

Caractérisation expérimentale et modélisation du comportement plastique d'aciers à transformation martensitique : applications à la mise en forme

Jérôme Serri

▶ **To cite this version:**

Jérôme Serri. Caractérisation expérimentale et modélisation du comportement plastique d'aciers à transformation martensitique : applications à la mise en forme. Autre. Université Paul Verlaine - Metz, 2006. Français. NNT : 2006METZ025S . tel-01752446

HAL Id: tel-01752446
https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01752446

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.

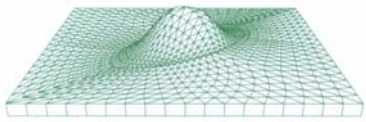
Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

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

Contact : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

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.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm



LABORATOIRE DE PHYSIQUE ET MÉCANIQUE DES MATÉRIAUX

THÈSE

Présentée à



Par

Jérôme SERRI

Pour l'obtention du grade de :

Docteur de l'Université Paul Verlaine de Metz

SPECIALITE : **Physique et Sciences de l'ingénieur**
OPTION : **Mécanique**

Caractérisation expérimentale et modélisation du comportement plastique d'aciers à transformation martensitique. Applications à la mise en forme.

Soutenue le 15 Juin 2006 devant le jury composé de :

A.M. HABRAKEN	Maître de Recherche FNRS, Université de Liège	**Rapporteur**
P. PILVIN	Professeur à l'Université de Bretagne-Sud, Lorient	**Rapporteur**
E. GAUTIER	Directeur de Recherches, Ecole des Mines de Nancy	**Examinateur**
O. BOUAZIZ	Ingénieur de Recherches, Arcelor Research	**Invité**
M. CHERKAOUI	Professeur à Georgia Institute of Technology, Atlanta	**Directeur de thèse**
G. FERRON	Professeur à l'Université Paul Verlaine, Metz	**Directeur de thèse**
M. MARTINY	Maître de Conférence à l'Université Paul Verlaine, Metz	**Co-Encadrant de thèse**

LPMM U.M.R. C.N.R.S. N°7554
Université Paul Verlaine de Metz, île du Saulcy, 57045 METZ Cedex 01

Remerciements

Le travail présenté dans ce mémoire a été réalisé au Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux de l'Université Paul Verlaine de Metz sous la direction de Messieurs Gérard FERRON, Professeur à l'Université Paul Verlaine de Metz, et Mohammed CHERKAOUI, Professeur à Georgia Institute of Technology de Lorraine, ainsi que de Madame Marion MARTINY, Maître de Conférence à l'Université Paul Verlaine de Metz. Je tiens à leur exprimer ma sincère reconnaissance pour la confiance qu'ils m'ont témoignée en me permettant de réaliser ces travaux. Je les remercie également pour les conseils et les connaissances qu'ils m'ont apportés durant cette thèse.

Mes remerciements s'adressent également à Anne Marie HABRAKEN, Maître de recherche FNRS, et Philippe PILVIN, Professeur au Laboratoire de Génie Mécanique et Matériaux de Lorient, qui m'ont fait l'honneur d'examiner ce travail et d'en être les rapporteurs. Je remercie aussi Elisabeth GAUTIER, directeur de Recherche CNRS au LSG2M à l'école des mines de Nancy, et Olivier BOUAZIZ, Ingénieur (HDR) de recherche à Arcelor Research de Maizières-les-Metz d'avoir accepté de participer à mon jury.

J'aimerais remercier également tous les membres ou anciens membres du LPMM et du LETAM qui ont contribué de près ou de loin à mes travaux et tout particulièrement Nicolas JACQUES et Sébastien MERCIER pour leurs conseils avisés, Nadine BOURGEOIS, Bernard BOLLE ainsi que Patrick MOLL pour leurs compétences expérimentales et leur disponibilité à mon égard.

Enfin je n'oublie pas ma famille, en particulier ma femme Olivia pour sa patience et mes parents pour leur soutien, ainsi que mes amies et amis du LPMM pour tous les bons moments que nous avons passés ensemble durant ces années.

Sommaire

INTRODUCTION **1**

CHAPITRE I – Etude bibliographique

I.1. Introduction **7**

I.2. Caractéristiques générales de la transformation martensitique dans les aciers **7**

I.2.1. Généralités 7

I.2.2. Conditions thermomécaniques d'observation de la transformation martensitique 8

I.2.3. Facteurs métallurgiques influençant la transformation martensitique 11

I.2.3.1. Influence de la composition chimique 11

I.2.3.2. Influence de la taille de grains 12

I.2.4. Structures cristallographiques de la martensite 13

I.2.5. Déformations associées à la transformation martensitique 16

I.3. Modélisations de la transformation martensitique **18**

I.3.1. Approche thermodynamique 18

I.3.2. Influence de la contrainte sur la transformation 20

I.3.3. Cinétique de la transformation induite par la déformation 21

I.3.3.1. Influence du trajet de chargement sur la transformation 22

I.3.3.2. Lois empiriques 24

I.3.3.3. Modèles physiques 25

I.3.3.4. Modèles basés sur la thermodynamique des processus irréversibles 29

I.4. Comportement plastique des aciers à transformation martensitique **29**

I.4.1. Généralités 29

I.4.1.1. L'effet TRIP 30

I.4.1.2. Influence de la transformation sur la ductilité 31

I.4.1.3. Influence de la vitesse de déformation 33

I.4.2. Comportement plastique en fonction de la température d'essai 36

I.4.3. Modélisations de la plasticité de transformation (effet TRIP) 37

I.4.3.1. Modèles phénoménologiques 38

I.4.3.2. Modèles cristallographiques 43

I.4.4. Modélisations du comportement plastique en présence de transformation 43

I.4.4.1. Modèles phénoménologiques 44

I.5. Emboutissage des aciers à transformation martensitique **48**

I.5.1. Généralités sur l'emboutissage 48

I.5.1.1. Différents modes de déformation rencontrés en emboutissage 49

I.5.2. Spécificités des aciers à transformation martensitique vis-à-vis de l'emboutissage 50

I.5.3. Transformation martensitique dans les procédés d'emboutissage 51

I.5.4. Courbes limites de formage 52

I.5.5. Casse différée ... 54
I.6. Conclusions ... **54**

CHAPITRE II – Résultats expérimentaux
II.1. Introduction ... 55
II.2. Conditions expérimentales ... **56**
II.2.1. Matériaux ... 56
II.2.2. Micrographies initiales ... 57
II.2.2.1. Micrographie de l'acier TRIP800 ... 57
II.2.2.2. Micrographie de l'acier 304 ... 58
II.2.3. Essais de traction ... 58
II.2.4. Essais d'emboutissage de type Marciniak ... 60
II.2.5. Mesures de déformation par corrélation d'images ... 62
II.2.6. Dosages de phases ... 64
II.2.7. Faciès de rupture ... 65
II.3. Résultats des essais de traction ... **65**
II.3.1. Acier TRIP1000 ... 65
II.3.1.1. Influence de la température d'essai ... 65
II.3.2. Acier TRIP800 ... 67
II.3.2.1. Influence de la température d'essai ... 67
II.3.2.2. Influence de la vitesse de déformation ... 69
II.3.2.3. Cinétique de transformation ... 70
II.3.2.4. Analyse de l'écrouissage ... 71
II.3.2.5. Anisotropie plastique ... 73
II.3.3. Acier inoxydable 304 ... 73
II.3.3.1. Influence de la vitesse de déformation ... 74
II.3.3.2. Cinétique de transformation ... 75
II.3.3.3. Analyse de l'écrouissage ... 76
II.3.3.4. Anisotropie plastique ... 77
II.4. Résultats des essais d'emboutissage de type Marciniak de l'acier 304 ... **78**
II.4.1. Trajets de chargement ... 79
II.4.2. Courbes Limites de Formage ... 79
II.4.3. Analyse de la formabilité jusqu'à rupture ... 81
II.4.3.1. Etude des déformations principales à rupture ... 81
II.4.3.2. Gradient en épaisseur de la tôle après essai ... 81
II.4.3.3. Influence du trajet de chargement et de la déformation sur la transformation de phase martensitique ... 85
II.5. Analyses microstructurales ... **88**
II.5.1. Observations microscopiques après sollicitation ... 88
II.5.1.1. Micrographie de l'acier T1000 ... 88
II.5.1.2. Microstructure de l'acier TRIP800 ... 89
II.5.1.3. Observation au microscope électronique à balayage de l'acier 304 ... 90

II.6. Conclusions **91**

CHAPITRE III – Simulations numériques – Modèle phénoménologique

III.1. Introduction **93**
III.2. Equations du modèle **94**
III.2.1. Vitesses de déformation inélastique 94
III.2.2. Cinétique de la transformation 96
III.2.3. Comportement du matériau biphasé 97
III.2.4. Définition du matériau modèle ITT 98
III.3. Implémentation numérique et validation **99**
III.3.1. Méthode d'implémentation 99
III.3.2. Validation des programmes 104
III.3.2.1. Comparaison VUMAT 3D, VUMAT CP et calcul analytique en chargement monotone 104
III.3.2.2. Comparaison avec les résultats de Iwamoto et al. 106
III.3.2.3. Validation par simulations de l'emboutissage 107
III.3.2.4. Comparaison éléments solides/éléments de coques 107
III.4. Analyse du comportement de matériaux modèles **110**
III.4.1. Définition de matériaux modèles 110
III.4.2. Comportement sous chargement monotone 111
III.4.3. Comportement en emboutissage 114
III.4.3.1. Sensibilité aux paramètres associés à la transformation martensitique 114
III.4.3.2. Gradients de transformation dans l'épaisseur de la tôle 118
III.4.3.3. Sensibilité au choix de la surface de charge 121
III.5. Comparaison avec les résultats expérimentaux **122**
III.5.1. Remarques préliminaires 122
III.5.2. Comparaison avec des essais de traction uniaxiale 122
III.5.2.1. Courbes contrainte-déformation et cinétique de transformation 123
III.5.2.2. Analyse de l'écrouissage 125
III.5.3. Comparaison avec des essais multiaxiaux 127
III.5.3.1. Application à un acier à effet TRIP de la littérature 127
III.5.4. Comparaison avec des essais d'emboutissage 128
III.5.4.1. Essais d'emboutissage profond 128
III.5.4.1.1. Etude du rapport limite d'emboutissage 128
III.5.4.1.2. Analyse de la transformation martensitique 129
III.5.4.2. Essais d'emboutissage de type Marciniak 132
III.6. Conclusions **134**

CHAPITRE IV – Simulations numériques – Modèle semi-physique

IV.1. Introduction **137**
IV.2. Modèle implémenté **138**
IV.2.1. Modèle macroscopique 138

IV.2.2. Forme générale du modèle élasto-viscoplastique 139
IV.2.3. Spécificité du modèle 140
IV.2.3.1. Modélisation de l'écrouissage 141
IV.2.3.2. Cinétique de la transformation martensitique 143
IV.2.3.2.1. Description cristallographique 143
IV.2.3.2.2. Surface de transformation 144
IV.2.3.2.3. Forces thermodynamique et critique 148
IV.2.3.2.4. Loi d'évolution de la transformation martensitique 150
IV.3. Méthode d'implémentation pour le modèle élasto-viscoplastique 151
IV.3.1. Critère de transformation 156
IV.4. Résultats des simulations numériques pour des aciers à effet TRIP 157
IV.4.1. Acier 100% austénitique instable 158
IV.4.1.1. Essais de chargement monotones sur un élément 158
IV.4.1.2. Essais de traction uniaxiale pour un acier AISI 304. Confrontation entre simulations et expériences 160
IV.4.1.3. Essais d'emboutissage profond pour un acier AISI 304. Confrontation simulations et expériences 161
IV.4.2. Modélisation des aciers multiphasés à transformation martensitique 166
IV.4.2.1. Essais de traction uniaxiale. Confrontation entre simulations et expériences 166
IV.4.2.1.1. Application à l'acier TRIP800 166
IV.4.2.2. Essais multiaxiaux. Confrontation entre simulations et expériences 170
IV.4.2.2.1. Application à un acier à effet TRIP de la littérature 170
IV.4.2.3. Essais d'emboutissage profond. Confrontation simulations et expériences 173
IV.4.2.3.1. Application à l'acier TRIP800 173
IV.5. Conclusions 178

CONCLUSIONS 181

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES 185

Introduction

Des besoins toujours plus diversifiés de matériaux à propriétés ciblées se font sentir dans les différents secteurs de biens d'équipement. Ils imposent aux industriels une connaissance et une compréhension accrues du comportement de ces matériaux dès le stade de leur conception.

Parmi ces matériaux, nous nous attachons dans ce travail aux aciers, entièrement ou partiellement austénitiques, et présentant une transformation de l'austénite en martensite induite par la déformation plastique.

Nous distinguons tout d'abord la famille des aciers inoxydables austénitiques, qui comprend un certain nombre de nuances dont les différences de composition chimique sont destinées à résoudre des problèmes particuliers (applications dans l'équipement des particuliers, dans les transports, les industries alimentaires, les équipements industriels, le bâtiment). Le facteur déterminant le choix d'un acier inoxydable austénitique est en général la résistance à la corrosion. Selon la composition, ces aciers présentent une plus ou moins grande stabilité de l'austénite, qui influence la capacité d'emboutissage de ces aciers (le nickel, le manganèse et le carbone sont des éléments gamagènes, stabilisant l'austénite). La transformation de l'austénite en martensite a pour effet d'augmenter le taux d'écrouissage du matériau, ce qui favorise a priori l'emboutissage puisque l'apparition de la striction est retardée. Cependant, lors d'essais d'emboutissage profond, quelques problèmes graves sont à noter comme par exemple le phénomène de casse différée. Il convient également de noter que le durcissement associé à la formation de martensite nécessite aussi une plus grande force de poinçon.

En ce qui concerne les pièces de structure des véhicules automobiles, des nuances d'aciers multiphasés, partiellement austénitiques, et présentant une transformation martensitique induite par la déformation plastique sont l'objet d'une attention particulière. Ces matériaux permettent de concilier des propriétés a priori contradictoires, comme une bonne ductilité et une bonne résistance mécanique, ce qui les rend particulièrement attractifs pour les pièces de renfort des voitures. La résistance mécanique peut atteindre plus de 1200 MPa et l'allongement plus de 40%. Ils présentent un niveau d'emboutissabilité satisfaisant lors de leur mise en forme, et les pièces formées possèdent en outre une capacité d'absorption d'énergie qui leur confère une très bonne tenue au crash. Ces propriétés

remarquables sont dues à la transformation de l'austénite résiduelle métastable en martensite au cours d'un chargement thermomécanique.

L'étude expérimentale complexe du comportement de ces aciers lors de la mise en forme demande un temps de préparation et des moyens souvent très coûteux. A côté de cela, d'énormes progrès ont été effectués au niveau des performances des stations de calcul. Ainsi, les industriels font de plus en plus appel aux simulations numériques en se tournant vers l'implantation, dans un code de calcul par éléments finis, de modèles caractérisant de mieux en mieux le comportement du matériau.

La conception de ces modèles de comportement demande alors une meilleure connaissance des mécanismes mis en jeu lors d'un chargement thermomécanique. De nombreux auteurs se sont efforcés à décrire le comportement global du matériau en utilisant des modèles macroscopiques phénoménologiques. Ces modèles ainsi implémentés ont généralement des temps de calcul acceptables, cependant, leur pouvoir prédictif reste souvent limité. Il existe également des modèles microscopiques ou polycristallins, faisant intervenir des paramètres à l'échelle du grain, ayant une bonne capacité de prédiction du comportement du matériau mais beaucoup trop coûteux en temps de calcul pour des simulations en emboutissage par exemple. D'autres modèles macroscopiques intermédiaires ayant une prédiction et un temps de calcul satisfaisant (avec un nombre de variables internes limité) ont été élaborés. Ces derniers font appel à des paramètres physiques et tiennent compte des phénomènes microscopiques. Afin d'améliorer la description du comportement du matériau, ces modèles impliquent ainsi une compréhension des mécanismes à l'échelle microscopique. Dans ce cas, cette approche peut être qualifiée de semi-phénoménologique. Elle fait généralement appel à une description du comportement moyen à l'échelle des phases.

La plus grande difficulté rencontrée par ces modèles réside dans la description du changement de phase. L'austénite à structure cubique à faces centrées se transforme en phase martensitique plus dure tétragonale centrée pour α' ou hexagonale pour ε. Cette transformation de phase dépend du chargement thermomécanique appliqué mais aussi de la composition de l'acier et influence directement le comportement global du matériau.

La modélisation doit alors faire face à la complexité des mécanismes et des phénomènes liés à cette transformation martensitique induite par la déformation plastique. Elle doit également tenir compte du caractère multiaxial du chargement thermomécanique impliqué lors de la mise en forme du matériau. Ainsi, une validation du modèle utilisé doit être effectuée pour différents trajets de chargement monotones et à différentes températures. De plus, une attention toute particulière doit être apportée à la cinétique de transformation qui selon les auteurs dépend de la température, de la vitesse de déformation ainsi que de l'état des contraintes dans le matériau.

Une description du comportement local des phases présentes (austénite et martensite pour un acier inoxydable austénitique, auxquelles viennent s'ajouter la bainite et la ferrite pour un acier multiphasé) ainsi que la connaissance de la loi d'évolution de la fraction volumique de martensite formée constituent les éléments nécessaires pour obtenir, après homogénéisation, le comportement global du matériau. Il convient également de modéliser les effets propres à la plasticité induite par la transformation (Transformation Induced Plasticity, TRIP) qui ont leur origine dans le changement de forme et de volume associé à la transformation. Les deux principaux effets habituellement évoqués dans la description des aciers TRIP sont, d'une part, l'effet de Greenwood-Johnson [GJ65] qui correspond à la production de déformation plastique dans la phase mère austénitique du fait de la transformation martensitique, et d'autre part, l'effet de Magee [Mag66] associé à la sélection des variantes de martensite résultant des états de contraintes internes appliquées.

L'ensemble des essais expérimentaux (divers trajets de chargement monotones à différentes températures) permet une identification des paramètres des modèles utilisés. Une confrontation entre expérience et simulation en mise en forme est ainsi possible. Pour la mise en forme des aciers à transformation martensitique, les résultats macroscopiques attendus lors des simulations numériques sont la fraction volumique de martensite formée, la déformation, le durcissement associés à l'écrouissage et à la transformation de phase dans les différentes parties d'un embouti de géométrie complexe, sollicitées selon différents modes de chargement.

L'emboutissage des tôles est un procédé de mise en forme complexe. Le comportement des tôles pendant les opérations de formage dépend de l'interaction complexe entre la géométrie du processus, les conditions de frottement entre le flan et les outils, et la loi constitutive du matériau. Les simulations d'emboutissage nécessitent ainsi une bonne connaissance des conditions expérimentales (force de serrage du serre-flan ainsi que la gestion du contact entre les outils et la pièce) afin de reproduire le plus fidèlement la réalité. La méthode la plus largement répandue pour résoudre ce type de problèmes est la méthode des éléments finis (EF). En plus des caractéristiques du comportement plastique du matériau embouti, il convient également de veiller à un certain nombre de paramètres comme le choix du maillage ou le coefficient de frottement, qui influencent directement les résultats des simulations.

Pour les matériaux monophasés ou multiphasés où l'écoulement plastique se produit seulement par glissement des dislocations, un nombre important d'études numériques ont été effectuées, en utilisant des modèles micromécaniques [BDMKK94, BG95, VHVBW95, IWN02] ou des modèles phénoménologiques basés sur différents critères [KW89, TCKB95, CLBKP96, MFF00, IWN00, BBBGFJC02]. Pour ce type de matériaux, les mécanismes d'écrouissage, ainsi que l'anisotropie initiale et induite résultant de la texture et de la microstructure du matériau sont les principaux

éléments impliqués dans la réponse de la tôle au procédé d'emboutissage. Les simulations numériques pour des matériaux impliquant une transformation de phase induite par la déformation sont beaucoup moins nombreuses [IT00, TI01, IT02, TMMYW03].

Les objectifs de ces travaux de thèse sont, d'une part, la compréhension des mécanismes liés à la transformation martensitique et des facteurs influençant cette transformation à travers une caractérisation expérimentale des aciers à transformation martensitique et, d'autre part, la modélisation du comportement afin de parvenir à la simulation des essais d'emboutissage. Le premier modèle implémenté est celui d'Iwamoto et al., dérivé des modèles de cinétique de transformation d'Olson et Cohen [OC75] et de Stringfellow et al. [SPO92] et prenant en compte la plasticité de transformation. Une étude de sensibilité aux paramètres inclus dans ce modèle est effectuée afin de cerner l'importance relative des différents éléments du modèle sur le comportement en emboutissage. Afin d'améliorer le pouvoir prédictif des simulations, un second modèle original élasto-viscoplastique semi-phénoménologique est proposé et implémenté. Celui-ci tient compte de paramètres physiques comme la taille des grains, ainsi que de la vitesse de déformation. La cinétique utilisée dans ce modèle est obtenue à partir de la thermodynamique des processus irréversibles et l'écrouissage est décrit par la théorie phénoménologique de multiplication des dislocations de Mecking et Kocks [MK81] et Estrin et Mecking [EM84]. Une caractérisation expérimentale des aciers testés permet ainsi une identification des paramètres du second modèle. L'ensemble des résultats des simulations numériques ainsi obtenus en mise en forme est comparé aux résultats expérimentaux de la littérature.

Ce mémoire s'articule en quatre parties.

Dans une première partie, une description des mécanismes de la transformation martensitique est effectuée. On propose alors une synthèse bibliographique des différentes connaissances sur cette transformation. Une présentation des principales cinétiques de transformation ainsi que de nombreuses lois de comportement de la littérature est faite dans le but de définir les modélisations qui seront utilisées lors de l'implémentation. Le comportement thermomécanique des aciers austénitiques instables est également détaillé dans le cas des trajets monotones et en emboutissage. Cet ensemble de données expérimentales de la littérature permet de dégager de nombreuses informations utiles à la modélisation.

Une seconde partie est consacrée à la caractérisation expérimentale des aciers à effet TRIP étudiés. Des essais de traction uniaxiale à différentes températures ainsi que des essais d'emboutissage de type Marciniak [MK67] ont permis d'obtenir une base de données conséquente pour l'identification des paramètres des modèles en ce qui concerne le comportement des différents aciers utilisés et ainsi de

mettre en valeur l'influence du trajet de chargement (allant de la traction uniaxiale à l'expansion équibiaxée en passant par la traction plane) et de la température sur la cinétique de transformation martensitique. Une analyse de la microstructure des éprouvettes sollicitées est également effectuée.

Les deux dernières parties correspondent respectivement aux implémentations des modèles macroscopiques d'Iwamoto et al. [ITT98] et semi-phénoménologique de Cherkaoui et al. [CSSK06] dans les sous-programmes utilisateurs VUMAT du code de calcul par éléments finis Abaqus/Explicit [Aba04]. Les modélisations sont effectuées pour un acier inoxydable entièrement austénitique 304 ainsi que pour un acier multiphasé TRIP800. Les simulations numériques pour des trajets de chargement particuliers (traction équibiaxée, traction uniaxiale, cisaillement et compression) à différentes températures ainsi que d'emboutissage profond sont ensuite confrontées aux résultats expérimentaux (fraction volumique de martensite formée, déformation pour des géométries particulières d'outillage conduisant à divers trajets de chargement dans les différentes parties de l'embouti) afin de valider les deux modèles.

Chapitre I

Etude bibliographique

I.1. Introduction

Ce chapitre bibliographique rappelle les caractéristiques générales de la transformation de phase martensitique (conditions d'observation de la transformation, structures cristallographiques, déformation de transformation, …) ainsi que les conséquences de cette transformation sur le comportement plastique des aciers entièrement ou partiellement austénitiques instables lors d'un chargement thermomécanique. Une étude des différentes modélisations de la cinétique de la transformation martensitique de la littérature est également présentée. Enfin, les principales particularités du comportement de ces aciers en emboutissage sont énumérées.

I.2. Caractéristiques générales de la transformation martensitique dans les aciers

I.2.1. Généralités

La transformation martensitique correspond à la transformation de l'austénite, phase mère, stable à haute température, en martensite, phase fille. Notons que c'est le métallurgiste allemand Adolf Martens qui le premier observa la martensite. La transformation martensitique est sans diffusion (germination non reconstructive : pas de reconstruction des liaisons atomiques d'où une distorsion du réseau de la phase mère pour parvenir à la phase fille). L'absence de diffusion implique non seulement que les phases austénitique et martensitique ont même composition chimique, mais que, de plus, la martensite hérite de l'ordre et des défauts de la phase mère.

Les déplacements atomiques sont coopératifs (transport rapide et coordonné) et s'effectuent à des distances inférieures à la taille de la maille élémentaire du réseau de la phase mère vers de nouveaux

sites voisins qui ont la configuration du réseau cristallin de la nouvelle phase (germination dite displacive du premier ordre ou paramorphique : les deux phases coexistent et il existe une interface nette entre l'austénite et la martensite).

Les autres caractéristiques de la transformation martensitiques sont : une énergie de déformation élastique importante ; un changement de forme laissant un plan invariant ; une déformation homogène macroscopique de réseau cristallographique constituée par un glissement et une dilatation (figure I.1). La variation de volume est relativement élevée (de l'ordre de quelques pourcents pour les aciers).

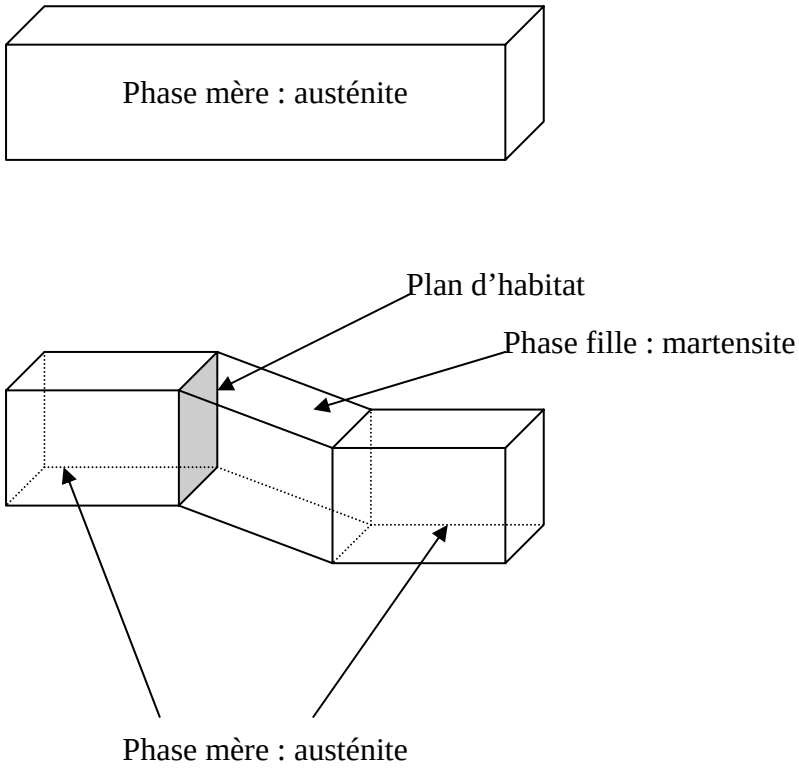


Figure I.1. Changement de forme et de volume associés à la transformation martensitique

I.2.2. Conditions thermomécaniques d'observation de la transformation martensitique

La figure I.2 schématise les conditions de formation de la martensite en fonction de la contrainte et de la température.

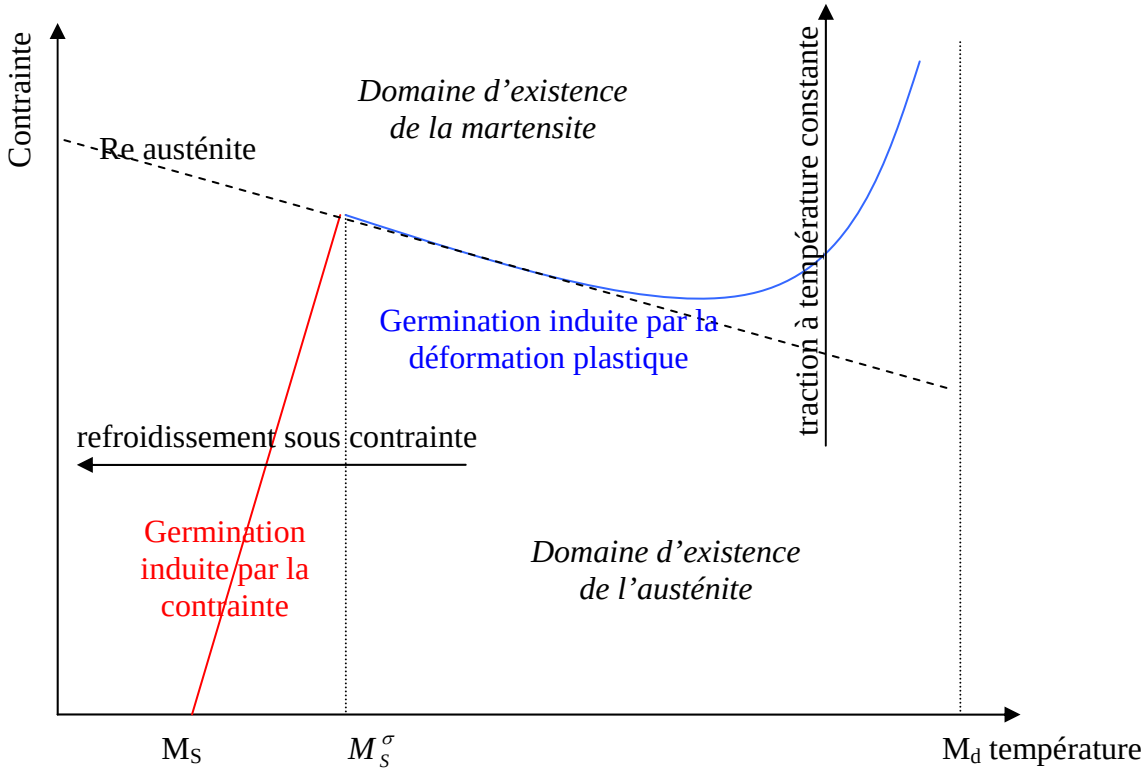


Figure I.2. Représentation schématique de la variation de la contrainte critique de transformation avec la température d'essai

La transformation martensitique a lieu spontanément lors d'un refroidissement en dessous de la température de début de transformation *Ms* (Martensite start). Cette température correspond à l'apparition de martensite d'origine thermique ; elle dépend en particulier de la composition du matériau (cf § I.2.3). En dessous de *Ms*, la fraction de martensite formée dépend uniquement de l'écart de température par rapport à *Ms*.

La possibilité de former de la martensite à des températures supérieures à M_S par apport d'énergie mécanique est connue depuis les observations faites par Scheil [Sch32]**.** Ainsi, l'application de contraintes a pour conséquence de modifier la température de début de transformation, d'autant plus que ces contraintes sont élevées. Notons qu'au-delà de la température M_d, il n'est plus possible d'induire cette transformation, quel que soit le niveau de contrainte appliqué.

Entre M_S et M_d, on distingue deux conditions distinctes de formation de la martensite :

- **Transformation assistée par la contrainte** (« stress assisted transformation ») dans le domaine $M_S < T < M_S^\sigma$: la contrainte critique de début de transformation varie linéairement avec la

température. Elle est inférieure à la limite d'élasticité de l'austénite. Ce mode de transformation est donc entièrement régi par la contrainte appliquée.

- **Transformation induite par la déformation plastique** (« strain induced transformation ») dans le domaine $M_S^\sigma < T < M_d$: la contrainte nécessaire au déclenchement de la transformation martensitique est supérieure à la limite d'élasticité de l'austénite. A la température M_S^σ, la contrainte critique de transformation et la limite d'élasticité sont confondues. La martensite se développe principalement sur les sites de germination produits par la déformation plastique (intersections de bandes de glissement, empilements de dislocations) [LP72]. Dans ce domaine de température, la variation complexe entre la contrainte et la température de début de formation de la martensite est due à la compétition entre deux effets contraires issus de la déformation plastique : la création de nouveaux sites de germination et la consolidation de la phase mère [Gau85]. Au-dessus de la température M_d, la déformation plastique consolide la phase mère et devient le principal mécanisme de déformation, et la transformation martensitique ne peut se produire.

Deux types d'essais peuvent être envisagés pour déterminer la température de début de transformation martensitique : les essais de refroidissement sous contrainte constante et les essais de traction à température constante. Nous pouvons alors restituer dans un graphique température – contrainte – déformation plastique le domaine d'existence de la martensite.

Dans le cas des essais de refroidissement sous contrainte, la plupart des auteurs confirment une augmentation linéaire de la température critique de transformation avec la contrainte appliquée [PC53, Gau85, Zha93]. Cette augmentation est plus forte dans le cas d'une contrainte de traction que d'une contrainte de compression. L'application d'une pression hydrostatique entraîne une diminution de M_S^σ [PC53]. Selon Patel et Cohen [PC53], la morphologie des plaquettes de martensite n'est pas affectée par la pression hydrostatique. Certains auteurs ont observé que l'influence de la contrainte sur M_S^σ n'apparaît qu'à partir d'une contrainte seuil [Zha93, PR59]. Gautier [Gau85] a observé sur un alliage Fe-Ni-C-Cr une inversion du sens de variation de M_S^σ à partir d'un certain niveau de contrainte. Cette variation est liée à l'entrée en plasticité du matériau qui conduit à une consolidation de la phase mère. Pychmintsev et al. [PSC02] ont effectué des essais de traction uniaxiale sous pression hydrostatique et ont déterminé la quantité de martensite formée pour deux nuances d'aciers TRIP (CMnSi et CMnAlSi). L'effet observé est que l'application d'une pression hydrostatique ralentit la cinétique de transformation. Cependant l'interaction transformation martensitique – pression hydrostatique peut être considérée d'une manière plus physique en tenant compte de la variation de volume incluse dans la déformation de transformation. Cristallographiquement, l'influence de la

pression hydrostatique résulte de la non orthogonalité de la normale au plan d'habitat et de la direction de transformation de chaque variante de martensite. Par exemple dans les AMF, la pression hydrostatique n'a pas d'effet sur la cinétique de transformation, car la variation de volume est quasiment nulle (0,03% pour CuAlBe).

I.2.3. Facteurs métallurgiques influençant la transformation martensitique

I.2.3.1. Influence de la composition chimique

Différents facteurs affectent la stabilité de l'austénite résiduelle. Andrews [And65] a mis en évidence l'influence de la teneur en éléments d'alliage sur M_S et exprime ainsi empiriquement cette température de début de transformation en degré Celsius :

$$M_s(°C) = 512 -453\ (\%C) - 16.9\ (\%Ni) - 9.5\ (\%Mo) + 217\ (\%C)^2 - 71.5\ (\%C)(\%Mn) +15\ (\%Cr) - 67.6\ (\%C)(\%Cr) + 10\ (\%Co) - 7.5\ (\%Si) \quad \textbf{(I. 1)}$$

Dans ce paragraphe, toutes les concentrations sont exprimées en pourcentage massique. La température M_s peut être diminuée par ajout d'éléments gammagènes (éléments stabilisateurs) comme le nickel, le manganèse et le carbone. Dans le cas des aciers partiellement austénitiques, l'ajout de silicium inhibe la formation de cémentite, ce qui permet à l'austénite de conserver un taux de carbone important. Le carbone étant très peu soluble dans la ferrite, la formation de ferrite qui rejette le carbone vers l'austénite permet également l'enrichissement en carbone. L'ajout de la plupart des éléments d'alliage entraîne une chute de M_s, comme le montrent également Pickering [Pic78] :

$$M_s(°C) = 497 - 810\ (\%C) -1230\ (\%N) - 13\ (\%Mn) - 30\ (\%Ni) - 12(\%Cr) -54\ (\%Cu) - 46\ (\%Mo) \quad \textbf{(I. 2)}$$

et Perlade et al. [PBF03] :

$$M_s(°C)=546*\exp(-1.362(\%C)) - 30.4\ (\%Mn) – 17.7\ (\%Ni) – 12.1\ (\%Cr) – 11\ (\%Si) \quad \textbf{(I. 3)}$$

L'influence des éléments d'alliage sur la température de début de transformation M_s a également été étudiée par Izumiyama et al. [ITI74] pour un alliage de fer. L'apport d'éléments comme Al, Ti, V, Nb et Co augmente M_s alors que Si, Cu, Cr, Ni, Mn et C baissent la température *Ms*.

L'expression (I.4) proposée par Post et al. [PE47] révèle les éléments stabilisateurs de l'austénite comme le nickel, le manganèse et le carbone (indices positifs). Ainsi, la stabilité de l'austénite par rapport à la transformation martensitique peut être caractérisée par un indice de stabilité Δ qui est fonction des éléments d'addition :

$$\Delta = Ni + 0.5Mn + 35C - 0{,}0833(Cr + 1{,}5Mo - 20)^2 - 15 \qquad \textbf{(I. 4)}$$

Dans les aciers inoxydables austénitiques les moins alliés, la transformation partielle de l'austénite en martensite peut intervenir à température ambiante si la température M_s est supérieure à celle-ci. Pour les aciers inoxydables austénitiques plus alliés, donc plus stables, la température M_s est nettement inférieure à la température ordinaire ; la transformation martensitique est alors obtenue lors d'un traitement à froid. Le taux de la transformation est fonction de la température atteinte.

Comme nous l'avons vu au §2.2, la transformation martensitique est induite par la déformation plastique entre les températures M_S^{σ} et M_d. L'effet des éléments d'alliage est mis en évidence par la formule donnée par Pickering [Pic84] :

$$M_{d30}(°C) = 497 - 462(\%C + \%N) - 9.2(\%Si) - 8.1(\%Mn) - 13.7(\%Cr) - 20(\%Ni) - 18.5(\%Mo) \qquad \textbf{(I. 5)}$$

où M_{d30} est la température à laquelle 50% de martensite est formée sous l'effet d'une déformation plastique de 30%. L'augmentation de la teneur en nickel inhibe la formation de martensite d'écrouissage α'.

I.2.3.2. Influence de la taille de grains

Des études montrent que la grosseur du grain de l'austénite intervient également sur la stabilité tout comme les éléments d'addition, qu'ils soient alphagènes (éléments déstabilisateurs) ou gammagènes : à analyse donnée et déformation donnée, un acier à grains fins formera moins de martensite qu'un acier à gros grains [Noh76].

Maki et al. [MTT74] ont déterminé expérimentalement à partir d'essais de traction uniaxiale à différentes températures sur un acier Fe-30Ni-0.23C l'évolution de la plage de température M_s - M_d. Les auteurs observent qu'une diminution de la taille de grain entraîne un déplacement de M_s - M_d vers des températures inférieures. D'autres auteurs comme Wang et al. [WV01] expriment la variation de température $\Delta M_S = \left|\Delta E^{\text{int}} / B\right|$ en fonction de la taille de grain austénitique d_0 par l'intermédiaire de la variation d'énergie d'interface $E^{\text{int}} = \dfrac{2V_m^{\alpha'}\gamma_{\alpha'/\gamma}}{i.d_0}$ associée à la formation d'une môle de martensite.

B est une constante, $V_m^{\alpha'}$ est le volume molaire de la martensite, $\gamma_{\alpha'/\gamma}$ est l'énergie spécifique d'interface austénite/martensite et i est le rapport de forme des plaquettes de martensite. Les auteurs

indiquent que la taille de grain augmente avec la température M_s (figure I.3) avec une stabilisation de l'austénite pour une taille de grain inférieure à 0,01µm et une déstabilisation pour une taille de grain supérieure à 1µm. Les travaux de Iung et al. [IDCO02] montrent après quantification expérimentale de la fraction des îlots austénitiques transformés dans des aciers 0.220C-1.55Mn-1.8Al et 0.225C-1.54Mn-1.78Al-0.793Cr que les petits îlots sont plus stables que les grands.

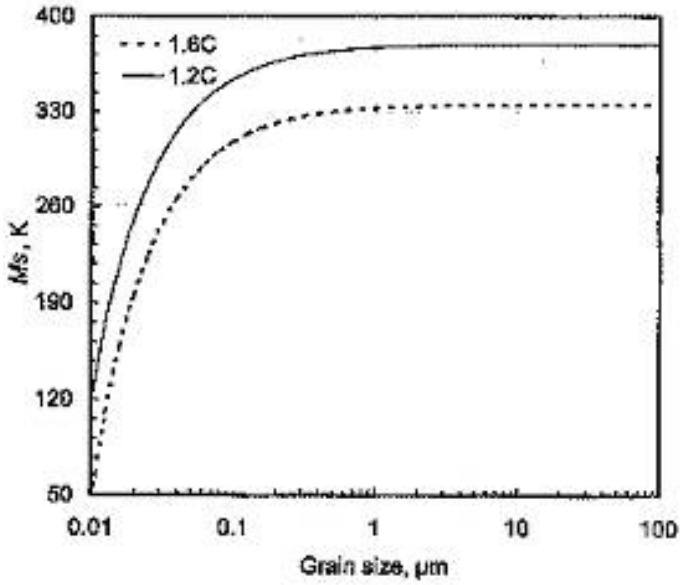


Figure I.3. Evolution de la température Ms en fonction de la taille de grain austénitique pour deux teneurs en carbone (pds) 1,2% et 1,6% [WV01]

I.2.4. Structures cristallographiques de la martensite

La structure cristalline de l'austénite, solution solide d'insertion de carbone dans le fer γ, est une structure cubique à faces centrées (CFC). Les atomes de carbone sont situés dans les sites interstitiels octaédriques du type 1/2, 1/2, 1/2 (centre de la maille) et 0, 0, 1/2 (milieu de chaque arrête) représentés sur la figure I.4. D'autre part, la martensite possède trois types de structures cristallines dans les aciers :

- une structure tétragonale centrée (TC) caractéristique de la martensite α' observée dans les alliages binaires Fe-C et que l'on retrouve dans les aciers TRIP industriels. Elle possède une forte énergie de fautes d'empilement,
- une structure hexagonale (H) caractéristique de la martensite ε,
- une structure tétragonale à face centrée (TFC), observée dans les alliages Fe-Pd et Fe-Pt [Mak90].

Suivant les valeurs de l'énergie de faute d'empilement, on peut rencontrer les deux situations suivantes:

- une forte énergie de faute d'empilement conduit à la formation directe de martensite α' par le mécanisme γ→α',
- une faible énergie de faute d'empilement conduit à la formation de martensite ε. Aux intersections des variantes de martensite ε, germe la martensite α'. Ce mécanisme indirect de formation γ→ε→α' a été observé [Bot97] dans les aciers inoxydables AISI304 à faible teneur en carbone. Néanmoins la fraction volumique de martensite ε ne dépasse pas 7-10%.

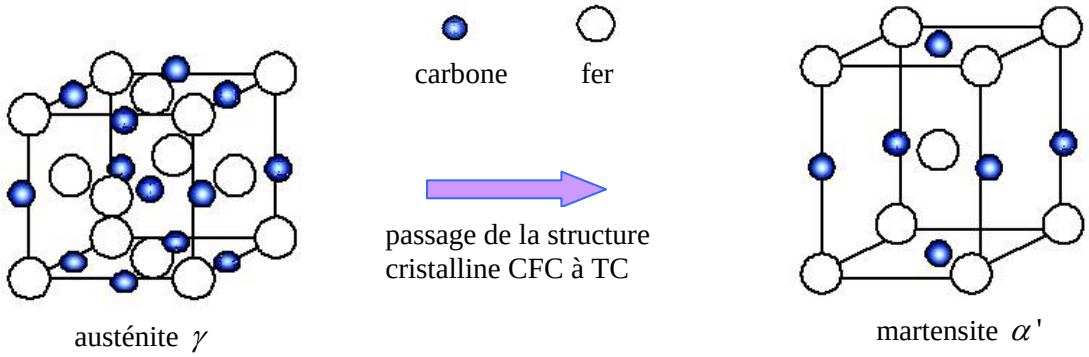


Figure I.4. Structures de l'austénite et de la martensite α' dans les aciers

Le paramètre de maille a_γ de l'austénite augmente avec la teneur en carbone [Rob53, RSZ69]. Liu et al. [LBDM90] puis Onink et al. [OBTM93] ont également défini a_γ en fonction des teneurs en éléments C, Mn, Al, Cr et de la température absolue T pour des alliages Fe-C.

Dans la martensite α', les atomes de carbone sont distribués sur les sites interstitiels octaédriques en positions 0, 0, 1/2 (milieu des arêtes parallèles à l'axe *c*) et 1/2, 1/2, 0 (base de la maille). Ainsi, la martensite est une solution sursaturée en carbone dans le réseau du fer α. Cette sursaturation en carbone entraîne une distorsion du réseau de la maille d'autant plus marquée que la teneur en carbone est élevée. Les dimensions des paramètres de maille de la martensite $a^{\alpha'}$ et $c^{\alpha'}$ dépendent de sa teneur en carbone (figure I.5.). La teneur en carbone augmente la dureté de la martensite.

La morphologie des grains de martensite formée dépend de la composition chimique, de l'énergie de fautes d'empilement, des contraintes et déformations locales (martensite massive, en latte, aciculaire, lenticulaire, en plaques).

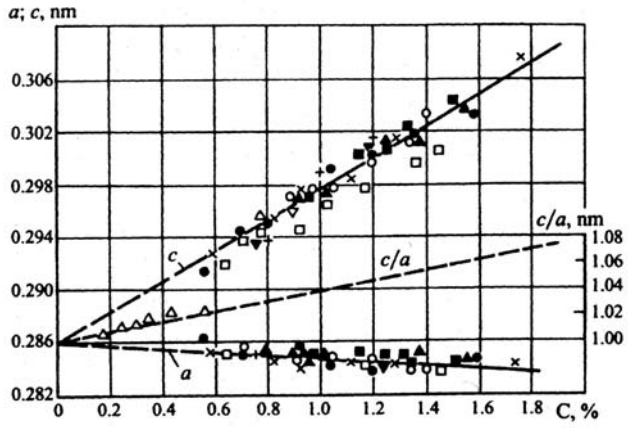


Figure I.5. Evolution des paramètres de maille de la martensite en fonction de la teneur en carbone [VN97] d'après Kurjumov et Kaminskii [KK29] (points □) et d'après Selyakov, Kurjumov et Gudtsov [SKG27] (points +)

Les cartographies de la figure I.6. montrent la présence de la phase ε de structure hexagonale compacte et de la phase α' observées à partir des mesures des orientations individuelles par EBSD (Electron Back Scattered Diffraction) après un essai de traction uniaxiale à -60°C pour une déformation de 10% d'un acier 304. Le niveau de gris de la figure permet de révéler la microstructure. La martensite ε (photo de gauche) et α' (photo de droite) sont localisés au sein du grain austénitique à l'aide d'un code de couleur liée à leurs orientations. On reconnaît dans ce grain la trace de deux séries de bandes de déformation se développant parallèlement à des plans de type {111}. Ces bandes de déformation constituent des sites privilégiés de germination des martensites ε et α'. Les conditions d'apparition des phases ε et α' dépendent étroitement de la composition des alliages et de la température. Notons que pour des déformations d'environ 30%, la phase intermédiaire ε disparaît au détriment de la martensite α'.

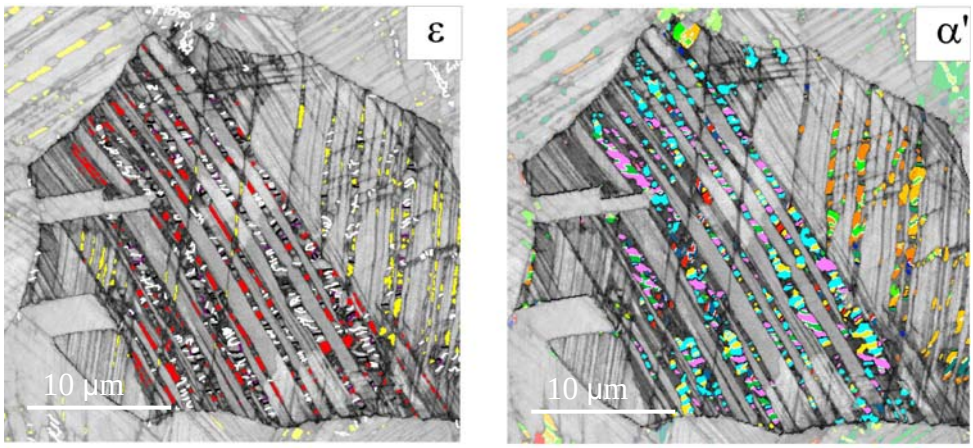


Figure I.6. Cartographie EBSD d'un acier 304 permettant de localiser différentes variantes de martensites ε (photo de gauche en couleur) et de martensites α' (photo de droite en couleur) dans un grain austénitique déformé [GPH05]

I.2.5. Déformations associées à la transformation martensitique

Toute transformation martensitique implique une correspondance entre le réseau de la phase mère et celui de la martensite. La figure I.7. montre la manière dont la phase martensitique est obtenue à partir de l'austénite.

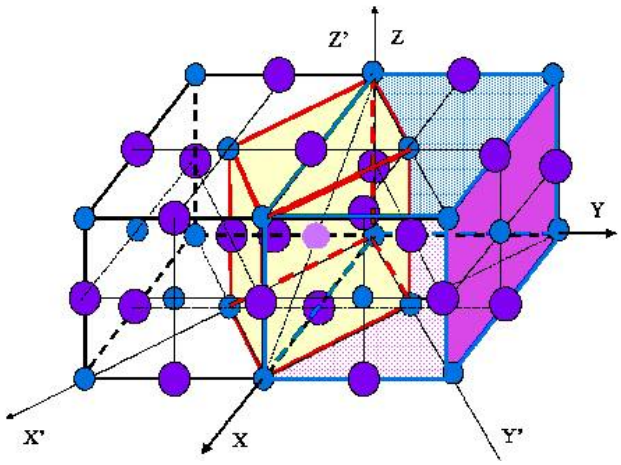


Figure I.7. Mécanisme de formation d'une maille de martensite à l'intérieur d'une maille d'austénite selon la théorie de Bain [Bai24]

Cette transformation implique trois déformations différentes :

- *une déformation homogène de réseau* (passage de la structure atomique de la phase mère à celle de la phase fille) appelée déformation de Bain ε^B [Bai24] qui assure le passage du réseau cristallin de l'austénite γ (CFC) à celui de la martensite α' (TC) dans les aciers (figure I.7.). Cette déformation, avec une composante déviatorique dominante et un changement de forme associé, conduit au réseau cristallin de la martensite et ne laisse aucun plan invariant. Le tenseur des déformations de Bain est représenté dans le repère (O,X',Y',Z) à l'aide des paramètres de maille de l'austénite et de la martensite a_γ, $a_{\alpha'}$ et $c_{\alpha'}$ par : $\varepsilon^B = \begin{bmatrix} \sqrt{2}a_{\alpha'}/a_\gamma & 0 & 0 \\ 0 & \sqrt{2}a_{\alpha'}/a_\gamma & 0 \\ 0 & 0 & c_{\alpha'}/a_\gamma \end{bmatrix}$ **(I. 6)**.
- *une déformation à réseau invariant* qui assure la continuité de la matière entre l'austénite et la martensite (étape d'accommodation). Cette déformation peut être induite soit par glissement plastique, soit par maclage, soit par apparition de fautes d'empilement et permet de relaxer les contraintes internes engendrées par la déformation de Bain.
- *une transformation par rotation* est nécessaire pour amener le cristal d'austénite au contact du cristal de martensite le long du plan d'habitat et pour assurer la continuité de l'interface.

Afin de minimiser l'énergie de déformation, la martensite se forme en plaquettes suivant des plans cristallographiques particuliers appelés plans d'habitat ou plans invariants. A la déformation de Bain, a priori incompatible, est associée une énergie élastique importante. Cette incompatibilité est la source de contraintes internes très importantes et qui sont donc partiellement relaxées par l'activation d'autres mécanismes inélastiques comme l'adaptation de la morphologie de la phase créée : plaquettes, lattes, aiguilles …, l'arrangement microstructural : formation de martensite en papillon, groupes de variantes auto-accommodantes,… ou encore la déformation plastique par glissement ou maclage dans la martensite et/ou dans l'austénite.

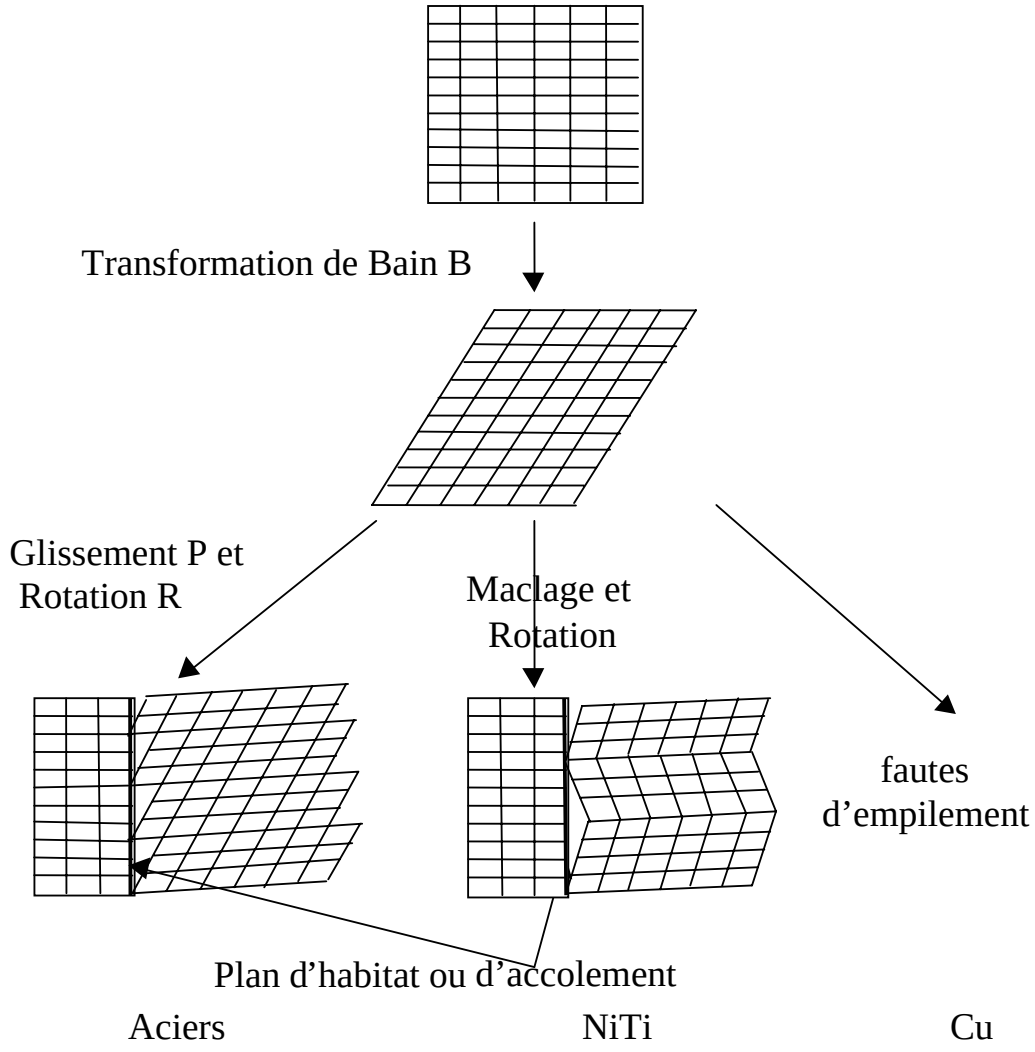


Figure I.8. Les trois étapes de la transformation martensitique : la déformation de Bain, la déformation à réseau invariant et la rotation

La déformation de transformation ε^T se décompose en la sommation de mécanismes indissociables de l'adaptation morphologique que sont la déformation de Bain ε^B et la déformation à réseau invariant ε^{RI} nécessaire pour accommoder les contraintes $\varepsilon^T = \varepsilon^B + \varepsilon^{RI}$. Le gradient de la transformation *T* se décompose en un produit d'une transformation homogène de Bain *B,* de la transformation à réseau invariant *P* et de la rotation *R* nécessaire à ramener le plan invariant dans sa position initiale et tenant compte des relations d'orientation cristallographique. Soit en grande transformation $T = RPB$ [BM54]. La figure I.8. représente les composantes de la transformation d'un volume d'austénite comportant la déformation de Bain *B,* l'accommodation inélastique *P* et la rotation *R*.

I.3. Modélisations de la transformation martensitique

I.3.1. Approche thermodynamique

Une transformation de phase se produit (à température et contrainte données) lorsqu'elle entraîne une diminution de l'énergie libre du système. Si l'énergie libre de l'austénite est plus grande que celle de la martensite alors la transformation martensitique peut commencer. L'excès d'énergie libre peut-être considérée comme la ″ force motrice″ de la transformation martensitique.

Comme la transformation martensitique est sans diffusion, la martensite conserve la composition chimique de la phase mère dont elle est issue. On peut donc assimiler le système à un élément pouvant se présenter sous deux formes cristallographiques différentes. La structure adoptée par le matériau est celle correspondant au plus faible niveau d'énergie libre chimique (ou énergie libre de Gibbs). Comme cette énergie dépend de la température et de la structure du composé, on notera $G_c^a(T)$ et $G_c^m(T)$ les énergies libres chimiques, respectivement de l'austénite et de la martensite, à la température *T*.

On définit alors, à partir de ces deux énergies, la variation d'énergie libre chimique $\Delta G_c^{a\to m}(T)$ accompagnant la transformation martensitique, ainsi que la température caractéristique T_0:

$$\Delta G_c^{a\to m}(T) = G_c^m(T) - G_c^a(T) \qquad \textbf{(I. 7)}$$

Le signe de $\Delta G_c^{a\to m}(T)$ permet de connaître la phase la plus stable : si cette quantité est positive, alors l'austénite est la phase la plus stable (figure I.9.). La température T_0 est définie comme correspondant à l'équilibre thermodynamique entre les deux phases : $\Delta G_c^{a\to m}(T_0) = 0$.

Les observations expérimentales montrent les domaines de température où chaque phase est la plus stable (martensite à basse température et austénite à plus haute température). La figure I.9. représente l'évolution des énergies libres chimiques de l'austénite et de la martensite en fonction de la température, souvent représentée de façon simplifiée en approchant les courbes par des droites. La différence des énergies libres à la température de début de transformation par refroidissement sans contrainte appliquée M_s, $\Delta G_c^{a\to m}(Ms)$, représente la force thermodynamique critique nécessaire pour débuter la transformation martensitique.

Comme l'apparition de martensite crée à la fois une énergie interfaciale et une énergie de déformation, la variation d'énergie libre associée à la transformation (sans contrainte associée, sinon il faut ajouter un troisième terme, non chimique, moteur ou résistant), pourra être décomposée en un terme chimique $\Delta G_c^{a\to m}(T)$, moteur, et un terme non chimique $\Delta G_{nc}^{a\to m}(T)$, résistant [Del91] :

$$\Delta G_{tot}^{a\to m}(T) = \Delta G_c^{a\to m}(T) + \Delta G_{nc}^{a\to m}(T) \qquad \textbf{(I. 8)}$$

La température M_S, inférieure à T_0, correspond à la température à partir de laquelle la variation d'énergie libre totale devient nulle. Pendant la transformation, l'effet résistant est alors compensé par l'effet moteur et il peut y avoir coexistence des deux phases :

$$\left|\Delta G_c^{a\to m}(M_S)\right| = \left|\Delta G_{nc}^{a\to m}(M_S)\right| \qquad \textbf{(I. 9)}$$

Comme nous l'avons vu au § I.2.3, de nombreux paramètres influencent la température M_S, taille de grain, limite d'élasticité, mais le plus important reste la composition chimique de l'austénite : l'ajout de la plupart des éléments d'alliage entraîne une chute de M_S.

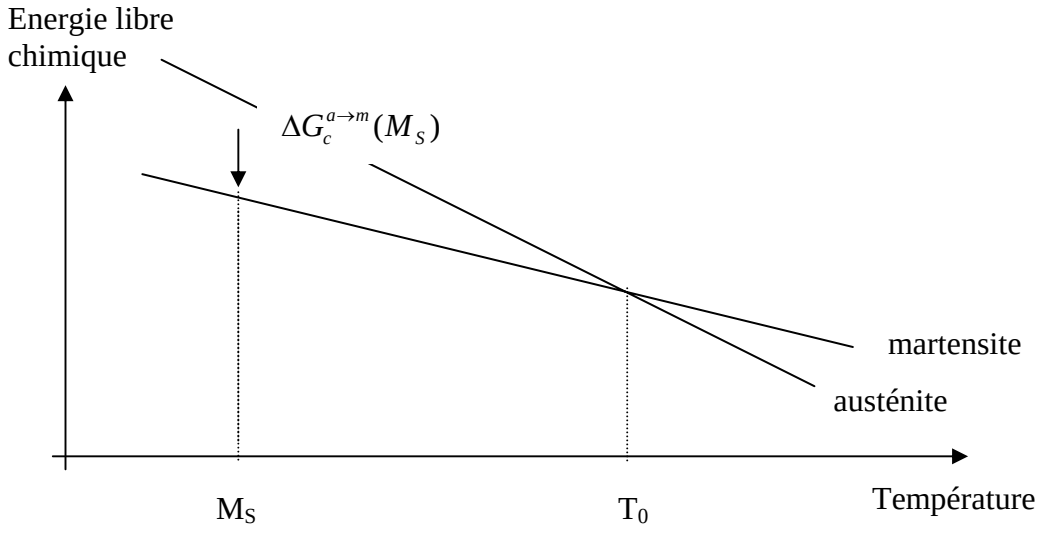


Figure I.9. Variation de l'énergie libre chimique en fonction de la température

I.3.2. Influence de la contrainte sur la transformation

Un modèle, développé par Patel et Cohen [PC53], offre une interprétation de l'influence de la contrainte appliquée sur la transformation martensitique. Il est fondé sur le fait que la martensite apparaît lorsque la force motrice qui lui est associée atteint une valeur critique. Il prend en compte le travail mécanique U issu de l'application de la contrainte et de la transformation comme somme du travail dû au cisaillement (positif ou nul) et du travail d'expansion ou de rétreint (respectivement positif ou négatif).

Après avoir déterminé l'orientation de la plaquette de martensite associée à la valeur maximale U_{max} de U, Patel et Cohen font intervenir le terme U_{max}, en plus de la force motrice chimique à la température T $\left|\Delta G_c^{a\to m}(T)\right|$, qui va aider ou gêner la transformation martensitique. La force motrice totale $F^{a\to m}(T)$ de la transformation martensitique sous contrainte à la température T va alors s'écrire: $F^{a\to m}(T) = \left|\Delta G_c^{a\to m}(T)\right| + U_{max}$ **(I. 10)**

La transformation débutera à la température $M_S(\sigma)$ qui dépend du niveau de contrainte appliqué σ quand : $F^{a\to m}(M_S(\sigma)) = \left|\Delta G_c^{a\to m}(M_S(\sigma))\right| + U_{max}(\sigma) = \left|\Delta G_c^{a\to m}(M_S(0))\right|$ **(I. 11)**

Les grandeurs introduites par le critère de Patel et Cohen se retrouvent sur la figure I.10. représentant l'énergie libre chimique de chaque phase en fonction de la température.

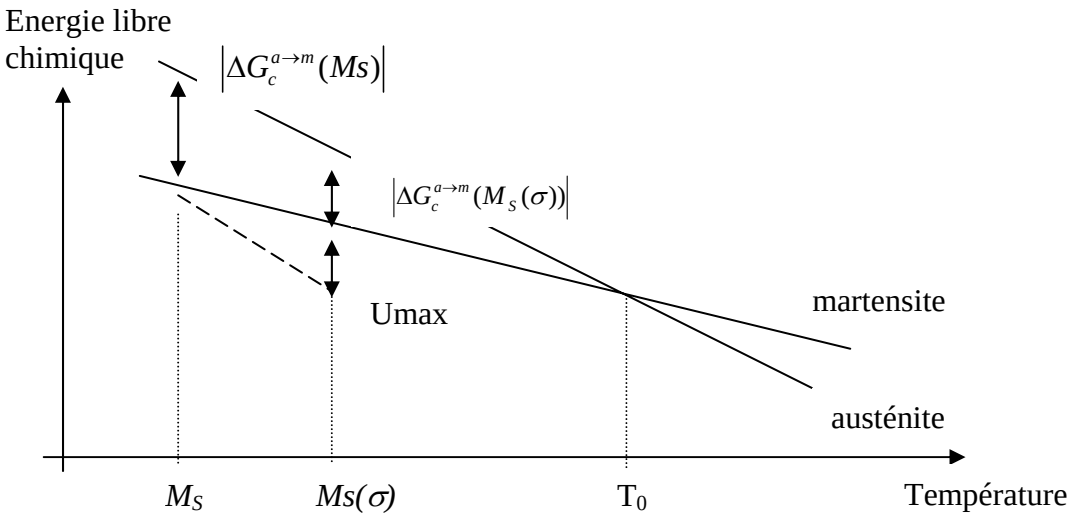


Figure I.10. Influence d'un travail mécanique positif U_{max} sur la température de début de transformation $M_S(\sigma)$

D'autres critères thermodynamiques ont été établis. Celui de Wollants et al. [WDR79] permet de prévoir la variation de la température de début de transformation en fonction de la contrainte appliquée, en accord avec les observations de Patel et Cohen [PC53], Gautier [G85], et Zhang [Zha93] dans le cas de sollicitations élastiques.

Olson et Cohen [OC82] ont également adopté une approche thermodynamique pour étudier l'évolution de la contrainte à appliquer pour initier la transformation en fonction de la température. Leur travail se fonde sur un modèle de transformation isotherme contrôlée par la germination. Ce modèle leur permet d'obtenir le niveau d'énergie critique qu'il faut atteindre pour que la transformation débute avec un taux de transformation $\dot{f}$ bien défini.

Notons que ce dernier modèle considère une variation de l'énergie libre critique avec la température, alors que celui de Patel et Cohen la considère constante et valant $\left|\Delta G_c^{a\to m}(M_S)\right|$. Il considère aussi une évolution non linéaire de la variation d'énergie libre chimique avec la température. Les modèles proposés sont applicables aux essais de traction à température constante (détermination de la contrainte de début de transformation en fonction de la température) ainsi qu'aux essais de refroidissement sous contrainte constante (détermination de la température de début de transformation en fonction de la contrainte appliquée).

Par contre, ces études thermodynamiques et, en particulier, les critères de début de transformation qui en sont issus (comme le critère de Patel et Cohen), ne tiennent pas compte de l'évolution microstructurale du matériau. Dans le cas d'une plastification de l'austénite, l'influence de l'écrouissage ne peut pas être négligée, ce qui cantonne ces critères au domaine élastique du matériau. Ces critères s'appliquent donc au domaine de la transformation assistée par la contrainte.

I.3.3. Cinétique de la transformation induite par la déformation

Nous limitons ici notre présentation à la cinétique induite par la déformation plastique, en omettant les études relatives à la cinétique obtenue par refroidissement. Préalablement à la description des lois cinétiques décrivant la transformation induite par la déformation, nous présentons les résultats expérimentaux relatifs à l'influence du trajet de chargement sur la cinétique de transformation. Cette influence est particulièrement importante pour la prévision du comportement dans les procédés en

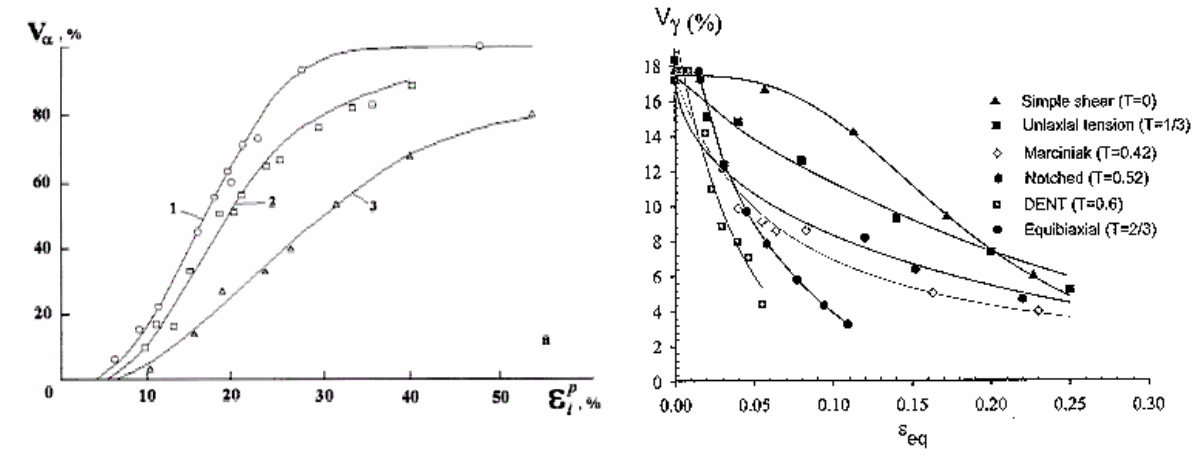
emboutissage, qui la plupart du temps comportent un large domaine d'états de contraintes pour les différentes zones de la pièce emboutie.

