.** Acier doux : caractérisation de l'effet Bauschinger pour plusieurs niveaux de pré-déformation  $\gamma_p$   
 a) à  $\dot{\gamma} = 0.01 \text{ s}^{-1}$  b) à  $\dot{\gamma} = 1 \text{ s}^{-1}$

Les essais de cisaillement sont confrontés aux essais de traction uni-axiale en considérant les critères de plasticité de Von-Mises et de Tresca (critère isotrope et indépendant de la pression hydrostatique). Le critère de Von-Mises, qui fait intervenir la partie déviatorique du tenseur des contraintes  $s_{ij}$ , s'écrit,

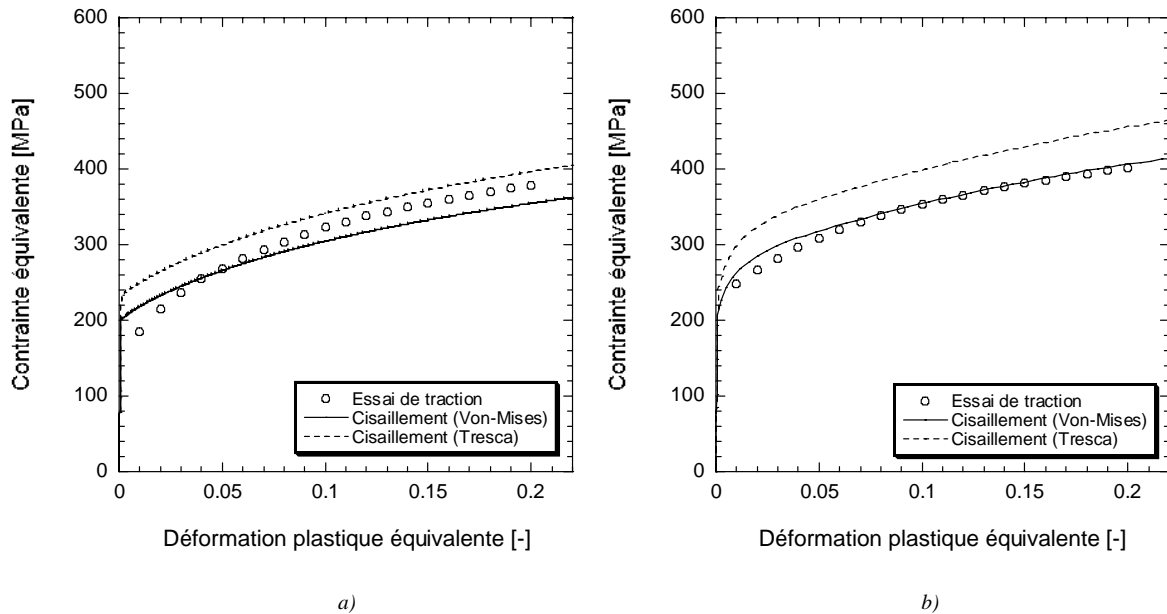
$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij}} \quad \text{avec} \quad s_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \sigma_{kk} \delta_{ij} \quad (6)$$

où  $\delta_{ij}$  représente de symbole de Kronecker ( $\delta_{ij} = 1$  si  $i=j$ , sinon  $\delta_{ij} = 0$ ).

Le critère de Tresca fait intervenir quant à lui les contraintes principales  $\sigma_i$  et  $\sigma_j$ ,

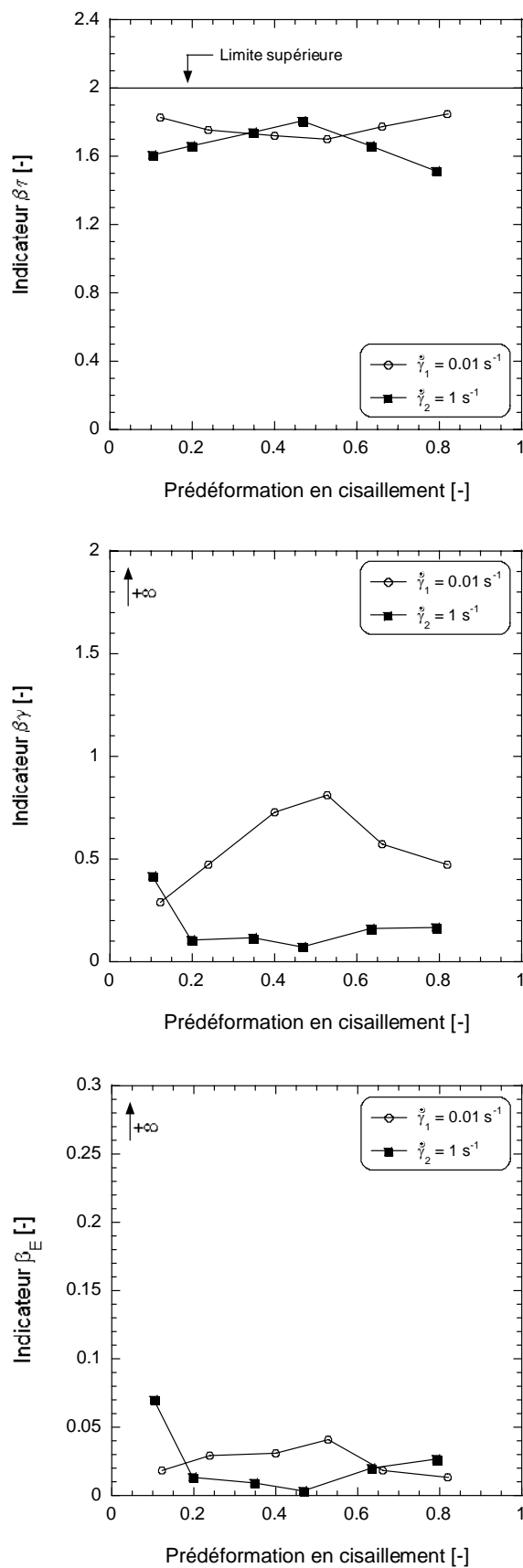
$$\sigma_{eq} = \sup_{i,j} |\sigma_i - \sigma_j| - \sigma_0 \quad (7)$$

La réponse du matériau obtenue à la vitesse de déformation  $\dot{\gamma}_1$  est située entre les prédictions des critères de Von-Mises et Hill48 (Figure G.a). La réponse obtenue à  $\dot{\gamma}_2$  est quant à elle proche du critère de Von-Mises (Figure G.b).



