



**HAL**  
open science

# Modélisation de la plasticité due à une transformation martensitique dans les aciers

Salem Meftah

► **To cite this version:**

Salem Meftah. Modélisation de la plasticité due à une transformation martensitique dans les aciers. Mécanique [physics.med-ph]. INSA de Rouen, 2007. Français. NNT : 2007ISAM0026 . tel-00604502

**HAL Id: tel-00604502**

**<https://theses.hal.science/tel-00604502v1>**

Submitted on 29 Jun 2011

**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.

**Ecole doctorale Sciences Physiques et Mathématiques pour l'Ingénieur**

# **Thèse**

Présentée devant

**L'Institut National des Sciences Appliquée (INSA) de Rouen**

Pour obtenir

## **Le grade de Docteur**

Spécialité : mécanique, génie mécanique

Par

**Salem MEFTAH**

# **Modélisation de la plasticité due à une transformation martensitique dans les aciers.**

Soutenance le 26 Octobre 2007  
Devant la commission d'examen

M. LEXCELLENT C.	Président	Professeur des Universités LMRC École Nationale Supérieure de Mécanique et des Microtechniques de Besançon.
Mme. GAUTIER E.	Rapporteur	Directeur de recherches CNRS LSG2M Ecole des Mines Nancy
M. BERGHEAU J.M.	Rapporteur	Professeur des Universités LTDS Ecole Nationale D'Ingénieurs Saint Etienne
M. GILLES Ph.	Examineur	Chercheur ARIVA Groupe Paris
M. CAILLETAUD G.	Examineur	Professeur des Universités Centre des matériaux d'Evry Ecole des Mines Paris
M. TALEB L.	Directeur de thèse	Professeur des Universités LMR INSA de Rouen
M. SIDOROFF F.	Co-directeur de thèse	Professeur des Universités LTDS Ecole Centrale de Lyon
M. BARBE F.	Co-directeur de thèse	Maître de conférences LMR INSA de Rouen



## Remerciements

Je tiens tout d'abord à exprimer mes profonds remerciements à mes directeurs de thèse: Messieurs les professeurs des universités, Lakhdar TALEB de l'INSA de Rouen, et François SIDOROFF de l'Ecole Centrale de Lyon, pour m'avoir proposé ce sujet de thèse. Merci pour leurs précieux conseils scientifiques, pour la qualité de leurs encadrements ainsi que leur présence et leur disponibilité.

Je tiens aussi à remercier Monsieur Fabrice Barbe, maître de conférences à l'INSA de Rouen (co-directeur de thèse) pour la qualité de son encadrement, pour tous ses encouragements, et surtout pour son aide sans limite. Je salue aussi son ouverture d'esprit et sa bonne humeur.

Je remercie madame Elisabeth GAUTIER, professeur à l'Ecole des Mines de Nancy, et monsieur BERGHEAU Jean-Michel, professeur à l'Ecole Centrale de Lyon, d'avoir bien voulu me faire l'honneur d'accepter d'être rapporteurs de ce modeste travail de thèse. Mes remerciements s'adressent aussi au Président et aux Membres du jury pour avoir accepté de juger ce travail.

J'aimerais remercier madame Elisabeth GAUTIER, professeur à l'Ecole des Mines de Nancy, et monsieur Georges CAILLETAUD, professeur à l'Ecole des Mines de Paris, pour les diverses discussions que j'ai pu avoir avec eux, pour avancer ce travail.

Je voudrais remercier tout le personnel du Laboratoire de Mécanique de Rouen et du Département de mécanique à l'INSA de Rouen, pour leur soutien durant mes travaux de thèse et mon poste d'ATER.

J'aimerais dire un grand merci à tous les thésards de notre laboratoire pour les différents moments de partage que nous avons eus.

Je remercie chaleureusement ma mère, mes sœurs et mes frères pour tout leur soutien et leur patience.



**A** la mémoire de mon  
père.

Résumé

Abstract

## Résumé

Ce travail porte sur l'analyse d'un phénomène particulièrement important dérivant des conséquences mécaniques des transformations de phases solide–solide : la plasticité de transformation ou TRIP (TRansformation Induced Plasticity) et son interaction avec la plasticité classique. Ce sujet est abordé à la fois par des investigations expérimentales et par une approche de modélisation numérique, pour les transformations martensitiques.

La modélisation est basée sur le calcul par éléments finis des interactions mécaniques entre plaquettes de martensite et sa phase parente dans un domaine 2D représentant un grain d'austénite. Une première étude paramétrique détaillée est réalisée, en simulant une transformation martensitique dans l'acier 16MND5. La progression de la transformation est assurée par la formation successive des variants, sélectionnés selon un critère thermodynamique. Plusieurs sont testés et analysés (force motrice mécanique, énergie de déformation, énergie potentielle) en tenant compte de l'effet des principaux facteurs influant sur le TRIP (effet des efforts externes, pré-écrouissage de la phase austénitique ...). Les résultats obtenus en terme de plasticité de transformation montrent que certaines configurations de cette approche (taille du maillage suffisamment grand, position et direction de cisaillement de la première plaquette bien définie, conditions aux limites, critères thermodynamiques...) permettent de représenter relativement bien l'évolution de la plasticité de transformation, surtout du point de vue qualitatif. Ceci est valable pour les essais de TRIP sous chargement durant la transformation, comme pour les essais d'interaction plasticité classique – TRIP, essais pour lesquels aucun modèle purement analytique ne s'est, à notre connaissance, montré prédictif. Afin d'améliorer ces résultats quantitativement, nous avons étendu la modélisation à l'échelle de plusieurs grains répartis périodiquement dans un domaine 2D (modèle multi-grains). Les premiers résultats sont encourageants, notamment par le fait que les simulations des essais de TRIP dans l'acier 35NCD16 montrent une nette amélioration de la cinétique de transformation et de l'allure de l'évolution du TRIP.

Expérimentalement, nous avons réalisé des essais classiques de TRIP pour une transformation martensitique dans l'acier 35NCD16, sous différents modes de chargement (mono-axial et bi-axial) pendant la transformation. Nous avons constaté que la direction de chargement (traction, torsion ou combinaison des deux) n'influe pas sur le TRIP équivalent dans la mesure où l'équivalent au sens de von Mises de la contrainte appliquée reste le même dans tous les essais. D'autres investigations expérimentales ont porté sur le phénomène d'interaction plasticité-TRIP mis en évidence dans les travaux de Taleb et Petit-Grostabussiat sur l'acier 16MND5. Ces nouvelles investigations, sur l'acier 35NCD16, ont permis de confirmer que le simple fait de pré-écrouir la phase austénitique pouvait conduire, sous chargement en contrainte nulle, à l'apparition d'une déformation permanente lors de la transformation, déformation apparentée à du TRIP. De même que pour l'acier 16MND5, ce TRIP d'interaction avec la plasticité de la phase parente apparaît dans la même direction et avec le même signe que le chargement ayant causé le pré-écrouissage.

## Abstract

This work is concerned with the analysis of a particularly important phenomenon which corresponds to one of the mechanical consequences of solid-solid phase transformations: the transformation plasticity or TRIP (TRansformation Induced Plasticity) and its interaction with classical plasticity. This subject is addressed from the point of view of experimental investigations as well as with a numerical modelling approach, concerning martensitic transformations.

The modelling is based on the finite elements computation of the mechanical interactions between martensite plates and its parent phase in a 2D domain representing a grain. A first detailed parametric study has been realised by simulating a martensitic transformation in a 16MND5 steel (French norm). The transformation progresses with the successive formation of variants selected according to a thermodynamical criterion. Several criteria have been tested and analysed (mechanical driving force, strain energy and potential energy), taking into account the effect of the main factors influencing the TRIP (external load, prehardening in the austenitic phase...). The results obtained in terms of transformation plasticity have shown that several interesting configurations of this approach (large enough mesh size, given position and shearing direction of first variant, boundary conditions, thermodynamical criteria...) allow to represent, with a reasonable discrepancy, the evolution of transformation plasticity, particularly from the qualitative point of view. This is valid for the TRIP tests performed with a load kept constant during transformation as well as for the tests dealing with the interaction plasticity-TRIP, tests for which there is, to our knowledge, no purely analytical model which proves to be predictive. In order to improve quantitatively these results, the modelling has been extended on the scale of several grains distributed periodically in a 2D domain (multigrain model). The first results are satisfying since the simulations dealing with 35NCD16 (French norm) have shown a significant improvement of the kinetics of transformation and of the evolution of transformation plasticity as regards to experimental observations.

Experimentally, classical TRIP tests have been performed with a 35NCD16 steel subjected to a martensitic transformation, with different cases of constant load (uni-axial and Bi-axial) applied during the transformation. It has been observed that the direction of loading does not have any influence on the equivalent TRIP, provided that von Mises equivalent loading stress is the same for all the tests. Other investigations concern the phenomenon of the interaction between plasticity and TRIP which has been evidenced in the work of Taleb and Petit-Grostabussiat on 16MND5 steel. These new investigations, on 35NCD16 steel, have permitted to confirm that the fact to pre-harden the austenitic phase could lead to an extra permanent strain, developing without any load during a transformation. This permanent strain is considered to be a TRIP due to the interaction with the plasticity of the parent phase. As for 16MND5 steel, it takes the same direction and sign as the external load which has caused pre-hardening.

# Sommaire

## Sommaire

### Chapitre I : Etude Bibliographique

<b>Introduction générale</b> .....	11
<b>I Introduction</b> .....	17
<b>II Notion de transformation de phases, transformation martensitique</b> .....	17
<b>III Plasticité de la transformation</b> .....	20
III-1 Définition .....	20
III-2 Mécanismes responsables de la plasticité de transformation .....	23
III 2-1 Mécanisme de Greenwood et Johnson .....	23
III-2-2 Mécanisme de Magee .....	23
<b>IV Principaux modèles simulant la plasticité de transformation et les transformations martensitiques</b> .....	24
IV-1 Modèle de Leblond et sa version améliorée par Taleb et Sidoroff .....	27
<b>V Interaction plasticité classique- plasticité de transformation</b> .....	33
V-1 Travaux expérimentaux réalisés .....	33
-Dans le cas des transformations bainitiques .....	39
-Dans le cas des transformations Martensitiques .....	39
V-2 Modélisation du phénomène de l'interaction plasticité classique-TRIP .....	40
- Prévion du modèle de Leblond dans le cas d'une transformation bainitique .....	40
- Prévion du modèle de Leblond dans le cas d'une transformation martensitique .....	41
<b>VI Modèles numériques simulant les transformations martensitiques en 2D</b> .....	42
VI-1 Modèle de Ganghoffer et Simonsson .....	43
VI-2 Modèle de Wen .....	46
VI-3 Modèle de Idesman et al .....	48
<b>VII Conclusion</b> .....	49

### Chapitre II: Modélisation à l'échelle mono-grain de la plasticité de transformation dans les transformations martensitiques

<b>I Introduction</b> .....	52
<b>II Définition du modèle numérique</b> .....	52
II-1 La géométrie du modèle .....	52
II-2 Critère d'avancement de la transformation .....	54
II-2-1 Force motrice mécanique maximale (Ganghoffer) .....	54
II-2-2 Force motrice mécanique moyenne (Wen) .....	54

II-3 Implémentation du modèle et hypothèses imposées sur la modélisation -----	55
<b>III Etude paramétrique du modèle -----</b>	<b>58</b>
III-1 Evaluation du modèle de Ganghoffer -----	58
III-2 Transformation élément par élément -----	59
III-3 Effet de la taille du maillage -----	61
III-4 Effet du choix de type d'éléments finis -----	63
III-5 Effet de la direction de cisaillement -----	64
III-6 Effet du critère de choix des plaquettes -----	65
III-7 Effet des conditions aux limites imposées sur les bords du maillage -----	66
<b>IV Analyses et comparaisons entre les critères du choix des variants -----</b>	<b>70</b>
IV-1 Critère de l'Energie de Déformation Elastique (EDE) -----	71
IV-1-1 Identification de la 1 <sup>ère</sup> plaquette par critère de la minimisation de l'EDE	72
IV-1-2 Arrangement structural des plaquettes sous le critère de l'EDE-----	75
IV-1-3 Résultats du TRIP obtenus par le modèle basé sur l'EDE -----	76
IV-2 Travail des efforts externes -----	78
IV-3 Critère de l'énergie potentielle élastique (EPE)-----	81
<b>V Interaction plasticité classique - plasticité de transformation -----</b>	<b>83</b>
<b>VI Conclusion -----</b>	<b>86</b>

### Chapitre III : Premières analyses expérimentales et évaluation des modèles numériques développés

<b>I Introduction -----</b>	<b>90</b>
<b>II Partie expérimentale -----</b>	<b>90</b>
II-1 Programmes d'essais -----	90
II-2 Présentation du dispositif expérimental-----	91
II-2-1 Matériau et éprouvettes utilisés-----	91
II-2-2 Dispositif thermomécanique -----	92
II-2-3 Dispositif de mesure des déplacements -----	95
II-3 Essais de TRIP sous chargements uni-axiaux -----	95
II-3-1 Essai de dilatométrie libre -----	95
II-3-2 Essais de TRIP sous contraintes constantes -----	100
II-3-2-1 Essai de TRIP sous contrainte de traction -----	100
II-3-2-2 Essai de TRIP sous contrainte de cisaillement-----	103
II-4 Essais de TRIP sous chargement bi-axial -----	108
II-5 Analyses et comparaisons des résultats expérimentaux -----	110
II-6 Interaction plasticité classique - plasticité de transformation -----	113
II-7 Caractérisation de comportements mécanique des phases -----	115
II-7-1 Essai de caractérisation de la phase austénitique -----	116
II-7-2 Essai de caractérisation de la phase martensitique -----	116

---

<b>III- simulation numérique du TRIP dans l'acier 35NCD16</b> .....	117
III-1 Simulation à l'échelle mono-grain .....	117
III-2 Modélisation à l'échelle multi-grains .....	119
III-2-1 Présentation géométrique du modèle multi-grains .....	119
III-2-2 Analyse de l'arrangement structural des plaquettes dans le modèle multi-grains .....	124
III-2-2-1 Effet des efforts externes sur la distribution des plaquettes dans l Grains .....	124
III-2-2-2 Effet du voisinage des grains .....	126
III-3 Simulation du TRIP à l'échelle multi-grains .....	128
III-3-1 analyse des résultats pour les essais de TRIP classique .....	128
III-3-2 analyse des résultats pour les essais d'interaction plasticité classique – TRIP .....	131
<b>IV Conclusion</b> .....	132
<b>Conclusion générale et perspectives</b> .....	133
<b>Références bibliographiques</b> .....	138
<b>Annexe</b> .....	143

# Introduction générale

Vu les énormes enjeux technologiques liés à l'amélioration des performances des métaux alliés ou au développement de matériaux innovants (alliages à mémoire de forme), un grand nombre de travaux a été réalisé ces dernières années visant à une meilleure compréhension et modélisation des transformations de phase solide-solide, notamment pour les transformations martensitiques. Ce type de transformation reste l'un des problèmes métallurgiques les plus difficiles à comprendre, à cause de sa dépendance à plusieurs paramètres complexes, dont les plus importants :

- la morphologie de la phase produite : plaquettes de martensite,
- l'orientation des plaquettes (les variants),
- le lien entre cristallographie, orientation de plaquettes et effet de stratification
- la déformation liée à la transformation, qui accompagne l'apparition des variants de martensite,
- la thermodynamique qui gère l'apparition des plaquettes de martensite.

L'une des conséquences mécaniques de ces transformations de phase sous charge est le phénomène de plasticité de transformation. L'approche expérimentale classique pour mettre en évidence cette plasticité de transformation consiste à contrôler thermiquement la transformation tout en exerçant un chargement externe sur le matériau, chargement en contrainte dont la valeur est prise bien en deça de la limite d'élasticité de la phase la plus molle. Malgré ce chargement dans le domaine d'élasticité des phases en présence, une déformation permanente est observée qui, en l'occurrence, a été qualifiée de plasticité de transformation ou encore TRIP (TRAnsformation Induced Plasticity).

La bonne prévision de cette déformation plastique induite par la transformation martensitique est une condition nécessaire à une bonne évaluation du comportement des structures (contraintes résiduelles, durée de vie). Ce point peut s'avérer particulièrement important pour le dimensionnement de pièces mécaniques soumises à une opération de soudage : l'apport thermique dû à cette opération provoque des transformations de phases de différentes natures dans la zone dite affectée thermiquement ; si durant le soudage la pièce mécanique est soumise à un chargement comme c'est souvent le cas pour des éléments de structure, la durée de vie de la structure peut être modifiée.

Des estimations correctes de cette plasticité de transformation sont aussi nécessaires dans les éléments des structures soudées. Ceci a motivé de nombreux travaux portant sur l'acier 16MND5 utilisé dans des cuves des centrales nucléaires français. De point de vue modélisation, Les essais de TRIP classiques, sous chargement externe constant durant la transformation, uniaxial ou biaxial sont correctement reproduits avec la formulation de la plasticité de transformation du modèle de Leblond basé sur le mécanisme de Greenwood-Johnson. Mais dans le cas où la phase parente a été écrouie avant de subir une transformation martensitique libre de contrainte externe, étude menée à l'INSA de Lyon dans le cadre de la thèse de Sophie Petit-Grostabussiat, les prédictions de ce même modèle se sont avérées non-conformes aux observations expérimentales pour les transformations martensitiques. Ces observations, dans des conditions libres de chargement, révèlent le phénomène d'interaction plasticité classique - TRIP qui à notre connaissance ne peut pas être reproduit par les modèles implémentés dans les logiciels de calcul industriels basés généralement sur le mécanisme de Greenwood-Johnson. Ces différents points sont abordés en détails dans le Chapitre 1 consacré à une étude bibliographique, tant pour les aspects de modélisation analytique que pour les aspects expérimentaux.

Partant du constat exposé au paragraphe précédent, le principal objectif de ce travail est de mettre en place une modélisation qui permette de mieux appréhender les mécanismes responsables de l'apparition du TRIP dans les différents cas de chargement, essais de TRIP classique comme essais d'interaction plasticité-TRIP. Dans ce but, nous avons adopté la démarche suivante :

- Aborder le problème par la voie de la simulation numérique micro-mécanique afin de pouvoir introduire dans la modélisation des mécanismes locaux qui ne sont pas présents dans une modélisation basée sur l'approche Greenwood-Johnson et qui semblent être prépondérant dans le phénomène d'apparition du TRIP observé dans les différents cas de chargement. Cette modélisation numérique doit être la plus simple possible afin de pouvoir mener des études comparatives efficaces avec des résultats expérimentaux. Nous avons repris comme modèle de base l'approche numérique en 2D proposée par Ganghoffer, et quelques améliorations apportées à cette modélisation dans les travaux de Youhai Wen dans le cadre de sa thèse à l'Institut National Polytechnique de Lorraine (INPL) en 1997. Cette approche, présentée en Partie VI du Chapitre I, est améliorée pour représenter les aspects physiques de la transformation (modèle 2D, orientations des variants fixé à 8, chaque matériau est considéré comme homogène...) mais elle présente l'intérêt d'être simple tout en prenant en compte le mécanisme de Magee, à savoir l'apparition de la martensite sous forme de plaquettes cisillées.
- Effectuer une étude approfondie de l'effet des paramètres numériques afin de tester la robustesse et la fiabilité de l'approche numérique de Ganghoffer et d'évaluer sa pertinence par rapport aux observations expérimentales. Ceci fait l'objet des Parties II et III du Chapitre 2. Un paramètre de modélisation de cette approche est sujet à discussion : le critère d'avancement de la transformation qui permet de déterminer, à partir des champs mécaniques, chaque nouvelle plaquette de martensite devant se former dans le domaine d'étude à chaque étape de la transformation. Ce sujet est abordé dans la Partie IV du Chapitre 2, avec de nouvelles propositions de critères basés sur le travail des efforts externe et l'énergie potentielle.
- Réaliser des nouvelles investigations expérimentales sur le phénomène de la plasticité de transformation dans des conditions différentes de celles des travaux cités dans l'étude bibliographique : nouvel acier, chargement uniaxial ou biaxial. L'objectif est de fournir de nouveaux résultats expérimentaux, d'une part pour compléter la caractérisation expérimentale de l'apparition du TRIP et de son développement (effet du type et du trajet de chargement, effet de pré-écrouissage ...), d'autre part pour effectuer une nouvelle analyse de pertinence de l'approche numérique avec les paramètres de modélisation déterminés dans l'étude paramétrique préliminaire. Ces investigations expérimentales sont détaillées dans la partie II du Chapitre 3.
- Proposer, dans la Partie III du chapitre 3, une extension de la modélisation à un domaine d'étude faisant figurer plusieurs grains d'austénite : dans l'approche basée sur le modèle de Ganghoffer, l'approche dites mono-grain, un seul grain d'austénite est considéré, constituant ainsi un domaine d'étude équivalent à un monocristal ; dans le modèle étendu à plusieurs grains, le domaine d'étude est constitué de  $(n \times n)$  grains de même taille et de même morphologie que le mono-grain, répartis périodiquement et séparés par un milieu environnant équivalent à un joint de grain. La première

motivation de cette extension est d'améliorer la cinétique de transformation en enrichissant les possibilités de formation de plaquette : en divisant le domaine d'étude en plusieurs grains, on multiplie le nombre total de plaquettes potentielles sans diminuer la taille des plaquettes par rapport à la taille d'un grain ; on diminue ainsi la fraction volumique de chaque plaquette ce qui rend plus douce la variation de la fraction volumique de martensite et la variation de TRIP à chaque étape du calcul. La deuxième motivation de l'extension à plusieurs grains est de poser les bases d'une modélisation sur un domaine d'étude représentatif d'un milieu cristallin, avec des orientations de martensite différentes d'un grain à l'autre. Cette étape n'a pas été franchie car elle demande un travail important de construction aléatoire de maillage.