Les modèles de lois cinétiques proposés pour décrire la transformation de phase martensitique sont nombreux. Certains sont purement empiriques, et d'autres, plus physiques, font intervenir des paramètres métallurgiques ou thermodynamiques. Les lois cinétiques empiriques décrites dans ce paragraphe s'expriment généralement sous forme de fonctions faisant intervenir la température, la déformation inélastique ainsi que des paramètres à identifier afin de suivre le plus fidèlement possible les résultats expérimentaux ([KM59], [LB69], [Abr72], [Skr91], …). D'autres cinétiques de transformation incorporent l'influence de la pression hydrostatique et le second invariant du tenseur des contraintes déviatoriques, ce qui leur confère un plus large domaine d'application ([TS85], [IAJ92]). Certains modèles, en plus de leur dépendance vis-à-vis de la triaxialité des contraintes et de la sensibilité à la vitesse de déformation, font également appel à la physique de la transformation martensitique ([SPO92], [TI95], [ITT98]). La plupart de ces derniers modèles s'inspirent de celui proposé par Olson et Cohen [OC75] et font appel à des paramètres métallurgiques décrivant la germination des embryons martensitiques. D'autres modèles s'appuient sur la thermodynamique des processus irréversibles ([Fis97], [CBS98], [Lev98]) permettant ainsi de calculer les forces motrices associées aux mouvements des interfaces austénite-martensite.

I.3.3.1. Influence du trajet de chargement sur la transformation

Un certain nombre d'expériences montrent que l'état de contraintes joue un rôle sur la transformation martensitique induite par la déformation, mais cette influence n'est pas encore complètement claire. L'observation d'une forte transformation en pointe de fissures [OC86] suggère que la transformation est accélérée pour des valeurs élevées du facteur de triaxialité des contraintes, $\Sigma = \sigma_{ii} / 3\bar{\sigma}$. Cette dépendance de la transformation martensitique à l'égard de la triaxialité des contraintes a également été observée sur des éprouvettes entaillées d'aciers TRIP multiphasés par Jacques et al. [JFPD01].

Lebedev et al. [LK00] ont effectué des essais de traction uniaxiale, de torsion et de compression pour un acier entièrement austénitique. Les résultats de la figure I.11. (a) montrent que l'on transforme plus rapidement en traction uniaxiale, qu'en torsion et enfin en compression. Les résultats de Furnémont [Fur03] sur des aciers TRIP multiphasés (0.29%C-1.42%Mn-1.41%Si.) vont dans le même sens. La figure I.11. (b) montre le taux d'austénite résiduelle obtenue à température ambiante pour différents trajets de chargement : cisaillement (Σ=0), traction uniaxiale (Σ=1/3), essai Marciniak (Σ=0.42) et traction équibiaxiale (Σ=2/3).



(a) *(b)*

Figure I.11. (a) : Cinétique de transformation martensitique pour trois trajets de chargement : 1 traction, 2 torsion, 3 compression [LK00]; (b) : influence du trajet de chargement sur l'évolution du taux d'austénite résiduelle pour un acier TRIP multiphasé [Fur03]

En revanche, Miller et McDowell [MM96] ont mesuré une plus forte fraction de martensite en compression comparée à la torsion. Les expériences effectuées par Iwamoto et al. [ITT98] indiquent également que la transformation martensitique est plus précoce pour de petites déformations en compression uniaxiale qu'en traction uniaxiale (figure I.12.).

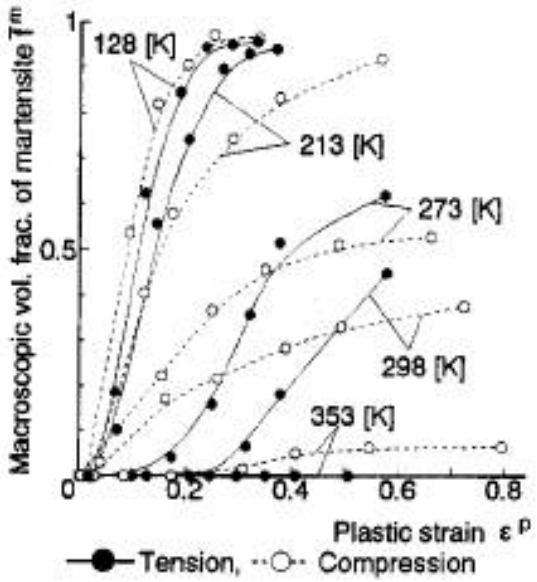


Figure I.12. Comparaison de la fraction volumique de martensite en fonction de la déformation plastique pour des essais de traction et compression uniaxiales pour différentes températures [ITT98]

Les mesures expérimentales de DeMania [DeM95] indiquent une plus faible quantité de martensite en traction plane par rapport à la traction uniaxiale. Une analyse micro-macro employant le modèle de Taylor a été effectuée par Diani et Parks [DP98] pour obtenir l'intensité du cisaillement, et ensuite la fraction volumique de martensite dans chaque grain. En plus de l'influence de la texture, ce modèle prédit une influence de l'état de contraintes en accord avec les mesures de DeMania.

Les travaux d'Andersson et al. [AOM05] sur l'emboutissage des aciers inoxydables de type 304 et 304 mettent en évidence la relation qui existe entre la fraction volumique de martensite et la déformation en épaisseur ε_3 pour différents trajets de chargement. Ces auteurs définissent alors une équation, de type empirique, définissant la fraction de martensite en fonction de la déformation plastique en épaisseur. La quantité de martensite formée augmente avec la déformation en épaisseur : la traction équibiaxée est alors le mode de déformation le plus favorable à une transformation de l'austénite.

Ainsi, mis à part quelques résultats contradictoires, la tendance généralement observée va dans le sens d'une augmentation de la fraction d'austénite transformée lorsque le facteur de triaxialité augmente.

I.3.3.2. Lois empiriques

Ludvigson et Berger [LB69] ont proposé une expression mathématique pour caractériser la cinétique de transformation : $f = A_1\varepsilon^B(1-f)$ où A_1 varie de façon inversement proportionnelle à la température. Bricout [Bri84] valida, pour des essais de traction, cette relation pour un acier inoxydable 304 (avec le coefficient B=3). Abrassart [Abr72] donna une cinétique proportionnelle à un paramètre A décroissant avec la température : $f = A\varepsilon^n$ où n=3 pour les aciers $F_eN_iC_rC$. Guimaraes [Gui72] définit la cinétique par une fonction exponentielle dont les paramètres K et z sont déterminés expérimentalement : $f = 1-\exp(-K\varepsilon^z)$. Notons que les cinétiques précédentes ne sont valables que pour un chargement mécanique donné. C'est pourquoi Tanaka et Sato [TS85] ont proposé une cinétique dépendant du chargement imposé : $f = C\left[1-\exp\left\{a(M_s-T)+(b.\sigma_m+cJ_2^{1/2})/k\right\}\right]$ où $\sigma_m = -tr\sigma/3$ est la composante de compression hydrostatique et J_2 le second invariant du déviateur des contraintes ; k représente la concentration des contraintes aux joints de grains ou de macle durant l'évolution de la déformation plastique dans l'austénite (k=1 si T≤ M_s^σ) ; tous les autres paramètres dépendent de la température.

D'autres auteurs expriment la fraction volumique d'austénite en fonction de la déformation plastique pour un trajet mécanique donné comme Matsumura et al. [MST87] : $V_\gamma = \frac{V_{\gamma 0}}{1+(k/q)V_{\gamma 0}\left(\varepsilon^p\right)^q}$ où $V_{\gamma 0}$ est la fraction volumique d'austénite résiduelle avant déformation ; k et q sont des constantes. Hänsel et al. [HHR98] donne une relation entre la cinétique de transformation martensitique induite par la déformation et des paramètres à identifier expérimentalement en traction uniaxiale pour différentes vitesses de déformation et à différentes températures (A, B, C, D, p et Q) :

$$\frac{df}{d\varepsilon} = \frac{B}{A}.e^{\frac{Q}{T}}.\left(\frac{1-f}{f}\right)^{\frac{1+B}{B}}.f^{p}.\frac{1}{2}.(1-\tanh(C+DT)) \qquad \textbf{(I. 12)}$$

I.3.3.3. Modèles physiques

Olson et Cohen [OC75] ont établi un modèle de la cinétique de la transformation γ→α' induite par la déformation, dans lequel l'intersection des bandes de glissement dans l'austénite est considérée comme la source de la transformation induite par la déformation. Cette hypothèse s'appuie sur des observations métallurgiques. Ainsi, Lecroisey et al [LP72] ont observé des germinations d'aiguilles de martensite α' à l'intersection des bandes de glissement dans l'austénite On observe également ces germinations à partir de martensite ε, macles ou fautes d'empilement.

L'évolution de la fraction volumique de martensite f^m est supposée dépendre de l'évolution de la fraction volumique de bandes de glissement f^{sb}. Selon ces auteurs, le taux de fraction volumique des bandes de glissement $\dot{f}^{sb}$ est relié à la vitesse de déformation plastique $\dot{\varepsilon}^p$ par une relation de la forme :

$$\frac{\dot{f}^{sb}}{1-f^{sb}} = \alpha\,\dot{\varepsilon}^p \qquad \textbf{(I. 13)}$$

ou, par intégration isotherme : $f^{sb} = 1-e^{-\alpha\varepsilon^p}$, où α est un paramètre caractérisant le taux de formation des bandes de glissement, qui augmente lorsque l'énergie de faute d'empilement diminue.
On définit alors le nombre de bandes de glissement par unité de volume de l'austénite, N^{sb}, par :

$$N^{sb} = \frac{f^{sb}}{\bar{v}^{sb}} \qquad \textbf{(I. 14)}$$

où $\overline{v}^{sb}$ est le volume moyen constant d'une bande de glissement. Une loi puissance est utilisée pour relier le nombre d'intersection des bandes de glissement N^I (nombre de sites favorables à la germination martensitique) par unité de volume au nombre de bandes de glissement N^{sb} :

$$N^I = K(N^{sb})^n \qquad \textbf{(I. 15)}$$

où K est une constante géométrique ($K = \frac{\pi^2 d^2}{16}$ lorsque les bandes de glissement sont orientés aléatoirement, d désignant le diamètre moyen des grains austénitiques). L'exposant $n = 2$ modélise une distribution aléatoire des orientations des bandes de glissement. Afin de décrire une dépendance explicite de d, l'équation (I.15) peut-être modifiée en introduisant une taille de grains de référence d_0 :

$$N^I = K_0 \left(\frac{d}{d_0}\right)^2 \left(N^{sb}\right)^n \qquad \textbf{(I. 16)}$$

L'augmentation du nombre de sites de germination de martensite α' par unité de volume $\dot{N}_{\alpha'}$ peut être relié à l'augmentation du nombre d'intersection des bandes de glissement $\dot{N}^I$ par unité de volume par l'expression :

$$\dot{N}_{\alpha'} = p\,\dot{N}^I \qquad \textbf{(I. 17)}$$

où p est la probabilité pour qu'une intersection de bandes de glissement constitue un germe de martensite α'. Le taux de formation de martensite α' est proportionnel à l'incrément du nombre de sites de germination $\dot{N}_{\alpha'}$ par unité de volume :

$$\frac{\dot{f}^m}{(1-f^m)} = \overline{v}_{\alpha'}.\dot{N}_{\alpha'} \qquad \textbf{(I. 18)}$$

où $v_{\alpha'}$ est le volume moyen d'une latte de martensite. A partir des équations précédentes et en intégrant l'équation (I.18), on obtient la loi d'évolution de la fraction de martensite α' en fonction de la déformation plastique :

$$f^m = 1 - \exp\left\{-\beta\left[1-\exp(-\alpha.\varepsilon^p)\right]^n\right\} \qquad \textbf{(I. 19)}$$

où $\beta = Kp\frac{\overline{v}_{\alpha'}}{\left(\overline{v}^{sb}\right)^n}$.

La figure I.13. représente l'ajustement effectué par Olson et Cohen [OC75] des résultats obtenus par Angel [Ang54].

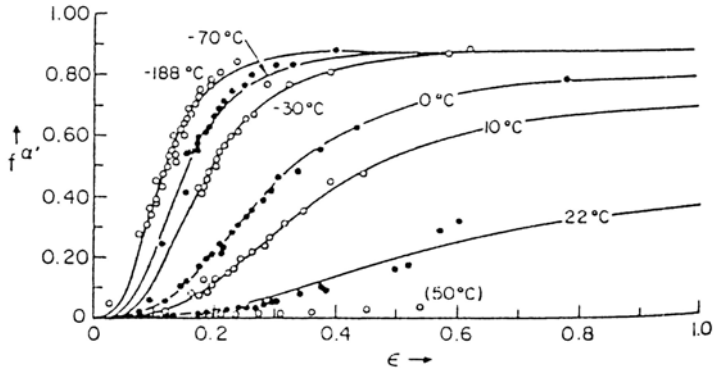


Figure I.13. Comparaison entre les courbes de transformations simulées et les données expérimentales (représentées par des points) de Angel [Ang54] sur un acier austénitique 304

Le modèle d'Olson et Cohen a servi de base à de nombreux auteurs. Stringfellow et al. [SPO92] ont ainsi proposé un modèle qui décrit la plasticité de transformation accompagnant la transformation martensitique induite par la déformation dans les alliages non thermoélastiques. Le modèle d'Olson et Cohen est reconsidéré de telle façon que le taux de germination martensitique n'est pas seulement une fonction de la déformation plastique et de la température, mais aussi une fonction de l'état de contrainte.

La probabilité *p* de formation de bandes de glissement est exprimée en supposant qu'il existe une distribution Gaussienne de probabilité d'intersections des bandes de glissement :

$$p = \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \int_{-\infty}^{g} \exp\left[-\frac{1}{2} \frac{(g' - \bar{g})^2}{\sigma_g^2} \right] dg' \qquad \textbf{(I. 20)}$$

où $g = g_0 + g_1 T + g_2 \Sigma$ est la force motrice de la transformation martensitique dépendant d'une température adimensionnelle Θ faisant intervenir les températures M_S et M_S^{σ}, et de la triaxialité des contraintes $\Sigma = \sigma_{ii} / 3\bar{\sigma}$; $\bar{g}$ est la valeur moyenne de g, σ_g est la déviation standard et $\bar{\sigma}$ la contrainte équivalente au sens de von Mises. Les grandeurs g_0, g_1 et g_2 sont des constantes sans dimension. Dans des conditions isothermes ($\dot{T}$ =0) le taux de probabilité est donné par :

$$\dot{p} = \frac{g_2}{\sqrt{2\pi}\sigma_g} \exp\left[-\frac{1}{2} \frac{(g - \bar{g})^2}{\sigma_g^2} \right] \dot{\Sigma} \qquad \textbf{(I. 21)}$$

En utilisant les équations précédentes, Stringfellow et al. obtiennent ainsi la loi cinétique de transformation décrivant l'évolution de la fraction volumique martensite :

$$\dot{f}^m = (1 - f^m)[A\dot{\overline{\varepsilon_\gamma^p}} + B\dot{\Sigma}] \quad \textbf{(I. 22)}$$

où $A = \alpha pn\eta\left(f^{sb}\right)^{n-1}\left(1 - f^{sb}\right)$ et $B = \eta\frac{dp}{dg}(f^{sb})H(\dot{g})$. La fonction d'Heaviside *H* est introduite pour exprimer que la transformation est irréversible et η une constante géométrique ; *n* est une constante exprimant l'orientation des bandes de glissement (*n* = 2 pour une orientation aléatoire, n=4.5 selon Olson et Cohen) et α est un paramètre contrôlant le nombre de bandes de glissement. $\dot{\overline{\varepsilon_\gamma^p}}$ est la vitesse de déformation plastique équivalente dans l'austénite.

Une autre évolution du modèle d'Olson et Cohen et de sa généralisation par Stringfellow et al. est apportée par Tomita et Iwamoto [TI95] où le paramètre α dépend de la température et de la vitesse de déformation de glissement équivalente dans l'austénite $\dot{\bar{\varepsilon}}_\gamma^{pslip}$:

$$\alpha = (\alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3)\left(\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}_\gamma^{pslip}}{\dot{\varepsilon}_y}\right)^M \quad \textbf{(I. 23)}$$

où $\dot{\varepsilon}_y$ est une vitesse de déformation de référence, *M* est l'exposant qui exprime la sensibilité à la vitesse de déformation et α_1, α_2 et α_3 sont des paramètres dépendant de l'énergie de fautes d'empilement. A partir de mesures montrant une formation plus précoce de martensite en compression qu'en traction (cf figure I.12.), Iwamoto et al. [ITT98] ont introduit une influence de l'état des contraintes sur la cinétique de génération des bandes de glissement dans l'expression du paramètre α :

$$\alpha = (\alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 - \alpha_4\Sigma)\left(\frac{\dot{\bar{\varepsilon}}_\gamma^{pslip}}{\dot{\varepsilon}_y}\right)^M \quad \textbf{(I. 24)}$$

où α_4 est un nouveau paramètre matériau.

Afin de rendre compte du fait que les grains de faible taille se transforment moins vite que les gros grains, Iwamoto et Tsuta [IT00] ont proposé de rajouter l'influence de la taille de grain austénitique *d* sur la cinétique de transformation par l'intermédiaire d'une nouvelle probabilité *p'* :

$$p' = \left(\frac{d}{d_0}\right)^2 . p \quad \textbf{(I. 25)}$$

où d_0 est la taille de grain de référence et *p* est la probabilité définie précédemment de création d'un embryon de martensite à partir d'une intersection de bandes de glissement.

I.3.3.4. Modèles basés sur la thermodynamique des processus irréversibles

Certains auteurs comme Fischer [Fis97], Cherkaoui et al. [CBS98] ou Levitas et al [Lev98] expriment la cinétique de transformation martensitique à travers la thermodynamique des processus irréversibles. Le principe de minimisation de l'énergie libre de Gibbs est généralement utilisé pour décrire la transformation martensitique des matériaux élastiques. En ce qui concerne les matériaux élastoplastiques, la dissipation plastique et la dépendance par rapport au trajet de chargement [Lev98] doivent également être considérées. Dans ce cas, on calcule la dissipation engendrée par la transformation martensitique et on utilise le second principe de la thermodynamique. Un critère de transformation est alors exprimé pour décrire le taux de fraction de martensite formée. Si on utilise la contrainte locale dans le matériau où se situe la transformation, cet incrément de fraction volumique de martensite est différent de zéro lorsque la force motrice de la transformation martensitique $\rho\left[\varphi_{ch}\right]+\left(\Sigma_{ij}+\tau_{ij}\right)\varepsilon_{ij}^{T}$ atteint la force critique $\frac{\bar{\tau}}{M_s}\rho\left[\varphi_{ch}\right]_{T=M_s}+W^{e}+W^{pl}$ nécessaire à la transformation dans l'acier TRIP [Fis97]. $\left[\varphi_{ch}\right]$ est le saut d'énergie chimique au travers des interfaces austénite-martensite, Σ est la contrainte macroscopique imposée, τ représente les fluctuations locales de contrainte avant transformation et $\bar{\tau}$ sa valeur moyenne. W^{e} et W^{pl} sont les énergies élastiques et plastiques représentant des barrières mécaniques à la transformation. Cette cinétique de transformation dépendant de l'incrément de la contrainte et de la température reste ainsi valable dans le cas d'un chargement thermomécanique multiaxial.

I.4. Comportement plastique des aciers à transformation martensitique

I.4.1. Généralités

L'évolution des concentrations respectives d'austénite et de martensite dans les aciers à transformation martensitique est l'élément premier à prendre en compte dans le comportement plastique en présence de transformation induite par la déformation. A cette évolution de la concentration des phases s'ajoutent des effets résultant du changement de forme et de volume associés à la transformation. Ces effets sont connus sous le nom d'effet TRIP (« Transformation Induced Plasticity », plasticité induite par la transformation).

I.4.1.1. L'effet TRIP

Mitter [Mit87] parle de la plasticité de transformation comme « un accroissement significatif de la plasticité pendant une transformation de phase. Pour une contrainte externe appliquée dont la contrainte équivalente est inférieure à la limite d'élasticité du matériau, une déformation plastique a lieu ». Cette plasticité de transformation est généralement décrite par l'action simultanée de deux phénomènes distincts :

- le premier phénomène vient du fait que l'apparition de martensite provoque une variation de forme et de volume. Il fut considéré pour la première fois par De Jong et Rathenau [DJR59, DJR61] et prend en compte l'accommodation inélastique de la déformation de Bain dans les deux phases. Leblond et al. [LDD89] l'expliquent par la génération de contraintes internes microscopiques dues à la différence de volume entre les deux phases, qui sont suffisantes pour induire un écoulement plastique dans la phase ayant la limite d'élasticité la plus faible. La plasticité de transformation résulte alors de la déformation plastique nécessaire pour accommoder les contraintes internes. Si la transformation s'effectue sous contrainte, alors cette déformation (écoulement plastique) sera orientée suivant la direction d'application de la contrainte ; il y a accommodation directionnelle de la plasticité locale dans l'austénite. On obtient ainsi une déformation macroscopique supplémentaire et irréversible, dans le sens de l'effort appliqué. On nomme généralement ce phénomène «effet Greenwood – Johnson » (figure I.14.).

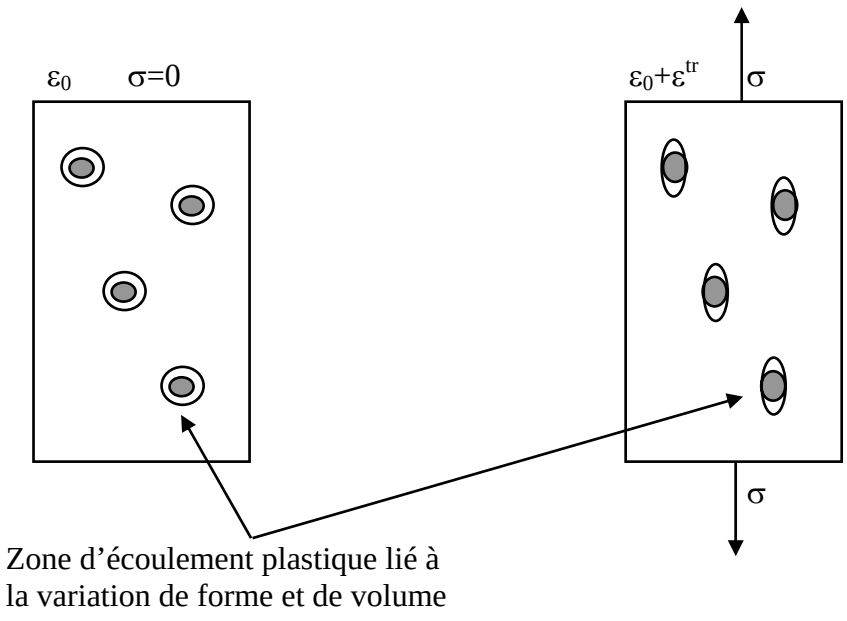


Figure I.14. Effet d'accommodation anisotrope de l'écoulement plastique local (effet Greenwood – Johnson) et comparaison entre transformation avec et sans contrainte appliquée

- le deuxième phénomène est lié au fait que la transformation martensitique peut être considérée comme la combinaison d'une expansion ε_0 et d'un glissement γ_0. Lors d'un refroidissement à contrainte macroscopique nulle, la déformation macroscopique se limite à une expansion car les déformations de glissement propres à chaque variante se compensent mutuellement, la formation des différentes variantes étant équiprobable. Au contraire lorsque le déviateur des contraintes est non nul, seules les variantes les mieux orientées par rapport au chargement vont s'activer. Il y a sélection des variantes par la contrainte. Un effet supplémentaire d'orientation de la déformation de transformation sera donc produit par cette sélection des variantes. Ce phénomène est appelé «effet Magee » (figure I.15.).

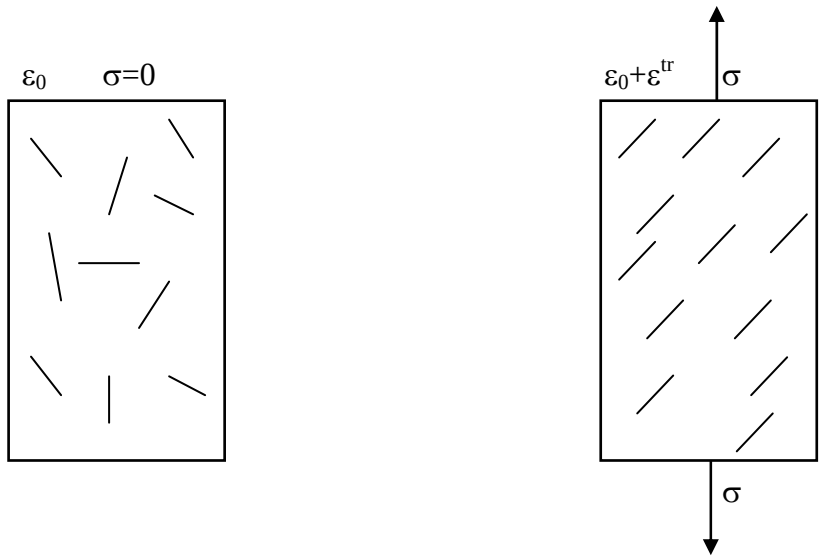


Figure I.15. Effet d'orientation des plaquettes de martensite (effet Magee) dans le cas d'une transformation sous contrainte

I.4.1.2. Influence de la transformation sur la ductilité

Le terme de ductilité est employé ici pour qualifier la capacité de déformation uniforme ou de déformation à rupture pour une structure donnée (telle qu'une éprouvette de traction) et non pas la capacité de déformation locale (critère de rupture ductile par exemple). En traction, le critère de Considère [C1885] prévoit l'apparition de la striction au point de force maximum, soit $\varepsilon^p = n$ pour la

loi d'écrouissage de forme puissance, $\sigma = K\varepsilon^{p^n}$, où *n* est l'exposant d'écrouissage. Pour les matériaux n'obéissant pas à cette loi d'écrouissage, on peut généraliser la notion d'exposant d'écrouissage en définissant un exposant d'écrouissage instantané, $n_i = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \varepsilon^p}$.

Hecker et al. [HSSS82] ont observé que la plage de température pour laquelle l'allongement uniforme est maximal est liée à la cinétique de la transformation. En effet, la transformation martensitique permet de conserver un fort taux d'écrouissage au cours de la déformation. Ainsi, tant que la transformation se poursuit avec un taux suffisant, la condition d'apparition de la striction sera repoussée. Les températures pour lesquelles la déformation uniforme est maximale correspondent donc aux températures pour lesquelles la transformation se maintient tout au long de l'essai (bonne « synchronisation » de la transformation avec l'approche de la striction). Si au contraire la transformation se produit à un stade précoce de la déformation (à basse température) on observe une diminution des allongements uniforme ou à rupture, la consolidation du matériau étant alors plus faible lorsque la transformation devient moins importante. La ductilité se dégrade également lorsque l'on se rapproche de M_d, la transformation devenant très faible et le durcissement du matériau résultant alors de la seule contribution de l'austénite.

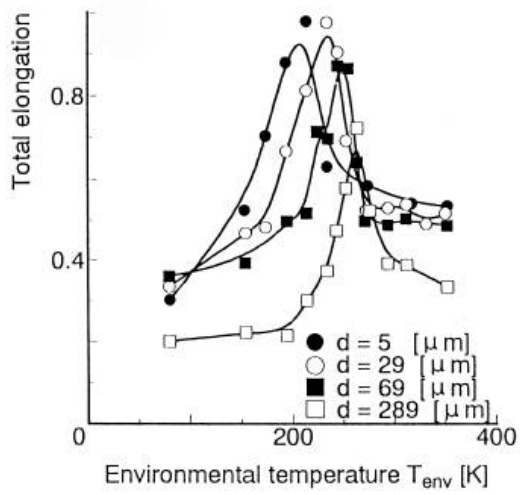


Figure I.16. Allongement total en fonction de la température après des essais expérimentaux de traction pour différentes tailles de grains austénitiques [MTT74]

Cette influence apparaît sur la figure I.16. Le rôle de la formation de martensite sur les résultats d'essais de traction à différentes températures a également été étudié par Rintamaa et al. [RS88]. Les résultats obtenus (figure I.17.) indiquent que la déformation uniforme en traction passe par un

maximum pour une température qui dépend de la composition du matériau et qui est d'autant plus basse que l'austénite est plus stable. A cette température, la formation de martensite a été retardée à des niveaux élevés de déformation, ce qui entraîne une déformation uniforme maximum.

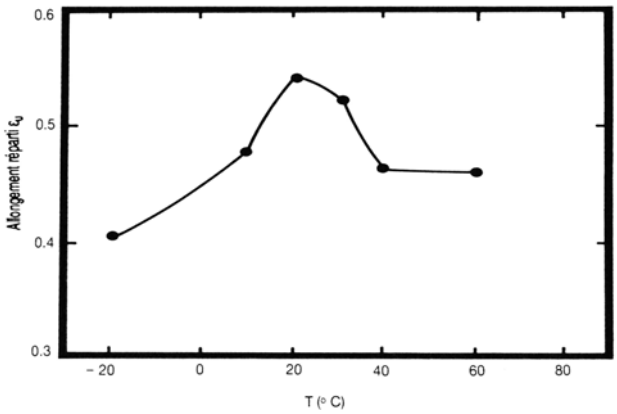


Figure I.17. Effet de la température T sur l'allongement uniforme réparti. Cas d'un acier austénitique pour lequel $M_{30} \sim -30°C$

I.4.1.3. Influence de la vitesse de déformation

Des résultats obtenus par Marshall [Mar84] dans une large gamme de vitesses de déformation montrent une augmentation du niveau de contraintes, et une perte de ductilité lorsque la vitesse de déformation augmente (figure I.18.).

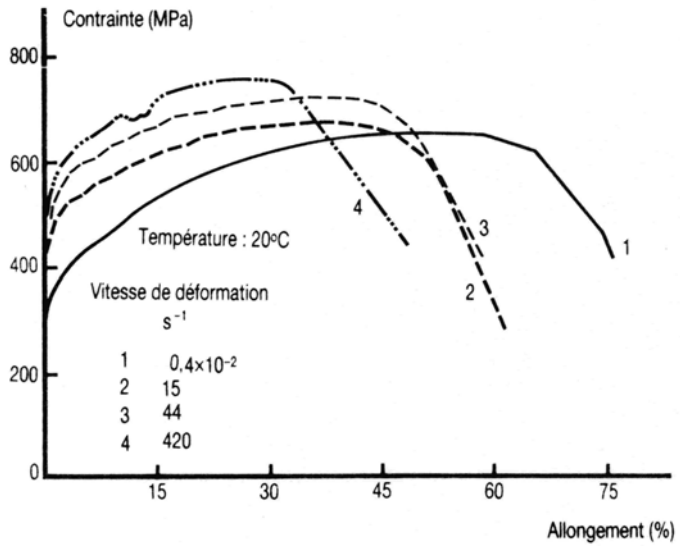


Figure I.18. Courbes de traction d'un acier inoxydable austénitique du type 18Cr-12Ni-2Mo à différentes vitesses de déformation [Mar84]

En fait, les résultats obtenus à différentes vitesses de déformation peuvent être affectés par le couplage thermomécanique, c'est-à-dire par l'échauffement associé à la production de chaleur par déformation plastique. Rintamaa et al. ont montré [RS88] que la fraction de martensite obtenue en traction sur un acier austénitique 304 était pratiquement indépendante de la vitesse de déformation si on prend la précaution d'effectuer les essais en conditions isothermes, alors que cette fraction diminue fortement pour des vitesses de déformation croissantes en conditions « naturelles », la conduction de la chaleur produite n'étant pas assurée aux grandes vitesses de déformation (figure I.19.).

Il en résulte que, en l'absence de précautions particulières pour évacuer la chaleur produite, plus la vitesse de déformation est grande, moins on forme de martensite. Cet effet est seulement dû aux conditions d'évacuation de la chaleur produite par la déformation.

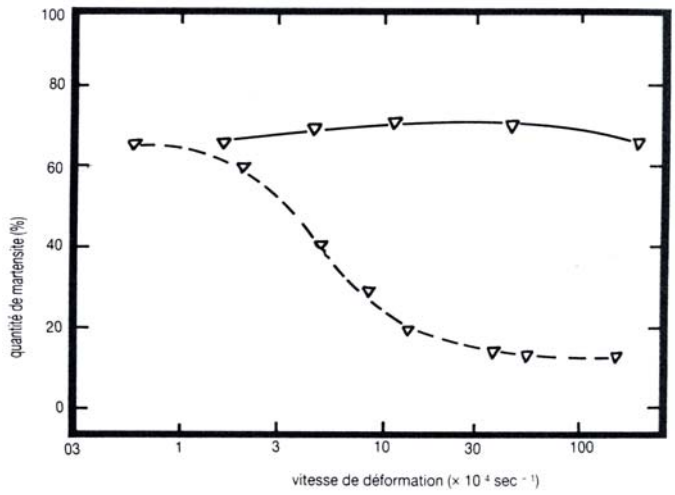
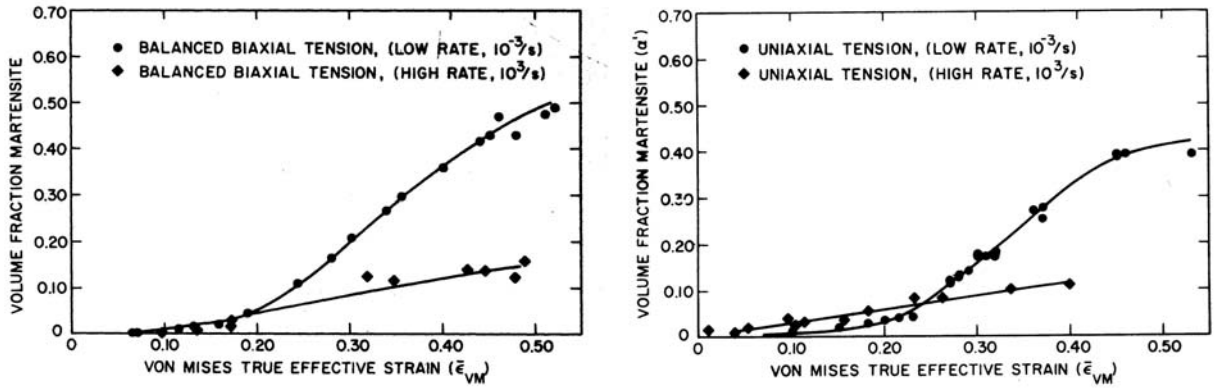


Figure I.19. Influence de la vitesse de traction sur la formation de martensite (acier austénitique de type 18/8) : (-) essai isotherme à 20°C ; (--) essai non isotherme (échauffement « naturel » libre)

Cette interprétation est en accord avec les résultats de Hecker et al. [HSSS82], qui ont analysé la cinétique de transformation martensitique dans un acier 304 pour des chargements uniaxiaux et équibiaxiaux en utilisant deux vitesses de déformation : en quasi-statique ($\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1}$) et en dynamique ($\dot{\varepsilon} = 10^{3} s^{-1}$). Les résultats présentés sur la figure I.20. montrent qu'une vitesse de déformation élevée freine la formation de martensite. Ce phénomène est logiquement la conséquence du réchauffement adiabatique observé pour des vitesses de déformation élevées, qui stabilise l'austénite.



(a) ***(b)***

Figure I.20. Influence de la vitesse de déformation sur la transformation martensitique d'un acier 304 pour des essais de traction uniaxiale (a) et équibiaxiale (b) [HSSS82]

Une analyse thermographique de l'élévation de la température de l'acier TRIP800 au cours de la déformation plastique a été effectuée par Rusinek et al. [RGKN04]. Les mesures pour un chargement quasistatique (vitesse de déformation de $10^{-2}s^{-1}$) à température ambiante montrent une perte d'uniformité de la température le long de l'échantillon pour un temps de chargement relativement court (t>3.5s). La transformation de phase ne serait donc pas uniforme au cours de la déformation plastique au sein de l'échantillon. Une étude de l'élévation de température locale à la limite de l'apparition de la striction et aussi pendant la striction a été effectuée. Les distributions de température le long de l'échantillon montrent clairement l'apparition de la striction naissant au centre de l'échantillon pour ensuite se propager latéralement avec des élévations de températures très élevées, de l'ordre de 80°C (figure I.21.). Les deux pics de température sont induits par la formation de deux ligaments après la rupture centrale de l'échantillon.

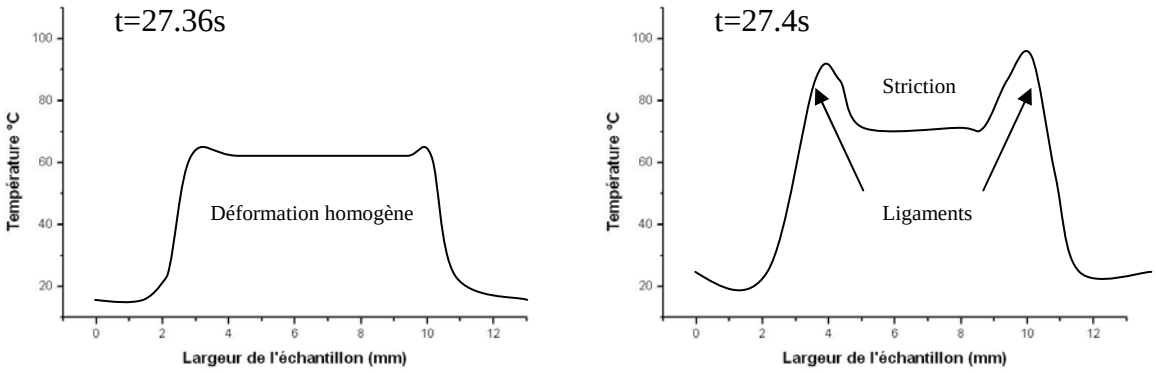
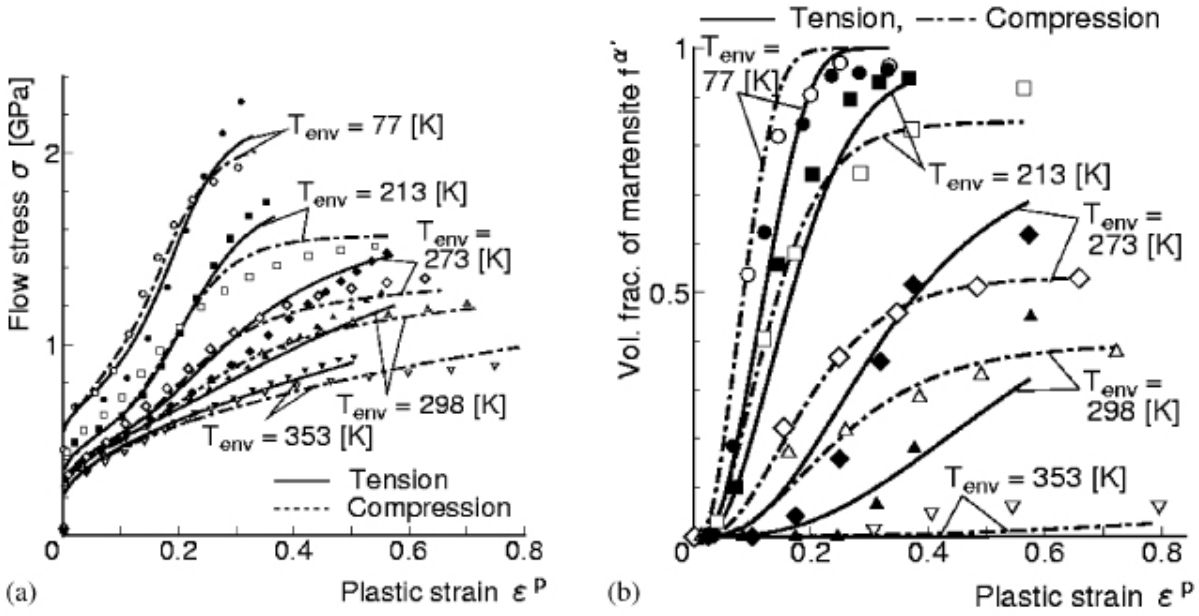


Figure I.21. Evolution du profil de température au sein de la striction durant un essai de traction quasi-statique d'un acier TRIP 800

I.4.2. Comportement plastique en fonction de la température d'essai

La figure I.22. montre les courbes contrainte-déformation obtenues en traction et en compression par Iwamoto et al [TI01], ainsi que l'évolution de la fraction de martensite formée, pour un acier austénitique de type 304 testé à différentes températures entre 77 K et 353 K. La forme particulière des courbes obtenues aux températures basses et moyennes (figure I.22. a) traduit l'existence d'un maximum du taux d'écrouissage, qui est étroitement corrélé à la transformation martensitique (figure I.22. b).

Ce type d'évolution en fonction de la température est confirmé par de nombreuses études ([You88], [NOC82], …) mais nous ne connaissons par contre pas d'autres études mettant en évidence la dissymétrie observée en traction et en compression, telle qu'elle apparaît sur la figure I.22.

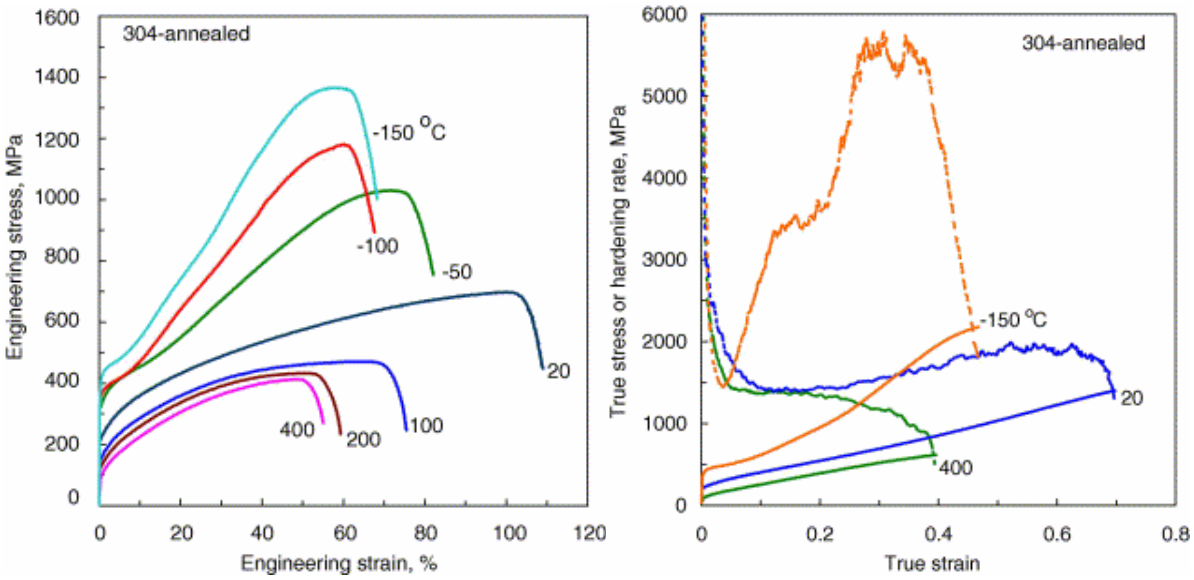


(a) ***(b)***

Figure I.22. Résultats expérimentaux obtenus en traction et compression pour différentes températures sur un acier 304 [TI01]. Courbes $\sigma - \varepsilon^p$ (a) et cinétique de la transformation martensitique (b)

Une étude plus fine de la consolidation du matériau est obtenue en analysant l'évolution du taux d'écrouissage ou de l'exposant d'écrouissage instantané en fonction de la déformation. Les résultats obtenus par Byun et al. [BHF04] sur un acier 304 en traction à une vitesse de déformation de $10^{-3} s^{-1}$ et à différentes températures (figure I.23.) confirment un certain nombre de résultats déjà signalés : passage par un maximum de ductilité pour une température intermédiaire, allure générale des courbes

de traction en fonction de la température (figure I.23. a). De plus le taux d'écrouissage $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ (figure I.23. b) présente un maximum très important à basse température, corrélé à un maximum du taux de transformation martensitique.



(a) (b)

Figure I.23. Courbes de traction conventionnelles à différentes températures (a) - Courbes de traction rationnelles (lignes continues) et taux d'écrouissage $d\sigma/d\varepsilon$ (lignes discontinues) (b) - Acier austénitique recuit 304 [BHF04]

Des résultats comparables ont été obtenus par Kubler [Kub04]. L'analyse de Kubler met en évidence un maximum du coefficient d'écrouissage instantané n_i.

I.4.3. Modélisations de la plasticité de transformation (effet TRIP)

L'écoulement plastique associé à la transformation, ou plasticité de transformation (TRansformation Induced Plasticity), est observé même pour de très faibles contraintes appliquées (par exemple lors d'un refroidissement). Cet effet est attribué à deux mécanismes étroitement liés :

- le mécanisme de Greenwood et Johnson, où la différence de volume entre les deux phases coexistantes génère une plasticité microscopique dans la phase ayant la plus faible limite d'élasticité (ici, l'austénite). Il y a accommodation plastique (déformation plastique de l'austénite) pour relaxer les contraintes internes générées par la transformation de phase.

- le mécanisme de Magee, où les îlots de martensites sont formés avec une orientation préférentielle lorsqu'une transformation martensitique a lieu sous une charge externe, ce qui affecte la forme globale du matériau. Cela signifie que les variantes de martensite formées sont orientées par la contrainte appliquée, produisant une déformation macroscopique spécifique.

Dans les études expérimentales visant à caractériser la plasticité de transformation, la contrainte appliquée pendant la transformation est gardée constante et inférieure à la plus faible limite d'élasticité des deux phases (dans le but d'éliminer la plasticité classique). On applique ainsi généralement un refroidissement sous contrainte constante.

I.4.3.1. Modèles phénoménologiques

Plusieurs auteurs ont développé des modèles phénoménologiques de plasticité de transformation. La plupart aboutissent à une relation entre plasticité de transformation macroscopique ε^{pt}, variation de volume $\frac{\Delta V}{V}$, contrainte appliquée Σ, limite d'élasticité de l'austénite Σ^e et fraction volumique de martensite *f*, de la forme :

$$\varepsilon^{pt} = K \frac{\Sigma}{\Sigma^e} \phi(f) \frac{\Delta V}{V} \qquad \textbf{(I. 26)}$$

où *K* est une constante et $\phi(f)$ une fonction croissante de *f* telle que : $\phi(0) = 0$ (pas de transformation) et $\phi(1) = 1$ (transformation complète).

Greenwood et Johnson [GJ65] ont établi un modèle de croissance d'une sphère dans un milieu rigide parfaitement plastique. Pour une transformation totale, ils trouvent : $K = \frac{5}{6}$ et $\phi(1) = 1$, soit :

$$\varepsilon^{pt} = \frac{5}{6} \frac{\Sigma}{\Sigma^e} \frac{\Delta V}{V} \qquad \textbf{(I. 27)}$$

Cette expression est en accord avec les résultats expérimentaux pour des contraintes Σ telles que $\frac{\Sigma}{\Sigma^e} < 0.5$. Abrassart [Abr72] a généralisé le calcul à toutes les valeurs de *f* ; il obtient : $K = \frac{1}{4}$ et $\phi(f) = 3f - 2f^{3/2}$. Desalos [Des81] a également établi expérimentalement une fonction applicable pour la transformation bainitique :

$$\phi(f)=f(2-f) \qquad \textbf{(I. 28)}$$

Mitter [Mit87] a exprimé une relation approchée de la plasticité de transformation en tenant compte de la limite d'élasticité de l'austénite Σ_{γ}^{e} et de la martensite Σ_{α}^{e}. Toutefois les expressions de la forme (équation I.26) sont uniquement valables pour des contraintes appliquées constantes et uniaxiales. C'est pourquoi d'autres auteurs comme Franitza [Fra72] ont proposé des expressions reliant le tenseur de plasticité de transformation avec la partie déviatorique du tenseur des contraintes S_{ij} :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pt} = \frac{1}{3}\dot{\delta}\beta\frac{S_{ij}}{\Sigma^{e}}\left(1-\frac{\delta}{\delta_{tot}}\right) \qquad \textbf{(I. 29)}$$

où β est une constante déterminée expérimentalement, δ la variation de volume et δ_{tot} la variation de volume totale après transformation complète.

Leblond et Giusti (1981) ont proposé une formulation généralisée du taux de déformation de transformation macroscopique pour des chargements multiaxiaux. Cette expression incrémentale, comme en plasticité, a été utilisée par la suite par de nombreux auteurs pour les simulations numériques :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pt} = \frac{3}{2}KS_{ij}\phi'(f)\,\dot{f} \qquad \textbf{(I. 30)}$$

où K et ϕ sont les mêmes paramètres que dans l'équation (équation I.26). Prantil et al. [PCLRL03] ont également proposé une expression dont les paramètres sont identifiés sur des courbes de dilatométrie.

L'expression générale de Leblond et al. ([LMD86], [Leb89]) pour la vitesse de déformation plastique de transformation (proportionnelle au taux de transformation) s'écrit pour de faibles contraintes appliquées :

$$\dot{\varepsilon}^{pt} = \left\{(1-f)\left\langle\frac{\delta\varepsilon_{\gamma}^{p}}{\delta f}\right\rangle_{v_{\gamma}} + f\left\langle\frac{\delta\varepsilon_{\alpha}^{p}}{\delta f}\right\rangle_{v_{\alpha}} + \left\langle\Delta\varepsilon_{\gamma\to\alpha}^{p}\right\rangle_{F(U_n)}\right\}\dot{f} \qquad \textbf{(I. 31)}$$

avec f la fraction volumique de la martensite et $\left\langle\frac{\delta\varepsilon_{\lambda}^{p}}{\delta f}\right\rangle_{V_{\lambda}}$ la valeur moyenne de l'incrément de la déformation plastique microscopique dans la phase λ due à une petite variation des proportions de phase. Cet incrément résulte physiquement du fait que lorsque f varie, les contraintes internes microscopiques dues à la différence de volume entre les phases varient aussi. Les deux premiers termes du coté droit de l'équation (I.31) représentent la contribution du mécanisme de Greenwood et Johnson à la plasticité de transformation. $\Delta\varepsilon_{\gamma\to\alpha}^{p}$ est la déformation « pseudo-plastique » traduisant le changement de forme associée à la transformation.

Leblond et al. [LDD89] ont ensuite développé un modèle mathématique incrémental basé sur l'expansion d'une sphère à l'intérieur d'une matrice plastique. Ces auteurs ne prennent en compte que l'effet Greenwood-Johnson (effet Magee négligé). Une évolution de la plasticité de transformation lors d'un refroidissement à contrainte constante est analysée pour différents comportements élastoplastiques des phases : plasticité parfaite, écrouissage isotrope et cinématique. Les auteurs suggèrent également de remplacer le déviateur des contraintes macroscopiques dans l'expression de l'incrément de plasticité de transformation $\dot{\varepsilon}^{pt}$ par le déviateur des contraintes dans la phase mère afin de mieux coller avec l'expérience.

Un modèle fondé uniquement sur le phénomène d'orientation des variantes de martensite a été développé par Magee [Mag66]. Son approche consiste à évaluer la déformation moyenne dans le sens de la contrainte appliquée due à toutes les variantes qui se sont formées. Ce modèle nécessite de connaître la fraction volumique de chaque variante de martensite, ce qui rend son utilisation délicate.

La figure I.24. représente la comparaison entre les modèles proposés par Abrassart, Leblond, Greenwood-Jonhson et les résultats expérimentaux obtenus par Zhang [Zha93] sur un acier au nickel entièrement austénitique soumis à un essai de refroidissement sous 200 MPa. Les valeurs utilisées pour exploiter les différents modèles sont, en accord avec les observations de Zhang, 200 MPa pour Σ^e et 0.024 pour $\frac{\Delta V}{V}$.

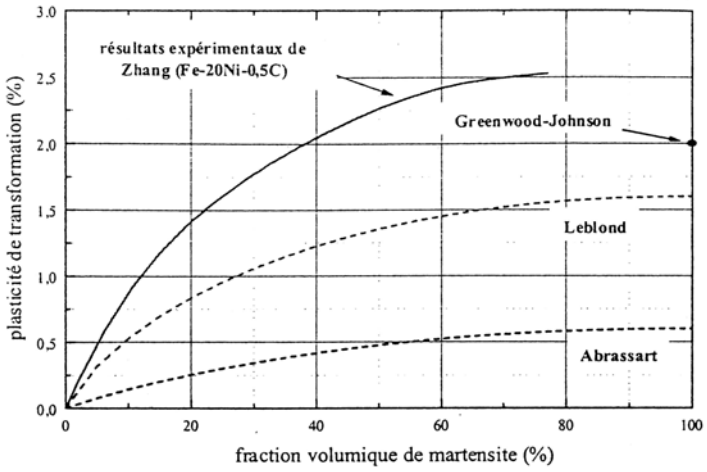


Figure I.24. Comparaison entre l'expérience et les modèles de Leblond [Leb86], Abrassart [Abr72] et Greenwood-Jonhson [GJ65] (ce dernier ne prend pas en compte l'avancement de la transformation)

On remarque que les modèles testés, fondés sur la seule orientation de l'écoulement plastique (effet Greenwood-Jonhson) sous estiment la plasticité de transformation. L'effet Magee et l'effet Greenwood-Jonhson sont donc à prendre tous deux en compte dans le travail de modélisation.

D'autres travaux ont été développés ces dernières années. On peut citer, notamment ceux de Videau et al. [VCP94] qui caractérisent le taux de plasticité de transformation macroscopique dans le cas d'un matériau multiphasé. Ce modèle tient compte de l'écrouissage cinématique X^{pt} associé à la plasticité de transformation : des observations expérimentales ont montré qu'un changement du niveau des contraintes lors d'une décharge par exemple, modifie l'évolution de la plasticité de transformation. Dans le cas d'un matériau biphasé Austénite + Martensite, le taux de plasticité de transformation est donné par : $\dot{\varepsilon}^{pt} = K_{AM}(1-f)\dot{f}\left(S - X^{pt}\right)$ où K_{AM} caractérise la plasticité induite par la transformation et f est la fraction de martensite formée.

Diani et al. [DSB95] ont calculé l'incrément de déformation de transformation en utilisant le tenseur de Green et une approximation auto-cohérente avec l'hypothèse d'un matériau isotrope incompressible. L'évolution de la plasticité de transformation macroscopique avec la fraction volumique de martensite lors d'un refroidissement sous contrainte uniaxiale pour une microstructure biphasée en utilisant une modélisation micromécanique du comportement de chaque phase est donnée par la relation $\dot{\varepsilon}^{pt} = \dfrac{5\mu_\alpha}{3\mu_e + 2\mu_\alpha}\dot{f}\,\bar{\varepsilon}^{B}$. La transformation martensitique est accompagnée d'une déformation de transformation $\bar{\varepsilon}^{B}$ donnée, et μ_e et μ_α sont respectivement les modules de cisaillement du milieu effectif et de la martensite. Les propriétés du milieu effectif sont obtenues en fonction des modules de cisaillement l'austénite et de la martensite (μ_γ, μ_α) par homogénéisation auto-cohérente en considérant des inclusions sphériques telles que :

$$\frac{5\mu_e}{3\mu_e + 2\mu_\alpha} f + \frac{5\mu_e}{3\mu_e + 2\mu_\gamma}(1-f) = 1 \qquad \textbf{(I. 32)}$$

Marketz et Fischer [MF95] ont utilisé une approche par éléments finis pour, d'une part, déterminer les conditions de début de transformation pour un chargement triaxial, d'autre part, évaluer l'influence de l'effet Magee. Bhattacharyya et Weng [BW94] ont établi un critère énergétique pour déterminer le comportement d'un système constitué d'une matrice austénitique ductile, dans laquelle se forment des plaquettes de martensite. Ils supposent une orientation aléatoire de ces plaquettes dans la matrice, ce qui implique que l'effet Magee n'est pas pris en compte.

Fischer [Fis97] a ensuite proposé un modèle utilisant l'approximation de Taylor (déformations identiques dans le matériau) où les déformations élastiques sont négligées et où la distribution spatiale des variantes de martensite est prise en compte. Dans le cas d'une distribution isotrope des variantes, la plasticité de transformation est exprimée par la relation (I.26) en prenant $\phi(1)=1$, $K=\frac{5}{4}$, $\Sigma\frac{\Delta V}{V}=\left(\frac{\Delta V}{V}^2+3/4\gamma^2\right)^{1/2}$ et $\Sigma^e=\Sigma^e_\alpha\left(\frac{1-\Sigma^e_\gamma/\Sigma^e_\alpha}{\ln(\Sigma^e_\alpha/\Sigma^e_\gamma)}\right)$ fonction des limites d'élasticité de l'austénite et de la martensite et où γ représente le glissement de la déformation de transformation.

Taleb [Tal99] explique que les principaux modèles existants décrivant la plasticité de transformation peuvent être écrits sous la forme de produit de trois fonctions : une fonction k exprimant la dépendance à l'égard des caractéristiques relatives des deux phases et dépendant du taux de déformation, une fonction f_2 exprimant la dépendance à l'égard de la progression de la transformation et une fonction f_3 exprimant la dépendance à l'égard des caractéristiques de la contrainte appliquée et de la contrainte d'écoulement du mélange qui dépend aussi du taux de déformation. Soit l'expression : $\underline{\dot{\varepsilon}^{pt}}=k(\frac{\Delta v}{v};\Sigma^e_\gamma).f_2(f)\,\dot{f}\,.f_3(\underline{S},\Sigma^u(f))$ où Σ^e_γ est la limite d'élasticité de l'austénite, $\underline{S}$ la partie déviatorique du tenseur des contraintes et Σ^u la limite d'élasticité globale du matériau. Lorsque la contrainte appliquée est faible (inférieure à la moitié de la limite d'élasticité la plus petite des deux phases), constante et uniaxiale, alors $k(\frac{\Delta v}{v};\Sigma^e_\gamma)$ est considérée comme constante pendant la transformation. La vitesse de déformation plastique de transformation s'écrit alors $\dot{\varepsilon}^{pt}=k.\phi(f).\Sigma$ où Σ est la contrainte appliquée (uniaxiale et constante), k le coefficient de la plasticité de transformation. Rappelons que la fonction ϕ(f) est normalisée (ϕ(0)=0, ϕ(1)=1).

Taleb parle des améliorations à apporter aux interprétations des essais de Desalos [Des81] et souligne l'influence de la viscosité austénitique et de la taille des grains en plus de la plasticité de transformation. Taleb et Sidoroff [TS03] ont également proposé une modification du modèle de Leblond et al. [LDD89] concernant l'expression du taux de plasticité de transformation aux faibles fractions volumiques en considérant que l'austénite ne plastifie qu'à partir d'une fraction volumique de martensite critique.

De la même manière que Videau, Azzouz et al. [Azz00] considèrent un écrouissage cinématique pour exprimer le taux de plasticité de transformation macroscopique $\dot{\varepsilon}^{pt} = K(1-f)\,\dot{f}\left\{f^{pt}\right\}\left(\frac{3}{2}\frac{S}{J}\right)$.

La fonction de charge f^{pt} associée au mécanisme de plasticité de transformation dépend d'une contrainte interne induite par la plasticité de transformation X^{pt} ainsi que d'une contrainte seuil pour l'activation de la plasticité de transformation. A cette fonction est associé un critère pour la plasticité de transformation autorisant un écoulement plastique induit par la transformation de phase lorsque la contrainte appliquée σ est suffisante. J est le second invariant du tenseur $\sigma - X^{pt}$.

I.4.3.2. Modèles cristallographiques

La représentation cristallographique d'un monocristal d'austénite peut être également utilisée afin de déterminer sa déformation de transformation par l'intermédiaire de l'orientation de chaque variante (théorie de Wechsler-Lieberman-Read [WLR53]). La déformation de transformation macroscopique E_{ij}^{T} est alors calculée à partir de la déformation de transformation de chaque variante ε_{ij}^{Tv} pondérée par leur incrément de fraction volumique Δf^{v} déterminé en utilisant un critère de transformation : $\Delta E_{ij}^{T} = \sum_{grains}\sum_{variantes}\varepsilon_{ij}^{Tv}\Delta f^{v}$. Des auteurs comme Fischer [Fis97] ont utilisé la méthode des éléments finis afin de reproduire l'évolution de la plasticité de transformation pour différents chargements. Cherkaoui et al. [CBL00] ont développé un modèle polycristallin afin de tenir compte de la fraction volumique des phases et de leur texture cristallographique. A l'échelle du monocristal de chaque phase, les mécanismes de déformation sont alors exprimés physiquement par l'intermédiaire d'observations expérimentales comme les systèmes de glissement ou de transformation. Le comportement macroscopique est ensuite obtenu pour différents trajets de chargement thermomécanique par une transition d'échelle auto-cohérente.

I.4.4. Modélisations du comportement plastique en présence de transformation

Lors d'un chargement plastique conventionnel, et en présence d'une transformation induite par la déformation, il existe une étroite imbrication entre la plasticité classique, résultant des variations de la contrainte appliquée et/ou de la température, et la plasticité de transformation.

Nous avons signalé au paragraphe précédent différentes modélisations de la plasticité de transformation. En tenant compte en outre des cinétiques de transformation, de nombreux modèles

phénoménologiques, définis par des fonctions mathématiques lissant au mieux les résultats expérimentaux, ou plus physiques, faisant intervenir des paramètres microstructuraux, ont été proposés. Toutes ces modélisations n'ont pas les mêmes objectifs et ne possèdent pas le même pouvoir prédictif. Certaines restent valables uniquement pour des chargements bien définis et se limitent à quelques paramètres mais sont très simples à implémenter numériquement, quand d'autres ont la possibilité de décrire le comportement au niveau de chaque phase ou grain et ainsi prédire, à partir de la prise en compte de différents mécanismes physiques, les phénomènes macroscopiques.

I.4.4.1. Modèles phénoménologiques

Des modélisations de lois d'écoulement ont été proposées par Guimaraes et al. [GO79], en traction uniaxiale dépendant de paramètres faisant appel à la microstructure (longueur des dislocations, nombre de source des dislocations) et de la fraction volumique de martensite, ainsi que par Narutani at al. [NOC82]. Ces derniers ont exprimé l'écoulement inélastique d'un acier austénitique avec transformation martensitique en prenant en compte l'influence du durcissement lors de l'apparition de la martensite et de l'adoucissement dynamique. Ils obtiennent alors la loi de comportement de la forme : $\sigma = \sigma_S - \Delta\sigma_d$ où σ_S et $\Delta\sigma_d$ représentent respectivement l'écrouissage du matériau biphasé et l'incrément d'adoucissement dynamique résultant de la plasticité de transformation. Les termes s'expriment : $\sigma_S = (1-f)\sigma_\gamma(\varepsilon - \alpha f) + f\sigma_{\alpha'}(\varepsilon - \alpha f)$ avec σ_γ et $\sigma_{\alpha'}$ les contraintes d'écoulement de l'austénite et de la martensite où αf prend en compte l'orientation des plaquettes de martensite (α=0.12) et $\Delta\sigma_d = \beta \frac{df}{d\varepsilon}\sigma_S$ où β est un paramètre expérimental. Après calage des paramètres sur un acier entièrement austénitique, ce modèle donne de bons résultats comparés aux essais expérimentaux en traction à différentes températures.

Stringfellow et al. [SPO92] ont proposé un modèle de comportement pour des alliages non thermoélastiques en utilisant la cinétique de transformation martensitique de l'équation I.19. L'équation d'évolution des contraintes dans le matériau est donnée par l'expression $\overset{\nabla}{T} = L^e\left[D - D^p\right]$ où D est le tenseur des taux de déformations, et D^p est la partie inélastique de D : $D = D^e + D^p$. L^e est le tenseur d'élasticité (isotrope) et $\overset{\nabla}{T}$ est la dérivée de Jaumann du tenseur des contraintes. La partie inélastique du taux de déformation D^p peut être décomposée en une composante de plasticité classique D^{slip}, due au glissement dans les phases austénitique et martensitique, ainsi qu'en une vitesse de déformation additionnelle D^{nucl}, résultant de la transformation martensitique : $D^p = D^{slip} + D^{nucl}$, où D^{nucl} représentant la germination de la martensite est définie par l'expression

$D^{nucl} = \dot{f}\left\{\frac{1}{\sqrt{2}}AN + \frac{1}{3}\Delta v Id\right\}$ où *A* est un paramètre dépendant du niveau des contraintes ainsi que des caractéristiques mécaniques de l'austénite ; *N* est le tenseur unitaire colinéaire à la partie déviatorique du taux de déformation plastique. La déformation de transformation accompagnant la formation de martensite est donnée par le terme entre accolades et tient compte de la variation de volume associée. Une méthode auto-cohérente [BZ81] est alors utilisée par les auteurs pour prévoir le comportement d'un matériau biphasé A-M viscoplastique, isotrope. Les prévisions de ce modèle implémenté dans un code de calcul par éléments finis sont ensuite comparées aux données expérimentales d'aciers austénitiques métastables pour plusieurs trajets de chargement.

D'autres modèles sont utilisés pour décrire le comportement des aciers TRIP biphasés A-M comme celui présenté par Diani et al. [DSB95] $\dot{\Sigma} = 3\mu_e\left(\dot{E} - \dot{E}^T\right)$ où $\dot{E}$ est l'incrément de déformation globale et $\dot{E}^T$ l'incrément de déformation de transformation déterminée par $\dot{E}^T = \frac{5\mu_m}{3\mu_e + 2\mu_m}\dot{f}\,\overline{\varepsilon}^B$. Un modèle auto-cohérent appliqué pour un matériau biphasé isotrope et incompressible permet d'obtenir le module de cisaillement μ_e du milieu effectif. D'après ces auteurs, ce modèle reproduit l'adoucissement dynamique observé en traction uniaxiale par Olson et Cohen [OC82].

Hänsel et al. [HHR98] ont implémenté dans un code de calcul par éléments finis un modèle d'écrouissage utilisant la cinétique de transformation martensitique décrite par l'équation (I.12) et la loi des mélanges $\sigma = \left[B_{HS} - \left(B_{HS} - A_{HS}\right).\exp(-m.\varepsilon_{eq}^{p\,n})\right]\left(K_1 + K_2 T\right) + \Delta H_{\gamma\to\alpha'}.V_M$ où le premier terme correspond à l'approximation de l'écrouissage de l'austénite donnée par Hocket-Sherby avec ε_{eq}^p la déformation plastique équivalente. Le terme supposé constant $\Delta H_{\gamma\to\alpha'}$ représente l'incrément d'écrouissage induit par la transformation martensitique. L'ensemble des paramètres est identifié à partir d'essais de traction uniaxiale pour différentes vitesses de déformation.

Le modèle d'Iwamoto et al. [ITT98], s'appuyant sur une dissymétrie observée entre les courbes contrainte-déformation de traction et de compression en l'absence de transformation, tient compte de cette dissymétrie par l'intermédiaire d'une fonction de charge proposée par Miller et McDowell [MM96] incluant le troisième invariant du tenseur des contraintes déviatoriques J_3 :

$$f = J_2 - k\frac{J_3}{J_2^{\frac{1}{2}}} - \frac{1}{3}\overline{\sigma}^2 = 0 \text{ soit } \overline{\sigma} = \sqrt{3\left(J_2 - k\frac{J_3}{J_2^{\frac{1}{2}}}\right)} \qquad \textbf{(I. 33)}$$

où $J_2 = \frac{1}{2} S_{ij} S_{ij}$ et $J_3 = \det|Sij|$; S_{ij} est le tenseur déviatorique des contraintes de Cauchy et $\bar{\sigma}$ est la contrainte équivalente. Une évolution du paramètre *k* décrit le développement d'une anisotropie d'écrouissage liée par exemple aux évolutions de texture : Gall et Sehitoglu [GS99] ont montré que les textures jouent un rôle important dans la dissymétrie des courbes contrainte-déformation en traction et compression dans un polycristal NiTi. L'équation d'évolution de *k* proposée par Miller et McDowell [MM96] s'écrit :

$$\dot{k} = C_k (1-k) \dot{\bar{\varepsilon}}^{pslip} \qquad \textbf{(I. 34)}$$

où C_k est une constante et $\dot{\bar{\varepsilon}}^{pslip}$ est la vitesse de déformation plastique équivalente de glissement dans l'acier TRIP. La vitesse de déformation inélastique totale $\dot{\varepsilon}_{ij}^{p}$ est supposée être la somme de la vitesse de déformation plastique $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip}$ induite par la déformation de glissement dans l'austénite et la martensite et $\dot{\varepsilon}_{ij}^{ptrans}$ induite par la transformation. La vitesse de déformation associée à la transformation est divisée en une partie déviatorique, $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape}$, liée au changement de forme, et une partie de dilatation , $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat}$, exprimant le changement de volume, soit l'expression :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{p} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{ptrans} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat} \qquad \textbf{(I. 35)}$$

Le taux de déformation plastique $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip}$ est déterminé à partir de la loi d'écoulement, soit : $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip} = \frac{3}{2\bar{\sigma}} \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \dot{\bar{\varepsilon}}^{p}$ où $\dot{\bar{\varepsilon}}^{p} = \frac{\sigma_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij}^{p}}{\bar{\sigma}}$ et où $\dot{\bar{\varepsilon}}^{p}$ est la vitesse de déformation plastique équivalente.