**Figure G.** Acier doux : comparaison des essais de cisaillement avec un essai de traction pour deux vitesses de déformation a)  $\dot{\gamma}_1 = 0.01 \text{ s}^{-1}$  b)  $\dot{\gamma}_2 = 1 \text{ s}^{-1}$

Fort de ces observations expérimentales, il est possible de déterminer les trois indicateurs de l'effet Bauschinger proposés par Abel [Abe73]. Leurs évolutions sont présentées Figure II.8 en fonction de la valeur de la pré-déformation. Lorsque l'effet Bauschinger est très prononcé,  $\beta_\tau$  tend vers sa valeur maximale de deux alors que  $\beta_\gamma$  et  $\beta_E$  tendent vers l'infini (voir section I.1.2.1). Comme la limite d'élasticité lors du rechargement est particulièrement faible, le coefficient  $\beta_\tau$  possède une valeur particulièrement élevée. Le taux d'écrouissage initial est très élevé lors du rechargement (ce qui traduit une réorganisation des cellules de dislocations) et la contrainte macroscopique atteint rapidement le niveau obtenu en chargement continu. Par conséquent, les paramètres  $\beta_\gamma$  et  $\beta_E$  restent proches de zéro. Dans l'acier doux, l'effet Bauschinger est très peu prononcé.



**Figure H.** Acier doux : évolution des indicateurs de l'effet Bauschinger proposés par Abel [Abe73] pour l'acier doux en fonction du pré-déformation pour deux vitesses de déformation ( $0.01 \text{ s}^{-1}$  et  $1 \text{ s}^{-1}$ )

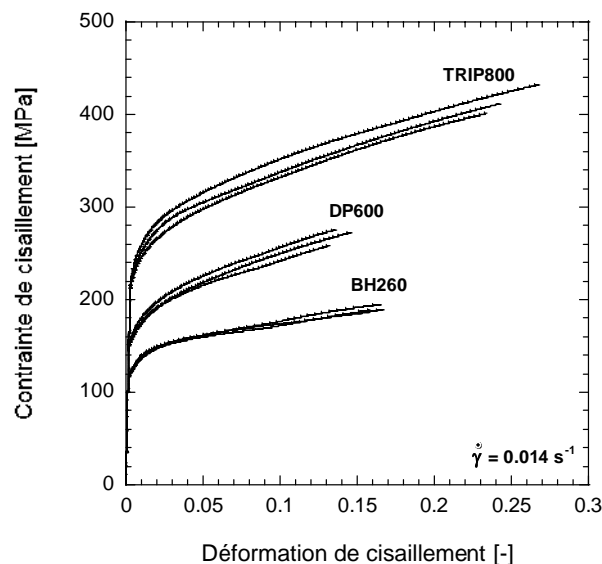
A partir d'un niveau de pré-déformation de 0.5, on observe une évolution inverse des paramètres. Cette anisotropie est induite par l'endommagement car des fissures sont apparues dans l'échantillon lors du pré-chargement.

Alors que l'effet Bauschinger tend à devenir de moins en moins prononcé avec le valeur du pré-chargement à  $0.01 \text{ s}^{-1}$ , la tendance inverse est observée à  $1 \text{ s}^{-1}$ . Cette observation est en accord avec les observations de Thakur *et al.* [TNV96] qui explique cette tendance par le fait qu'une augmentation de la vitesse de sollicitation induit un changement du mode de glissement et un accroissement de l'activation des dislocations dû à l'accroissement de contrainte. Notons que ces effets sont particulièrement importants dans les matériaux à structure CC.

## I.4.2 Aciers THR

### ✓ Résultats expérimentaux

La Figure I présente les résultats obtenus sur les trois matériaux étudiés dans cette thèse. On observe une divergence de la mesure expérimentale qui augmente avec le grade de l'acier considéré ; un écart de contrainte de 37MPa (soit une divergence de  $\pm 5\%$  par rapport à la contrainte moyenne de cisaillement) est observé à une déformation  $\gamma = 0.2$  pour l'acier TRIP800.



**Figure I.** Expériences de cisaillement en chargement quasi-statique ( $\dot{\gamma} = 0.014 \text{ s}^{-1}$ ) sur les trois aciers THR

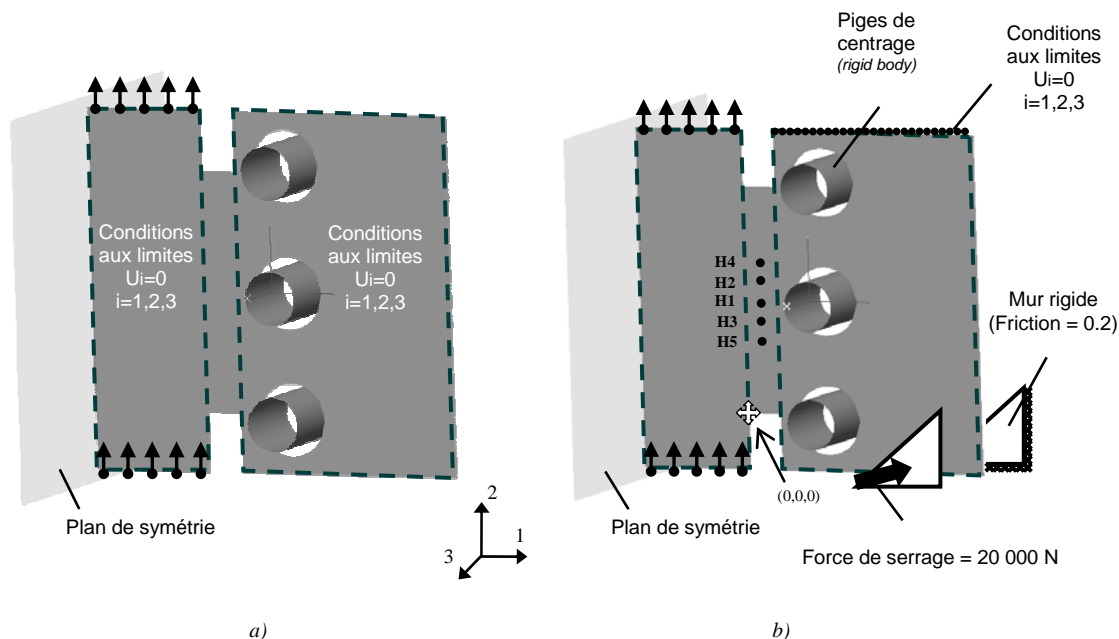


Le niveau de force nécessaire pour déformer une éprouvette en acier THR est nettement plus important que celui nécessaire pour déformer une éprouvette en acier doux. La divergence sur les mesures expérimentales peut sans doute être incriminée à un glissement de l'éprouvette dans les mors. Pour vérifier cette hypothèse, l'essai de cisaillement est modélisé par éléments finis.