# Chapitre I

## Etude Bibliographique

**Sommaire****Chapitre I : Etude Bibliographique**

<b>I</b>	<b>Introduction</b> -----	17
<b>II</b>	<b>Notion de transformation de phases, transformation martensitique</b> -----	17
<b>III</b>	<b>Plasticité de la transformation</b> -----	20
	III-1 Définition -----	20
	III-2 Mécanismes responsables de la plasticité de transformation -----	23
	III 2-1 Mécanisme de Greenwood et Johnson -----	23
	III-2-2 Mécanisme de Magee -----	23
<b>IV</b>	<b>Principaux modèles simulant la plasticité de transformation et les transformations martensitiques</b> -----	24
	IV-1 Modèle de Leblond et sa version améliorée par Taleb et Sidoroff -----	27
<b>V</b>	<b>Interaction plasticité classique- plasticité de transformation</b> -----	33
	V-1 Travaux expérimentaux réalisés -----	33
	-Dans le cas des transformations bainitiques -----	39
	-Dans le cas des transformations Martensitiques -----	39
	V-2 Modélisation du phénomène de l'interaction plasticité classique-TRIP -----	40
	- Prévission du modèle de Leblond dans le cas d'une transformation bainitique -----	40
	- Prévission du modèle de Leblond dans le cas d'une transformation martensitique -----	41
<b>VI</b>	<b>Modèles numériques simulant les transformations martensitiques en 2D</b> -----	42
	VI-1 Modèle de Ganghoffer et Simonsson -----	43
	VI-2 Modèle de Wen -----	46
	VI-3 Modèle de Idesman et al -----	48
<b>VII</b>	<b>Conclusion</b> -----	49

## I- Introduction

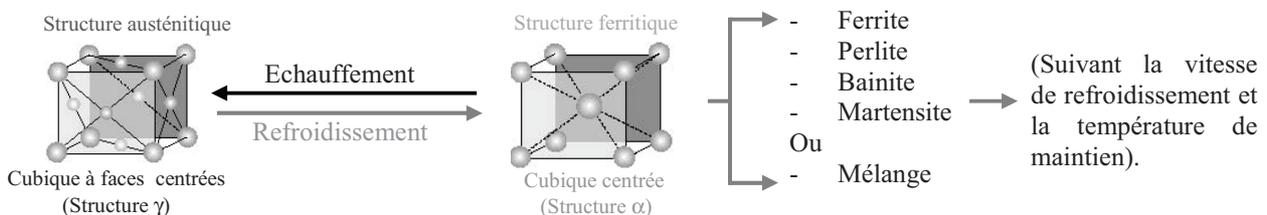
Les transformations métallurgiques dans les métaux constituent la conséquence naturelle de certaines opérations thermiques. On cite à titre d'exemple de ces opérations : le soudage et les traitements thermiques. Le comportement des pièces mécaniques qui pourraient être soumises à ce type d'opérations est évidemment fonction de ces transformations éventuelles. Les conséquences mécaniques qui en résultent se résument en un comportement élastoplastique (fonction des proportions des phases), d'un changement du volume spécifique, d'une possible restauration d'érouissage ainsi que la plasticité de transformation.

Dans le cadre de cette étude bibliographique, nous allons nous concentrer sur les deux phénomènes nommés successivement : la plasticité de transformation et la restauration d'érouissage provoqué dans la phase parente. Nous exposons certains travaux expérimentaux, analytiques et numériques réalisés dans ce domaine notamment pour les transformations martensitiques.

Nous nous concentrerons sur le comportement des matériaux subissant ce mécanisme de transformation, et aux conséquences de leur combinaison avec d'autres types de déformations et/ou de chargements. On s'intéressera également aux travaux modélisant ces phénomènes et aux divergences observées entre certains travaux expérimentaux et leurs simulations. Par la suite nous détaillerons quelques approches numériques simulant la transformation martensitique, dans le but de montrer les différents facteurs intervenant dans ce type de modélisation, et les avantages apportés par ces approches par rapport aux modèles analytiques.

## II- Notion de transformation de phase, transformation martensitique

Les transformations de phase dans les aciers résultent de la combinaison entre le changement du réseau cristallin du fer et les déplacements des atomes de carbone. Au cours d'un traitement thermique et en supposant des conditions anisothermes, l'acier se transforme en austénite durant l'opération d'échauffement au-delà d'une certaine température qui dépend du type d'acier. Au cours du refroidissement cette austénite se transforme en martensite, bainite, ferrite, perlite ou un mélange suivant la vitesse de refroidissement ( $\dot{T}_{ref}$ ).



**Figure1** : Structure cristalline des produits de transformation de phase

L'austénite est une solution solide connue par sa structure cristalline dite : structure  $\gamma$ , elle représente un arrangement atomique cubique à faces centrées, tandis que les phases produites ont une structure cristalline cubique centrée (structure  $\alpha$ ). La différence de compacité entre ces deux types de structure se traduit par une variation volumique à l'échelle macroscopique. Pour ces transformations, le type de structure produite  $\alpha$  dépend de la nature de la transformation : transformation isotherme ou anisotherme.

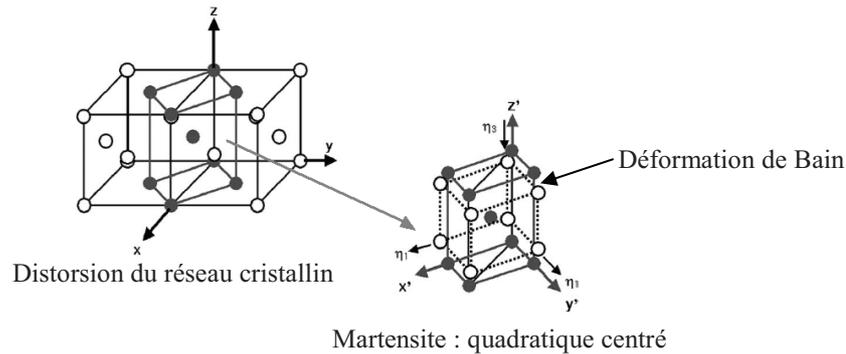
Les transformations à température constante sont caractérisées par un paramètre nommé la température de maintien ( $T_f$ ), sa valeur fixe la nature de la phase produite, par contre pour les transformations anisothermes c'est la vitesse de refroidissement ( $\dot{T}_{ref}$ ) qui fixe la nature de la phase produite comme le montre le tableau suivant :

**Tableau 1** : Exemple de variation du type de la transformation en fonction de la nature de la transformation dans l'acier 16MND5 [cavallo, 1998].

Nature de la transformation	Paramètre de la transformation	Phase produite		
		Ferrite ou perlite	Bainite	Martensite
Transformation isotherme	$T_f$	grande	Moyenne	375°C
Transformation anisotherme	$\dot{T}_{ref}$	-0,3°C/s à 0,1C°/s	-3°C/s	-10°C/s

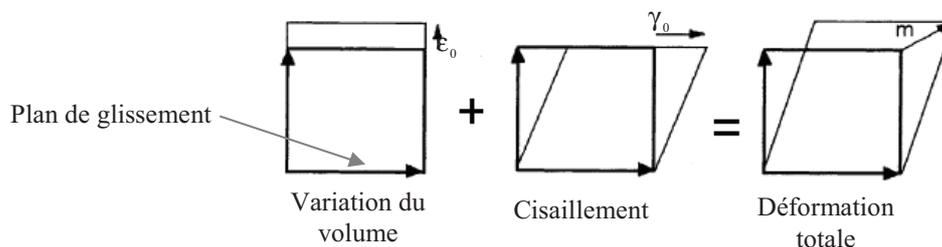
La transformation martensitique a reçu une grande attention depuis longtemps. Albert Sauveur a écrit sur ce sujet dans une conclusion d'une communication publiée en 1924 dans AIME (American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers) [Sauveur, 1924] : «... il est évident que ceux qui croient qu'ils ont résolu le problème du durcissement dans les aciers ont fait seulement parler de leur propre satisfaction et de celle de quelques adeptes ! ». Ces difficultés évoquées en 1924 restent d'actualité. La transformation martensitique est l'un des problèmes métallurgiques les plus difficiles à comprendre, la définition de ce type de transformation reste liée à plusieurs paramètres complexes (le tenseur de déformation associé à la transformation, la thermodynamique, la cinétique de la transformation ...) [Roytburd, 1999].

La transformation martensitique peut être définie comme une transformation non diffusionnelle intervenant à une vitesse de refroidissement relativement élevée et à basse température, pour que la diffusion n'ait pas le temps de se développer [Bhadeshia, 2004]. A l'échelle structurale elle représente une déformation de Bain qui se manifeste dans le réseau cristallin austénitique (voir figure 2), associée à un glissement cristallographique (facile). Ce mécanisme conduit à orienter les plaquettes favorablement afin d'équilibrer le champ des contraintes dans une structure stratifiée [Han et al, 2004], [Turteltaub et Suiker, 2006]. Des récentes investigations analytiques réalisées par Sidoroff, détaillant ces aspects structuraux de la transformation martensitique, sont présentés en annexe. A l'échelle d'une plaquette, les modifications structurales se traduisent par une variation de volume et un cisaillement suivant un plan d'habitat. Les distorsions dans le réseau cristallin sont causées par l'excès en carbone hérité de la phase austénitique [Han et al, 2004]. Il se déforme en structure cubique centrée « distordue » pour contenir le carbone en excès comme le présente la figure 2.



**Figure 2:** Schéma représentatif du cisaillement du réseau cristallin au cours de la transformation martensitique et la déformation de Bain accompagnant cette transformation. [Han et al, 2004].

La martensite se produit par germination et croissance des corps microscopiques pointus sous forme de plaquettes ou d'aiguilles, elle se développe rapidement, atteignant une taille macroscopiquement détectable comme le montre la figure 11 [Kaouache et al, 2004]. La morphologie exacte de la martensite dépend fortement de la composition en alliage où les différentes unités de martensite prennent souvent la forme des ellipsoïdes minces [ganghoffer et al, 1998]. A l'échelle des plaquettes, ce type de transformation est caractérisé par un cisaillement macroscopique ( $\gamma_0$ ) dans le plan de glissement et une variation volumique ( $\epsilon_0$ ) dans la direction normale a ce plan (voir figure 3).

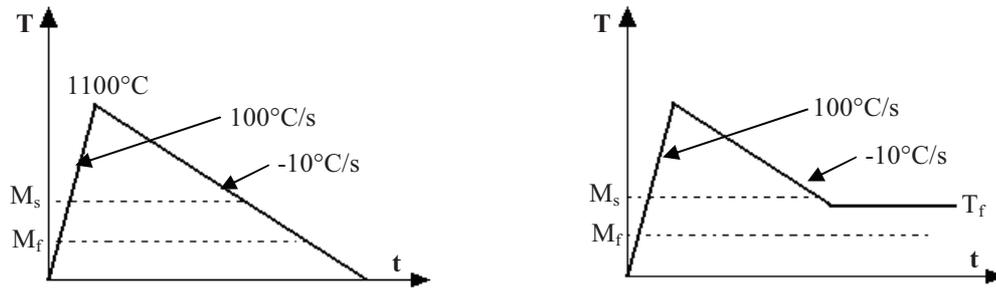


**Figure 3 :** schéma représentatif des composantes du tenseur de déformation de la transformation martensitique. Une déformation totale qui résulte d'un changement de volume et d'un cisaillement pur [Bhadeshia, 2004].

Contrairement aux déformations avec diffusion où la composante du changement de volume est le facteur majeur dans l'apparition de la plasticité locale [Greenwood et al, 1965], [Bhadeshia, 2004]. A l'échelle des plaquettes, la composante du cisaillement joue un rôle beaucoup plus important dans les transformations martensitiques. Elle assure la majeure partie de la déformation plastique microscopique. Ceci est expliqué par la domination de cette composante de cisaillement par rapport à la variation volumique [Ganghoffer et al, 1998].

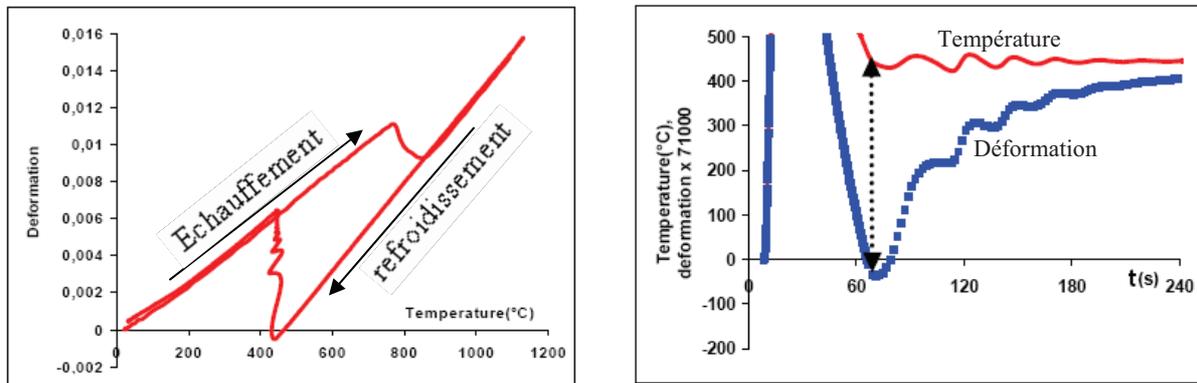
Pour illustrer les difficultés de compréhension de la transformation martensitique, on citera par exemple les investigations expérimentales réalisées par Taleb et Petit-Grostabussiat [Taleb et Petit-Grostabussiat, 2002] sur l'acier 16MND5. Après austénitisation totale, les éprouvettes ont été refroidies à une vitesse conduisant à une transformation martensitique. Ce refroidissement a été ensuite stoppé à différentes températures proches de  $M_s$  qui est de

l'ordre de  $390^{\circ}\text{C}$  pour cet acier (voir figure 4). Le résultat est donné sur la figure 5 où l'on constate que la transformation a lieu malgré la non continuité du refroidissement.



**Figure 4:** Cycle thermique appliqué menant à une transformation martensitique dans l'acier 16MND5 [Taleb et Petit-Grostabussiat, 2002].

- (a) Transformation anisotherme avec une vitesse de refroidissement de  $-10^{\circ}\text{C/s}$ .
- (b) Transformation à température de refroidissement maintenue constante  $T_c$ .



**Figure 5:** Essais de dilatométrie libre avec une température maintenue constante au cours de l'opération de refroidissement ( $T_c = 445^{\circ}\text{C}$ ) juste avant le début de la transformation martensitique ( $M_s = 390^{\circ}\text{C}$ ) [Taleb et Petit-Grostabussiat, 2002].

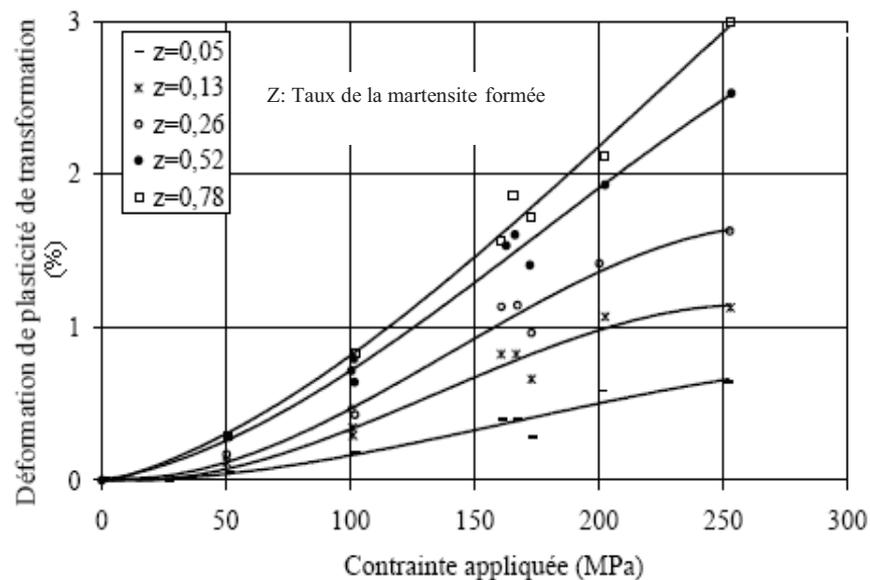
### III- Plasticité de la transformation

#### III-1 Définition

On peut définir la plasticité de transformation ou le TRIP (Transformation Induced Plasticity) comme l'une des conséquences mécaniques des transformations structurales dans les aciers. Elle est caractérisée par une déformation plastique irréversible observée à l'échelle macroscopique quand la transformation métallurgique se produit sous l'effet d'une contrainte externe même si cette dernière est inférieure à la limite d'élasticité de la phase la plus molle [Fischer, 1990], [Fischer et al, 1996], [Coret et al, 2004]. Ce phénomène a été mis en évidence dans les années 30 par Wassermann [Wassermann, 1937], par la suite plusieurs travaux ont été réalisés dans ce sens, dans le but de mieux comprendre l'influence de ce phénomène sur le comportement mécanique des matériaux. Les travaux effectués sont basés essentiellement sur les facteurs influents la plasticité de transformation. Greenwood et

Johnson montrent en 1965, que le rapport entre la valeur de déformation plastique observée à la fin de la transformation et le niveau de la charge appliquée est linéaire. Ceci est valable si ce chargement est inférieur à la moitié de la limite d'élasticité de la phase austénitique du matériau considéré [Greenwood et Johnson, 1965]. D'autres travaux se sont intéressés à cette interaction entre le TRIP et le niveau des contraintes mécaniques appliquées. Colette [Colette, 1980] a montré que dans le cas des transformations martensitique et bainitique dans l'acier 60NCD1, cette relation de linéarité reste valable dans un domaine de contrainte inférieur à la limite d'élasticité de la phase austénitique [Gautier, 1985] ; pour des contraintes plus grandes le TRIP augmente rapidement. Les mêmes observations sont confirmées par Taleb [Taleb et al, 2001] pour des travaux concernant l'acier 16MND5. Ils ont montré pour le cas des transformations bainitiques et martensitiques, que si le niveau de la contrainte appliquée dépasse la moitié de la limite d'élasticité de la phase austénitique, la plasticité de transformation croît plus rapidement.

D'autres travaux expérimentaux montrent l'influence du taux de la phase produite sur cette interaction entre le TRIP et le niveau de la contrainte appliquée. Dans les travaux de Gautier [Gautier, 1985] sur l'alliage Fe-Ni-C, les résultats obtenus montrent que dans le cas des faibles taux de phase formée, la plasticité de transformation augmente moins vite que dans le cas des taux de phase formée plus élevés. Dans ce dernier cas, la plasticité de transformation varie sensiblement et linéairement à partir d'une certaine valeur de la contrainte appliquée, dans le présent cas ce seuil est égal à 100MPa (Figure 6).



**Figure 6:** Variation de la plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour différents taux de phase formée. Cas d'une transformation martensitique dans l'alliage Fe-Ni-C. [Gautier, 1985].