Avec $\frac{\partial f}{\sigma_{ij}} = \left(1 + k \frac{J_3}{2 J_2^{\frac{3}{2}}} \right) S_{ij} - \frac{k}{J_2^{\frac{1}{2}}} t_{ij}$ où $t_{ij} = S_{im} S_{mj} - \frac{2}{3} J_2 \delta_{ij}$.

La vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape}$ est considérée colinéaire avec la direction normale à la surface de charge, soit :

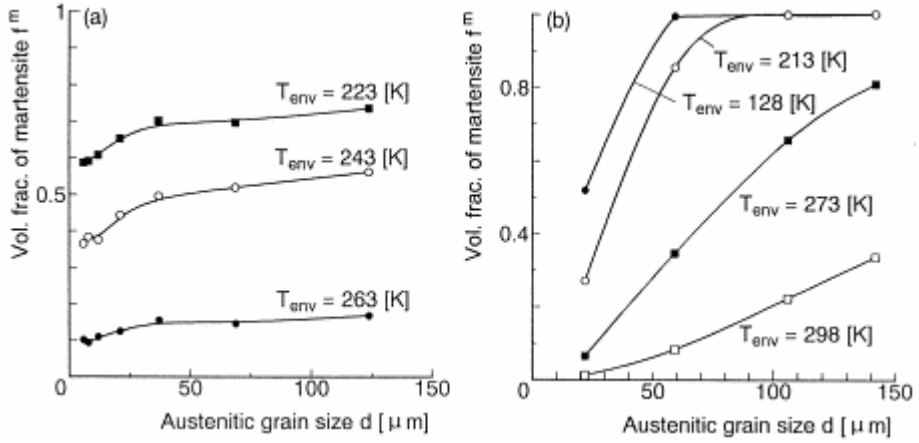
$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape} = \frac{3}{2\bar{\sigma}} R \dot{f}^{m} \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \qquad \textbf{(I. 36)}$$

où le paramètre *R* représente l'amplitude du changement de forme associé à la transformation martensitique : $R = R_0 + R_1 \left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_y^a} \right)$ où σ_y^a est la limite d'élasticité initiale de l'austénite.

Le taux de déformation correspondant à la dilatation volumique $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat}$ peut-être exprimé en terme de changement relatif de volume Δv dû à la transformation de phase par la relation :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat} = \frac{1}{3}\Delta v \, \dot{f}^{m} \, \delta_{ij} \qquad \textbf{(I. 37)}$$

En utilisant la cinétique de transformation dépendant de la taille de grain proposée par Iwamoto et al. [ITT98] (équation I.24), les auteurs comparent le modèle aux essais expérimentaux pour différentes tailles de grain réalisés par Maki et al. [MTT74]. Ils observent un bon accord entre la simulation et l'expérience (figure I.25.).



(a) ***(b)***

Figure I.25. Fraction volumique de martensite induite par la déformation vraie $\varepsilon = 0.3$ ***en fonction de la taille des grains austénitiques à différentes températures à partir des résultats expérimentaux (a) de Nohara et al. [NOO77] et les résultats des simulations (b)***

Le modèle de Iwamoto et al. sera repris dans le chapitre III, où sont présentés les résultats de son implantation dans le code de calcul par éléments finis Abaqus.

D'autres études par éléments finis ont été effectuées sur la microstructure d'un acier TRIP constitué d'inclusions austénitiques élastoplastiques instables noyées dans une matrice ferrito-bainitique élastoviscoplastique. Le modèle de plasticité de Lani et al. [LFJDP02] utilise la théorie de l'inclusion équivalente d'Eshelby [Esh57] ainsi qu'une approche de type champ moyen Mori-Tanaka [MT73] lors de l'homogénéisation. Un critère thermodynamique basé sur celui de Fischer [Fish97] donne l'évolution de la fraction volumique de martensite pour chaque élément austénitique. Une comparaison avec les essais multiaxiaux de Furnémont [Fur03] confirme la bonne prédiction du modèle.

Une approche micromécanique a été utilisée par Gallée et al. [GMTPL04] pour l'étude du comportement des aciers inoxydables austénitiques. Ces auteurs ont ainsi développé un modèle biphasé pour décrire le comportement des phases austénitique et martensitique et étudier l'influence de ces deux phases sur le comportement des aciers 304 et 316L. Un critère afin de tenir compte du mode de déformation (triaxialité des contraintes) a été ajouté à la loi de la cinétique de transformation martensitique de Shin et al. [SHC01]. Enfin, une identification des paramètres du modèle par une méthode inverse est obtenue à l'aide du logiciel Sidolo ([Pil88], [Pil03]). Ce modèle a été implémenté dans Abaqus pour simuler des essais d'expansion biaxiale et d'emboutissage de godet cylindrique.

Des auteurs comme Perlade et al. [PBF03] utilisent la densité de dislocations pour exprimer l'écrouissage austénitique d'un acier TRIP multiphasé : $\sigma^{\gamma} = \sigma_0^{\gamma} + \alpha M \mu b \sqrt{\rho}$ où α est une constante, M est le facteur de Taylor, μ le module de cisaillement et b le vecteur de Burgers. La contrainte critique d'écoulement de l'austénite σ_0^{γ} est exprimée par la composition chimique du matériau et la densité de dislocations ρ dépend de la fraction volumique de martensite formulée par Olson et Cohen [OC75]. Le comportement en traction uniaxiale s'écrit ensuite à l'aide de la loi des mélanges $\sigma = (1 - f^{\gamma})\sigma^{\alpha}(\varepsilon^{\alpha}) + f^{\gamma}\sigma^{\gamma}(\varepsilon^{\gamma})$ où f^{γ} est la fraction volumique d'austénite résiduelle. La contrainte d'écoulement σ^{α} dans la matrice ferrite-martensite-bainite dépendant de la taille de grain et de la composition chimique du matériau est donnée par le modèle de Bouaziz et al. [BIKL01].

L'écrouissage de l'austénite basé sur le modèle de multiplication des dislocations proposé par Kocks [Koc76] puis par Mecking et Kocks [MK81] et repris ensuite par Estrin [Est96] est utilisé dans notre modèle élasto-viscoplastique et sera développé plus en détail dans le chapitre IV.

I.5. Emboutissage des aciers à transformation martensitique

I.5.1. Généralités sur l'emboutissage

L'emboutissage est le plus courant des procédés de formage des tôles. Il est particulièrement adapté à des productions en grande série. Un procédé d'emboutissage consiste à fabriquer un corps creux en appliquant des efforts à un flan initialement plan à l'aide d'outils actionnés par une presse à emboutir.

L'outillage se compose de trois éléments principaux :

- un poinçon, dont la section a la forme de l'embouti à réaliser ;
- une matrice dans laquelle viendra se loger le poinçon ;
- une pièce annulaire appelée serre flan qui, en pressant le métal contre la matrice empêche la formation de plis à la périphérie du flan et contrôle « l'avalement » du métal.

L'art de l'emboutisseur consiste à choisir les opérations successives à mettre en œuvre pour obtenir l'objet que l'on veut fabriquer et ce en respectant un certain nombre d'impératifs : absence de rupture ou d'amincissement localisé excessif, absence de plis, état de surface optimal de l'embouti, consommation de matière minimale.

I.5.1.1. Différents modes de déformation rencontrés en emboutissage

La figure I.26. représente, dans les axes des déformations principales dans le plan de la tôle, les différents modes de déformation rencontrés en emboutissage, Touchal Mguil et al. [TM95]. Cette représentation $\varepsilon_2 = f(\varepsilon_1)$ obéit à la convention $\varepsilon_1 > \varepsilon_2$. Les déformations sur un embouti sont de différents types :

- l'expansion biaxiale : cela correspond à ce qui se passe au nez du poinçon au début du formage ; on a alors : $\sigma_1 > 0$, $\sigma_2 > 0$, $\varepsilon_1 > 0$, $\varepsilon_2 > 0$ et $\varepsilon_3 < 0$
- l'extension : elle est associée à des déformations circonférentielles négatives, la contrainte correspondante étant positive : $\sigma_1 > 0$, $\sigma_2 > 0$, $\varepsilon_1 > 0$, $\varepsilon_2 < 0$ et $\varepsilon_3 < 0$
- le rétreint : les déformations circonférentielles sont négatives, la contrainte correspondante étant également négative : $\sigma_1 > 0$, $\sigma_2 < 0$, $\varepsilon_1 > 0$, $\varepsilon_2 < 0$ et $\varepsilon_3 > 0$.

Nous observons des déformations :

- en expansion, lorsque le métal est bloqué entre la matrice et le serre flan ; un bon comportement dans ce type de sollicitation exige du métal une capacité suffisante de consolidation, donc un coefficient d'écrouissage élevé.
- en rétreint, lorsque le métal peut s'écouler librement entre matrice et serre flan pour « alimenter » la formation d'un corps creux ; les bonnes performances en rétreint sont obtenues avec des matériaux présentant une forte résistance à l'amincissement dans une sollicitation en traction, c'est-à-dire les matériaux à coefficient d'anisotropie *r* élevé.

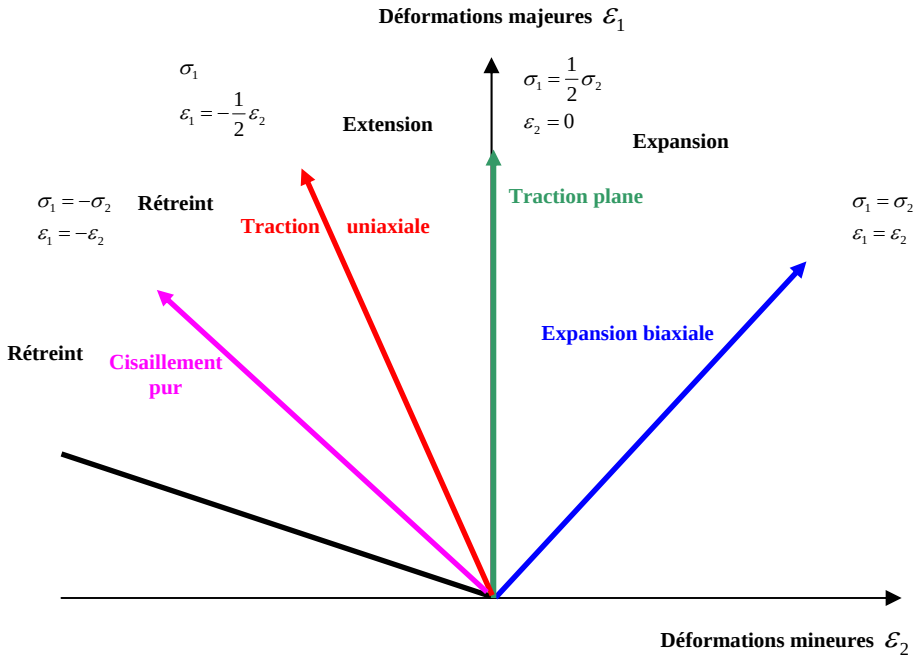


Figure I.26. Schématisation de différents trajets de déformation dans le plan des déformations principales de surface de la tôle

I.5.2. Spécificités des aciers à transformation martensitique vis-à-vis de l'emboutissage

La nature et les propriétés intrinsèques du matériau sont un facteur prépondérant dans l'optimisation des opérations d'emboutissage. De ce point de vue, les aciers à transformation martensitique présentent un certain nombre de particularités dont découlent des modes opératoires spécifiques.

Par rapport aux aciers doux, les aciers inoxydables austénitiques présentent [LBB90] :

- une forte écrouissabilité, ce qui se traduit en pratique par :
    - la nécessité de disposer de presses de capacité jusqu'à deux fois plus grande que celles utilisées pour mettre en œuvre des aciers doux de même épaisseur ;
    - l'existence d'un retour élastique qui peut être important ;
    - l'existence de contraintes internes plus importantes ;
- une faible conductibilité thermique qui entraîne une élévation de la température (en particulier pour les aciers austénitiques à fort écrouissage) ;
- des coefficients de dilatation élevés provoquant des contraintes importantes ;
- des performances médiocres au frottement (tendance marquée au grippage) ;
- des états de surface qui sont souvent très peu rugueux.

Les aciers inoxydables austénitiques très instables du type 17Cr-7Ni (Z2CN 17-07, AISI 301L) qui s'écrouissent fortement sont adaptés à la réalisation d'emboutis à forte expansion. Les aciers inoxydables austénitiques soumis à l'emboutissage profond doivent être stables et ne pas se transformer en martensite d'écrouissage. L'augmentation de la teneur en nickel stabilise l'austénite et diminue le durcissement. Les nuances à teneur élevée en nickel sont employées pour la frappe à froid.

L'excellente aptitude à l'emboutissage des aciers inoxydables austénitiques du type 18Cr-10Ni (Z2CN 18.10, AISI 304) autorise les formes les plus variées dans la fabrication des articles de table tels que les plats. Les éviers en acier 18Cr-10Ni font partie de l'équipement traditionnel de la cuisine et peuvent être monoblocs, c'est-à-dire réalisés sans soudage par emboutissage d'un flan unique.

Des études sur la formabilité de l'acier multiphasé industriel TRIP800 [LED01] montrent une bonne aptitude à la mise en œuvre par emboutissage grâce à sa forte capacité de consolidation en début de déformation. De plus, une répartition homogène des déformations entraînant de moindres amincissements est observée (amincissement de 4% au sommet, 8% sur la jupe et -9% au niveau de la collerette). Cet acier multiphasé présente également un bon comportement en rétreint attribué à la transformation de l'austénite résiduelle ainsi qu'une forte sensibilité au retour élastique.

I.5.3. Transformation martensitique dans les procédés d'emboutissage

Les champs de contraintes et de déformation qui se développent lors de la mise en forme résultent du couplage entre les conditions aux limites du procédé et les caractéristiques de comportement du matériau (écrouissage, anisotropie, sensibilité à la vitesse de déformation…). Certains auteurs ont mesuré les distributions de fraction de martensite formée après emboutissage. La figure I.27. montre la répartition de martensite obtenue par Sumimoto [Sum78] dans la jupe et le fond d'un godet d'acier AISI304. Selon cette étude portant sur la casse différée des aciers austénitiques, les courbes montrent que la transformation martensitique est plus importante en haut de la jupe.

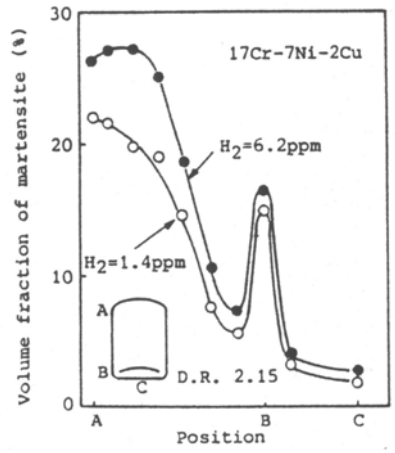


Figure I.27. Répartition de la fraction volumique de martensite sur un godet d'acier inoxydable. D'après [Sum78]

Des mesures sur un acier TRIP industriel [LED00] conduisent également à la mise en évidence de ces gradients de transformation.

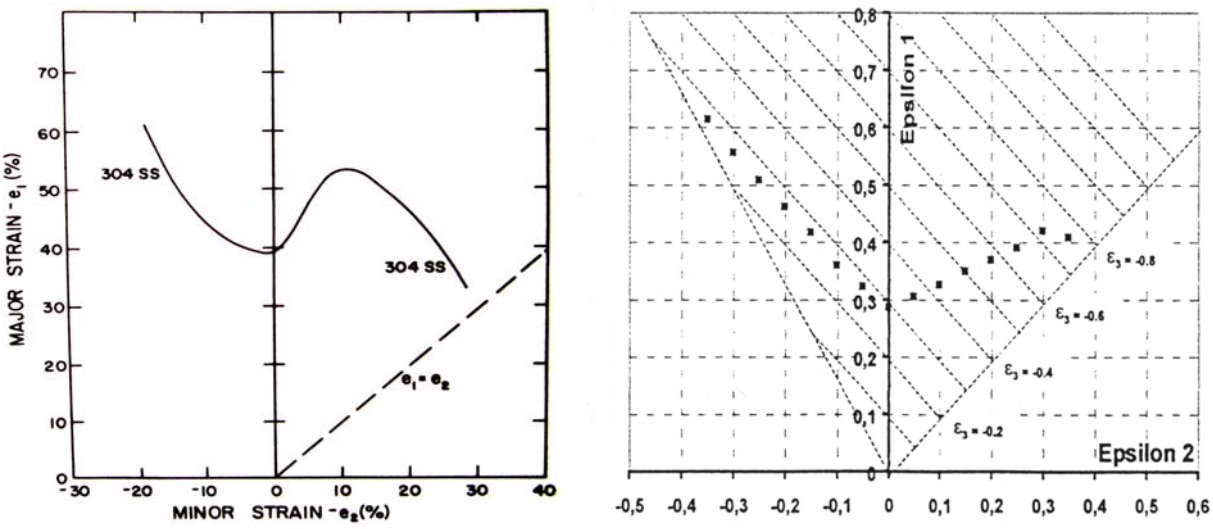
Des simulations numériques ont permis de reproduire ce type de comportement, telles que celles effectuées par Kubler [Kub04] sur un acier TRIP industriel ou par Gallée [Gal05] sur un acier AISI 304. Les simulations de Gallée [GMTPL04b] prévoient en outre un gradient de fraction volumique de martensite entre la peau intérieure et extérieure du godet. Ces auteurs remarquent en particulier l'apparition d'un pic de transformation près du nez du poinçon sur la peau extérieure en traction, alors que sur la peau intérieure en compression, il n'apparaît pas de martensite.

I.5.4. Courbes limites de formage

La notion de Courbe Limite de Formage (CLF) a été introduite en 1965 par Keeler [Kee65] pour permettre de déterminer le niveau maximal de déformation d'une tôle, en fonction du trajet de déformation suivi. La détermination expérimentale des CLF consiste à reproduire à l'aide d'essais de laboratoires tous les types de déformation susceptibles d'entraîner la striction localisée ou la rupture ductile en emboutissage.

Les CLF sur les aciers inoxydables austénitiques de type 304 ont été étudiées par de nombreux auteurs ([Hec77], [HSSS82], [TWL98], [KP99], [BST00], [TBS05], …). A la différence des courbes limites de formage des autres matériaux, les essais expérimentaux sur un acier austénitique inoxydable 304 de Hecker et al. [HSSS82] montrent que la CLF passe par un maximum en expansion (aux alentours de 10% de déformation mineure). Ces auteurs proposent qu'en traction équibiaxiée (au delà du maximum, figure I.28. a), le taux d'écrouissage chute parce que la transformation martensitique

commence à ralentir (la quantité de martensite formée en traction équibiaxiée est plus de deux fois celle en traction uniaxiale). D'après eux cette chute du taux d'écrouissage et cette instabilité prématurée pourraient expliquer la faible ductilité en expansion de l'acier 304.



(a) *(b)*

Figure I.28. Courbes limites de formage (a) d'un acier 304 [HSSS82], (b) de l'acier TRIP 800 [LED01]

Cette même tendance de saturation en expansion est observée sur les CLF d'un acier 304 par Talyan et al. [TWL98] lors d'essais à température ambiante pour deux diamètres de poinçon différents. Il est à noter que la CLF effectuée à l'aide du poinçon de 60 mm a un niveau de déformation à rupture plus élevée que celle obtenue à partir d'un diamètre de 102 mm.

Bargui et al. [BST00] ont obtenu expérimentalement des courbes limites de formage sur un acier instable 304. Une comparaison des CLF avec un acier inoxydable austénitique stable 316 montre l'influence de la transformation martensitique en expansion où l'on observe au-delà d'une déformation mineure de 15%, un niveau de la CLF plus faible pour l'acier 304.

D'autres études de courbes limites de formage ont été effectuées sur l'acier multiphasé industriel TRIP800 [LED01] d'épaisseur 1.54 mm (figure I.28. b).

I.5.5. Casse différée

La formation de martensite α' lors de l'emboutissage profond des aciers austénitiques métastables entraîne un fort niveau de contraintes internes dans le matériau propices à une éventuelle casse différée. Afin de diminuer ce risque il existe des parades comme l'élévation de la température pendant l'essai par l'intermédiaire d'une augmentation de la vitesse du poinçon ou encore comme la possibilité de chauffer la matrice et le serre-flan permettant ainsi d'augmenter le rapport limite d'emboutissage. Les aciers austénitiques instables ont tendance à être sujets au phénomène de casse différée quand ils sont fortement déformés en rétreint. Ces casses ne se produisent pas immédiatement après la mise en forme, mais seulement des heures, voire des jours, après l'emboutissage. Des fissures, inter- ou intracristallines se déclenchent quand on a atteint dans la pièce des contraintes limites. Le risque de casse différée dépend de la quantité de martensite formée, mais également de la composition chimique de la phase α' [Hos77]. Cet aspect du comportement après emboutissage ne sera pas étudié dans ce travail.

Des essais d'emboutissage ont été réalisés sur l'acier inoxydable austénitique 301LN (matériau supposé isotrope) [BBIP05]. Un avalement complet du flan avec chauffage par induction du serre-flan et de la matrice a été effectué afin d'étudier l'effet de la température sur le phénomène de rupture différée. A température ambiante, des rapports d'emboutissage allant de DR=1.52 à 2.12 (rapport limite d'emboutissage atteint) ont été réalisés sans observations de fissure.

I.6. Conclusions

Cette étude bibliographique concernant le comportement plastique des aciers à transformation de phase martensitique, ainsi que les nombreuses modélisations phénoménologiques ou plus physiques qui lui ont été consacrées, a permis de mieux comprendre les mécanismes mis en jeu lors de cette transformation. Nous avons noté, en plus de l'influence de la température et de la composition chimique sur la stabilité de l'austénite, que l'état des contraintes est un facteur important dans la transformation martensitique. La triaxialité des contraintes pouvant présenter des valeurs très différentes dans un procédé d'emboutissage, il est alors important d'en tenir compte lors de nos modélisations. La phase martensitique plus dure va alors changer les propriétés du matériau en engendrant une déformation de transformation, un écrouissage accru ainsi qu'une variation de volume. Ces différents effets vont aussi jouer un rôle dans le processus de déformation en emboutissage.

Chapitre II

Résultats expérimentaux

II.1. Introduction

On distingue principalement, parmi les aciers à transformation martensitique, les aciers inoxydables entièrement austénitiques (aciers fortement alliés : Fe-Cr-Ni) et des aciers au silicium, plus faiblement alliés, multiphasés (partiellement austénitiques) qui ont émergé au cours de ces dernières années.

La rhéologie et les microstructures des aciers inoxydables austénitiques sont étudiées depuis de nombreuses années. On retrouve essentiellement comme éléments d'addition le chrome et le nickel : le chrome pour assurer l'inoxydabilité (quantité de 18 % qui leur confère leur caractère lié essentiellement au fait que le chrome est très facilement oxydable à l'air ; cela entraîne la formation à la surface des pièces d'une couche dite passive composée d'oxydes durs et résistants qui fait ainsi écran en empêchant l'attaque du métal par les produits corrosifs au contact desquels il peut se trouver) ; le nickel doit être supérieur à 8 % pour obtenir la structure austénitique.

Les aciers faiblement alliés multiphasés ont d'autre part connu ces dernières années un intérêt industriel important car leur teneur en éléments d'alliage reste assez faible tout en conservant à l'ambiante une certaine quantité d'austénite résiduelle. Ces derniers possèdent des caractéristiques mécaniques remarquables. Leur composition chimique typique est : Fe - (0.1 à 0.4)C – (0.5 à 2.5)Mn – (0.5 à 2.5)Si.

Trois matériaux ont été testés dans cette étude : un acier de la famille des inoxydables austénitiques, de la nuance 304, et deux aciers au silicium, plus faiblement alliés, partiellement austénitiques, de dénomination commerciale TRIP800 et TRIP1000 fournis par la Société ARCELOR.

La caractérisation expérimentale s'effectue principalement sur des essais de traction uniaxiale (comportement à différentes températures, à différentes vitesses et à différentes orientations suivant la direction de laminage et cinétique de transformation) ainsi qu'en emboutissage de type Marciniak pour la détermination des courbes limites de formage (comportement et cinétique de transformation pour différents trajets de chargement). Des analyses microstructurales complètent ces essais pour voir notamment la taille des grains initiale ainsi que le faciès de rupture de l'acier 304 pour différents trajets de chargement.

II.2. Conditions expérimentales

II.2.1. Matériaux

La composition chimique de l'acier inoxydable entièrement austénitique 304 utilisé est donnée dans le tableau II.1. Cette nuance est relativement instable à température ambiante du fait de la faible présence de nickel, comparé à l'acier 316L par exemple. Cet acier possède une faible teneur en carbone dans l'austénite, paramètre métallurgique intervenant dans les mécanismes de transformation.

L'acier inoxydable austénitique 304 se présente sous forme de tôles laminées à froid de 0.6 mm d'épaisseur dans un état final recuit brillant. La température *Ms* est proche de -190°C pour cet acier.

Type	Taille de grain austénite (μm)	C %pds	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %	N %
304	**20-25**	0.042	0.55	1.27	0.028	0.001	18.19	8.05	0.05

Tableau II.1. Composition chimique de la nuance entièrement austénitique 304

Les nuances d'aciers à effet TRIP multiphasés diffèrent par leur composition chimique et leur proportion de phases. Le tableau II.2. donne la composition des deux aciers testés, ayant des résistances maximales de 800MPa et 1000MPa respectivement. L'épaisseur des tôles de TRIP800 est de 1.5 mm et celle de TRIP1000 est de 1.35 mm.

TRIP	Taille de grain austénite (μm)	Composition (% pds)			Fraction de phase (%)				%C dans γ
		C	*Mn*	*Si*	*γ*	*α*	*b*	*α'*	
800	**2-3**	0.2	1.65	1.65	17	70-73	10-13	-	1.14
1000	**1-2**	0.4	1.65	1.65	30	-	~70	-	1.35

Tableau II.2. Composition chimique – Taille des îlots d'austénite – dosage de phase – teneur en carbone de l'austénite des aciers TRIP multiphasés

Des essais de calorimétrie et de dosage magnétique après trempe à l'azote effectués à Arcelor Research, ainsi que l'analyse des courbes de traction en température ont permis d'établir les températures critiques suivantes :

Acier TRIP800 : Ms $\approx$ -90°C, M_s^{σ} = -20°C ; Md $\succ$ 180°C.

Acier TRIP1000 : Ms $\prec$ -125°C.

II.2.2. Micrographies initiales

De part la présence de plusieurs phases, les aciers TRIP multiphasés présentent des caractéristiques microstructurales différentes de l'acier inoxydable austénitique 304. Une observation optique de l'état initial de leur micrographie est alors proposée après attaque électrochimique.

II.2.2.1. Micrographie de l'acier TRIP800

La microstructure observée au microscope optique suite à une attaque Le Pera est présentée à la figure II.1. [Mar03]. On y distingue assez facilement les différentes phases en présence. En effet, la ferrite apparaît en bleu-vert, l'austénite résiduelle en blanc et la bainite en brun. La taille des grains ferritiques est d'environ 5 µm. Les grains d'austénite résiduelle les plus larges se situent aux joints de grains ferritiques où ils forment des amas de quelques micromètres. Certains grains austénitiques ont une forme lenticulaire. On distingue également des îlots austénitiques au sein des grains ferritiques. Leur taille est plus faible (environ 1 µm). La bainite, issue de la transformation de l'austénite résiduelle lors du maintien à 400°C dans son processus de fabrication, se localise au niveau des grains austénitiques sous forme lenticulaire (obtention des aciers multiphasés et traitement thermique [Bum99], [Kub04]).

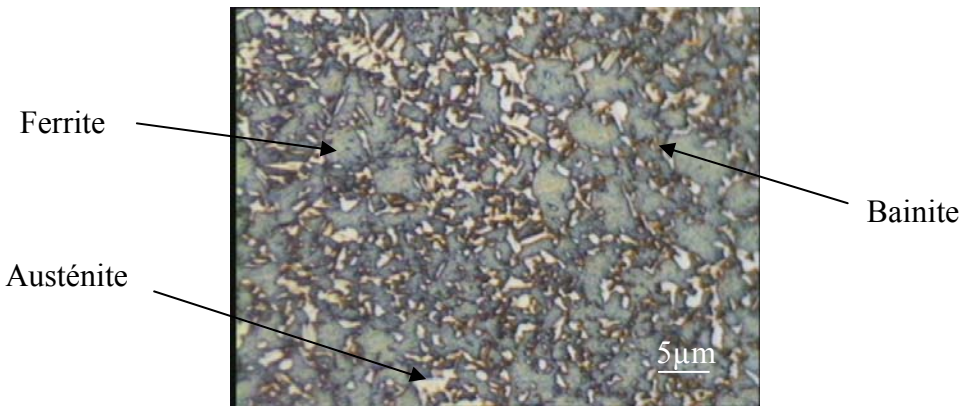


Figure II.1. Micrographie d'un échantillon d'acier TRIP 800 à l'état initial

L'analyse d'image à partir du logiciel Aphélion a permis de mesurer les taux de phases présentes. Le taux d'austénite mesuré est de 16 ± 1 %. L'analyse de phases par diffraction de rayons X donne un taux d'austénite résiduelle de 16 ± 1 %. Ces deux résultats sont identiques et sont en accord avec la fraction d'austénite résiduelle donnée par ARCELOR (17%). Une mesure au microscope électronique à balayage suite à une attaque au Nital ainsi que des mesures EBSD confirment cette analyse.

II.2.2.2. Micrographie de l'acier 304

La micrographie de l'acier inoxydable entièrement austénitique 304 obtenue après polissage et attaque électrolytique est présentée à la figure II.2. Comparé aux aciers multiphasés où la taille de grain moyenne de l'austénite est d'environ 2 µm, celle de l'acier 304 est de l'ordre de 25 µm.

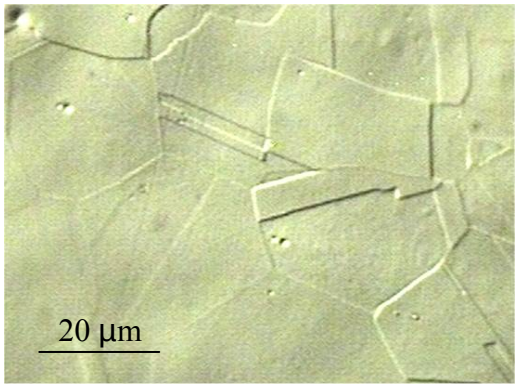


Figure II.2. Microscopie optique de l'acier 304

II.2.3. Essais de traction

Les essais de traction uniaxiale ont été effectués sur une machine de traction ZWICK (de capacité 100kN) en conditions quasistatiques, en déformation imposée et à température nominale constante. Pour pouvoir étudier l'influence de la température sur le comportement du matériau, on place l'éprouvette dans une étuve dont la température est choisie par l'opérateur.

La géométrie des éprouvettes est présentée sur la figure II.3. Les mesures de déformation pour les essais sur les aciers TRIP800 et TRIP1000 ont été effectuées à l'aide d'un extensomètre de longueur initiale 20 mm. Par contre pour le 304 nous avons utilisé une largeur plus importante de la partie utile de l'éprouvette afin de pouvoir appliquer un mouchetis sur une surface suffisante et effectuer ainsi une détermination des déformations par analyse d'images. Ce mouchetis servira pour le calcul du couple

de déformations (ε_1, ε_2) à partir d'un logiciel de corrélation d'images (voir § II.2.5), et déterminer ainsi le coefficient d'anisotropie *r*.

Les essais sur les aciers TRIP1000 et TRIP800 ont été effectués uniquement sur des éprouvettes découpées parallèlement à la direction de laminage. Les éprouvettes de 304 sont coupées suivant trois directions, afin d'analyser l'anisotropie de la tôle : direction de laminage DL (0°), direction transverse DT (90°) et direction diagonale DD à 45° de la direction de laminage.

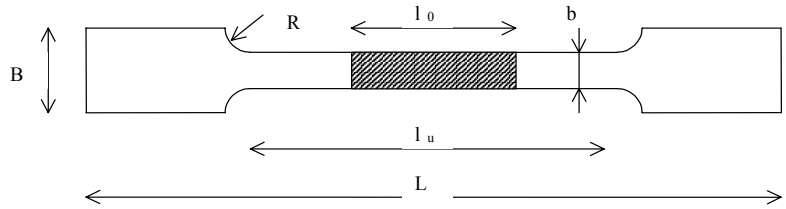


Figure II.3. Géométrie des éprouvettes utilisées pour les essais

Matériau / Dimension (mm)	Acier industriel TRIP1000	Acier industriel TRIP800	304
Longueur totale	125	125	220
Longueur utile	50	50	94
Largeur totale B	20	20	40
Largeur utile b	5	10	30
Rayon du congé R	7.5	10	20
Epaisseur e	1.35	1.5	0.6

Tableau II.3. Dimensions des éprouvettes de traction des différents matériaux

Les résultats de ces essais peuvent être analysés par les courbes conventionnelles (nominales) ainsi que celles rationnelles (vraies). Le matériau peut être caractérisé par sa limite d'élasticité nominale R_e, sa résistance mécanique R_m ou contrainte nominale maximale, son allongement à rupture ou déformation nominale à la rupture.

Les caractéristiques d'écrouissage seront présentées sous la forme du taux d'écrouissage ou taux de consolidation défini par $\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$, du coefficient d'écrouissage $\gamma = \frac{1}{\sigma}.\frac{d\sigma}{d\varepsilon^p}$, et de l'exposant d'écrouissage instantané $n_i = \frac{d\ln\sigma}{d\ln\varepsilon^p}$ (avec σ contrainte vraie ou contrainte de Cauchy, ε^p déformation plastique logarithmique).

Les courbes de traction sont directement transposables sous la forme de la loi de comportement $\sigma(\varepsilon^p)$ tant que la déformation reste uniformément répartie sur la longueur utile. Néanmoins, les courbes rationnelles de traction, ainsi que les différentes représentations de l'écrouissage, $\theta(\sigma)$, $\gamma(\sigma)$, $n_i(\varepsilon^p)$, seront déduites de la courbe de traction conventionnelle jusqu'à la fin de l'essai. On portera alors sur les courbes la condition correspondant à l'atteinte de la force maximum ($\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma$), au delà de laquelle la représentation devient erronée.

II.2.4. Essais d'emboutissage de type Marciniak

Ces essais, couplés à un système d'analyse d'images, permettent de déterminer les Courbes Limites de Formage (CLF) en utilisant des flans de différentes largeurs. Ils sont réalisés dans le cas de l'acier 304. Des mesures de fraction d'austénite transformée sont également effectuées pour les différents trajets de déformation suivis par les diverses éprouvettes testées.

Le dispositif expérimental d'emboutissage (figure II.4.) a été développé par Morestin et al. [BMM98]. Il peut être utilisé soit avec un poinçon hémisphérique, soit avec un poinçon à fond plat avec évidement (essai « Marciniak »). C'est ce poinçon que nous avons utilisé. Dans ce cas on positionne, entre le poinçon et le flan, un contre-flan, soit comportant un trou central dans le domaine de l'expansion, soit en 2 morceaux pour les éprouvettes les moins larges (domaine du rétreint). Le contre-flan sert à éviter les ruptures au niveau du rayon de poinçon, et ainsi à localiser la striction dans la partie centrale plane. Celui-ci est prélevé dans un matériau au moins aussi ductile que le matériau testé afin qu'il ne casse pas avant le matériau étudié. De plus, un film de téflon est placé entre le poinçon et le contre-flan pour diminuer les frottements. Le poinçon est fixe et l'ensemble embase (matrice) + serre-flan est mobile : le but principal de cette inversion est de pouvoir filmer le fond de l'embouti avec une caméra, dans des conditions telles que la distance objet-miroir-caméra reste fixe, évitant ainsi un dispositif supplémentaire d'asservissement en position pour la caméra.

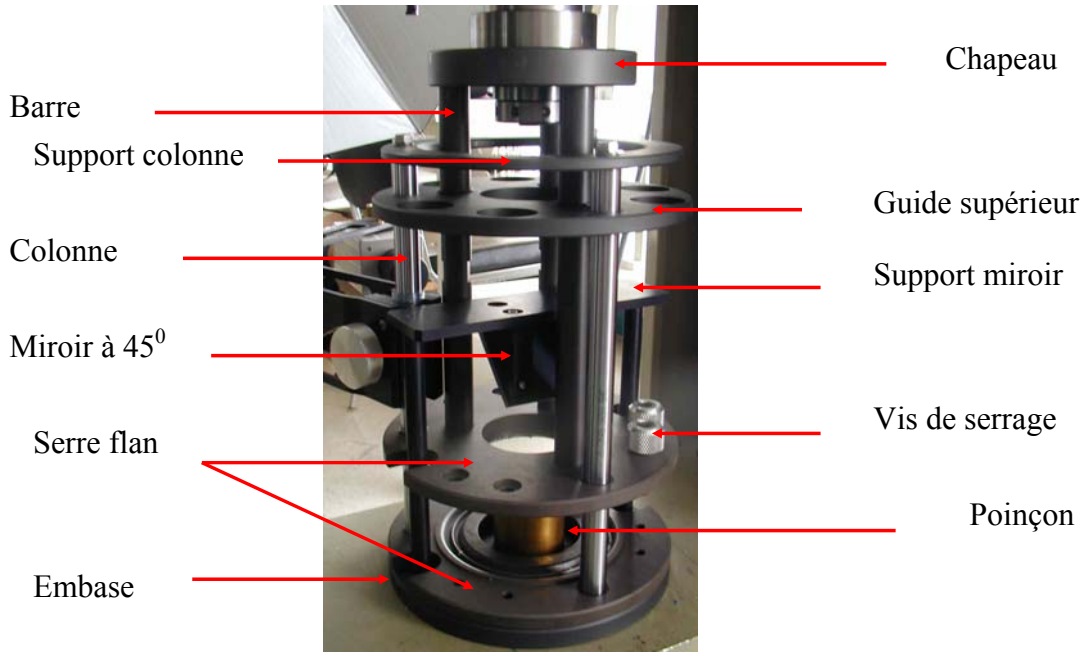


Figure II.4. Dispositif expérimental utilisé pour la détermination des CLF

Afin d'étudier l'ensemble des chemins de déformations utile pour la détermination des CLF, nous utilisons des éprouvettes de longueur constante (200mm) mais de différentes largeurs représentant ainsi les chemins allant de la traction uniaxiale (flan de 60 mm de large) à l'expansion équibiaxée (flan de 200 mm de large).

Pour ces essais effectués à température ambiante, nous avons utilisé une machine de traction ZWICK de capacité 200 kN. La cellule de charge est placée sous la traverse mobile afin que l'on puisse travailler en compression comme l'exige la conception du module d'emboutissage. La vitesse de déplacement du poinçon est de 10 mm/min. La force du poinçon ainsi que le déplacement de la traverse sont enregistrés tout au long de l'essai. Une force de retenue de 200 kN est appliquée sur le serre flan. Notons que dans certains cas, cette force n'était pas suffisante pour empêcher un léger avalement du flan.

Les essais sont tels que la rupture intervient au centre de l'échantillon dans la zone plane non en contact avec le contre flan. Une localisation précise de la rupture est nécessaire à l'analyse des déformations majeure et mineure caractérisant un point de la CLF. La détermination de cette zone est possible, soit à partir des images enregistrées précédant la rupture (figure II.5.), soit à partir de l'évolution du champ de déformation donnée à l'aide du logiciel Icasoft où une concentration des déformations (bandes rouges figure II.6.) indique l'endroit de la rupture.

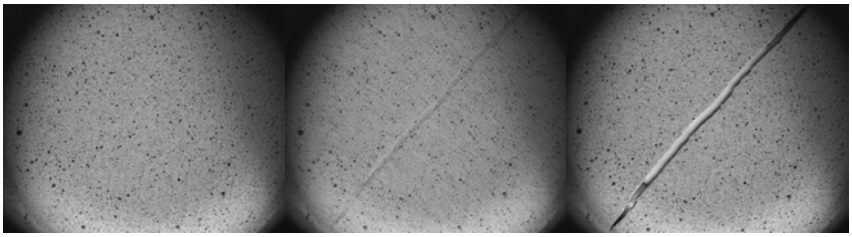
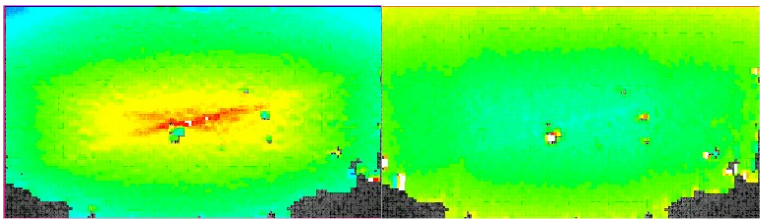


Figure II.5. Exemple de localisation de la rupture lors d'un essai de traction équibiaxée



(a) ***(b)***

Figure II.6. Exemple de représentation des déformations majeures ε_{11} (a) et mineures ε_{22} (b) juste avant rupture lors d'un essai d'emboutissage à l'aide du logiciel Icasosft

II.2.5. Mesures de déformation par corrélation d'images

L'un des principaux intérêts de l'utilisation d'une technique de corrélation pour l'analyse de la striction est son gain de temps (le mouchetis remplace les réseaux de cercles ou de grilles obtenus par photogravure par exemple). La technique de mesures des déformations est basée sur la méthode de corrélation d'images développée à l'Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Lyon ([VDA99], [MT97]). Chaque image de l'échantillon déformé est comparée à l'image non déformée en utilisant un coefficient de corrélation en niveau de gris. Les calculs de corrélation sont faits avec des patterns de 9*9 pixels. Toute méthode de corrélation d'images numériques est basée sur la recherche d'un champ de déplacement homogène pour un ensemble de pixels.

Afin d'améliorer la corrélation d'image, un mouchetis est appliqué sur les échantillons avant la déformation. Une importance particulière doit être apportée à la réalisation du mouchetis afin de faciliter la corrélation. Ainsi il est préférable d'obtenir une répartition parfaitement aléatoire des niveaux de gris avec des tâches de taille maximale un pattern (9 x 9 pixels) et éviter toute zone trop blanche, insuffisamment mouchetée ou encore des zones de niveaux de gris uniformes.

Le matériel disponible au laboratoire pour la mesure du champ de déplacement par corrélation d'images se compose d'une caméra numérique, d'un logiciel d'acquisition vidéo (VisionStage), d'un logiciel de corrélation (Icasoft, développé par Morestin et al. à l'INSA de Lyon) qui arrive à apparier chaque pattern *ou motif* sans exception entre deux images ainsi que du matériel de peinture pour réaliser les mouchetis.

Afin d'obtenir les courbes limites de formage à l'aide de la méthode de mesure de déformation par corrélation d'image, il est nécessaire de comparer deux images prises à deux instants donnés de la même zone. Une image initiale est alors enregistrée avant l'essai pour servir de référence. Un enregistrement du centre du flan est effectué à l'aide de la caméra tout au long de l'essai. Pendant la première partie de l'emboutissage, correspondant à la plus longue période, un enregistrement d'une image toutes les trois secondes a été réalisé. Puis, dans la partie qui nous intéresse (où a lieu la rupture), un enregistrement de trois images par seconde est effectué.

L'enregistrement des images est réalisé par une caméra numérique noire et blanc ; elle saisit des images codées sur 8 bits ; chaque image comporte 1024*1280 pixels. Les prises de vue se font avec une distance focale minimale de 200 mm. La taille d'un pixel peut varier de 0.048 à 0.054 mm selon la distance. Cette caméra numérique haute définition à pixels carrés et jointifs est reliée à une carte d'acquisition.

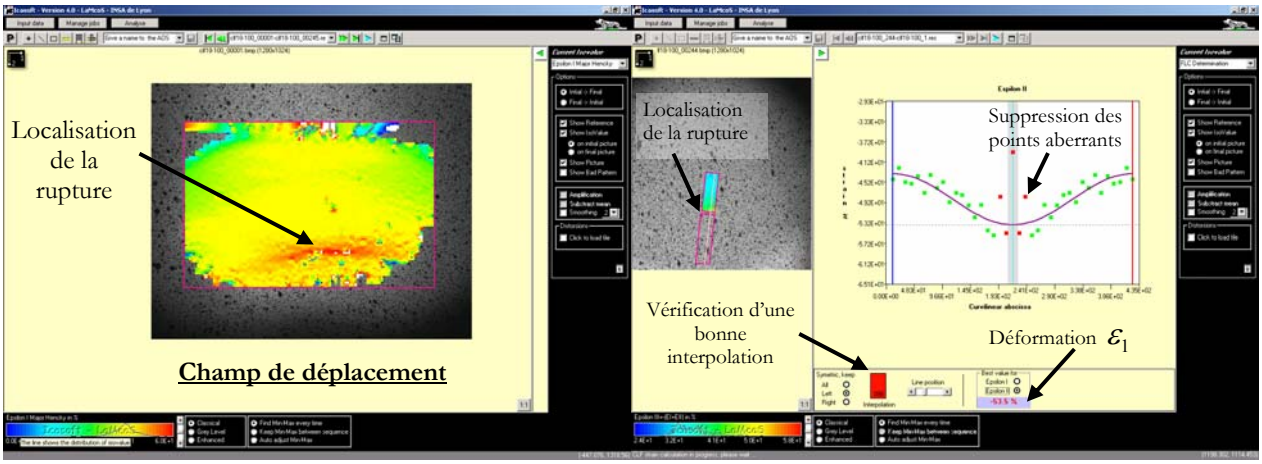


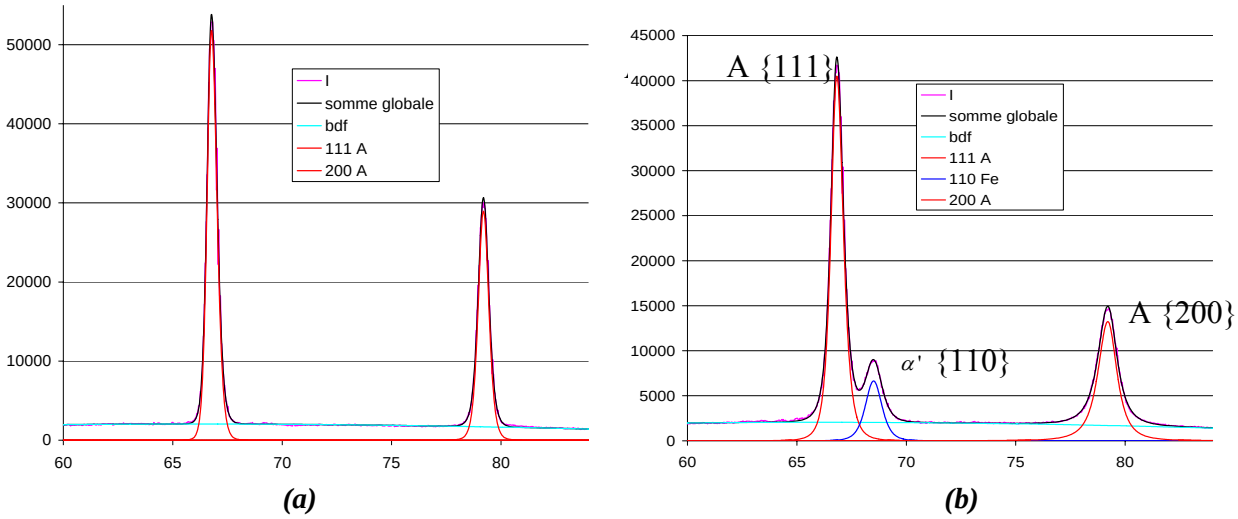
Figure II.7. Exemple de détermination des déformations majeure et mineure proches de la rupture à partir du logiciel de corrélation d'image Icasoft pour un trajet de chargement

Pour déterminer les déformations majeures et mineures, une mesure des profils de déformation sur la ligne perpendiculaire à la rupture est nécessaire (ceci représente 5 à 6 motifs au minimum de part et d'autre de la rupture, figure II.7.). Cette ligne est choisie à l'endroit de l'initiation supposée de la

rupture et de telle sorte que cette rupture passe approximativement par le centre des motifs. Les profils de déformation doivent être tracés en fonction de la distance des centres des motifs au bord de la rupture. Les points ε_1 et ε_2 représentatifs du début de striction seront obtenus par un lissage des profils de déformation excluant les points proches de la rupture ou en striction (dans la partie où le gradient change de façon significative). Ces points correspondent au sommet de l'interpolation sinusoïdale (figure II.7.). Ainsi, à partir de la détermination de la valeur de la déformation maximale d'une rupture, le logiciel permet d'obtenir un couple de points $(\varepsilon_1, \varepsilon_2)$ représentant un point de la CLF.

II.2.6. Dosages de phases

Des dosages de phase ont été effectués par la méthode de diffraction des rayons X à l'aide d'un tube Cr et d'un détecteur plan GADDS. A titre d'exemple, la figure II.8. montre les pics de diffraction obtenus pour l'acier 304 à l'état initial, et après essai en expansion équibiaxée à température ambiante. La méthode permet d'obtenir le dosage des phases, ici, l'austénite et la martensite α', dont la raie de diffraction coïncide avec celle de la ferrite CC. Les conditions de mesure sont les mêmes pour l'analyse de chaque échantillon. Une zone d'environ 1 cm² est utilisée pour la mesure.



(a) ***(b)***

Figure II.8. Séparation des pics d'intensité et lissage de la mesure (bdf : bruit de fond) pour l'acier 304 à l'état initial (a) et après essai en expansion équibiaxée à température ambiante (b)

Les diverses mesures de diffraction des rayons X permettent entre autre de quantifier le taux de transformation martensitique pour différentes sollicitations de l'acier 304 ainsi que de fournir une cinétique de transformation pour les aciers multiphasés.

II.2.7. Faciès de rupture

Une étude du faciès de rupture est effectuée sur des éprouvettes sollicitées par différents modes de déformation suite aux essais de traction et d'emboutissage de type Marciniak.

Un premier examen des surfaces de rupture a été effectué au microscope optique. Afin d'obtenir une profondeur de champ plus importante, nous avons utilisé le microscope électronique à balayage (MEB) permettant d'examiner la surface de rupture sur plusieurs mm^2 sans aucune préparation. Pour cela on utilise un microscope à balayage MEB2 LEO440 équipé d'un système d'analyse chimique par dispersion d'énergie (EDS) PGT SPIRIT, d'un système d'analyse cristallographique EBSD type HKL, d'un détecteur d'électron rétrodiffusé QBSD et d'un système d'imagerie en courant d'échantillon.

II.3. Résultats des essais de traction

II.3.1. Acier TRIP1000

II.3.1.1. Influence de la température d'essai

La figure II.9. montre les courbes contrainte-déformation vraies obtenues à différentes températures nominales pour une vitesse de déformation nominale de $1,667.10^{-3}s^{-1}$. Les variations de la limite d'élasticité sont montrées sur la figure II.10.

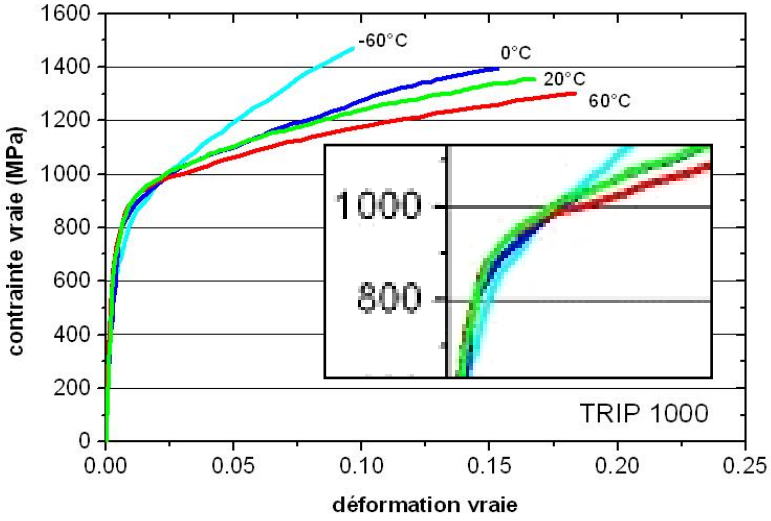


Figure II.9. Courbes contrainte-déformation vraies de l'acier TRIP1000 pour des essais de traction uniaxiale à différentes températures et pour une vitesse de déformation de $1,667.10^{-3}s^{-1}$

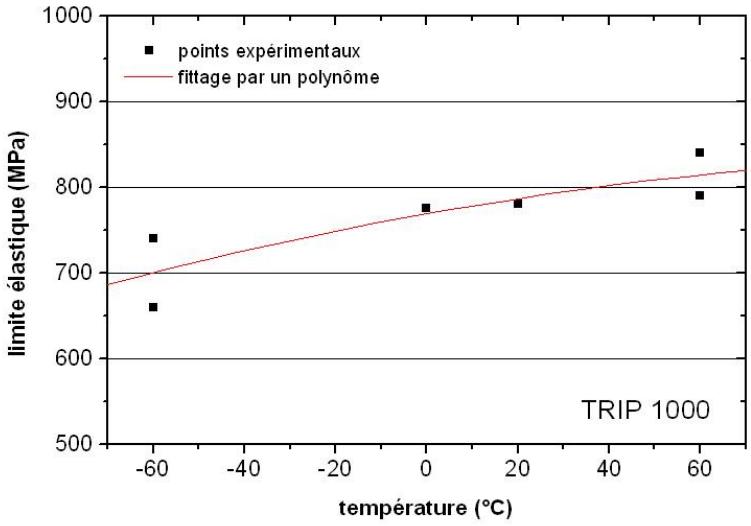


Figure II.10. Evolution de la limite élastique de l'acier TRIP1000 pour différentes températures

La figure II.11. montre la courbe de traction conventionnelle à température ambiante ainsi que l'évolution du taux d'austénite résiduelle (mesures par diffraction des rayons X effectuées dans l'épaisseur de l'échantillon après polissage). On note une transformation de 50% pour environ 23% de déformation.

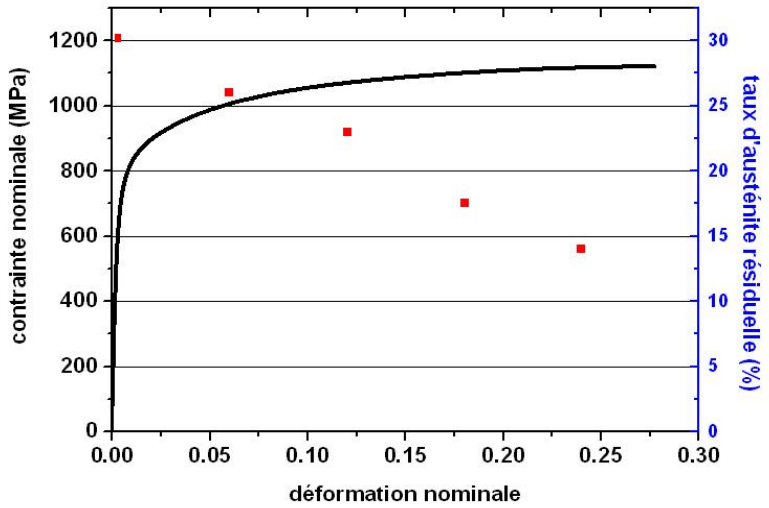


Figure II.11. Courbes contrainte nominale et taux d'austénite résiduelle en fonction de la déformation nominale de l'acier TRIP1000 à température ambiante

Commentaires

Une augmentation de la limite d'élasticité avec la température est observée. A basse température, la transformation est assistée par la contrainte ce qui entraîne une plastification de l'austénite pour des niveaux de contraintes macroscopiques particulièrement faibles. Ces observations sont en accord avec celles d'Olson et al. [OA92]. Par contre le taux d'écrouissage et la contrainte à rupture augmentent fortement quand la température diminue, en raison de la formation de martensite.

Après essai, on observe une rupture au centre de la partie utile, parallèle à la largeur de l'éprouvette et inclinée à 45° dans la direction de l'épaisseur.

II.3.2. Acier TRIP800

II.3.2.1. Influence de la température d'essai

La figure II.12. représente les courbes contrainte-déformation obtenues pour différentes températures nominales pour une vitesse de déformation nominale de $1,667.10^{-3}s^{-1}$.

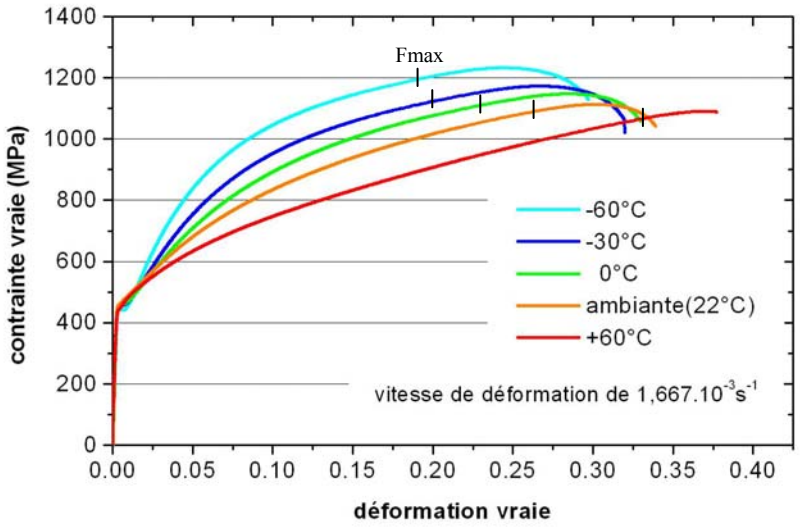


Figure II.12. Courbes contrainte-déformation vraies de l'acier TRIP800 pour des essais de traction uniaxiale à différentes températures et pour une vitesse de déformation de $1,667.10^{-3}s^{-1}$

L'agrandissement présenté sur la figure II.13. au voisinage de la limite d'élasticité montre qu'un petit décrochement après le domaine élastique est observé à -60°C. Ce phénomène d'adoucissement en

terme de contrainte s'effectue pour une température inférieure à M_s^{σ}, ce qui correspond à une transformation martensitique induite par la contrainte. La transformation de phase, et la plastification induite dans l'austénite, se produisent alors avant que soit atteinte la limite élastique de l'acier en l'absence de transformation. Le petit plateau pourrait être expliqué par la formation de bandes de Lüders.

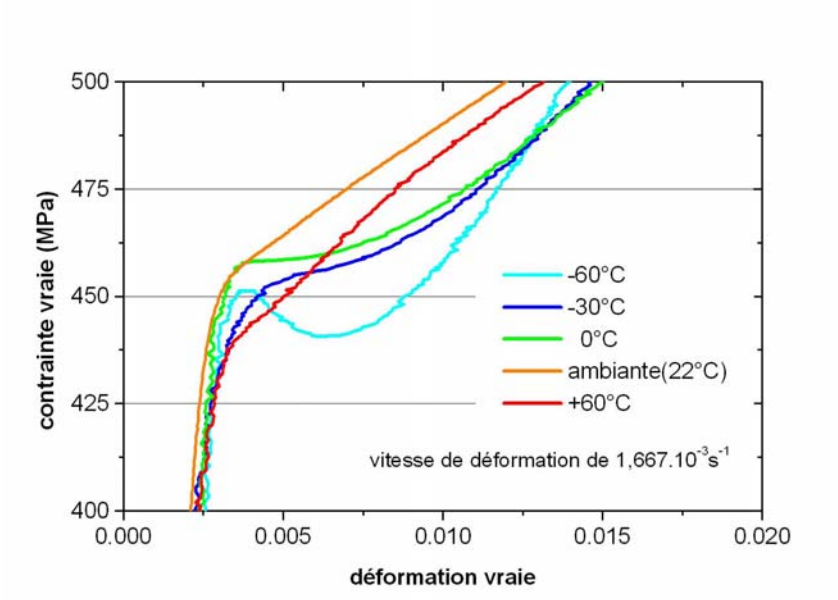


Figure II.13. Courbes contrainte-déformation vraies de l'acier TRIP800. Zoom de la figure ss en faibles déformations. Observation du phénomène d'adoucissement à -60°C

On observe également, comme pour l'acier TRIP1000, un écrouissage croissant lorsque la température diminue. Aux faibles températures, la formation rapide de martensite à de faibles déformations entraîne un taux d'écrouissage élevé. Cet écrouissage a pour effet d'augmenter la charge à rupture, mais aussi de diminuer l'allongement réparti et l'allongement à la rupture, ce qui traduit un « épuisement » de la capacité d'écrouissage du matériau.

Les valeurs de contraintes et déformations obtenues montrent néanmoins les caractéristiques remarquables de ce type d'acier : grande ductilité et grande résistance mécanique soit une capacité d'absorption d'énergie importante. Ces propriétés sont dues à sa microstructure composée d'une matrice ferritique ductile avec des îlots de phase bainitique et d'austénite résiduelle subissant une transformation martensitique au cours de la déformation.

II.3.2.2. Influence de la vitesse de déformation

Afin de percevoir l'influence de la vitesse de déformation, nous avons réalisé des essais à des vitesses de traverse allant de 0.5 à 50 mm/min, soient des vitesses de déformation nominales de $\dot{\varepsilon} = 1.667.10^{-4} s^{-1}$, $1.667.10^{-3} s^{-1}$ et $1.667.10^{-2} s^{-1}$. La figure II.14. illustre les résultats obtenus à température ambiante (23°C).

Les résultats obtenus traduisent très clairement les conséquences du couplage thermomécanique : la chaleur produite par la déformation a moins le temps de diffuser aux vitesses élevées. L'élévation de température plus forte aux vitesses élevées conduit à un taux d'écrouissage apparent diminuant plus rapidement avec la déformation. Les autres conséquences sont des contraintes à rupture, déformations réparties et déformations à rupture plus faibles lorsque la vitesse de déformation augmente.

Au tout début des essais, où l'élévation de température est encore faible, on peut néanmoins noter une très légère sensibilité positive de la contrainte à la vitesse de déformation, le croisement des courbes survenant ensuite pour une déformation de $\varepsilon^p \approx 0.07$. On peut néanmoins estimer que les effets associés à l'élévation de température sont relativement faibles à $\dot{\varepsilon} = 1.667.10^{-3} s^{-1}$, la courbe de traction restant assez peu différente de celle obtenue à $\dot{\varepsilon} = 1.667.10^{-4} s^{-1}$.

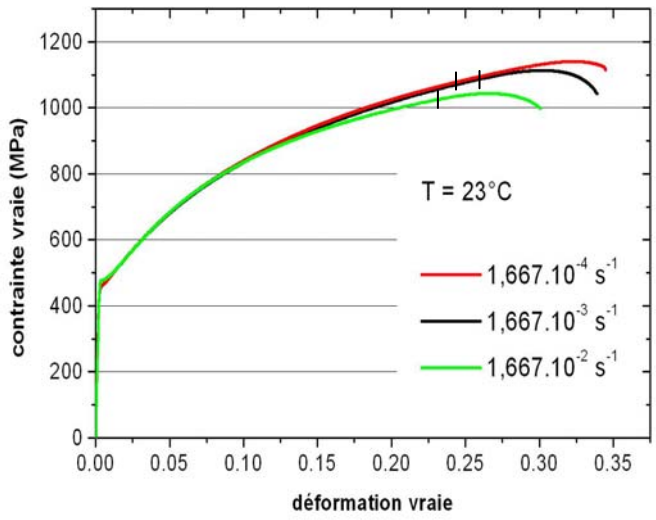


Figure II.14. Courbes contrainte-déformation vraies de l'acier TRIP800 à température ambiante pour différentes vitesses de déformation

La même sensibilité à la vitesse de déformation est ressentie pour les températures de -60°C, -30°C, 0°C et 30°C (courbes non représentées ici).

II.3.2.3. Cinétique de transformation

La cinétique de transformation martensitique ainsi que le comportement en traction de l'acier TRIP800 sont présentés sur les figures II.15. et II.16. pour des essais à température ambiante et à -60°C, respectivement. On peut estimer, compte tenu de la faible vitesse de déformation, que l'essai a permis la dissipation d'une part importante de la chaleur engendrée par la déformation de la partie utile de l'éprouvette.

Un dosage de l'austénite résiduelle et de la martensite à l'état initial donne un taux d'environ 15.3% pour l'austénite résiduelle (17% selon le fournisseur) et 4.3% pour la martensite. Préalablement au dosage, un amincissement chimique de l'échantillon a été effectué pour empêcher la formation de martensite par polissage ; ce taux initial de martensite peut donc être dû au processus de fabrication du matériau. On note une transformation de 50% pour 20% de déformation à l'ambiante, et pour seulement 3% de déformation à -60°C.

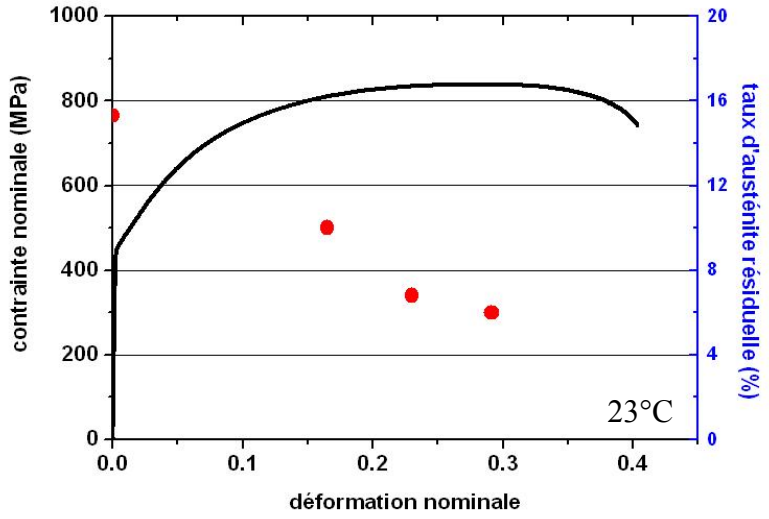


Figure II.15. Courbes contrainte nominale et taux d'austénite résiduelle en fonction de la déformation nominale de l'acier TRIP800 à température ambiante

Les analyses de dosage de phase à la température de -60°C pour des taux de déformation rationnelle de 3, 6, 14% indiquent une disparition rapide de l'austénite résiduelle. Le taux de martensite formée passe de 4.3% (pour l'état initial) à 8.5% (à 3% de déformation), à 10.5% (à 6% de déformation) et à 13.6% (à 14% de déformation).

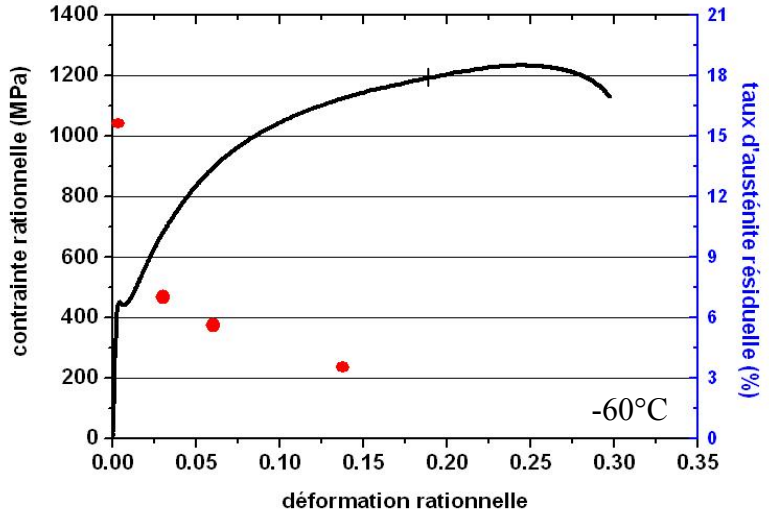


Figure II.16. Courbes contrainte vraie et taux d'austénite résiduelle en fonction de la déformation vraie de l'acier TRIP800 à -60°C ($\dot{\varepsilon} = 1.667.10^{-3} s^{-1}$)

II.3.2.4. Analyse de l'écrouissage

L'influence de la température sur l'écrouissage est analysée de façon plus précise à l'aide de trois représentations : le taux d'écrouissage $\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon^p}$ en fonction de la contrainte vraie σ (figure II.17.), le coefficient d'écrouissage γ en fonction de σ (figure II.18.) et l'exposant d'écrouissage instantané $ni = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \varepsilon^p} = \frac{\varepsilon^p}{\sigma} . \frac{d\sigma}{d\varepsilon^p}$ en fonction de la déformation plastique vraie, $\varepsilon^p = \varepsilon - \frac{\sigma}{E}$ (figure II.19.). Le module d'Young calculé à partir de la partie élastique des courbes expérimentales donne $E \approx 203\,000$ MPa.