✓ *Simulations numériques de l'essai de cisaillement*

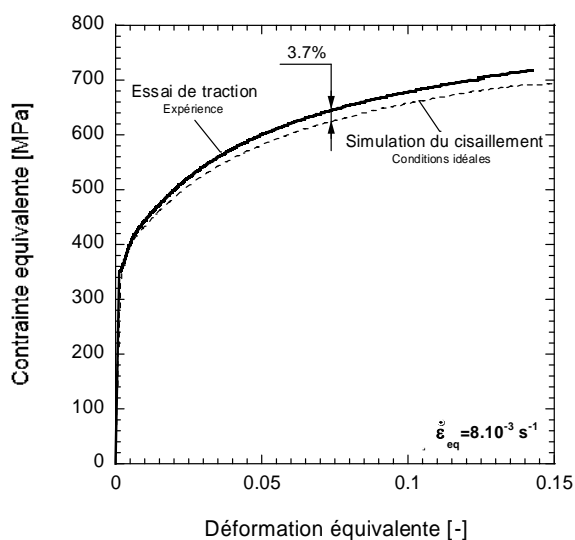
Le maillage est composé d'éléments coques de dimensions  $0.3 \times 0.3 \text{ mm}^2$  avec 5 points d'intégration dans l'épaisseur. On suppose que l'acier DP600 vérifie le critère de Von-Mises et la courbe de traction expérimentale quasi-statique est implémentée point par point jusqu'à la fin de la zone de déformation homogène (voir Figure I.16). Deux simulations numériques sont réalisées sur le code de calcul numérique PAMSTAMP :

- Dans la première simulation (Figure J.a), le cisaillement est modélisé de façon idéale. Les parties de l'échantillon situées dans les mors sont considérées comme des éléments rigides (seule la zone cisailée sera déformée). Cette première simulation est appelée *essai de cisaillement 'idéal'*.
- Dans la seconde simulation, le dispositif expérimental est reproduit (Figure J.b). L'éprouvette de cisaillement est traversée par des cylindres rigides qui symbolisent les vis de fixation et la pige de centrage. Les parties fixes de l'éprouvette sont comprises entre deux murs rigides où une force de serrage de 20 kN est appliquée (cette force correspond à la force de serrage des vis M6, voir [Che95]). Un coefficient de frottement entre l'échantillon et les murs rigides  $\mu = 0.2$  est introduit. Cette seconde simulation est appelée *essai de cisaillement 'réel'*.



**Figure J.** Simulations numériques de l'essai de cisaillement a) Essai de cisaillement 'idéal' b) Essai de cisaillement 'réel' ( $H1=15\text{mm}$ ,  $H2=16.7\text{mm}$ ,  $H3=13.3\text{mm}$ ,  $H4=18.9\text{mm}$ ,  $H5=11.1\text{mm}$ )

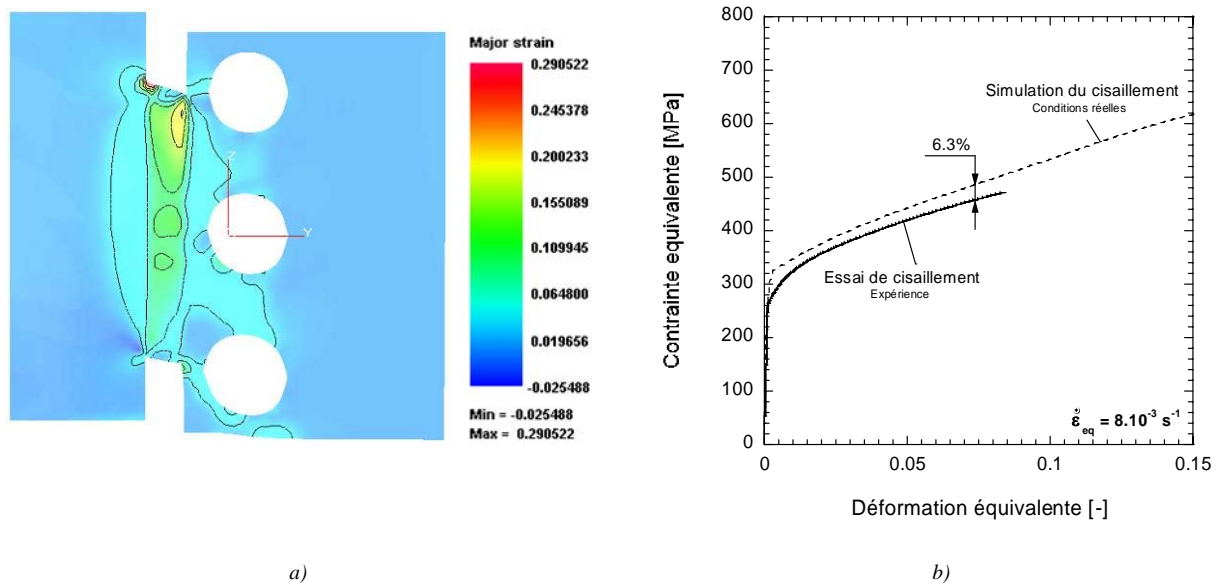
Si l'on confronte le résultat de l'essai de cisaillement 'idéal' avec la courbe de traction expérimentale en considérant le critère de plasticité de Von-Mises, une faible différence est observée (Figure K). Cette différence, qui peut être corrigée en introduisant les coefficients  $\lambda_\tau$  et  $\lambda_\gamma$ , peut être incriminée à la géométrie des échantillons de cisaillement.