D'autres travaux portent sur l'analyse de l'influence de la direction de l'application du chargement durant la transformation. Les résultats obtenus par Taleb et al [Taleb et al, 2001], montrent que dans le cas des deux types de transformations (martensitique ou bainitique), une légère différence est remarquée en comparant les valeurs finales de la plasticité de transformation obtenues successivement dans un essai de plasticité de transformation sous traction et un autre essai sous compression. Nous signalons que les deux chargements sont égaux en valeurs absolues, et que la différence des signes dans les résultats finaux de TRIP est

justifiée par la nature du chargement (traction ou compression). Le tableau 2 montre les principaux résultats obtenus :

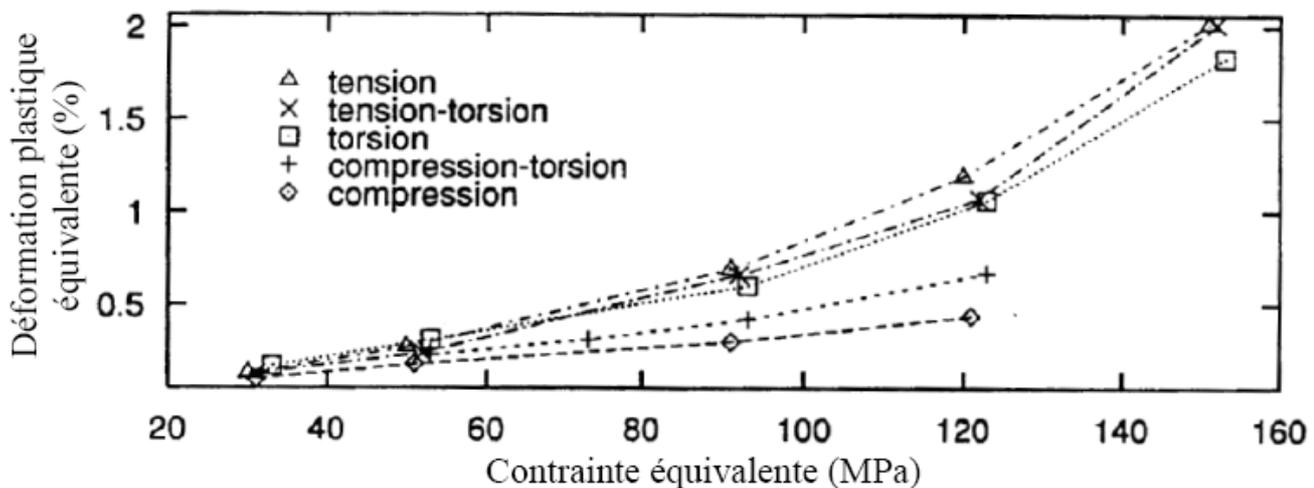
**Tableau 2 :** Essais de plasticité de transformation sous un chargement uni-axial (traction et compression) dans l'acier 16MND5 [Taleb et al, 2001].

Transformation	Martensitique				Bainitique			
Référence	84I/86H	89F/88K	814H	908E	1201E/1201H	93D	96D/96E	94F/94I
$\sigma$ (MPa)	35	-35	70	-70	24	-24	48	-48
$\epsilon_f^{tp}$ (%)	0.23	-0.26	0.57	-0.56	0.16	-0.20	0.31	-0.37

$\sigma$ (MPa) : Contrainte appliquée au cours de la transformation.

$\epsilon_f^{tp}$  (%) : Valeur finale de la plasticité de transformation obtenue sous le chargement ( $\sigma$ ).

Ces résultats d'essais sont différents de ceux obtenus par Videau et al [Videau et al, 1995] où des séries d'essais de plasticité de transformation sont réalisées sur l'acier inoxydable Cr-Ni-Mo-Al-Ti. Les essais ont été effectués en utilisant différentes combinaisons entre des types des chargements et leurs directions. Les résultats obtenus dans le cas d'une transformation martensitique, montrent l'importante influence de la direction du chargement sur la plasticité de transformation (voir figure 7). On observe que le TRIP est maximal pour le cas de chargement en traction pure. Cette valeur diminue successivement pour les deux combinaisons suivantes : traction-torsion et compression-torsion, et elle est minimale pour le cas d'une compression pure.



**Figure 7:** Plasticité de transformation en fonction de la contrainte équivalente pour différents chargements. Effet de la direction de chargement sur la valeur finale du TRIP [Videau et al, 1995].

Les résultats obtenus pour cette série d'essais confirment de nouveau la relation de la linéarité entre la déformation plastique finale (TRIP) et le niveau de la contrainte appliqué. Ils montrent que cette linéarité n'est valable qu'en dessous d'une certaine valeur d'une contrainte limite. Elle dépend essentiellement du type d'acier et de la direction d'application du chargement.

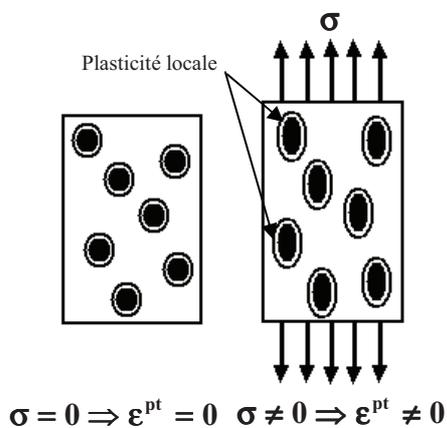
### III-2 Mécanismes responsables de la plasticité de transformation

Fischer dans ses travaux [Fischer, 1990], [Fischer et Tanaka, 1992], [Fischer et al, 1996] explique que la plasticité de transformation est associée à l'accommodation plastique des déformations internes créées par les « incompatibilités » de la transformation de phase dans certains micro-domaines intragranulaires. L'application d'une contrainte externe au cours de la transformation, même si elle est inférieure à la limite d'élasticité de la phase austénitique, conduit à une orientation favorable de ces déformations microscopiques. La résultante de ces déformations plastiques donne à l'échelle macroscopique une déformation irréversible appelée « *plasticité de transformation* ». L'apparition de la plasticité locale dans les micro-régions dépend généralement du type de transformation (martensitique, bainitique, ferritique ou perlitique), qui dépend de la nature de l'acier et des conditions d'essais expliquées précédemment.

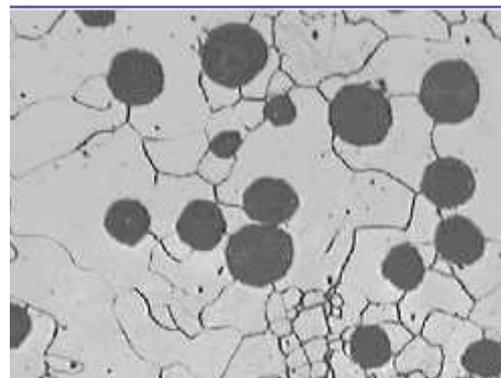
Selon le type de transformation, deux mécanismes sont généralement proposés pour expliquer ce phénomène :

#### III-2-1 Mécanisme de Greenwood et Johnson

C'est un mécanisme dominant dans des transformations diffusionnelles. Selon Greenwood et Johnson [Greenwood et al, 1965], le TRIP est dû à une différence de compacité entre la phase parente et la phase produite [Bhadeshia, 1999], [Bhadeshia, 2004]. Lors de l'application d'un effort externe, la microplasticité produite dans les microrégions sera canalisée dans la même direction du chargement (figure 8).



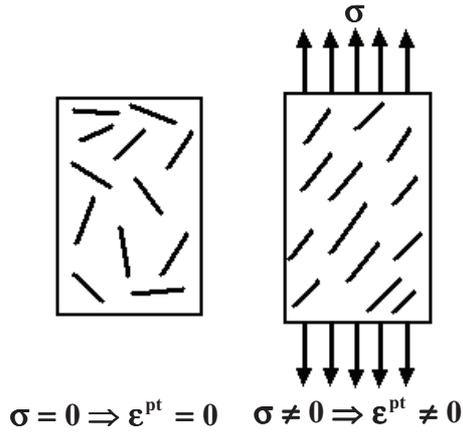
**Figure 8 :** Représentation schématique de la plasticité de transformation pour le mécanisme de Greenwood et Johnson.



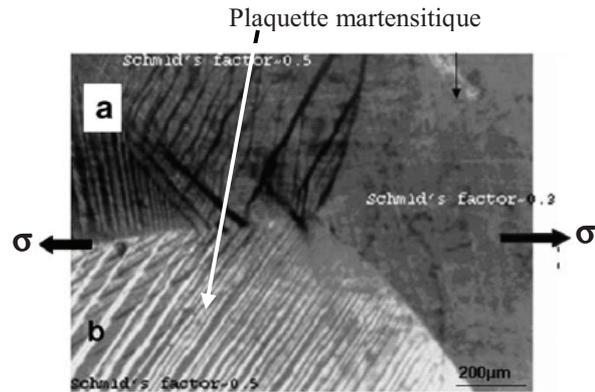
**Figure 9 :** Texture microscopique d'une transformation ferritique (transformation avec diffusion).

#### III-2-2 Mécanisme de Magee

Le mécanisme de Magee est lié aux transformations martensitiques où la phase produite se développe sous forme de plaquettes [Magee, 1966]. Pour ce mécanisme, le TRIP dépend de l'orientation de la phase produite qui dépend de la contrainte extérieure appliquée [Marketz et Fischer, 1994]. Lors de l'application d'une contrainte extérieure, une direction particulière pour la formation des variants est favorisée par les efforts internes, et une déformation macroscopique irréversible est observée dans la même direction que l'application de la contrainte.



**Figure 10:** Représentation schématique de l'orientation des plaquettes de martensite au cours d'un essai de TRIP, mécanisme de Magee.



**Figure 11:** Texture microscopique pour une transformation martensitique dans un spécimen en Cu-Al-Be sous une contrainte uni-axiale de 375Mpa [Kaouache et al, 2004].

Dans notre travail, qui sera développé dans les chapitres suivants, le mécanisme de Magee est supposé responsable de l'apparition de la plasticité de transformation.

#### IV- Principaux modèles analytiques simulant la plasticité de transformation et les transformations martensitiques

La plupart des modèles de plasticité de la transformation utilisés actuellement dans les calculs de structures sont liées aux transformations par diffusion. Elles se basent sur le mécanisme de Greenwood et Johnson [Greenwood et al, 1965]. Dans le cas des transformations de phases qui se développent sous l'effet d'un faible chargement, et sous l'hypothèse que cette contrainte reste constante durant la transformation, les principaux modèles existants décrivant la plasticité de transformation peuvent être écrits sous la forme de produit de 3 fonctions :  $k$ ,  $f_2$  et  $f_3$  [Leblond et al, 1989], [Taleb et al, 2001] :

$$\underline{\dot{\epsilon}}^{pt} = k \left( \frac{\Delta V}{V}; \sigma_1^y \right) \times f_2(z) \dot{z} \times f_3(\underline{S}; \sigma_y(Z)) \quad (1)$$

$\underline{\epsilon}^{pt}$  : Le tenseur de la plasticité de transformation.

$\frac{\Delta V}{V}$  : La variation volumique relative entre les phases produite et parente.

$\sigma_1^y$  : La limite d'élasticité de la phase austénitique.

$z$  : La fraction volumique de la phase produite.

$\underline{S}$  : Le tenseur déviateur de contraintes dues aux chargements appliqués.

$\sigma_y$  : La limite d'élasticité du mélange.

La fonction (k) exprime la dépendance du modèle par rapport aux caractéristiques relatives aux deux phases : parente et produite, qui dépendent de l'état de l'avancement de la transformation. La deuxième fonction ( $f_2$ ) est liée à la vitesse de l'avancement de la transformation. Reste la troisième fonction qui dépend de l'état du chargement mécanique (contrainte externe appliquée) et de la limite d'élasticité du mélange.

Sous l'effet une faible contrainte appliquée au cours de la transformation, et sous la condition que cette contrainte reste constante et uni-axiale, si on considère que le paramètre (k) reste constant durant la transformation, L'intégration de l'équation (1) donne :

$$\varepsilon^{pt} = k \times g(z) \times \sigma \quad (2)$$

$\sigma$  : La contrainte appliquée (Constante et uni-axiale)

k : Paramètre dit « coefficient de la plasticité de transformation ».

$g(z)$  : Fonction qui dépend de la fraction volumique de la phase produite. Au début de la transformation cette fraction est nulle, dans ce cas  $g(0) = 0$  (pas de transformation). Pour un transformation complète  $z = 1$ , cette fonction est normalisée à  $g(1) = 1$ .

Nous exposons dans le tableau 3 quelques expressions théoriques du coefficient de plasticité de transformation (k).

**Tableau 3** : Principales expressions donnant le paramètre de plasticité de transformation (k) [Taleb et al, 2001].

Référence	Greenwood et Johnson (1965)	Abrassart (1972)	Leblond (1989)
expression	$\frac{5}{2} \cdot \frac{\Delta\varepsilon_{12}}{\sigma_1^y}$	$\frac{3}{4} \cdot \frac{\Delta\varepsilon_{12}}{\sigma_1^y}$	$2 \cdot \frac{\Delta\varepsilon_{12}}{\sigma_1^y (\varepsilon_1^{\text{eff}})}$

$\Delta\varepsilon_{12}$  : La différence de la déformation thermique entre les deux phases.

$$\Delta\varepsilon_{12} = (\alpha_\alpha - \alpha_\gamma) \Delta T - \Delta\varepsilon_{12}^{25^\circ} \quad (3)$$

$$\text{Avec : } \Delta\varepsilon_{12} \approx \frac{\Delta V}{3V}$$

$$\Delta T = T - T_r \quad (4)$$

$T_r$  : Représente une température de référence, c'est une valeur de température pour la quelle la déformation thermique est nulle.

$\Delta\varepsilon_{12}^{25^\circ}$  : La différence de la déformation thermique entre les deux phase  $\alpha$  et  $\gamma$  a une température de  $25^\circ$  (condition d'essais réalisé par Taleb et al [Taleb et al, 2001]).

$\alpha_\alpha, \alpha_\gamma$  : Coefficients de dilatation thermique successivement pour la phase parente et la phase produite.

$\varepsilon_1^{\text{eff}}$  : Représente la déformation plastique cumulée due à la transformation de phase, son expression générale est donnée par Leblond [Leblond et al, 1989].

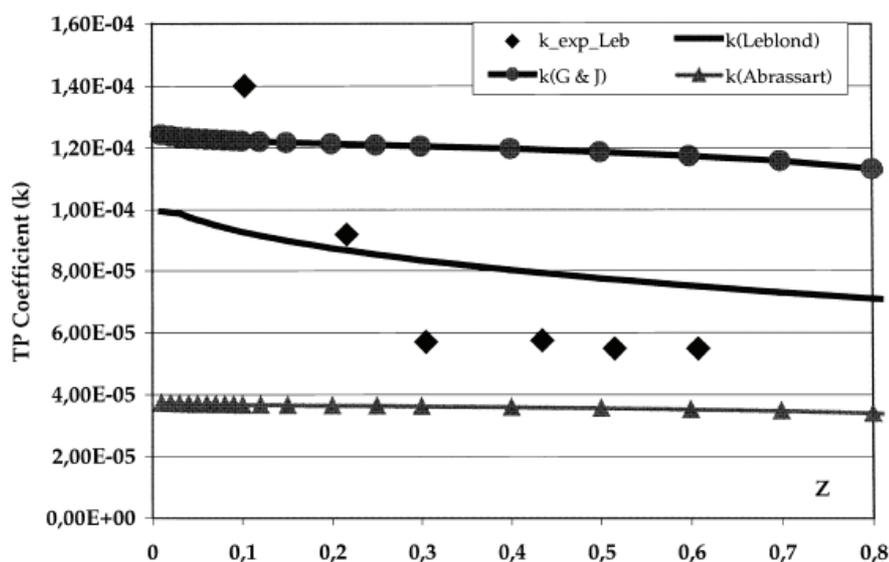
$$\varepsilon_1^{\text{eff}} = -2\Delta\varepsilon_{12} \frac{\ln(Z)}{1-Z} \cdot \dot{Z} \quad (5)$$

Les analyses réalisées par Taleb et al [Taleb et al, 2001] montrent que la variation du coefficient de la plasticité de transformation (k) est presque constante pour le modèle de Greenwood et Johnson [Greenwood et al, 1965] et le modèle de Abrassart [Abrassart, 1972]. Ce coefficient ne peut pas être considéré comme une constante dans le modèle de Leblond [Leblond, 1989]. Ce dernier prend en compte les déformations micro-plastiques qui se produisent par la transformation métallurgique elle-même. La figure 12 représente la variation du coefficient de la plasticité de transformation en fonction de la fraction de la bainite formée dans l'acier 16MND5, sous une contrainte équivalente au (1/4) de la limite d'élasticité de l'austénite à la température de 600°C. Les résultats obtenus montrent que le modèle de Leblond représente mieux l'expérience.

Nous exposons dans le (tableau 4) quelques valeurs du coefficient de la plasticité de transformation pour deux types de transformation différents (bainitique et martensitique). Le coefficient (k) est supposé constant, il est identifié expérimentalement pour des essais de plasticité de transformation sous un chargement uni-axial. Nous montrons ici l'importante influence de la direction du chargement appliqué sur la valeur de ce coefficient.

**Tableau 4 :** Identification expérimentale du coefficient de plasticité de transformation (k) pour deux types de transformation dans l'acier 16MND5 [Taleb et al, 2001].

Transformation	Austénite→Martensite		Austénite→Bainite	
Référence	84I/86H	89F/88K	1201 <sup>E</sup> /1201H	93D
$\sigma$ (MPa)	35	-35	24	-24
$\varepsilon^{\text{pt}}$ (%)	0.23	-0.26	0.16	-0.20
$k(10^{-4} \text{MPa}^{-1})$	0.66	0.74	0.66	0.83

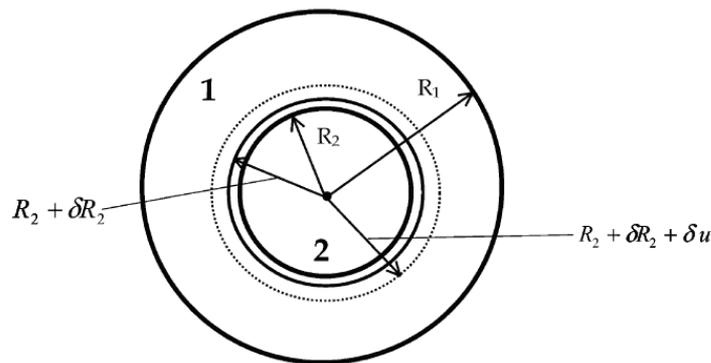


**Figure 12 :** Variation du coefficient de plasticité de transformation en fonction de la fraction de la bainite formée. Comparaison entre l'expérience et les modèles de Greenwood et Johnson, Abrassart et le modèle de Leblond [Taleb et al, 2001].

Par la suite plusieurs travaux de modélisation sont développés pour le cas des transformations avec diffusions, dans le but d'approcher mieux les résultats expérimentaux et de représenter mieux la cinétique de transformation. Nous citons à titre d'exemple quelques modèles analytiques : [Fischer et al, 1990], [Fischer et al, 1996], [Taleb et Sidoroff, 2003] ainsi que des modélisations numériques [Ganghoffer, 1993], [Barbe et al, 2007a], [Barbe et al, 2007b], [Hoang et al, 2007]. Nous nous concentrerons ici sur le modèle développé par Leblond [Leblond, 1989] : il représente l'un des modèles les plus répandus dans le monde industriel et qui est implémenté dans plusieurs code d'éléments finis comme SYSWELD [SYSWELD, 2003] et CODE-ASTER [Code\_Aster, 2003].

#### IV-1 Modèle de Leblond et sa version améliorée par Taleb et Sidoroff

Ce modèle est obtenu à partir d'une analyse micromécanique basée sur la détermination de la déformation plastique dans la phase parente [Taleb et Sidoroff, 2003]. La géométrie de ce modèle se base sur le principe que la phase produite se développe comme un noyau sphérique de rayon ( $R_2$ ) à l'intérieur de la phase austénitique, qui représente une coquille d'une épaisseur variant entre  $R_1$  et  $R_2$  [Leblond, 1989].