Les trois représentations envisagées font toutes apparaître un durcissement supplémentaire qui se manifeste par une bosse, ou pic sur les courbes, en comparaison avec l'évolution régulière observée à 60°C, qui est habituelle pour les matériaux sans transformation de phase. Ce pic, d'autant plus intense que la température de traction est basse, est caractéristique de la transformation martensitique induite par la déformation. On observe toutefois un résultat remarquable : quelle que soit la température, la condition d'instabilité de traction, $\theta = \sigma$ (figure II.17.) ou $\gamma = 1$ (figure II.18.) est atteinte pour environ 1100 MPa. Cette condition correspond à des déformations qui augmentent lorsque la température augmente (condition $n_i = \varepsilon$, figure II.19.).

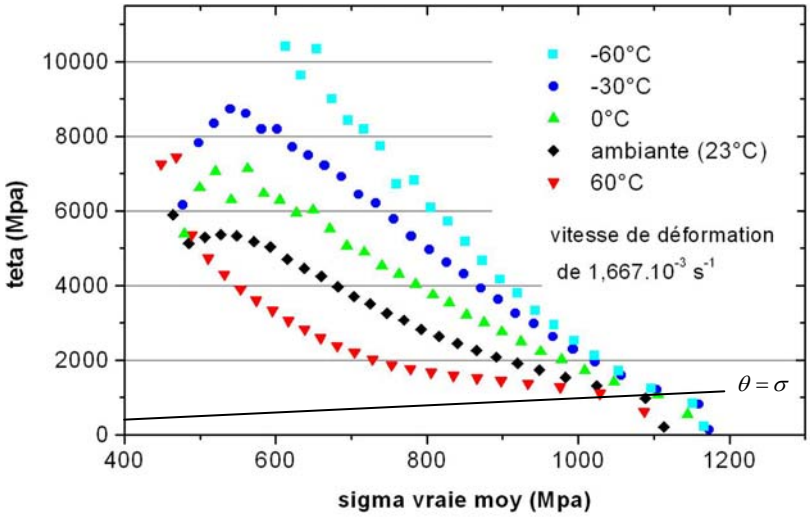


Figure II.17. Evolution du taux d'écrouissage en traction uniaxiale à différentes températures pour une vitesse de $\dot{\varepsilon} = 1.667.10^{-3} s^{-1}$

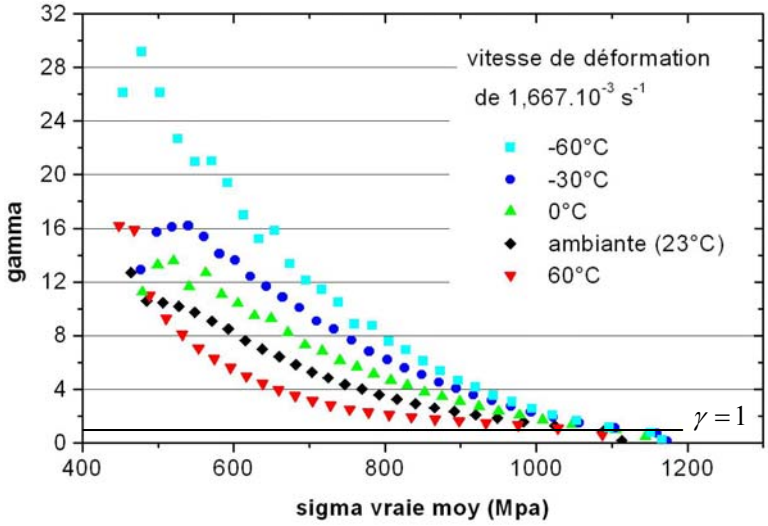


Figure II.18. Evolution du coefficient d'écrouissage en traction uniaxiale à différentes températures pour une vitesse de $\dot{\varepsilon} = 1.667.10^{-3} s^{-1}$

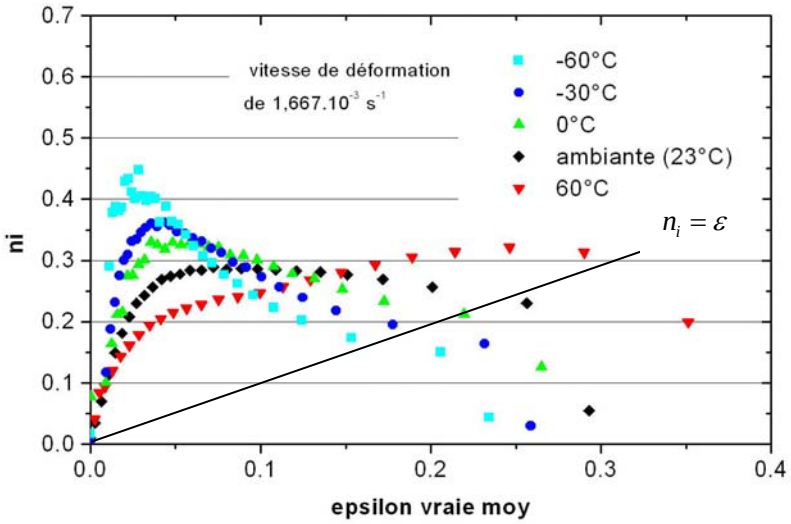


Figure II.19. Evolution de l'exposant d'écrouissage instantané en fonction de la déformation rationnelle pour différentes températures d'essai

II.3.2.5. Anisotropie plastique

Une étude de l'anisotropie a été effectuée par Kubler [Kub04] à température ambiante sur le même acier. Les résultats pour des éprouvettes prélevées parallèlement à la direction de laminage (DL), à la direction transverse (DT) et selon la direction à 45° (DD) montrent que l'anisotropie du TRIP800 n'est pas très marquée. Cette constatation est confirmée par des opérations d'emboutissage cylindrique [LED00], où l'avalement de matière sous le serre-flan est uniforme sur la circonférence d'un flan circulaire.

II.3.3. Acier inoxydable 304

Seuls des essais à la température ambiante ont été effectués sur ce matériau. Par contre, une étude de l'anisotropie a été réalisée.

Rappelons que les déformations superficielles ont été mesurées pour ce matériau par analyse d'images à partir d'un mouchetis appliqué sur l'éprouvette. Afin d'obtenir une bonne corrélation d'images, nous avons pris une plus grande largeur de la partie utile de l'éprouvette. Une vérification sur Abaqus a été effectuée pour savoir si le mode de sollicitation n'était pas affecté par cette largeur importante (30 mm). Les simulations numériques confirment l'uniaxialité des contraintes dans la partie utile.

La figure II.20. représente une éprouvette avec mouchetis après rupture. On observe une rupture inclinée selon un angle d'environ 55° par rapport à l'axe de l'éprouvette, ce qui correspond à l'angle prévu pour la striction localisée (critère de bifurcation de Hill, condition de vitesse de déformation nulle dans la direction de la bande).



Figure II.20. Eprouvettes de traction après rupture et mouchetis utilisé sur l'acier 304.

II.3.3.1. Influence de la vitesse de déformation

Les résultats des essais de traction à température ambiante (26°C) pour des éprouvettes découpées selon la direction transverse sont présentés sur la figure II.21., aux trois vitesses de déformation nominales : $\dot{\varepsilon} = 5.3.10^{-4} s^{-1}$, $\dot{\varepsilon} = 1.77.10^{-3} s^{-1}$, $\dot{\varepsilon} = 5.3.10^{-3} s^{-1}$.

Les résultats obtenus sont qualitativement comparables à ceux obtenus pour le TRIP800, et traduisent pareillement les conséquences du couplage thermomécanique, qui a pour effet de conduire à une élévation de température qui augmente lorsque la vitesse de traction augmente. La sensibilité à la vitesse de déformation, estimée à partir des contraintes mesurées dans la gamme de déformation ε^p=0,02-0,08, est égale à $m = \dfrac{d \ln \sigma}{d \ln \dot{\varepsilon}^p} = 0.03$. Les sauts de vitesse montrent une augmentation de la valeur de la contrainte en fonction de la vitesse de déformation, ce qui est typique d'un comportement viscoplastique. Les différentes courbes se croisent ensuite pour une déformation de $\varepsilon^p \approx 0.2$, la sensibilité négative à la température de déformation annulant alors l'effet de la sensibilité positive à la vitesse de déformation.

Une analyse de l'évolution de la température de l'échantillon au cours d'un essai de traction a été évaluée sur l'acier 304 à l'aide d'une caméra infrarouge par Rusinek et al. [RGKN04]. Un échauffement de 16°C est mesuré pour une vitesse de déformation de $10^{-3} s^{-1}$, et de l'ordre de 30°C pour une vitesse de $4.10^{-3} s^{-1}$. Un essai à $10^{-4} s^{-1}$ n'a pas montré d'échauffement significatif de l'éprouvette au cours de l'essai.

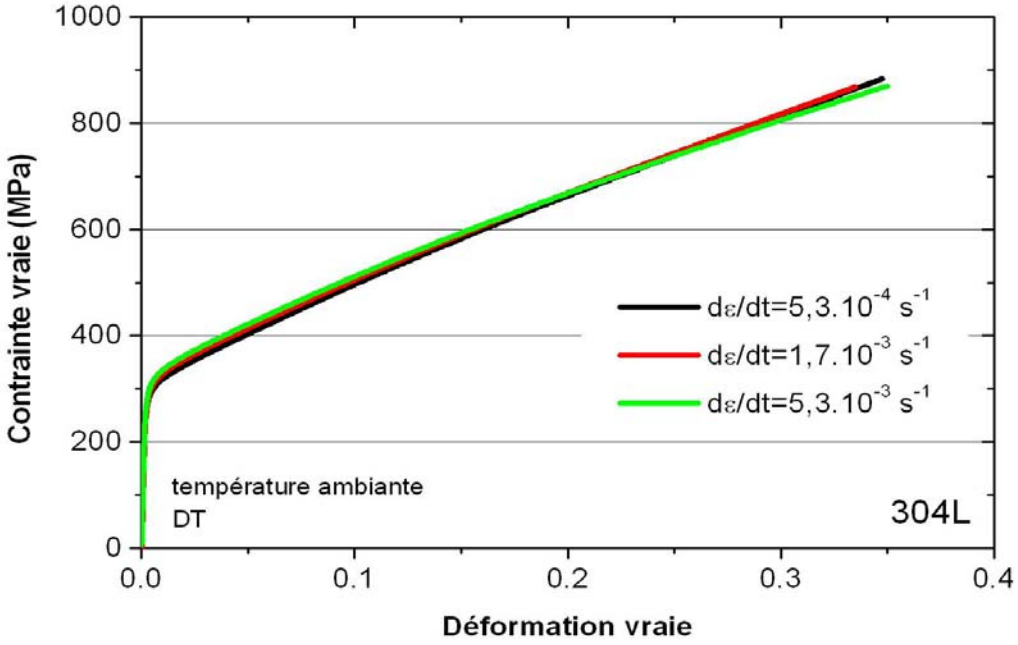


Figure II.21. Influence de la vitesse de déformation pour des essais de traction à température ambiante pour des éprouvettes découpées dans la direction transverse

($\dot{\varepsilon} = 5.3.10^{-4} s^{-1}$ **,** $\dot{\varepsilon} = 1.77.10^{-3} s^{-1}$ ***et*** $\dot{\varepsilon} = 5.3.10^{-3} s^{-1}$ **)**

II.3.3.2. Cinétique de transformation

L'évolution de la fraction volumique de martensite à température ambiante pour un essai de traction uniaxiale de l'acier 304 est comparée à celle de la littérature ([ITT98], [PGBHC06]) ainsi qu'au résultat des calculs numériques développé au chapitre III (figure II.22.). La température ambiante est particulièrement intéressante dans la mesure où les simulations d'emboutissage profond sont principalement effectuées à cette température.

Des mesures de fraction volumique de martensite ont été effectuées par DRX en surface brute sans polissage ainsi qu'à différentes profondeurs par polissage mécanique puis électrolytique. Cette analyse révèle l'existence d'un gradient de transformation martensitique dans l'épaisseur avec un maximum de transformation à mi-épaisseur (figure II.22. à 50% de déformation). Les mesures de fraction volumique de martensite effectuées par DRX en surface sous estiment fortement les résultats expérimentaux de la littérature. D'autres méthodes, par mesures magnétiques (sigmamètre) par exemple, ne permettent pas l'obtention d'un gradient mais donnent le taux de martensite global dans l'épaisseur. Une attention particulière doit alors être apportée quant aux méthodes utilisées dans la littérature. La première analyse en surface brute de l'échantillon sollicité jusqu'à une déformation de 50% indiquait une quantité de martensite présente quasi nulle malgré l'observation du changement du caractère magnétique de la pièce emboutie illustrant bien la présence d'un changement de phase.

Initialement amagnétique, il apparaît après traction uniaxiale une zone magnétique sur la partie utile de l'éprouvette engendrée par la formation de martensite. Un test d'aimantation sur l'ensemble des échantillons prouve bien la présence de martensite pour des déformations supérieures à 35%.

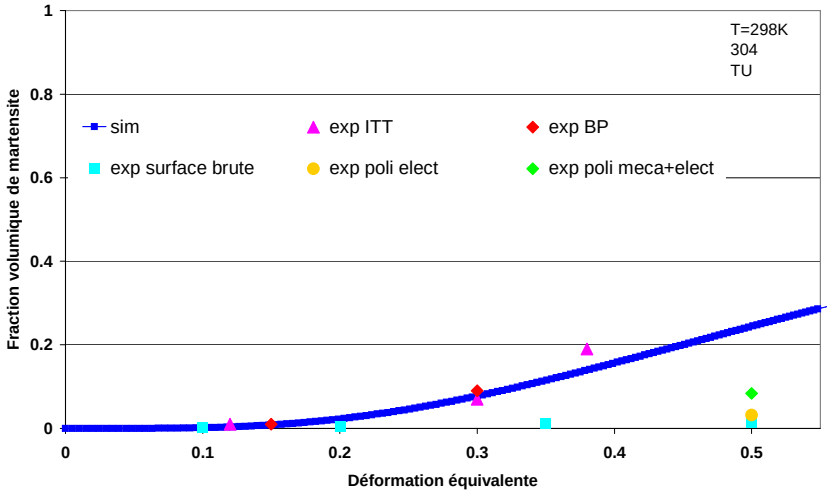


Figure II.22. Evolutions de la fraction volumique de martensite lors d'essais de traction expérimentaux et simulés à température ambiante sur l'acier 304

II.3.3.3. Analyse de l'écrouissage

L'évolution de l'exposant d'écrouissage instantané n_i est tracée à température ambiante en fonction de la déformation (figure II.23.). L'allure générale est la même que celle pour le TRIP800 avec toutefois un maximum plus important pour l'acier 304 (palier qui dépasse la valeur de 0.4).

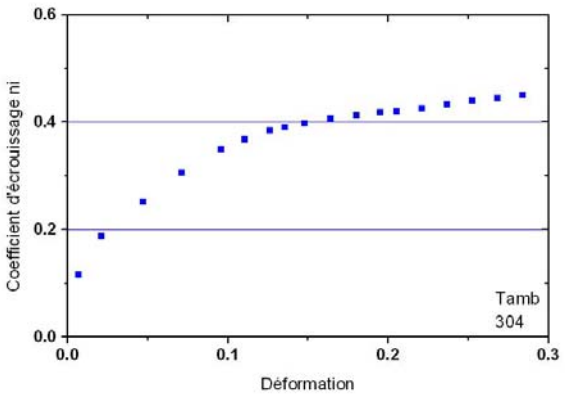


Figure II.23. Evolution de l'exposant d'écrouissage instantané en fonction de la déformation à température ambiante

II.3.3.4. Anisotropie plastique

L'anisotropie plastique a été examinée sous ses deux aspects : niveau de la contrainte d'écoulement et du coefficient d'anisotropie *r*, à partir d'essais de traction à 0°, 45° et 90° de la direction de laminage.

Les résultats de traction, figure II.24., montrent un certain degré d'anisotropie d'écrouissage, les courbes pour les directions à 45° et 90° restant pratiquement confondues tout au long de l'essai tandis que la courbe pour un essai à 0° montre un écrouissage sensiblement plus fort.

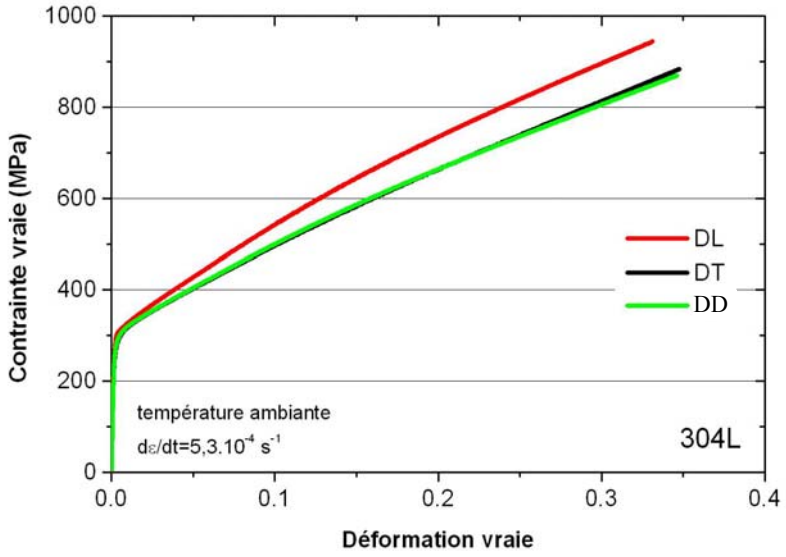


Figure II.24. Influence de la direction de traction (DL, DT, DD) sur le comportement en traction à température ambiante d'un acier 304. Vitesse de déformation $5.3.10^{-4}\,s^{-1}$

Les mesures des déformations $(\varepsilon_1, \varepsilon_2)$ obtenues par analyse d'images, associées à l'hypothèse d'incompressibilité * $(\varepsilon_3 = -(\varepsilon_1 + \varepsilon_2))$, permettent de déterminer le coefficient d'anisotropie $r = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_3}$, rapport des déformations plastiques en largeur et en épaisseur dans un essai de traction uniaxiale. Les résultats pour différents niveaux de déformation, et pour les trois directions DL, DT et DD sont reportés dans le tableau II.4.

* Nous avons réalisé quelques simulations qui montrent que la variation de volume associée à l'élasticité affecte légèrement les résultats en petites déformations plastiques, mais devient négligeable dès quelques pour cent de déformation. Nous n'avons pas non plus tenu compte de l'augmentation de volume associée à la transformation martensitique.

	ε_2	ε_1	ε_3	r
DL	-0.030	0.067	-0.037	0.827
	-0.052	0.111	-0.059	0.885
	-0.096	0.200	-0.104	0.918
	-0.118	**0.245**	**-0.127**	**0.929**
DD	-0.028	0.048	-0.020	1.400
	-0.055	0.094	-0.039	1.410
	-0.150	**0.261**	**-0.111**	**1.351**
DT	-0.019	0.040	-0.021	0.932
	-0.031	0.066	-0.035	0.888
	-0.041	0.089	-0.048	0.866
	-0.061	0.132	-0.071	0.857
	-0.080	0.175	-0.095	0.848
	-0.090	0.196	-0.106	0.844
	-0.109	**0.238**	**-0.129**	**0.845**

Tableau II.4. Evolution du coefficient d'anisotropie r pour différentes directions de sollicitation

On note une augmentation du coefficient d'anisotropie avec la déformation pour un essai dans la direction DL, et une diminution pour les directions DD et DT. Pour une déformation $\varepsilon^p \approx 0{,}25$, le coefficient d'anisotropie moyen, $r_{moy} = (r_0 + r_{90} + 2.r_{45})/4$, vaut r_{moy}=1.12, ce qui dénote une faible anisotropie normale moyenne. Cette valeur est à rapprocher de celle obtenue par Gallée et al. [GMTPL04], r_{moy}=1.09. Toutefois, l'anisotropie planaire, mesurée par le coefficient $\Delta r = (r_0 + r_{90} - 2.r_{45})/2$, est notable (Δr = - 0.46).

II.4. Résultats des essais d'emboutissage de type Marciniak de l'acier 304

Ces essais ont été effectués dans le but d'obtenir d'autres données expérimentales, comme la cinétique de la transformation martensitique pour différents trajets de chargement, afin de comparer ces résultats au modèle implémenté dans le code d'éléments finis Abaqus/Explicit présenté au chapitre suivant. L'acier inoxydable 304, entièrement austénitique, permettra de mettre en évidence l'effet TRIP (influence de la transformation martensitique) et ses caractéristiques spécifiques.

II.4.1. Trajets de chargement

Une détermination expérimentale des Courbes Limites de Formage (CLF) a été effectuée en utilisant des flans de différentes largeurs emboutis à l'aide d'un poinçon à fond plat évidé en son centre. Ces essais de type Marciniak permettent ainsi l'obtention de différents trajets de chargement allant de la **T**raction **U**niaxiale (flan à gauche de la figure II.25. de 60 mm de large) jusqu'à la **T**raction **E**qui**B**iaxée (flan à droite de la figure II.25. de 200 mm de large) en passant par la **T**raction **P**lane (120 mm de large). Un exemple d'éprouvettes embouties jusqu'à rupture est représenté à la figure II.25. Il est également intéressant de préciser que la rupture des éprouvettes de largeur 60 mm se produisait perpendiculairement à l'axe de traction. De plus, la rupture en expansion équibiaxée est soudaine et brutale, sans véritable apparition de striction au préalable.

Les essais d'emboutissage ont été effectués à une vitesse de poinçon de 10mm/min correspondant plus ou moins, selon le trajet de chargement, à une vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ de l'ordre de $2.10^{-3} s^{-1}$, comparable à celle utilisée lors des essais de traction uniaxiale.



Figure II.25. Représentation des flans emboutis de différentes largeurs jusqu'à rupture

II.4.2. Courbes Limites de Formage

Chaque essai a été enregistré afin d'obtenir, après analyse à l'aide du logiciel icasoft, les valeurs des déformations au cours du temps (champ de déplacement obtenu par la technique de corrélation d'images, voir § II.2.5). La courbe limite de formage est alors déduite des couples (ε_1, ε_2) obtenus à partir des chemins de déformations jusqu'à striction suivis par les éprouvettes de différentes largeurs (figure II.26.). Par clarté, les points expérimentaux définissant la CLF ne sont pas représentés (cette courbe est obtenue par interpolation de ces points). On observe un maximum dans la partie en expansion sur la CLF. Il est à noter que le niveau de la CLF est semblable à celle obtenue par Hecker et al. ([Hec77], [HSSS82]). Ces auteurs, tout comme Talyan et al. [TWL98], ont également obtenu un maximum prononcé sur les CLF caractéristique des aciers inoxydables austénitiques.

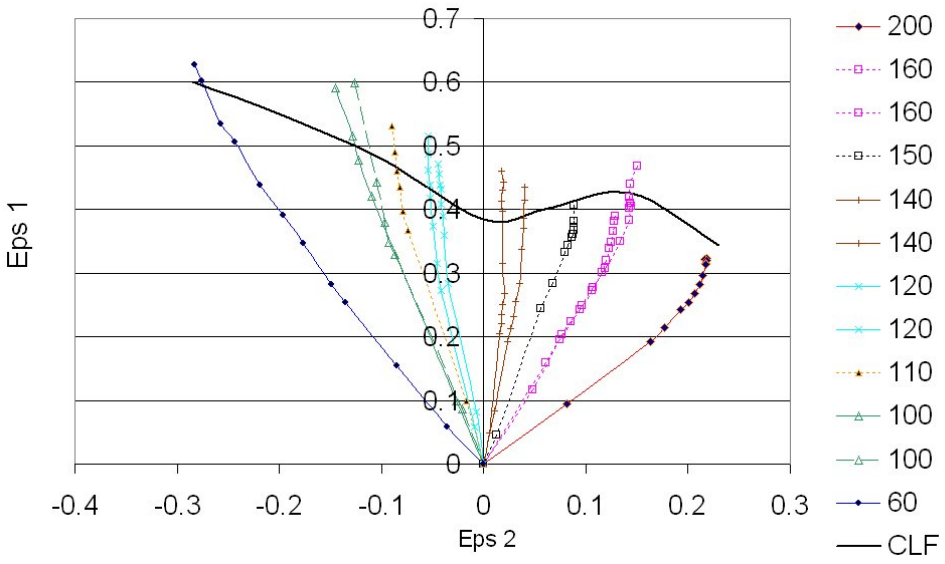


Figure II.26. Chemins de déformation à rupture (pour différentes largeurs de flan entre 60mm et 200mm) et CLF de l'acier inoxydable 304

On vérifie ainsi sur la figure II.26. que l'essai de 60 mm correspond parfaitement avec la traction uniaxiale avec une déformation majeure ε_1 quasiment égale au double, en valeur absolue, de la déformation mineure. De même, les essais de 120 et 140 mm sont représentatifs de l'état de traction plane pour ce matériau. Enfin, en ce qui concerne la partie en expansion, l'essai de 200 mm suit le chemin de déformation équibiaxiale jusqu'à une déformation ε_2 de 20%. Ensuite, cette déformation mineure se stabilise tandis que la déformation majeure continue à augmenter, se rapprochant ainsi d'un état de traction plane.

Remarque

Les essais dans le domaine de l'expansion sont très difficiles à analyser à cause du mouchetis fortement déformé.

Suite à ces essais, plusieurs études sont effectuées comme l'analyse des déformations pour les trajets de chargement les plus représentatifs (TU, TP et TEB), l'évolution de l'épaisseur de la tôle ainsi que l'influence du trajet de chargement et de la déformation en épaisseur sur la transformation de phase martensitique.

II.4.3. Analyse de la formabilité jusqu'à rupture

II.4.3.1. Etude des déformations principales à rupture

Nous avons étudié à l'aide du logiciel Icasoft (§ II.2.5) sur trois éprouvettes différentes, caractéristiques des modes de déformations (TU, TP et TEB), la variation des déformations principales en fonction de la distance à la rupture (Figure II.28.). La déformation en épaisseur ε_3 donnée par le logiciel est obtenue à partir des déformations ε_1 et ε_2 mesurées, avec l'hypothèse d'incompressibilité.

On constate que la déformation majeure la plus élevée est observée pour une largeur de flan de 60 mm correspondant à la traction uniaxiale (graphique a de la figure II.28.). De plus, une bonne symétrie est constatée de part et d'autre de la rupture sur l'ensemble des graphiques. Une variation continue du champ de déformation ε_1 ainsi qu'un pic caractérisant la striction est également observé en traction uniaxiale. Le pic plus marqué en traction plane nous indique que la striction est la plus importante dans ce mode de déformation (graphique a de la figure II.28.). Enfin, l'absence d'indication de striction avant la rupture est particulièrement évidente en expansion biaxiale.

II.4.3.2. Gradient en épaisseur de la tôle après essai

Des mesures d'épaisseur ont été effectuées pour chaque échantillon au bord de la rupture (point a, figure II.27.), à 3 mm, 6mm et à 10 mm de la rupture (point b, figure II.27.) afin de valider les résultats du logiciel et de voir si le phénomène de striction était apparent. Pour cela, un échantillon de 2 cm^2, prélevé pour chaque largeur d'éprouvette (200, 160, 140, 120, 100, 60 mm), a été poli (la finition s'est faite par l'intermédiaire d'une préparation à base de poudre de diamant jusqu'à 1µm). La déformation en épaisseur a été mesurée à l'aide d'un microscope optique équipé d'une table de contrôle micrométrique d'une précision de 1µm. La mesure s'opérant sur le bord de l'échantillon perpendiculaire a la fissure (figure II.30.).

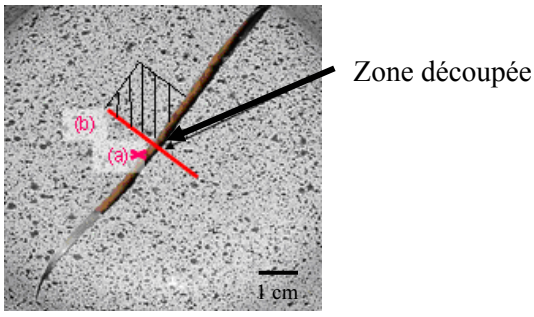
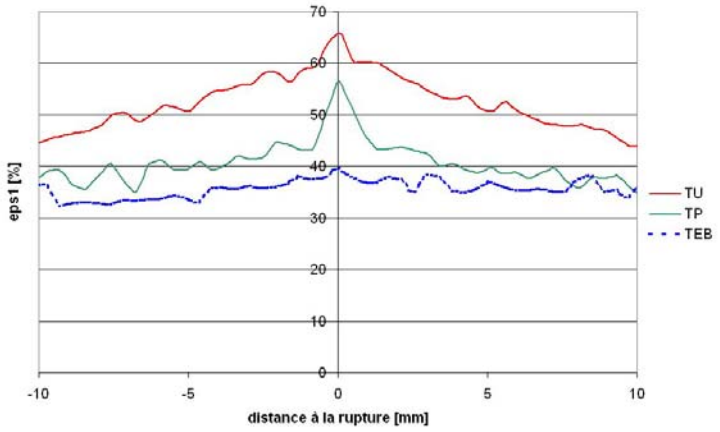
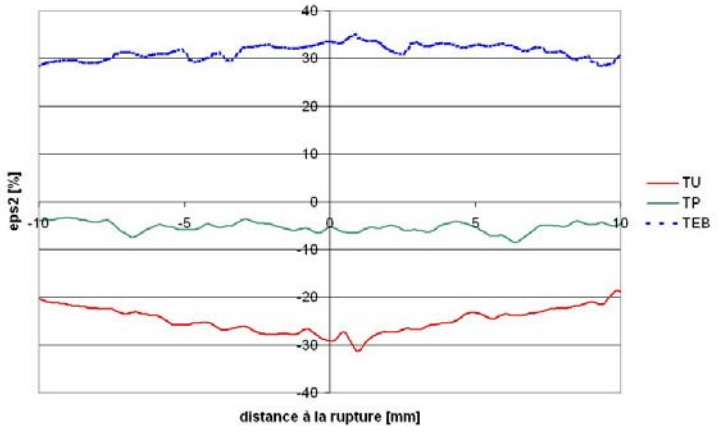


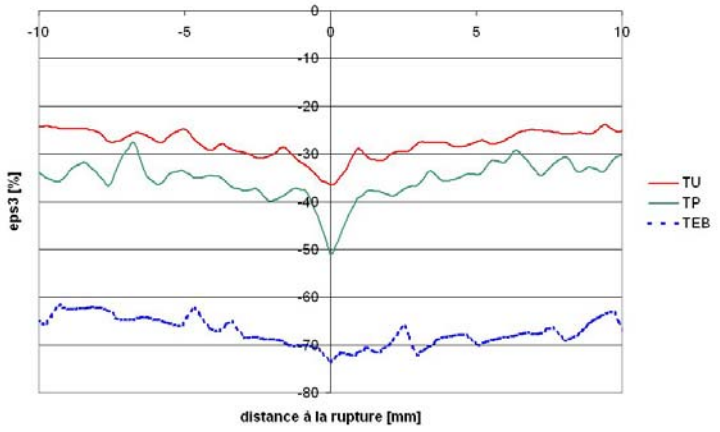
Figure II.27. Mouchetis utilisé et rupture après essai Marciniak



(a)



(b)



(c)

Figure II.28. Variation de ε_1 (a), ε_2 (b) et ε_3 (c) suivant la distance à la rupture et pour trois modes de déformations différents (TU, TP et TEB)

La variation de l'épaisseur en fonction de la distance à laquelle on se situe par rapport à la fissure est mise en évidence sur la figure II.29. Afin de pouvoir faire une comparaison avec les résultats obtenus à l'aide du logiciel, un calcul de la déformation en épaisseur a été effectué en utilisant la définition suivante : $\varepsilon_3 = \ln \frac{\text{épaisseur}}{\text{épaisseur initiale}}$. Comme on pouvait s'y attendre, ε_3 est plus élevée au niveau de la rupture et plus faible à 10 mm. On peut aussi noter une bonne corrélation entre les déformations mesurées au microscope et celles données par le logiciel à 10 mm de la rupture. Ces déformations sont plus élevées, en valeur absolue, pour les tôles de largeur 200 mm et plus faibles pour les tôles plus étroites en rétreint (figure II.29.). Cette constatation s'explique par le fait que les déformations majeures et mineures sont toutes deux positives en expansion.

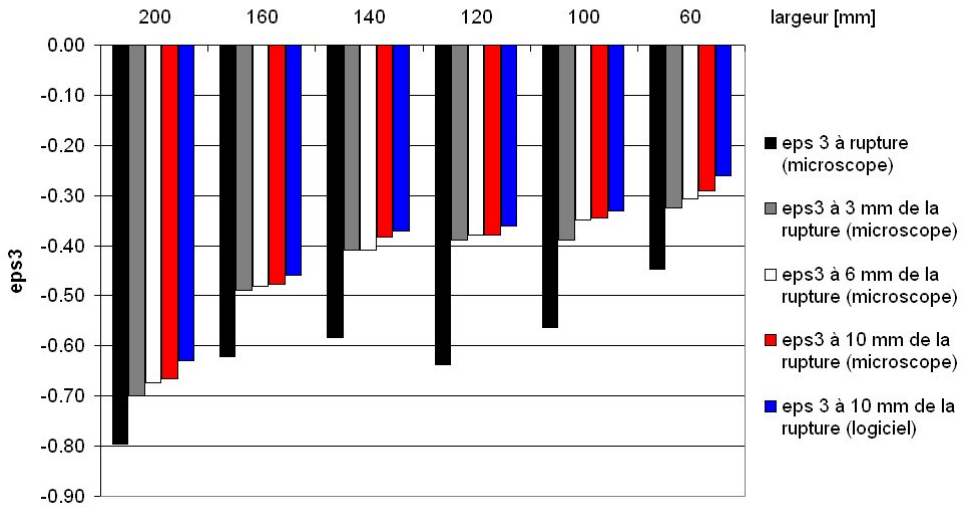


Figure II.29. Evolution de la déformation en épaisseur pour chaque largeur d'éprouvette en fonction de la distance à la fissure

La figure II.30. représente, à différents grossissements, les profils de rupture observés au microscope optique pour trois éprouvettes de largeurs différentes, respectivement de gauche à droite : 60 mm pour la traction uniaxiale, 120 mm pour la traction plane et 200 mm pour la traction équibiaxiale. L'échantillon correspondant au trajet de chargement équibiaxée est le plus sollicité en déformation en épaisseur. Aucun gradient en épaisseur n'est visible (grossissement 0.8) pour la nuance 304. Il est intéressant de noter que, pour tous les chemins de déformation, la normale à la surface rompue est inclinée à 45° par rapport au plan de la tôle, indiquant un processus de rupture contrôlé par un cisaillement.

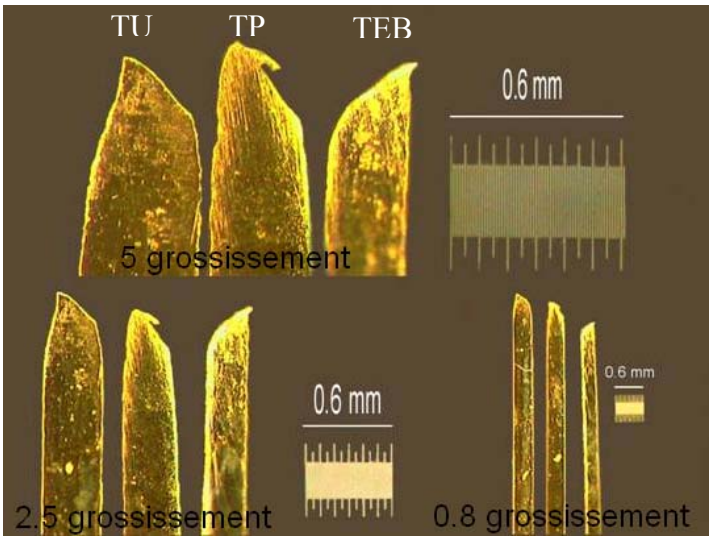


Figure II.30. Observations microscopiques des profiles en épaisseur le long d'une section perpendiculaire à la rupture pour 3 grossissements. L'épaisseur initiale de la tôle est de 0.6 mm. De gauche à droite : largeur de flan de 60 mm (traction uniaxiale), de 120 mm (traction plane) et de 200 mm (expansion équibiaxée)

La distribution des déformations en épaisseur le long d'une direction perpendiculaire à la rupture est montrée sur la figure II.31. pour des trajets de TU, TP et TEB. Les mesures sont effectuées, d'une part, avec la méthode de corrélation d'images, en estimant la déformation en épaisseur ε_3 à partir des déformations mesurées en surface $\varepsilon_1, \varepsilon_2$ avec l'hypothèse de l'incompressibilité (logiciel Icasoft), d'autre part, par une mesure directe de l'épaisseur sur un microscope optique (nommé « exp micro » dans la légende). Une bonne concordance est obtenue entre les deux méthodes, avec probablement une précision plus grande à l'aide de la méthode de corrélation d'images, en raison de la difficulté pour obtenir une mesure précise de l'épaisseur à l'endroit de la rupture.

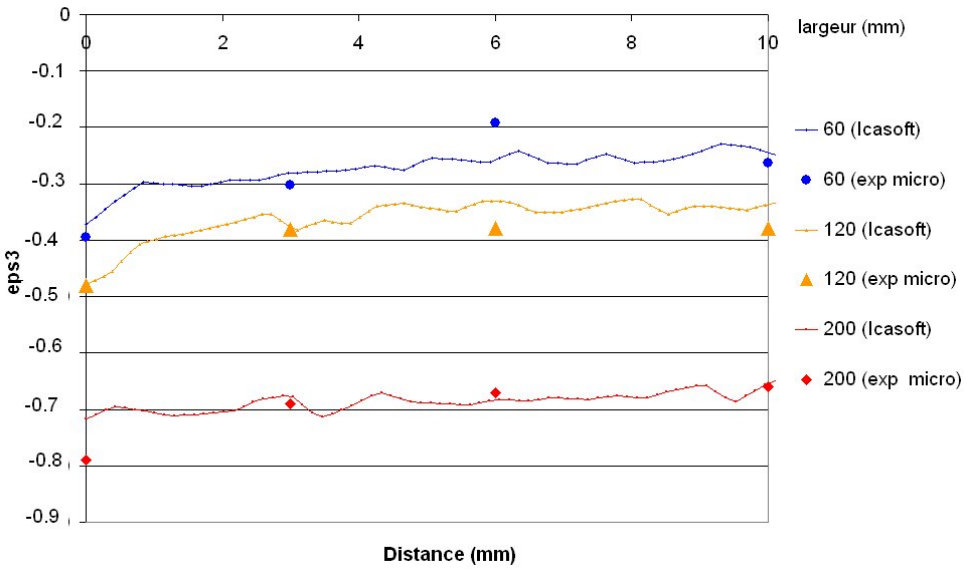


Figure II.31. Déformation en épaisseur le long de la direction perpendiculaire à la rupture. Largeur de flan = 60 mm, traction uniaxiale, 120 mm, traction plane et 200 mm, expansion équibiaxée. Comparaison de ε_3 calculée avec le logiciel et mesurée au microscope optique

II.4.3.3. Influence du trajet de chargement et de la déformation sur la transformation de phase martensitique

La quantité de martensite formée après rupture suivant le trajet de chargement est présentée dans le tableau II.5. Etant donné le faible pourcentage de transformation et la marge d'erreur donnée par le calcul des diffractions des rayons X, la précision de certains résultats peut être discutée à 1 voir 2 % près. Les mesures du taux de martensite formé pour l'ensemble des trajets de chargement ont été effectuées sur une surface brute sans préparation de polissage éventuelle (échantillon hachuré de la figure II.27.). Comme nous l'avons dit au paragraphe II.3.3, les mesures en surface sous-estiment la réalité. Cependant une comparaison qualitative peut être effectuée puisque toutes les mesures suivent le même protocole d'analyse en surface. On remarque alors que l'on forme plus de martensite, dans l'ordre croissant, en traction uniaxiale (triaxialité des contraintes Σ=0.333) puis en traction plane (Σ=0.577) et enfin en traction équibiaxée (Σ=0.667).

Largeur du flan embouti (mm)	Trajet de chargement	Taux de formation de martensite α' (%)
60	Traction uniaxiale	5
100		6
120	Traction plane	7
140		8
160		12
200	Expansion équibiaxée	14

Tableau II.5. Taux de transformation martensitique pour différents trajets de chargement

Une analyse de ces résultats est effectuée pour connaître la sensibilité de la transformation de phase martensitique vis-à-vis de la déformation. Ainsi, suite aux essais Marciniak pour différents trajets de chargement, on représente sur la figure II.32. l'évolution de la fraction volumique de martensite (tableau II.5.) en fonction de la déformation équivalente au sens de von Mises calculée pour différents trajets de chargement. La déformation équivalente est obtenue à partir des résultats des déformations principales données par le logiciel Icasoft ($\bar{\varepsilon} = \varepsilon_1 \sqrt{\frac{4}{3}\left(1+\rho+\rho^2\right)}$ avec $\rho = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1}$). Soit, respectivement dans l'ordre croissant de la fraction de martensite, des largeurs de bande de : 60 mm correspondant à la traction uniaxiale, 100 mm, 120 mm correspondant à la traction plane, 140 mm, 160 mm et enfin 200 mm traduisant l'état d'expansion équibiaxée.

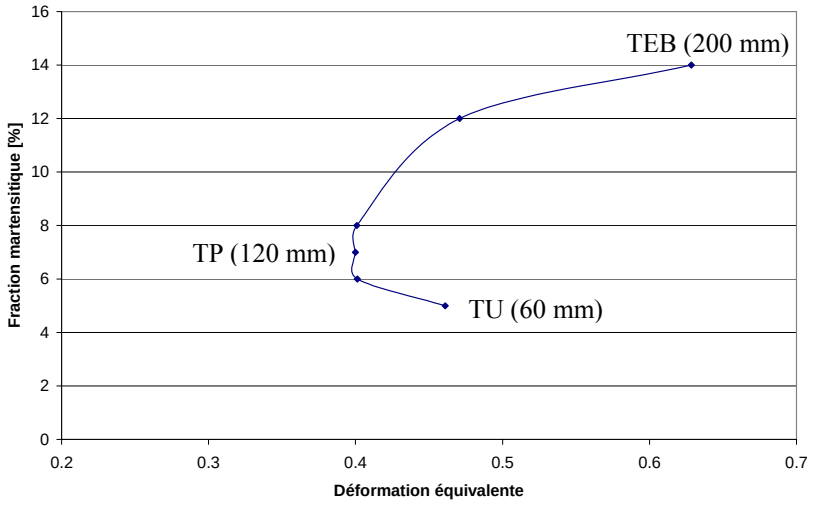


Figure II.32. Evolution de la fraction volumique de martensite en fonction de la déformation équivalente au sens de von Mises

La dispersion des résultats de la figure II.32. montre que la déformation équivalente ne peut, à elle seule, conduire à une interprétation possible. C'est pourquoi, une nouvelle représentation de la fraction volumique de martensite formée inspirée des travaux d'Andersson et al. [AOM05] est donnée suivant la déformation en épaisseur ε_3 (figure II.33.). Cette déformation est calculée à partir du couple $(\varepsilon_1, \varepsilon_2)$ obtenue pour chacune des éprouvettes de différentes largeurs (60, 100, 120, 140, 160 et 200 mm).

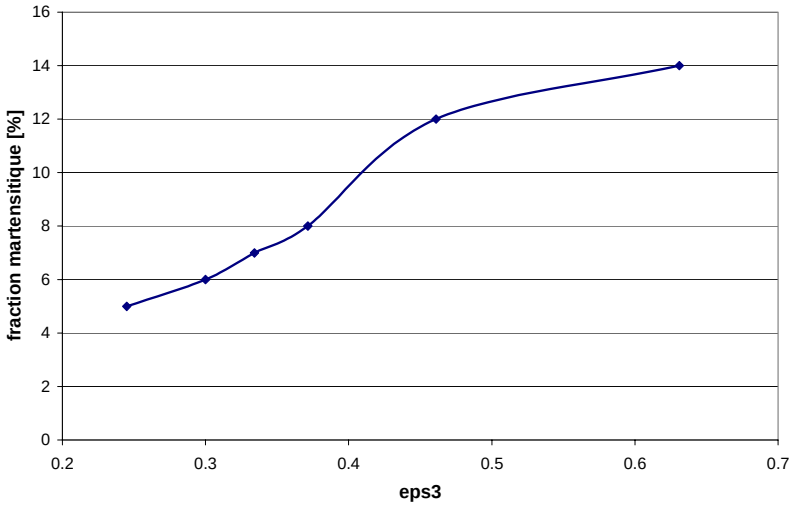


Figure II.33. Cinétique de transformation suivant la déformation en épaisseur ε_3

D'après la figure II.33., on remarque une transformation plus importante pour des déformations en épaisseur croissantes. En effet, on transforme plus en traction équibiaxée où la déformation en épaisseur est plus importante qu'en traction uniaxiale. Ainsi, les résultats observés à la figure II.33. mettent en évidence la relation directe qui existe entre la fraction volumique de martensite et la déformation en épaisseur. Ces résultats sont en accord avec ceux d'Andersson ([And05], [AOM05]) sur les aciers inoxydables de type 304.

D'après l'ensemble de ces résultats, nous en déduisons que la cinétique de transformation dépend du trajet de chargement (la transformation martensitique augmente avec la triaxialité des contraintes). Ces résultats vont dans le sens d'autres auteurs ([SPO92], [LK00], [Fur03], [Kub04], …).

Ces essais expérimentaux ont également fait l'objet d'une étude numérique sur la simulation des CLF pour les aciers à transformation martensitique ([BMSMF05], [MBMTSF06]). De plus, une analyse des déformations en épaisseur ainsi que du taux de fraction volumique est effectuée numériquement dans le chapitre suivant afin de comparer les résultats des simulations avec ceux expérimentaux pour divers chargements.

II.5. Analyses microstructurales

Une analyse microstructurale est menée afin de mieux connaître les aciers à transformation martensitique avant (§ II.2.2) et après sollicitation (quantités des phases austénitique et martensitique présentes dans le matériau).

II.5.1. Observations microscopiques après sollicitation

Dans les aciers TRIP, la présence simultanée de nombreuses phases (bainite, ferrite, austénite et martensite) et de grains très fins complique notablement les attaques à effectuer pour l'observation au microscope optique.

II.5.1.1. Micrographie de l'acier TRIP1000

Une observation microscopique d'une éprouvette sollicitée jusqu'à rupture en traction uniaxiale quasistatique à température ambiante est donnée à la figure II.34. La taille moyenne des grains de chaque phase est très faible (de 1.5 μm à 2.7 μm pour la ferrite, de 1 μm à 2 μm pour l'austénite résiduelle, de 3 μm à 4.5 μm pour la martensite et de 3.5 μm à 5 μm pour la bainite). La ferrite est quasiment inexistante. A la place de cette phase, on relève l'apparition d'une importante quantité de bainite, qui conduit à augmenter la limite élastique et la contrainte à la rupture. Cette micrographie indique une proportion d'austénite résiduelle et de martensite transformée à la rupture respectivement de 13% et de 18%. L'utilisation d'agents chimiques révèle et colore chacque phase de l'acier. Ainsi on observe la ferrite en bleu, la bainite en rouge, la martensite en jaune-orange et l'austénite en blanc.

Les attaques et analyses ont permis d'observer deux types d'austénite résiduelle sur le métal à l'état initial : une austénite qui se forme aux joints de grains de ferrite dans la plupart des cas. Cette austénite massive (grains d'environ 2 μm) est sensible à la déformation et se transforme la première ; ainsi qu'une austénite intragranulaire présente en quantités beaucoup plus faibles et dont les grains sont plus petits et plus fins (environ 1 μm). Lors de la déformation elle se transforme difficilement en martensite.

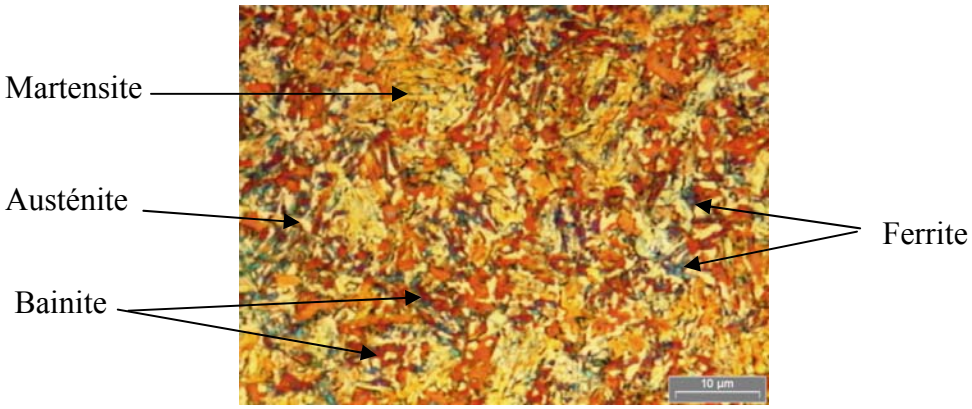


Figure II.34. Micrographie de l'acier TRIP1000 (attaque à l'acide picrique et disulfite de sodium après chauffage à 200° pendant 2h) [Ger01]

II.5.1.2. Microstructure de l'acier TRIP800

La figure II.35. montre la micrographie de l'acier TRIP800 après traction uniaxiale jusqu'à rupture à la température de -60°C. Le taux d'austénite résiduelle a fortement diminué par rapport à l'état initial. Par analyse d'image, le taux d'austénite résiduelle peut être estimé à 3% (taux de 17% à l'état initial). L'attaque Le Pera permet de visualiser efficacement la martensite ainsi formée de forme lenticulaire. On remarque la présence d'anciens grains austénitiques presque totalement transformés. Les grains austénitiques les plus petits (inférieurs au micromètre) ne sont pas transformés. Ce résultat est cohérent avec les résultats de la littérature où les plus petits grains austénitiques sont supposés plus stables vis-à-vis de la transformation martensitique et où la transformation s'initie préférentiellement dans les grains austénitiques les plus gros.

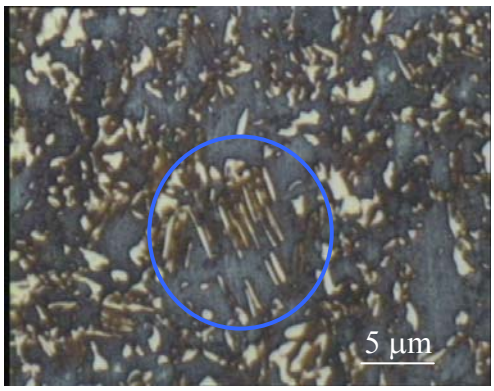
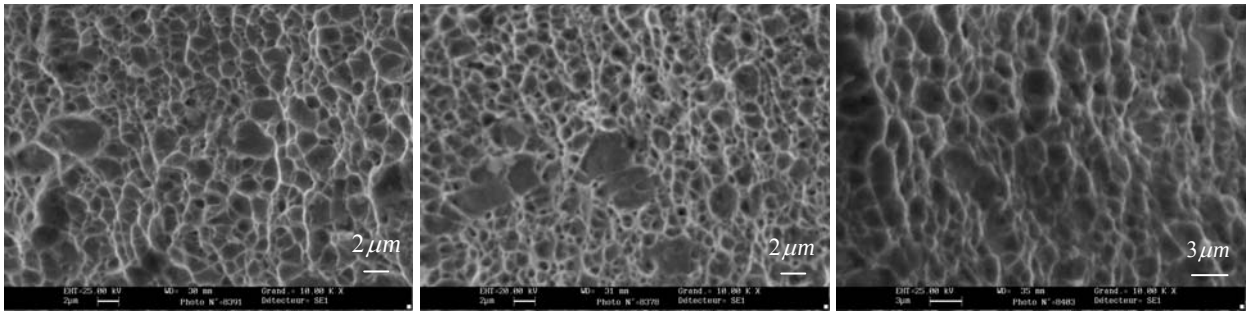


Figure II.35. Micrographie de la martensite formée après traction à - 60°C [Mar03]

II.5.1.3. Observation au microscope électronique à balayage de l'acier 304

Suite aux essais de traction et d'emboutissage de type Marciniak sur l'acier 304, une étude des faciès de rupture est effectuée pour différents modes de déformation. Le taux local de triaxialité des contraintes joue un rôle sur la rupture mais ici il est difficile de distinguer un faciès de rupture provenant d'un essai de traction uniaxiale, d'un essai de traction plane ou d'un essai d'expansion équibiaxée (figure II.36.). Le grossissement est de 10 000 fois. À l'échelle du grain, la surface rompue présente des microreliefs ou porosités de taille 1 ou 2 μm environ. Ces faciès sont caractéristiques d'une rupture ductile avec formation de cupules par croissance de cavités.



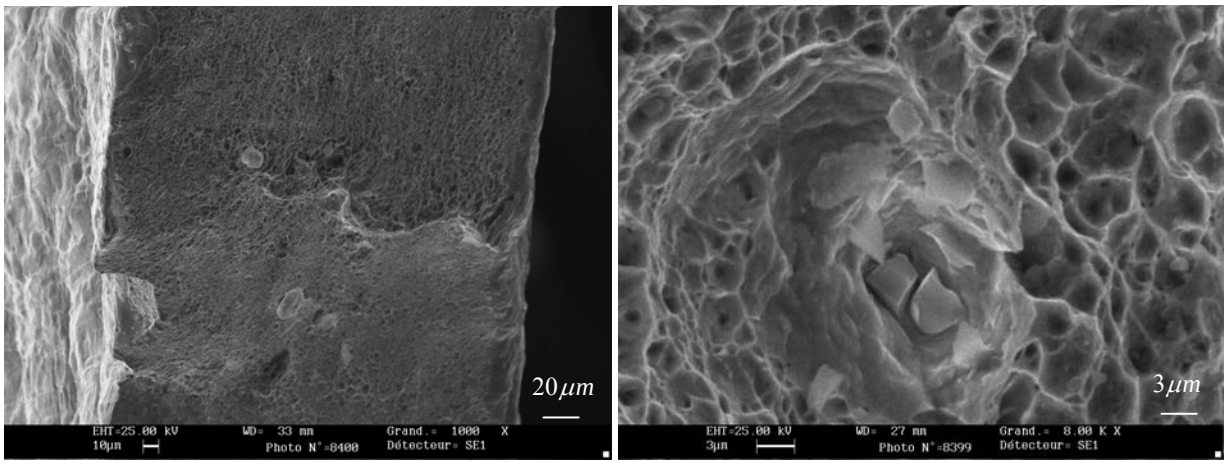
(a) ***(b)*** ***(c)***

Figure II.36. Faciès de rupture à un grossissement de 10 000 fois d'un échantillon d'acier 304 pour : (a), traction uniaxiale ; (b), traction plane ; (c), expansion équibiaxée

Remarque

Il importe de bien distinguer la notion de ductilité globale, caractérisée par un allongement de rupture d'ensemble, de l'aspect ductile ou non de la cassure. Habituellement l'aspect macroscopique est dit *fragile* si la pièce ne présente pas de déformation importante à l'endroit de la cassure (ce qui est notre cas) ; inversement, si la rupture est accompagnée d'une déformation visible (striction), l'aspect macroscopique est dit *ductile.*

Une observation de la striction pour un chargement en traction est effectuée sur la figure II.37. (a). L'épaisseur initiale de la tôle est de 0.6 mm. Des mesures après rupture de l'échantillon donnent une épaisseur de 0.23 mm (les deux bords sont visibles, grossissement de 1000 fois). La figure II.37. (b) montre la décohésion d'un précipité (présence possible de carbure de chrome) : une forte concentration des contraintes lors de la traction implique une rupture fragile de l'inclusion (grossissement de 8000 fois).



(a) ***(b)***

Figure II.37. Faciès de rupture en traction uniaxiale d'un échantillon d'acier 304. Observation de la rupture en (a), décohésion et rupture fragile d'une inclusion de forme rectangulaire en (b)

D'autres observations au microscope électronique à balayage de la rupture en traction uniaxiale d'une éprouvette de TRIP1000 (sans présence de striction) montrent également la présence de cupules, caractéristiques d'une rupture ductile [Ger01].

II.6. Conclusions

Une présentation des aciers utilisés (composition chimique et micrographie) ainsi qu'une caractérisation expérimentale nous a permis d'analyser l'influence de la température sur le comportement en traction (TRIP1000 et TRIP800), et de mettre en évidence le rôle de la triaxialité des contraintes sur la transformation martensitique dans les essais d'emboutissage de type Marciniak de l'acier 304. Comme nous l'avons observé, les aciers inoxydables austénitiques et multiphasés ont un comportement complexe qui dépend étroitement de leur stabilité vis-à-vis de la transformation martensitique. L'ensemble de ces résultats sera utilisé dans la suite de notre étude afin de reproduire numériquement leur comportement thermomécanique, en particulier lors des simulations d'emboutissage profond. De plus, l'étude menée sur l'acier 304 nous renseigne sur le caractère relativement isotrope du matériau. Cette hypothèse sera utilisée lors des simulations numériques des chapitres suivants.

Chapitre III

Simulations numériques – Modèle phénoménologique

III.1. Introduction

Une analyse numérique de la formabilité des tôles d'aciers à transformation martensitique est effectuée dans ce chapitre à partir de l'implémentation, dans le sous-programme utilisateur du code d'éléments finis Abaqus/Explicit, du modèle de comportement proposé par Tomita et al. [TI95] puis repris par Iwamoto et al. [ITT98]. Ce modèle, développé pour décrire le comportement des aciers présentant une plasticité induite par la transformation martensitique, a été utilisé par Iwamoto et al. pour étudier l'influence de la taille des grains [IT00], l'endurance en fatigue [IT02], la croissance des particules martensitiques [Iwa04] ainsi que par Tomita et al. pour analyser le comportement en chargement monotone et cyclique [TS00] dans les aciers inoxydables austénitiques. Toutefois, ces auteurs n'ont pas, à notre connaissance, publié d'analyse du comportement prévu à l'aide de ce modèle dans des procédés de formage.

Le modèle ne tient pas compte de l'anisotropie, dont nous avons vu qu'elle est faible pour les aciers TRIP industriels, mais plus notable pour l'acier inoxydable 304. L'implémentation que nous avons réalisée considère en outre un matériau élasto-plastique, c'est-à-dire néglige la sensibilité à la vitesse de déformation. Nous avons constaté au chapitre II que la sensibilité à la vitesse des aciers TRIP industriels était très faible, celle de l'acier inoxydable 304 légèrement plus forte ($M = \partial Ln\bar{\sigma} / \partial Ln\dot{\bar{\varepsilon}}^{p} \approx 0{,}03$). Cette valeur reste néanmoins suffisamment faible pour ne pas induire d'effet notable en emboutissage.

Après avoir validé l'implémentation du modèle, nous effectuerons une analyse de sensibilité aux différents éléments intervenant dans la modélisation, en particulier : la plasticité induite par la transformation (effet Greenwood-Johnson) et la sensibilité de la transformation martensitique à l'état

de contraintes. Cette analyse permettra ainsi de discuter les aspects de la modélisation qui doivent être prioritairement mieux modélisés afin d'améliorer les prévisions du comportement en emboutissage.

Des confrontations seront également effectuées avec les résultats expérimentaux obtenus au chapitre II, ainsi qu'avec des résultats de la littérature.

III.2. Equations du modèle

Le modèle phénoménologique développé par Iwamoto et al. [ITT98] a déjà été évoqué au paragraphe I.4.4 du chapitre I. Nous explicitons dans ce paragraphe l'ensemble des équations du modèle, qui sera implanté dans le sous-programme VUMAT du code Abaqus/Explicit. Par rapport au modèle de Iwamoto et al., la principale différence réside dans le fait que la sensibilité à la vitesse de déformation n'est pas prise en compte dans nos calculs. Le matériau est supposé élasto-plastique. Une différence, signalée au paragraphe III.3.2, concerne également la détermination du comportement du matériau biphasé.

III.2.1. Vitesses de déformation inélastique

Le modèle proposé par Iwamoto et Tsuta ([IT00], [IT02]) est basé sur l'hypothèse que les vitesses de déformation inélastique $\dot{\varepsilon}_{ij}^{p}$ peuvent être décomposées en composantes de glissement $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip}$ dues à la déformation plastique dans l'austénite et la martensite, et en composantes de transformation $\dot{\varepsilon}_{ij}^{ptrans}$ induites par la transformation martensitique. Ces dernières peuvent elles-mêmes être décomposées en deux contributions, $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape}$ décrivant le « changement de forme » (déformation plastique générée dans la phase austénitique par la transformation martensitique : effet Greenwood-Johnson) et $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat}$ décrivant la dilatation volumique. Ainsi,

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{p} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{ptrans} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat} \qquad \textbf{(III. 1)}$$

La surface de charge du matériau biphasé est décrite par une fonction de charge que nous exprimons ici sous la forme d'une fonction de degré un des contraintes, de la forme suivante :

$$f = F(\sigma_{ij}) - \bar{\sigma} \qquad \textbf{(III. 2)}$$

Iwamoto et al. [IT00] choisissent une fonction du deuxième et du troisième invariant du déviateur des contraintes, dans le but de décrire un comportement dissymétrique entre la traction et la compression, observé pour un acier biphasé sans transformation de phase [MM96b]. Cette fonction est donnée par :

$$F(\sigma_{ij}) = \sqrt{3(J_2 - kJ_3 / J_2^{1/2})} \qquad \textbf{(III. 3)}$$

où $J_2 = \frac{1}{2} s_{ij} s_{ij}$ et $J_3 = \det \boldsymbol{s}$ sont le deuxième et le troisième invariants du tenseur des contraintes déviatoriques $\boldsymbol{s}$, et k est un paramètre qui croît avec le taux de déformation de glissement, en accord avec l'équation d'évolution :

$$\dot{k} = C_k (1-k)\, \dot{\bar{\varepsilon}}^{pslip} \qquad \textbf{(III. 4)}$$

où C_k est une constante du matériau, $\dot{\bar{\varepsilon}}^{pslip} = \sigma_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip} / \bar{\sigma}$ est la vitesse de déformation équivalente du matériau biphasé et $\bar{\sigma}$ représente la contrainte équivalente du matériau biphasé.

La forme de la surface de charge obtenue en contraintes planes est représentée sur la figure III.1.

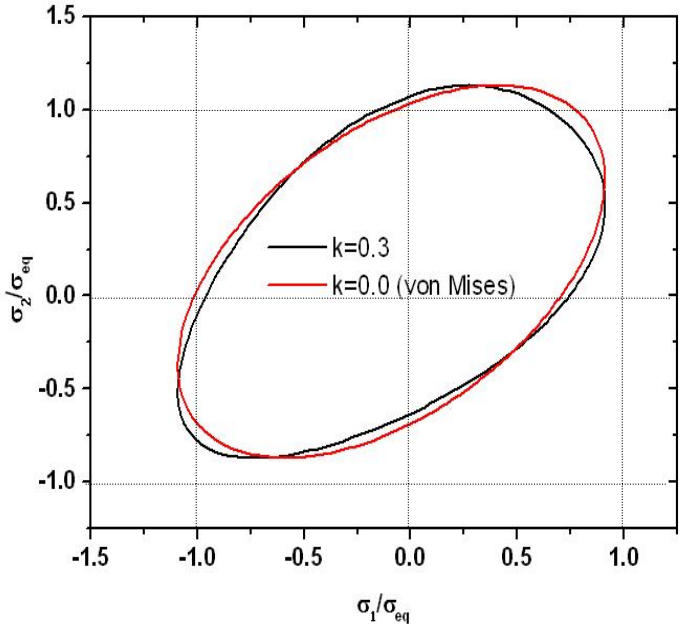


Figure III.1. Représentation de la surface de charge correspondant à l'équation III.2. La surface de charge de Von Mises est portée pour comparaison

Les composantes de glissement $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip}$ sont données par la loi de normalité :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip} = \dot{\bar{\varepsilon}}^{pslip} F_{,ij} \qquad \textbf{(III. 5)}$$

où $F_{,ij} = (\partial F / \partial \sigma_{ij})$. Les composantes $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape}$ correspondant à l'effet Greenwood-Johnson sont supposées être colinéaires à la normale à la surface de charge et proportionnelles au taux de transformation :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape} = R\dot{f}_m F_{,ij} \qquad \textbf{(III. 6)}$$

où $R = R_0 + R_1(\bar{\sigma} / \sigma_{ya})$, σ_{ya} est la limite élastique de l'austénite, R_0 et R_1 sont des constantes du matériau et f_m est la fraction volumique de martensite.

Finalement, les composantes de la vitesse de déformation de dilatation $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat}$ sont données par :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat} = \frac{1}{3}\Delta v \dot{f}_m \delta_{ij} \qquad \textbf{(III. 7)}$$

où Δv représente l'expansion volumique résultant de la transformation martensitique.

III.2.2. Cinétique de la transformation

La loi cinétique décrivant la transformation martensitique employée est issue du modèle d'Olson et Cohen [OC75], successivement modifié par Stringfellow, Parks et Olson [SPO92] et par Iwamoto, Tsuta et Tomita [ITT98] pour tenir compte de l'influence de l'état de contrainte. Ces modèles supposent que les embryons martensitiques se forment aux intersections des bandes de glissement. La croissance de la fraction volumique des bandes de glissement, f_{sb}, est gouvernée par la déformation plastique dans l'austénite. Elle est décrite par la loi d'évolution :

$$\frac{\dot{f}_{sb}}{1-f_{sb}} = \alpha \dot{\bar{\varepsilon}}_a^{pslip} \qquad \textbf{(III. 8)}$$

où α est un paramètre matériau dépendant de la température et $\dot{\bar{\varepsilon}}_a^{pslip}$ la vitesse de déformation plastique équivalente dans l'austénite. Le nombre de sites de nucléation est défini comme le nombre d'intersections des bandes de glissement, multiplié par la probabilité *p* qu'une intersection génère un embryon martensitique. La loi cinétique est finalement donnée par :

$$\dot{f}_m = (1 - f_m)(A\dot{\bar{\varepsilon}}_a^{pslip} + B\dot{g}) \qquad \textbf{(III. 9)}$$

avec $A = \alpha\eta p n (f_{sb})^{n-1}(1 - f_{sb})$, $B = \eta \frac{dp}{dg}(f_{sb})^n H(\dot{g})$, $p = \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma_g}\int_{-\infty}^{g} \exp\left[-\frac{(g'-g_0)^2}{2\sigma_g^2}\right] dg'$, où η et n sont des constantes géométriques, g est la force motrice de la transformation martensitique dépendant de la

température, $H(\dot{g})$ est la fonction d'Heaviside, σ_g est la déviation standard et g_0 la valeur moyenne de g.

Afin de faciliter l'écriture pour les calculs numériques, l'équation (III.9.) peut être réexprimée comme :

$$\dot{f}_m = (1 - f_m) A' \dot{\bar{\varepsilon}}_a^{pslip} \quad \textbf{(III. 10)}$$

avec $A' = A + B(\dot{g} / \dot{\bar{\varepsilon}}_a^{pslip})$. D'après certaines observations expérimentales de Stringfellow et al. [SPO92], la probabilité p de formation des embryons martensitiques augmente avec le facteur de triaxialité. La force motrice est ainsi décrite par :

$$g = -T + g_1 \Sigma \quad \textbf{(III. 11)}$$

où T est la température, g_1 est une constante et $\Sigma = \sigma_{ii} / 3\bar{\sigma}$ est le facteur de triaxialité. σ_{ii} est le premier invariant du tenseur des contraintes et $\bar{\sigma}$ est la contrainte équivalente du matériau biphasé.

En s'appuyant sur l'observation que le taux de transformation martensitique à faibles déformations est plus important en compression qu'en traction, Iwamoto et al. [IT00] formulent l'hypothèse supplémentaire que le taux de génération de bandes de glissement décroît lorsque Σ croît. Le coefficient α, décrivant le taux de formation des bandes de glissement dans l'équation (III.8.), est exprimé sous la forme :

$$\alpha = \alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 - \alpha_4 \Sigma \quad \textbf{(III. 12)}$$

Ainsi, g et α dépendent tous deux de la température et de la triaxialité des contraintes. Le modèle développé par Iwamoto et al. [IT00] correspond aux équations (III.11.) et (III.12.). La loi cinétique obtenue en supposant que le taux de fraction volumique des bandes de glissement est indépendant de l'état de contrainte (α_4=0 dans l'équation (III.12.)) est similaire au modèle proposé par Stringfellow et al. [SPO92].