**Figure K.** Résultats des simulations numériques de l'essai de cisaillement 'idéal' : comparaison de la simulation numérique avec un essai de traction expérimental

La simulation de l'essai de cisaillement 'réel' permet d'observer un niveau de déformation plastique non négligeable dans la partie de l'échantillon maintenue entre les mors. Si l'échantillon subit une déformation macroscopique  $\gamma = 0.47$ , une déformation plastique d'environ 0.06 est observée entre les trous de fixation (Figure L.a). Cette observation met

clairement en évidence que les trous de fixation se situent trop près de la zone cisailée : la superposition des contraintes entre la zone cisailée et la concentration de contrainte présente autour des trous entraîne un déclenchement prématuré de la limite élastique.



**Figure L.** Résultats des simulations numériques de l'essai de cisaillement 'réel' a) Déformée de l'échantillon après une déformation macroscopique  $\gamma=0.47$  dans les conditions réelles de l'essai b) Comparaison avec l'expérience (avec correction de la rigidité)

La Figure L.b compare l'essai de cisaillement expérimental avec les prédictions de la simulation numérique de l'essai de cisaillement 'réel'. Bien que les courbes soient calculées de la même manière, la simulation numérique surestime la contrainte expérimentale d'environ 25MPa. Ceci traduit vraisemblablement que la simulation numérique sous-estime les déformations locales dans les parties de l'échantillon situées entre les mors.

#### ✓ Analyse des champs de contraintes et de déformations

Afin d'analyser le niveau d'homogénéité durant l'essai de cisaillement, la distribution longitudinale des composantes du tenseur des contraintes  $\sigma_{ij}$  est tracée Figure M à partir de la simulation de l'essai de cisaillement 'réel'. Une telle analyse permet de quantifier le ratio de la composante de cisaillement par rapport aux autres composantes du tenseur des contraintes pour différentes distances  $H_i$  [RK00].

L'analyse de la distribution des contraintes et des déformations montre une non-uniformité des composantes du tenseur des contraintes près des fonds d'entaille et près des trous de fixation. Ceci est dû à des concentrations de contraintes et à une localisation de la déformation plastique. Dans ces zones, les composantes de contraintes de traction et de compression ne peuvent pas être négligées devant la contrainte de cisaillement. Cependant, dans la zone

centrale de l'échantillon la composante de cisaillement est plus importante avec un ratio  $R$  qui varie de 10 à 140 dans le côté de traction et de 100 à 770 dans le côté de compression,

$$R = \frac{\sigma_{12}}{\sigma_{ij}} = \frac{\tau}{\sigma_{ij}} \quad (8)$$

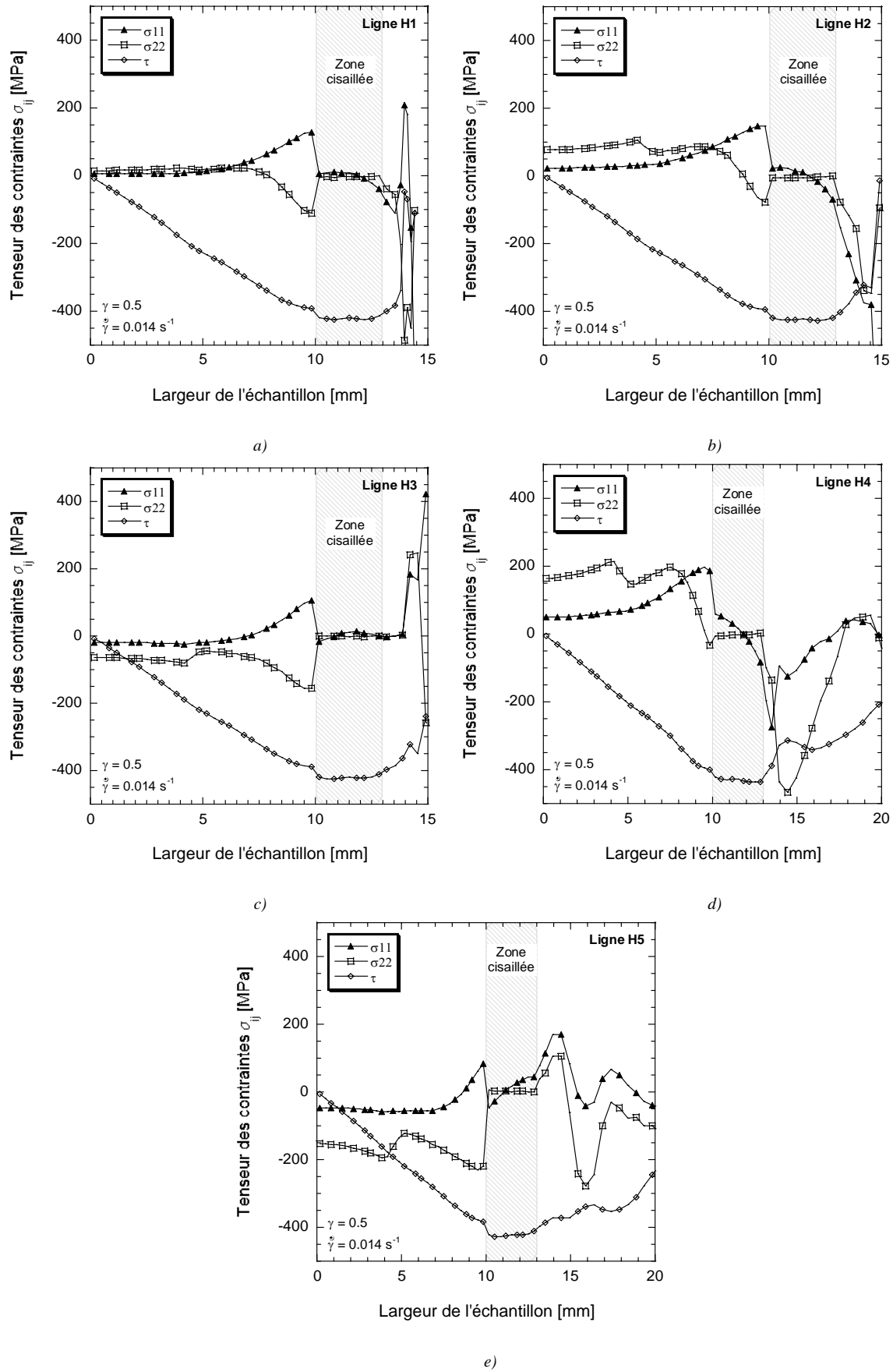
L'analyse de la partie centrale du champ de cisaillement permet de définir une zone de cisaillement homogène. Sur une distance totale de cisaillement de 20 mm, la zone de cisaillement reste uniquement homogène sur une distance de 3.5 mm. Pour l'échantillon présenté Figure C.a, la zone de cisaillement homogène représente la moitié de la distance totale de cisaillement [RK01]. Il apparaît Figure N que la contrainte de cisaillement est constante dans la zone cisailée pour  $Hi$  avec  $1 \leq i \leq 5$ .