**Figure 13** : Géométrie considérée dans le modèle de Leblond et al [Leblond et al, 1989].

Avec cette forme géométrique adoptée par Leblond, le taux de la phase produite  $z$  est exprimé en fonction de la variation du rayon  $R_2$  par la formule suivante :

$$\delta z = \frac{3R_2^2 \delta R_2}{R_1^3} \quad (6)$$

Sous les hypothèses suivantes :

- Les déformations plastiques sont beaucoup plus grandes par rapport aux déformations élastiques dans la phase parente. Dans ce cas, la phase parente est supposée rester plastique durant toute la transformation.
- La phase produite a un comportement élastique durant toute la transformation.
- Les contraintes de compressions exercées par la coque externe (la couche de la phase parente) sur le volume du noyau (phase produite) sont négligeables.
- Les deux phases sont idéalement plastiques et suivent le critère de Von Mises.

Nous notons que ce modèle est fondé sur l'hypothèse que les déformations plastiques dans la phase austénitique, proviennent essentiellement des efforts internes résultant de la progression de la phase produite. Cette hypothèse justifie la validité de ce modèle pour le cas des petits chargements externes appliqués.

A l'aide d'une étude numérique complémentaire faite sur une transformation diffusionnelle dans l'acier A508, où un élément de volume en cours de transformation est simulé par un cube en éléments finis, le modèle de Leblond a été développé sous plusieurs formes. Elles correspondent à différents types de comportement des deux phases (plasticité parfaite, écrouissage isotrope ou écrouissage cinématique) et de niveau de chargement appliqué (contrainte faible ou contrainte élevée). Les différents cas sont résumés dans le tableau suivant (Tableau 5).

Comportement des deux phases	Avec écouissage	
	Ecrouissage isotrope	Ecrouissage cinématique
<p>Contraintes faibles <math>\sigma^{eq} &lt; \sigma_y</math></p>	$\dot{\epsilon}^{pt} = \begin{cases} 0 & \text{si } z \leq 0,003 \\ \left( \frac{-2\Delta\epsilon_{12}}{\sigma_1^y(\epsilon_1^{eff})} \right) \ln(z) \dot{z} \frac{3}{2} h \left( \frac{\sigma^{eq}}{\sigma^y} \right) s & \text{si } z > 0,003 \end{cases}$ $h \left( \frac{\sigma^{eq}}{\sigma^y} \right) = \begin{cases} 1 & \text{si } \frac{\sigma^{eq}}{\sigma^y} \leq \frac{1}{2} \\ 1 + 3.5 \left( \frac{\sigma^{eq}}{\sigma^y} - \frac{1}{2} \right) & \text{si } \frac{\sigma^{eq}}{\sigma^y} > \frac{1}{2} \end{cases}$ $\dot{\epsilon}_1^{eff} = \begin{cases} \left[ \left( \frac{-2\Delta\epsilon_{12}}{1-Z} \right) \ln(z) \cdot \dot{z} \cdot h \left( \frac{\sigma^{eq}}{\sigma^y} \right) + \frac{g(z)}{E} \dot{\sigma}^{eq} \right] & \text{si } z \leq 0,003 \\ \left[ \left( \frac{-2\Delta\epsilon_{12}}{1-Z} \right) \ln(z) \cdot \dot{z} \cdot h \left( \frac{\sigma^{eq}}{\sigma^y} \right) + \frac{g(z)}{E} \dot{\sigma}^{eq} \right] + \frac{(\alpha_1 - \alpha_2)}{1-Z} \cdot z \cdot \ln(z) \cdot \dot{T} & \text{si } z > 0,003 \end{cases}$	$\dot{\epsilon}^{pt} = \begin{cases} 0 & \text{si } z \leq 0,003 \\ \left[ \left( \frac{-2\Delta\epsilon_{12}}{\sigma_1^y} \right) \ln(z) \dot{z} \frac{3}{2} h \left( \frac{\sigma^{eq}}{\sigma^y} \right) \right] \cdot (s - A_1) & \text{si } z > 0,003 \end{cases}$
<p>Contraintes élevées <math>\sigma^{eq} = \sigma_y</math></p>	$\dot{\epsilon}^p = \frac{3}{2} \frac{\dot{\epsilon}_{eq}}{\sigma^{eq}} s$	$\dot{\epsilon}^p = \frac{3}{2} \frac{\dot{\epsilon}_{eq}}{\sigma^{eq}} (s - A)$
Comportement des deux phases	Sans écouissage	
	Plasticité parfaite	
<p>Contraintes faibles <math>\sigma^{eq} &lt; \sigma_y</math></p>	$\dot{\epsilon}^{pt} = \begin{cases} 0 & \text{si } z \leq 0,003 \\ \left( \frac{-2\Delta\epsilon_{12}}{\sigma_1^y} \right) \ln(z) \dot{z} \frac{3}{2} h \left( \frac{\sigma^{eq}}{\sigma^y} \right) s & \text{si } z > 0,003 \end{cases}$ $h \left( \frac{\sigma^{eq}}{\sigma^y} \right) = \begin{cases} 1 & \text{si } \frac{\sigma^{eq}}{\sigma^y} \leq \frac{1}{2} \\ 1 + 3.5 \left( \frac{\sigma^{eq}}{\sigma^y} - \frac{1}{2} \right) & \text{si } \frac{\sigma^{eq}}{\sigma^y} > \frac{1}{2} \end{cases}$	
<p>Contraintes élevées <math>\sigma^{eq} = \sigma_y</math></p>	$\dot{\epsilon}^{pt} = \lambda s$	

**Tableau 5 :** formulation de la plasticité de transformation par le modèle de Leblond [Leblond et al, 1989]

- $\sigma^{eq}$  : La contrainte équivalente au sens de Von Mises.
- $\sigma_y$  : La limite d'élasticité macroscopique homogénéisée (voir [Leblond et al, 1989]).
- $\sigma_y^1$  : La limite d'élasticité de la phase parente.
- $\Delta \varepsilon_{12}$  : La différence de déformation thermique entre les deux phases à une température considérée.
- $z$  : La fraction volumique de la nouvelle phase formée.
- $s$  : Tenseur déviateur moyen de contraintes.
- $\varepsilon_1^{eff}$  : Déformation plastique cumulée dans la phase parente.
- $\varepsilon_2^{eff}$  : Déformation plastique cumulée dans la phase produite.
- $h\left(\frac{\sigma^{eq}}{\sigma^y}\right)$  : Une fonction qui traduit la non linéarité de la plasticité de transformation pour des contraintes appliquées supérieures à la moitié du rapport  $\left(\frac{\sigma^{eq}}{\sigma^y}\right)$
- $g(z)$  : Une fonction liée à la phase formée, elle est déduite des essais de traction numériques pour différentes proportions de phase.
- $E$  : Le module d'Young.
- $A$  : La variable d'écrouissage cinématique homogénéisée.
- $A_1$  : La variable d'écrouissage cinématique liée à la phase parente.
- $\alpha_1$  : Coefficient de dilatation thermique de la phase parente.
- $\alpha_2$  : Coefficient de dilatation thermique de la phase produite.
- $\dot{\varepsilon}^p$  : Le taux de déformation plastique.
- $\dot{\varepsilon}_{eq}$  : La variation de la déformation plastique cumulée macroscopique.
- $T$  : La température.

Dans le cas des chargements supérieurs à la limite d'élasticité du mélange, la distinction entre la plasticité classique et la plasticité de transformation devient difficile.

Par la suite, un autre modèle a été développé par Taleb et Sidoroff dans le but d'améliorer quelques hypothèses considérées dans le modèle de Leblond [Taleb et Sidoroff, 2003]. Ils proposent de garder la même géométrie utilisée dans le modèle de Leblond avec une amélioration des hypothèses imposées sur le comportement élasto-plastique des deux phases. Parmi les hypothèses proposées par les deux auteurs nous citons :

- la phase produite reste élastique pendant toute la transformation : cette hypothèse est la conséquence de la géométrie et la symétrie adoptées.
- Les déformations élastiques dans la phase austénitique ne sont pas négligeables devant les déformations plastiques. Pendant la transformation, l'austénite n'est pas totalement plastique, elle présente aussi une partie élastique. Du point de vue modélisation, la sphère creuse de l'austénite se partage en deux zones : une coquille externe avec un comportement élastique qui englobe une autre coquille interne avec un comportement plastique ; la frontière elasto-plastique est repérée par un rayon qui varie en fonction de l'avancement de la transformation.

- L'effet des efforts de compression exercé par la sphère creuse (phase parente) sur le volume de la phase produite (noyau) est pris en compte.

Dans ce modèle, le TRIP dépend du comportement de la phase parente pendant la transformation. Pour une proportion de la nouvelle phase formée ( $z$ ) inférieure à un seuil ( $z_1$ ), le comportement de la phase parente est élasto-plastique. Par contre pour les valeurs de  $z$  supérieures à  $z_1$ , le comportement de la phase austénitique est complètement plastique. La nouvelle formulation proposée par Taleb et Sidoroff est donnée ci-après.

$$\dot{\epsilon}^{\text{pt}} = \begin{cases} -\frac{2\Delta\epsilon_{12}}{\sigma_1^y} \cdot \ln(z_1) \cdot \dot{z} \cdot \frac{3}{2} \cdot s & \text{si } z \leq z_1 \\ -\frac{2\Delta\epsilon_{12}}{\sigma_1^y} \cdot \ln(z) \cdot \dot{z} \cdot \frac{3}{2} \cdot s & \text{si } z > z_1 \end{cases}$$

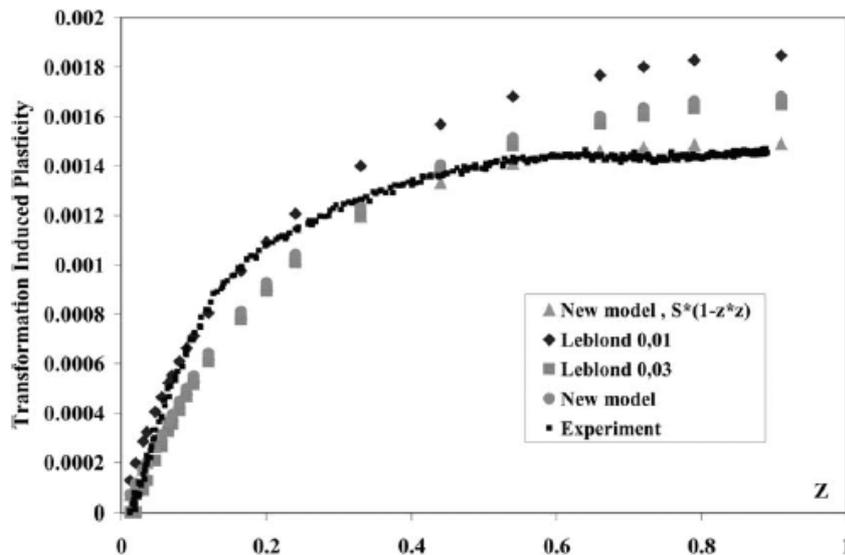
$$z_1 = \frac{\sigma_1^y}{2\Delta\epsilon_{12}} \cdot \frac{4\mu + 3K}{9K\mu}$$

$K$  : Le module de la compressibilité élastique.

$\mu$  : Module d'élasticité de cisaillement.

Le  $z_1$  représente la proportion limite à partir de laquelle toute l'austénite est plastifiée. Dans un cas particulier d'une transformation bainitique ou martensitique dans l'acier 16MND5,  $z_1=0.09$ . L'avantage de cette modélisation par rapport au modèle de Leblond, est qu'elle prend en compte le début de la transformation, contrairement au modèle de Leblond discontinu en début de la transformation.

Les simulations données par cette modélisation ont été comparées aux prévisions du modèle de Leblond et aux résultats expérimentaux obtenus dans le cas d'une transformation bainitique dans l'acier 16MND5 (figure 14). Pour cette étude comparative, deux seuils de déclenchements de transformation sont testés pour le modèle de Leblond, le premier est de 1% et le deuxième égale à 3%. Pour les deux valeurs considérées, le modèle surestime les valeurs expérimentales de la plasticité de transformation comme dans le cas du modèle de Taleb et Sidoroff. Nous remarquons que ce dernier modèle dans lequel le paramètre ( $s$ ) est remplacé par le produit  $s \cdot (1 - z^2)$  représente beaucoup mieux les résultats expérimentaux.



**Figure 14** : plasticité de transformation en fonction de la fraction volumique de la bainite formée dans l'acier 16MND5, sous une contrainte de traction de 24MPa. Comparaison entre le modèle de Leblond et le modèle de Taleb et Sidoroff [Taleb et Sidoroff, 2003].

D'autres modèles développés par Fischer [Fischer, 1990], [Fischer et Tanaka, 1992] et [Fischer et al, 1996] nous semblent intéressants à signaler. Ce sont des modélisations micromécaniques semi-analytiques qui prennent en considération les deux mécanismes de la plasticité de transformation (Magee et Greenwood-Johnson). Nous présentons dans la figure 15 les résultats d'une étude comparative entre le modèle de Fischer [Fischer, 1990] et les deux autres modèles détaillés précédemment. Les simulations sont réalisées dans le cadre de mon stage de diplôme d'études approfondies (DEA) à l'INSA de Rouen [Meftah, 2003].

Fischer représente la plasticité de transformation sous la forme suivante :

$$\dot{\epsilon}^{pt} = \begin{cases} \frac{10}{6} \cdot \frac{\Delta v}{v} \cdot \frac{\sigma}{\sigma_y^1} \cdot \left[ (1 + \alpha) \cdot \ln \left( 1 + \frac{z}{\alpha} \right) - z \right] & \text{si } 0 \leq z \leq \alpha \\ \frac{5}{6} \cdot \frac{\Delta v}{v} \cdot \frac{\sigma}{\sigma_y^1} \cdot \left[ 2 \cdot [(1 + \alpha) \cdot \ln 2 - \alpha] + \frac{\sigma_y^1}{\sigma_y^2} \cdot \frac{(z^2 - \alpha^2)}{(2 - \alpha)} \right] & \text{si } \alpha < z \leq 1 \end{cases} \quad (7)$$

Avec

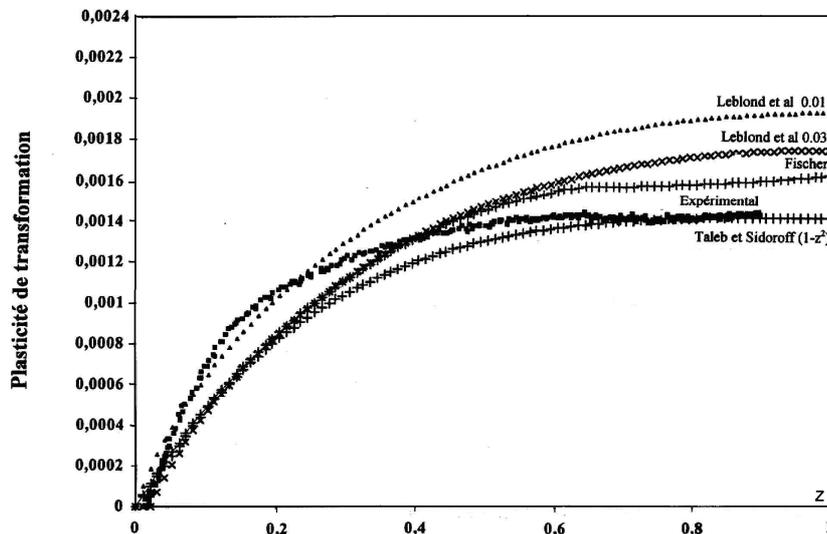
$\frac{\Delta v}{v}$  : La variation volumique relative entre la phase produite (1) et la phase parente (2).

$\alpha$  : Paramètre d'arrangement moyen des sphères croissantes (phase produite) ou facteur de remplissage, il est compris entre  $0,524 \leq \alpha \leq 0,740$  [Fischer, 1990].

Ce modèle reste valable pour des faibles cas de chargements :  $\frac{\sigma}{\sigma_y^1} \leq 0,5$

Nous signalons que Fischer a imposé pratiquement les mêmes hypothèses que Leblond sur les comportements des deux phases du matériau. L'avantage de ce modèle est qu'il ne présente

pas un point de singularité à l'origine (pour  $z = 0$ ), aussi il surestime moins la valeur finale de plasticité de transformation par rapport au modèle de Leblond pour les deux cas de ( $z$ ) initial (1% et 3%). Pour la courbe donnée par  $Z_{\text{initial}}=0,03$ , nous remarquons une superposition entre cette dernière et la courbe donnée par le modèle de Fischer jusqu'à une valeur de ( $z = \alpha$ ), par la suite c'est ce point d'inflexion qui fait la différence entre les deux modélisations.



**Figure 15** : Simulation de plasticité de transformation en fonction de la fraction volumique de la bainite formée pour les trois modèles suivant : Fischer, Leblond et (Taleb et Sidoroff). Comparaison avec les résultats expérimentaux pour une transformation bainitique dans l'acier 16MND5 sous un chargement de 24MPa [Mefteh, 2003].

## V- Interaction plasticité classique- plasticité de transformation

A notre connaissance, peu d'études expérimentales et de modélisations ont été effectués sur l'action de la plasticité classique sur la plasticité de transformation. Nous essayons par la suite de présenter les quelques investigations expérimentales publiées dans ce domaine, ainsi que les comparaisons de ces résultats avec les prévisions des modèles analytiques prenant en compte cette interaction.

### V-1 Travaux expérimentaux réalisés

Les premiers travaux réalisés par Videau [Videau et al, 1995] sur les transformations martensitiques montrent que l'application des chargements cycliques en torsion dans le domaine plastique de la phase austénitique, conduisent à l'apparition de la plasticité de transformation même en absence de contrainte macroscopique appliquée durant la transformation, et même si les états des contraintes et des déformations sont remis à zéro juste après l'application des chargements cycliques. Les principales observations notées par Videau sont résumées dans les deux points suivants :

- dans le cas d'un essai de plasticité de transformation sans chargement appliqué : le pré-écrouissage de la phase austénitique -lié à l'histoire du chargement cyclique- conduit à l'apparition d'une déformation plastique (TRIP), dans le sens inverse de celui de la dernière contrainte appliquée durant le premier chargement en torsion cyclique.

- *dans le cas d'un essai de plasticité de transformation sous chargement externe:* l'application d'un petit chargement en torsion au cours de la transformation de phase, conduit à l'apparition d'une plasticité de transformation plus faible par rapport aux premier cas (sans chargement).

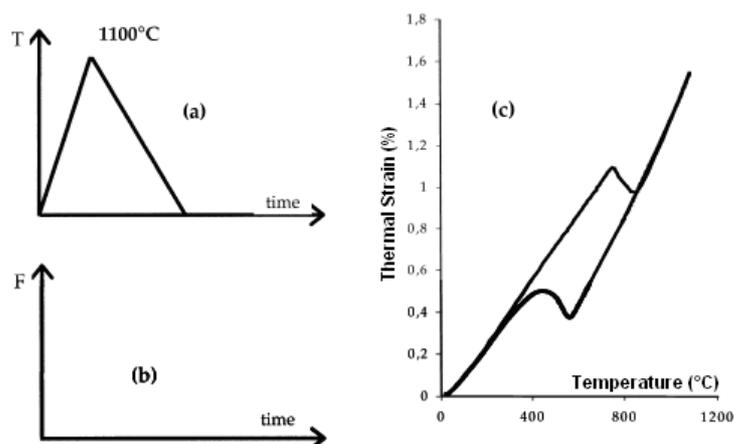
Une étude expérimentale plus précise, concernant le phénomène d'interaction plasticité classique-TRIP, a été lancée dans le cadre de la thèse de Petit-Grostabussiat [Petit-Grostabussiat, 2000] pour les transformations martensitiques et bainitiques dans l'acier 16MND5. Nous proposons dans cette étude, d'exposer quelques investigations expérimentales concernant les essais de plasticité de transformation classique (essais de TRIP sans pré-déformation) réalisées sur le même type d'acier [Taleb et al, 2001], [Coret et al, 2002], afin de mieux comprendre le phénomène d'interaction.

Pour la mise en évidence du TRIP, Taleb et al ont appliqués deux cycles thermomécaniques consécutifs sur le même spécimen en acier 16MND5 :

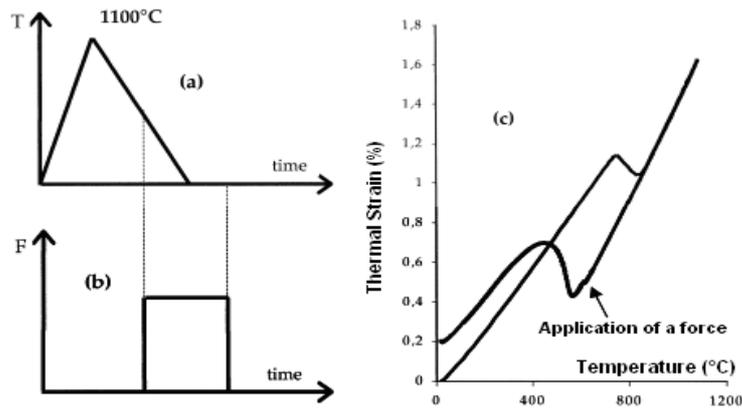
- le premier cycle est une dilatométrie libre, il est caractérisé par l'absence du chargement externe durant tout le cycle (figure 16).
- Le deuxième représente un essai de plasticité de transformation (figure 17).