III.2.3. Comportement du matériau biphasé

La loi contrainte-déformation équivalente $\bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}^{pslip})$ du matériau biphasé contenant la fraction volumique instantanée de martensite f_m est approchée par une loi des mélanges supposant la même déformation équivalente dans les deux phases, c'est-à-dire :

$$\bar{\sigma} = f_m . \bar{\sigma}_m(\bar{\varepsilon}^{pslip}) + (1 - f_m) . \bar{\sigma}_a(\bar{\varepsilon}^{pslip}) \quad \textbf{(III. 13)}$$

où les indices *a* et *m* se rapportent respectivement aux phases austénitique et martensitique. En utilisant l'équation (III.10.), le coefficient d'écrouissage $H = d\bar{\sigma} / d\bar{\varepsilon}^{pslip}$ est donné par :

$$H = f_m H_m + (1 - f_m) H_a + A'(1 - f_m)(\bar{\sigma}_m - \bar{\sigma}_a) \qquad \textbf{(III. 14)}$$

où $H_m = \partial\bar{\sigma}_m / \partial\bar{\varepsilon}^{pslip}$ et $H_a = \partial\bar{\sigma}_a / \partial\bar{\varepsilon}^{pslip}$ sont, respectivement, les coefficients d'écrouissage de l'austénite et de la martensite.

III.2.4. Définition du matériau modèle ITT

Nous définissons, pour la discussion des simulations effectuées dans ce chapitre, un premier matériau modèle dont les paramètres sont repris des travaux de Iwamoto, Tsuta et Tomita [ITT98]. Ils s'appliquent à un acier inoxydable de type 304. Les valeurs des paramètres apparaissant dans les équations du modèle sont données par : $\eta = 14.5$; $n = 4.5$; $\sigma_g = 129.5$; $g_0 = -87.0$ dans l'équation (III.9.) ; $\alpha_1 = -2.25.10^{-4}$; $\alpha_2 = 4.52.10^{-2}$; $\alpha_3 = 11.8$; $\alpha_4 = 7.40$ dans l'équation (III.12) ; $g_1 = 76.1$ dans l'équation (III.11.); $C_k = 0.49$ dans l'équation (III.4.) ; $R_0 = 0.02$; $R_1 = 0.02$ dans l'équation (III.6.) ; $\Delta v = 0.02$ dans l'équation (III.7.).

La loi contrainte-déformation équivalente de chaque phase est décrite par :

$$\bar{\sigma} = \sigma_y + C_1\left[1 - \exp\left(-C_2\bar{\varepsilon}^{pslip}\right)\right]^{C_3} \qquad \textbf{(III. 15)}$$

où la limite élastique σ_y varie en fonction de la température selon la loi :

$$\sigma_y = C_4 \exp\left(-C_5 T\right) \qquad \textbf{(III. 16)}$$

Les coefficients dans les équations (III.15.) et (III.16.) sont donnés par : $C_{1a} = 2084.2$ MPa ; $C_{2a} = 0.31$; $C_{3a} = 0.58$; $C_{4a} = 1023.9$ MPa ; $C_{5a} = 0.0050$ K^{-1} pour la phase austénitique ; $C_{1m} = 1180.7$ MPa ; $C_{2m} = 17.8$; $C_{3m} = 7.66$; $C_{4m} = 1983.0$ MPa ; $C_{5m} = 0.0059$ pour la phase martensitique. Le comportement élastique est décrit par les valeurs du module d'Young, E = 193,000 MPa, et du coefficient de Poisson, ν = 0.333.

III.3. Implémentation numérique et validation

III.3.1. Méthode d'implémentation

Le modèle ci-dessus a été implanté dans le code d'éléments finis Abaqus/Explicit au moyen du sous-programme utilisateur VUMAT (User MATerial). Dans cette version du code, les équations d'équilibre globale sont résolues à travers une technique d'intégration explicite. L'intégration des équations constitutives nécessite simplement la détermination des incréments de contrainte connaissant les incréments de déformation gérés par le code.

On se place dans l'hypothèse de petites déformations élastiques, ce qui autorise la décomposition des incréments de déformation totale en composantes élastiques et inélastiques (plastiques) :

$$\Delta\varepsilon_{ij} = \Delta\varepsilon_{ij}^{e} + \Delta\varepsilon_{ij}^{p} \qquad \textbf{(III. 17)}$$

Pour l'utilisateur, il s'agit de déterminer l'incrément de contraintes $\Delta\sigma_{ij}$ associé à l'incrément de déformation $\Delta\varepsilon_{ij}$ fourni par le code. La méthode utilisée est celle d'une prévision élastique suivie d'une correction plastique. Les valeurs ξ de toutes les variables au début de l'incrément sont notées ξ_{old}. Les quantités se rapportant à la prévision élastique sont notées ξ_{new}^{trial} et les valeurs corrigées à la fin de l'incrément sont ξ_{new}. En supposant l'élasticité linéaire isotrope, les composantes des contraintes sont définies par :

$$\sigma_{ij\,new}^{trial} = \sigma_{ij\,old} + \lambda\ trace(\Delta\varepsilon)\,\delta_{ij} + 2\,\mu\,\Delta\varepsilon_{ij} \qquad \textbf{(III. 18)}$$

où λ et μ sont les coefficients de Lamé. Le chargement est de nature élasto-plastique si la condition de chargement est violée par l'état des contraintes associé à la prévision élastique, c'est-à-dire si la quantité $f = F(\sigma_{ij\,new}^{trial}) - \overline{\sigma}_{old}$ est positive. Dans ce cas le nouvel état des contraintes sera obtenu en tenant compte des trois contributions à la déformation inélastique définies dans les équations (III.5.), (III.6.) et (III.7.), c'est-à-dire :

$$\sigma_{ij\,new} = \sigma_{ij\,new}^{trial} - \lambda trace(\Delta\varepsilon^{dilat})\delta_{ij} - 2\mu(\Delta\varepsilon_{ij}^{pslip} + \Delta\varepsilon_{ij}^{pshape} + \Delta\varepsilon_{ij}^{pdilat}) \qquad \textbf{(III. 19)}$$

Le problème se ramène à la détermination d'une seule inconnue : l'incrément de la déformation plastique équivalente qui permet alors la détermination de toutes les autres variables en fin de pas de calcul. Une méthode appropriée pour la détermination de l'incrément de la déformation plastique équivalente $\Delta\overline{\varepsilon}^{pslip}$ consiste à calculer l'incrément du travail plastique : $\sigma_{ij\,new}\Delta\varepsilon_{ij}^{pslip} = \overline{\sigma}_{new}\Delta\overline{\varepsilon}^{pslip}$.

En utilisant les équations (III.11.), (III.12.) et (III.19.) ainsi que : $\overline{\sigma}_{new} = \overline{\sigma}_{old} + H\Delta\overline{\varepsilon}^{pslip}$ **(III. 20)**, on obtient :

$$\Delta\overline{\varepsilon}^{pslip} = \frac{\overline{\sigma}_{new}^{trial} - \overline{\sigma}_{old}}{H + 2\mu F_{,ij} F_{,ij} [1 + RA'(1 - f_m)]} \qquad \textbf{(III. 21)}$$

où $\overline{\sigma}_{new}^{trial} = F(\sigma_{ij}{}_{new}^{trial})$. Les dérivées partielles $F_{,ij}$ sont calculées pour l'état des contraintes associé à la prévision élastique. Rappelant que le coefficient A' défini dans l'éq. (III.10.) dépend des évolutions de g et $\overline{\varepsilon}^{pslip}$, une itération est nécessaire pour déterminer $\Delta\overline{\varepsilon}^{pslip}$ et Δg.

Connaissant $\Delta\overline{\varepsilon}^{pslip}$ et Δg, les composantes de glissement $\Delta\varepsilon_{ij}^{pslip}$ sont calculées en utilisant l'éq. (III.5.), les incréments Δf_{sb} et Δf_m sont déterminés avec (III.8.) et (III.9.), respectivement, et les incréments de déformation plastique $\Delta\varepsilon_{ij}^{pshape}$ et $\Delta\varepsilon_{ij}^{pdilat}$ sont obtenus à partir de (III.6.) et (III.7.), respectivement. Notons que la contrainte équivalente $\overline{\sigma}$, la déformation plastique équivalente $\overline{\varepsilon}^{pslip}$, le facteur de triaxialité Σ, la fraction volumique des bandes de glissement, f_{sb}, et la fraction volumique de martensite, f_m, doivent être stockés en tant que variables d'état dans le sous-programme, en plus des valeurs de contraintes et de déformations définies comme variables d'état dans Abaqus.

Deux versions du sous-programme ont été écrites : une version 3D utilisée avec des éléments solides (VUMAT 3D) et une version en contraintes planes utilisée avec des éléments de coques (VUMAT CP). D'une façon générale, le programme VUMAT 3D est utilisé avec des éléments solides à 8 nœuds à intégration réduite C3D8R, et le programme VUMAT CP avec des éléments de coque à 3 ou 4 nœuds à intégration réduite, S3R ou S4R.

D'autre part, la technique explicite utilise une matrice de masse diagonale sans avoir besoin d'appliquer une méthode de décomposition de matrices ni effectuer des itérations d'équilibre à chaque incrément de temps de calcul. Cependant, la stabilité de la solution obtenue avec cette technique dépend de la taille de l'incrément de temps de calcul. Cette valeur limite peut être estimée par le temps minimum nécessaire pour qu'une onde élastique traverse un élément donné [RNTP92] : $\Delta t \leq \frac{L}{C}$ où L est une longueur caractéristique de l'élément et C est la célérité d'ondes définie par : $C = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$ où E et ρ sont le module d'élasticité de Young et la densité du matériau respectivement.

Toutefois, pour l'application de la technique explicite dans la solution des problèmes quasi-statiques, comme dans le cas de l'emboutissage des tôles, la limite de stabilité peut s'avérer trop petite en comparaison de la durée réelle T du problème. Par conséquent, le nombre total d'incréments donné par : $N = \frac{T}{\Delta t}$ rendrait difficile l'analyse par éléments finis réalisée avec cette technique explicite. C'est pourquoi, en pratique, le nombre total d'incréments N peut être réduit artificiellement soit en diminuant la durée réelle T de l'analyse, soit en augmentant la taille de l'incrément de temps de calcul Δt. Dans l'analyse de l'emboutissage des tôles, ces artifices sont obtenus en augmentant la vitesse de course du poinçon et la densité du matériau respectivement. Toutefois, ces options peuvent également produire des résultats erronés dus à l'influence des effets d'inertie non souhaitables pendant la solution numérique. Le moyen le plus simple d'évaluer si la réponse de la solution peut être considérée comme étant quasi-statique ou non, consiste à examiner les fractions d'énergie résultant de la stratégie adoptée dans l'analyse. Une règle pratique consiste à ce que l'énergie cinétique associée au corps déformable ne dépasse 5% de son énergie interne, durant la simulation numérique [Pri94]. Un autre moyen de parvenir à un compromis entre le temps d'utilisation du processeur et l'obtention d'une réponse quasi-statique, consiste à réaliser plusieurs simulations en fonction de la vitesse de chargement et /ou de la densité du matériau, soit en vérifiant les fractions des énergies résultant dans chaque cas, ou encore en comparant les prévisions numériques correspondantes avec les résultats expérimentaux [MMB97].

L'avantage principal de l'utilisation de la technique explicite par rapport à celle implicite réside dans le fait que la solution de problèmes 3D n'est pas trop altérée par les conditions de contact variables [Pes02]. En fait, dans la technique d'intégration explicite le problème de contact est traité séparément étant donné que la solution est obtenue sans itérations d'équilibre ni contrôle de convergence. En plus, la taille de l'incrément de temps de calcul ne dépend que des propriétés élastiques du matériau et des dimensions caractéristiques de l'élément. Contrairement à la technique implicite, le temps d'utilisation du processeur augmente plutôt en fonction de la taille du modèle 3D [Pes02]. Toutefois, les artifices nécessaires à la réduction du temps d'utilisation du processeur ne sont intéressants qu'en utilisant des éléments du premier ordre avec une règle d'intégration réduite, ce qui représente un inconvénient pour le calcul des contraintes résiduelles [Tek00].

- **Cas général, lois de comportement élasto-plastique**

En résumé, les équations constitutives présentées sous la forme incrémentale, définissant ainsi les lois d'évolution du comportement élasto-plastique intégrées lors de l'incrément de temps de calcul Δt, sont d'une part la décomposition des vitesses de déformation totale $\Delta\varepsilon_{ij} = \Delta\varepsilon_{ij}^{e} + \Delta\varepsilon_{ij}^{p}$; la loi d'élasticité linéaire de Hooke $\Delta\sigma_{ij} = C_{ijkl}^{e}\,\Delta\varepsilon_{kl}^{e} = C_{ijkl}^{e}\left[\Delta\varepsilon_{kl} - \Delta\varepsilon_{kl}^{p}\right]$ avec

$C^{e}_{ijkl} = \lambda\,\delta_{ij}\delta_{kl} + \mu\,(\delta_{ik}\delta_{jl} + \delta_{il}\delta_{jk})$ pour le cas de l'élasticité isotrope, où λ et μ sont les coefficients de Lamé ; la règle d'écoulement plastique associée $\Delta\varepsilon^{p}_{ij} = \Delta\bar{\varepsilon}^{p}\,F_{,ij}$ **(III.22)** ; la loi d'écrouissage $\Delta\bar{\sigma} = H(\bar{\sigma})\,\Delta\bar{\varepsilon}^{p}$ et enfin la condition de chargement élasto-plastique $f = F(\sigma_{ij}) - \bar{\sigma} = 0$ avec la notation $F_{,ij} = \partial F(\sigma_{ij})/\partial\sigma_{ij}$ et $H(\bar{\sigma}) = d\bar{\sigma}/d\bar{\varepsilon}^{p}$.

Une version du sous-programme VUMAT en contraintes planes vient compléter la version 3D par souci d'économie de temps de calculs.

- **Cas des contraintes planes**

Dans le cas particulier de contraintes planes, la composante de la déformation normale au plan (x, y), ε_{zz} n'est pas définie par la cinématique mais en posant la restriction $\sigma_{zz} = 0$. De ce fait, il est nécessaire d'effectuer de légères modifications sur les méthodes décrites dans les sections précédentes. Dans le sous-programme VUMAT la prévision élastique est faite d'après la loi de Hooke écrite en contraintes planes pour le cas de l'élasticité linéaire isotrope. Donc, l'équation (III.18) est réécrite de la façon suivante :

$$\begin{aligned}
\sigma_{xx\,new}^{trial} &= \sigma_{xx}^{old} + \frac{E}{(1-\nu^2)}\left[\Delta\varepsilon_{xx}^{e} + \nu\Delta\varepsilon_{yy}^{e}\right] \\
\sigma_{yy\,new}^{trial} &= \sigma_{yy}^{old} + \frac{E}{(1-\nu^2)}\left[\Delta\varepsilon_{yy}^{e} + \nu\Delta\varepsilon_{xx}^{e}\right] \qquad \textbf{(III. 23)} \\
\sigma_{xy\,new}^{trial} &= \sigma_{xy}^{old} + \mu\Delta\gamma_{xy}
\end{aligned}$$

Dans Abaqus, les composantes des déformations de cisaillement sont prises comme $\gamma_{xy} = 2\varepsilon_{xy}$ (x≠y). Puisque la prévision élastique est menée selon la loi d'élasticité linéaire isotrope de Hooke dans le cas de contraintes planes, la correction plastique doit être obtenue alors à partir de cet état de contraintes. Dans VUMAT, l'incrément de déformation plastique équivalente doit être recalculé d'après le travail plastique associée en contraintes planes. D'après les équations (III.19 et III.20), l'incrément de déformation plastique équivalente est évalué par :

$$\Delta\bar{\varepsilon}^{p} = \frac{\bar{\sigma}_{new}^{trial} - \bar{\sigma}_{old}}{H + \frac{E}{(1-\nu^2)}A.B + \frac{E}{1-\nu}\left(\frac{\Delta V}{3}\right)coef.C + 4\mu\left(F_{,xy\,new}^{trial}\right)^2.B} \qquad \textbf{(III. 24)}$$

avec $A = \left[\left(F_{,xx\,new}^{trial}\right)^2 + \left(F_{,yy\,new}^{trial}\right)^2 + 2\nu F_{,xx\,new}^{trial}F_{,yy\,new}^{trial}\right]$, $B = \left[1 + RA'\left(1 - f_m\right)\right]$, $C = \left(F_{,xx\,new}^{trial} + F_{,yy\,new}^{trial}\right)$ et $coef = \alpha\beta n\left(1 - f^{sb}\right)\left(f^{sb}\right)^{n-1}\left(1 - f_m\right)$

Ensuite, les nouvelles contraintes sont alors obtenues par les corrections :

$$\sigma_{xx\,new} = \sigma_{xx\,new}^{\;trial} - \frac{E\Delta\bar{\varepsilon}^{p}}{(1-\nu^{2})}\left[F_{,xx\,new}^{\;trial} + \nu F_{,yy\,new}^{\;trial}\right]$$

$$\sigma_{yy\,new} = \sigma_{yy\,new}^{\;trial} - \frac{E\Delta\bar{\varepsilon}^{p}}{(1-\nu^{2})}\left[F_{,yy\,new}^{\;trial} + \nu F_{,xx\,new}^{\;trial}\right] \qquad \textbf{(III.25)}$$

$$\sigma_{xy\,new} = \sigma_{xy\,new}^{\;trial} - \nu\Delta\bar{\varepsilon}^{p} F_{,xy\,new}^{\;trial}$$

où les incréments des déformations plastiques sont définis d'après la règle d'écoulement plastique, équation (III.22), $\Delta\varepsilon_{ij}^{p} = \Delta\bar{\varepsilon}^{p} F_{,ij\,new}^{\;trial}$.

L'incrément de déformation à travers l'épaisseur $\Delta\varepsilon_{zz}$ doit être défini par l'utilisateur dans le sous-programme VUMAT. Donc, d'après la condition de contraintes planes ($\sigma_{zz} = 0$) et la décomposition des vitesses de déformation totale (III.17) cet incrément est calculé par $\Delta\varepsilon_{zz} = \Delta\varepsilon_{zz}^{e} + \Delta\varepsilon_{zz}^{p}$ avec

$$\Delta\varepsilon_{zz}^{e} = -\frac{\nu}{E}\left[\left(\sigma_{xxnew} - \sigma_{xx}^{old}\right) + \left(\sigma_{yynew} - \sigma_{yy}^{old}\right)\right]$$

$$\Delta\varepsilon_{zz}^{p} = -\left(\Delta\varepsilon_{xx}^{p} + \Delta\varepsilon_{yy}^{p}\right) = -\Delta\bar{\varepsilon}^{p}\left(F_{,xx\,new}^{\;trial} + F_{,yy\,new}^{\;trial}\right) \qquad \textbf{(III.26)}$$

Ensuite, la déformation à travers l'épaisseur est stockée comme une variable d'état $\varepsilon_{zznew} = \varepsilon_{zz}^{old} + \Delta\varepsilon_{zz}$. Il faut noter que dans les équations définies ci-dessus, les termes du type $F_{,ij}$ (i≠j) sont calculés à partir d'expressions de F tenant compte de la symétrie du tenseur des contraintes, de sorte que par exemple $F_{,xy} = \partial F / \partial\sigma_{xy} + \partial F / \partial\sigma_{yx} = 2F_{,ij}$ avec $i \equiv x$ et $j \equiv y$.

Méthode du retour radial

Pour une analyse par la méthode des éléments finis, l'intégration des équations précédemment décrites est menée aux points d'intégration. De ce fait, puisque la solution est supposée être connue en début de chaque pas de calcul, l'analyse est réalisée de façon incrémentale. Ainsi, connaissant l'incrément de la déformation totale $\Delta\varepsilon$ en début de pas de calcul, la résolution du problème élasto-plastique consiste à déterminer les nouvelles contraintes et les variables d'état en fin de pas de calcul.

La méthode d'intégration numérique de problèmes élasto-plastiques est basée sur un schéma de "prévision élastique" et "correction plastique", dénommé communément dans la littérature comme l'algorithme de "retour normal". Dans le cas particulier du critère de von Mises, représenté dans l'espace du déviateur des contraintes, cet algorithme est connu sous le nom de « méthode de retour

radial » [KK76]. En somme, la résolution d'un problème élasto-plastique consiste à déterminer le nouvel état de contraintes et de réactualiser ensuite toutes les variables d'état en fin du pas de calcul. La fonction de charge *f* utilisée dans ce cas est celle définie par l'équation III.2.

III.3.2. Validation des programmes

Ce paragraphe a tout d'abord pour objet de s'assurer de la cohérence des programmes que nous avons écrits. Pour cela, nous avons comparé les résultats de simulations sur un élément sollicité selon différents trajets imposés (compression uniaxiale, cisaillement, traction uniaxiale, traction plane, traction équibiaxiale) avec les résultats obtenus à l'aide d'un programme Fortran écrit spécialement pour fournir le comportement sous différents trajets de chargement linéaires.

Un deuxième aspect de validation concerne l'influence éventuelle des différences entre le modèle d'Iwamoto et al. [IT00] et l'implantation que nous avons réalisée.

Enfin, nous avons effectué des simulations de l'emboutissage d'un godet afin de comparer le nombre d'incréments et le temps de calcul avec et sans VUMAT, ainsi que les résultats obtenus en utilisant soit des éléments solides, soit des éléments de coque.

III.3.2.1. Comparaison VUMAT 3D, VUMAT CP et calcul analytique en chargement monotone

Calcul analytique - Cinétique de la transformation

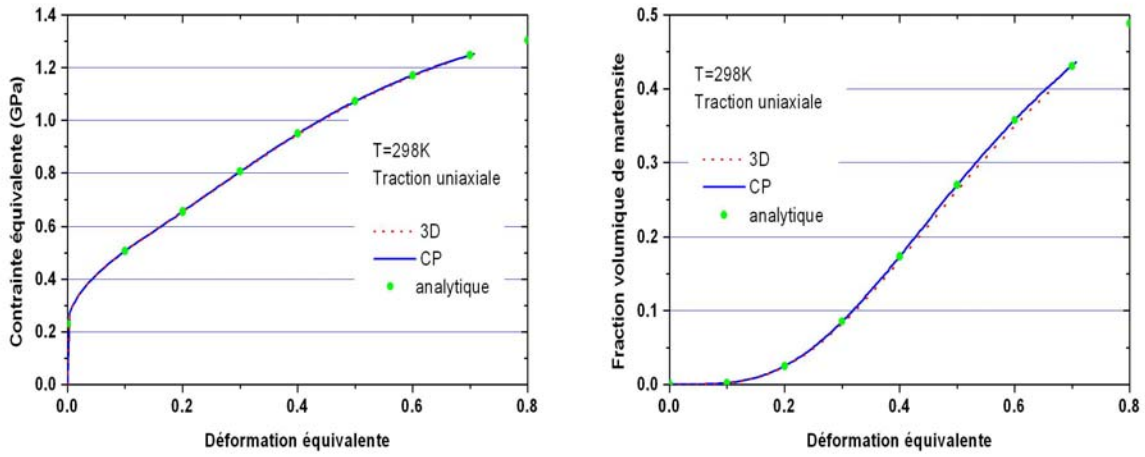
En partant des hypothèses que la vitesse de déformation, la température T et la triaxialité des contraintes Σ sont constantes tout au long d'un essai, alors l'équation (III.9.), exprimant la fraction volumique de martensite, peut s'écrire après intégration : $f_m = 1 - \exp\left\{-\beta\left[1-\exp\left(-\alpha\,\bar{\varepsilon}_a^{pslip}\right)\right]^n\right\}$ avec $\beta = \eta p$. Cette expression correspond à celle obtenue en utilisant le modèle d'Olson et Cohen [OC75]. La valeur de la triaxialité pour différents trajets de chargement est donnée dans le tableau III.3. du paragraphe III.4.2.. Les valeurs des coefficients sont les mêmes que celles utilisées dans les sous-programmes Abaqus.

Les contraintes calculées sont associées à la fraction volumique de martensite, les courbes contrainte-déformation suivent ainsi la même évolution que celles de la cinétique de transformation.

Calcul analytique - Contraintes

Nous avons vu que la loi contrainte-déformation équivalente $\overline{\sigma}(\overline{\varepsilon}^{pslip})$ du matériau biphasé contenant la fraction volumique de martensite instantanée f_m est approchée par une loi des mélanges supposant la même déformation équivalente dans les deux phases, c'est-à-dire : $\overline{\sigma} = f_m.\overline{\sigma}_m(\overline{\varepsilon}^{pslip}) + (1-f_m).\overline{\sigma}_a(\overline{\varepsilon}^{pslip})$ où les indices inférieurs *a* et *m* se rapportent respectivement aux phases austénitiques et martensitiques. Avec $\overline{\sigma_i} = C_{4i}e^{-C_{5i}.T} + C_{1i}(1-e^{-C_{2i}.\overline{\varepsilon}_{old}})^{C_{3i}}$ (l'indice i correspond soit à l'austénite, soit à la martensite). Les valeurs des coefficients sont les mêmes que celles utilisées dans les sous-programmes Abaqus.

A titre d'exemple, les figures III.2. montrent les courbes obtenues avec le modèle ITT en imposant des conditions de traction uniaxiale sur un élément C3D8R (VUMAT 3D), un élément S4R (VUMAT CP) et celles déterminées par calcul direct de la loi de comportement dans le cas particulier (programme fortran indépendant analytique). Les courbes de traction ainsi que l'évolution de la fraction de martensite sont pratiquement confondues dans les trois calculs. Il en va de même pour les différents trajets de déformation envisagés simulés à différentes températures. Cette comparaison constitue un premier élément de validation de l'implémentation.



(a) ***(b)***

Figure III.2. Comparaison entre les résultats analytiques et Abaqus 3D et CP en traction uniaxiale à température ambiante. (a) Courbes contrainte-déformation équivalentes. (b) Cinétique de transformation martensitique

III.3.2.2. Comparaison avec les résultats de Iwamoto et al.

Les courbes contrainte-déformation, et l'évolution de la fraction de martensite obtenues à différentes températures en traction uniaxiale et en compression uniaxiale avec le modèle ITT sont présentées sur les figures III.3. et III.4., respectivement. Les points expérimentaux obtenus par [TI01] et [ITT98] sur un acier inoxydable 304 sont également reportés. Nous notons un bon accord avec les points expérimentaux.

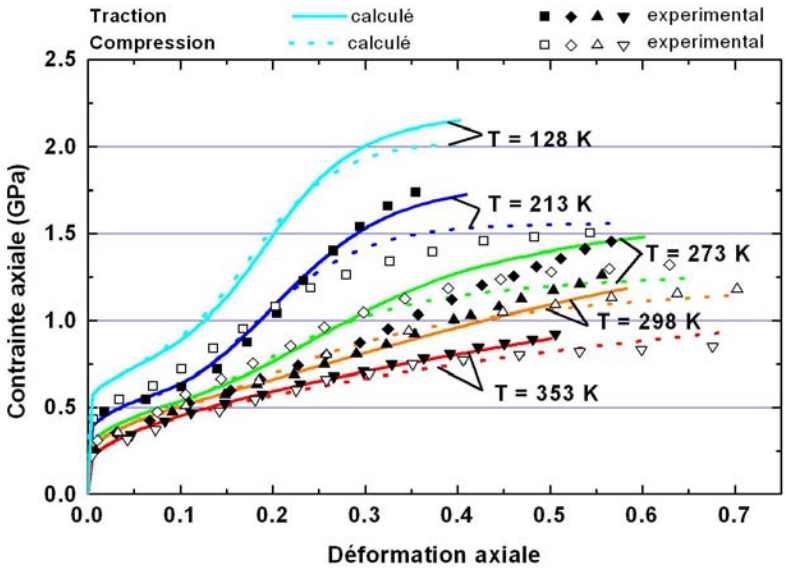


Figure III.3. Courbes contrainte-déformation simulées en traction et compression uniaxiale à différentes températures. Les points expérimentaux sont pris de la référence [TI01]. Simulations effectuées à l'aide de VUMAT 3D

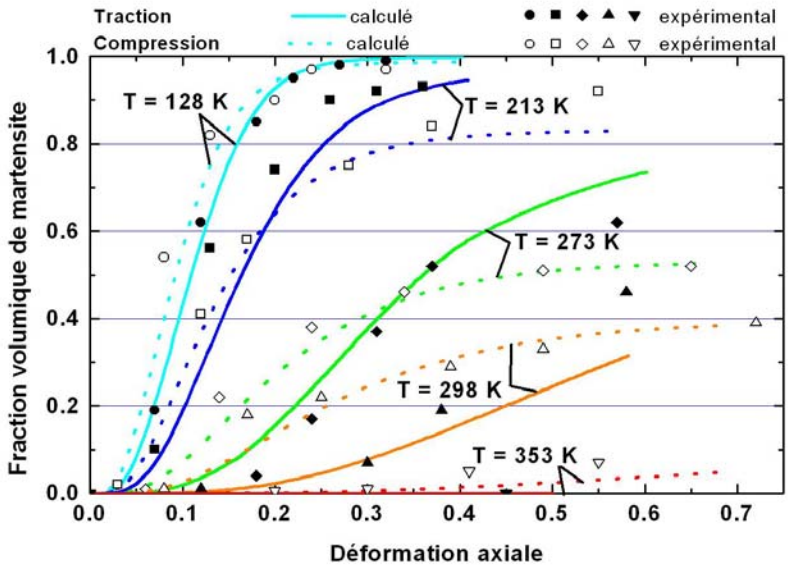


Figure III.4. Evolution de la fraction volumique de martensite simulée en traction et compression uniaxiale à différentes températures. Les points expérimentaux sont pris de la référence [ITT 98]. Simulations effectuées à l'aide de VUMAT 3D

Les prévisions que nous obtenons coïncident également quasi parfaitement avec celles présentées par Iwamoto et coll. ([TI01], [ITT98]), voir figure I.22., bien que le modèle que nous avons implémenté suppose un comportement du matériau biphasé obéissant à la loi de mélange donnée par l'équation III.13. Il semble par contre que les calculs effectués par Iwamoto et al. utilisent pour le comportement du mélange un modèle de pondération des champs moyens dans les deux phases issu de la solution d'Eshelby [Esh57], sans que cela entraîne de différence sensible avec nos simulations.

III.3.2.3. Validation par simulations de l'emboutissage

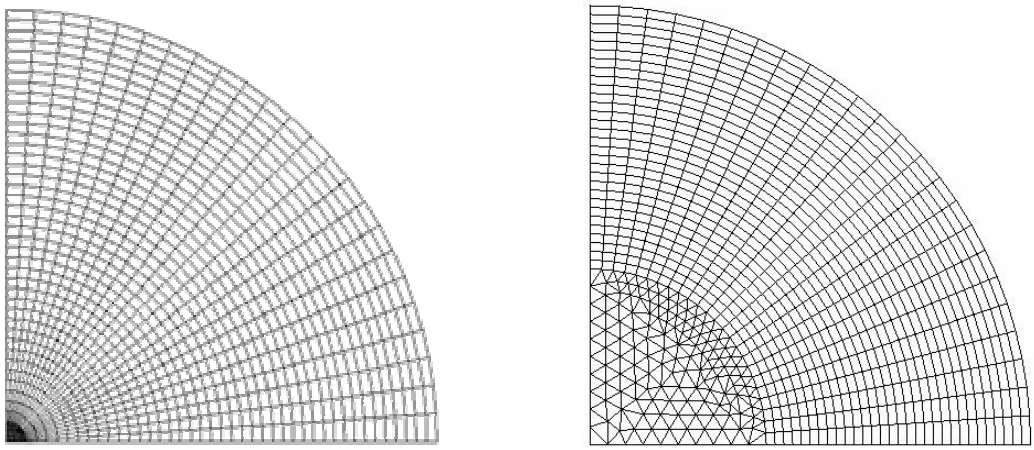
Afin d'évaluer la consistance de l'implantation du modèle dans Abaqus, nous avons également effectué des simulations de l'essai d'emboutissage profond d'un godet avec et sans les sous-programmes utilisateurs VUMAT. Comme indiqué dans le tableau III.1., le nombre d'incréments est tout à fait comparable dans les deux types de simulations, indiquant une implantation cohérente du sous-programme. Par contre, le temps de calcul est sensiblement augmenté avec VUMAT, en raison sans doute du fonctionnement interne du code qui doit appeler le sous-programme à chaque incrément et chaque point d'intégration.

	Abaqus/Explicit	**VUMAT 3D**
Type élément	C3D8R	C3D8R
Incréments	72321	75394
CPU (s)	5739	10155

Tableau III.1. Nombre d'incréments et temps CPU nécessaires à la solution d'une simulation d'emboutissage profond sans et avec VUMAT

III.3.2.4. Comparaison éléments solides/éléments de coques

Pour compléter cette analyse préliminaire, nous avons comparé les résultats obtenus en emboutissage profond en utilisant soit des éléments solides, soit des éléments de coque. Les maillages correspondants sont présentés sur la figure III.5. Le maillage 3D est constitué de 2 couches d'éléments.



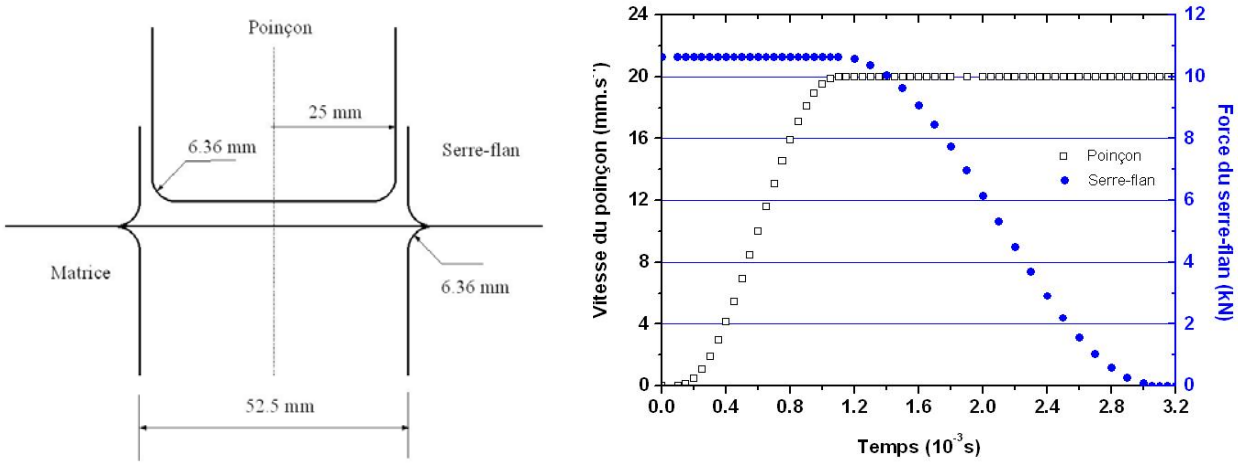
(a) *(b)*

Figure III.5. Vue dans le plan des éléments solides C3D8R (a) et des éléments de coque S3R et S4R (b) utilisés pour le maillage lors des simulations numériques d'emboutissage profond

La géométrie adoptée pour la simulation de cet essai est présentée sur la figure III.6. (a.) Le diamètre initial du flan est : $D_{initial}$ = 106 mm. Le rapport d'emboutissage (DR), définissant le rapport entre le diamètre initial du flan et le diamètre du poinçon est égal à DR = 2.12 dans ces simulations. L'épaisseur initiale de la tôle est égale à 0.7 mm.

Les outils, supposés indéformables, sont décrits dans les simulations par des surfaces rigides analytiques. La valeur initiale de la force du serre-flan est de 42.5 kN, soit 10.625 kN pour un quart du flan. La force de serrage appliquée sur le serre-flan empêche la formation de plis. De plus, durant l'essai d'emboutissage, la surface en contact avec le serre-flan diminue puis s'annule au cours de l'avalement du flan. Il est donc nécessaire de diminuer puis d'annuler la force du serre-flan. L'évolution de la force du serre flan ainsi que le profil de vitesse du poinçon sont représentés sur la figure III.6. (b). Nous avons de plus pris la précaution d'obtenir, durant toute la durée de l'essai, une fraction de l'énergie cinétique en dessous de 5% de l'énergie interne, afin de simuler un problème quasi-statique. Cette fraction est en fait de l'ordre de 1% dans les simulations de l'emboutissage profond.

Le coefficient de frottement entre les outils et le flan est pris égal à μ = 0.15 pour le contact entre le flan et le poinçon, et à μ = 0.10 pour le contact du flan avec la matrice et le serre-flan.



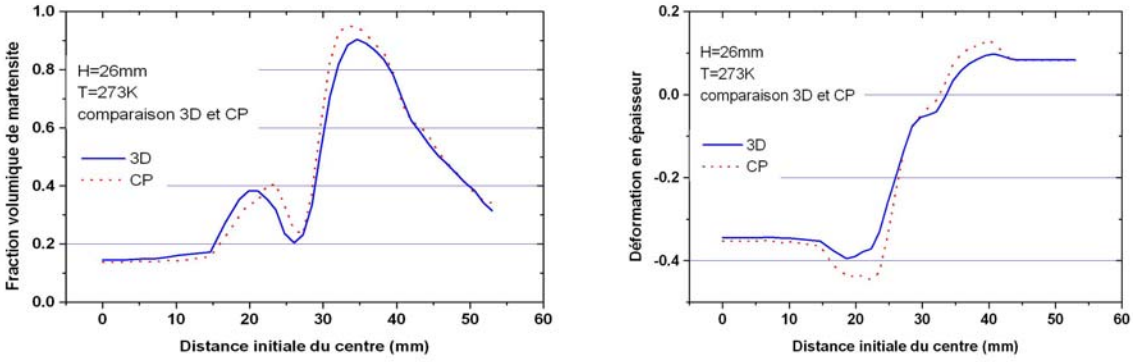
(a) *(b)*

Figure III.6. Schéma de l'essai d'emboutissage profond (a) et évolutions de la force du serre-flan et de la vitesse de déplacement du poinçon lors des simulations d'emboutissage profond (b)

L'évolution de la force du poinçon observée à partir des simulations en CP d'un essai d'emboutissage suit la même tendance que celles obtenues par Gallée et al. [GMTPL04b] expérimentalement et numériquement sur l'emboutissage d'un godet cylindrique d'acier 304 (diamètre externe du poinçon de 100mm, flan de diamètre 170 mm pour une tôle d'épaisseur 0.8 mm). Ceci nous permet ainsi de valider nos conditions aux limites, en particulier l'amplitude de la force de serrage appliquée par le serre flan sur le flan.

Les distributions radiales de fraction volumique de martensite et de déformation en épaisseur obtenues en fin d'emboutissage à une température de 273 K pour le matériau ITT sont présentées sur la figure III.7.

Des différences, néanmoins assez faibles, sont observées entre les deux simulations. On observe en particulier des gradients plus accentués avec les éléments de coque. Notons que les simulations 3D ne font intervenir que deux éléments dans l'épaisseur (afin de ne pas trop augmenter le temps de calcul) alors que les éléments de coque possèdent 5 points d'intégration à travers l'épaisseur, de sorte que le calcul avec les éléments de coque est peut-être plus exact.



(a) *(b)*

Figure III.7. Représentation des VUMAT 3D et CP à une température de 273 K pour le matériau ITT des distributions radiales de (a) fraction volumique de martensite et (b) de déformation en épaisseur obtenues en fin d'emboutissage

III.4. Analyse du comportement de matériaux modèles

III.4.1. Définition de matériaux modèles

Matériau ITT

Nous avons déjà défini un matériau modèle reprenant les valeurs des paramètres déterminés par Iwamoto et al. [ITT98]. Ce modèle est noté matériau ITT, voir paragraphe III.2.4.

Plusieurs autres matériaux modèles sont également définis afin de mener une analyse de sensibilité aux différents éléments de la modélisation.

Matériau SPO

Ce matériau reprend les hypothèses de Stringfellow, Parks et Olson [SPO92] concernant la cinétique de transformation, à savoir que la force motrice g dépend de l'état de contraintes et de la température, mais que la cinétique de formation de bandes de glissement ne dépend que de la température. Nous avons défini ce matériau modèle en conservant les paramètres du modèle ITT, sauf : α_4 =0.

Matériau noGJE

Ce matériau permet d'envisager l'influence de la plasticité de transformation. Les paramètres du modèle ITT sont conservés, sauf que les composantes de déformation de transformation $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape}$ décrivant l'effet de Greenwood-Johnson sont nulles.

Matériau noDILAT

L'effet de la dilatation volumique est considéré séparément par le fait que $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat} = 0$.

Matériau AUST

L'austénite est supposée ne pas se transformer.

Le tableau III.2. résume ces différentes hypothèses, en précisant les paramètres du matériau qui sont mis égaux à zéro pour obtenir le résultat souhaité.

Matériau	Hypothèse	Paramètres matériau mis à zéro	Propriétés
(AUST)	$\dot{f} = 0$	$\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3, \alpha_4, C_k$	Austénite stable
(noGJE)	$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape} = 0$	R_0, R_1	Pas d'effet Greenwood Johnson
(noDILAT)	$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat} = 0$	Δv	Pas d'effet de dilatation
(SPO)	$\alpha(T)$	α_4	Formation des bandes de glissement indépendante de l'état des contraintes
(ITT)	$\alpha(\Sigma, T)$		Formation des bandes de glissement dépendante de l'état des contraintes

Tableau III.2. « Matériaux modèles » définis pour l'analyse paramétrique des essais d'emboutissage des tôles

III.4.2. Comportement sous chargement monotone

Nous étudions ici l'influence de l'état des contraintes sur la cinétique de transformation et sur les courbes contrainte-déformation, pour différents trajets monotones, à savoir : la Compression Uniaxiale (CU), le Cisaillement (C), la Traction Uniaxiale (TU), la Traction Plane (TP) et la Traction Equibiaxée (TEB). Ces différents trajets ont été simulés en appliquant les conditions appropriées de déplacement aux nœuds d'un élément de coque quadrangulaire S4R. L'essai de cisaillement (C) est défini ici en appliquant des déplacements conduisant à des déformations opposées dans les deux directions de

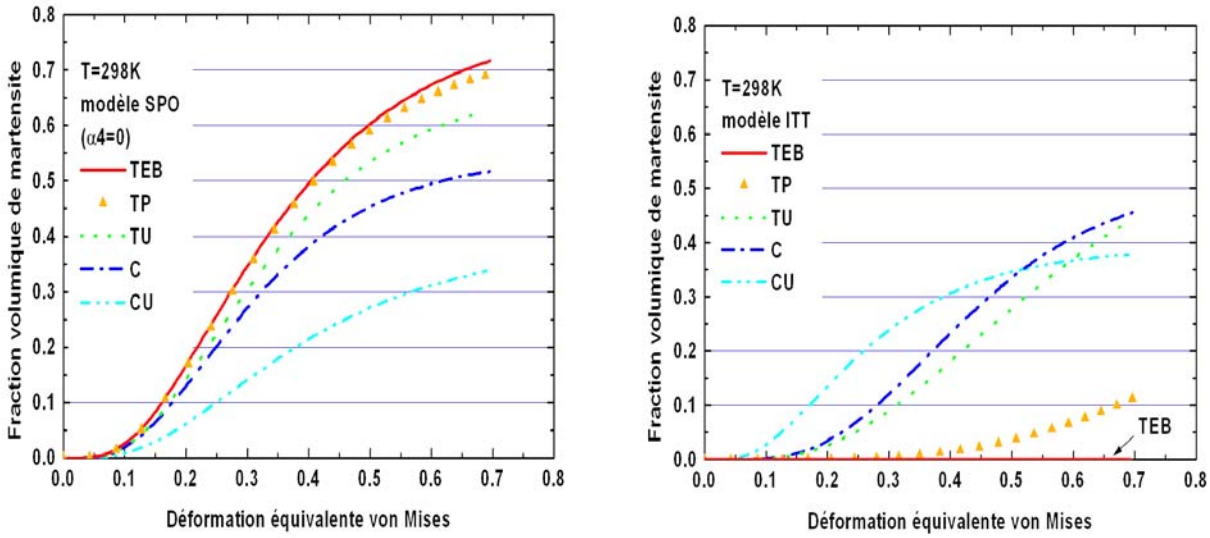
l'élément. Les valeurs du facteur de triaxialité Σ prévues à partir du critère de von Mises sont indiquées dans le tableau III.3.

Mode de déformation	CU	C	TU	TP	TEB
Σ	-0.333	0	0.333	0.577	0.667

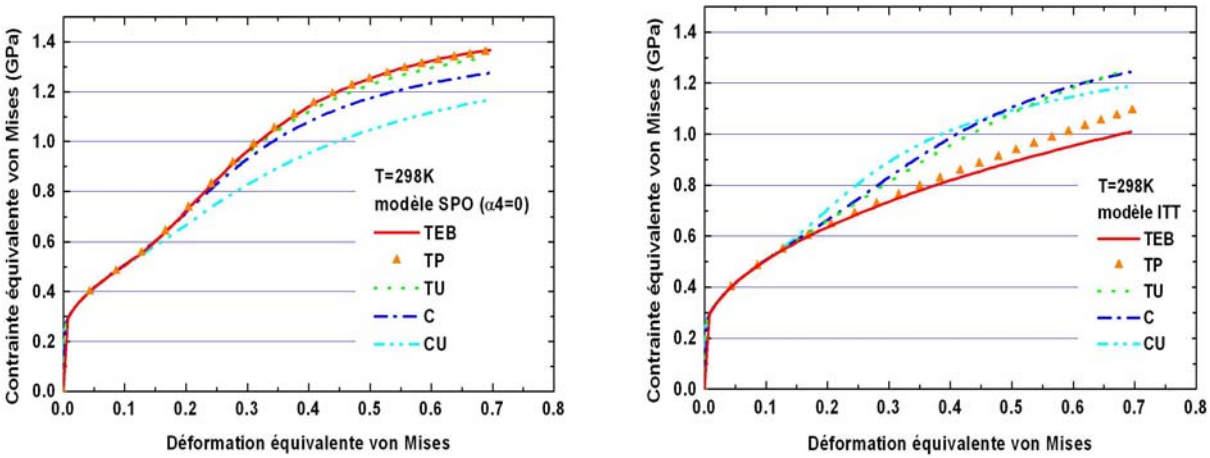
Tableau III.3. Triaxialité des contraintes Σ pour différents trajets allant de la compression uniaxiale à la traction équibiaxée

Les simulations sont effectuées à température ambiante (T=298 K) avec les modèles SPO et ITT. L'évolution de la fraction volumique de martensite ainsi que les courbes contrainte-déformation équivalente sont présentées sur les figures III.8. (a) et (b), respectivement. Les contraintes et déformations équivalentes utilisées dans ces figures sont définies à l'aide du critère de von Mises dans le but de permettre une comparaison immédiate avec les résultats antérieurs de la littérature.

Les différences entre les prévisions des deux modèles sont très importantes. Avec le modèle SPO l'influence de l'état de contrainte sur la force motrice, équation (III.11.), engendre une vitesse de transformation et une valeur limite de la fraction volumique aux grandes déformations qui augmente de façon monotone avec le facteur de triaxialité Σ. La forme de la courbe n'est pas affectée par la triaxialité (figure III.8. a). La même influence du facteur de triaxialité est observée sur les courbes contrainte-déformation équivalentes, figure III.8. (b). La sensibilité de f_m à la triaxialité est en accord avec les résultats de simulations présentés par Stringfellow et al [SPO92]. Des résultats expérimentaux comme ceux de Furnémont [Fur03] donnent la même tendance : les contraintes et la fraction volumique de martensite augmentent, dans l'ordre, pour le cisaillement, puis pour la traction uniaxiale et enfin pour la traction équibiaxée. Cet auteur observe cependant, à partir de 20% de déformation, une inversion des courbes de la cinétique de transformation entre la traction et le cisaillement.



(a)



(b)

Figure III.8. Evolutions de la fraction de martensite (a) et courbes contrainte-déformation équivalente (b) simulées à 298 K pour différents trajets de chargement. Simulations effectuées à l'aide de VUMAT CP pour les modèles SPO et ITT

Pour le modèle ITT, les valeurs limites de f_m restent les mêmes, mais le taux de génération de bandes de glissement décroissant fortement lorsque le facteur de triaxialité Σ croît, équation (III.12.), on obtient alors un retard croissant du démarrage de la transformation lorsque Σ augmente, conduisant à une fraction de martensite quasi nulle en traction équibiaxée jusqu'à une déformation équivalente de 0.7, figure III.8. (a). Les courbes contrainte-déformation équivalente présentent une sensibilité à la triaxialité qui suit de façon logique celle observée pour la fraction de martensite. Les

courbes obtenues en traction et compression uniaxiales sont évidemment très proches de celles présentées par Iwamoto et al. (voir paragraphe III.3.2.2.). Par contre, l'extrapolation au domaine de l'expansion de la loi cinétique proposée par Iwamoto et al. [IT00] n'est pas réaliste, tous les résultats expérimentaux tendant à montrer une transformation importante en sollicitation équibiaxiale.

On note dans tous les cas que les courbes contrainte-déformation commencent à être sensibles à la transformation à partir d'une déformation équivalente de l'ordre de 0.15.

III.4.3. Comportement en emboutissage

L'essai d'emboutissage profond est choisi pour analyser les effets des différentes contributions au comportement plastique des aciers à effet TRIP dans un essai d'emboutissage, [SMF05b]. Cet essai se prête particulièrement bien à une étude de sensibilité aux paramètres du matériau, puisque l'état des contraintes englobe une vaste région s'étendant de la traction équibiaxiale sous le poinçon à fond plat à la compression uniaxiale au bord de la collerette. Ainsi, le facteur de triaxialité varie, avec le critère de von Mises, de Σ=2/3 au centre du flan à Σ=-1/3 sur le rayon extérieur.

Les matériaux modèles définis au paragraphe III.4.1. nous permettent d'examiner séparément deux aspects des lois de comportement, à savoir : les effets de la déformation de transformation (effet Greenwood Johnson) et les effets de la sensibilité de la transformation martensitique à l'état des contraintes.

III.4.3.1. Sensibilité aux paramètres associés à la transformation martensitique

Les simulations numériques discutées ici sont effectuées avec la même géométrie que celle employée par Takuda et al. [TMMYW03]. Le diamètre du poinçon est égal à 60 mm, le diamètre d'ouverture de la matrice est de 65 mm et les rayons du nez du poinçon et de la matrice sont tous deux de 6 mm. L'épaisseur initiale de la tôle est de 1 mm. La force initiale du serre flan est égale à 29.4 kN. Le coefficient de frottement entre les outils et le flan est égal à 0.1.

Les simulations sont d'abord présentées pour un essai à température ambiante, avec un diamètre initial du flan égal à 120 mm. Ainsi le rapport d'emboutissage (DR), rapport entre le diamètre initial du flan et celui du poinçon est égal à 2.0. Cette valeur correspond au rapport limite d'emboutissage déterminé expérimentalement par Takuda et al. [TMMYW03] à température ambiante.

L'évolution de la force de poinçon au cours de l'essai est présentée pour les différents matériaux modèles, figure III.9. Par rapport à la courbe obtenue pour le matériau AUST (sans transformation martensitique), une augmentation de la force de poinçon est obtenue pour tous les autres matériaux, à partir d'un déplacement du poinçon d'environ 15 mm, en raison du durcissement de la partie externe du flan résultant de la transformation martensitique. On note toutefois que cette force est un peu plus faible pour le matériau SPO.

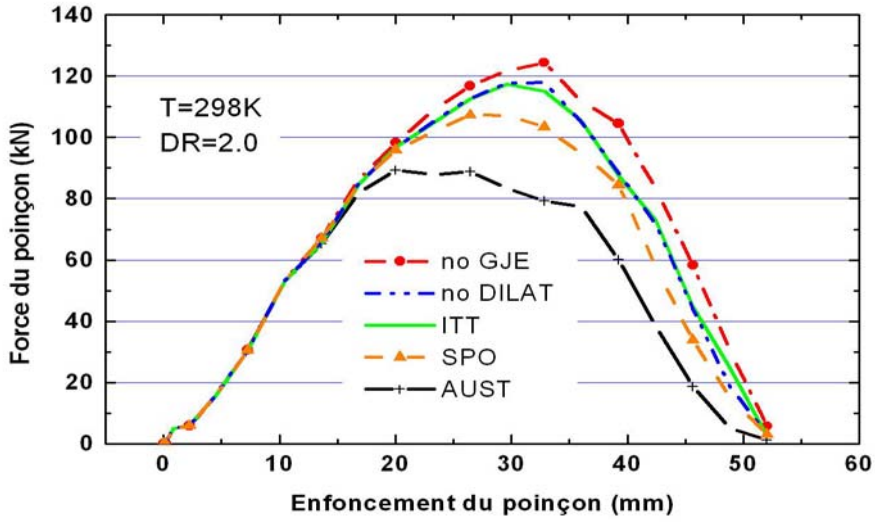


Figure III.9. Courbes force-déplacement du poinçon pour un emboutissage profond à 298 K. Simulations VUMAT CP. Les différents matériaux sont définis dans le tableau III.2

Les distributions radiales de la déformation en épaisseur (ε_h) et de la fraction volumique de martensite (f_m) obtenues en fin d'emboutissage sont présentées sur les figures III.10. et III.11., respectivement. La fraction volumique de martensite est portée pour la face extérieure du flan non en contact avec le poinçon. La déformation en épaisseur n'est pas représentée dans la partie extérieure du flan, où elle est quasiment indépendante des hypothèses faites dans les calculs. Le résultat le plus visible vient du fort niveau d'amincissement, ou étirement équibiaxial, sous le poinçon. Ce comportement est lié à la transformation martensitique, figure III.11., comparé à l'observation habituelle d'un amincissement négligeable ou faible pour les matériaux ne présentant pas de transformation de phase, comme c'est le cas ici pour le matériau AUST. Ce comportement vient de la forte augmentation de la force du poinçon résultant de la transformation de phase dans la partie externe du flan, figure III.9., qui oblige la partie centrale à se déformer pour maintenir l'équilibre de la structure.

Toutefois, le durcissement associé à cette déformation de la partie centrale est plus important pour le matériau SPO, qui subit une transformation martensitique en traction équibiaxiale (f^m=0,02 pour ε_h=0,1, voir aussi figure III.8.), alors que par ailleurs la transformation martensitique et donc le durcissement associé sont légèrement plus faibles dans la partie externe du flan par rapport au matériau ITT. On note également que ce durcissement plus faible de la partie externe avec les paramètres du matériau SPO conduit à une force de poinçon légèrement plus faible, figure III.11. On note enfin, pour ce matériau, un petit pic de transformation martensitique sur le rayon du poinçon, visible uniquement sur la partie externe du flan.

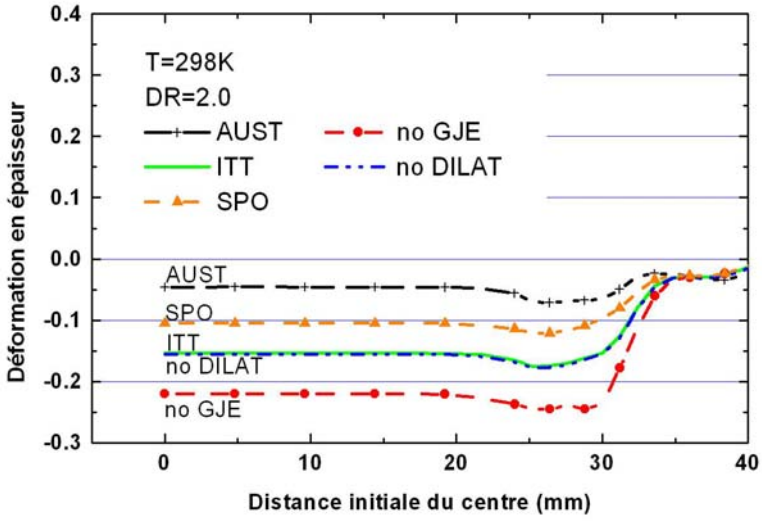


Figure III.10. Distributions radiales de la déformation en épaisseur (limitée à la partie centrale du flan) pour un emboutissage profond à 298 K. Mêmes simulations que figure III.9

Cet « effet différentiel » lié à l'influence du trajet de chargement sur la transformation martensitique explique que l'équilibre de la structure au cours de l'emboutissage soit obtenu pour le matériau SPO avec une déformation sous le poinçon nettement plus faible qu'avec le matériau ITT. La description de l'influence du trajet de chargement sur la cinétique de transformation est donc un élément de première importance dans les prévisions du comportement en emboutissage.

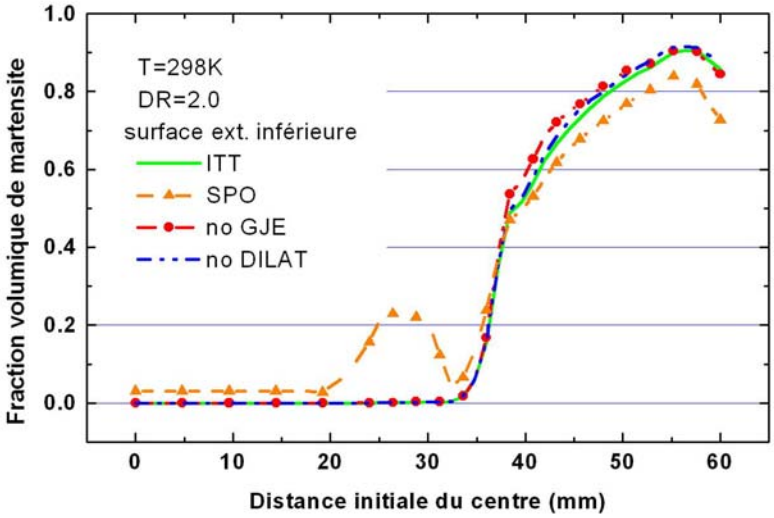


Figure III.11. Prévisions des distributions radiales de la fraction volumique de martensite pour un emboutissage profond à 298K. Mêmes simulations que figure III.9

D'autre part, l'influence de la plasticité de transformation peut être examinée en comparant les courbes obtenues pour les matériaux (ITT) et (noGJE). Pour ce second matériau, les composantes représentant l'effet Greenwood Johnson, $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape}$, sont négligées. Les courbes de la figure III.10. montrent un étirement sous le poinçon plus faible lorsque ces composantes sont prises en compte (matériau ITT). En effet, ces composantes correspondent à une déformation qui vient s'ajouter à la déformation classique de glissement plastique. Puisque la transformation est plus intense dans la partie externe du flan, l'adoucissement résultant de l'effet Greenwood Johnson est plus intense dans la partie externe, et une plus faible quantité d'étirement est exigée dans la partie centrale pour assurer l'équilibre. On note aussi que cet adoucissement associé à l'effet Greenwood Johnson conduit à une force de poinçon légèrement plus faible pour le matériau ITT par rapport au matériau noGJE, figure III.9.

Enfin, l'expansion volumique engendre un épaississement additionnel dans la partie externe pendant la transformation. Cependant, cet effet d'expansion volumique associé à la transformation semble tout de même peu affecter les conditions d'équilibre pendant l'emboutissage puisque les déformations en épaisseur obtenues avec les matériaux (noDILAT) et (ITT) sont sensiblement les mêmes, figure III.10.

Sur ce dernier point, des résultats légèrement différents sont obtenus dans des simulations de l'emboutissage profond à 273 K (figure III.12.). Ces simulations ont été réalisées cette fois ci avec des éléments volumiques (Serri et al. [SMF05]). Dans ces conditions la dilatation volumique a pour effet de conduire à un amincissement plus important sous le poinçon (matériaux ITT et noDILAT). L'épaississement relatif associé à la transformation, plus important dans la partie externe du flan où la transformation est plus intense, expliquerait alors que l'équilibre de la structure au cours de l'emboutissage nécessite des déformations plus fortes sous le poinçon. Il reste à vérifier que cette différence ne provient pas du choix du type d'éléments.

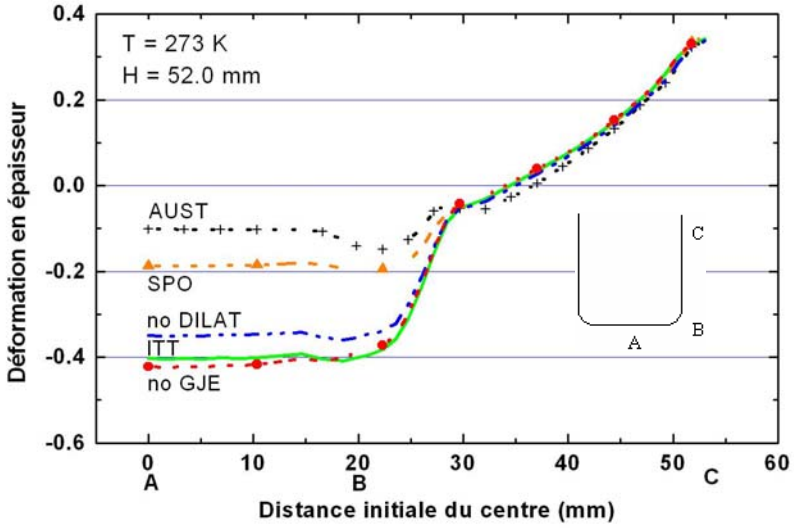


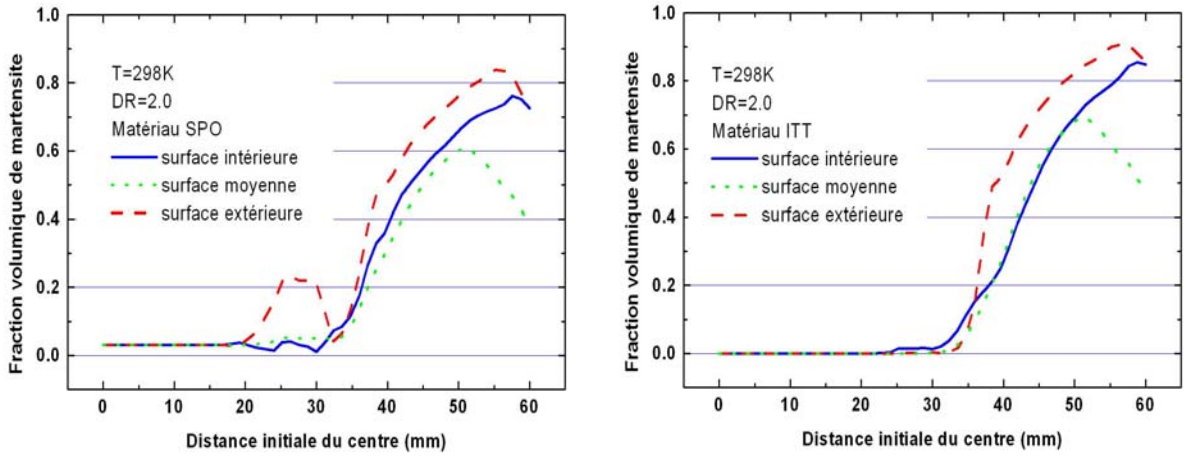
Figure III.12. Distributions radiales de la déformation en épaisseur pour un emboutissage profond à 273 K. Simulations VUMAT 3D

III.4.3.2. Gradients de transformation dans l'épaisseur de la tôle

La fraction volumique de martensite, $f^m \approx 0.8$, obtenue dans un emboutissage à 298 K au bord du flan, figure III.11., est très élevée, si on considère que la valeur limite de f^m calculée pour la compression uniaxiale est d'environ 0.4 (figure III.8. a, § III.4.2). On rappelle que la fraction volumique de martensite est portée sur cette figure pour la face extérieure du flan.

Les figures III.13. (a) et (b) représentent les fractions volumiques de martensite obtenues le long du rayon du flan embouti, sur les surfaces intérieure, moyenne et extérieure du flan, respectivement pour les matériaux SPO et ITT. Les résultats sont présentés pour un rapport d'emboutissage DR=2.0 à la température de 298 K (mêmes simulations que figures précédentes). Les simulations sont effectuées à

l'aide du sous-programme en Contraintes Planes. La surface intérieure touche le poinçon, la surface extérieure touche la matrice. Enfin, la surface moyenne se situe à mi-épaisseur de la tôle. Etant donné qu'il y a cinq points d'intégration dans l'épaisseur, nous avons donc cinq surfaces : deux externes et trois internes.



(a) *(b)*

Figure III.13. Prévisions des distributions radiales de la fraction volumique de martensite pour un emboutissage profond à 298K. Mêmes simulations que figure III.10. La représentation est effectuée pour le matériau SPO (a) et ITT (b), pour les surfaces intérieure, moyenne et extérieure du flan

On remarque que la quantité de martensite formée dépend de manière très significative de la position dans l'épaisseur. En fait, l'examen des résultats des simulations au cours de l'emboutissage montre que la formation de martensite est la plus intense lorsque le matériau s'écoule le long du rayon de matrice et, dans une moindre mesure, le long du rayon de poinçon. Dans ces conditions, la tôle subit un pliage-dépliage qui entraîne des variations du facteur de triaxialité particulièrement fortes sur les faces de la tôle. Pour les portions des trajets de contraintes le long desquels le facteur de triaxialité augmente, la force motrice de la transformation augmente (équation III.11.), et par conséquent le taux de formation de martensite croît fortement (terme $B\dot{g}$ dans l'équation III.9.). Ainsi, les résultats de la figure III.13. sont en accord avec les variations importantes de trajets de chargement sur les faces de la tôle lors de l'écoulement sur les rayons d'outils. De plus, la valeur observée à mi-épaisseur sur le rayon extérieur du flan, $f^m \approx 0.4$, est en accord avec celle observée en compression uniaxiale monotone, figure III.8.(a).

Il est intéressant de noter que le pic observé avec le modèle SPO dans la région du rayon du poinçon le long de la surface extérieure du flan a été également prédit numériquement par Gallée et al. [GMTPL04b] pour un rapport d'emboutissage de 1.7 sur un acier AISI 304. Ces auteurs ont également observé l'influence de l'état des contraintes sur la transformation martensitique : un gradient en épaisseur de la fraction volumique de martensite dans le rayon matrice ainsi qu'en haut de la jupe est présent suivant le trajet de chargement (traction ou compression). De même, Takuda et al. [TMMYW03] ont obtenu numériquement des résultats comparables concernant le pic de martensite dans le rayon poinçon toujours pour une nuance 304 à température ambiante mais avec un rapport d'emboutissage de 2.1.

Pour résumer, l'analyse de la distribution en épaisseur de la fraction de martensite montre que le taux de transformation est plus élevé sur les surfaces du flan qui subissent les plus fortes variations de triaxialité lors du pliage-dépliage survenant pendant l'écoulement le long des rayons d'outils.

La figure III.14. donne la répartition de la cinétique de transformation martensitique pour un flan partiellement embouti ainsi que la représentation du poinçon et du flan constitué d'éléments coques avec 5 points d'intégration à travers une épaisseur virtuelle de 1 mm.

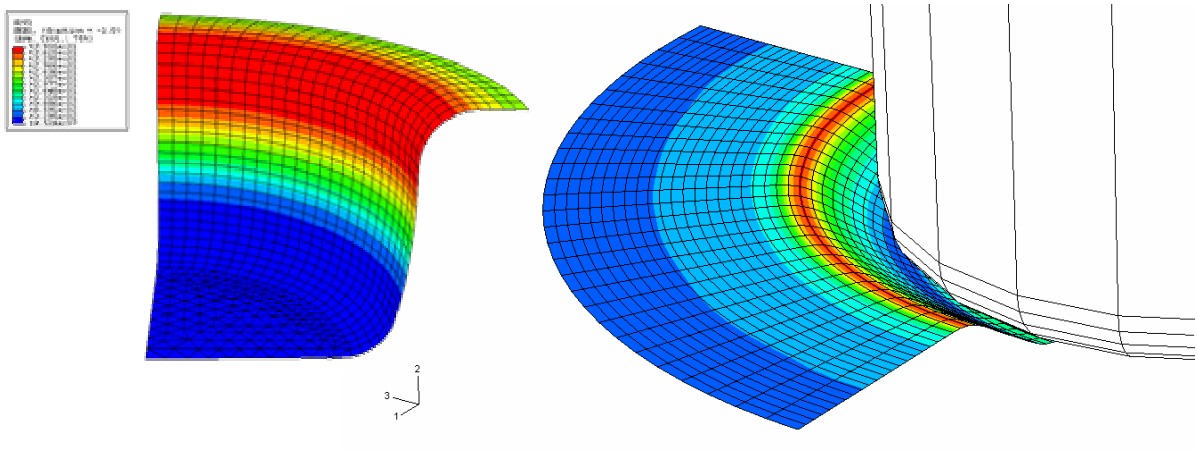


Figure III.14. Fraction volumique de martensite pour un flan partiellement embouti (à gauche) et représentation du poinçon et du flan embouti (à droite)

III.4.3.3. Sensibilité au choix de la surface de charge

La surface de charge utilisée dans les simulations précédentes correspond à l'équation III.2. Partant de la surface de charge de von Mises à déformation plastique nulle (paramètre k=0 dans l'équation III.3.) cette surface se déforme progressivement (équation III.4.) en prenant la forme représentée sur la figure III.1.