Tous les résultats montrent une faible fluctuation de ces coefficients en fonction du déplacement imposé  $\delta$ . Par conséquent, il est possible de quantifier le comportement intrinsèque du matériau en cisaillement simple en introduisant les coefficients correcteurs  $\lambda_\tau$  et  $\lambda_\gamma$ . Les valeurs de ces coefficients sont données par les relations suivantes,

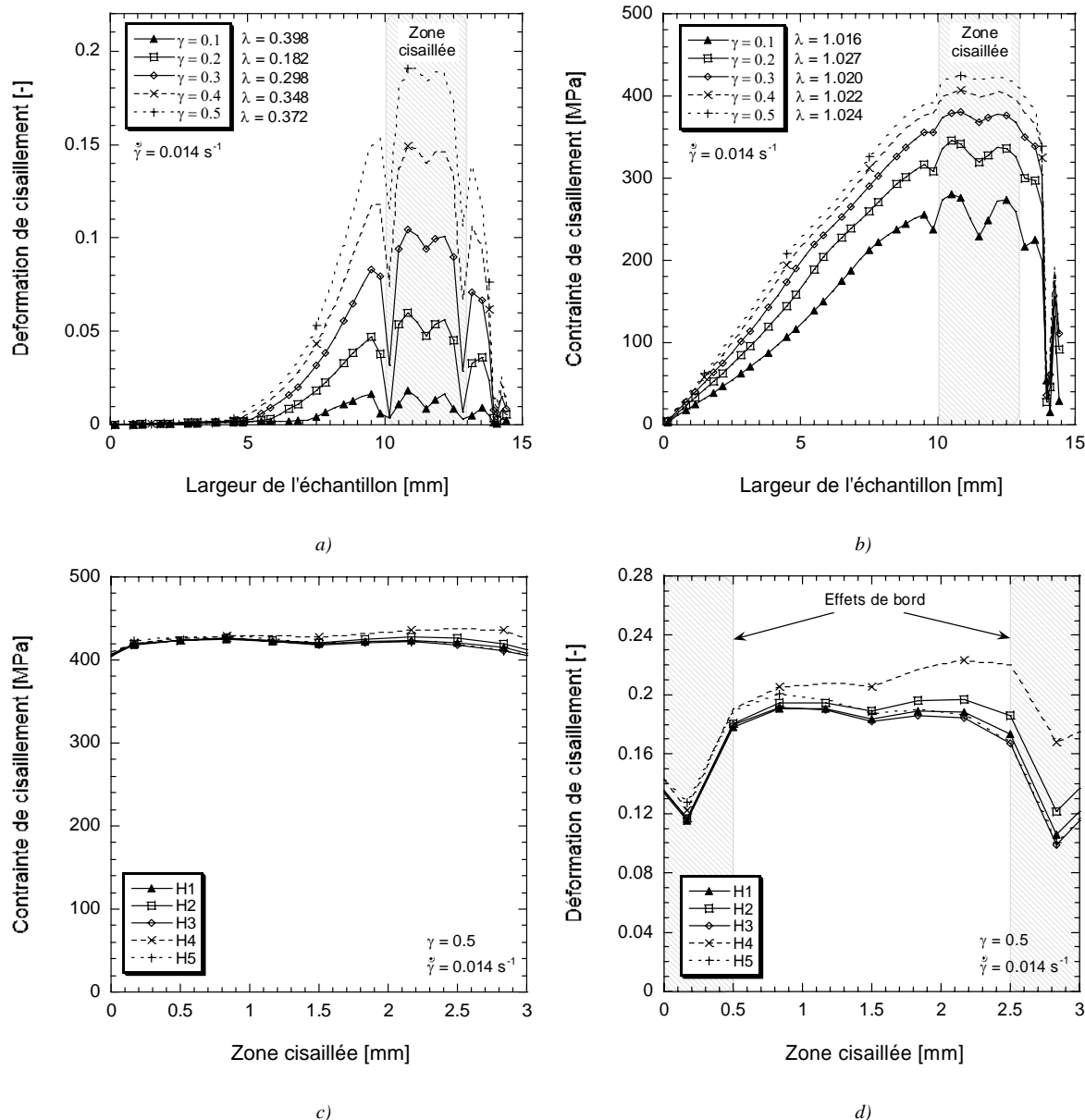
$$\lambda_\gamma = \frac{\gamma_{global}}{\gamma_{local}} \quad (9)$$

$$\lambda_\tau = \frac{\tau_{global}}{\tau_{local}} \quad (10)$$

D'après la Figure II.14, les valeurs moyennes de  $\overline{\lambda_\gamma}$  et  $\overline{\lambda_\tau}$  valent respectivement 0.316 et 1.022.