Nous signalons que les deux cycles thermiques appliqués sont exactement les mêmes pour les deux essais (un échauffement jusqu'à 1100°C avec une vitesse constante de 100°C/s, et une vitesse de refroidissement qui dépend de la nature de la phase produite : elle est de l'ordre de -10°C/s pour les transformation martensitique et de -0,3°C/s pour les transformations bainitique).

Contrairement au chargement thermique, le chargement mécanique reste nul dans le premier cycle, par contre au deuxième, il prend une valeur constante durant l'opération de refroidissement, ce chargement est appliqué juste avant le début de la transformation sous la condition qu'il reste inférieure à la limite d'élasticité de l'austénite.



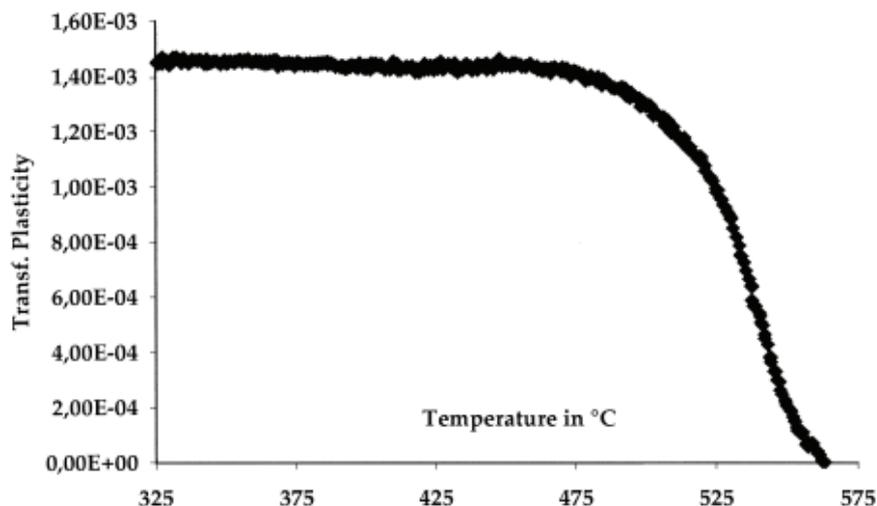
**Figure 16 :** Essai de dilatométrie libre pour une transformation bainitique dans l'acier 16MND5. (a): cycle thermique appliqué. (b): absence du chargement externe macroscopique ( $F=0$ ). (c): variation de la déformation macroscopique de l'éprouvette en fonction de la température durant l'essai de la dilatométrie libre [Taleb et al, 2001].



**Figure 17** : Essai classique de TRIP pour une transformation bainitique dans l'acier 16MND5. (a): cycle thermique. (b): Chargement externe appliqué en traction monotone juste avant le début de la transformation ( $F=24\text{MPa}$ ). (c): variation de la déformation macroscopique de l'éprouvette en fonction de la température [Taleb et al, 2001].

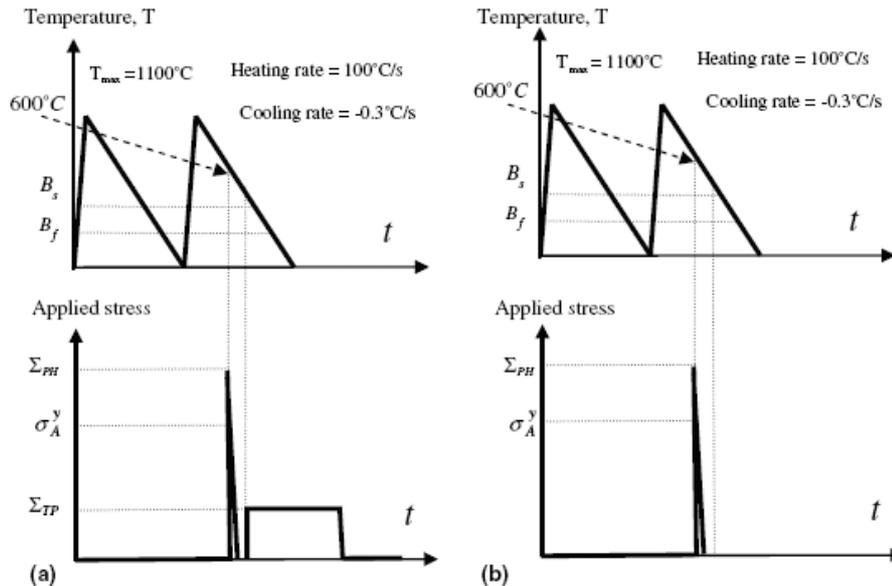
Nous remarquons dans le cas du test de la dilatométrie libre, que la déformation totale macroscopique observée à la fin de la transformation reste nulle. Contrairement au deuxième essai (chargement de  $24\text{MPa}$  en traction), cette déformation est positive même après l'annulation du chargement externe. On peut conclure que pour ce type d'essais, la présence de plasticité de transformation dépend de la présence d'un chargement externe. Les mêmes observations sont confirmées par Coret et al [Coret et al, 2002] pour le même type d'acier et de transformation.

L'évolution de cette plasticité de transformation en fonction de la température, représente la différence entre les valeurs mesurées de la déformation totale pour un essai de TRIP, et les valeurs des déformations totales données par la dilatométrie libre. Cette différence est calculée durant l'opération de refroidissement et pour les mêmes valeurs de température (en soustrayant la déformation élastique provoquée par le chargement externe de la déformation totale). Dans le cas de notre exemple, l'évolution de TRIP en fonction de la température est représentée par la figure 18, pour une transformation bainitique du 16MND5.



**Figure 18**: Evolution de la plasticité de transformation en fonction de la température pour une transformation bainitique dans l'acier 16MND5 (Chargement appliqué de  $24\text{MPa}$ ) [Taleb et al, 2001].

L'histoire du chargement thermomécanique appliqué par Taleb et Petit-Grostabussiat [Taleb et Petit-Grostabussiat, 2006], pour l'étude de l'effet de la plasticité classique sur la plasticité de transformation, est presque la même que celle qui a été prise pour les essais de TRIP classique. La seule différence est que juste avant que la transformation ne commence, un cycle de chargement- déchargement est appliqué très rapidement (environ 1s) dans le but de produire une déformation plastique dans la phase austénitique (figure 19). Cette pré-déformation (PH) est significative, elle peut être en traction comme elle peut être en compression. Les différents tests des combinaisons des signes entre les pré-déformations et les chargements appliqués sont donnés par le tableau 6.



**Figure 19** : Essai de plasticité de transformation avec un pré-écrouissage de la phase austénitique. (a) pré-déformation suivie par un essai de TRIP sous chargement externe. (b) pré-déformation suivie par un essai de TRIP sans chargement externe [Taleb et Petit-Grostabussiat, 2006].

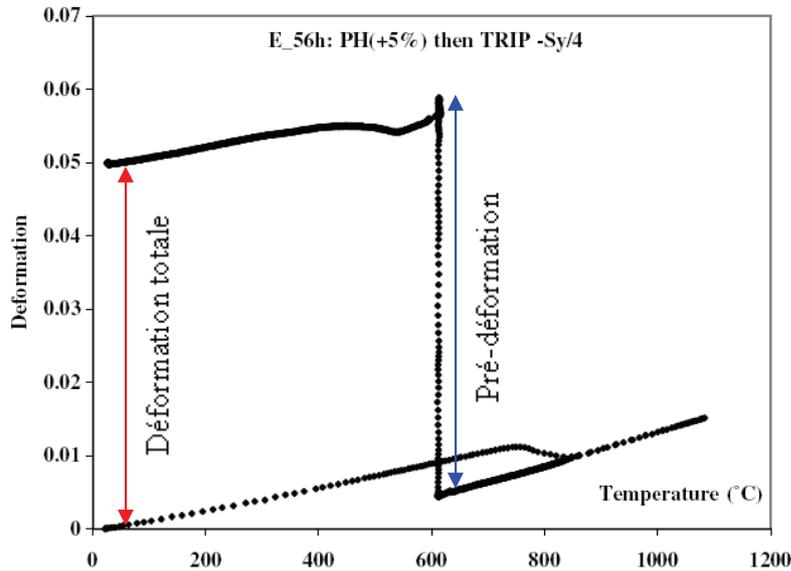
**Tableau 6** : Les différentes combinaisons de chargements pour les tests de pré-déformation avec le chargement appliqué au cours de la transformation [Taleb et Petit-Grostabussiat, 2006].

Combinaison (PH- $\Sigma_{tp}$ )	$\epsilon_{ph}^{cp}$ (%)	$\Sigma_{TP}$ (MPa)
PH(-5%) ensuite TRIP (0)	-5	0
PH(-5%) ensuite TRIP (+ $\sigma_y / 4$ )	-5	23
PH(+5%) ensuite TRIP (0)	+5	0
PH(+5%) ensuite TRIP (- $\sigma_y / 4$ )	+5	-23
PH(+10%) ensuite TRIP (0)	+10	0

$\Sigma_{tp}$  : Contrainte appliquée durant la transformation.

$\epsilon_{ph}^{cp}$  : Déformation plastique ou pré-déformation imposée à la phase austénitique.

Nous exposons dans la figure 20 un exemple de variation de la déformation totale en fonction de la température, dans un essai de plasticité de transformation avec une pré-déformation de la phase austénitique à 5% en traction, et sous la présence d'une contrainte de compression durant la transformation de -23MPa.



**Figure 20 :** Essai de plasticité de transformation avec un pré-écrouissage de la phase austénitique pour une transformation bainitique dans l'acier 16MND5. Une pré-déformation de 5% suivie d'un essai de TRIP sous compression de -23MPa [Taleb et Petit-Grostabussiat, 2006].

Pour ce type d'essais la déformation totale ( $\epsilon^t$ ) est représentée par :

$$\epsilon^t = \epsilon^{\text{thm}} + \epsilon^e + \epsilon^{\text{cp}} + \epsilon^{\text{tp}} \quad (8)$$

Avec :

$\epsilon^t$  : La déformation totale mesurée de l'essai de plasticité de transformation.

$\epsilon^{\text{thm}}$  : La déformation thermo-métallurgique.

$\epsilon^e$  : La déformation élastique due au chargement durant l'essai de TRIP.

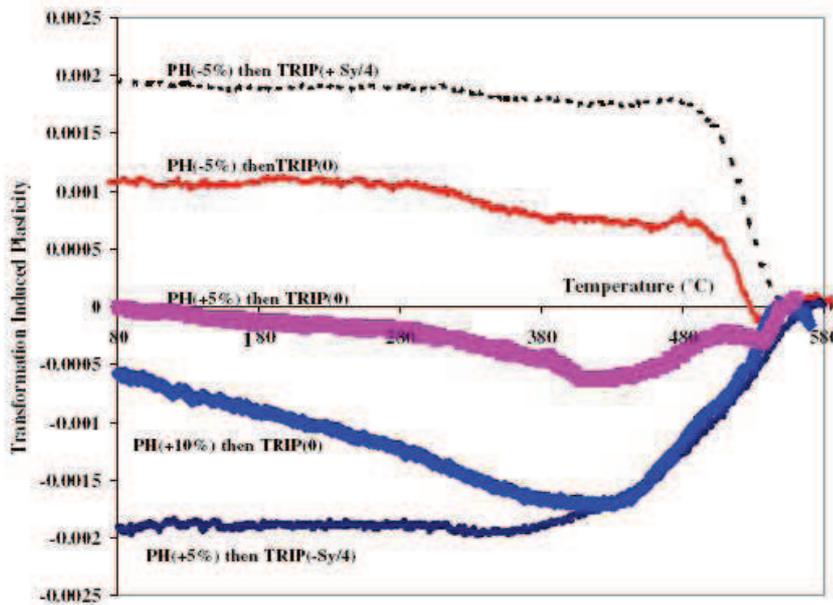
$\epsilon^{\text{cp}}$  : La déformation plastique appliquée à la phase austénitique pour provoquer la pré-déformation.

$\epsilon^{\text{tp}}$  : La plasticité de transformation.

La déformation thermo-métallurgique varie en fonction de la température et du changement de phase dans l'acier. Elle est mesurée à partir de la courbe de dilatométrie libre. Sous la condition qu'on garde le même cycle thermique pour les deux essais (dilatométrie libre et plasticité de transformation). L'éventuelle plasticité de transformation donnée par l'effet de pré-écrouissage est exprimée par la relation suivante :

$$\epsilon^{\text{pt}} = \epsilon^t - (\epsilon^{\text{thm}} + \epsilon^e + \epsilon^{\text{cp}}) \quad (9)$$

Les 5 essais mentionnés dans le tableau 6 sont exécutés pour une transformation purement bainique avec une vitesse de refroidissement de  $-3^\circ\text{C/s}$ . Les résultats obtenus en terme de plasticité de transformation sont montrés dans la figure 21.

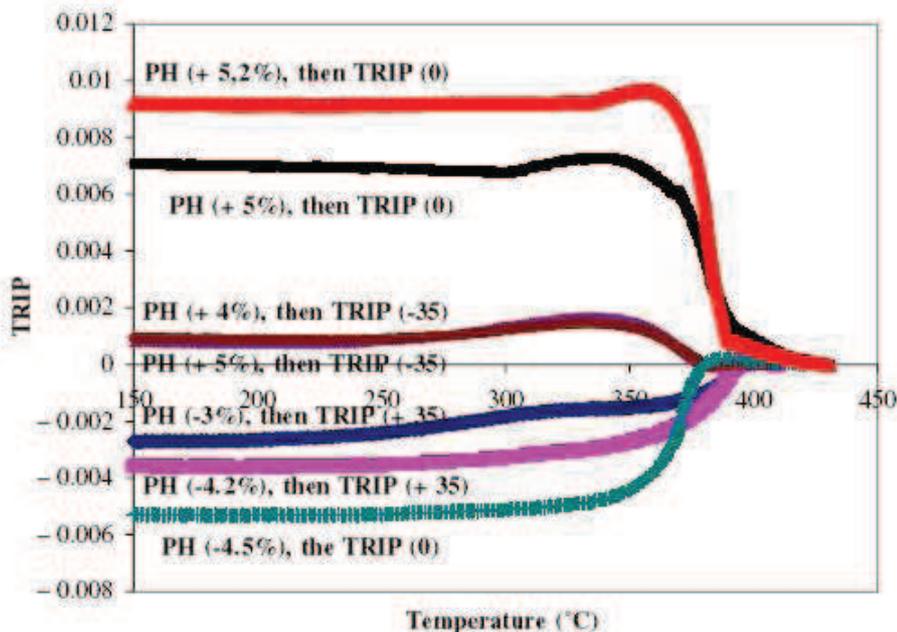


**Figure 21 :** Essai de plasticité de transformation avec un pré-écrouissage de la phase austénitique pour une transformation bainitique dans l’acier 16MND5. Influence de la plasticité classique, et son signe d’application. [Petit-Grostabussiat, 2000].

PH : Pré-déformation plastique de la phase austénitique.

PT : Contrainte appliquée lors de l’essai de plasticité de transformation classique.

Le même type d’essai a été appliqué dans le cas d’une transformation martensitique pour le même acier. Les résultats sont présentés dans la figure 22.



**Figure 22:** Essai de plasticité de transformation avec un pré-écrouissage de la phase austénitique pour une transformation martensitique dans l’acier 16MND5. [Taleb et al, 2006].

Les principales remarques observées pour les essais, concernant l'étude de cette interaction plasticité classique plasticité de transformation, sont résumées dans les points suivants :

- Pour les deux types de transformations (bainitique et martensitique)

La plasticité de transformation est influencée par l'écroissage de la phase parente. Nous observons la présence d'une plasticité de transformation, sous l'effet de la pré-déformation provoquée dans la phase austénitique, même sans chargement mécanique habituellement appliqué dans les essais classiques de plasticité de transformation. Nous donnons dans la suite les principales conclusions tirées des travaux expérimentaux de Taleb et Petit-Grostabussiat [Taleb et Petit-Grostabussiat et al, 2002], [Taleb et Petit-Grostabussiat et al, 2006].

- Dans le cas des transformations bainitiques :

- Si l'austénite est écroie en compression la plasticité de transformation observée est positive. Et si l'écroissage est en traction, la plasticité de transformation observée est négative.
- L'augmentation du chargement appliqué durant la transformation conduit à l'augmentation de la quantité de la plasticité de transformation.
- On peut également noter que la diminution du TRIP (à partir d'une température  $\approx 400^\circ\text{C}$ ), pour les deux combinaisons de pré-déformation positive en absence d'un chargement externe (PH (+5%)+TRIP(0) et PH(+10%) +TRIP(0)), semble être lié à l'effet du pré-écroissage sur la cinétique de la transformation.
- L'effet du pré-écroissage de la phase austénitique sur les transformations des phases, en terme de plasticité de transformation, est négligeable compte tenu des niveaux des déformations résiduelles (sans écroissage).

- Dans le cas des transformations Martensitiques :

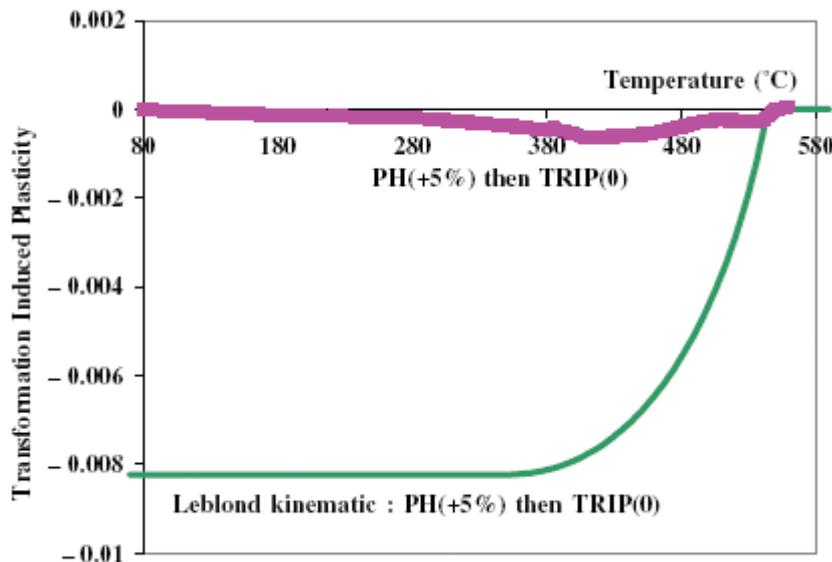
- Contrairement aux transformations bainitiques, dans ce type de transformation (les transformations martensitiques) si l'austénite est écroie en traction, alors la déformation de plasticité de transformation est positive et réciproquement pour le cas de la compression.
- Dans un essai de TRIP (sous chargement durant la transformation) avec un pré-écroissage, le TRIP est additionnel entre un essai de plasticité de transformation seul et un autre essai avec une pré-déformation de la phase austénitique (sans chargement pour l'essai du TRIP).
- L'évolution de la plasticité de transformation semble plus rapide au début pour le cas où les essais de plasticité de transformation sont sans chargement externe, et après un écroissage de l'austénite en traction.

## V-2 Modélisation du phénomène de l'interaction plasticité classique -TRIP

Comme nous l'avons mentionné au début de la session (IV) de ce chapitre, les modèles permettant de prévoir le phénomène d'interaction entre la plasticité classique et la plasticité de transformation sont peu nombreux. Nous exposons dans la suite le modèle proposé par Leblond [Leblond, 1989]. Ce modèle a été testé pour simuler les résultats expérimentaux de l'interaction plasticité classique-TRIP dans l'acier 16MND5. Il est exécuté avec ces deux formulations qui dépendent du modèle d'érouissage considéré : isotrope linéaire ou cinématique linéaire (Voir tableau 5).