L'équation III.2. a été proposée par Miller et McDowell [MM96b] et reprise par Iwamoto et al. [IT00]. Il convient de rappeler qu'elle a pour but de rendre compte d'une dissymétrie de comportement entre la traction et la compression, en dehors de tout effet associé à la transformation martensitique. Toutefois, son extension au domaine de l'expansion n'a pas reçu à notre connaissance de confirmation expérimentale ou de justification physique.

L'influence de cette description de la surface de charge est examinée sur la figure III.15. en considérant l'évolution décrite par les équations (III.2.) et (III.3.) (matériau ITT) ou en mettant à zéro la constante C_k dans l'équation (III.4.) (critère de Von Mises). Les déformations en épaisseur sont légèrement plus importantes sous le poinçon avec le matériau ITT, en raison du plus faible écrouissage obtenu dans le domaine de l'expansion du fait de l'évolution de la forme de la surface de charge décrite par les équations (III.2.) et (III.3.).

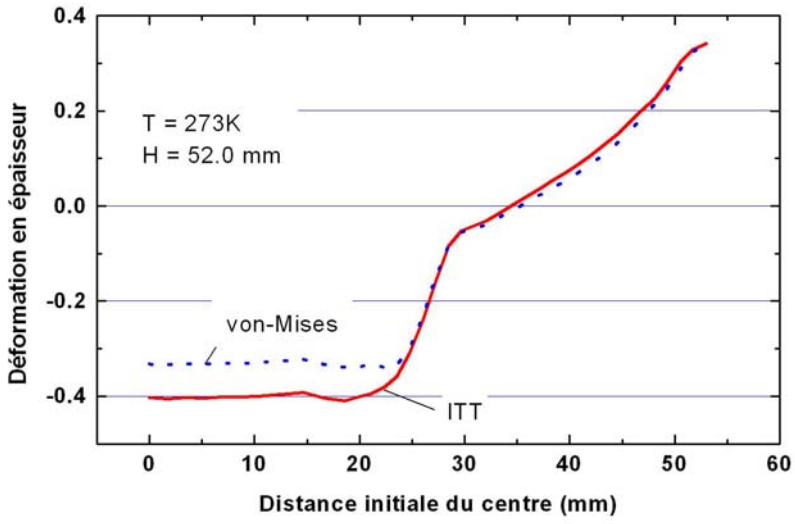


Figure III.15. Distributions radiales de la déformation en épaisseur pour un emboutissage profond à 273 K, en supposant une surface de charge symétrique (matériau de Von Mises) ou dissymétrique (matériau ITT). Simulations VUMAT 3D

III.5. Comparaison avec les résultats expérimentaux

III.5.1. Remarques préliminaires

Nous avons observé au cours de l'analyse précédente que la sensibilité de la formation des bandes de glissement à la triaxialité des contraintes Σ introduite par Iwamoto et al. [IT00] dans sa modélisation (coefficient α_4 dans l'équation III.12.) conduisait à un retard croissant du démarrage de la formation de martensite lorsque Σ augmente. L'utilisation de cette loi dans le domaine de l'expansion conduit à des résultats en contradiction avec l'observation d'une transformation importante en expansion équibiaxiale.

D'autre part, l'utilisation de la fonction de charge donnée par l'équation (III.3.) conduit en expansion à un faible niveau des contraintes d'écoulement, qui n'a pas reçu de confirmation expérimentale.

Le modèle phénoménologique que nous adoptons maintenant correspond donc au matériau appelé SPO dans l'analyse précédente ($\alpha_4 = 0$), associé à l'utilisation de la surface de charge de von Mises.

III.5.2. Comparaison avec des essais de traction uniaxiale

En plus des essais de traction et compression uniaxiale à différentes températures effectués par Iwamoto et al. ([ITT98, TI01]), qui ont été comparés avec les simulations au paragraphe III.3.2., figures III.3. et III.4., nous envisageons ici les résultats que nous avons obtenus au chapitre II sur l'acier inoxydable 304. Nous y ajoutons des résultats obtenus par Iwamoto [ITT98] ainsi que par Kubler [Kub04]. Une comparaison des simulations avec les résultats expérimentaux en traction uniaxiale à température ambiante est également effectuée sur l'acier TRIP800.

Compte tenu des différences, mêmes légères (composition, taille de grains….) entre des aciers de même nuance mais de provenance différente, un recalage des paramètres est a priori nécessaire pour chaque acier. Nous cherchons ici principalement à vérifier les allures générales, tout en se rapprochant au mieux du comportement moyen observé. Le seul recalage que nous avons effectué par rapport aux paramètres fournis par Iwamoto et al. [IT00] concerne le paramètre α (équation III.12.) qui est pris égal à : $\alpha = \alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3$; avec $\alpha_1 = -2.25.10^{-4}$, $\alpha_2 = 4.52.10^{-2}$ (inchangés) et $\alpha_3 = 9.333$ pour l'acier 304 et $\alpha(T = 298K) = 14$ concernant l'acier TRIP800.

III.5.2.1. Courbes contrainte-déformation et cinétique de transformation

Les figures III.16. et III.17. montrent les courbes de traction et les évolutions de la fraction de martensite formée à température ambiante de l'acier 304. On note pour le matériau utilisé par Iwamoto et al. [ITT98] un écrouissage plus fort en grandes déformations (figure III.16., « exp ITT ») ainsi qu'une transformation également plus forte (figure III.17.), indiquant peut être un matériau légèrement plus instable. L'évolution de la fraction volumique de martensite est en bonne corrélation avec les points expérimentaux de la littérature.

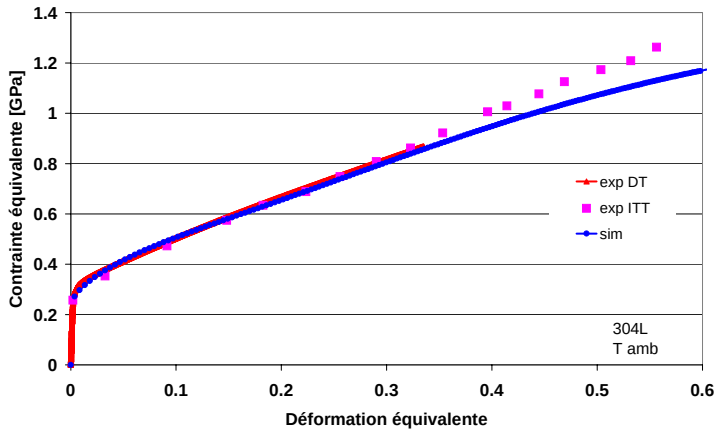


Figure III.16. Courbes contrainte-déformation à la température ambiante en traction uniaxiale. Comparaison entre expériences et simulation (304)

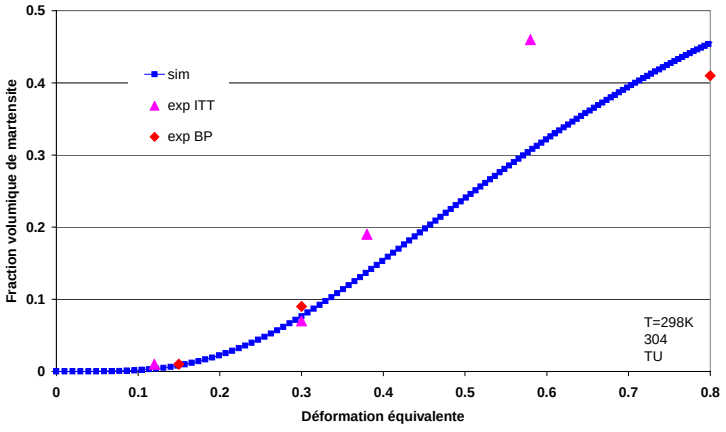


Figure III.17. Evolution de la fraction volumique de martensite à la température ambiante en traction uniaxiale. Comparaison entre expériences ([ITT98], [PGBHC06]) et simulations (304)

Les essais de traction sur l'acier TRIP800 présentés au chapitre II ont été réalisés pour une vitesse de traverse de 5 mm/min (soit $\dot{\varepsilon} = 1.667.10^{-3} s^{-1}$) à température ambiante. Ces résultats sont comparés aux simulations sur les figures III.18. et III.19. pour une température de 298K. Les simulations sont effectuées sur un élément C3D8R pour un essai de traction uniaxiale en utilisant le modèle phénoménologique dans le cas d'un acier multiphasé TRIP800. Ainsi, les proportions de phases sont les suivantes : 70% de Ferrite, 13.5% de Bainite et 16.5% d'Austénite résiduelle. Une identification des paramètres du modèle est effectuée afin de décrire le comportement de l'acier multiphasé TRIP800 des essais de traction expérimentaux. Les courbes des différentes phases i (i=Austénite, Martensite, Ferrite et Bainite) sont exprimées par une loi de type $\overline{\sigma^i} = \sigma_y^i + K^i(1 - e^{-b^i.\bar{\varepsilon}})$ où les coefficients sont donnés dans le tableau III.4.

	σ_y (GPa)	K (GPa)	b
Austénite γ	0.75	0.4	10
Martensite α'	2	1	10
Ferrite α	0.35	0.28	10
Bainite	0.95	1.2	20

Tableau III.4. Valeurs des coefficients décrivant le comportement des différentes phases

Les figures III.18. et III.19. montrent les courbes de traction et les évolutions de la fraction de martensite formée à température ambiante de l'acier TRIP800. Une bonne corrélation avec les points expérimentaux est observée pour le comportement et l'évolution de la fraction volumique de martensite.

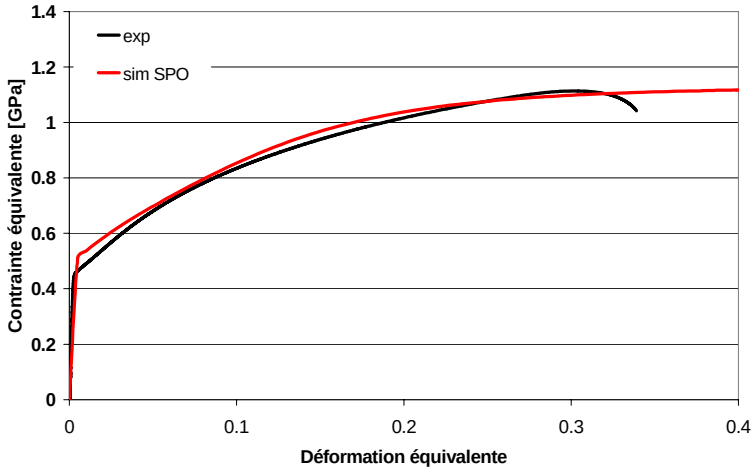


Figure III.18. Courbes contrainte-déformation à la température ambiante en traction uniaxiale. Comparaison entre expériences et simulation (TRIP800)

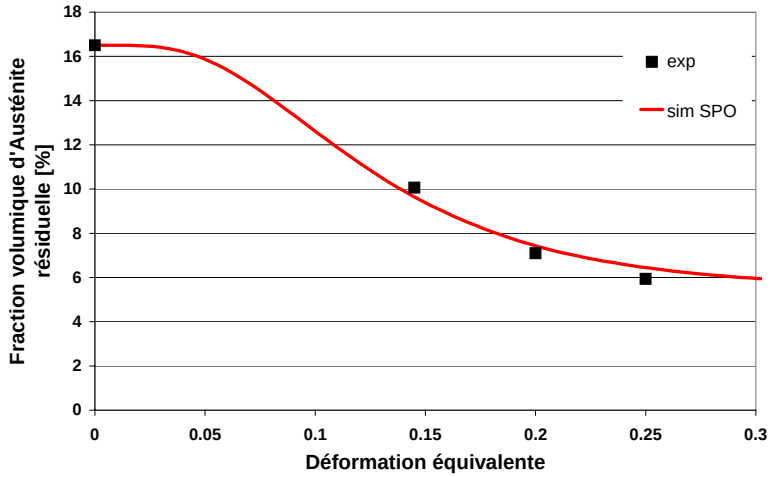


Figure III.19. Evolution de la fraction volumique de martensite à la température ambiante en traction uniaxiale. Comparaison entre expériences et simulations (TRIP800)

III.5.2.2. Analyse de l'écrouissage

Pour obtenir plus de précision sur l'évolution de l'écrouissage de l'acier de type 304, les figures III.20. et III.21. montrent, respectivement à température ambiante et à 273 K, l'évolution de l'exposant d'écrouissage instantané n_i en fonction de la déformation. A la température ambiante, il est possible que les paramètres fournis par Iwamoto [IT00] sous-estiment légèrement l'écrouissage de l'austénite.

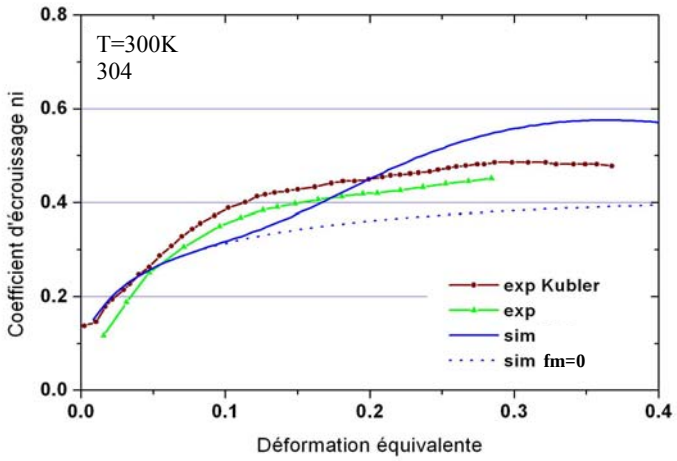


Figure III.20. Evolution de l'exposant d'écrouissage instantané à la température ambiante en traction uniaxiale. Comparaison entre expériences et simulations avec et sans transformation

Dans le cas d'une traction à 273 K, le maximum de n_i, associé à la transformation martensitique, intervient dans la plage d'essai, vers ε=0 ,2 - 0,3. La concordance modèle/expérience est alors très bonne.

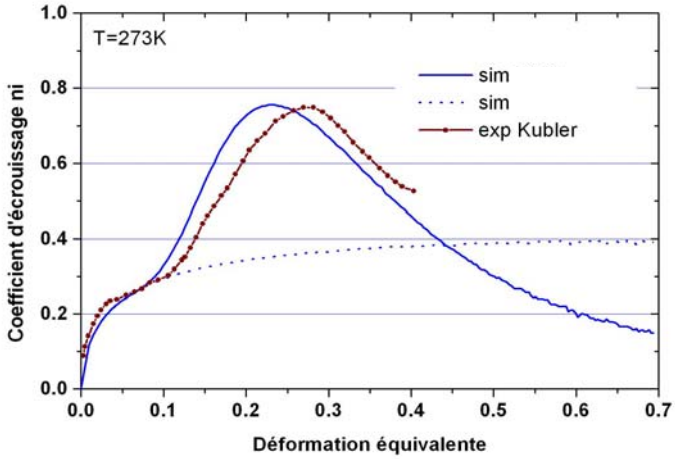


Figure III.21. Evolution de l'exposant d'écrouissage instantané à 273 K en traction uniaxiale. Comparaison entre expérience et simulations avec et sans transformation (304)

La grande différence (particulièrement visible sur n_i) entre les résultats à 273 K et à température ambiante, résulte en premier lieu de l'influence de la température sur la cinétique de transformation (figure III.22.). Cette forte sensibilité à la température montre l'importance qu'il y aurait à prendre en compte un échauffement, même faible, lors des essais.

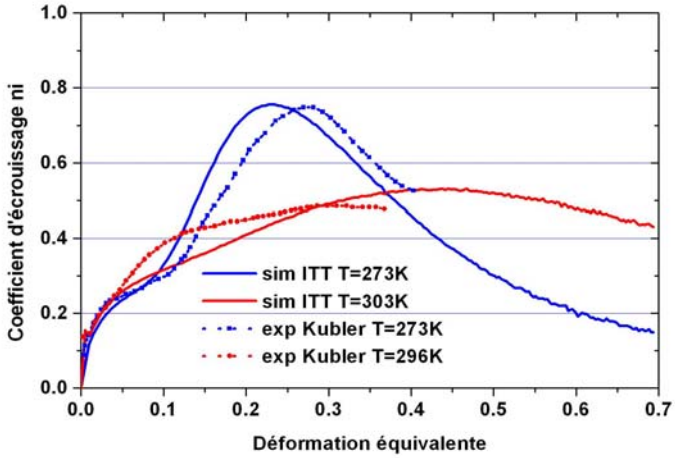


Figure III.22. Comparaison de l'évolution de n_i entre expériences [Kub04] et simulations à différentes températures en traction uniaxiale (304)

III.5.3. Comparaison avec des essais multiaxiaux

III.5.3.1. Application à un acier à effet TRIP de la littérature

Afin de valider la cinétique de transformation martensitique et le comportement du modèle sur différents modes de chargement, une comparaison est effectuée en traction équibiaxée (TEB), traction uniaxiale (TU) et cisaillement (CIS) entre expériences de la littérature de Furnémont [Fur03] et simulations numériques sur une nuance d'acier TRIP (0.29%C 1.42%Mn 1.41%Si avec 55% de ferrite, 28% de bainite et 17% d'austénite résiduelle) à température ambiante. Les paramètres d'écrouissage des phases austénitique et ferro-bainitique du modèle sont identifiés à partir des résultats expérimentaux des auteurs. Le seul recalage que nous avons effectué concerne le paramètre α (équation III.12.) qui est pris constant, égal à $\alpha(T = 298K) = 16$.

L'influence de l'état de contrainte sur la cinétique de transformation est représentée sur la figure III.23. où les courbes simulées en traction équibiaxée, traction uniaxiale et cisaillement sont confrontées à celles expérimentales. Les résultats du modèle sont en accord avec ceux expérimentaux de Furnémont [Fur03] ainsi qu'avec la plupart des résultats de la littérature, soit une transformation martensitique qui croît avec la triaxialité des contraintes. Cependant, le niveau de transformation martensitique simulé en grande transformation est inférieur à celui expérimental.

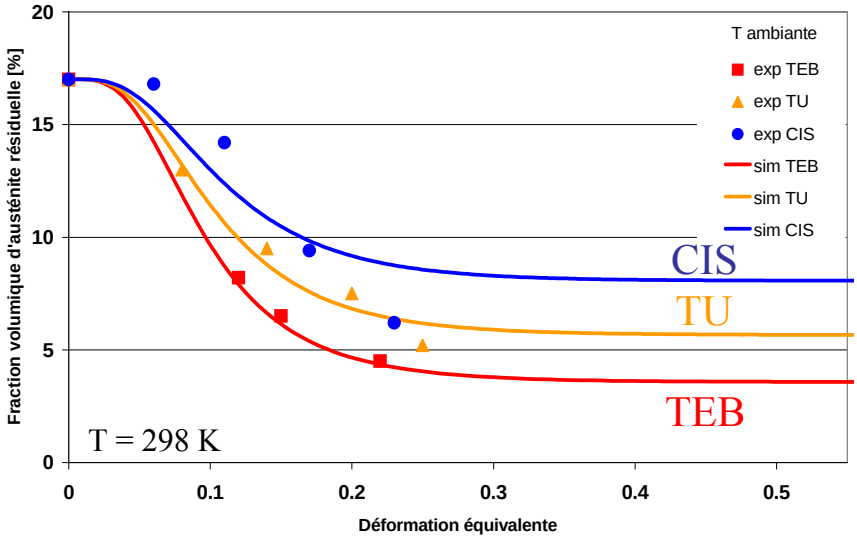


Figure III.23. Evolution de la quantité d'austénite résiduelle des simulations et expériences de Furnémont pour différents trajets de chargement à température ambiante

III.5.4. Comparaison avec des essais d'emboutissage

III.5.4.1. Essais d'emboutissage profond

III.5.4.1.1. Etude du rapport limite d'emboutissage

Une comparaison a été faite entre l'analyse par éléments finis et les essais expérimentaux d'emboutissage réalisés par Takuda et al. [TMMYW03] sur une tôle d'acier inoxydable austénitique de type 304 emboutie à la température ambiante (T = 298 K). Le rapport limite de formage trouvé par ces auteurs à 298 K est égal à 2.0. La géométrie est définie dans ses expériences par les valeurs suivantes : diamètre du poinçon D_p = 60 mm ; rayon de nez du poinçon 6 mm ; diamètre d'ouverture de la matrice 65 mm ; le rayon de nez de la matrice est de 6 mm. L'épaisseur initiale de la tôle est égale à 1 mm. Les simulations sont effectuées avec le modèle SPO avec la même géométrie. Les paramètres du matériau restent les mêmes que ceux présentés au paragraphe précédant III.5.2.

Les simulations prévoient que l'emboutissage complet peut être réalisé avec succès pour la valeur du diamètre initial du flan de $D_{initial}$ = 120 mm, correspondant à un rapport d'emboutissage égale à DR = 2.0. Il en est de même pour les simulations numériques effectuées avec un flan de diamètre 126 mm (DR = 2.1). Par contre, le procédé d'emboutissage échoue pour $D_{initial}$ = 132 mm (DR = 2.2), comme le montre la figure III.24., en raison d'un très fort étirement (striction) au niveau du rayon de poinçon. Cet étirement est dû à l'augmentation de la force du poinçon qui ne peut être équilibrée par l'écrouissage du fond du godet. Ainsi, la déformation à travers l'épaisseur ε_h (figure III.24.), la fraction volumique de martensite f^m (figure III.25.) et plus généralement toutes les variables cessent pratiquement d'évoluer dans la collerette une fois que la valeur H = 29.5 mm de course de poinçon est atteinte. En d'autres termes, l'avalement s'arrête et les déformations se concentrent alors dans la partie centrale de la tôle menant à la rupture au nez du poinçon. Toutes ces observations sont en accord avec les expériences de Takuda et al. [TMMYW03].

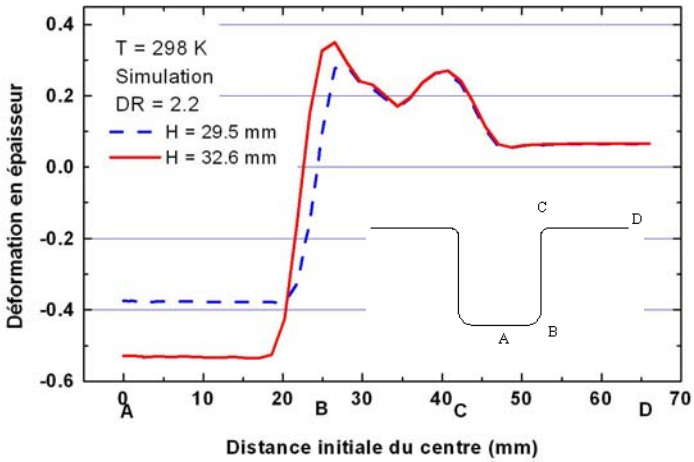


Figure III.24. Distributions radiales des déformations en épaisseur simulées (VUMAT 3D) pour une tôle emboutie à différents niveaux d'enfoncement à T = 298 K, pour un rapport d'emboutissage DR = 2.2

III.5.4.1.2. Analyse de la transformation martensitique

- **Acier inoxydable 304**

La figure III.25. montre une comparaison des simulations avec les résultats de fraction de martensite formée dans un essai d'emboutissage de godet obtenus par Sumitomo et al. [SASO76] sur un acier inoxydable austénitique. Comme dans les mesures faites pour DR = 2.1, un niveau élevé de martensite est observé dans le haut de la jupe (correspondant à une transformation intense lorsque le matériau s'écoule le long du rayon de matrice), et un pic plus petit se développe au bord du poinçon (figure III.25.). Indépendamment des différences possibles dans les caractéristiques des matériaux, le niveau plus bas de transformation martensitique obtenu expérimentalement par Sumitomo en haut de la jupe pourrait être attribué à l'augmentation de la température résultant de la génération de chaleur induite par la déformation ([Fer81], [TWL98]). Le couplage thermomécanique n'est pas pris en considération dans nos simulations.

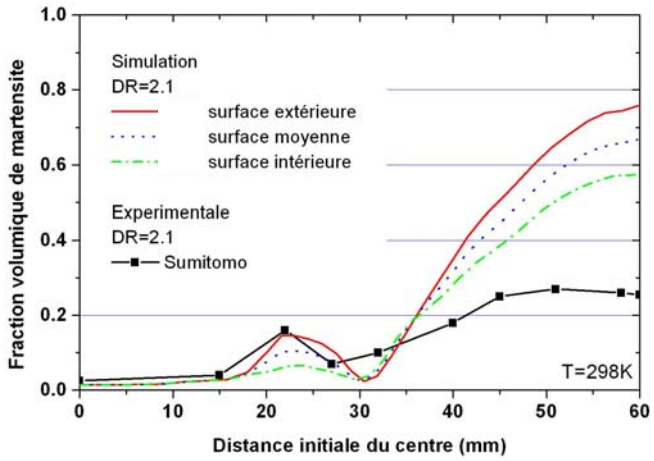


Figure III.25. Fractions volumiques de martensite simulées (VUMAT 3D) et expérimentales [SASO76] pour des tôles embouties à T = 298 K avec un rapport d'emboutissage DR = 2.1

- **Acier multiphasé TRIP800**

Afin de valider le modèle pour l'acier multiphasé TRIP800, une confrontation entre résultats expérimentaux de la littérature et simulations est nécessaire. Les essais d'emboutissage ainsi que les résultats sur la fraction volumique d'austénite résiduelle sont tirés d'une note interne du laboratoire d'études et de développement des produits plats (LEDEPP). D'après Hourman et al. [LED00], les godets ne présentent pas de cornes d'emboutissage sous serre-flan. Enfin, l'avalement directionnel constant nous informe sur le caractère isotrope de la tôle d'acier TRIP800. Les dosages de phases ont été réalisés par magnétométrie après essai dans le fond, la jupe et la collerette du godet embouti (figure III.26.) pour différentes profondeurs d'emboutissage (50mm, 70mm et 90mm). Une plus grande transformation martensitique est observée dans la jupe (2-3% d'austénite résiduelle sur les 16.5% initiale) puis dans la collerette (4-7%) et enfin dans le fond du godet (10-11%).

Les simulations d'emboutissage profond de godets cylindriques d'acier TRIP800 ont été réalisées avec la géométrie et les dimensions de celles utilisées expérimentalement (tableau III.5.). La force de serrage est la même que celle utilisée lors de l'expérience. Les coefficients de frottement entre le flan et l'outillage sont constants égaux à 0.1. La température est prise constante et isotherme lors de toutes les simulations (298K). Lors des simulations en contraintes planes, des éléments coques à intégration réduite de type S3R et S4R sont utilisés.

Godet cylindrique	Diamètre de la matrice :	204.4 mm
	Rayon d'entrée de la matrice :	8 mm
	Diamètre du poinçon :	200 mm
	Rayon d'entrée du poinçon :	8 mm
	Rapport d'emboutissage :	2
	Epaisseur du flan :	1.35 mm
	Effort de serre-flan :	500 kN
	Profondeurs d'embouti :	50 – 70 – 90 mm

Tableau III.5. Paramètres utilisés lors de l'essai d'emboutissage

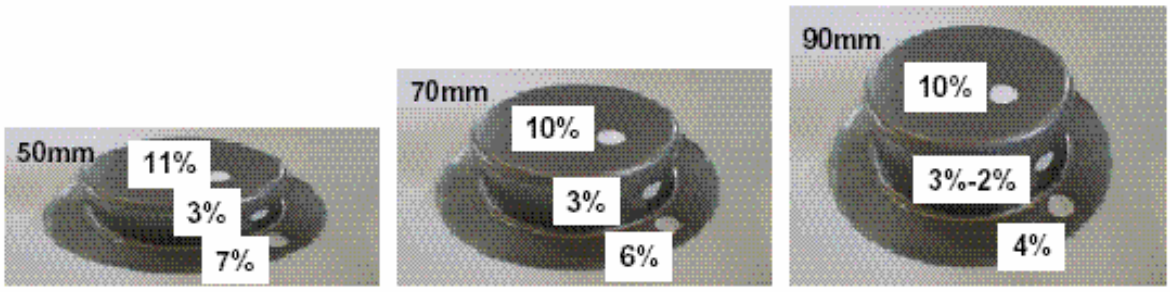


Figure III.26. Fraction volumique d'austénite résiduelle mesurées sur des pastilles de diamètre 20mm dans le fond, la jupe et la collerette du godet cylindrique [LED00]

Une comparaison du taux d'austénite résiduelle (fraction volumique de 16.5% au départ) entre simulations et expériences est alors effectuée à la figure III.27. pour différents enfoncements (53mm, 72mm et 91mm pour les simulations numériques). La transformation martensitique est représentée pour les surfaces extérieures inférieure (surface en contact avec le poinçon, nommée « INT » sur le graphique III.27.) et supérieure (nommée « EXT » sur le graphique III.27.). La différence des résultats entre les deux surfaces était prévisible au niveau des rayons poinçon et matrice. Une sous-estimation de la fraction volumique d'austénite résiduelle au fond du godet est à noter concernant les simulations par rapport aux résultats expérimentaux (l'échauffement non négligeable à ce niveau n'est pas pris en compte dans nos simulations). Une bonne concordance des résultats est à noté concernant la jupe et la collerette.

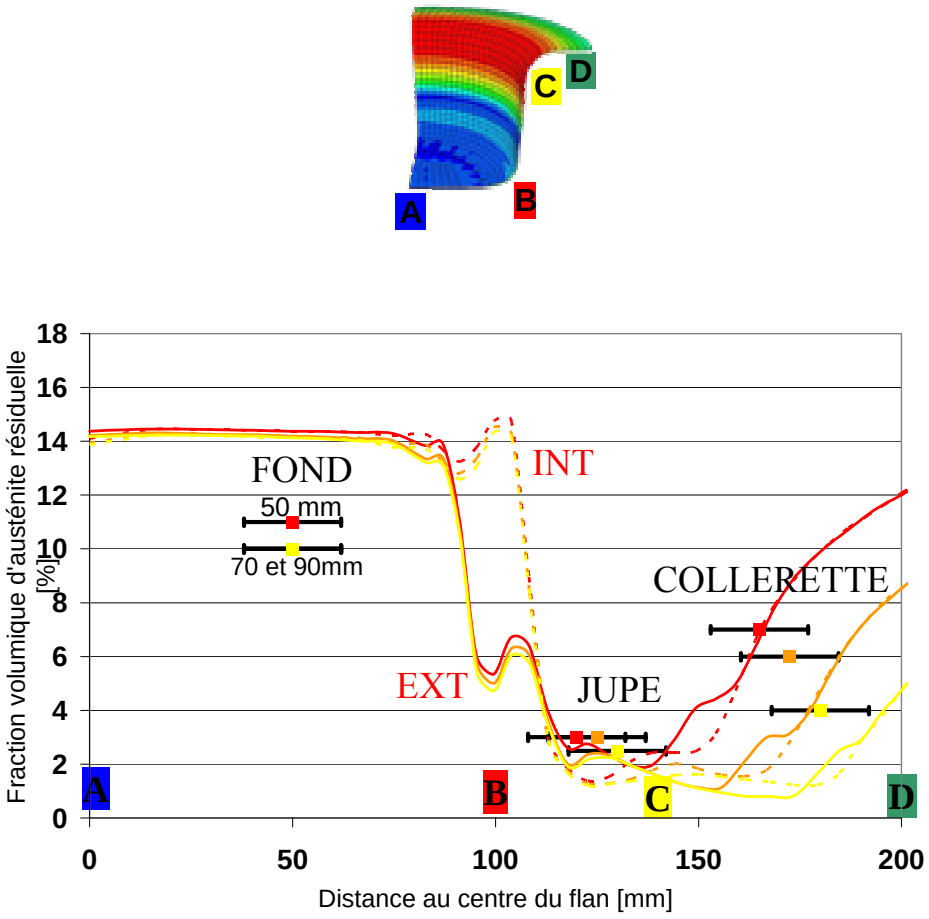
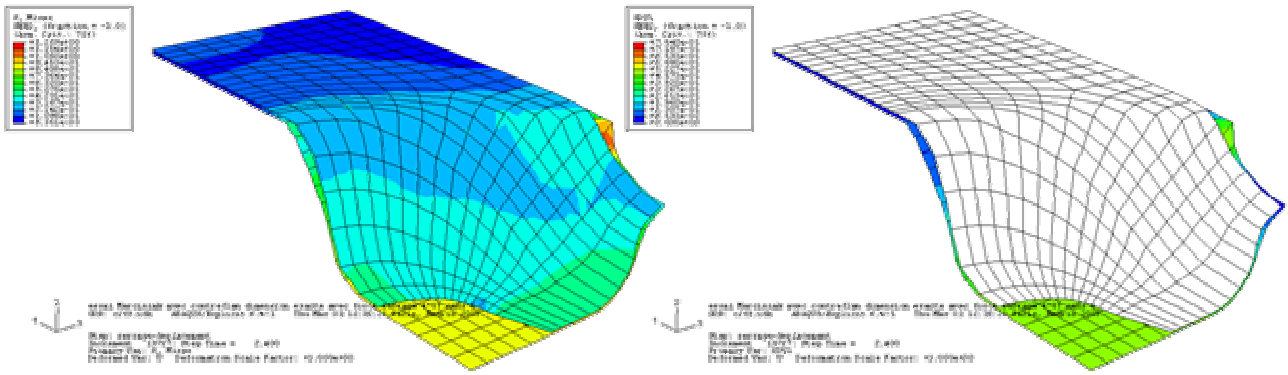


Figure III.27. Répartition de la fraction volumique d'austénite résiduelle le long du flan dans un godet cylindrique TRIP 800. Comparaison simulation et expérience pour trois profondeurs d'emboutissage (50mm, 70mm, 90mm)

III.5.4.2. Essais d'emboutissage de type Marciniak

Les essais expérimentaux d'emboutissage de type Marciniak effectués sur l'acier inoxydable austénitique 304 (voir chapitre II) ont permis de déterminer, à partir du logiciel de corrélation d'image Icasoft, la quantité de martensite formée ainsi que le couple de déformation $(\varepsilon_1, \varepsilon_2)$ associés à différents modes de déformation comme la traction équibiaxée, la traction plane ou encore la traction uniaxiale. Ce couple a permis de déterminer, en prenant l'hypothèse de l'incompressibilité plastique, la déformation en épaisseur ε_3.

Afin de valider le modèle pour cet acier, des simulations numériques de l'essai Marciniak ont été effectuées pour quantifier ces déformations. Un contre-flan percé en son centre a également été utilisé afin de simuler le plus fidèlement possible l'expérience. Le diamètre du trou central du contre-flan varie suivant la largeur du flan embouti. Le coefficient de frottement entre le flan et le contre flan est égale à 0.1. Celui entre le poinçon et le contre-flan vaut 0.05 correspondant au téflon mis en place dans l'expérience entre les deux pièces. Au niveau des conditions aux limites, le jonc situé au milieu de la surface du serre flan est modélisé par un anneau où un coefficient de frottement de 1 est appliqué sur la surface en contact avec le flan. Un coefficient de frottement de 0.1 est appliqué pour les deux autres surfaces intérieures et extérieures du serre flan permettant ainsi une déformation du flan. Le comportement de la tôle lors des essais expérimentaux est ainsi reproduit au mieux lors des simulations.



(a) ***(b)***

Figure III.28. Représentation du flan et contre flan d'une largeur de 100 mm. Répartition des contraintes équivalentes de Von Mises (a) et des déformations équivalentes (b)

Les figures III.28. (a) et (b) représentent respectivement la répartition des contraintes équivalentes de von Mises et de la déformation équivalente d'un flan et contre flan de 100 mm de largeur. La longueur du flan est de 200 mm. Toujours par raison de symétrie, uniquement un quart de la structure est représentée. La figure III.29. montre l'évolution, pour différents niveaux d'enfoncement, du contre-flan avec un élargissement de son trou central jusqu'à rupture caractérisée par un allongement important des éléments au bord. Cette observation est fidèle à l'expérience. Un critère de rupture développé par Ferron et al. ([BMSMF05], [MBMTSF06]) établi pour cet acier 304 n'a pas été intégré dans le sous-programme VUMAT (d'où l'allongement important des éléments observé pour le contreflan, figure III.29.).

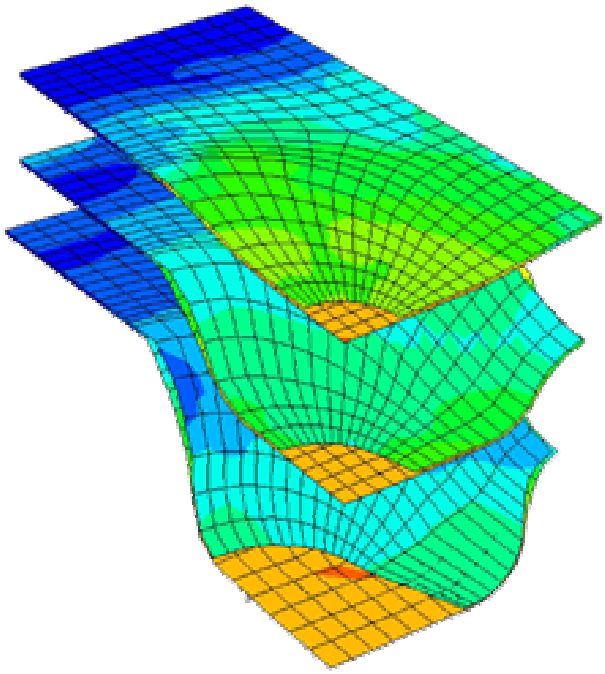


Figure III.29. Représentation du flan et contre flan percé d'une largeur de 100 mm. Evolution pour différents niveaux d'enfoncement du contre flan

Les déformations simulées sont confrontées aux résultats expérimentaux dans le tableau III.6. Les résultats des simulations sont donnés pour l'enfoncement à rupture obtenu expérimentalement pour chaque largeur de bande (58 mm de profondeur pour la TU, 45 mm pour la TP et 35 mm pour la TEB). Ces résultats sont en bon accord avec l'expérience. Il est toutefois à noter une différence pour le chargement en expansion équibiaxée (largeur de 200 mm) où les mesures expérimentales n'ont pas pu se faire au centre du flan (difficultés de corrélation rencontrées). Dans ce cas, les simulations donnent de meilleures indications en expansion équibiaxée où les déformations $(\varepsilon_1, \varepsilon_2)$ sont identiques.

	Mesures expérimentales				Simulations SPO			
Largeur du flan (mm)	ε_1	ε_2	ε_3	fm (%)	ε_1	ε_2	ε_3	fm (%)
60	-28.5	58.6	**-30.1**	5	-29.5	56.3	**-26.8**	29.3
100	-12.4	50.2	**-37.8**	6	-13.7	42.9	**-29.2**	31.4
200	23.7	34.4	**-58.1**	14	48	48	**-96**	33.8

Tableau III.6. Comparaison des déformations en épaisseur ε_3 entre simulations et expériences à température ambiante

Les simulations avec le modèle SPO donnent une quantité de martensite croissante avec la triaxialité des contraintes (tableau III.6.). Ainsi, cette tendance est fidèle aux mesures expérimentales malgré une transformation plus avancée. Les mesures expérimentales par diffraction des rayons X de la fraction volumique de martensite formée sont effectuées sur une surface brute sous estimant vraisemblablement la transformation. Cette quantité expérimentale plus faible de martensite peut également provenir d'un gradient métallurgique dans l'épaisseur ou encore des effets de surface libres retardant la transformation.

III.6. Conclusions

Le modèle développé par Iwamoto et Tsuta [IT00] pour modéliser le comportement plastique des tôles d'aciers austénitiques instables a été implémenté dans le code d'éléments finis Abaqus/Explicit à l'aide de deux sous-programmes utilisateurs, écrits respectivement pour des simulations en contraintes planes et en 3D.

Après avoir validé les calculs réalisés avec ces sous-programmes, une étude de sensibilité aux différents paramètres de la modélisation a été effectuée dans le cas d'essais d'emboutissage profond, dans le but d'analyser l'influence des différents éléments du modèle sur la formabilité de ces matériaux. Les conclusions principales sont les suivantes.

D'une façon générale, la faible capacité d'emboutissage profond des aciers austénitiques instables est le résultat d'un fort durcissement résultant de la transformation martensitique induite par la déformation dans la collerette et le long du rayon de matrice, qui a pour effet de produire une augmentation notable de la force du poinçon, elle-même entraînant un amincissement conséquent sous le poinçon. Cette quantité appréciable d'étirement équibiaxial sous le poinçon représente un facteur défavorable à l'obtention de godets profonds.

Les simulations numériques permettent en outre de « comprendre » le rôle des différents éléments intervenant dans la modélisation :

- l'effet Greenwood-Jonhson tend à abaisser la force du poinçon et le niveau d'étirement sous le poinçon ;
- l'expansion volumique associée à la transformation martensitique contribue à un amincissement additionnel sous le poinçon en raison d'effets d' « épaississement différentiel » le long du profil de la tôle (résultat obtenu avec des éléments solides, à confirmer avec des éléments de coque) ;
- l'influence de la triaxialité des contraintes sur la transformation a des conséquences notables sur la répartition radiale des déformations et de la fraction de martensite formée.

Sur ce dernier point, le modèle proposé par Iwamoto et Tsuta [IT00] ne semble pas traduire fidèlement la réalité en ce qui concerne les trajets de chargement où la triaxialité des contraintes est importante. Les expériences menées pour des trajets en expansion équibiaxée (chapitre II) ainsi que celles de la littérature ([LK00], [Fur03], [You88], …) montrent que la fraction de martensite croît avec la triaxialité des contraintes, en désaccord avec la cinétique de transformation de ce modèle. C'est pourquoi nous avons adopté une variante de ce modèle, conforme à la proposition antérieure de Stringfellow et al. [SPO92], où seule la force motrice de la transformation dépend de la triaxialité des contraintes.

Les comparaisons effectuées avec les résultats expérimentaux obtenus au chapitre II, ainsi qu'avec des résultats de la littérature, fournissent un recoupement correct concernant l'acier inoxydable 304. Une bonne concordance est ainsi obtenue en emboutissage profond entre les résultats des simulations et ceux expérimentaux donnés en référence [TMMYW03] et [SASO76], concernant l'importante quantité d'étirement observé sous le poinçon, la valeur du rapport limite d'emboutissage ainsi que l'allure de la distribution radiale de fraction d'austénite transformée à température ambiante. Les simulations de la fraction volumique d'austénite résiduelle et du comportement global des aciers multiphasés TRIP800 et de la littérature donnent également des résultats comparables à ceux expérimentaux concernant différents trajets de chargement monotones ainsi qu'en emboutissage profond.

Une limitation des simulations concerne certainement l'absence de prise en compte du couplage thermomécanique, qui joue un rôle d'autant plus important que la transformation est fortement sensible à la température, particulièrement lorsqu'on se rapproche de la température Md.

D'autres travaux restent également nécessaires afin d'obtenir une meilleure connaissance expérimentale de la fraction d'austénite transformée.

Chapitre IV

Simulations numériques – Modèle semi-physique

IV.1. Introduction

Dans ce chapitre, nous proposons une extension de la théorie de dislocation phénoménologique classique (Mecking et Kocks [MK81], Estrin et Mecking [EM84]) afin de développer un modèle élasto-viscoplastique pour les aciers à transformation de phase martensitique α'. Ce type de matériau présente une déformation inélastique additionnelle résultant de la transformation de phase martensitique elle-même ainsi que d'une accommodation plastique des phases mère (austénite) et fille (martensite) due aux contraintes internes générées par cette transformation de phase. Comme nous l'avons vu précédemment, cette déformation inélastique est exprimée par la déformation « TRIP » (Transformation Induced Plasticity) améliorant la ductilité ainsi que le niveau des contraintes venant directement des propriétés de la martensite.

Ce modèle macroscopique, défini à partir de considérations microscopiques, peut-être considéré comme une approche semi-phénoménologique de part son lien direct avec la microstructure du matériau et sa bonne capacité prédictive.

Nous aborderons dans ce travail deux parties. Dans la première partie, une implémentation du modèle est effectuée dans un programme fortran indépendant ainsi que dans le code d'éléments finis Abaqus/Explicit via un sous-programme utilisateur VUMAT. Une confrontation des résultats numériques et expérimentaux sur l'acier inoxydable entièrement austénitique 304 de la cinétique de transformation de phase martensitique ainsi que de l'état des contraintes à différentes températures et pour différents trajets de chargement validera alors le modèle. Dans la seconde partie, une généralisation du modèle aux aciers multiphasés est proposée et ainsi que son application à la mise en forme (simulation d'emboutissage profond). Une comparaison des résultats numériques et expérimentaux est effectuée pour l'acier TRIP800 pour des essais de traction et d'emboutissage pour un rapport d'emboutissage DR=2 ainsi que pour un acier à effet TRIP de la littérature pour des trajets multiaxiaux, [CSSK06].

IV.2. Modèle implémenté

IV.2.1. Modèle macroscopique

Ce modèle semi-phénoménologique tient compte de la microstructure du matériau à travers l'intersection des bandes de glissement et l'interaction entre les variantes de martensite. L'influence de la taille et de l'orientation des grains peut alors être observée ainsi que l'effet de la transformation sur l'écrouissage de l'austénite, de l'influence de la sensibilité à la vitesse de déformation et de la répartition des contraintes. Ici, la densité de dislocations joue le rôle de variable interne, représentant l'état microstructural du matériau (approche viscoplastique de Kocks [Koc76], Mecking and Kocks [MK81] et Estrin [Est96]).

La déformation plastique résulte de la compétition simultanée de plusieurs mécanismes dont leurs contributions dépendent des conditions expérimentales (température, vitesse de déformation, type d'essai) ainsi que de la microstructure (taille des grains, densité de dislocations, composition du matériau). Pour une température bien en dessous du point de fusion et dans le cas d'un régime quasi-statique, les aciers à structures CFC s'écrouissent par deux phénomènes de dislocations activées que sont le stockage des dislocations et la restauration dynamique.

Le stockage des dislocations est un procédé athermique traité de manière strictement statistique. Les dislocations mobiles sont stockées à partir des obstacles rencontrés tels que les joints de grains et les dislocations stockées statistiquement. D'après Kocks et al. [KM03], les modèles basés sur des approches statistiques prédisent en général des libres parcours moyen des dislocations dix à trente fois plus grand que la taille de la cellule. L'une des principales caractéristiques des aciers à effet TRIP est leur grande capacité d'écrouissage, laquelle résulte de la compétition de deux mécanismes. Le premier correspond à la dureté produite par la transformation martensitique et ses caractéristiques morphologiques et constitue une autre source de stockage des dislocations. Le second caractérise les obstacles créés par les différentes variantes ou domaines de martensite, lesquels peuvent jouer un rôle significatif dans la réduction du libre parcours moyen des dislocations.

Le recouvrement dynamique conduit à un adoucissement de la réponse plastique du matériau. Les travaux de Stockes et Cottrel sur l'adoucissement [SC54] puis ceux de Nes [Nes97] et enfin ceux de Kocks et Mecking [KM03] ont permis de décrire les mécanismes se produisant pendant le recouvrement. Ainsi, le recouvrement dynamique est un processus thermiquement activé résultant de l'annihilation locale des dislocations où les grains et les joints de grain sont autant de barrières au mouvement des dislocations. Les effets de taille viennent de la présence des joints de grain lesquels

réduisent le libre parcours moyen des dislocations en agissant en tant que barrière sur les dislocations mobiles.

IV.2.2. Forme générale du modèle élasto-viscoplastique

L'étude de la microstructure du matériau et de ses mécanismes physiques a permis de mieux comprendre son comportement macroscopique et d'ainsi proposer une modélisation de la déformation plastique plus pertinente. Estrin [Est98] utilise la densité de dislocations afin de caractériser l'écrouissage de l'austénite. Dans ses travaux, les composantes du tenseur taux de déformation $\dot{\varepsilon}_{ij}$ se décomposent en composantes élastiques $\dot{\varepsilon}^e_{ij}$ obéissant à la loi de Hooke et composantes plastiques $\dot{\varepsilon}^p_{ij}$:

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{\varepsilon}^e_{ij} + \dot{\varepsilon}^p_{ij} \qquad \textbf{(IV. 1)}$$

avec $\dot{\varepsilon}^e_{ij} = C_{ijkl}\,\dot{\sigma}_{kl}$ **(IV. 2)** où $C_{ijkl} = \frac{1+\upsilon}{E}(\delta_{ik}\delta_{jl} - \frac{\upsilon}{1+\upsilon}\delta_{ij}\delta_{kl})$ **(IV. 3)** et $\dot{\sigma}_{kl}$ est le tenseur du taux de contrainte.

La loi d'écoulement de Prandtl-Reuss dans les phases indicées g (austénitique, martensitique, ferritique ou bainite pour les aciers multiphasés) reliant le taux de déformation plastique équivalent $\overline{\dot{\varepsilon}^{vpg}}$ et la contrainte déviatorique est donnée par l'expression du tenseur du taux de déformation viscoplastique :

$$\dot{\varepsilon}^{vpg}_{ij} = \frac{3}{2}\frac{\overline{\dot{\varepsilon}^{vpg}}}{\overline{\sigma^g}} s^g_{ij} \qquad \textbf{(IV. 4)}$$ où $s_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{\sigma_{ii}}{3}\delta_{ij}$ sont les composantes du tenseur symétrique des contraintes déviatoriques. δ_{ij} est le symbole de Kronecker où $\delta_{ij} = \begin{cases} 1 \text{ si } i = j \\ 0 \text{ sinon} \end{cases}$.

Le taux de déformation plastique équivalente $\overline{\dot{\varepsilon}^{vpg}}$ et la contrainte équivalente $\overline{\sigma^g}$ sont exprimés au sens de Von Mises pour un matériau supposé isotrope respectivement par les expressions suivantes : $\overline{\dot{\varepsilon}^{vpg}} = \sqrt{\frac{2}{3}\dot{\varepsilon}^{vpg}_{ij}\,\dot{\varepsilon}^{vpg}_{ij}}$ **(IV. 5)** et $\overline{\sigma^g} = \sqrt{\frac{3}{2}s^g_{ij}s^g_{ij}}$ **(IV. 6)**.

IV.2.3. Spécificité du modèle

Le taux de déformation viscoplastique équivalent $\overline{\dot{\varepsilon}^{vpg}}$ et la contrainte équivalente $\overline{\sigma^g}$ sont ainsi reliés par une équation scalaire [Koc76]. Cette loi puissance viscoplastique représente l'écoulement plastique thermiquement activé par les dislocations de glissement :

$\overline{\dot{\varepsilon}^{vpg}} = \dot{\varepsilon}_0^{\,g} \left(\frac{\overline{\sigma^g}}{\sigma_c^{\,g}} \right)^{m^g}$ **(IV. 7)** où $\dot{\varepsilon}_0^{\,g}$ représente la vitesse de déformation de référence (paramètre matériel constant) et $\frac{1}{m^g}$ est le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation. D'après les travaux expérimentaux de Cheng et al. [CM05], ce coefficient m^g est inversement proportionnel à la température T et dépend du type et de la densité des obstacles aux dislocations de glissement : $m^g = \frac{\sigma_f . \Lambda . \xi . b}{k_b . T}$. k_b, T, b, ξ, Λ et σ_f sont respectivement la constante de Boltzmann, la température, la norme du vecteur de Burger, la distance parcourue par une dislocation pendant un événement activé, l'espacement d'obstacle et la contrainte d'écoulement à 0 K. L'équation (IV.7) est une approximation de l'expression classique des mécanismes thermiquement activés. A 0 K, l'écoulement plastique se produit si la contrainte appliquée sur une ligne de dislocation est plus grande que la somme des contraintes induites par frottement σ_0, par le stockage des dislocations σ_{dis} et par les joints de grains σ_{gb}. A cette température, Wei et al. [WCRM04] donnent l'expression de la contrainte d'écoulement : $\sigma_f = \sigma_0 + \sigma_{dis} + \sigma_{gb}$ où $\sigma_{dis} = M \alpha \mu b \sqrt{\rho}$ et $\sigma_{gb} = \frac{\beta}{\sqrt{d}}$. α, μ, M et ρ correspondent respectivement à une constante numérique, le module de cisaillement, le facteur de Taylor et la densité de dislocations. Dans ce cas, il n'y a pas de distinctions faites entre les dislocations stockées statistiquement et géométriquement. En général, σ_0 est négligeable par rapport aux contraintes induites par le stockage des dislocations. Cette dépendance de l'écoulement des contraintes à 0 K avec la densité de dislocation a été introduite par Taylor [Tay34]. Un effet de taille est implicitement pris en compte à travers la présence des joints de grain agissant comme obstacle [WCRM04]. De plus, le modèle de Li [Li63] montre que la présence d'empilement de dislocations n'est pas nécessaire à générer une dépendance de l'écoulement des contraintes avec l'inverse de la taille des grains.

Pour une taille de grain donnée, la réponse du matériau est déterminée par l'évolution de la densité de dislocations laquelle est contrôlée par deux phénomènes : le stockage athermique des dislocations et l'annihilation des dislocations par le processus de recouvrement dynamique. Bien que les modèles tiennent compte du stockage athermique des dislocations de différentes natures, un accord a été trouvé

au cours de ces années sur la forme de la fonction décrivant le stockage des dislocations ([KM03], [Nes97]). Dans ce travail, nous considèrerons une approche statistique donnée par Kocks et Mecking.

IV.2.3.1. Modélisation de l'écrouissage

Comme nous l'avons vu précédemment, σ_c reflète l'état microstructural du matériau et évolue avec la déformation plastique associée à la densité de dislocation :

$$\sigma_c = M\alpha\mu b\sqrt{\rho} \qquad \textbf{(IV. 8)}$$

où ρ est la densité de dislocation reflétant la microstructure à l'échelle macroscopique, M est le coefficient de Taylor moyen qui traduit l'interaction entre grain et qui tient compte de la texture initiale du polycristal, α est le paramètre matériau constant lié aux dislocations, μ est le module de cisaillement et b est le vecteur de Burger des dislocations.

L'évolution de la densité de dislocation est exprimée sous la forme : $\frac{d\rho}{Md\overline{\overline{\varepsilon}}^{vpg}} = \frac{1}{\lambda b} - k\rho$ **(IV. 9)**

Ainsi, la forme de l'équation d'évolution de la densité de dislocations permet d'inclure dans le modèle des caractéristiques métallurgiques ainsi que des informations sur la microstructure du matériau. La loi d'évolution de la densité de dislocations au cours du processus de déformation plastique prend en compte le stockage ainsi que l'annihilation des dislocations.

Le terme athermique de stockage ou de production des dislocations $\frac{1}{\lambda b}$ favorise les dislocations et tient compte des différents obstacles au mouvement des dislocations. Afin d'inclure la restauration dynamique dans l'écrouissage, un procédé d'annihilation des dislocations stockées est considéré. Le terme $k\rho$ représente le procédé d'activation thermique de restauration dynamique pendant la déformation (deux phénomènes sont cachés dans le recouvrement : l'annihilation et l'aptitude de franchissement d'obstacle).

Notons qu'à haute température le terme $k\rho$ est important, ce qui entraîne un adoucissement du matériau ($\frac{d\rho}{d\overline{\overline{\varepsilon}}^{p}}$ faible car peu de dislocations [Koc76]).

Il est à noter que la phase martensitique doit hériter d'un certain écrouissage résultant de l'histoire de l'écoulement plastique de la phase mère. Ceci constitue une source substantielle d'écrouissage de la phase martensitique, laquelle peut être traitée ici en calculant σ_{dis} dans la martensite en prenant en considération la densité de dislocations mise à jour résultant de l'écoulement plastique dans la phase

mère. Le recouvrement dynamique conduit à un adoucissement de la réponse plastique des cristaux résultant de l'annihilation des dislocations stockées. Le terme $k\rho$ est ainsi traité comme un mécanisme thermiquement activé exprimé de façon empirique par Estrin et al. [EM84] puis Estrin [Est98] où la quantité k dépend de deux facteurs nécessaires pour le franchissement d'obstacles que sont la température et la vitesse de déformation plastique équivalente : $k = k_0 \left(\frac{\dot{\varepsilon}^{vpg}}{\dot{\varepsilon}_0^*} \right)^{-\frac{1}{n^g}}$ **(IV. 10)**

où le coefficient n est inversement proportionnel à la température T et est lié à l'énergie de faute d'empilement. Notons que k_0 et $\dot{\varepsilon}_0^*$ sont des termes constants où ce dernier représente le taux de déformation normalisé et ρ correspond à la densité de dislocations annihilée.

De plus, λ est défini comme le libre parcours moyen des dislocations dans le plan de glissement. $\frac{1}{\lambda} = \sum_i \frac{1}{\lambda_i}$ est une sommation harmonique qui traduit tous les obstacles qui vont servir à stocker les dislocations (taille des grains, …) où λ_i sont les contributions de tous les obstacles sur le parcours de dislocation (espacement moyen entre les différents obstacles). Soit, $\frac{1}{\lambda} = \frac{1}{d} + k_1\sqrt{\rho}$ **(IV. 11)** où d est le libre parcours moyen initial (taille de grain). $\frac{1}{d}$ est le premier obstacle à l'état initial : le grain (ou joint de grain) et $k_1\sqrt{\rho}$ est le terme géométrique correspondant aux dislocations de la forêt (deuxième obstacle : les forêts de dislocations elles-mêmes, avec le facteur de proportionnalité k_1 est constant).

Les variantes de martensite ainsi formées vont créer des obstacles additionnels contre le mouvement des dislocations, lesquels constituent une source de stockage de dislocation dans la phase mère. Ce phénomène est pris en compte dans la réduction du libre parcours moyen des dislocations en introduisant un espacement moyen $\bar{\lambda}$ entre les sites martensitiques. Ainsi dans la phase austénitique uniquement, l'équation (IV.11) est étendue à :

$$\frac{1}{\lambda} = \frac{1}{d} + k_1\sqrt{\rho} + \frac{1}{\bar{\lambda}} \qquad \textbf{(IV. 12)}$$

Le terme $\frac{1}{=}{\lambda}$ représente l'effet de la transformation correspondant au troisième obstacle. $\bar{\lambda}$ est l'espacement moyen entre les variantes de martensite : $\bar{\lambda} = 2\bar{c}.\frac{1-f}{f}$ **(IV. 13)** (d'après la théorie de Fullman 1956, ce terme donne d'autres informations sur la microstructure liée à la transformation de phase). f est la fraction volumique de martensite ; $\bar{c}$ est l'épaisseur moyenne des variantes de martensite et dépend de la composition chimique et de la température. $\bar{c}$ est constante pour les bornes de température suivantes $M_s^{\sigma} < T < M_d$. Dans la suite, l'équation (IV.13) s'écrira $\frac{1}{=}{\lambda} = \frac{1}{2\bar{c}}.\frac{f}{1-f}$.

IV.2.3.2. Cinétique de la transformation martensitique

IV.2.3.2.1. Description cristallographique

Avant d'aborder la notion de force thermodynamique impliquée dans la transformation martensitique, il convient d'en rappeler l'origine par l'intermédiaire d'une description cristallographique de cette transformation. Cherkaoui et al. ([CBS98], [CBL00], [CSSK06]) présentent une extension des travaux pionniers d'Eshelby [Esh57] sur la force thermodynamique agissant sur un point de la frontière mobile entre les phases mère et fille :

$$F = -\frac{1}{2}\left(\sigma^{+} + \sigma^{-}\right) : \left[\varepsilon^{tp}\right]\left[\varphi\right] \qquad \textbf{(IV. 14)}$$

où $\left[\varphi\right]$ est l'énergie chimique et où $\left[\varepsilon^{tp}\right]$ représente le saut de déformation inélastique lequel peut être approximé à chaque point de l'interface mobile par $\left[\varepsilon^{tp}(r)\right] = \varepsilon^{p_+} - \left(\varepsilon^{p_-} + \varepsilon^{tr_I}\right) \approx -\varepsilon^{tr_I}$ (avec $\varepsilon^{p_{+,-}}$ les déformations plastiques hétérogènes et r est la position du vecteur d'un point matériel donné). σ^{+} et σ^{-} correspondent aux valeurs limites du champ de contrainte local pour chaque coté de l'interface mobile.

Afin d'aller à un stade plus avancé de la transition d'échelle, une relation alternative de l'équation (IV.14) est obtenue en introduisant le concept d'une croissance ellipsoïdale. Ceci est en corrélation avec la microstructure développée pendant la transformation martensitique correspondant à la formation de micro domaines ayant une morphologie typique de plat ou de latte. En outre, la transformation martensitique progresse par nucléation et croissance instantanée de nouveaux

domaines. Ceci est lié à la vitesse élevée de l'interface entre les phases mère et fille, menant par conséquent à l'expression suivante pour le saut local de la déformation inélastique :

$$\left[\varepsilon^{tp}\right]^I = \varepsilon^{p_+} - \left(\varepsilon^{p_-} + \varepsilon^{tr_I}\right) = -\varepsilon^{tr_I} \qquad \textbf{(IV. 15)}$$

La croissance instantanée de domaine martensitique permet la continuité de la déformation plastique au-delà de sa frontière. A partir d'une étude sur les frontières mobiles, les auteurs aboutissent à l'expression $\dot{\overline{\varepsilon^{tp}}} = (1-f)\dot{\overline{\varepsilon^{p_\gamma}}} + \sum_I f^I \dot{\overline{\varepsilon^{M_I}}} + \sum_I \varepsilon^{tr_I} \dot{f}^I$ ([CBS98], [CBL00], [CSSK06]) où le premier terme décrit l'écoulement plastique moyen dans l'austénite résiduelle, le second terme correspond à l'écoulement plastique dans la phase martensitique préexistante et où le dernier terme exprime la formation de nouvelles variantes martensitiques. $\dot{\overline{\varepsilon^{p_\gamma}}}$ est le taux de déformation plastique moyen dans l'austénite, $\dot{\overline{\varepsilon^{M_I}}}$ est la moyenne d'une variante martensitique et f^I est la fraction volumique de la variante martensitique I. Les auteurs obtiennent ainsi, en prenant l'hypothèse d'une croissance instantanée, l'expression de la force motrice thermodynamique :

$$F^I = \sigma^\gamma : \varepsilon^{tr_I} - B(T - T_0) - \frac{1}{2}\varepsilon^{tr_I} : L : (I - S^I) : \varepsilon^{tr_I} \qquad \textbf{(IV. 16)}$$

avec σ^γ la contrainte moyenne dans la phase austénitique, $B(T-T_0)$ est une approximation linéaire du saut de l'énergie chimique $\left[\varphi\right]$. B est une constante du matériau et T_0 est la température à l'équilibre. L est le tenseur des complaisances élastiques, I est le tenseur identité et S^I est le tenseur d'Eshelby de la variante I dépendant de l'allongement et de l'orientation du micro domaine martensitique. Le terme $-\frac{1}{2}\varepsilon^{tr_I} : L : (I - S^I) : \varepsilon^{tr_I}$ représente la contribution auto-induite par la variante en formation sur la force themodynamique qui lui est associée. Il dépend essentiellement de la morphologie de la croissance du micro domaine.

IV.2.3.2.2. Surface de transformation

La triaxialité des contraintes Σ influe sur le comportement et la cinétique de transformation martensitique ([PC53], [Mur81], [HSSS82]). $\Sigma = \frac{p}{\sigma_{eq}}$ où $p = \frac{\sigma_{kk}}{3}$ est la pression hydrostatique et $\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} s : s}$ la contrainte équivalente au sens de Von Mises exprimées par le déviateur des contraintes s. Récemment, Furnémont [Fur03] a également mis en évidence l'influence de l'état des

contraintes pour les aciers TRIP multiphasés. De plus, la triaxialité introduite par Stringfellow et al. [SPO92] pour décrire l'état des contraintes reste insuffisante. Une meilleure connaissance de la dépendance de l'état des contraintes de la transformation de l'austénite est nécessaire dans les procédés de mise en forme dans lesquels de nombreux états de contraintes sont sollicités pour une même pièce. C'est pourquoi dans cette approche, la dépendance de l'état des contraintes du taux de transformation résulte d'une activation mécanique à travers la force motrice mécanique $\sigma^{\gamma} : \varepsilon^{tr_I}$.

L'échelle microscopique est utilisée pour décrire la déformation de transformation ε^{tr} accompagnant la transformation de phase. Ainsi, la déformation de transformation ε^{tr_I} dépend des orientations cristallographiques possibles des variantes de martensites I. Une description cristallographique appropriée de la déformation de transformation ε^{tr_I} associée à la variante martensitique I peut ainsi capter l'effet de la triaxialité des contraintes. Cependant, afin d'être sensible à cet effet à l'intérieur d'une description macroscopique, la définition d'une déformation de transformation moyenne $\overline{\varepsilon^{Tr}}$ peut être effectuée en intégrant d'autres termes pour mesurer l'état des contraintes. Ainsi, il est possible d'adopter une description macroscopique introduisant la variable $\overline{\varepsilon^{Tr}}\left(\Sigma, T\right)$ comme dans les travaux réalisés par Cherkaoui et al. [CSSK06] où une description des mécanismes de la transformation martensitique est également effectuée à différentes échelles. De plus, la contrainte σ^{γ} contient les effets de la déformation plastique des différentes phases, ainsi que les déformations de transformation subies par les variantes martensitiques préexistantes. Dépendant des contraintes appliquées et des contraintes internes, σ^{γ} joue le rôle de sélection des variantes.

Cette contribution de la force motrice $\sigma^{\gamma} : \overline{\varepsilon^{Tr}}$ ($\overline{\varepsilon^{Tr}}$ déformation de transformation moyenne) peut-être considérée comme une fonction ou surface de transformation convexe dans le sens de l'écoulement plastique. Par conséquent, une combinaison d'invariants des contraintes peut être adoptée pour capter l'effet de l'état des contraintes. En effet, une fonction de transformation de type J_2 seule est incapable de capter cet état de contraintes, c'est pourquoi on fait appel au premier invariant I_1 pour décrire le changement de volume accompagnant la transformation martensitique ainsi qu'au troisième invariant. La surface de transformation est alors décrite par une fonction impliquant les trois invariants du tenseur des contraintes :

$$\sigma^{\gamma} : \overline{\varepsilon^{Tr}} = \tilde{F} = R\sqrt{3J_2}\left[1 + k'\frac{J_3}{J_2^{3/2}}\right] + \frac{1}{3}\frac{\Delta V}{V}I_1 \qquad \textbf{(IV. 17)}$$

où $J_2 = \frac{1}{2}s_{ij}^A s_{ij}^A$, $J_3 = \frac{1}{3}s_{il}^A s_{lj}^A s_{ji}^A$ et $I_1 = \sigma_{11}^A + \sigma_{22}^A + \sigma_{33}^A$. $\frac{\Delta V}{V}$ représente la dilatation volumique pendant la transformation martensitique. Le paramètre matériau R correspond à la déformation de

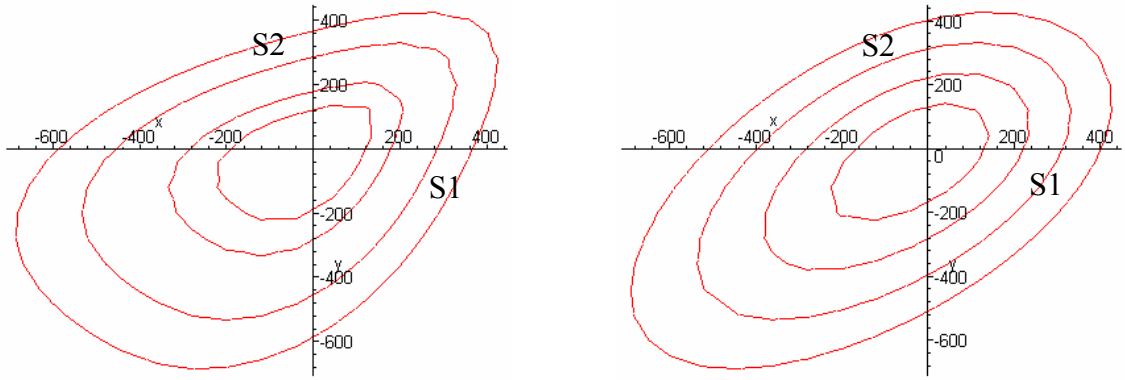
transformation maximale obtenue pendant un chargement. Le paramètre k décrit la sensibilité de la transformation à l'état des contraintes. Cette fonction de transformation a été exprimée sous une forme généralisée par Qidwai et al. (2000) :

$\Phi = \eta\sqrt{3J_2}\left[1+\nu\frac{J_3}{\left(3J_2\right)^{3/2}}\right]^{\varsigma}+\omega I_1$ où η, ν, ω et ς sont des constantes. η et ν donnent la dissymétrie traction-compression et ω exprime la sensibilité à la variation de volume.