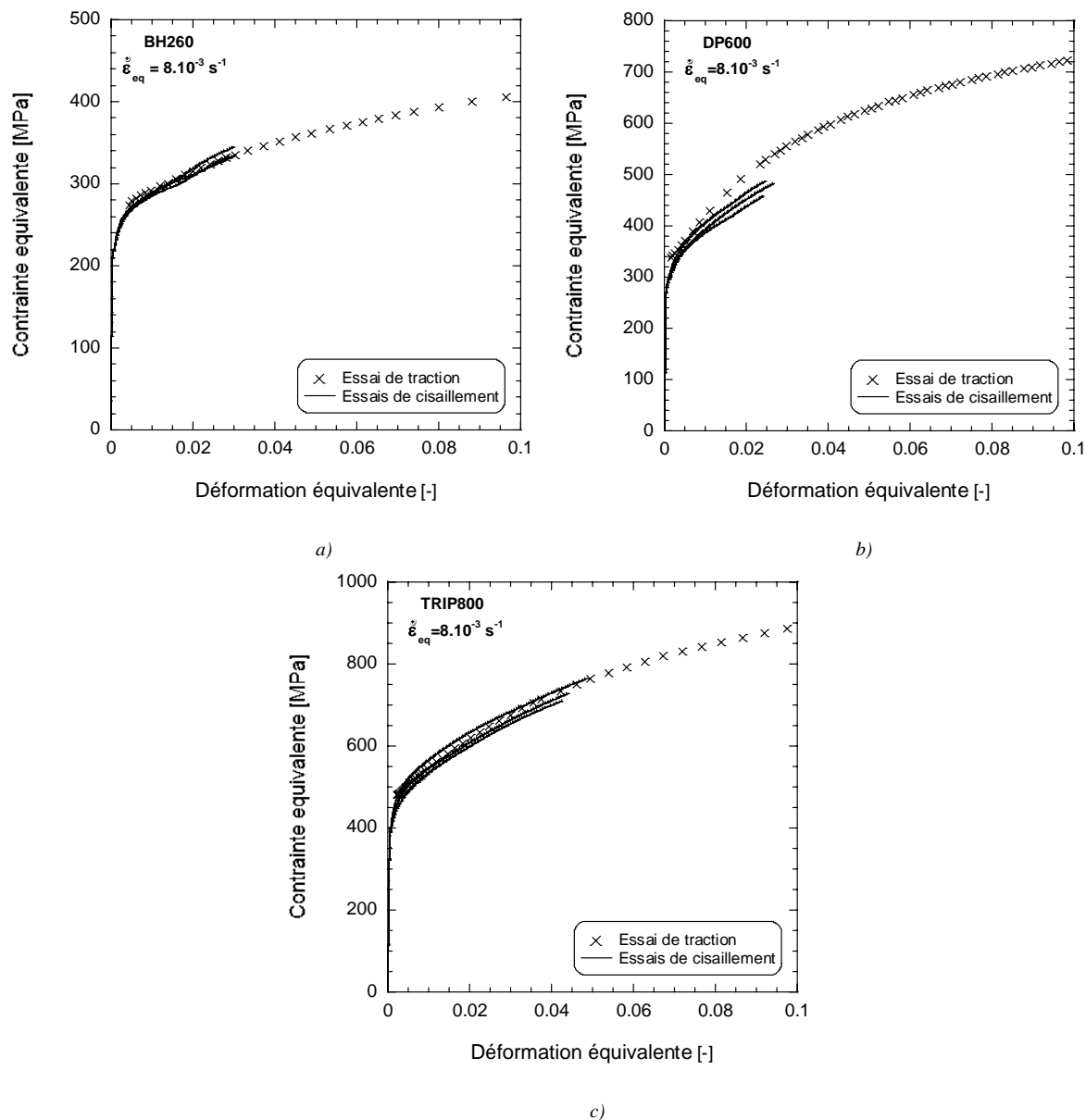


**Figure M.** Comparaison entre les différentes composantes du tenseur des contraintes pour différentes distances  $H_i$   
 a) Distance H1 b) Distance H2 c) Distance H3 d) Distance H4 e) Distance H5



**Figure N.** a) Profil de la déformation de cisaillement à travers la largeur de l'échantillon pour différents niveaux de déformation macroscopiques b) Profil de la contrainte de cisaillement à travers la largeur de l'échantillon pour différents niveaux de déformation macroscopiques c) Variation de la contrainte de cisaillement dans la zone cisailée pour différentes distances  $H_i$  d) Variation de la déformation de cisaillement dans la zone cisailée pour différentes distances  $H_i$  ( $1 \leq i \leq 5$ )

L'application des formules de calibration (4) et (5) mène à une augmentation de la contrainte et à une diminution de la déformation. La Figure O illustre la comparaison entre les résultats des essais de cisaillement (avec l'application des formules de calibration) et les résultats des essais de traction. Les résultats obtenus en cisaillement à partir du critère de Von-Mises sont proches de ceux obtenus en traction.



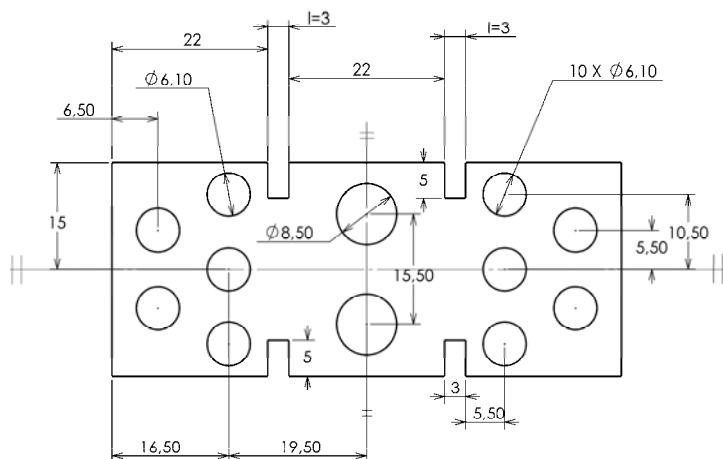
**Figure O.** Comparaison entre les essais de cisaillement et les essais de traction en utilisant le critère de Von-Mises  
a) BH260 b) DP600 c) TRIP800

Comme le paramètre  $\overline{\lambda}_\gamma$  adopte une valeur très faible, le niveau de déformation macroscopique  $\gamma$  imposé à l'échantillon est très nettement supérieur à celui réellement atteint. Obtenir le comportement du matériau en cisaillement jusqu'à une déformation de 0.5 revient à imposer un déplacement à l'extensomètre de 4.75 mm. A ce niveau de déformation macroscopique, on obtient inévitablement une rupture de l'échantillon. Par conséquent, l'éprouvette utilisée ici ne peut pas être utilisée pour une caractérisation en grande déformation.

## I.5 CONCLUSION

Des essais réalisés sur un acier doux à partir de l'éprouvette proposée par Gary et Nowacki [GN94] ont révélés que cette éprouvette possède des coefficients correcteurs  $\lambda_\tau$  et  $\lambda_\gamma$  proches de l'unité. Un écrouissage de type isotrope a pu être identifié grâce à des essais de type Bauschinger. L'évolution des indicateurs de l'effet Bauschinger révèle néanmoins qu'une faible contribution cinématique intervient dans l'écrouissage lorsque la vitesse de déformation appliquée augmente. Ces observations sont en accord avec les résultats obtenus par Thakur *et al.* [TNV96] (voir Section I.1.2.1).