### - prévision du modèle de Leblond dans le cas d'une transformation bainitique

Afin de vérifier les prévisions de ce modèle dans le cas d'une transformation bainitique. Taleb et al [Taleb et Petit-Grostabussiat, 2006] ont considéré l'essai de pré-déformation de l'austénite en traction de +5%, suivie d'un essai de dilatométrie libre (PH (+5%) + TRIP(0), voir figure 21). On peut noter que le modèle de Leblond dans sa version cinématique linéaire, n'est certainement pas le modèle idéal pour la prévision d'une bonne présentation quantitative des résultats expérimentaux, comme le montre la figure 23. Nous signalons aussi, que ce modèle dans sa version isotrope linéaire, ne prévoit aucune valeur de TRIP à cause de l'absence de l'effort externe appliqué au cours de la transformation.

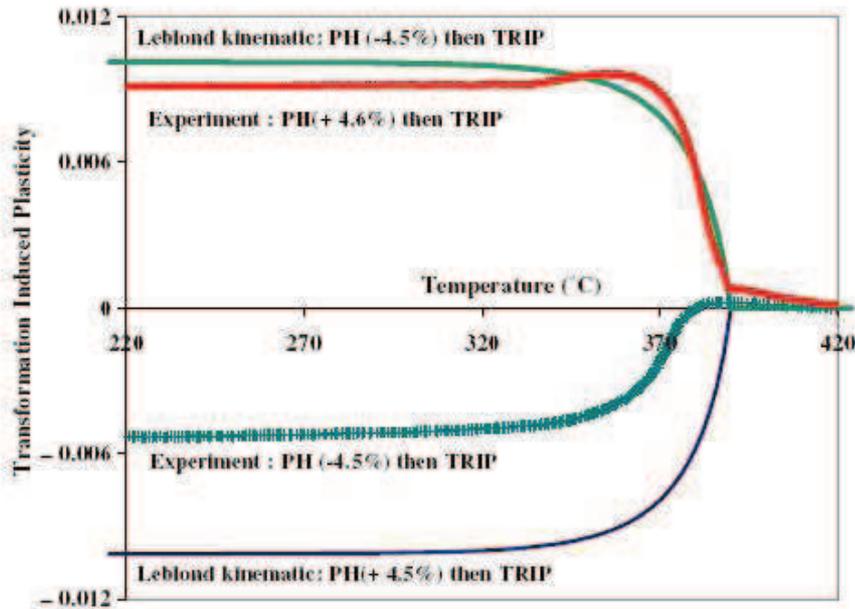


**Figure 23** : Comparaison entre les résultats expérimentaux pour un essai de plasticité de transformation, avec un pré-écrouissage de +5% de l'austénite suivi d'un essai de TRIP sans contrainte externe, et les prévisions du modèle de Leblond dans sa version cinématique linéaire. Cas d'une transformation bainitique dans l'acier 16MND5 [Taleb et al, 2006].

Signalons qu'une modélisation numérique a été réalisée par Barbe et al [Barbe et al, 2005a], [Barbe et al, 2005b], [Barbe et al, 2007a], [Hoang et al, 2007] dans le cas des transformations bainitiques, a donnée des résultats plus encourageants aussi bien du point de vue qualitatif que quantitatif.

- *prévision du modèle de Leblond dans le cas d'une transformation martensitique*

Nous exposons dans la figure 24 une comparaison entre des essais de TRIP avec un pré-écrouissage de l'austénite, et les simulations du modèle de Leblond correspondant aux différentes combinaisons des chargements considérées dans le cas d'une transformation martensitique dans l'acier 16MND5 [Taleb et Petit-Grostabussiat, 2002].



**Figure 24** : Comparaison entre les résultats expérimentaux pour un essai de plasticité de transformation (avec un pré-écrouissage de la phase austénitique) et les prévisions du modèle de Leblond pour une transformation martensitique dans l'acier 16MND5 [Taleb et Petit-Grostabussiat, 2002].

Expérimentalement, une pré-déformation positive (traction) mène à une plasticité de transformation positive, tandis qu'une pré-déformation négative (compression) conduit à une plasticité de transformation négative, contrairement aux simulations du modèle de Leblond qui prévoient des résultats inverses pour le même type de chargement.

Dans le but de mieux comprendre les mécanismes responsables à l'origine de ces divergences entre la modélisation proposée par Leblond et les résultats expérimentaux, nous avons choisi la voie des simulations numériques micromécaniques. Ce type de simulations numériques avec la méthode des éléments finies (MEF) nous permettra de considérer simultanément les deux sources des déformations dans les transformations martensitiques : le cisaillement et la variation volumique. Le calcul des champs mécaniques issus de l'interaction entre les variants de martensite et le domaine austénitique permet de prendre en compte des phénomènes locaux à l'origine de l'apparition du TRIP.

## VI- Principaux modèles numériques simulant les transformations martensitiques en 2D

De brèves présentations de quelques modèles sont exposées dans le but d'expliquer les principales hypothèses de ces modélisations et de présenter leurs différences. Les principaux travaux ayant une approche micro-mécanique, dans le cas des transformations martensitiques, sont récapitulés dans le tableau 7 [Simonsson, 1994].

**Tableau 7** : présentation des modèles numériques modélisant la transformation martensitique [Simonsson, 1994].

Auteurs des modèles	Patoor et al. (1988,1993)	Leblond at al. (1986,1989)	Fischer (1990, 1992)	Daves et Fische (1991)	Diani et al. (1992)
Matériaux	Alliages à mémoire de forme	Acier	Acier	Acier	Acier
Echelle de la modélisation	Mésoscopique	Microscopique	Microscopique	Microscopique	Microscopique
Orientation des variants	Calculées	Nulles	Imposées	Imposées	Imposées
Écoulement plastique	non	Calculé	Calculé	Calculé	Calculé
Interaction des déformations plastiques aux interfaces	Calculée	Imposée	Imposée	Imposée	Calculée
Dimension du modèle	3	3	3	2	3
Cinétique de transformation	Calculée	Non considérée	Non considérée	Non considérée	Non considérée
Méthode du calcul	Auto-cohérent	Sach's/FEM	Taylor-Lin	FEM	Auto-cohérent
Application	Transformation dans les 2 sens	Transformation à sens unique			

Beaucoup de modèles sont développés à l'échelle microscopique pour modéliser le comportement des matériaux durant une transformation martensitique, mais aucun de ces modèles n'est entièrement satisfaisant, dans le sens qu'ils ne tiennent compte que de quelques aspects de la réalité. La capacité d'un modèle pour une bonne description de ce type de transformation, d'une manière plus ou moins satisfaisante, est liée généralement aux trois critères suivants [Ganghoffer, 1998] :

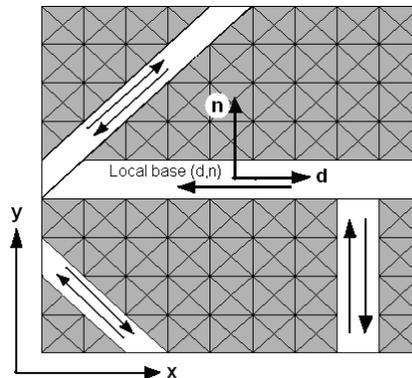
- Introduction de l'orientation des variants de la martensite formée.
- Considération de l'écoulement plastique dans le volume d'étude.
- Détermination de la cinétique de transformation.

Nous remarquons dans le tableau 7, que la plupart des modèles tiennent compte au maximum de deux de ces critères, mais aucun modèle ne présente une modélisation complète avec les trois critères cités précédemment.

Les deux modèles présentés par la suite sont très proches de notre travail. Ce sont des modèles en deux dimensions à l'échelle microscopique, le premier a été proposé par Ganghoffer et Simonsson [Ganghoffer et al, 1998], le deuxième représente une amélioration de cette modélisation, développée dans le cadre de la thèse de Wen [Wen, 1997], [Wen et al, 1996].

## VI-1 Modèle de Ganghoffer et Simonsson

C'est un modèle micromécanique bidimensionnelle en éléments finis. La géométrie de ce modèle représente un grain d'austénite par un carré unitaire d'une taille de  $9 \times 9$  briques carrées, chacune étant maillée avec 4 éléments triangulaires [Ganghoffer et al, 1998], comme l'illustre la figure 25.



**Figure 25** : Géométrie du modèle éléments finis à l'échelle du grain proposé par Ganghoffer et Simonsson pour la modélisation des transformations martensitiques [Ganghoffer et al, 1998].

Le choix d'éléments finis triangulaires permet de prendre en compte 4 sens d'orientations possibles pour les plans d'habitats des variants avec un angle de  $45^\circ$  entre eux ( $0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$  et  $135^\circ$ ), ainsi que 8 directions de cisaillement possibles de telle façon que chaque orientation est associée à deux directions de cisaillement opposés dans le sens. Un variant de martensite est représenté par une bande d'éléments triangulaires, la formation d'un variant est arrêtée par la frontière du grain ou par la présence d'autres plaquettes déjà formées.

La transformation se développe par la formation successive des variants dans le grain, ce qui fait qu'à chaque pas de la simulation, il est nécessaire de définir quel variant va se transformer. Pour cela toutes les plaquettes susceptibles d'apparaître sont testées une à une pour sélectionner la plus favorable suivant un critère de choix basé sur un critère thermodynamique. Du point de vue macroscopique, la transformation martensitique dépend de la température et de l'état de contraintes. Le modèle proposé par Ganghoffer traite seulement les transformations isothermes dans le but de se concentrer sur l'influence des efforts internes et leurs progressions pendant la transformation.

Le critère d'avancement de la transformation, assurant l'ordre d'apparition des variants, se base sur une analyse thermodynamique du comportement mécanique d'un matériau biphasé. Le modèle proposé tient compte de la différence de l'énergie chimique entre les deux phases et le travail produit dans la martensite lorsque la transformation progresse. Après une analyse

mathématique rigoureuse de ces critères énergétiques et sous l'hypothèse des petites déformations, le critère de transformation proposé par Ganghoffer revient au calcul de la force motrice mécanique, pour chaque élément du maillage non transformé, et après chaque pas de transformation. Cette force motrice mécanique est donnée par la formule suivant :

$$\delta W_{\text{element}} = \sigma_n \cdot \varepsilon_0 + \tau \cdot \gamma_0 \quad (10)$$

$\delta W_{\text{element}}$  : Force motrice mécanique dans un élément du maillage non transformé.

$\sigma_n, \tau$  : Représentent respectivement la contrainte normale suivant la direction normale (n), et la contrainte de cisaillement agissant dans le plan d'habitat (suivant la direction (d)). Ces contraintes sont calculées à partir de l'état de contraintes locales dans l'élément considéré [Ganghoffer et al, 1991]

$\varepsilon_0, \gamma_0$  : Les composantes intrinsèques du tenseur de déformation de transformation  $\varepsilon^T$  défini dans la base locale (d, n) (voir figure 25). Elles représentent respectivement la déformation de cisaillement et la variation volumique accompagnant la formation des variants dans le grain.

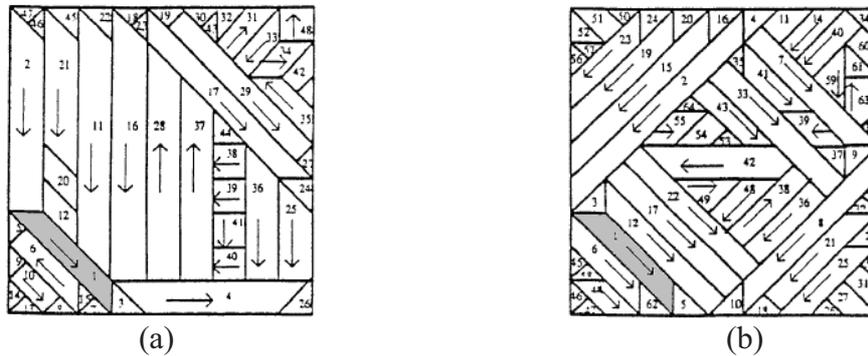
A chaque pas de la transformation, l'élément pour lequel cette force motrice mécanique est maximale, représente le prochain point qui fixe la nouvelle variante martensitique. La croissance de cette variante se produit instantanément dans la direction (d). Les éléments constituant cette nouvelle plaquette reçoivent instantanément les nouvelles propriétés mécaniques correspondant à la nouvelle phase (propriété mécanique de la martensite), par contre le tenseur de déformation de transformation est appliqué d'une façon incrémentale dans le temps. Pour les conditions aux limites imposées sur le contour externe de la cellule, Ganghoffer et Simonsson supposent que les bords du maillage restent rigides et droits pendant le processus de la transformation tout en étant libres de translater. Une telle hypothèse est justifiée d'un point de vue physique par le fait que les frontières du grain agissant en tant qu'obstacles à la propagation des plaquettes jouant le rôle du joint de grain.

Ce modèle a été testé dans le cas d'une transformation martensitique dans l'alliage ferreux Fe-Ni-C. Les travaux expérimentaux concernant l'identification des différents paramètres mécaniques de cet alliage sont exposés dans les travaux de Gautier [Gautier et al, 1985]. Nous essaierons par la suite de résumer les plus importantes remarques tirées par les résultats obtenus grâce à cette modélisation :

- Avantages de la modélisation :

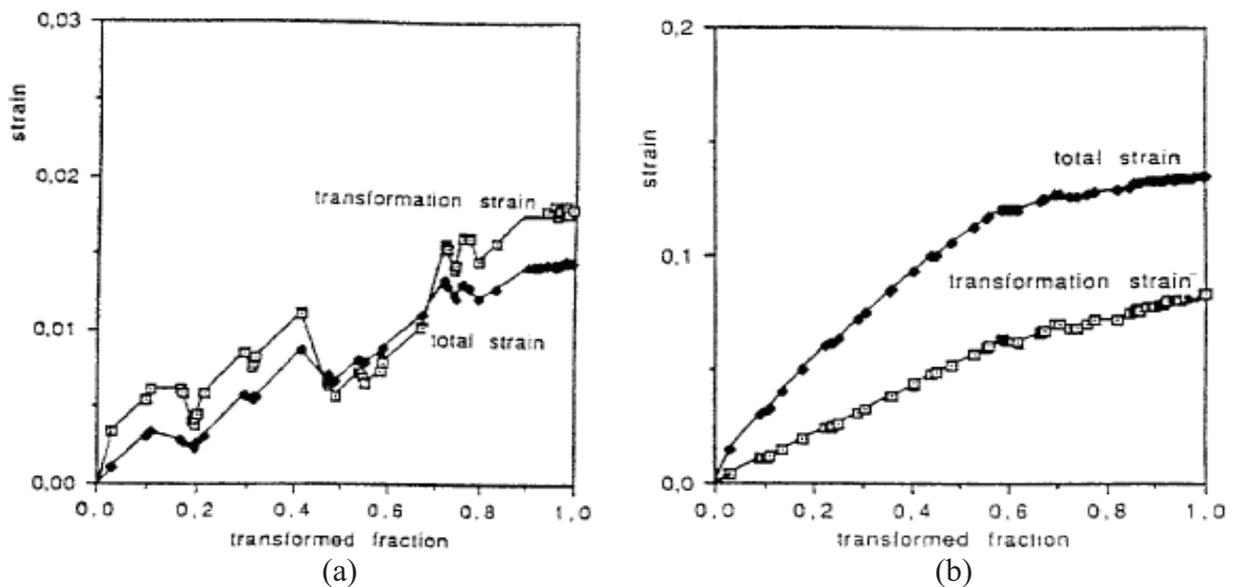
- Cette modélisation prend en compte les trois aspects principaux de la transformation martensitique (l'orientation des variants, l'écoulement plastique et l'évolution de la transformation, contrairement aux différents modèles exposés dans le tableau 7.
- Concernant l'effet du chargement externe sur l'orientation des variants, plusieurs travaux expérimentaux montrent que l'application d'un effort de traction relativement élevé mène à une orientation favorable des variants, (généralement dans le sens oblique: figure 11). Cette modélisation met en évidence ces observations, nous remarquons que pour le même choix du premier variant imposé, un chargement de 250MPa conduit à l'apparition des longues plaquettes avec des orientations obliques

(Figure 26-b). Ces orientations restent plutôt aléatoires dans le cas du chargement de 10 MPa (Figure 26-a).



**Figure 26** : Arrangement structural des variants données par le modèle de Ganghoffer et Simonsson dans le cas de l'alliage ferreux Fe-Ni-C. Cas du choix d'une première plaquette courte. (a) Sous un chargement de 250Mpa. (b) Sous chargement de 10Mpa. [Ganghoffer et al, 1998].

- Les résultats obtenus montrent que la déformation plastique varie en fonction du chargement appliqué, elle augmente avec l'augmentation de ce dernier, ce qui est observé expérimentalement (voir figure 27).



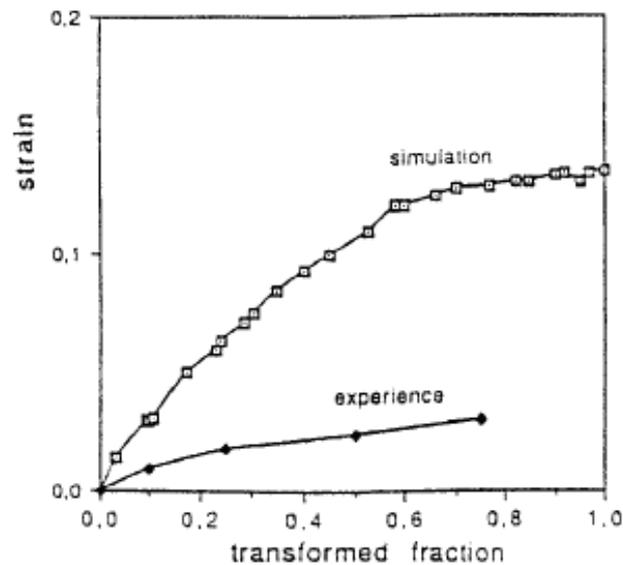
**Figure 27** : L'évolution de la transformation totale et de la déformation de transformation en fonction de la proportion de la martensite formée dans l'alliage ferreux Fe-Ni-C.

(a) Sous un chargement de 10Mpa. (b) Sous chargement de 250Mpa.

- inconvénients de la modélisation :

- c'est une modélisation en deux dimensions, elle présente l'orientation des variants seulement dans le plan.

- Le déclenchement de la transformation est lié à un choix au hasard d'une première plaquette, ce choix influe considérablement sur les résultats obtenus, quels que soient les chargements considérés.
- Le maillage considéré n'est pas assez fin, ce qui conduit à une amplification des effets de bords sur la modélisation (bords restent rigides et parallèles durant toute la transformation).
- Possibilité d'insuffisance du critère de sélection des plaquettes. A l'échelle macroscopique et en terme de comparaison de la plasticité de transformation, les résultats obtenus par la simulation numérique surestiment en grande partie les résultats expérimentaux comme le montre la figure 28.



**Figure 28** : Comparaison entre la plasticité de transformation obtenue par la simulation numérique et les résultats expérimentaux pour une transformation martensitique dans l'alliage Fe-Ni-C sous 250Mpa [Ganghoffer et al, 1998].

## VI-2 Modèle de Wen

Suite à cette étude proposée par Ganghoffer et Simonsson, une thèse de doctorat [Wen, 1997] a été lancée améliorant cette modélisation. Nous présentons par la suite les améliorations considérées dans la nouvelle approche :

### - Amélioration géométrique

C'est un modèle à l'échelle micromécanique bidimensionnel, maillé avec des éléments de base triangulaire comme le modèle de Ganghoffer, mais le maillage de la cellule se décompose en deux zones : une zone centrale (d'une taille de 14x14) où la transformation se produit, et une deuxième zone qui représente un milieu environnant dans l'objectif d'assurer les interactions avec les grains voisins. La taille globale du maillage est de 22x22 briques.

- Amélioration du critère thermodynamique de transformation

Cette modélisation prend en compte les transformations anisothermes. Le critère de choix des plaquettes est contrôlé non seulement par les énergies motrices (c'est-à-dire la force motrice mécanique et la force motrice chimique) mais aussi par une énergie résistive. Elle se représente par l'énergie d'interaction associée à la transformation [Wen et al, 1996].

$$\delta(\Delta G^{A-M}) = [-\delta(\Delta G_{ch}^{A-M} - \delta W + \delta E)] / V_b \quad (11)$$

Avec :

$\delta(\Delta G^{A-M})$  : Variation de l'énergie libre associée à la transformation austénitique-martensitique.

$\delta(\Delta G_{ch}^{A-M})$  : Variation de la différence de l'énergie chimique

$\delta W$  : Force motrice mécanique.

$\delta E$  : Variation de l'énergie de déformation totale associée à la transformation martensitique.