A partir de la définition (IV.17) de la surface de transformation, la déformation de transformation macroscopique est exprimée par :

$$\overline{\varepsilon_{ij}^{Tr}} = \frac{3}{2}\frac{1}{\sqrt{3J_2}}\left(\left(1-k'\frac{J_3}{2J_2^{3/2}}\right)s_{ij}^{A}+\frac{k'}{J_2^{1/2}}s_{il}^{A}s_{lj}^{A}\right)+\frac{1}{3}\frac{\Delta V}{V}\delta_{ij} \qquad \textbf{(IV. 18)}$$

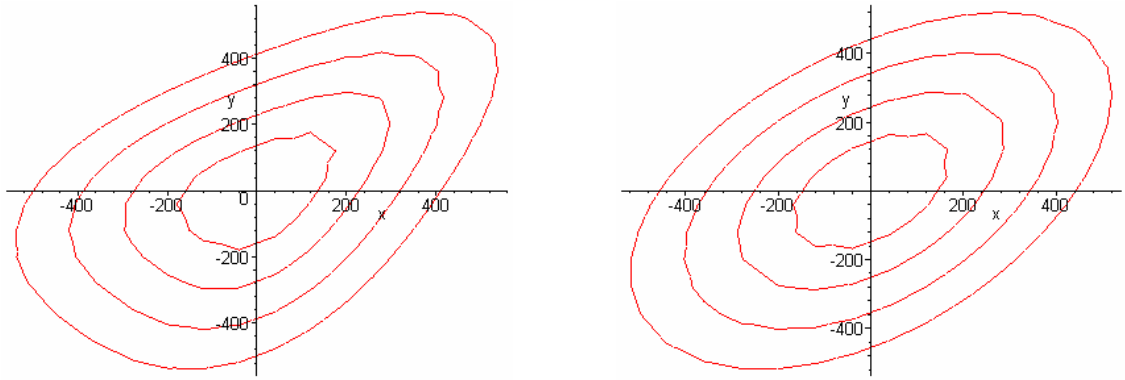
La convexité de la surface de transformation est représentée sur les figures IV.1. et IV.2. avec R=0.1 et $\frac{\Delta V}{V}$=0.04 ou $\frac{\Delta V}{V}$=0 (prise en compte ou non de la dilatation volumique) et pour différentes valeurs de la force critique. La valeur de k' pour la figure IV.1. (b) est de 0.25 tandis que cette valeur est inférieure pour la figure IV.1. (a). Ces courbes de transformation ont été tracées à l'aide du logiciel *Maple* pour une température constante dans le repère des contraintes (σ_1, σ_2). La surface de transformation étant le lieu géométrique des contraintes (σ_1, σ_2, σ_3) où le critère de transformation $F^f = F_f^c$ est vérifié. F^f étant la force thermodynamique et F_f^c la valeur critique à atteindre pour que la transformation débute. Suivant la valeur prise par les coefficients de la fonction de transformation, nous observons dans le plan (σ_1, σ_2) une dissymétrie plus ou moins marquée de la surface de transformation. La martensite ne se forme pas à la même contrainte équivalente en traction et en compression. De plus, la dilatation volumique a également une influence sur la surface de transformation. D'après l'expression (IV.17), le premier invariant I_1 a pour effet de décaler les surfaces sur la bissectrice du repère des contraintes (σ_1, σ_2). Enfin, on remarque bien que le paramètre k' conditionne la sensibilité à la triaxialité des contraintes que l'on veut prendre en compte dans le modèle.



(a) ***(b)***

cas où k'<0.25 ***cas où k'=0.25***

Figure IV.1. Convexité de la surface de début de transformation décrivant la déformation de transformation pour différentes valeurs de forces critiques. Cas où $\Delta V / V$ ***=4%***



(a) ***(b)***

cas où k'<0.25 ***cas où k'=0.25***

Figure IV.2. Convexité de la surface de début de transformation décrivant la déformation de transformation pour différentes valeurs de forces critiques. Cas où $\Delta V / V$ ***=0%***

Une étude de la force motrice montre que celle-ci est petite dans le cas de la traction uniaxiale par rapport à l'expansion équibiaxée avec un pic atteint en déformation plane, justifiant ainsi le fait que la transformation martensitique est plus faible en traction uniaxiale qu'en expansion équibiaxée.

La phase austénitique se transforme en phase martensitique lorsqu'un chargement thermomécanique est appliqué au matériau en partant de l'hypothèse que les germes de martensite se forment aux intersections des bandes de cisaillement (Olson et Cohen [OC75]). D'un point de vue

énergétique, ces germes ne font leur apparition que lorsqu'une force thermodynamique F^f atteint une valeur critique F_f^c.

IV.2.3.2.3. Forces thermodynamique et critique

La force motrice thermodynamique est exprimée ici sous une forme simplifiée afin d'analyser macroscopiquement le comportement d'un matériau multiphasé. Ainsi, à partir des équations (IV.14), (IV.15) et la force thermodynamique (IV.16) tirées de la description cristallographique, on déduit le critère énergétique macroscopique suivant :

$$F^f = \sigma^\gamma : \overline{\varepsilon^{Tr}} - B(T - T_0) - K \qquad \textbf{(IV. 19)}$$

où k est une constante du matériau décrivant la contribution des contraintes internes.

$\sigma^\gamma : \overline{\varepsilon^{Tr}}$ est le terme mécanique qui contient la triaxialité des contraintes appliquées où σ^γ est la contrainte dans la phase austénitique et $\overline{\varepsilon^{Tr}}$ représente la déformation de transformation.

$B(T - T_0)$ est le terme correspondant à la différence d'énergie chimique entre les deux phases dépendant de la température T avec T_0 la température d'équilibre du mélange austéno-martensitique (B et T_0 sont des paramètres matériau).

En prenant en compte l'expression (IV.17) de la force motrice mécanique, la force motrice thermodynamique (IV.19) peut aussi s'écrire :

$$F^f = R\sqrt{3J_2}\left[1 + k'\frac{J_3}{J_2^{3/2}}\right] + \frac{1}{3}\frac{\Delta V}{V}I_1 - B(T - T_0) - K \qquad \textbf{(IV. 20)}$$

Dans les deux représentations cristallographique (équation IV.16) et macroscopique (équation IV.19), les forces motrices obtenues dépendent de l'état des contraintes et de la température dans l'austénite : une augmentation de la contrainte et une diminution de la température augmentent la force motrice. Cependant, la description cristallographique est plus riche du fait qu'elle tient compte, dans l'expression de la force motrice, de la morphologie des domaines en formation et de leur orientation par rapport au réseau cristallin de l'austénite. De plus, ces paramètres sont identifiables expérimentalement (orientation cristallographique des variantes de martensite). Néanmoins, l'effet d'orientation de la déformation de transformation par la contrainte interne peut être conservé dans la représentation macroscopique en déterminant une dépendance en contrainte de la déformation de transformation moyenne $\overline{\varepsilon^{Tr}}$.

La force critique à atteindre F_f^c est définie comme la somme de la résistance du réseau cristallin F_c^0, de l'interaction entre les variantes de martensite décrite d'une manière phénoménologique par F_c^{cf} et de l'effet de la plasticité sur la transformation F^{cp} :

$$F_f^c = F_c^0 + F_c^{cf} + F^{cp} \qquad \textbf{IV. 21)}$$

La force critique initiale F_c^0 représente physiquement la force critique à atteindre pour la formation de la première variante martensitique par refroidissement sans contraintes appliquées. La transformation doit débuter à T=M_s tel que $F^f = F_f^c$. Par conséquence, F_c^0 est déduites des équations (IV.16) et (IV.21) (sous l'hypothèse qu'il n'existe pas de martensite et que l'austénite n'a pas subi d'écoulement plastique) :

$$F_c^0 = B(T_0 - M_s) - K \qquad \textbf{(IV. 22)}$$

Des observations expérimentales ont montré qu'au dessus de la température M_s^σ, l'écoulement plastique précède la transformation et une contribution additionnelle pour la transformation provient de la production de nouveaux sites de nucléation par déformation plastique. Dans ce régime de température où la contrainte critique de transformation décroît significativement, le changement de phase est défini comme une transformation induite par déformation plastique. Cette contribution est décrite ici par la force critique F^{cp}, laquelle peut être considérée comme une certaine source d'adoucissement réduisant l'obstacle thermodynamique (ou force critique) pour induire la transformation de phase. Afin de développer une expression de la force critique F^{cp}, nous adoptons ici l'idée originale d'Olson et Cohen [OC75] selon laquelle les intersections des bandes de cisaillement sont des sites préférentiels à la transformation martensitique. Cependant la différence vient du fait qu'ici la loi cinétique possède un lien avec les forces thermodynamique et critique. En accord avec ces mécanismes, F^{cp} est exprimée à partir de la déformation plastique équivalente dans l'austénite $\overline{\varepsilon^{vp\gamma}}$:

$$F^{cp} = -\delta_{sb} C \left(1 - \exp\left(-\frac{\overline{\varepsilon^{vp\gamma}}}{\gamma} \right) \right)^r \qquad \textbf{(IV. 23)}$$

où γ est un paramètre constant dépendant de la température, δ_{sb} est un paramètre dépendant de la triaxialité des contraintes Σ et de la température, C est une constante géométrique et r décrit l'orientation aléatoire des bandes de cisaillement.

Le durcissement martensitique est lié aux restrictions géométriques correspondant au fait que la croissance des domaines martensitiques est limitée par les joints de grain autant que par les variantes martensitiques déjà existantes. Une expression macroscopique de cette contribution F_c^{cf} dépend naturellement de l'existence de la fraction volumique de martensite et peut s'écrire comme :

$$F_c^{cf} = -\mathrm{K}\ln\left(1-f^m\right) \qquad \textbf{(IV. 24)}$$

où K peut être considéré comme un paramètre matériau constant contrôlant le niveau de l'écrouissage et lié aux variantes de martensite. Pour $\mathrm{K}>0$, la force critique augmente avec la fraction de martensite f^m déjà formée indiquant que la progression de la transformation est rendue difficile par la martensite déjà formée.

IV.2.3.2.4. Loi d'évolution de la transformation martensitique

La transformation de phase martensitique est activée lorsqu'il y a égalité entre la force thermodynamique et la force critique: $F^f = F_f^c$ **(IV. 25)**. Dans ce cas, on applique alors la règle de consistance : $\dot{F}^f = \dot{F}_f^c$ **(IV. 26)** qui conduit à la loi d'évolution de la variable interne macroscopique f^m décrivant le changement microstructural survenu pendant la transformation de phase. Cette loi d'évolution correspond à la cinétique de transformation de phase, laquelle résulte de l'égalité entre les équations (IV.27) et (IV.28). D'après l'équation (IV.18), on a :

$$\dot{F}_f^c = \frac{\mathrm{K}}{1-f^m}\dot{f}^m - A_f\,\dot{\overline{\varepsilon^{vp\gamma}}} \quad \textbf{(IV. 27)} \text{ avec } A_f = \frac{\delta_{sb} r C}{\gamma}\exp\left(-\frac{\overline{\varepsilon^{vp\gamma}}}{\gamma}\right)\left(1-\exp\left(-\frac{\overline{\varepsilon^{vp\gamma}}}{\gamma}\right)\right)^{r-1} \text{ et où } \dot{\overline{\varepsilon^{vp\gamma}}}$$

est la vitesse de déformation équivalente dans l'austénite. D'après l'équation (IV.16), on a :

$\dot{F}^f = \dot{\sigma}^{\gamma} : \overline{\varepsilon^{Tr}} + \sigma^{\gamma} : \dot{\overline{\varepsilon^{Tr}}} - B\dot{T}$ **(IV. 28)** où $\dot{\sigma}^{\gamma}$ désigne l'incrément de contraintes.

En prenant les hypothèses où la température T est constante et où $\dot{\overline{\varepsilon^{Tr}}}=0$ ($\overline{\varepsilon^{Tr}}$ constant entre deux instants de chargement), nous obtenons la cinétique de transformation suivante :

$$\dot{f}^m = \frac{1-f^m}{\mathrm{K}}\left(\dot{\sigma}^{\gamma} : \overline{\varepsilon^{Tr}} + A_f\,\dot{\overline{\varepsilon^{vp\gamma}}}\right) \qquad \textbf{(IV. 29)}$$

L'évolution de la fraction volumique de martensite (IV.29) dépendant ainsi de l'état des contraintes et de la déformation viscoplastique dans la phase austénitique est une forme similaire de celle proposée par Stringfellow et al. [SPO92]. Cependant cette cinétique est basée sur des lois plus physiques inspirées de la thermodynamique.

Cette description macroscopique simplifiée (déduite de la description cristallographique) est utilisée dans le but de modéliser le comportement des aciers à transformation martensitique dans un code de calcul par éléments finis. Celle-ci permet de réduire significativement les variables internes en adoptant une approche phénoménologique pour l'écoulement plastique à l'échelle de chaque phase ainsi qu'en considérant la globalité de la martensite en transformation. Toutefois, les simulations numériques d'emboutissage profond montreront une bonne capacité de prédiction du comportement thermomécanique.

IV.3. Méthode d'implémentation pour le modèle élasto-viscoplastique

La méthodologie d'implémentation de ce modèle de comportement élasto-viscoplastique semi-phénoménologique des aciers à transformation de phase martensitique dans un sous-programme utilisateur VUMAT du code d'éléments finis Abaqus/Explicit doit répondre à certaines exigences requises par le logiciel. Les composantes des incréments de déformations globales sont des données d'entrée. Les données de sortie étant les nouvelles composantes des contraintes macroscopiques globales. Afin d'obtenir ces incréments de contraintes pour chaque phase, il est nécessaire de recalculer et ainsi remettre à jour, les incréments de déformations plastiques à chaque pas du calcul. La méthode la plus généralement utilisée est celle de la prévision élastique et de la correction plastique apportée (méthode du retour radial).

Le calcul des incréments de déformation s'effectue sur la partie déviatorique. Soit le tenseur définissant l'incrément de déformation global $\Delta\varepsilon_{ij}$ se décompose en parties sphérique $\Delta\varepsilon_{ij}^{v}$ et

déviatorique $\Delta\varepsilon_{ij}^{'}$ ($\Delta\varepsilon_{ij}^{'} = \Delta\varepsilon_{ij} - \frac{\Delta\varepsilon_{kk}}{3}$). A l'instant t+dt on veut connaître $s_{ij}^{t+dt} = 2\mu\varepsilon_{ij}^{e't+dt}$ avec à l'instant t $s_{ij}^{t} = 2\mu\varepsilon_{ij}^{e't}$. Avec $\mu = \frac{E}{2(1+\nu)}$ le module de cisaillement et ν le coefficient de poisson.

La déformation élastique déviatorique à l'instant t+dt $\varepsilon_{ij}^{e't+dt}$ peut être décomposée comme la somme de la déformation élastique déviatorique à l'instant t $\varepsilon_{ij}^{e't}$ et de l'incrément de la déformation élastique déviatorique $\Delta\varepsilon_{ij}^{e'}$. Soit $s_{ij}^{t+dt} = 2\mu(\varepsilon_{ij}^{e't} + \Delta\varepsilon_{ij}^{e'}) = s_{ij}^{t} + 2\mu\Delta\varepsilon_{ij}^{e'}$. Ainsi, il est nécessaire de trouver $\Delta\varepsilon_{ij}^{e'}$ sachant que l'on connaît $\Delta\varepsilon_{ij}^{'}$ et que $\Delta\varepsilon_{ij}^{'} = \Delta\varepsilon_{ij}^{e'} + \Delta\varepsilon_{ij}^{vp'}$. Avec $\Delta\varepsilon_{ij}^{vp'}$ le terme d'incrément de déformation viscoplastique déviatorique.

La prédiction élastique émet l'hypothèse que $\Delta\varepsilon_{ij}^{e'} = \Delta\varepsilon_{ij}^{'}$. On a alors le tenseur des contraintes déviatoriques $s_{ij}^{pred} = s_{ij}^{t} + 2\mu\Delta\varepsilon_{ij}^{'}$. Afin d'obtenir le tenseur des contraintes déviatoriques corrigées s_{ij}^{cor}, il est nécessaire de calculer l'incrément de déformation viscoplastique déviatorique $\Delta\varepsilon_{ij}^{vp'}$ défini par la loi de Prandtl-Reuss $\Delta\varepsilon_{ij}^{vp'} = \frac{3}{2}\Delta\lambda\frac{s_{ij}^{pred}}{\overline{\sigma}^{pred}}$ **(IV.30)** où $\overline{\sigma}^{pred}$ est la prédiction de la contrainte équivalente au sens de Von Mises $\overline{\sigma}^{pred} = \sqrt{\frac{3}{2}s_{ij}^{pred} : s_{ij}^{pred}}$ et où la vitesse de déformation viscoplastique équivalente $\overline{\dot{\varepsilon}^{vp}}$ est définie par $\Delta\lambda = \overline{\dot{\varepsilon}^{vp}}.\Delta t$ **(IV.31)**.
$\Delta\lambda$ est l'incrément de déformation plastique équivalent. On a alors $s_{ij}^{cor} = s_{ij}^{pred} - 2\mu\Delta\varepsilon_{ij}^{vp'}$ **(IV.32)**.

Afin de savoir si on entre en plasticité ou si l'on reste dans le domaine élastique, un test du signe de la fonction de charge F est nécessaire. Cette fonction est définie par l'expression $F = \overline{\sigma} - \sigma^{y}(\varepsilon^{p}, \dot{\varepsilon}^{p})$ **(IV.33)** où $\sigma^{y}(\dot{\varepsilon}^{p})$ correspond à l'écrouissage viscoplastique choisit. Ici, l'écrouissage fait intervenir la densité de dislocation et a ainsi la forme de la contrainte équivalente suivante

$\sigma^y = \sigma_c \left(\frac{\dot{\overline{\varepsilon}}^{vp}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^{\frac{1}{m}}$ **(IV.34)** où $\sigma_c = M \alpha \mu b \sqrt{\rho}$ **(IV.35)**. Avec $\overline{\sigma}$ la contrainte équivalente au sens de Von Mises définie par l'expression $\overline{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2} s_{ij}^{cor} : s_{ij}^{cor}}$ **(IV.36)**.

En utilisant les équations (IV.30), (IV.32) et (IV.36), l'équation (IV.33) devient $F = \overline{\sigma}^{pred} \left(1 - 3 \frac{\Delta\lambda . \mu}{\overline{\sigma}^{pred}} \right) - \sigma^y (\varepsilon^p, \dot{\varepsilon}^p)$ **(IV.37)**. A l'aide de l'équation (IV.35) et en remplaçant $\dot{\overline{\varepsilon}^{vp}}$ par sa valeur (IV.31) dans l'équation (IV.34), l'équation (IV.37) devient

$$F = \overline{\sigma}^{pred} \left(1 - 3 \frac{\Delta\lambda . \mu}{\overline{\sigma}^{pred}} \right) - M \alpha \mu b \sqrt{\rho} \left(\frac{\frac{\Delta\lambda}{\Delta t}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^{\frac{1}{m}} \quad \textbf{(IV.38)}.$$

La densité de dislocation ρ est réactualisée à chaque incrément ou chaque pas de temps Δt par $\rho^{t+dt} = \rho^t + \Delta\rho$ où $\Delta\rho$ est l'incrément de la densité de dislocation solution de l'équation $\Delta\rho = M \left[\left(\frac{1}{bd} + k_1 \sqrt{\rho^t + \Delta\rho} \right) \Delta\lambda - k_0 \left(\frac{1}{\Delta t . \dot{\varepsilon}_0^*} \right)^{n'} \left(\rho^t + \Delta\rho \right) \Delta\lambda^{n'+1} \right]$ **(IV.39)** où les différents paramètres M, $n' = -\frac{1}{n}$, b, d, k_1, k_0 et $\dot{\varepsilon}_0^*$ ont été définis au paragraphe IV.2.3.1 intitulé « Modélisation de l'écrouissage » dans l'austénite.

D'après l'équation (IV.38) et en annulant la fonction de charge, on obtient alors une équation non linéaire en $\Delta\lambda$. L'incrément de déformation viscoplastique équivalente $\Delta\overline{\varepsilon}_{t+dt}^{vp} = \Delta\lambda$ est alors obtenu en résolvant l'équation (IV.38) pour F=0. L'incrément de déformation viscoplastique déviatorique $\Delta\varepsilon_{ij}^{vp'}$ est mis à jour en introduisant le nouvel incrément de déformation plastique $\Delta\overline{\varepsilon}_{t+dt}^{vp}$ dans l'équation (IV.30). Le tenseur des contraintes déviatoriques réactualisé s'écrit alors $s_{ij}^{t+dt} = s_{ij}^t + 2\mu \left(\Delta\varepsilon_{ij}^{'} - \Delta\varepsilon_{ij}^{vp'} \right)$.

Ainsi, le nouveau tenseur des contraintes macroscopiques de chaque phase (i) est exprimé par l'équation $\sigma_{ij}^{(i)} = \sigma_{ij}^{t+dt} = s_{ij}^{t+dt} + \frac{\sigma_{ikk}^t}{3} + 3K \frac{\Delta\varepsilon_{kk}}{3}$. Où $K = \frac{E}{3(1-2\nu)}$ est le module de compressibilité avec E le module d'Young.

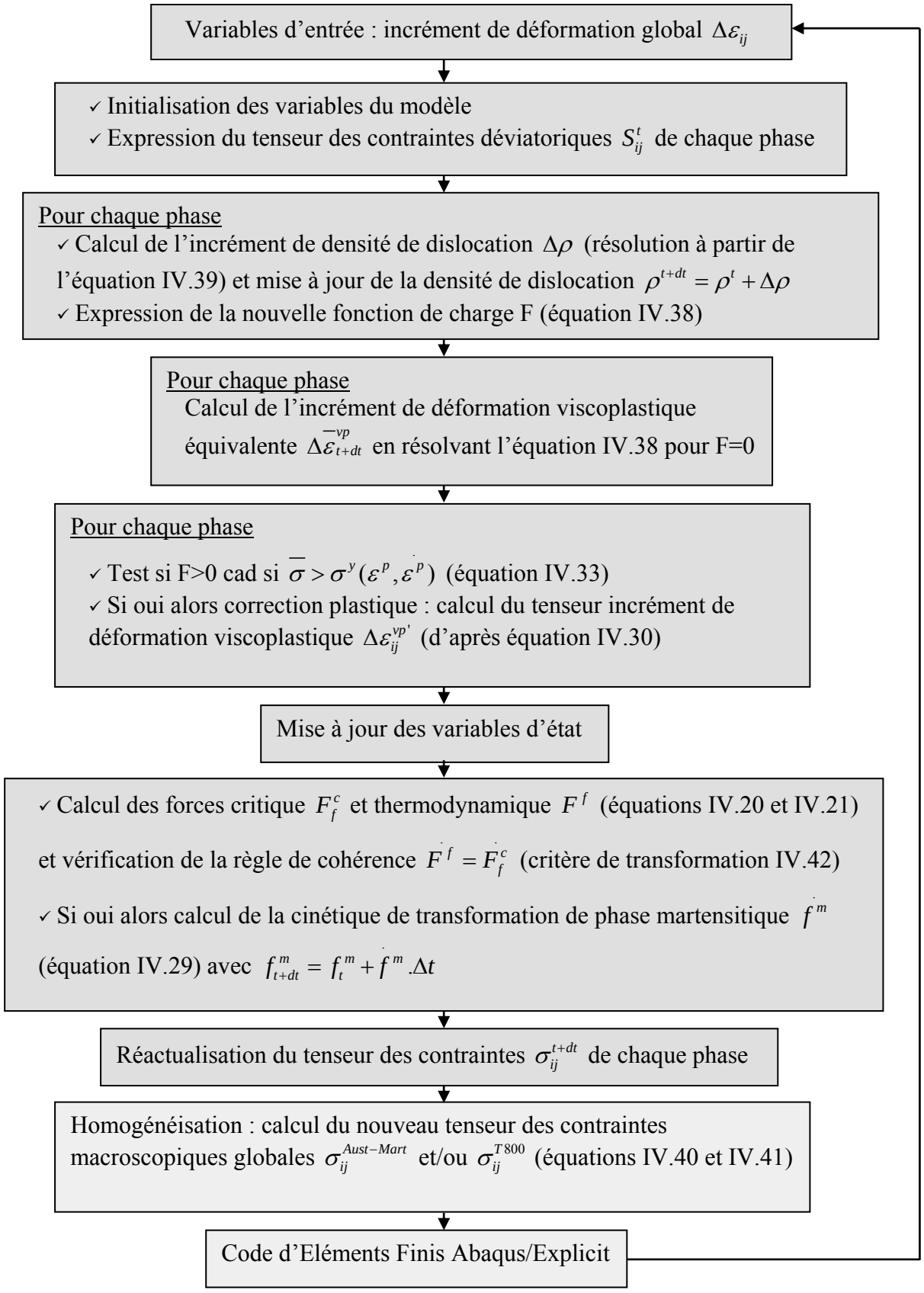
L'hypothèse de Taylor est utilisée lors de l'implémentation, où l'on a le même incrément de déformation macroscopique $\Delta\varepsilon_{ij}^{'}$ dans toutes les phases. Pour le matériau biphasé la contrainte macroscopique globale est donnée par les différentes contraintes (macroscopiques) dans les phases austénitique et martensitique pondérées par la fraction volumique de martensite formée. Pour l'acier multiphasé, la contrainte macroscopique globale est exprimée par les différentes contraintes (macroscopiques) dans les phases bainitique et ferritique ainsi que la contrainte du matériau biphasé pondérées par la fraction volumique de Ferrite, de Bainite et d'Austénite résiduelle initiale.

Dans le modèle, on retourne ensuite au tenseur des contraintes macroscopiques globales du matériau par une homogénéisation faisant intervenir une loi des mélanges.

Ainsi pour l'acier entièrement austénitique inoxydable de type 304, le tenseur des contraintes macroscopiques globales s'écrit $\sigma_{ij}^{Aust-Mart} = (1 - f^{Martensite})\sigma_{ij}^{Austénite} + f^{Martensite}\sigma_{ij}^{Martensite}$ **(IV.40)** où $f^{Martensite}$ est à la fraction volumique de martensite formée.

D'autre part, la contrainte macroscopique globale de l'acier multiphasé TRIP800 s'écrit :
$\sigma_{ij}^{T800} = f^{Ferrite}\sigma_{ij}^{Ferrite} + f^{Bainite}\sigma_{ij}^{Bainite} + (1 - f^{Ferrite} - f^{Bainite})\sigma_{ij}^{Aust-Mart}$ **(IV.41)** avec $\sigma_{ij}^{Aust-Mart}$ la contrainte macroscopique du mélange biphasé Austénite-Martensite et où $f^{Ferrite}$=0.7 et $f^{Bainite}$=0.135. f^{i} correspond à la fraction volumique de la phase i formée.

Deux programmes utilisant respectivement un algorithme de convergence de type Newton-Raphson et un algorithme de résolution par dichotomie (pour une fonction monotone strictement) sont testés. Celui par dichotomie étant le plus rapide, c'est avec celui-ci que tous nos calculs sont effectués.



Organigramme du modèle dans le cas multiphasé. Méthodologie d'implémentation.

Nous supposons dans notre modélisation que le matériau est isotrope et que la température est constante et homogène dans le matériau lors de nos simulations.

Les valeurs des paramètres matériaux communs à l'ensemble des simulations sont les suivantes : M=3.06 ; α=0.33 ; r=4.5 ; b= $0.256.10^{-9} m^{-1}$; $E^{M,B,F}$=210 GPa ; E^{A}=190 GPa ; ν=0.3 ; $\dot{\varepsilon}_0 = 10^{-5} s^{-1}$; $\dot{\varepsilon}_0^* = 1\, s^{-1}$;B=2 MPa. K^{-1} ; T_0=280 K; $\mu^{M,B,F}$=80 GPa; μ^{A}=73 GPa ; $d^{M,B,F} = 5.10^{-6}$ m ; d^{A}(304)= 20.10^{-6} m ; d^{A}(TRIP800)= 2.10^{-6} m ; γ(298K)=0.25 ; K (298K)=1 ; $\delta_{sb}C$ (298K)=$1.5.10^{-3}$.

IV.3.1. Critère de transformation

Afin de déterminer le taux de fraction volumique de martensite formée $\dot{f}^m$, on compare la force thermodynamique de transformation F^f à la force critique F_f^c. Tant que la force critique n'est pas atteinte, la transformation martensitique n'a pas lieu. Le critère de transformation utilisé s'écrit alors :

$$\begin{cases} \dot{f}^m = 0 \text{ si } F^f < F_f^c \\ \dot{f}^m = 0 \text{ si } F^f = F_f^c \text{ et } \dot{F}^f < \dot{F}_f^c \\ \dot{f}^m \neq 0 \text{ si } F^f = F_f^c \text{ et } \dot{F}^f = \dot{F}_f^c \end{cases} \quad \textbf{(IV.42)}$$

Les expressions de la force thermodynamique de transformation F^f ainsi que de la force critique F_f^c ont été détaillées au paragraphe IV.2.3.2.3.

La force thermodynamique associée à l'évolution de la fraction volumique de martensite ainsi que la force critique à atteindre sont représentées pour différents modes de chargements (Traction EquiBiaxée, Traction Uniaxiale, CISaillement et Compression Uniaxiale) sur la figure IV.3.

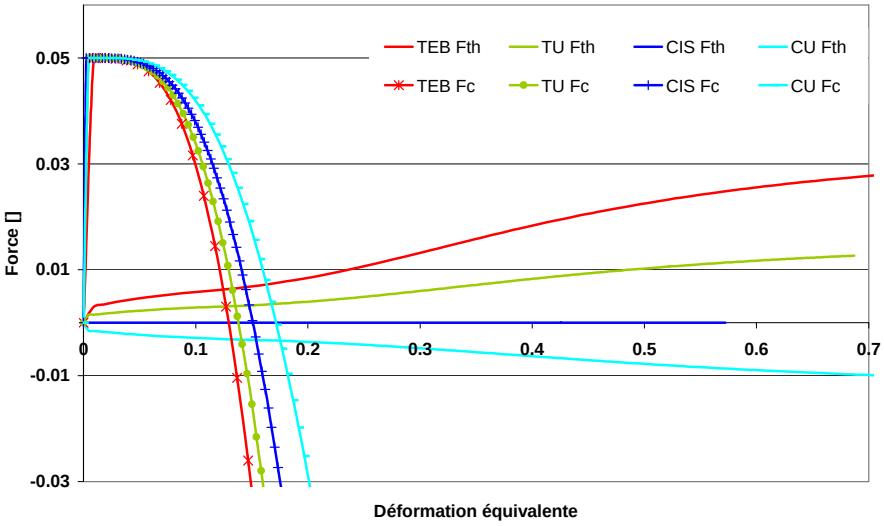


Figure IV.3. Représentation des forces critique et thermodynamiques pour différents trajets de chargement simulés à 273 K. L'intersection de ces forces détermine la déformation à partir de laquelle la transformation martensitique débute

IV.4. Résultats des simulations numériques pour des aciers à effet TRIP

L'implémentation de ce modèle élasto-viscoplastique a été effectuée dans un premier temps dans un programme indépendant fortran avant d'être intégré dans Abaqus/Explicit par l'intermédiaire du sous-programme utilisateur VUMAT en 3 dimensions. Des simulations d'essai de traction uniaxiale sur un élément solide à 8 nœuds d'intégration réduite C3D8R pour différentes températures ainsi que des simulations à température ambiante et à 273K pour différents modes de chargement ont été réalisées en régime quasi-statique. Les deux programmes donnent des résultats similaires. Ceci indique une bonne implémentation dans Abaqus/Explicit. Seuls les résultats à partir de la subroutine VUMAT sont alors représentés ici. Le modèle de comportement est implémenté en chaque point d'intégration d'un élément fini. Les paramètres du modèle sont identifiés à partir des résultats expérimentaux obtenus au chapitre II ainsi que par ceux de la littérature. Une comparaison entre simuations numériques et essais expérimentaux en traction uniaxiale valide ainsi le modèle avant son application à la mise en forme.

IV.4.1. Acier 100% austénitique instable.

IV.4.1.1. Essais de chargement monotones sur un élément

Les résultats de la modélisation sur cet acier dit de « laboratoire » entièrement austénitique permet de mieux visualiser l'effet TRIP lors de la transformation martensitique. Les graphiques IV.4. et IV.5., respectivement IV.6. et IV.7., représentent l'évolution de la fraction volumique de martensite formée ainsi que les courbes contrainte-déformation obtenues pour différents trajets de chargement à température ambiante, respectivement à T=273K, pour un acier inoxydable austénitique instable.

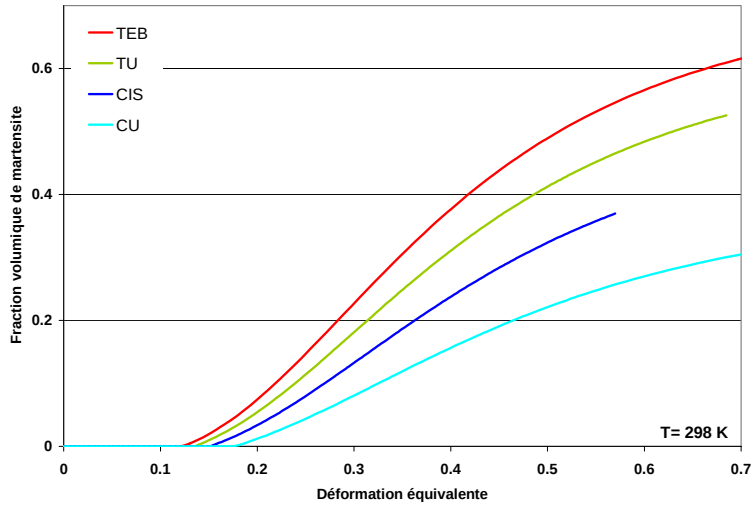


Figure IV.4. Cinétique de la transformation martensitique pour des chargements en Traction EquiBiaxée (TEB), en Traction Uniaxiale (TU), en Cisaillement (CIS) ainsi qu'en Compression Uniaxiale (CU) à la température de 298 K pour un acier austénitique instable

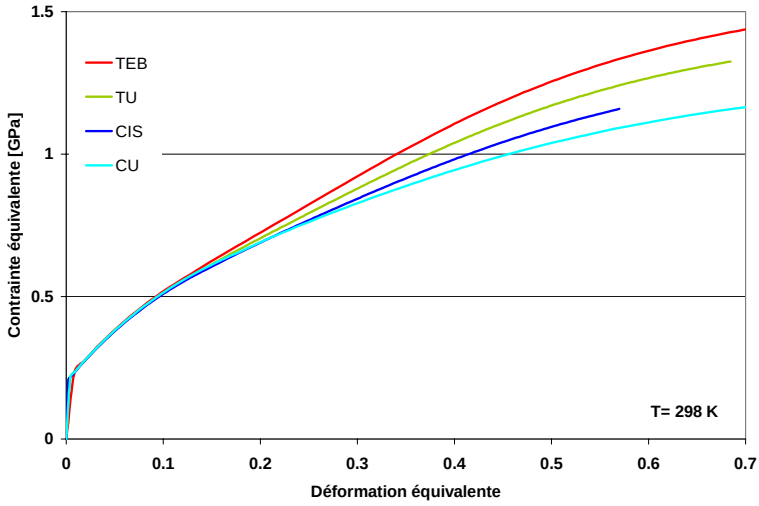


Figure IV.5. Courbes contrainte-déformation pour des chargements en Traction EquiBiaxée (TEB), en Traction Uniaxiale (TU), en Cisaillement (CIS) ainsi qu'en Compression Uniaxiale (CU) à la température de 298 K pour un acier austénitique instable

Comme nous l'avions décrit précédemment, la triaxialité des contraintes Σ influe sur le comportement et la cinétique de transformation martensitique. L'incrément de fraction volumique de martensite est d'autant plus grand que la triaxialité des contraintes est grande. Pour une déformation donnée, on transforme plus facilement, dans l'ordre décroissant pour, la traction équibiaxée où la triaxialité des contraintes Σ est de 2/3, la traction uniaxiale où Σ=1/3, le cisaillement où Σ=0 puis la compression uniaxiale où Σ=-1/3.

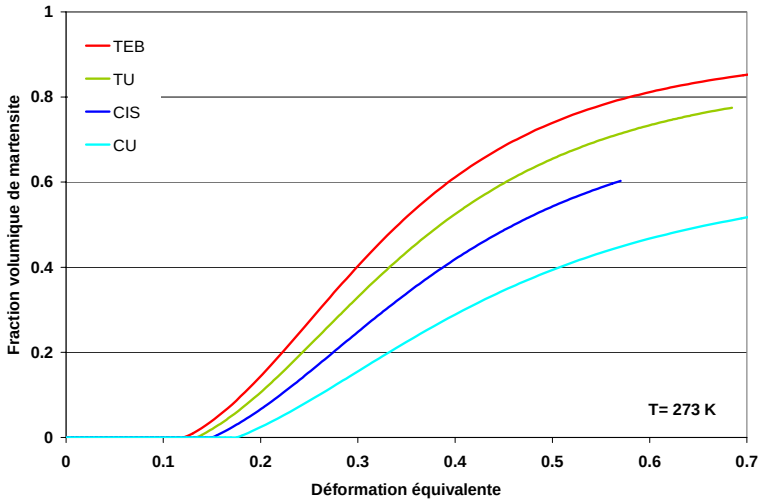


Figure IV.6. Cinétique de la transformation martensitique pour des chargements en Traction EquiBiaxée (TEB), en Traction Uniaxiale (TU), en Cisaillement (CIS) ainsi qu'en Compression Uniaxiale (CU) à la température de 273 K pour un acier austénitique instable

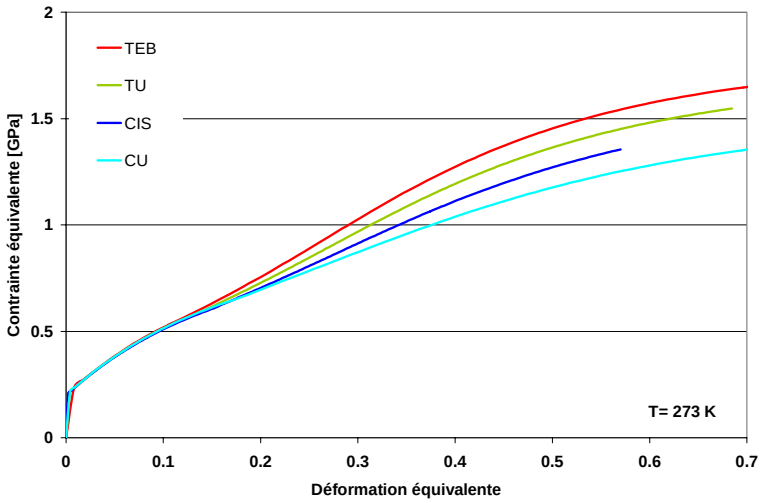


Figure IV.7. Courbes contrainte-déformation pour des chargements en Traction EquiBiaxée (TEB), en Traction Uniaxiale (TU), en Cisaillement (CIS) ainsi qu'en Compression Uniaxiale (CU) à la température de 273 K pour un acier austénitique instable

IV.4.1.2. Essais de traction uniaxiale pour un acier AISI 304. Confrontation entre simulations et expériences.

Une comparaison des courbes $\sigma - \varepsilon$ et $f^m - \varepsilon$ est effectuée entre le modèle sous Abaqus et des essais expérimentaux de la littérature (Iwamoto et al. [ITT98], [TI01]) sur un acier AISI 304 en traction uniaxiale pour différentes températures allant de 128 à 353 K. Les simulations numériques ont été réalisées à l'aide du sous-programme utilisateur Vumat d'Abaqus/Explicit sur un élément 3D (C3D8R). Les conditions aux limites sont les mêmes que celles utilisées dans le paragraphe III.3.2.2. (chapitre III). Les résultats de ces essais et simulations sont représentés sur les figures IV.8. et IV.9. où un bon accord est observé. Les courbes de ces figures mettent clairement en évidence l'influence de la température sur la cinétique de transformation de phase martensitique pour un trajet de traction uniaxiale ainsi que les conséquences sur le comportement macroscopique. L'élévation de la température retarde la transformation martensitique (figure IV.8.) ce qui se traduit sur les courbes de comportement (figure IV.9.) par un adoucissement du matériau. La transformation martensitique engendre alors un durcissement du matériau impliquant une augmentation du coefficient d'écrouissage. La valeur des paramètres pour cet acier sont : ${k_0}^A$=21 ; ${k_1}^A = 28.10^{-3}$; n^A=1/21 ; m^A=1/30 ; ${k_0}^M$=21 ; ${k_1}^M = 34.10^{-3}$; n^M=1/25 ; m^M=1/100.

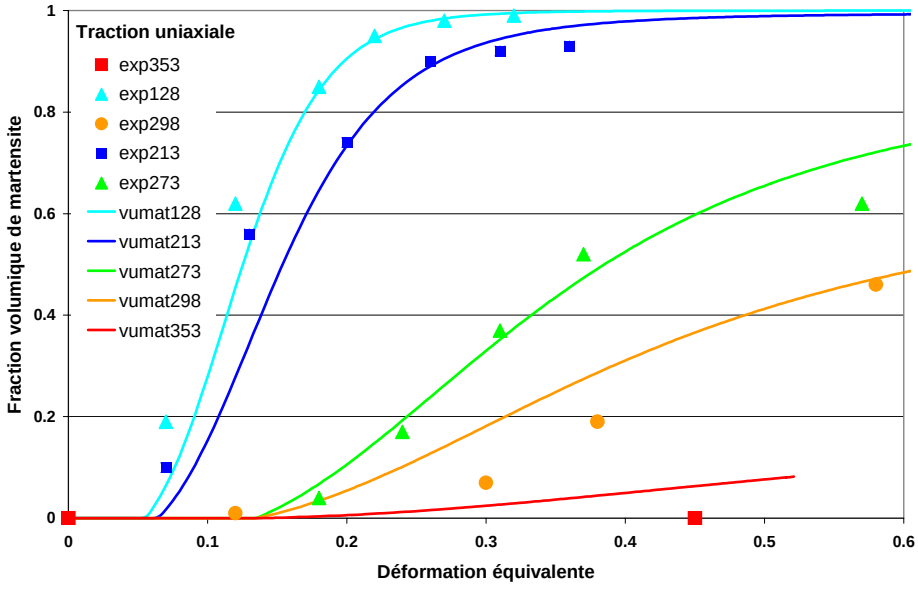


Figure IV.8. Evolution de la cinétique de transformation martensitique pour un acier inoxydable austénitique instable AISI 304 à différentes températures dans le cas d'un essai de traction uniaxiale. Comparaison des simulations numériques et des points expérimentaux [ITT98]

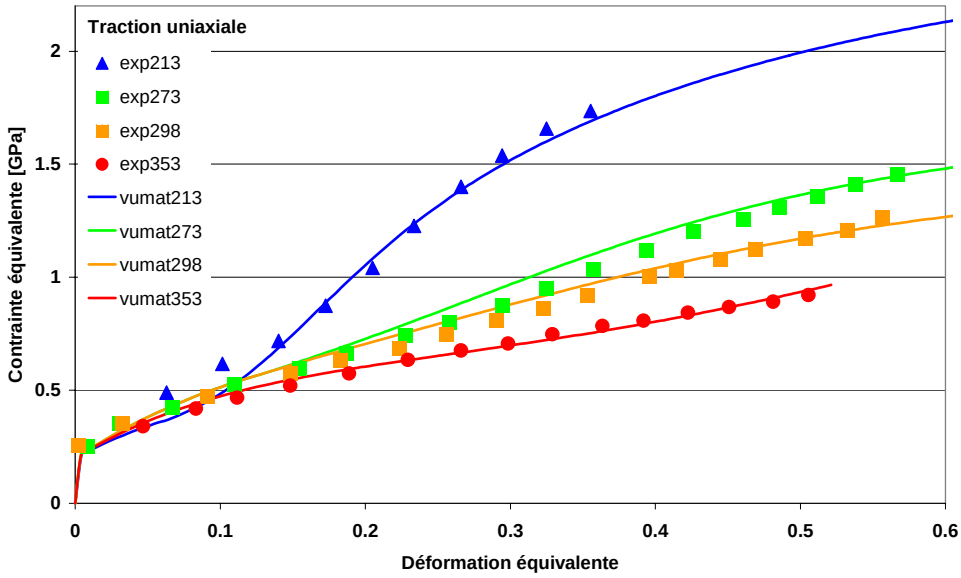


Figure IV.9. Courbes contrainte-déformation équivalente numériques et expérimentales [TI01] à différentes températures dans le cas d'un essai de traction uniaxiale pour un acier entièrement austénitique AISI 304

Le phénomène d'adoucissement dynamique au début de la transformation de phase peut être observé pour une déformation d'environ 7% en regardant les courbes de traction à 213K (où la transformation a déjà débutée) et à 353K (correspondant à cette faible valeur de déformation à un acier austénitique stable sans transformation) de la figure IV.9. La courbe de comportement à 213K passe sous celle à 353K. Ainsi, le modèle reproduit bien cette chute du coefficient d'écrouissage lors du début de la transformation.

IV.4.1.3. Essais d'emboutissage profond pour un acier AISI 304. Confrontation simulations et expériences.

Après avoir validé le sous programme pour différents trajets de chargement, des simulations d'emboutissage profond sont effectuées. La cinétique de transformation martensitique, la déformation en épaisseur ainsi que la force du poinçon sont déterminées le long du rayon du flan. Une comparaison avec des résultats expérimentaux peut être effectuée sur ce matériau initialement austénitique en utilisant les mêmes géométries du flan (même épaisseur de la tôle) et du dispositif supposé rigide (matrice, serre-flan, poinçon) ainsi que la même température d'essai (prise isotherme dans les simulations). Les coefficients de frottement caractérisant le contact de la matrice et du serre-flan avec le flan ont une valeur de 0.05 qui correspond physiquement à la mise en place de téflon entre les deux

surfaces. La valeur du coefficient de frottement entre le poinçon et le flan est de 0.15 correspondant à une lubrification entre les deux surfaces. Tout comme dans les simulations du chapitre III, par souci de rapidité de temps de calcul et de symétrie, nous représenterons qu'un quart du flan. Une étude de convergence du maillage a été effectuée afin d'optimiser les temps de calcul sur l'ensemble des simulations. La simulation numérique d'emboutissage d'un godet cylindrique est effectuée à différentes températures avec un enfoncement maximal de 53 mm. Les résultats de ces simulations mettent ainsi en évidence l'influence de la température sur la cinétique de transformation de phase martensitique ainsi que les conséquences sur le comportement macroscopique. Le rapport d'emboutissage *DR*=2.12, le diamètre du poinçon est de 50mm, celui du flan et de 106mm pour une épaisseur du flan de 0.7mm. La force de serrage utilisée est de 42.5 kN.

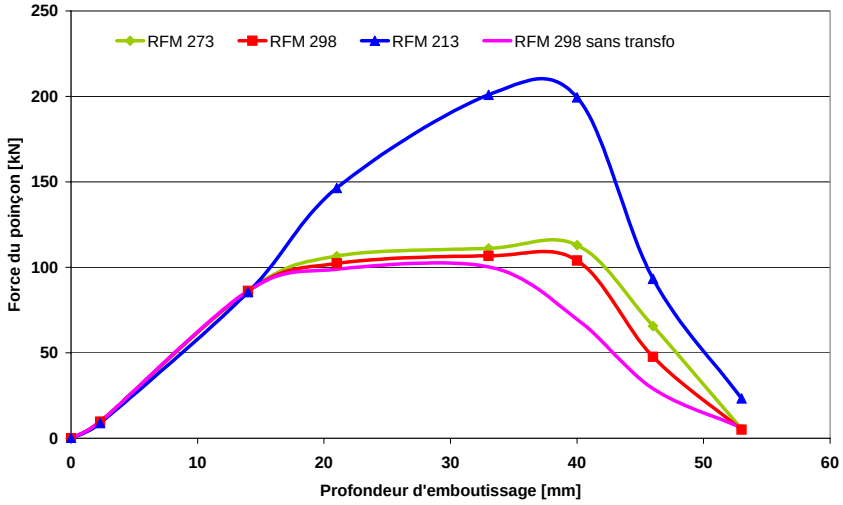


Figure IV.10. Force du poinçon simulée durant l'essai pour un acier austénitique en fonction de la profondeur d'emboutissage pour différentes températures et pour un acier austénitique stable (sans transformation martensitique)

De façon similaire aux simulations à l'aide du premier modèle, un matériau permettant la transformation de phase martensitique entraîne une plus grande force de poinçon qu'un matériau austénitique stable (observation sur la figure IV.10. pour une température de 298 K). Ceci ce vérifie en diminuant la température de l'essai, où l'on remarque une augmentation de la force de poinçon dû à une plus grande quantité de martensite formée (figure IV.11.).

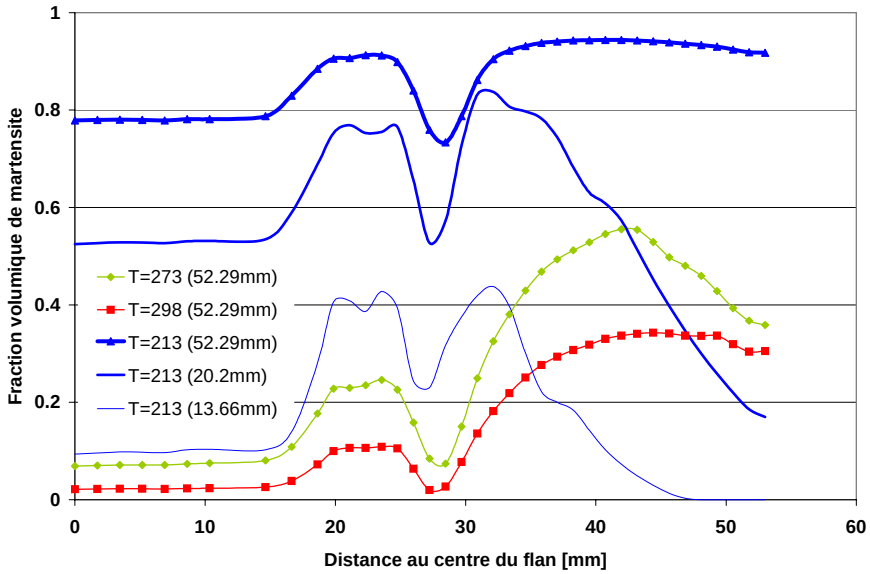


Figure IV.11. Quantité de martensite formée le long du profil du flan embouti dans sa configuration non déformée pour différentes températures d'essai et pour différentes profondeurs d'emboutissage pour un acier austénitique

Une quantité importante de martensite est observée au fond du godet pour une température de 213K à la fin de la simulation (flan embouti intégralement, figure IV.11.). Cette quantité reste tout de même plus importante en haut de la jupe comme le confirme les résultats expérimentaux de la littérature [Sum78] où l'on observe la même allure de cinétique.

De même, une observation de la figure IV.12. montre une plus forte diminution de l'épaisseur au fond du godet (étirement bi-axial sous le poinçon) pour les matériaux qui ont une plus grande quantité de martensite formée (forces de poinçon plus importantes) comparée au matériau austénitique « stable » sans transformation de phase martensitique. Ceci est en accord avec les résultats des simulations du premier modèle (chapitre III). Ainsi, à température égale de 298 K, un acier austénitique stable se déformera moins au fond du godet qu'un acier autorisant la transformation martensitique.

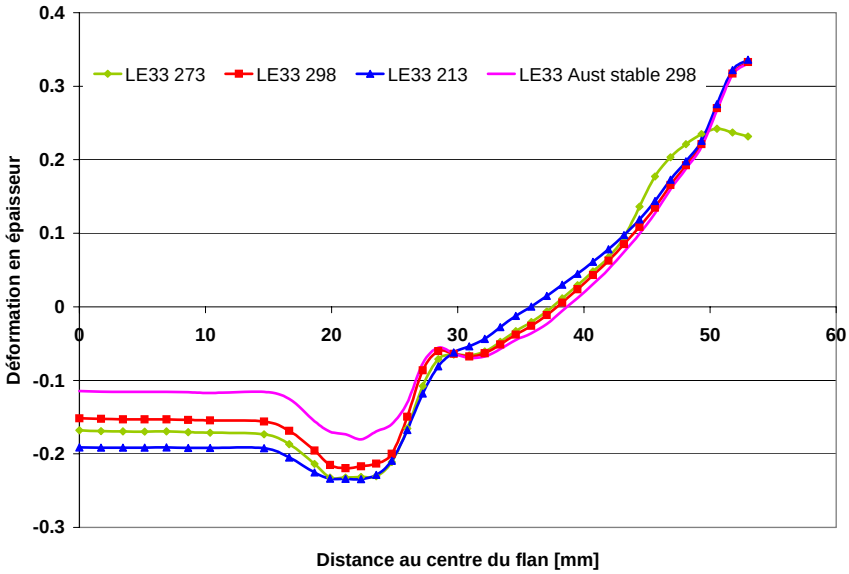


Figure IV.12. Déformation en épaisseur le long du profil pour un acier entièrement austénitique de type 304 à différentes températures et pour un acier « stable » à température ambiante

Une comparaison est ensuite effectuée avec les résultats expérimentaux de la littérature où la fraction volumique de martensite est mesurée tout au long du rayon du flan embouti. Sumitomo et al. [SASO76] ont mesuré la distribution de martensite contenue dans le flan après un essai sur un acier inoxydable austénitique 304 à température ambiante (figure IV.13.). Le rapport d'emboutissage *DR* (*DR*=*do*/*dp*) lors de ces essais expérimentaux est de 2.1, soit un diamètre de poinçon *dp* de 40mm pour un diamètre de flan *do* de 84mm. Le flan a une épaisseur *e* de 1 mm et la force de serrage utilisée est de 29.4 kN. Lors des simulations de l'acier inoxydable austénitique 304, le rapport d'emboutissage *DR* est de 2.12 (*dp*=50mm, *do*=106mm et *e*=0.7mm) pour une force de serrage de 42.5kN.

La même tendance est observée pour la distribution de martensite le long du flan sur les simulations numériques de Takuda et al. [TMMYW03] pour un acier inoxydable austénitique de type 304 à température ambiante. En effet, la fraction de martensite formée est sous estimée en B et surestimée en C. Cette surestimation en haut de la jupe et dans la collerette peut être justifiée par l'augmentation de la température du flan pendant l'essai qui inhiberait la formation de martensite (gradient de température). Lors des simulations numériques la température est constante et uniforme. Une bonne concordance avec l'expérience est à noter quant à la quantité de martensite formée. En effet, une plus grande fraction volumique de martensite est observée en haut de la jupe comme le confirme les résultats expérimentaux de la littérature [SASO76].

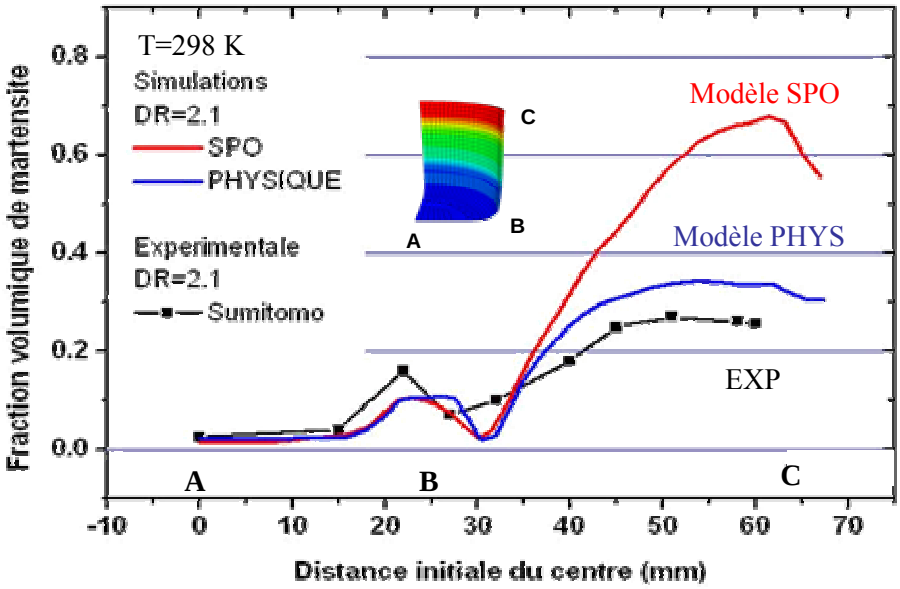


Figure IV.13. Comparaison entre simulations (modèles phénoménologique SPO et semi-physique PHYS) et expérience (points expérimentaux de Sumitomo et al. [SASO76]) de la fraction volumique de martensite formée le long du rayon du flan lors d'un essai d'emboutissage d'un acier entièrement austénitique à température ambiante

Les résultats expérimentaux et des simulations numériques obtenues avec le modèle semi-physique sont également confrontés à ceux du modèle phénoménologique du chapitre III (figure IV.13.). Cette comparaison montre que le modèle physique utilisé ici donne des résultats plus proche de l'expérience. Ceci confirme bien la meilleure capacité de ce modèle semi-physique à prédire le comportement de l'acier à transformation martensitique 304. Cependant, il est à rappeler que les simulations ne prennent pas en compte le couplage thermo-mécanique, ce qui peut expliquer ces surestimations en haut de la jupe.

IV.4.2. Modélisation des aciers multiphasés à transformation martensitique.

IV.4.2.1. Essais de traction uniaxiale. Confrontation entre simulations et expériences.

IV.4.2.1.1. Application à l'acier TRIP800.

Les essais de traction sur l'acier TRIP800 présentés au chapitre II ont été réalisés pour une vitesse de traverse de 5 mm/min (soit $\dot{\varepsilon} = 1.667.10^{-3} s^{-1}$) à température ambiante et à 333K. Ces résultats sont comparés aux simulations sur les figures IV.14. et IV.15. pour des températures de 298K et de 333K. Les simulations sont effectuées sur un élément C3D8R pour un essai de traction uniaxiale en utilisant le modèle semi-physique dans le cas d'un acier multiphasé TRIP800. Ainsi, les proportions de phases sont les suivantes : 70% de Ferrite, 13.5% de Bainite et 16.5% d'Austénite résiduelle. Une identification des paramètres du modèle est effectuée afin de décrire le comportement de l'acier multiphasé TRIP800 des essais de traction expérimentaux. Une bonne correspondance est observée entre les expériences et les simulations numériques pour des valeurs de paramètres acceptables physiquement. En effet, à partir des seuls résultats expérimentaux macroscopiques des courbes de comportement et de cinétique de transformation, il peut exister plusieurs identifications possibles des paramètres d'écrouissage pour les différentes phases. Cependant, les tendances de comportement des phases austénitique et ferritique ont été respectées par rapport à celles données par la littérature [Fur03]. Ce premier choix des paramètres ainsi effectué doit maintenant être confronté aux essais d'emboutissage expérimentaux de la littérature.

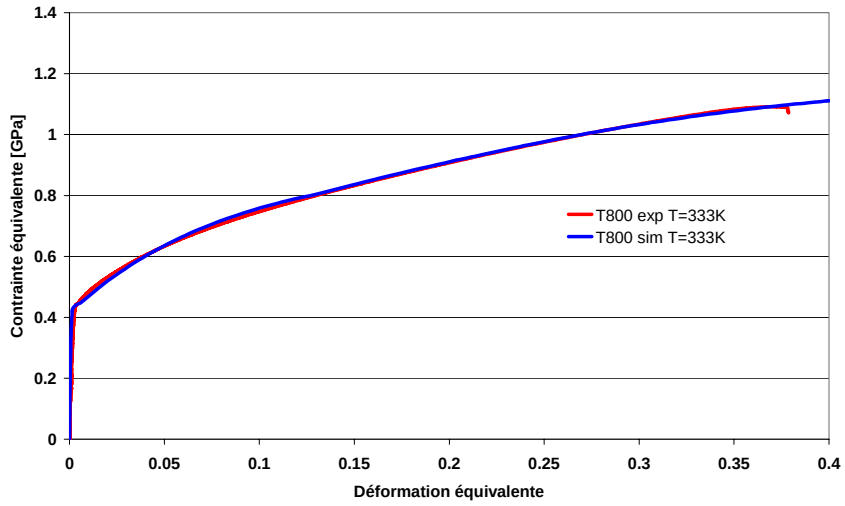


Figure IV.14. Comparaison entre simulation et expérience d'un essai de traction de l'acier TRIP 800 à 333K

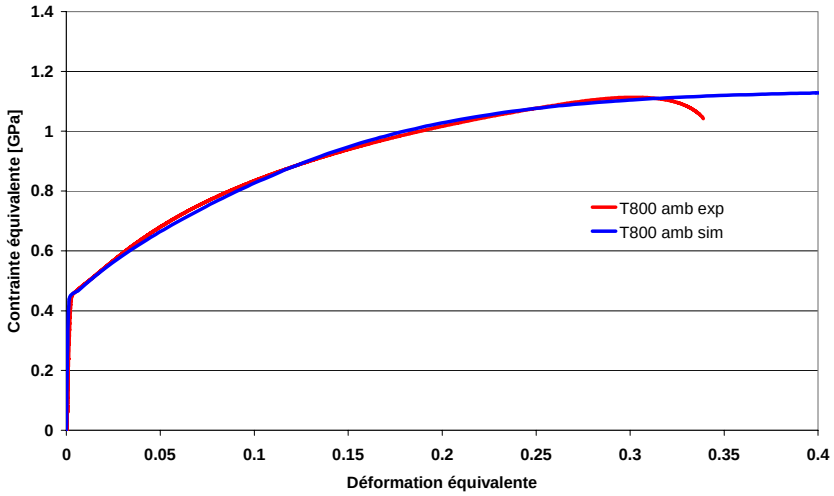


Figure IV.15. Comparaison entre simulation et expérience d'un essai de traction de l'acier TRIP 800 à température ambiante

Afin d'obtenir une meilleure comparaison avec les résultats expérimentaux de la littérature en emboutissage de l'acier TRIP800, une nouvelle identification des paramètres est réalisée à partir des données de la littérature [Kub04] sur le comportement des phases martensitique et bainitique (figure IV.16.). La valeur des paramètres pour cet acier sont : k_0^A=21 ; $k_1^A = 32.10^{-3}$; n^A=1/21 ; m^A=1/30 ; k_0^M=21 ; $k_1^M = 31.10^{-3}$; n^M=1/25 ; m^M=1/100 ; k_0^B=23.5 ; $k_1^B = 53.10^{-3}$; n^B=1/22 ; m^B=1/100 ; k_0^F=21 ; $k_1^F = 37.5.10^{-3}$; n^F=1/22 ; m^F=1/100. La différence observée jusqu'à 20% de déformation pour la martensite et la bainite entre les courbes de la « littérature » et celles des simulations a très peu d'influence étant donné la faible proportion de la phase bainitique dans l'acier multiphasé TRIP800.

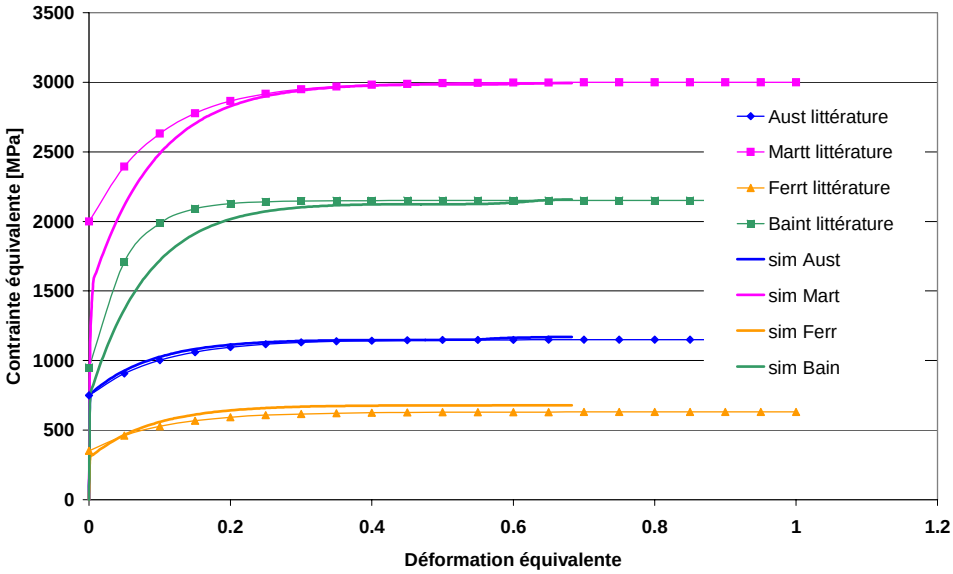


Figure IV.16. Fittage des paramètres décrivant le comportement des différentes phases à partir des courbes utilisées dans la littérature [Kub04] d'un acier TRIP 800 à température ambiante pour une application en emboutissage

Les courbes des différentes phases i représentées à la figure IV.16. sont exprimées par une loi de type $\overline{\sigma^i} = \sigma_y^i + K^i(1-e^{-b^i.\bar{\varepsilon}})$ où les coefficients sont donnés dans le tableau III.4. Par interpolation de ces courbes, l'écrouissage du modèle est alors exprimé par la densité de dislocations.

Avant les simulations numériques d'emboutissage de l'acier TRIP800, une validation est encore effectuée avec les nouveaux paramètres du modèle sur un essai de traction uniaxiale à température ambiante où une comparaison avec les résultats expérimentaux est effectuée sur le comportement de l'acier (figure IV.17.) et sur la cinétique de transformation de phase (figure IV.18.). Une bonne concordance est à noter malgré une légère surestimation de la contrainte et de la fraction volumique de martensite dans le cas de la traction uniaxiale au-delà d'une déformation de 15%. L'évolution de la cinétique de transformation pour différents trajets de chargement à température ambiante ainsi que le comportement de l'acier TRIP800 sont représentés sur les figures IV.19. et IV.20.respectivement.

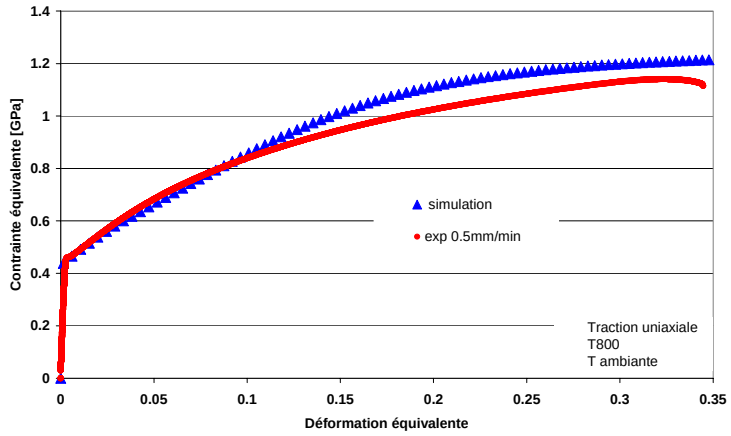


Figure IV.17. Comparaison entre simulation et expérience d'un essai de traction uniaxiale d'un acier TRIP 800 à température ambiante après identification des paramètres à partir des données de la littérature

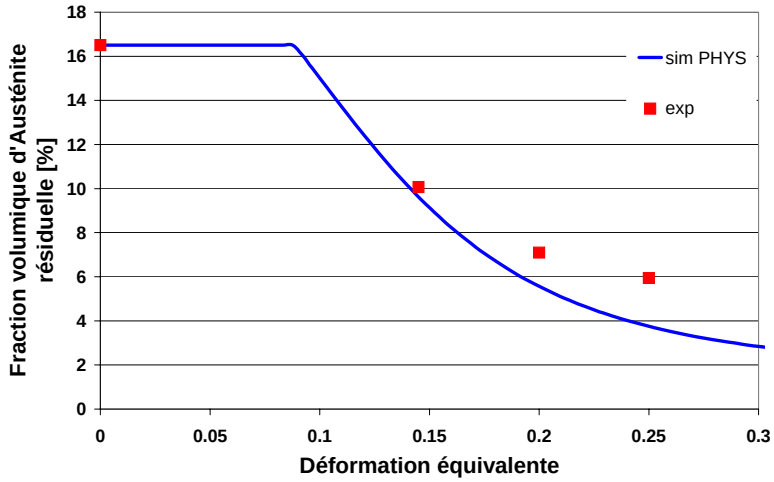


Figure IV.18. Comparaison entre résultats numériques et expérimentaux de la cinétique de transformation martensitique d'un essai de traction uniaxiale à température ambiante d'un acier TRIP 800

Une étude de l'influence de l'état des contraintes sur la cinétique de transformation de phase et sur le comportement du matériau est alors réalisée à partir des simulations en régime quasi-statique de différents trajets de chargement à la température de 298 K pour l'acier TRIP800. Cette nouvelle identification ne modifie pas l'allure des courbes obtenues pour différents modes de déformation.