Les coefficients correcteurs  $\lambda_\tau$  et  $\lambda_\gamma$  ont également été déterminés pour l'éprouvette de double cisaillement utilisée dans cette étude. Les résultats obtenus ont révélé une valeur anormalement faible du coefficient correcteur  $\lambda_\gamma$ . La détermination du comportement en grande déformation n'a pas été possible car la superposition des contraintes entre la zone cisailée et la concentration de contrainte présente autour des trous de fixation entraîne un déclenchement prématuré de la limite élastique. Cette étude a cependant mis en évidence que la méthode d'étalonnage proposée pour identifier les coefficients correcteurs est tout à fait appropriée. Une géométrie optimisée d'éprouvette a été déterminée (voir Figure P) où les trous de fixation se situent plus loin des zones cisailées. Par ailleurs, la qualité du serrage (qui est directement liée au glissement de l'échantillon) a été améliorée par deux trous de fixation supplémentaires. Les résultats obtenus grâce à cette éprouvette ne sont pas représentés car non utilisés dans le cadre de cette thèse.



**Figure P.** Échantillon de double cisaillement optimisé



## II. COMPARAISON DES MODELES

Différents modèles phénoménologiques couramment utilisés dans la littérature (Cowper-Symonds généralisé, Johnson-Cook et Tanimura-Zhao) sont comparées entre eux à partir du comportement de l'acier TRIP800. Les paramètres matériaux de chaque modèle ont été déterminés en utilisant la méthode des moindres carrés.

### II.1 MODELE DE COWPER-SYMONDS GENERALISE

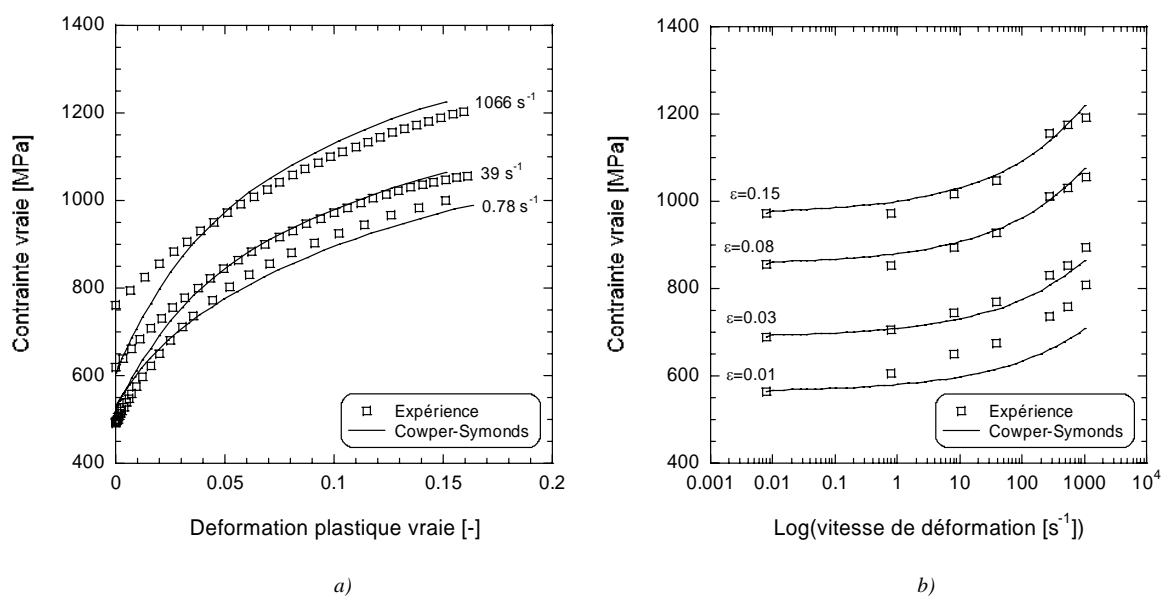
*Formulation du modèle,*

$$\sigma = \sigma_y \left[ 1 + \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{D} \right)^{1/p} \right]$$

*Paramètres de l'acier TRIP800,*

$D$ [s <sup>-1</sup> ]	$p$
78525	3.2

*Comparaison avec les résultats expérimentaux,*



**Figure Q.** *Modèle de Cowper-Symonds généralisé appliqué au TRIP800 a) Evolution de la contrainte en fonction de la déformation plastique vraie b) Evolution de la contrainte en fonction de la vitesse de déformation*

## II.2 MODELE DE JOHNSON-COOK

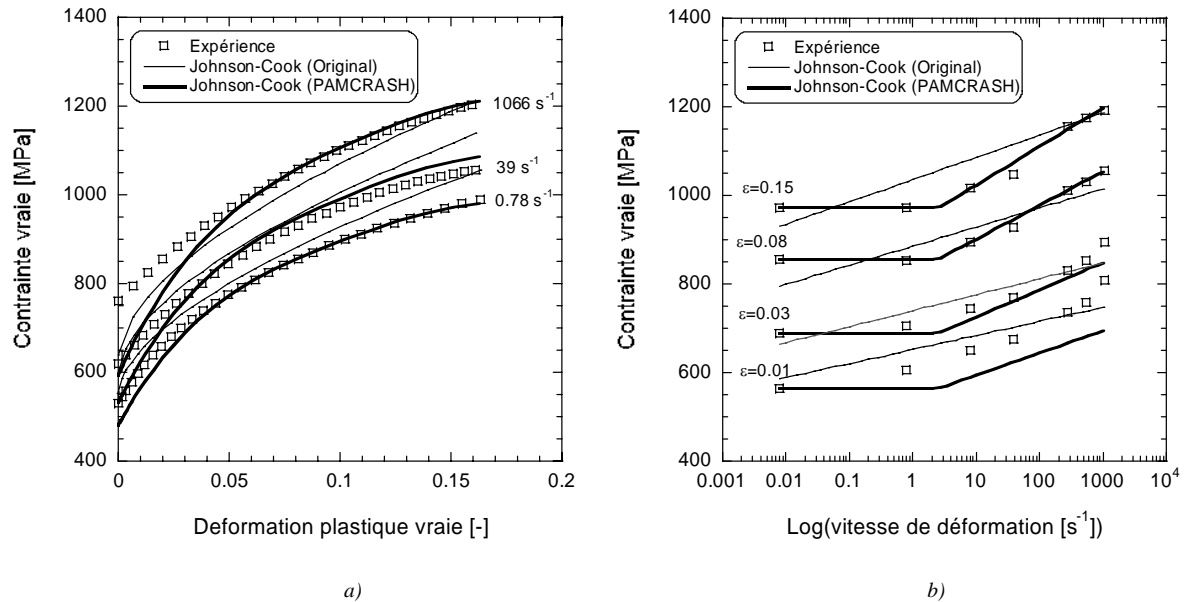
Formulation du modèle,

<p>Version originale</p> $\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left[ 1 + C \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right]$	<p>Version PAMCRASH</p> $\sigma = \sigma_y \left[ 1 + \frac{1}{p} \ln \left( \max \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{D}, 1 \right) \right) \right]$
------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------	--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------