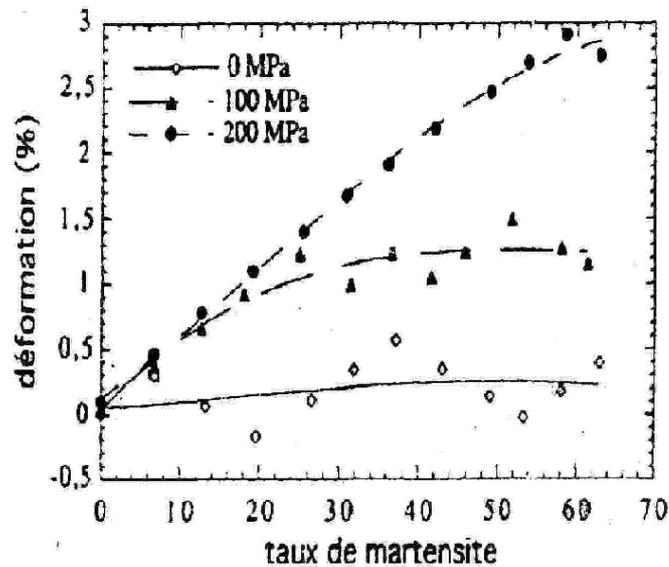
$V_b$  : Volume de la plaquette considérée.

La progression de transformation s'effectue par la minimisation de la variation d'énergie libre ( $\Delta G^{A-M}$ ). Ce modèle permet d'étudier plusieurs phénomènes associés à ce type de transformation :

- l'influence des contraintes appliquées sur les arrangements structuraux des plaquettes.
- La cinétique de transformation.
- Les contributions respectives des différents mécanismes de plasticité de transformation.

Cette étude a été basée plus sur l'analyse de l'arrangement structural des plaquettes dans le grain en fonction des critères thermodynamiques considérés (force motrice mécanique, énergie de déformation et l'énergie libre de déformation) [Wen et al, 1995]. Malgré les limitations de cette modélisation (géométrie, hypothèses du calcul), la comparaison entre les résultats numériques et les résultats expérimentaux, dans le cas de l'alliage Fe-Ni-C, (voir figure 29) représente un bon accord relativement aux résultats obtenus par modèle de Ganghoffer et Simonsson. Le manque de précision du point de vue qualitatif est lié à plusieurs paramètres :

- l'échelle de la modélisation : cette modélisation représente un seul grain dans un milieu environnant. Une modélisation à l'échelle de plusieurs grains permet d'introduire l'effet de l'interaction entre les grains.
- La modélisation bidimensionnelle limite les hypothèses du calcul, ainsi que le nombre d'orientations des plaquettes.
- Choix du critère de transformation : le critère décrit précédemment se base seulement sur une analyse des champs des contraintes et des déformations internes. Nous verrons en section que le critère peut aussi être basé sur une maximisation de travail des efforts externes ou sur une minimisation de l'énergie potentielle.



**Figure 29** : Evolution de la déformation totale en fonction de la fraction de la martensite formée pour différents niveaux des contraintes appliquées. Comparaison entre les résultats obtenus par le modèle de Wen et les résultats expérimentaux pour l'alliage Fe-20Ni-0.5C. [Wen, 1997]

### VI-3 Modèle de Iesman et Levitas

C'est une approche micromécanique par éléments finis modélisant un milieu avec des multi-variants de martensite, dans le but de décrire une microstructure de la transformation martensitique dans les aciers [Idesman et al, 2005]. Cette approche est basée sur un modèle thermodynamique qui prend en compte la variation de l'énergie libre, les forces motrices et l'énergie de l'interface. Ces quantités d'énergie sont liées généralement à la contrainte appliquée au maillage, au cisaillement provenant de la transformation martensitique et à la variation de la température au cours de la transformation.

Pour simuler la transformation de l'austénite vers la martensite, le modèle utilise un maillage en deux dimensions, avec un modèle en éléments finis triangulaires et une distribution quadratiques des nœuds. Le maillage considéré est soumis à un chargement uni-axial qui provoque une déformation ( $\epsilon$ ). Comme pour le modèle de Ganghoffer les résultats montrent clairement le développement de plaquette dans une direction privilégiée lorsqu'on augmente la charge externe.

Les microstructures simulées par cette modélisation dans le cas des polycristaux (sous le chargement uni-axial) représentent un bon accord avec les résultats obtenus expérimentalement.

## VII- Conclusion

Dans la présente étude nous nous sommes concentrés sur le phénomène de la plasticité de transformation (TRIP) notamment dans le cas d'une transformation martensitique. Nous avons exposé différents travaux réalisés dans ce domaine. Expérimentalement l'évolution de cette déformation plastique dépend de plusieurs paramètres résumés dans les points suivants :

- L'histoire du chargement thermique appliqué qui fixe la nature de la phase produite, par conséquent le mécanisme responsable de l'apparition de la plasticité de transformation (transformation avec diffusion ou sans diffusion).
- Le niveau des contraintes appliquées au cours de transformation de phase : les travaux expérimentaux prouvent l'existence d'une relation linéaire entre l'évolution de la valeur finale du TRIP et le niveau du chargement appliqué, si ce dernier reste inférieur à une valeur critique qui est en fonction de la limite élasticité de la phase austénitique.
- L'éventuel pré-écrouissage ou non de la phase austénitique avant l'essai de plasticité de transformation.

Nous avons consacré une bonne partie de cette étude bibliographique pour ce dernier point. Les travaux expérimentaux exposés montrent l'importante influence de la plasticité classique sur la plasticité de transformation. En effet si la phase austénitique est déformée en plasticité avant sa transformation, une déformation plastique est observée après la transformation, même en absence de chargement macroscopique appliqué durant l'essai. Cette pré-déformation a une influence significative sur le TRIP en fonction de la nature de la phase produite ; dans le cas des transformations bainitiques, une pré-déformation en traction conduit à une plasticité de transformation négative alors qu'une pré-déformation en compression conduit à un TRIP positif. Pour le cas martensitique c'est l'inverse qui a été observé. Contrairement aux transformations martensitiques cet effet reste négligeable du point de vue quantitatif pour les transformations bainitiques.

Taleb et Petit-Grostabussiat [Taleb et Petit-Grostabussiat, 2002] montrent dans leurs travaux que le test du modèle analytique de Leblond, qui tient compte l'interaction plasticité classique - plasticité de transformation, conduit à des grandes divergences par rapport aux résultats expérimentaux. La voie que nous avons choisie pour comprendre le mécanisme responsable de ces anomalies est basée sur des analyses par éléments finis. Ceci fait l'objectif de notre travail par la suite. Ce type de modélisation nous permettra de considérer simultanément les deux sources des déformations dans les transformations martensitiques : le cisaillement et la variation volumique.

## Chapitre II

# Modélisation à l'échelle mono-grain de la plasticité de transformation dans les transformations martensitiques

## Sommaire

### Chapitre II : Modélisation à l'échelle mono-grain de la plasticité de transformation dans les transformations martensitiques

<b>I</b>	<b>Introduction</b> -----	52
<b>II</b>	<b>Définition du modèle numérique</b> -----	52
	II-1 La géométrie du modèle -----	52
	II-2 Critère d'avancement de la transformation -----	54
	II-2-1 Force motrice mécanique maximale (Ganghoffer) -----	54
	II-2-2 Force motrice mécanique moyenne (Wen) -----	54
	II-3 Implémentation du modèle et hypothèses imposées sur la modélisation -----	55
<b>III</b>	<b>Etude paramétrique du modèle</b> -----	58
	III-1 Evaluation du modèle de Ganghoffer -----	58
	III-2 Transformation élément par élément -----	59
	III-3 Effet de la taille du maillage -----	61
	III-4 Effet du choix de type d'éléments finis -----	63
	III-5 Effet de la direction de cisaillement -----	64
	III-6 Effet du critère de choix des plaquettes -----	65
	III-7 Effet des conditions aux limites imposées sur les bords du maillage -----	66
<b>IV</b>	<b>Analyses et comparaisons entre les critères du choix des variants</b> -----	70
	IV-1 Critère de l'Energie de Déformation Elastique (EDE) -----	71
	IV-1-1 Identification de la 1 <sup>ère</sup> plaquette par critère de la minimisation de l'EDE	72
	IV-1-2 Arrangement structural des plaquettes sous le critère de l'EDE-----	75
	IV-1-3 Résultats du TRIP obtenus par le modèle basé sur l'EDE -----	76
	IV-2 Travail des efforts externes -----	78
	IV-3 Critère de l'énergie potentielle élastique (EPE)-----	81
<b>V</b>	<b>Interaction plasticité classique - plasticité de transformation</b> -----	83
<b>VI</b>	<b>Conclusion</b> -----	86

## I Introduction

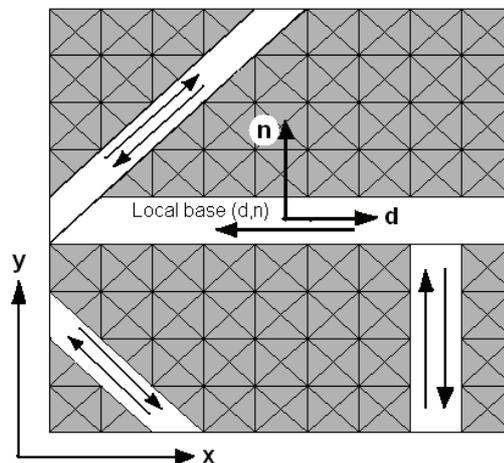
La première partie de ce chapitre a pour but de présenter d'abord le modèle EF proposé par Ganghoffer et al [Ganghoffer et al, 1998] puis d'étudier l'effet des paramètres numériques sur ce modèle. Cette modélisation porte sur un domaine bi-dimensionnel constituant un mono-grain au départ austénitique. Nous testerons l'effet des différents paramètres numériques sur la variation de la plasticité de transformation en fonction de la fraction de martensite formée durant la transformation.

Dans la deuxième partie nous allons nous concentrer sur le critère thermodynamique considéré pour piloter la transformation martensitique. On commencera par le modèle déjà développé par Ganghoffer et al, ensuite de quelques améliorations proposées par Wen [ Wen, 1997]. Nous discuterons par la suite d'autres critères reposant sur l'énergie mécanique du système en cours de transformation.

## II Définition du modèle numérique

### II-1 La géométrie du modèle

Le modèle que nous avons utilisé est un modèle proposé initialement par Ganghoffer en 1998, pour la modélisation des transformations martensitiques. C'est un modèle micromécanique bidimensionnel en éléments finis. La géométrie de ce modèle représente le grain par un carré unitaire maillé avec des éléments triangulaires comme illustré sur la figure1.



**Figure1** : Modèle éléments finis proposé par Ganghoffer et Simonson (1998) modélisant la transformation martensitique.

Une plaquette de martensite est représentée par une bande d'éléments triangulaires ; la formation d'une plaquette est arrêtée par la frontière du domaine d'étude ou par la présence d'autres plaquettes déjà formées. Le choix d'éléments finis triangulaires permet de prendre en compte 4 directions d'orientations possibles pour les plans d'habitats des variants avec un angle de  $45^\circ$  entre eux ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $135^\circ$ ), ainsi que 8 directions de cisaillement possibles de telle façon que chaque direction soit associée à deux sens de cisaillement opposés

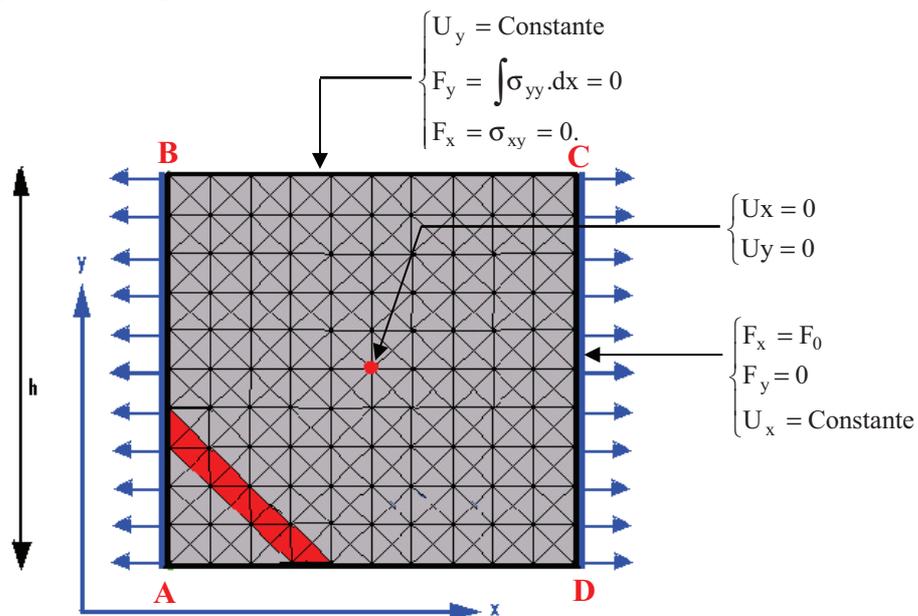
(orientation directe et indirecte). Le modèle prend en compte les 8 variants suivants que nous désignerons dans la suite comme :  $0^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $90^\circ$ ,  $135^\circ$ ,  $180^\circ$ ,  $225^\circ$ ,  $270^\circ$  et  $315^\circ$  (Voir figure 4).

La transformation se développe à travers la formation successive des plaquettes dans le grain, ce qui fait que, à chaque pas de simulation, il est nécessaire de spécifier la plaquette qui va se transformer. Pour cela toutes les plaquettes possibles et susceptibles d'apparaître sont testées une à une. La plus favorable sera sélectionnée suivant un critère de choix basé sur la thermodynamique détaillé dans la partie II-2 de ce chapitre. Quand un tel variant se transforme, tous les éléments qui le composent sont soumis au même tenseur intrinsèque de transformation  $\underline{\varepsilon}^{\text{tr}}$  défini dans la base locale (d, n).

$$\underline{\varepsilon}^{\text{tr}} = \begin{pmatrix} 0 & \gamma_0/2 \\ \gamma_0/2 & \varepsilon_0 \end{pmatrix} \quad (1)$$

La transformation martensitique comporte une déformation de cisaillement ( $\gamma_0$ ) le long du plan d'habitat, et une variation volumique ( $\varepsilon_0$ ) normale à ce plan. Pour l'acier 16MND5, nous avons pris le paramètre ( $\gamma_0 = 0.19$ ) proposé par Wen et al pour l'alliage FeNiC [Wen et al, 1996], de sorte que la transformation soit associée à un grand cisaillement. Par contre le paramètre ( $\varepsilon_0$ ) est mesuré à partir d'une dilatométrie libre, il est d'une valeur de 0.006 [Taleb et al, 2001]. La technique de mesure de cette composante est expliquée en détails dans la partie expérimentale du chapitre III (voir section III-3).

Concernant les conditions aux limites imposées sur le contour extérieur de la cellule, Ganghoffer suppose que les bords de la cellule restent droits et parallèles pendant la transformation. Une telle hypothèse est justifiée d'un point de vue physique par le fait que les frontières du grain agissent en tant qu'obstacles à la propagation des plaquettes et jouent le rôle du joint de grain (voir figure 2).



(U : déplacement, F : effort)

**Figure 2** : Schéma représentatif des conditions aux limites imposées sur le grain.

## II-2 Critère d'avancement de la transformation

### II-2-1 Force motrice mécanique maximale (Ganghoffer)

Une expression assez naturelle pour la contribution mécanique à la force motrice pilotant la transformation, sous l'hypothèse des petites déformations, est donnée par :

$$\delta W = \sigma_n \cdot \varepsilon_0 + \tau \cdot \gamma_0 \quad (2)$$

Où

$\sigma_n, \tau$  : Représentent respectivement la contrainte normale et la contrainte de cisaillement dans le plan d'habitat agissant à l'interface de l'élément considéré. Ces contraintes sont calculées à partir de l'état des efforts locaux dans l'élément avant transformation.

$\gamma_0, \varepsilon_0$  : Représentent respectivement la déformation de cisaillement le long du plan d'habitat, et la variation volumique normale à ce plan.

Cette expression a été proposée initialement par Ganghoffer [Ganghoffer et al, 1998], elle représente en partie le travail mécanique consommé lors de la transformation, en tenant compte de l'effet d'orientation des plaquettes. Pour le développement de ce critère de transformation, Ganghoffer a élaboré une analyse thermodynamique du comportement mécanique d'un matériau biphasé. Le modèle proposé tient compte de la différence de l'énergie chimique entre les deux phases, de la variation de l'énergie de déformation créée dans les deux phases ainsi que du travail produit dans la phase produite (la martensite) lorsque la transformation progresse. Il a abouti à une expression exprimée par une force motrice thermodynamique qui conditionne la transformation. A chaque pas de transformation, l'élément du maillage ayant la Force Motrice mécanique Maximale (FMMMax) sera le prochain départ d'une nouvelle plaquette. La croissance de cette plaquette se produit instantanément dans la direction (d).

### II-2-2 Force motrice mécanique moyenne (Wen)

Ganghoffer a supposé que la force motrice mécanique de la bande considérée se réduit à la force motrice mécanique maximale d'un seul élément parmi tous les éléments constituant la plaquette. Cette hypothèse constitue un des points de discussion évoqués dans le cadre de la thèse de Wen [Wen, 1997] qui soutient l'hypothèse de la Force Motrice mécanique Moyenne (FMMoy : sommation des forces motrices de l'ensemble des éléments de la bande considérée divisée par le nombre d'éléments) : la plaquette qui se transforme est celle dont la force motrice normalisée par le nombre d'éléments la constituant est la plus grande parmi toutes les plaquettes.

$$\delta W_{\text{moy}} = \sum_{i=1}^n \delta W_i / n \quad (3)$$

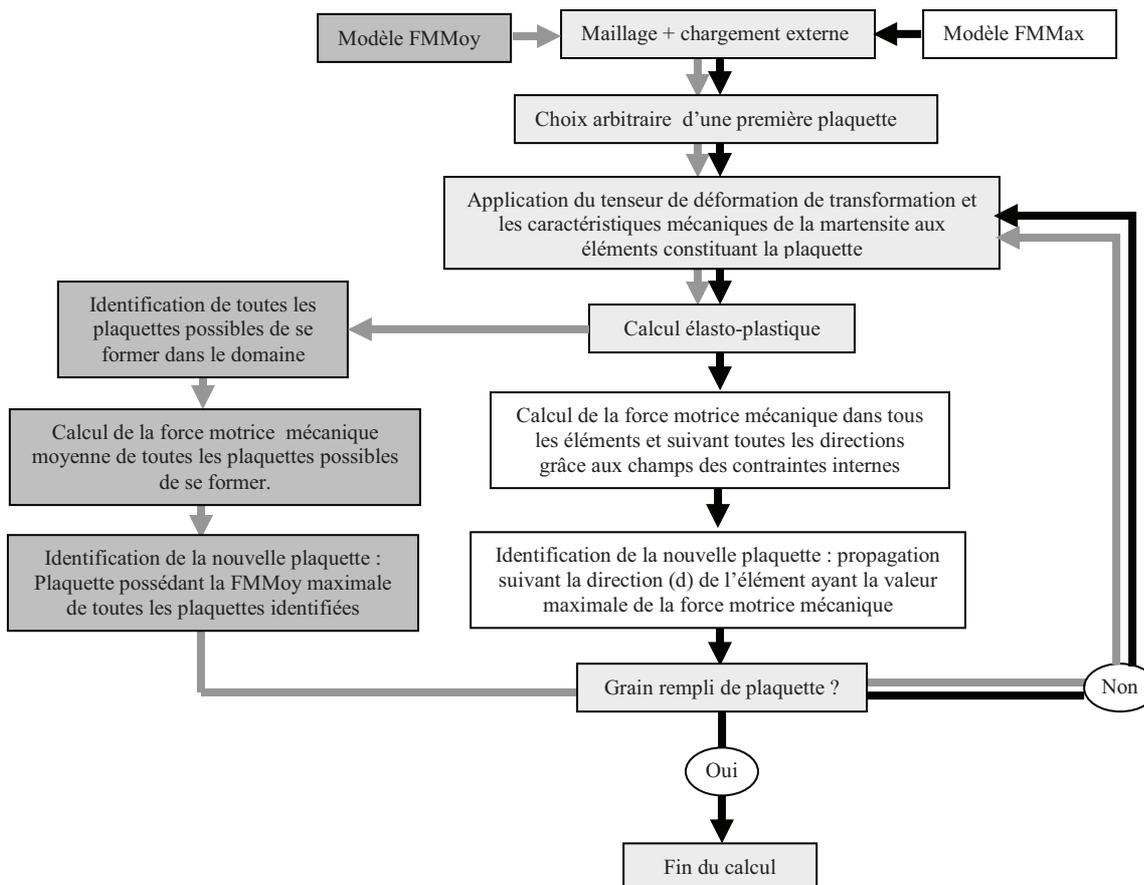
$\delta W_{\text{moy}}$  : La force motrice mécanique moyenne d'une plaquette de (n) éléments.