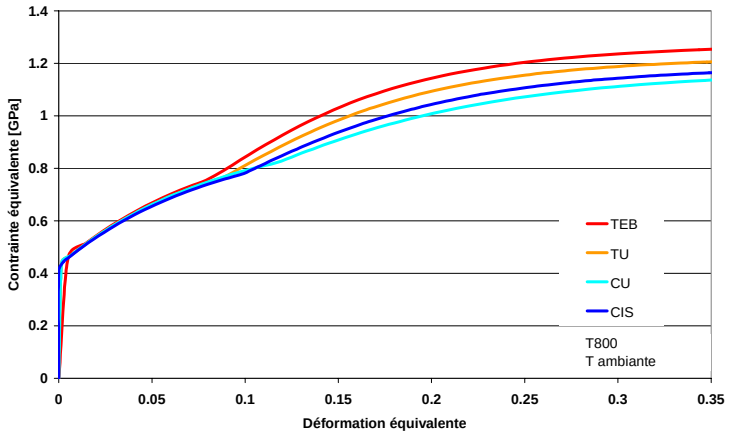


Figure IV.19. Simulations du comportement de l'acier TRIP 800 pour différents trajets de chargement à température ambiante

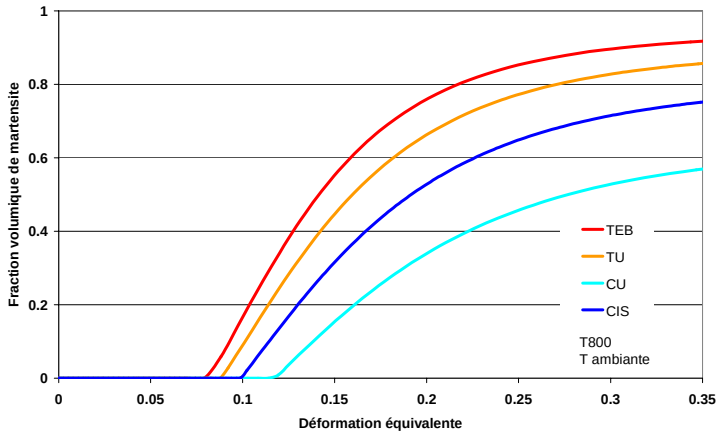


Figure IV.20. Cinétique de transformation martensitique de l'acier TRIP 800 pour différents trajets de chargement à température ambiante

IV.4.2.2. Essais multiaxiaux. Confrontation entre simulations et expériences.

IV.4.2.2.1. Application à un acier à effet TRIP de la littérature

Afin de valider la cinétique de transformation martensitique et le comportement du modèle sur différents modes de chargement, une comparaison est effectuée en traction équibiaxée (TEB), traction uniaxiale (TU) et cisaillement (CIS) entre expériences de la littérature de Furnémont [Fur03] et simulations numériques sur une nuance d'acier TRIP (0.29%C 1.42%Mn 1.41%Si avec 55% de ferrite, 28% de bainite et 17% d'austénite résiduelle) à température ambiante. Les paramètres d'écrouissage des phases austénitique et ferro-bainitique du modèle sont identifiés à partir des résultats expérimentaux des auteurs. La valeur des paramètres pour cet acier sont : $k_0^A = 21$; $k_1^A = 41.10^{-3}$;

n^A=1/21 ; m^A=1/30 ; $k_0{}^M$=21 ; $k_1{}^M$=53.5.10^{-3} ; n^M=1/25 ; m^M=1/100 ; $k_0{}^B$=23.5 ; $k_1{}^B$=37.10^{-3} ; n^B=1/22 ; m^B=1/100 ; $k_0{}^F$=21 ; $k_1{}^F$=39.10^{-3} ; n^F=1/22 ; m^F=1/100.

La figure IV.21. représente les comportements expérimentaux et simulés en traction et en cisaillement pour l'acier TF (55%α, 28%αb et 17%γ). Une comparaison est également effectuée entre cette nuance et l'acier TRIP800 (70%α, 13%αb et 17%γ) utilisé lors des simulations d'emboutissage (où les paramètres d'écrouissages sont différents avec un niveau de contrainte pour le TRIP800 plus important que pour l'acier TF pour la phase bainitique $\sigma_{bainite}^{T800} > \sigma_{bainite}^{TF}$). Le niveau de contrainte de l'acier TF est au dessus de l'acier TRIP800 du fait d'une plus importante fraction volumique de bainite, phase plus dure que la ferrite. Le comportement simulé en traction de l'acier TF concorde bien avec l'expérience de Furnémont [Fur03] à partir d'une déformation de 10%. En dessous de cette valeur, l'état de contrainte est sous estimé par rapport à l'expérience. Une bonne concordance entre expérience et simulation est également observée pour le cisaillement en grande déformation ainsi que lors de l'entrée en plasticité malgré une différence plus marquée entre 20 et 30% de déformation.

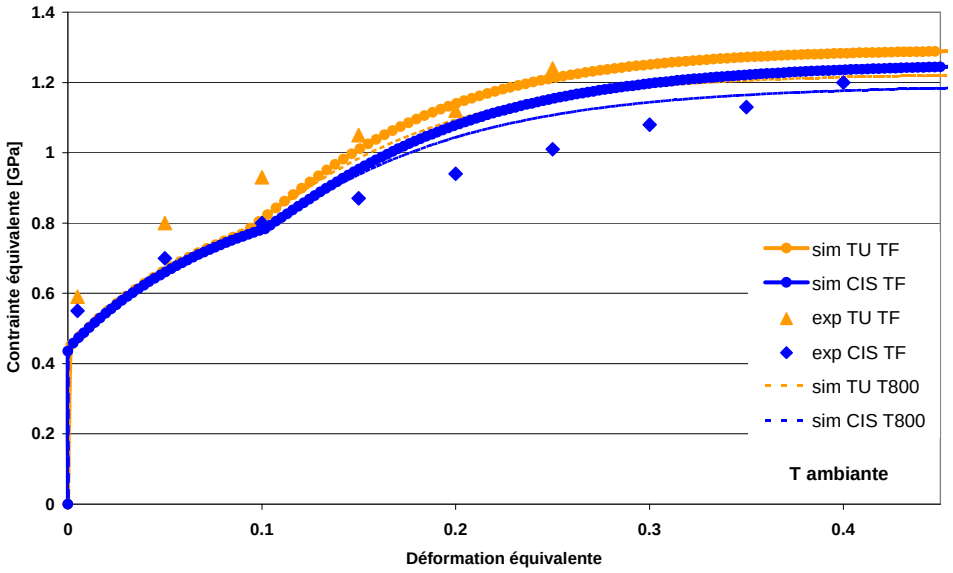


Figure IV.21. Comparaison du comportement entre simulations et résultats expérimentaux de Furnémont en traction uniaxiale et cisaillement

L'influence de l'état de contrainte sur la cinétique de transformation est représentée sur la figure IV.22. où les courbes simulées en traction équibiaxée, traction uniaxiale et cisaillement sont confrontées à celles expérimentales. La cinétique de transformation simulée en compression est

également représentée. Les résultats du modèle sont en accord avec ceux expérimentaux de Furnémont [Fur03] ainsi qu'avec la plupart des résultats de la littérature, soit une transformation martensitique qui croît avec la triaxialité des contraintes. Le modèle sous estime toutefois la transformation martensitique pour des déformations inférieures à 10%. Ce retard de la formation de martensite tient au fait que la force thermodynamique n'a pas encore atteint la force critique nécessaire au début de la transformation (cf paragraphe IV.2.3.2.4.). Il est également à noter concernant les courbes expérimentales, qu'au-delà d'une déformation équivalente de 20%, la fraction volumique de martensite mesurée en cisaillement dépasse celle de la traction uniaxiale.

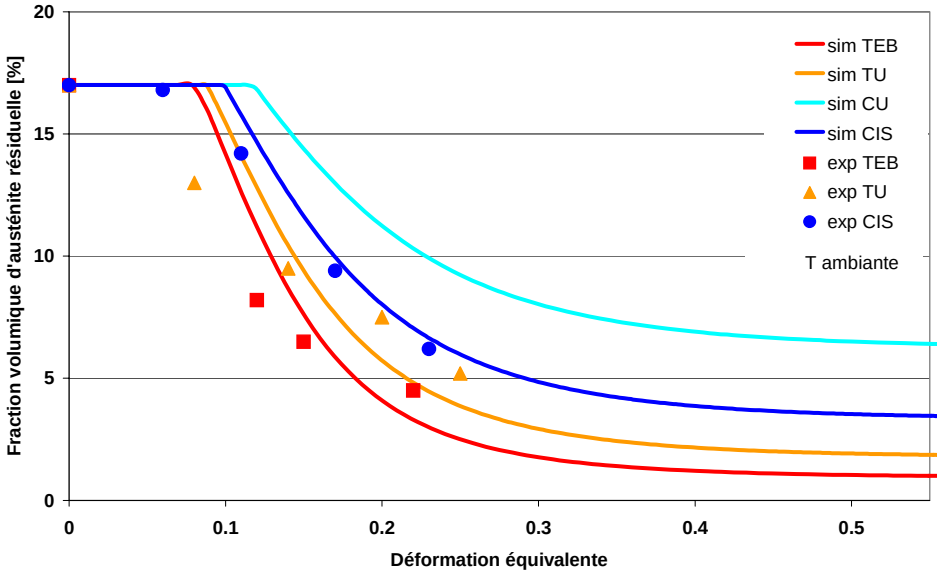


Figure IV.22. Evolution de la quantité d'austénite résiduelle des simulations et expériences de Furnémont pour différents trajets de chargement à température ambiante

Ces observations montrent que la modélisation est bien sensible à l'aspect multiaxial et reproduit fidèlement les résultats expérimentaux de la littérature. Cette première confrontation entre simulations et expériences pour des essais de chargement monotones atteste de la bonne prédiction du modèle ainsi que de sa sensibilité envers l'état des contraintes. Une étude de la cinétique de transformation, des déformations et du comportement de l'acier multiphasé TRIP800 est alors envisagé dans le cas de la mise en forme. Une comparaison avec les résultats de la littérature est ensuite effectuée.

IV.4.2.3. Essais d'emboutissage profond. Confrontation simulations et expériences.

IV.4.2.3.1. Application à l'acier TRIP800.

Afin de valider le modèle pour l'acier multiphasé TRIP800, une confrontation entre résultats expérimentaux de la littérature et simulations est nécessaire. Les essais d'emboutissage ainsi que les résultats sur la fraction volumique d'austénite résiduelle du LEDEPP ont été détaillés au paragraphe III.5.3.1.2. du chapitre III. Les simulations d'emboutissage profond de godets cylindriques d'acier TRIP800 ont été réalisées avec la géométrie et les dimensions de celles utilisées expérimentalement (tableau III.5.). La force de serrage est la même que celle utilisée lors de l'expérience. Les coefficients de frottement entre le flan et l'outillage sont constants égaux à 0.1. La température est prise constante et isotherme lors de toutes les simulations (298K). Lors des simulations, des éléments 3D à intégration réduite de type C3D8R à 8 nœuds sont utilisés. Le temps CPU d'un calcul est raisonnable (environ 3 heures pour un pentium 4 de 2 GHz) pour 2966 éléments constituant le flan (3 éléments dans l'épaisseur).

Une comparaison du taux d'austénite résiduelle (fraction volumique de 16.5% au départ) entre simulations et expériences est alors effectuée à la figure IV.24. pour différents enfoncements (53mm, 72mm et 91mm pour les simulations numériques). La transformation martensitique est représentée pour les surfaces extérieures inférieure (surface en contact avec le poinçon, nommée « INT » sur le graphique IV.24.) et supérieure (nommée « EXT » sur le graphique IV.24.). La différence des résultats entre les deux surfaces était prévisible au niveau des rayons poinçon et matrice. Le gradient en épaisseur de la fraction volumique de martensite ainsi observé vient de la nature différente des chargements rencontrés sur les rayons des différentes surfaces (gradient de transformation martensitique d'environ 30%, figure IV.23.). Une sous-estimation de la fraction volumique d'austénite résiduelle au fond du godet est à noter concernant les simulations par rapport aux résultats expérimentaux. Cependant, l'échauffement non négligeable à ce niveau n'est pas pris en compte dans nos simulations.

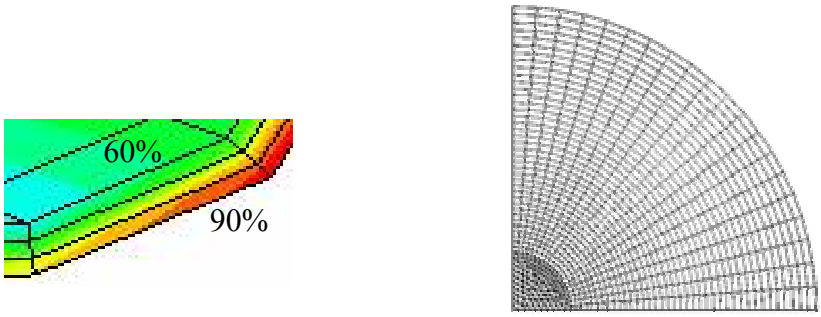


Figure IV.23. Gradient en épaisseur de la fraction volumique de martensite dans le rayon poinçon (60% de martensite formée à l'intérieure et 90% à l'extérieure). Maillage utilisé lors des simulations

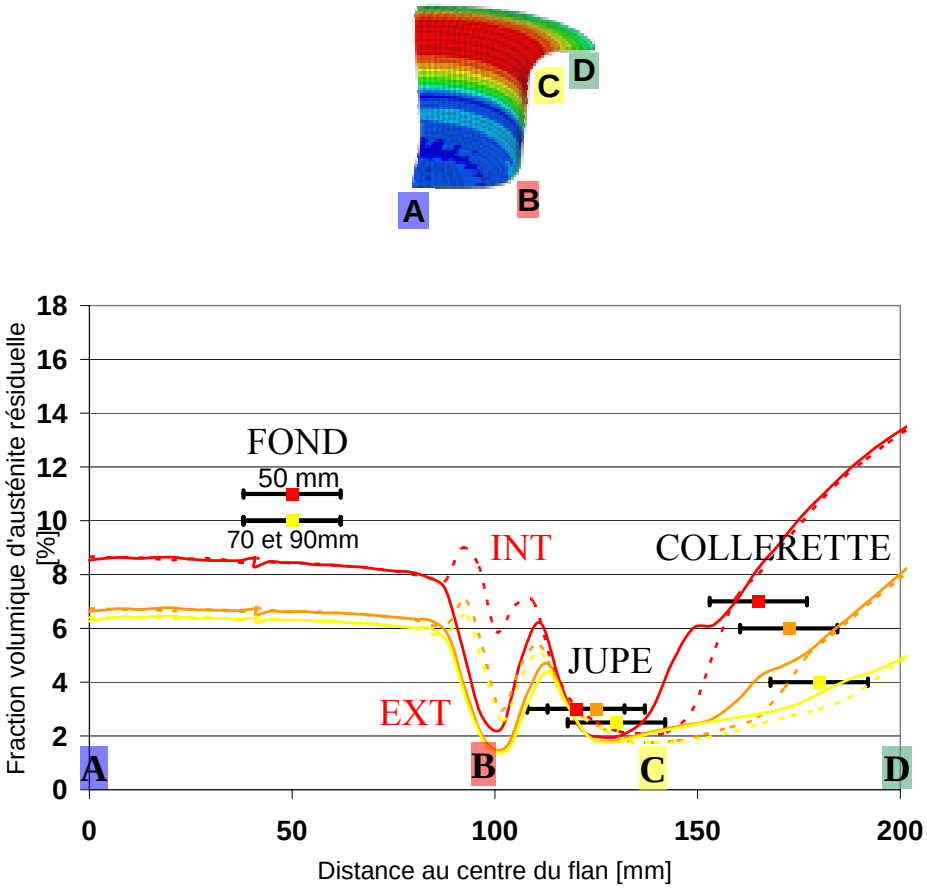


Figure IV.24. Répartition de la fraction volumique d'austénite résiduelle le long du flan dans un godet cylindrique TRIP 800. Comparaison simulation et expérience pour trois profondeurs d'emboutissage (50mm, 70mm, 90mm)

L'écart observé au fond du godet s'explique aussi par l'identification des paramètres du modèle effectué uniquement à partir des résultats d'essais de traction uniaxiale. Une identification basée également sur des essais d'emboutissage expérimentaux (trajet en expansion équibiaxée comme celui rencontré au fond du godet) de la cinétique de transformation martensitique donne des résultats plus proches au fond du godet comme le montre la figure IV.25.

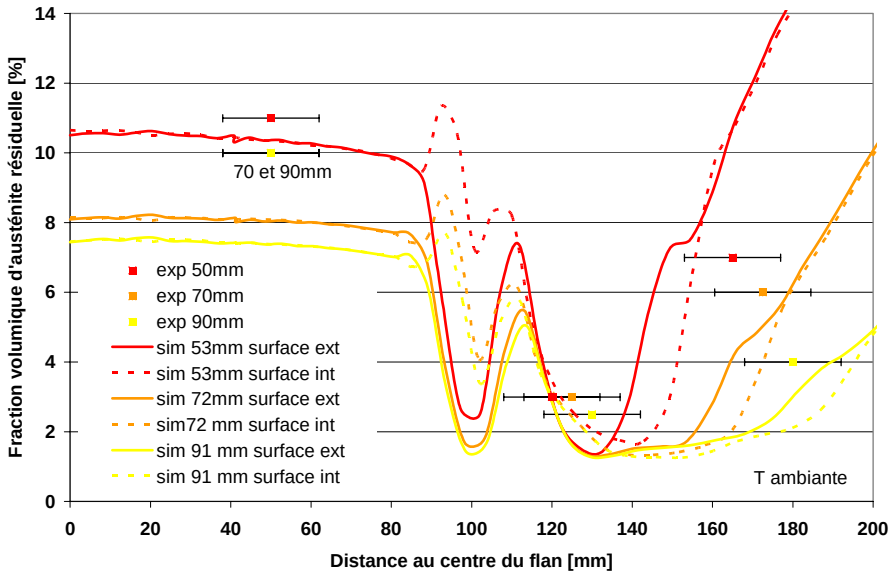


Figure IV.25. Répartition de la fraction volumique d'austénite résiduelle le long du flan dans un godet cylindrique TRIP 800. Comparaison simulation et expérience pour trois profondeurs d'emboutissage (50mm, 70mm, 90mm) après identification des paramètres en expansion équibiaxée

La déformation en épaisseur le long du rayon du flan pour des profondeurs d'emboutissage de 53 mm, 72 mm et 91mm lors d'une simulation d'emboutissage d'un acier TRIP800 à température ambiante est représentée à la figure IV.26. Un amincissement au fond du godet d'environ 12% pour un enfoncement de 53 mm est observé avec une saturation de cette déformation en épaisseur autour de 15% pour un enfoncement de 90mm. Ce phénomène de consolidation du matériau est attribué à la transformation martensitique s'effectuant sous le fond du godet (la transformation est plus facile dans le cas d'un chargement en expansion). L'étirement bi axial sous le poinçon est ainsi freiné car la contrainte d'écoulement plastique du flan à ce niveau est supérieure à celle nécessaire au poinçon pour emboutir la pièce. Le matériau sous le poinçon subit alors une décharge élastique jusqu'à la fin de l'emboutissage. La déformation s'effectue alors principalement dans la jupe et la collerette (augmentation de la déformation en épaisseur due à la compression présente à ce niveau). La force du poinçon est représentée en fonction de l'enfoncement à la figure IV.27. La force non nulle observée pour un enfoncement de 103 mm vient du fait que le flan n'est pas encore totalement embouti à cette profondeur (le diamètre du flan dans son état non déformé est de 400 mm).

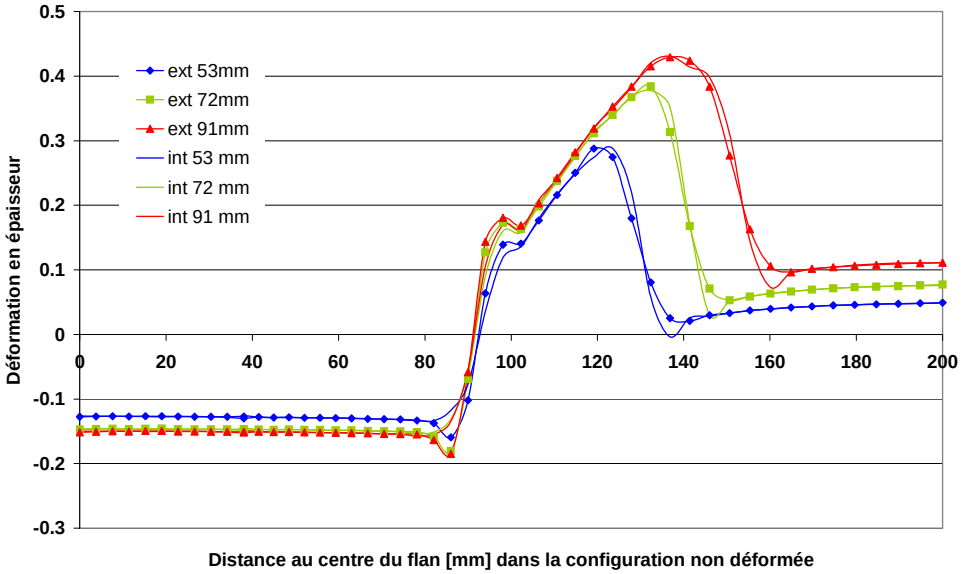


Figure IV.26. Représentation de la déformation en épaisseur le long du rayon du flan pour différentes profondeurs d'emboutissage d'un acier TRIP 800 à température ambiante

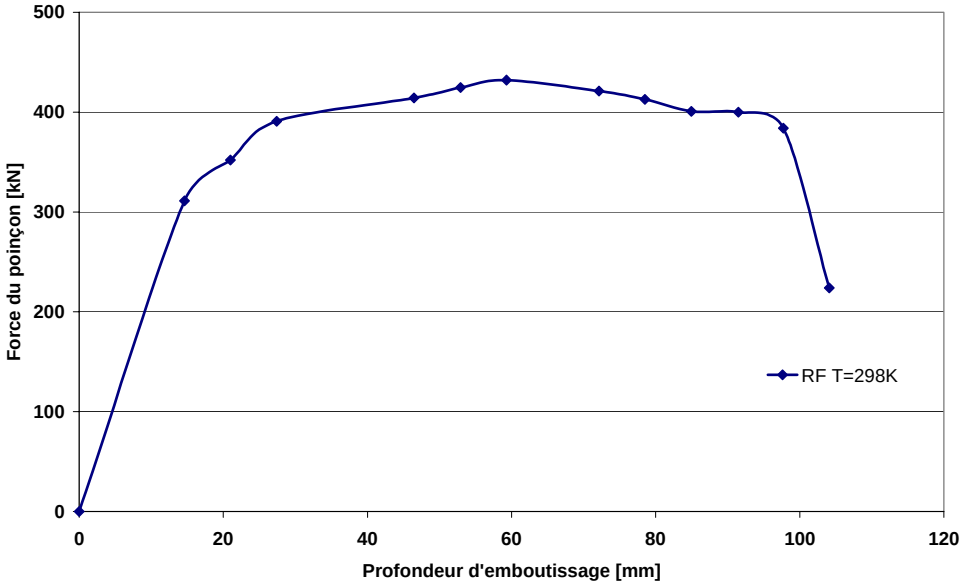


Figure IV.27. Force du poinçon en fonction de la profondeur d'emboutissage pour un essai d'emboutissage à température ambiante d'un acier TRIP 800

Les figures IV.28 et IV.29. représentent respectivement les répartitions de la contrainte équivalente au sens de von Mises ainsi que de la fraction volumique de martensite sur les différentes parties du godet pour une profondeur d'emboutissage de 91 mm. La tendance expérimentale de Sumitomo [Sum78] pour un acier inoxydable 304 de la fraction volumique de martensite est ainsi respectée : la martensite se forme plus dans la jupe et la collerette que dans le fond du godet.

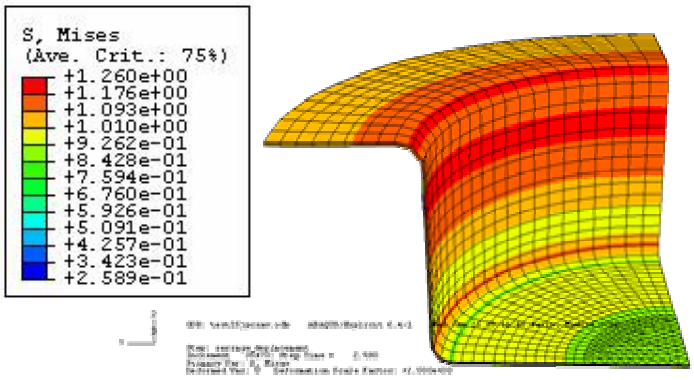


Figure IV.28. Représentation de la distribution de la contrainte équivalente [GPa] au sens de Von Mises pour un quart de l'embouti cylindrique pour un enfoncement du poinçon de 91 mm

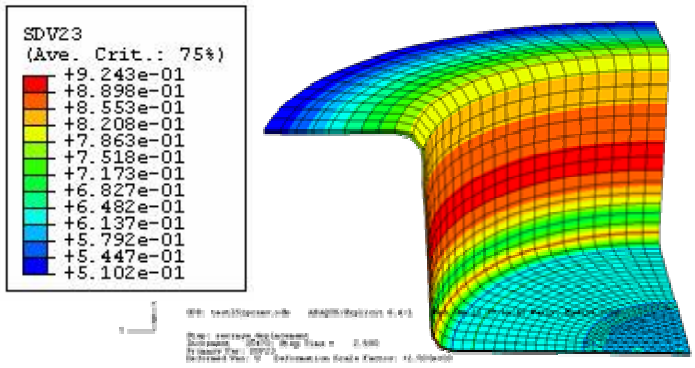


Figure IV.29. Représentation de la distribution de la fraction volumique de martensite pour un quart de l'embouti cylindrique pour un enfoncement du poinçon de 91 mm

La répartition de la déformation équivalente pour des enfoncements de 53, 72 et 91 mm est également représentée à la figure IV.30. où l'on observe des valeurs de déformation pouvant atteindre près de 60% en haut de la jupe pour un enfoncement de 91 mm.

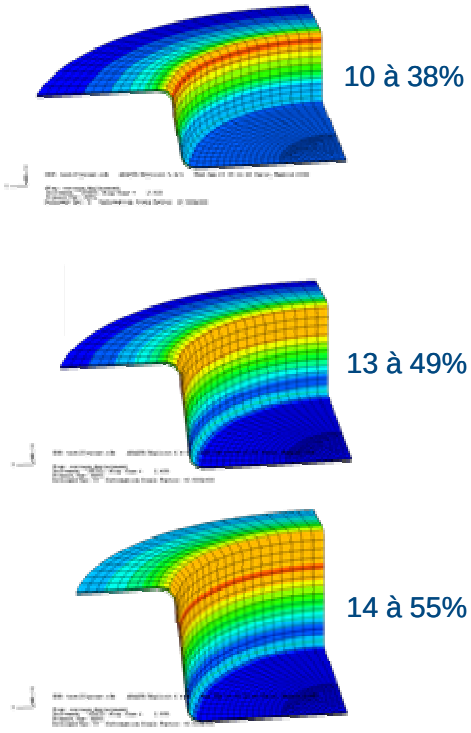


Figure IV.30. Représentation de la déformation équivalente pour des enfoncements de 53, 72 et 91 mm

L'ensemble des résultats de ces simulations sur le comportement global et la cinétique de transformation observés sur l'acier multiphasé TRIP800 pour divers trajets multiaxiaux et en emboutissage par rapport aux résultats expérimentaux confirment ainsi le bon pouvoir prédictif du modèle.

IV.5. Conclusions

Après avoir détaillé le modèle semi-phénoménologique utilisé (écrouissage et cinétique de transformation martensitique décrivant les aciers à transformation de phase martensitique α' : force thermodynamique illustrée dans le cas d'une description cristallographique et macroscopique), une implémentation de celui-ci a été effectuée dans le code d'éléments finis Abaqus/Explicit à travers un sous-programme utilisateur. Cette étude a montré que la dépendance du taux de transformation martensitique vis-à-vis de l'état des contraintes est le résultat d'une activation mécanique à travers la

force motrice $\sigma^{\gamma} : \overline{\varepsilon^{Tr}}$ où une combinaison des invariants des contraintes est également utilisée pour capter l'influence de l'état des contraintes. Afin de valider l'implévmentation, les résultats obtenus à l'aide des simulations Abaqus (subroutine VUMAT) sont comparés avec ceux d'un programme indépendant. Une bonne concordance est observée concernant le comportement d'un matériau biphasé et la cinétique de transformation à différentes températures et pour divers trajets monotones.

Une identification des paramètres du modèle à l'aide des résultats expérimentaux obtenus au chapitre II et de la littérature a été faite pour un acier inoxydable austénitique 304 et pour un acier multiphasé TRIP800. Cette identification (nombre de paramètres relativement faible) a permis de confronter les simulations avec l'expérience pour plusieurs chargements monotones à différentes températures ([ITT98], [Fur03], résultats en TU du TRIP800 du chapitre II) ainsi qu'en emboutissage profond à température ambiante ([SASO76], [Led00]).

Un bon accord est observé sur l'ensemble de ces résultats. Celui-ci confirme la bonne capacité du modèle élasto-viscoplastique à prédire le comportement des aciers à transformation martensitique de part la prise en compte de la microstructure du matériau et de paramètres physiques. Ainsi, le modèle prend bien en compte l'état des contraintes et reproduit fidèlement les résultats expérimentaux de la littérature concernant le comportement et la cinétique de transformation martensitique. De plus, la cinétique de transformation martensitique obtenue avec ce modèle en emboutissage est sensiblement plus proche des mesures expérimentales sur un acier de type 304 [SASO76] comparée à celle obtenue à l'aide du modèle précédent du chapitre III.

Conclusions

Ces travaux ont permis, à travers une description des mécanismes de la transformation de phase martensitique et une caractérisation expérimentale du comportement des aciers inoxydable austénitique instable 304 et multiphasé TRIP800, d'implémenter deux modèles macroscopiques phénoménologiques dans le code de calcul par éléments finis Abaqus/Explicit et ainsi de simuler numériquement le procédé d'emboutissage.

Une étude bibliographique concernant le comportement plastique des aciers à transformation de phase martensitique a montré les différents mécanismes liés à cette transformation et les facteurs l'influençant. Ainsi nous avons noté, en plus de l'influence de la température et de la composition chimique sur la stabilité de l'austénite, que l'état des contraintes est un facteur important dans la transformation martensitique. La triaxialité des contraintes est d'autant plus importante qu'elle intervient dans le procédé d'emboutissage, c'est pourquoi une attention particulière a été portée sur son rôle dans les modélisations. De plus nous avons vu que la phase martensitique plus dure change les propriétés du matériau en engendrant une déformation de transformation, un écrouissage accru ainsi qu'une variation de volume. Ces différents effets jouent également un rôle dans le processus de déformation en emboutissage. Enfin, une présentation des principales cinétiques de transformation, des nombreuses lois de comportement de la littérature ainsi que des modélisations phénoménologiques ou plus physiques a été proposée afin de décrire au mieux le comportement en mise en forme de ces aciers lors de l'implémentation.

Une caractérisation expérimentale sur les aciers inoxydable austénitique 304 et multiphasés TRIP800 et TRIP1000 a permis d'analyser les propriétés mécaniques de ces aciers concernant l'écrouissage et la cinétique de transformation martensitique. Ces essais ont ainsi mis en évidence l'influence de la température sur le comportement en traction (TRIP1000 et TRIP800) et le rôle de la triaxialité des contraintes (donnée pour différents trajets de chargement allant de la traction uniaxiale à l'expansion équibiaxée en passant par la traction plane afin de déterminer la courbe limite de formage) sur la transformation martensitique dans les essais d'emboutissage de type Marciniak de l'acier 304. L'ensemble de ces résultats a complété les données de la littérature (comportement thermomécanique et cinétique de transformation à différentes températures des aciers entièrement ou partiellement austénitiques dans le cas des trajets monotones et en emboutissage) pour l'identification

des paramètres matériaux et pour la validation des simulations numériques des modèles implémentés. Enfin, une analyse de la microstructure des éprouvettes sollicitées montre que les faciès de rupture de ces aciers sont caractéristiques d'une rupture ductile avec formation de cupules par croissance de cavités. De plus, l'étude menée sur l'acier 304 à l'aide du logiciel de corrélation d'image nous renseigne sur le caractère relativement isotrope du matériau. Cette hypothèse a été utilisée lors des simulations numériques.

Le premier modèle implémenté a été celui d'Iwamoto et Tsuta [IT00] dérivé des modèles de cinétique de transformation d'Olson et Cohen [OC75] et de Stringfellow et al. [SPO92] et prenant en compte la plasticité de transformation. Cependant une modification a été apportée concernant la cinétique de transformation martensitique. Sur ce dernier point, le modèle proposé par Iwamoto et Tsuta [IT00] ne semble pas traduire fidèlement la réalité en ce qui concerne les trajets de chargement où la triaxialité des contraintes est importante. Les expériences menées pour des trajets en expansion équibiaxée (chapitre II) ainsi que celles de la littérature ([LK00], [Fur03], [You88], …) montrent que la fraction de martensite croît avec la triaxialité des contraintes, en désaccord avec la cinétique de transformation de ce modèle. C'est pourquoi nous avons adopté une variante de ce modèle, conforme à la proposition antérieure de Stringfellow et al. [SPO92], où seule la force motrice de la transformation dépend de la triaxialité des contraintes. Ce modèle décrivant le comportement plastique des tôles d'aciers austénitiques instables a été implémenté dans le code d'éléments finis Abaqus/Explicit à l'aide de deux sous-programmes utilisateurs, écrits respectivement pour des simulations en contraintes planes et en 3D.

Après avoir validé les calculs réalisés avec ces sous programmes, une étude de sensibilité aux différents paramètres de la modélisation a été effectuée dans le cas d'essais d'emboutissage profond, dans le but d'analyser l'influence des différents éléments du modèle sur la formabilité de l'acier inoxydable entièrement austénitique 304 : l'effet Greenwood-Jonhson tend à abaisser la force du poinçon et le niveau d'étirement sous le poinçon, l'expansion volumique associée à la transformation martensitique contribue à un amincissement additionnel sous le poinçon, l'influence de la triaxialité des contraintes sur la transformation a des conséquences notables sur la répartition radiale des déformations et de la fraction de martensite formée. D'une façon générale, l'assez médiocre capacité d'emboutissage profond des aciers austénitiques instables est le résultat d'un fort durcissement résultant de la transformation martensitique induite par la déformation dans la collerette et le long du rayon de matrice, qui a pour effet de produire une augmentation notable de la force du poinçon, elle-même entraînant un amincissement conséquent sous le poinçon. Cette quantité appréciable d'étirement équibiaxial sous le poinçon représente un facteur défavorable à l'obtention de godets profonds.

Les comparaisons effectuées avec les résultats expérimentaux obtenus au chapitre II, ainsi qu'avec des résultats de la littérature, fournissent un recoupement correct. Une bonne concordance est ainsi obtenue en emboutissage profond entre les résultats des simulations et ceux expérimentaux donnés en référence [TMMYW03] et [SASO76], concernant l'importante quantité d'étirement observé sous le poinçon, la valeur du rapport limite d'emboutissage ainsi que l'allure de la distribution radiale de fraction d'austénite transformée à température ambiante. Les simulations de la fraction volumique d'austénite résiduelle et du comportement global des aciers multiphasés TRIP800 et de la littérature donnent également des résultats comparables à ceux expérimentaux concernant différents trajets de chargement monotones ainsi qu'en emboutissage profond.

Enfin, les simulations d'emboutissage de type Marciniak effectuées sur l'acier inoxydable austénitique 304 ont été comparées aux résultats expérimentaux. De bons résultats sont obtenus concernant les déformations principales avant rupture et la cinétique de transformation est en accord avec l'expérience : la quantité de martensite augmente avec la triaxialité des contraintes.

Afin d'améliorer le pouvoir prédictif des simulations, un second modèle élasto-viscoplastique semi-phénoménologique est proposé et implémenté dans le code de calcul par éléments finis Abaqus/Explicit. Celui-ci tient compte de paramètres physiques comme la taille des grains, ainsi que de la vitesse de déformation. La cinétique utilisée dans ce modèle est obtenue à partir de la thermodynamique des processus irréversibles et l'écrouissage est décrit par la théorie phénoménologique de multiplication des dislocations de Mecking et Kocks [MK81] et Estrin et Mecking [EM84].

Une validation de l'implémentation a été réalisée en comparant les résultats des simulations Abaqus obtenus à l'aide du sous programme VUMAT avec ceux d'un programme indépendant. Une bonne concordance est observée concernant le comportement d'un matériau biphasé et la cinétique de transformation à différentes températures et pour divers trajets monotones.

Une identification des paramètres du modèle à l'aide des résultats expérimentaux obtenus au chapitre II et de la littérature a été effectuée afin de simuler le comportement des aciers inoxydable austénitique 304 et multiphasé TRIP800. Cette identification a permis de confronter les simulations numériques avec l'expérience pour plusieurs chargements monotones (traction équibiaxée, traction uniaxiale, cisaillement et compression) à différentes températures ([ITT98], [Fur03], résultats en TU du TRIP800 du chapitre II) ainsi qu'en emboutissage profond à température ambiante ([SASO76], [Led00]).

Un bon accord est observé sur l'ensemble de ces résultats. Celui-ci confirme la bonne capacité du modèle élasto-viscoplastique à prédire le comportement des aciers à transformation martensitique de part la prise en compte de la microstructure du matériau et de paramètres physiques. Un meilleur potentiel prédictif en mise en forme des aciers instables est ainsi obtenu à l'aide de ce modèle

concernant également la cinétique de transformation martensitique. Ainsi, le modèle prend bien en compte l'état des contraintes et reproduit fidèlement les résultats expérimentaux de la littérature concernant le comportement et la cinétique de transformation martensitique.

L'ensemble de ces travaux laisse entrevoir quelques perspectives notamment dans la prise en compte du couplage thermomécanique dans la modélisation, lequel joue un rôle d'autant plus important que la transformation est fortement sensible à la température, particulièrement lorsqu'on se rapproche de la température Md. Cette proposition venant de l'observation d'un gradient de température non négligeable lors d'essais expérimentaux de traction uniaxiale à température ambiante en régime quasi statique. De même l'intégration dans le modèle d'une méthode d'homogénéisation ou d'un modèle auto-cohérent permettrait sans doute de reproduire encore plus fidèlement l'expérience. Enfin, une quantification du gradient de transformation martensitique en épaisseur pour divers trajets de chargement par diffraction des rayons X donnerait une base de données importante pour affiner la validation de ces modèles.

La détermination théorique des courbes limites de formage, associant un modèle de localisation de la déformation avec un critère de rupture ductile est également en cours de développement dans l'équipe.

[Aba04] ABAQUS/Explicit, version 6.4 manuals, Hibbitt, Karlsson and Sorensen Inc., Pawtucket, USA, 2004.

[Abr72] ABRASSART, F., Influence des transformations martensitiques sur les propriétés mécaniques des alliages du système Fe-Ni-Cr-C, 1972, Thèse de doctorat ès-Sciences Physiques, Université de Nancy I.

[ALP69] ABRASSART F., LECROISEY F., PINEAU A., Mem. Sci. Rev. Met., 1969, 66, 805.

[And65] ANDREWS, K.W. J. Iron Steel Inst., 1965, 203, pp721-727.

[And05] ANDERSSON R., Deformation characteristics of stainless steels, 2005, doctoral thesis, division of manufacturing systems engineering.

[Ang54] ANGEL, T., Formation of martensite in austenitic stainless steels. J. of the Iron and Steel Inst., 1954, 177, pp154-174.

[AOM05] ANDERSSON R., ODEN M., MAGNUSSON C., A new equation to describe the microstructural transformation of meta-stable austenitic stainless steels during plastic deformation, submitted for publication in journal international journal of plasticity, 2005.

[Azz00] AZZOUZ, F., CAILLETAUD, G., ANTRETTER, T., FISCHER, F.D., TANAKA, K., Transformation induced plasticity (TRIP) in steels subjected to nonmonotonic loading paths – experiments and theory. Proceedings Plasticity 2000, Vancouver, pp175-177

[Azz00-2] AZZOUZ, F., CAILLETAUD, G., FISCHER, F.D., PINEAU, A., TANAKA, K., Back stress development during the austenite $\rightarrow$ martensite transformation, Proceedings ZAMM, 2000, pp185-188.

[Bai24] BAIN, E.C., Trans. AIME, 1924, 70, p.25.

[BBIP05] BERRAHMOUNE M.R., BERVEILLER S., INAL K., PATOOR E., Caractérisation de la transformation martensitique dans l'acier austénitique 301LN, 17ème Congrès Français de Mécanique, septembre 2005, Troyes.

[BHF04] BYUN T.S., Hashimoto N., Farrell K., Temperature dependence of strain hardening and plastic instability behaviours in austenitic stainless steels, Acta Materialia, 2004, 52 , 3889-3899.

[BIKL01] BOUAZIZ, O., IUNG, T., KANDEL, M., LECOMTE, C., J. Phys. IV, 2001, 11, p223.

[BM54] BOWLES J.S., MACKENZIE J.K., The crystallography of martensite transformations I and II, Acta Met. 2, 1954, pp129-147.

[BMM98] BRUNET M., MGUIL S. and MORESTIN F., Analytical and experimental studies of necking in sheet forming metal processes, *J. Mater. Process. Tech.*, 1998, n°80-81, 40-46.

[BMSMF05] BOURGEOIS N., MAKKOUK R., SERRI J., MARTINY M. and FERRON G., Experimental and numerical analysis of the formability of TRIP steels". IDDRG'2005 (International Deep Drawing Research Group), Besançon, France, June 20-22, 2005.

[Bot97] BOTSHEKAN, M., Comportement mécanique et stabilité microstructurale d'un acier inoxydable austénitique type AISI 316LN sous forte plasticité monotone et cyclique à 77K et 300K, 1997, Thèse de doctorat, Ecole Centrale Lille.

[Bri84] BRICOUT, J.P., 1984, Thèse de doctorat, Université de Valenciennes.

[BST00] BARGUI, H., SIDHOM, H., TOURKI, Z., Martensite induite : incidence sur le comportement en écrouissage et sur la limite de formage de l'acier inoxydable austénitique AISI304. Matériaux&Techniques, 2000, 11-12, pp31-41.

[Bum99] BUMBIELER, F., Mise en évidence de l'effet TRIP sur un acier Fe-0,2C-1,5Mn-1,5Si – comparaison avec un modèle micromécanique, 1999, Thèse de doctorat, Université de Metz.

[BW94] BHATTACHARYYA A., WENG G.J., An energy criterion for the stress-induced martensitic transformation in a ductile system, J. Mech. Phys. Solids, 1994, 42, p. 1699.

[BZ81] BERVEILLER, M., ZAOUI, A., Res. Mechanica Let., 1981, 1, p119.

[C1885] CONSIDERE A., Ann. des Ponts et Chaussées, 1885, 9, p. 574.

[CBL00] CHERKAOUI, M., BERVEILLER, M., LEMOINE, X., Couplings between plasticity and martensitic phase transformation : overall behavior of polycrystalline TRIP steels. Int. J. Plast., 2000, 16, pp1215-1241.

[CBS98] CHERKAOUI, M., BERVEILLER, M., SABAR, H., Micromechanical modelling of martensitic transformation induced plasticity (TRIP) in austenitic single crystals. Int. J. Plast., 1998, 14, p597-626.

[CM05] CHENG S., MA E., Tensile properties of in situ consolidated nanocrystalline Cu, Acta materialia, 2005, 53, 1521-1533.

[CSSK06] CHERKAOUI M., SOULAMI A., SUN X., KHALEEL M.A., From micro to macroscopic description of martensitic transformation in steels : a viscoplastic model, Philosophical Magazine, 2006.

[Del91] Delaey L., Diffusionless Transformations, Materials Science and Technology, 1991, Volume 5 : Phase transformations in materials, p.339.

[DeM95] DeMANIA A.D., The influence of martensite transformation on the formability of 304 stainless steel sheet, 1995, M.Sc. thesis, Department of Mechanical Engineering, MIT.

[Des81] DESALOS Y., Comportement dilatométrique et mécanique de l'austénite métastable d'un acier A 533, IRSID, 1981, rapport n°95349401 MET 44, 28p.

[DJR59] DE JONG M., RATHENAU G.W., Acta Metallurgica, 1959, 7, p.246.

[DJR61] DE JONG M., RATHENAU G.W., Acta Metallurgica, 1961, 9, p.714.

[DP98] DIANI J.M., PARKS D.M., Effects of strain state on the kinetics of strain-induced martensite in steels. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1998, 46, 1613-1635.

[DSB95] DIANI J.M., SABAR H., BERVEILLER M., Micromechanical modelling of the transformation induced plasticity (TRIP) phenomen in steels, Int. J. Engng Sci., 1995, 33, p. 1921.

[EM84] ESTRIN Y., MECKING H., A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models. Acta Metall., 1984, 32, 57-70.

[Esh57] ESHELBY, J.D., The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion and related problem. Proc. Roy. Soc., 1957, A241, pp376-396.

[Est96] ESTRIN Y., Dislocation-Density-Related Constitutive Modeling, in : Unified Constitutive Laws of Plastic Deformation, ed. A. S. Krausz and K. Krausz. Academic Press, New York, 1996, pp. 69-106.

[Est98] ESTRIN Y., Dislocation theory based constitutive modelling: foundations and applications, Journal of the materials processing technology, 1998, 80-81, pp. 33-39.

[Fer81] FERRON G., Influence of heat generation and conduction on plastic stability under uniaxial tension. Materials Science and Engineering, 1981, 49, 241-248.

[Fis97] FISCHER, F.D., Modelling and simulation of transformation induced plasticity in elastoplastic materials. In Mechanics of solids with phase changes, Berveiller M., Fischer F.D., Eds Wien New York Springer, 1997, 368, pp189-237.

[Fra72] FRANITZA, S., Zur Berechnung der Wärme und Umwandlunspannungen in langen Kreiszylindern, 1972, PhD Thesis, Tech. Univ. Braunschweig, Allemagne.

[Fur03] FURNEMONT, Q., The micromechanics of TRIP-assisted multiphase steels, 2003, Thèse de Doctorat, Université Catholique de Louvain, Belgique.

[Gal05] GALLEE S., Caractérisation expérimentale et simulation numérique des procédés d'emboutissage profond : application aux aciers inoxydables austénitiques, 2005, Thèse à l'université de Bretagne-sud.

[Gau85] GAUTIER, E., Transformation perlitique et martensitique sous contrainte de traction dans les aciers, 1985, Thèse d'Etat, INPL, Nancy.

[Ger01] GERARD J., Comportement thermomécanique des aciers TRIP, PFE, 2001, ENSAM de Metz.

[GJ65] GREENWOOD, G.W., JOHNSON, R.H., The deformation of metals under small stresses during phase transformation. Proc. Roy. Soc., 1965, A283, pp403-422.

[GMTPL04] GALLEE S., MANACH P.Y., THUILLIER S., PILVIN P. et LOVATO G., Identification de modèles de comportement pour l'emboutissage d'aciers inoxydables, Matériaux et Techniques, 2004, 3-4, pp.3-12.

[GMTPL04b] GALLEE S., MANACH P.Y., THUILLIER S., PILVIN P. et LOVATO G., Development of a two-phase model for the deep-drawing of austenitic stainless steel, In : Proceedings of Esaform 2004, 199-202, Trondheim, Norway.

[GO79] GUIMARAES, J.R.C., DE OLIVEIRA, F.F., Work hardening and martensitic transformation in Fe-27%Ni-0.23%C at 263K. Scripta Metall. A, 1979, 13, pp537-542.

[GPH05] GEY N., PETIT B., HUMBERT M., Electron Backscattered Diffraction Study of ε/α' Martensitic Variants Induced by Plastic Deformation in 304 Stainless Steel, Metallergical and Materials Transactions, 2005, 36A, 12, p 3291-3299.

[GS99] GALL K., SEHITOGLU H., The role of texture in Tension/Compression assymetry in Polycrystalline NiTi, Int. J. of Plasticity, 1999, 15, 69-92.

[Gui72] GUIMARAES, J.R.C. Scripta Metall., 1972, 6, p795.

[Hec77] HECKER S.S., Experimental studies of sheet stretchability, in: Formability proceedings, oct 1977, Chicago.

[HHR98] HANSEL, A.H.C, HORA, P., REISSNER, J., Description of strain induced martensitic phase transformation in metastable austenitic steels for the simulation of deep drawing processes at non isothermal conditions, 1998, Procedings IDDRG, Bruxelles.

[Hos77] HOSHINO K., Effect of chemical composition on season cracking of metastable austenitic stainless steel, Testune Hakane, 1977, 63, 659.

[HSSS82] HECKER, S.S., STOUT, M.G., STAUDHAMMER, K.P., SMITH, J.L., Effects of strain state and strain rate on deformation induced transformation in 304 stainless steel: Part I et Part II. Met. Trans. A, 1982, 13A, pp 619-635.

[IAJ92] INOUE, T., ARIMOTO, K., JU, D.Y. Proc. First. Int. Conf. Quenching and Control of Distortion, Chicago, 1992, pp205-212.

[IDCO02] IUNG, T., DRILLET, J., COUTURIER, A., OLIER, C., Detailed study of the transformation mechanisms in ferrous TRIP aided steels. Int. Conf. on TRIP-aided high strength ferrous alloys, 2002, pp31-37.

[IT00] IWAMOTO T. and TSUTA T., Computational simulation of the dependence of the austenitic grain size on the deformation behaviour of TRIP steels. International Journal of Plasticity, 2000, 16, 791-804.

[IT02] IWAMOTO T. and TSUTA T., Computational simulation on deformation behaviour of CT specimens of TRIP steel under mode I loading for evaluation of fracture toughness, Int J. of Plasticity, 2002, 18, 1583-1606.

[ITI74] IZUMIYAMA, M., TSUCHIYA, M., IMAI Y., J.Japan Inst.Net., 1974, 34, p 291.

[ITT98] IWAMOTO T., TSUTA T. and TOMITA Y., Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in TRIP steels and modelling of transformation kinetics, *Int. J. Mech. Sci*., 1998, vol. 40, 173-182.

[Iwa04] IWAMOTO T., Multiscale computational simulation of deformation behavior of TRIP steel with growth of martensitic particles in unit cell by asymptotic homogenization method, Int. Journal of Plasticity, 2004, 20, 841-869.

[JFPD01] JACQUES P, FURNEMONT Q, PARDOEN T, DELANNAY F. On the role of martensitic transformation on damage and cracking resistance in TRIP-assisted multiphase steels. Acta Materialia, 2001, 49, 139-152.

[Kee65] KEELER S.P., Determination of Forming Limits in Automotive Stampings, Sheet Metal Indust, 1965, 42, pp. 683-691

[KK29] KURDJUMOV, G.V., KAMINSKII, E. Z., Zh. Prikl. Fiz., 1929, 2, pp47-48.

[KK76] KRIEG R.D., KEY S.W., Implementation of a Time Independent Plasticity Theory into Structural Computer Programs, Constitutive Equations in Viscoplasticity : Computational and Engineering Aspects, ASME (New York), 1976, 20, pp. 125-137.

[KM59] KOISTINEN D.P., MARBURGER R.E., A general equation prescribing extent of austenite-martensite transformation in pure Fe-C alloys and plain carbon steels. Acta Metall., 1959, 7, pp59-60.

[KM03] KOCKS U. F., MECKING H., Physics and phenomenology of strain hardening, Progress in materials science, 2003, 48, pp. 171-273.

[Koc76] KOCKS U.F., Laws for work-hardening and low-temperature creep., J. Eng. Mater. Technol., 1976, 98, 76-85.

[KP99] KANNI RAJ A., PADMANABHAN K.A., Prediction of the formability of metastable low nickel austenitic stainless steel sheets, Journal of Materials Processing Technology, 1999, 94, p. 201-207.

[Kub04] KUBLER R., Comportement thermomécanique des aciers à effet TRIP : approches micromécaniques et phénoménologiques – applications à la mise en forme, 2004, thèse de doctorat, ENSAM de Metz.

[LB69] LUDWIGSON, D.C., BERGER, J.A. J. Iron Steel Inst., 1969, 207, p63.

[LBB90] Les aciers inoxydables, Editeurs scientifiques Lacombe P., Baroux B., Beranger G., les éditions de physique 1990.

[Leb89] LEBLOND, J.B, Mathematical modelling of transformation plasticity in steels II : coupling with strain hardening phenomena. Int. J. Plast., 1989, 5, pp573-591.

[LMD86] LEBLOND J.B., MOTTET G., DEVAUX J.C., A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations. Journal Mechanical Physics Solids, 1986, vol34,n°4, p 395-432.

[LDD89] LEBLOND, J.B., DEVAUX, J., DEVAUX, J.C., Mathematical modelling of transformation plasticity in steels I : case of ideal-plastic phases. Int. J. Plast., 1989, 5, pp551-572.

[LED00] HOURMAN, T., HOCHARD, J.L., MESS, G., rapport interne LEDEPP, 2000.

[LED01] HOURMAN T., rapport interne LEDEPP, 2001.

[Lev98] LEVITAS, V.I., Thermomechanical theory of martensitic phase transformations in inelastic materials. Int. J. Solids Structures, 1998, 35 (9-10), pp889-940.

[LBDM90] LIU, C., BÖTTGER, A., DE KEIJSER, T., MITTEMEIJER, E.J., Scripta Metall., 1990, 24, pp509-514.

[LFJDP02] LANI, F., FURNEMONT, Q., JACQUES, P.J., DELANNAY, F., PARDOEN, T., Micromechanical modeling of plastic anisotropy and strain induced phase transformation in dual-elastoplastic phase materials. Proceedings EMMC6, 2002, Liège, Belgique, pp169-177.

[Li63] LI J.C.M., Petch relation and grain boundary sources, Transactions of the metallurgical society of AIME, 1963, 227, 239.

[Liu81] LIU, Y.X., Principle of Heat Treatment, China Mechanical Industry Press, 1981, Pekin.

[LK00] LEBEDEV A.A., KOSARCHUK V.V., Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steels. International Journal of Plasticity, 2000, 16, 749-767.

[LP72] LECROISEY, F., PINEAU, A., Metallurgica Transaction, 1972, 3, pp387-396.

[Mag66] MAGEE C.L., Transformation Kinetics, microplasticity and aging of martensite in Fe-31Ni, 1966, Ph. D Thesis, Carnegie Institute of Technology, Pittsburgh.

[Mak90] MAKI, T., Microstructure and mechanical behavior of ferrous martensite, Materials Science Forum, 1990, 56-58, p157.

[Man04] MANACH P.Y., Lois de comportement et mise en forme des matériaux métalliques, 2004, Habilitation à Diriger des Recherches, Université de Bretagne-Sud.

[Mar84] MARSHALL P., Austenitic stainless steels, Microstructure and mechanical properties (Elsevier Applied Science Publishers LTD), 1984.

[Mar03] MARIN N., Caractérisation expérimentale de l'acier TRIP800, 2003, rapport de DEA, LPMM/Letam, université de Metz.

[MBMTSF06] MAKKOUK R., BOURGEOIS N., MARTINY M., TEACA M., SERRI J., FERRON G., Experimental and numerical analysis of the Forming Limit Diagram of type 304L austenitic stainless steel, Metal 2006, Ostrava, 23-25 mai 2006.

[MF95] MARKETZ F., FISCHER F.D., A mesoscale study on the thermodynamic effect of stress on martensitic transformation, Metallurgical and materials Transactions A, 1995, 26A, p. 267.

[Mit87] MITTER W., Umwandlungsplastizität und ihre Berücksichtigung bei der Berechnung von Eigenspannungen. Materialkundlich-Technische, 1987, Reihe 7, Gebr Borntraeger, Berlin, Stuttgart, Allemagne.

[MK67] MARCINIAK Z. and K. KUCZINSKI, Limit strains in the process of stretch-forming sheet metals", *Int. J. Mech. Sci.*, 1967, vol. 9, 609-620.

[MK81] MECKING H. and KOCKS U.F., Acta Metall., 1981, 29, 1865-1877.

[MM96] MILLER M.P., McDOWELL D.L., The effect of stress state on the large strain inelastic deformation behaviour of 304L stainless steel. Journal of Engineering Materials and Technology, 1996, 118:28.

[MM96b] MILLER M.P., McDOWELL D.L., Modelling large strain multiaxial effects in FCC polycrystals, International Journal of Plasticity, 1996, 12 (7), 875-902.

[MMB97] MAMALIS A.G., MANOLAKOS D.E., BALDOUKAS A.K., Simulation of Sheet Metal Forming Using Explicit Finite-Element Techniques : Effect of Material and Forming Characteristics. Part 1 et 2, J. of Materials Processing Technology, 1997, 72, pp. 48-60 et 110-116.

[MST87] MATSUMURA, O., SAKUMA, Y., TAKECHI, H., Scr. Met., 1987, 21, p301.

[MT73] MORI, T., TANAKA, K., Average stress in matrix and average elastic energy of materials within misfitting inclusions, Acta Mat., 1973, 21, pp571-579.

[MT97] MGUIL-TOUCHAL S., Une technique de corrélation directe d'images numériques : application à la détermination de courbes limite de formage et proposition d'un critère de striction, 1997, Ph. D thesis, INSA de Lyon.

[MTT74] MAKI, T., TOMOTA, Y., TAMURA, I.. J. Jpn. Inst. Met., 1974, 38, p871.

[Mur81] MURR L.E., Strain Induced Dislocation Emission from Grain Boundaries in Stainless Steel, Materials Science and Engineering, 1981, 51, pp. 71-79.

[Nes97] NES E., Modelling of work hardening and stress saturation in FCC metals, Progress in materials science, 1997, 41, 129-193.

[NOC82] NARUTANI, T., OLSON, G.B., COHEN, M., Proc. ICOMAT, 1982.

[Noh76] NOHARA K., Int. Symposium on « new aspects of martensitic transformations », Japon Institute of Metals, mai 1976, Kobe (Japon).

[NOO77] NOHARA K., ONO Y., OHASHI N., Composition and grain size dependencies of strain-induced martensitic transformation in metastable austenitic stainless steel, J. Iron & Steels Inst. Jpn., 1977, 63, 772-782 (in Japanese).

[OA92] OLSON G.B., AZRIN M., Transformation behaviour of TRIP steels, Met. Trans. A, 1992, 13A, 1907-1914.

[OBTM93] ONINK, M., BRAKMAN, C.M., TICHELAAR, F.D., MITTEMEIJER, E.J., VAN DER ZWAAG, S., ROOT, J.H., KONYER, N.B. Scripta Metall. Mater., 1993, 29, pp1011-1023.

[OC75] OLSON, G.B., COHEN, M. Metalurgica Transaction, 1975, 6A, pp791-795.

[OC82] OLSON, G.B., COHEN, M. Stress assisted isothermal martensitic transformation: applocation to TRIP steels. Metalurgical Transactions A (1982), 13A, p1907.

[OCARG86] OLSON G.B. et COHEN M., SD Antolovich, RO Ritchie and WW Gerberich eds. Mechanical properties and phase transformation in engineering materials, TMS-AIME, 1986, Warrendale, p.367.

[PBF03] PERLADE, A., BOUAZIZ, O., FURNEMONT, Q., A physically based model for TRIP-aided carbon steels behaviour, Mat. Sc. Eng., 2003, A, V356, Issue1-2, pp145-152.

[PC53] PATEL, J.R., COHEN, M., Criterion for the Action of Applied Stress in the Martensitic Transformation, Acta Metallurgica. I, 1953, pp. 531-538.

[Pes02] PESSANHA MOREIRA L., Etude numérique de l'influence du modèle de plasticité sur le comportement des tôles lors de l'emboutissage, 2002, thèse de doctorat, Université de Metz.

[PCLRL03] PRANTIL, V.C., CALLABRESI, M.L., LATHROP, J.F., RAMASWAMY, G.S., LUSK, M.T., Simulating distortion and residual stresses in carburized thin strips, J. Eng. Mat. Tech., 2003, 125, pp116-124.

[PE47] POST, C.B., EBERLY, W.S., Trans. ASM, 1947, 39, p868.

[PGBHC06] PETIT B., GEY N., BOLLE B., HUMBERT M., CHERKAOUI M., Deformation Behavior and Microstructure/Texture Evolution of an Annealed 304 AISI Stainless steel Experimental and Micromechanical Modeling, Journal of Plasticity, 2006.

[Pic78] PICKERING, F.P., Apl. Sci. Phys., 1978, London.

[Pic84] PICKERING F.B., Physical metallurgical development of stainless steels, Proc. Of the Conf. Stainless Steels, Göteborg, 3-4 Septembre 1984, pp. 2-28.

[Pil88] PILVIN P., Identification des paramètres de modèles de comportement, Proc. MECAMAT, Besançon, 1988, pp. 155-164.

[Pil03] PILVIN P., Notice d'utilisation du logiciel Sidolo version 2.4495, 2003, rapport interne, Université de Bretagne Sud.

[PR59] PORTER L.F., ROSENTHAL P.C., Acta Metallurgica, 1959, 1, p. 504.

[Pri94] PRIOR A.M., Applications of Implicit and Explicit Finite Element Techniques to Metal Forming, Proceedings of the 5th International Conference in Metal Forming (University of Birmingham, Angleterre), 1994, pp. 649-656.

[PSC02] PYCHMINTSEV, I.Y., SAVRAI, R.A., DE COOMAN, B.C., Effect of stress state on the transformation behaviour and mechanical properties of TRIP aided automotive steels. Int. Conf. on TRIP-aided high strength ferrous alloys, 2002, pp79-84.

[RGKN04] RUSINEK A., GADAJ P., KLEPACZKO J.R., NOWACKI W.K., Analyse thermographique de l'élévation de temperature dans un acier TRIP 800 au cours de la déformation plastique. Matériaux & Techniques, 2004, n°5-6.

[RNTP92] REBELO N., NATEGAAL J.C., TAYLOR L.M., PASSMANN R., Comparison of Implicit and Explicit Finite Element Methods in the Simulation of Metal Forming Processes, Proceedings of the Numiform'92 (Valbonne, France), 1992, pp. 99-108.

[Rob53] ROBERTS, C.S. Trans AIME, 1953, 197, pp203-204.

[RS88] RINTAMAA R., SULONEN M., 12^{e} Biennal congress of IDDRG proceeding, Italie, mai 1988, p.119.

[RSZ69] RIDLEY, N., STUART, H., ZWELL, L.. TRANS. AIME, 1969, 245, pp1834-1836.

[SASO76] SUMITOMO H., ARAKAWA M., SAWATANI T., OHOKA T., J. Jpn. Soc. Technol. Plasticity, 1976, 17, 891.

[SC54] STOKES R.J., COTTREL A.H., Work softening in aluminium crystals, Acta metallurgica, 1954, 2, pp. 341-342.

[Sch32] SCHEIL E., Transformation of austenite into martensite in Iron-Nickel alloys under stress, Z. anorg. Allgen. Chem., 1932, 207, p. 21.

[SHC01] SHIN H.C., HA T.K., CHANG Y.W., Kinetics of deformation induced martensitic transformation in a 304 stainless steel, Scripta Materialia, 2001, 45, 823-829.

[SKG27] SELYAKOV, N.Y., KURJUMOV, G.V., GUDTSOV, N. T., Zh. Prikl. Fiz., 1927, 2, pp51-54.

[Skr91] SKROTZKI, B., Journal de Physique IV, 1991, C8, p367.

[SMF05] SERRI J., MARTINY M., FERRON G., Finite element analysis of the effects of martesnitic phase transformation in TRIP steel sheet forming, International Journal of Mechanical Sciences, 2005, 47, p 884-901.

[SMF05b] SERRI J., MARTINY M., FERRON G., A numerical analysis of the formability of unstable austenitic steels, Journal of Materials Processing Technology, 2005, 164-165, p1241-1247.

[SPO92] STRINGFELLOW R.G., PARKS D.M. and OLSON G.B., A constitutive model for transformation plasticity accompanying strain-induced martensitic transformations in metastable austenitic steels, *Acta Metall. et Mat.*, 1992, vol. 40, 1703-1716.

[Sum78] SUMITOMO H., Earing and delayed cracking of deep drawn cup of austenitic stainless steel sheets. Advanced Technology of Plasticity, 1978, vol II., pp 1289-1297.

[Tal99] TALEB L., Acier 16 MND5 – Base de données, 1999, rapport INSA.

[Tay34] TAYLOR G.I., The mechanism of plastic deformations of crystals, Proceedings of the Royal Society London., 1934, A, 145, pp. 362-415.

[TBS05] TOURKI Z., BARGUI H., SIDHOM H., The Kinetics of induced martensitic formation an dits effect on forming limit curves in the AISI 304 stainless steel, Journal of Materials Processing Technology, 2005, 166, 330-336.

[Tek00] Tekkaya A.E., State-of-the-art of Simulation of Sheet Metal Forming, Journal of Materials Processing Technology, 2000, vol. 103, pp. 14-22.

[TI95] TOMITA Y. and IWAMOTO T., Constitutive Modeling of Trip Steel and its Application to the Improvement of Mechanical Properties. *Int. J. Mech. Sci*., 1995, vol. 37, 1295-1305.

[TI01] TOMITA Y. and IWAMOTO T, Computational Prediction of Deformation Behaviour of TRIP Steels under Cyclic Loading. *Int. J. Mech. Sci.*, 2001, 43, 2017-2034.

[TM95] TOUCHAL MGUIL, Une technique de corrélation directe d'images numériques : application à la détermination de courbes limite de formage et proposition d'un critère de striction, 1997, Ph. D thesis, INSA de Lyon.

[TMMYW03] TAKUDA H., MORI K., MASACHIKA T., YAMAZAKI E. and WATANABE Y., J. Mat. Proc. Tech., 2003, 143-144, 242-248.

[TS85] TANAKA, K., SATO, Y., A mechanical view of transformation-induced plasticity. Ing. Archiv, 1985, 55, pp147-155.

[TS00] TOMITA Y., SHIBUTANI Y., Estimation of deformation behaviour of TRIP steels_ smooth/ringed-notched specimens under monotonic and cyclic loading, Int . J. of Plasticity, 2000, 16, 769-789.

[TS03] TALEB, L., SIDOROFF, F., A micromechanical modeling of the Greenwood-Johnson mechanism in transformation induced plasticity, Int. J. Plast., 2003, 19, 10, pp1821-1842.

[TWL98] TALYAN V., WAGONER R.H., LEE J.K., Formability of Stainless Steel, Metallurgical and materials transactions, 1998, vol 29A, p. 2161-2172.

[VCP94] VIDEAU, J.C., CAILLETAUD, G., PINEAU, A., Modélisation des effets mécaniques des transformations de phases pour le calcul de structures, Journal de Physique IV, 1994, 4, C3, pp227-232.

[VDA99] VACHER P., DUMOULIN S., ARRIEUX R., Determination of the forming limit diagram from local strain measurement using digital image analysis, *Int. J. Forming Processes*, 1999, vol. 2, 395-408.

[VN97] VINTAIKIN, E.Z., NOSOVA, G.I., On the 95th birthday of G.V. Kurdyumov, Metal Science and Heat Treatment, 1997, 39, N°1-2, pp70-76.

[WCRM04] WEI Q., CHENG S., RAMESH K.T. and MA E., Effect of nanocrystalline and ultrafine grain sizes on the strain rate sensitivity and activation volume: fcc versus bcc metals, Materials Science and Engineering A., 2004, 381, pp. 71-79.

[WDR79] WOLLANTS P., DE BONTE M., ROOS J.R., A thermodynamic analysis of the stress induced martensitic transformation in a single crystal, Z. Metallkd, 1979, 70, p 113.

[WLR53] WECHSLER M.S., LIEBERMAN, D.S., READ, T.A., On the theory of the formation of martensite, Journal of metals, 1953, TRANS. AIME, pp1503-1515.

[WV01] WANG, J., VAN DER ZWAAG, S., Stabilization of retained austenite in transformation induced plasticity, Met. Mat. Trans. A, 2001, 32A, pp1527-1539.

[You88] YOUNG C.C., 1988, Ph.D. thesis, MIT, Cambridge, Mass.

[Zha93] ZHANG, J., Influence de la contrainte sur la transformation martensitique d'alliages Fe-Ni-C, 1993, Thèse de doctorat, INPL, Nancy.