Paramètres de l'acier TRIP800,

A	B	C	n	$\dot{\varepsilon}_0$	D	p
[MPa]	[MPa]			[s <sup>-1</sup> ]	[s <sup>-1</sup> ]	
530.74	1418	0.02	0.6	0.1	2.51	25.77

Comparaison avec les résultats expérimentaux,



**Figure R.** *Modèle de Johnson-Cook dans sa version originale comparé au modèle de Johnson-Cook implémenté dans PAMCRASH appliqué au TRIP800 a) Evolution de la contrainte en fonction de la déformation plastique vraie b) Evolution de la contrainte en fonction de la vitesse de déformation*

### II.3 MODELE DE ZHAO-TANIMURA

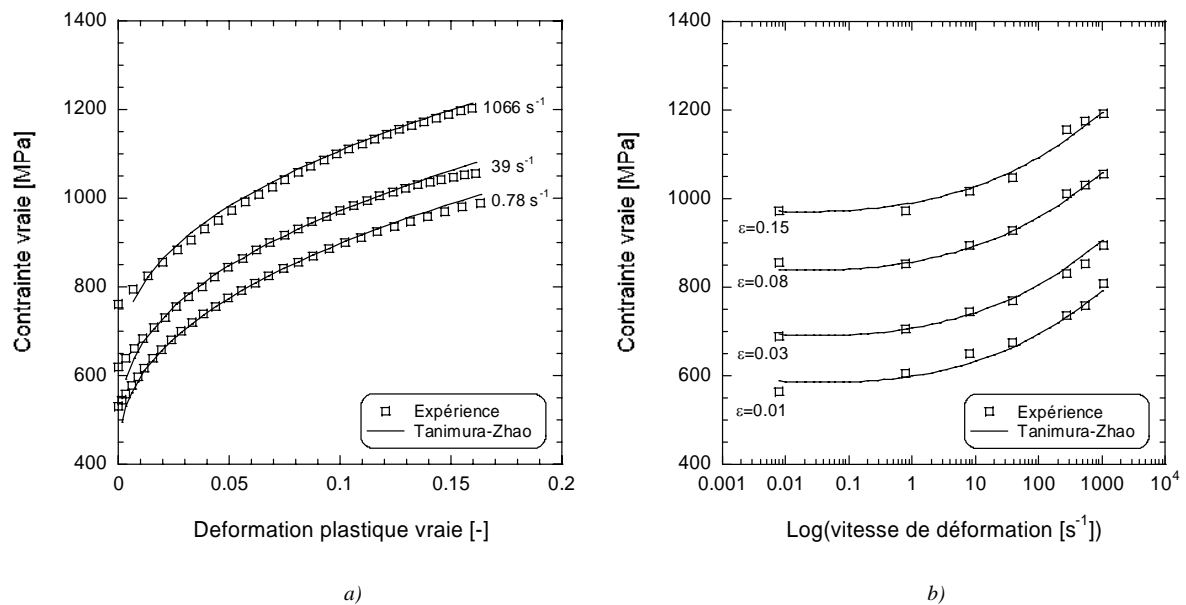
Formulation du modèle,

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) + \left( (C - D\varepsilon^m) \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right) + (E\dot{\varepsilon}_p^k)$$

Paramètres de l'acier TRIP800,

A	B	n	C	D	m	$\dot{\varepsilon}_0$	E	k
[MPa]	[MPa]		[MPa]			[s <sup>-1</sup> ]	[MPa]	
277.9	1261.7	0.425	166.47	202.1	-0.007	0.0029	207.58	0.1352

Comparaison avec les résultats expérimentaux,



**Figure S.** Modèle de Tanimura - Zhao appliqué au TRIP800 a) Evolution de la contrainte en fonction de la déformation plastique vraie b) Evolution de la contrainte en fonction de la vitesse de déformation





## **Résumé**

*Préserver l'intégrité des occupants d'un véhicule lors d'un accident constitue un enjeu majeur pour les constructeurs automobiles depuis de nombreuses années. L'objectif de cette thèse est d'analyser l'effet de la pré-déformation plastique sur la tenue au crash d'une structure de type crash-box. L'histoire du chargement est composée de deux phases. La première est le processus de mise en forme qui est généralement réalisé sous chargement quasi-statique. La seconde phase est caractérisée par un évènement de type crash. Le comportement de trois aciers fréquemment utilisés dans l'industrie automobile a été étudié (BH260, DP600, TRIP800). Des essais en traction uni-axiale ont permis de mettre en évidence l'effet d'un pré-chargement quasi-statique sur la réponse en rechargement dynamique. Une large campagne expérimentale d'écrasement de structures a par ailleurs révélé que le processus de pré-déformation a un effet bénéfique sur la tenue au crash malgré la réduction de l'épaisseur des structures. Deux modèles phénoménologiques sont ensuite proposés pour décrire les effets d'écrouissage et de sensibilité à la vitesse de déformation des métaux. Les prédictions des modèles montrent une très bonne correspondance avec les données expérimentales dans une large gamme de vitesse de déformation et les effets d'histoire de vitesse de déformation peuvent être très bien pris en compte par l'un des modèles. Enfin, une démarche numérique de couplage emboutissage-crash est présentée où les variables calculées lors de la mise en forme (contraintes résiduelles, déformation plastique équivalente, épaisseur finale) sont prises en compte lors de l'écrasement sous chargement dynamique.*