Dans une analyse à l'échelle microstructurale, Wen a montré que pour le choix des orientations des plaquettes, l'utilisation d'un critère basé sur la force motrice maximale, calculée dans un élément, conduit à une amplification du rôle du champ de contraintes locales par rapport à celui de la contrainte extérieure appliquée. Sous cette hypothèse il favorise le critère de la force motrice mécanique moyenne pour la plaquette considérée. Nous

allons exposer dans la partie IV, une autre analyse comparative entre les deux critères mais suivant une autre échelle. Cette comparaison est basée sur l'évolution du TRIP en fonction de la fraction de la martensite formée dans le domaine considérée.

### II-3 Implémentation du modèle et hypothèses imposées sur la modélisation

Les calculs sont exécutés dans les cas de chargements extérieurs uni-axiaux. La simulation commence par l'application d'une charge externe de traction qui crée un premier état uniforme des contraintes internes dans le grain entièrement austénitique. Puisque à ce stade tous les éléments ont la même force motrice mécanique, la première plaquette de martensite transformée est choisie arbitrairement, en termes de taille, de position et de direction de cisaillement, et un nouveau calcul élastoplastique est exécuté. Le tenseur de déformation de transformation imposé à tous les éléments de la plaquette choisie est appliqué d'une façon incrémentale ainsi que les propriétés mécaniques de la martensite. A la fin de ce calcul, tous les éléments du maillage qui demeurent non transformés, sont testés selon l'un des deux critères de choix décrits précédemment (FMMax ou FMMoy). Dans le cas du premier critère, ces l'éléments possédant la FMMax qui fixe la position et la direction de cisaillement de la nouvelle plaquette. Le calcul est exécuté pas à pas, c'est-à-dire plaquette après plaquette, et le processus s'arrêtera lorsque le grain sera entièrement rempli avec la nouvelle phase. Les différentes étapes correspondant à cette modélisation sont résumées dans l'organigramme suivant :



**Figure 3 :** Organigramme représentatif des différentes étapes de la modélisation numérique considérées. Comparaison des étapes de calcul entre les deux modes de calcul de la Force Motrice mécanique: FMMax et FMMoy.

Dans cette modélisation en 2D, il n'est pas possible de prendre en compte les orientations cristallographiques réelles. Cette orientation est imposée par la forme du maillage qui donne la possibilité à la formation des plaquettes suivant 8 directions possibles.

Les calculs ont été exécutés en utilisant le code de calcul Zset [Besson et al, 1998]. Celui-ci permet une implémentation aisée du modèle (positionnement de la plaquette dans le grain, conditions aux limites...) et d'obtenir des informations sur les différentes valeurs des contraintes et des déformations aux deux échelles locales et macroscopiques. Dans nos calculs nous supposons que l'austénite et la martensite ont un comportement élastoplastique avec un modèle d'écrouissage isotrope linéaire. Les données nécessaires à la simulation, concernant l'acier 16MND5, relevées à une température  $T \approx 360^\circ\text{C}$ , sont les suivantes [Dupas et Waackel, 1994] :

- Module d'Young des deux phases (Austénite, Martensite) :  $2 \times 10^5$  MPa .
- Coefficient de poisson des deux phases : 0.3.
- Limite d'élasticité de l'austénite : 158MPa.
- Limite d'élasticité de la martensite : 990MPa.
- Coefficient d'écrouissage de l'austénite : 2900MPa.
- Coefficient d'écrouissage de la martensite : 16500MPa.
- Composantes du tenseur de déformation de transformation :  $\epsilon_0 = 0.006$  [Taleb et al, 2001]. Pour la composante du cisaillement, nous avons repris la même valeur proposée par Wen et al [Wen, 1997] pour l'alliage ferreux FeNiC.

Dans cette simulation, la déformation macroscopique totale moyenne  $\epsilon_{\text{total}}^x$  est évaluée à travers le déplacement des nœuds du bord du maillage suivant la direction (x) de la charge appliquée. Cette valeur de déformation représente la somme de quatre termes de déformation:

$$\epsilon_x^{\text{total}} = \epsilon_x^{\text{el}} + \epsilon_x^{\text{tr}} + \epsilon_x^{\text{pc}} + \epsilon_x^{\text{pt}} \quad (4)$$

$\epsilon_x^{\text{el}}$  : La déformation macroscopique élastique suivant la direction x, due au chargement externe.

$\epsilon_x^{\text{pt}}$  : La déformation plastique due à la transformation de phase.

$\epsilon_x^{\text{pc}}$  : La déformation plastique due au chargement externe (dans le cas où un pré-écrouissage de l'austénite a été effectué par exemple).

$\epsilon_x^{\text{tr}}$  : La déformation de transformation dans la direction du chargement à la température considérée.

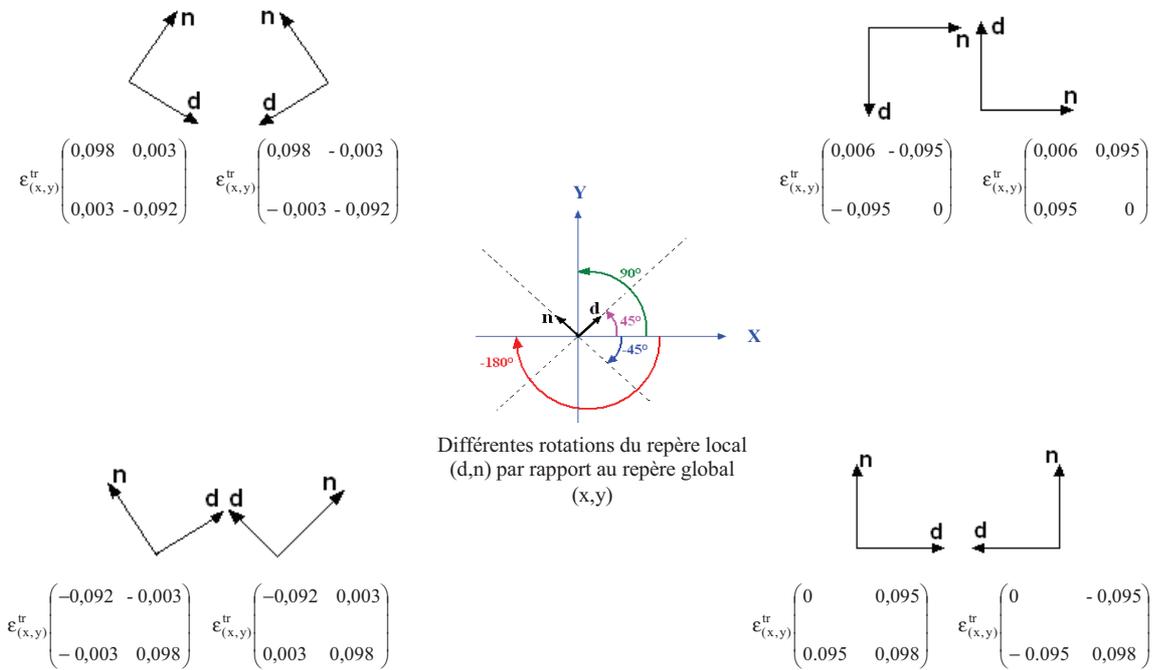
La déformation de transformation par définition est une déformation macroscopique réversible, qui représente le cumul des déformations causées par la transformation dans la direction du chargement pour chaque orientation de plaquette multipliée par la fraction surfacique de cette dernière.

$$\epsilon_{x(\text{grain})}^{\text{tr}} = \sum_1^{n_{\text{pl}}} X_{\text{plaquette}} \cdot \epsilon_{x(\text{plaquette})}^{\text{tr}} \quad (5)$$

$X_{\text{plaquette}}$  : Fraction surfacique de la plaquette considérée, elle représente le rapport entre la surface de cette plaquette et la surface totale de la cellule unitaire.

$n_{\text{pl}}$  : nombre des plaquettes transformées.

$\epsilon_{x(\text{plaquette})}^{\text{tr}}$  : Représente la valeur de la déformation de transformation suivant la direction de cisaillement lorsqu'on exprime le tenseur intrinsèque de déformation de transformation, associé à chaque plaquette  $\epsilon_{(d,n)}^{\text{tr}}$ , dans le repère global  $\epsilon_{(x,y)}^{\text{tr}}$ . La valeur de cette déformation dépend seulement de l'orientation de la plaquette. Suivant l'orientation considérée, nous remarquons que les variants horizontaux et verticaux représentent des valeurs de déformation plus petites par rapport aux déformations données par des variants obliques comme le montre la figure 4.



**Figure 4** : composantes des tenseurs de déformations de transformation pour l'acier 16MND5, exprimées dans le repère global (x,y), pour les 8 directions de cisaillements considérées. La composante  $\epsilon_{x,y}^{\text{tr}}(1,1) = \epsilon_{x(\text{plaquette})}^{\text{tr}}$  représente la valeur de la déformation de transformation dans la direction de chargement.

Dans nos calculs, la plasticité de transformation est définie comme suit :

$$\epsilon_x^{\text{pt}} = \epsilon_x^{\text{total}} - (\epsilon_x^{\text{el}} + \epsilon_x^{\text{tr}} + \epsilon_x^{\text{pc}}) \quad (6)$$

### III- Etude paramétrique du modèle

Pour mieux comprendre le mécanisme qui gère ce type de transformation de phase, nous avons repris le modèle décrit précédemment et nous avons testé l'influence des différents paramètres numériques suivants [Meftah et al, 2004], [Meftah et al, 2007] :

- Effet du processus de transformation (Transformation éléments par éléments).
- Effet de taille de la première plaquette.
- Effet de la taille du maillage.
- Effet de la direction du cisaillement.
- Effet de la position de la première plaquette.
- Effet de la charge externe appliquée.
- Effet du critère de choix.

Nous exposons par la suite ces différents points en détails dans le but de montrer l'importance de l'influence de ces paramètres sur cette modélisation en terme de TRIP.

#### III-1 Evaluation du modèle de Ganghoffer

Dans un premier temps nous avons gardé la même configuration et les mêmes paramètres numériques proposés par Ganghoffer afin d'avoir des résultats de référence concernant l'acier 16MND5. Nous avons gardé la même taille du maillage (maillage  $9 \times 9 \times 4$ ) ainsi que le même choix de la taille et la position de la première plaquette. Le but de ces calculs est de montrer l'importance de l'influence du choix de la première plaquette sur l'évolution de la transformation en terme de TRIP. Deux choix d'une première plaquette sont considérés dans nos calculs. Le premier est relatif à une première plaquette courte, elle représente une fraction surfacique de 0.3% avec une direction de cisaillement orientée de  $315^\circ$  comme le montre la figure 5-a. Le deuxième choix concerne une plaquette plus longue représentant une fraction surfacique de 10% avec la même direction de cisaillement (figure 5-b).



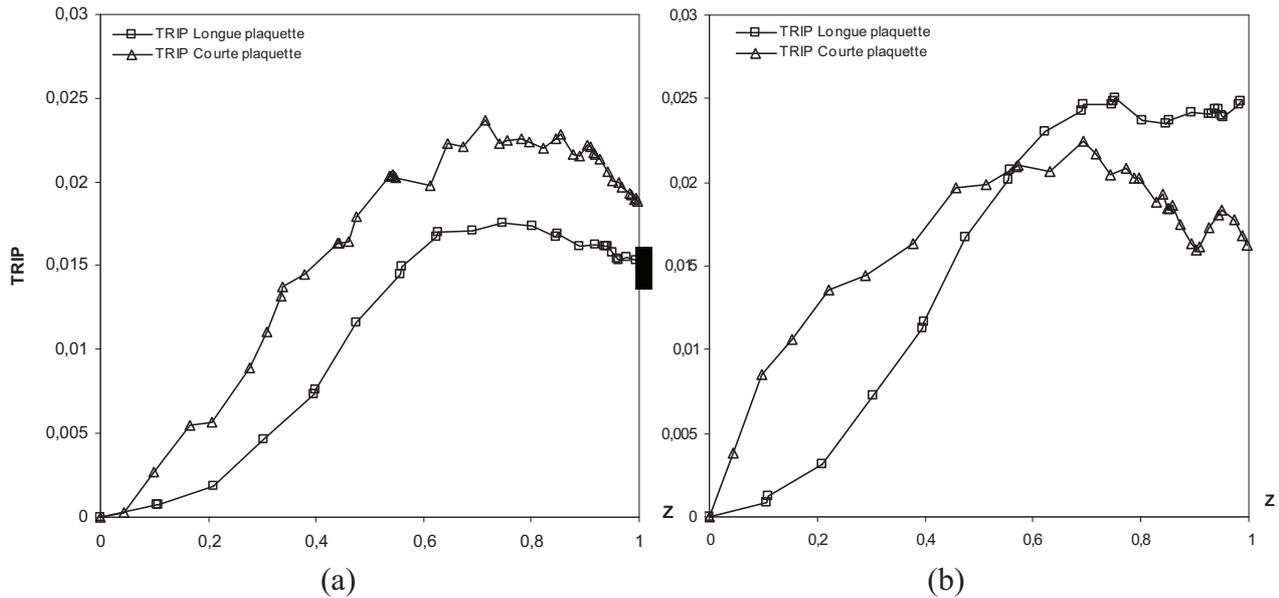
**Figure 5** : Présentation de la configuration de base testée par Ganghoffer pour l'effet de la taille de la première plaquette.

(a) une première plaquette courte est imposée.

(b) une première plaquette longue est imposée.

Les Figure 6-a et Figure 6-b représentent l'évolution du TRIP en fonction de la fraction surfacique de la martensite formée ( $z$ ) pour deux cas de chargements en traction : 35MPa et 70MPa et pour chaque configuration de première plaquette.

Le calcul a été exécuté avec des éléments linéaires, Les résultats obtenus montrent que pour les deux cas de chargement, l'évolution du TRIP est beaucoup plus importante au début de la transformation. Cette grande croissance est due à l'apparition d'une vague de grandes plaquettes représentant un cumul de fraction surfacique de la matière formée dépassant les 60%. Notons que sur les courbes présentées, chaque point correspond à la réalisation finalisée d'une plaquette. Ces plaquettes sont généralement orientées dans les sens obliques ( $315^\circ$  ou  $135^\circ$ ). Ces orientations induisent une grande déformation macroscopique due à la déformation de transformation qui est relativement grande pour ces directions (voir figure 4). A la fin de la transformation, on observe une croissance très faible par rapport à celle du début, ceci est dû à la formation de plaquettes plus courtes avec différentes orientations.



**Figure 6:** Evolution du TRIP en fonction de la fraction volumique de la martensite transformée. Comparaison des résultats donnés par la simulation sous l'effet du choix de la taille de la première plaquette sous les deux chargements:

(a) : Chargement externe de 35MPa. (b) : Chargement externe de 70MPa.

Remarquons que ce modèle surestime beaucoup la valeur expérimentale finale du TRIP. Les essais réalisés par Taleb et al [Taleb et al, 2001] sur l'acier 16MND5 montrent que pour une charge de traction de 35MPa, la valeur finale du TRIP est de 0.23%, cette valeur est égale à 0.57% dans le cas d'une traction de 70MPa.

Cette insuffisance, autant du point de vue quantitatif que qualitatif, nous a conduit à faire des investigations sur ce modèle et à tester les effets des différents paramètres numériques. Nous avons commencé par le paramètre qui joue souvent un rôle très important dans ce type de calculs numériques, il s'agit de la taille du maillage considéré, après avoir analysé l'effet du processus de transformation.

### III-2- Transformation élément par élément

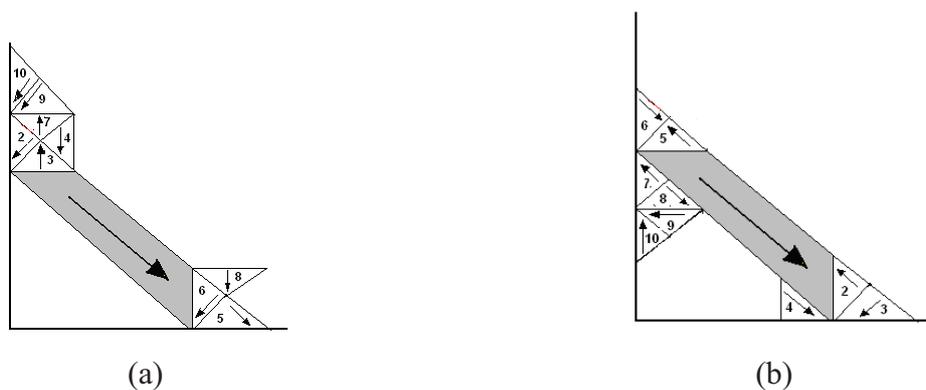
L'objet de cette étude est de tester brièvement l'aptitude de la transformation à s'opérer sous la forme de plaquettes. Effectivement, pour tous les critères d'avancement de la transformation proposés (voir section IV), on impose que la martensite apparaisse sous la forme de plaquettes arrêtées par le bord du grain ou par une autre plaquette, comme le montrent les observations microstructurales et les travaux de modélisation de la cinétique d'une transformation

martensitique. Si l'on retire cette condition sur la cinétique tout en gardant le même type de maillage, voit-on tout de même se former des plaquettes ?

Deux analyses ont été menées pour traiter cette question avec le critère de la force motrice maximum (FMMax) et celui de l'énergie potentielle, pour un chargement à 70 MPa en traction. Tout d'abord, on considère le cas où une première plaquette, arbitrairement choisie, a été transformée et où la transformation se poursuit élément par élément. Tel que l'on peut le constater sur la figure 7, où sont représentés les éléments transformés étape après étape, la transformation se poursuit dans la zone d'interaction de la première plaquette avec l'austénite et avec le bord du grain sans former de nouvelle plaquette.

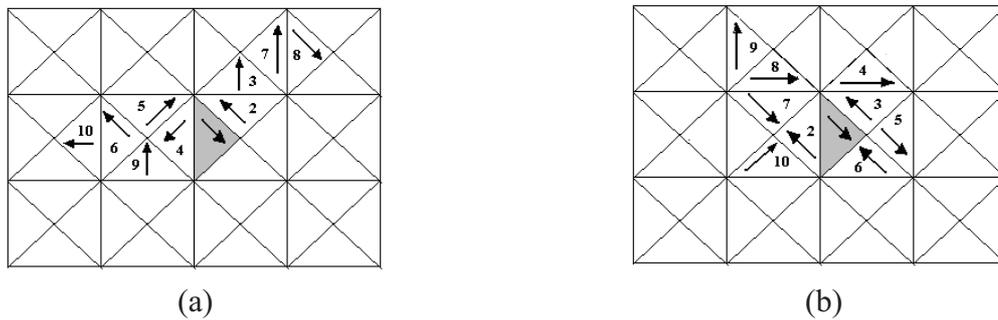
Dans la deuxième analyse, un élément arbitrairement choisi au centre du grain est transformé puis on laisse la transformation s'opérer. Ces éléments sont représentés sur la figure 8. De même que pour la première analyse, aucune plaquette ne semble se former. A nouveau la transformation reste localisée dans la zone où les champs mécaniques sont les plus hétérogènes.

Si par ailleurs on calcule le TRIP obtenu au cours d'une transformation élément par élément, sous chargement externe et suivant le critère FMMax, on observe une évolution du TRIP vers des valeurs négatives tel que cela est illustré sur la figure 9. Cela montre que la considération d'un critère d'avancement de la transformation basé uniquement sur les champs mécaniques ne suffit pas à expliquer la cinétique de transformation martensitique -on s'en doutait- et encore moins l'apparition du TRIP sous chargement externe. La condition supplémentaire, d'ordre géométrique, de croissance de la martensite sous forme de plaquettes rectilignes apparaît donc comme une condition nécessaire à la bonne prédiction du TRIP. Si on ajoute à cette condition des considérations d'ordre uniquement mécanique, il semble au travers des différents résultats exposés dans ce chapitre que l'on obtienne une configuration de modélisation suffisante pour prévoir le TRIP issu d'une transformation martensitique sous chargement externe ou consécutif à un pré-écrouissage.



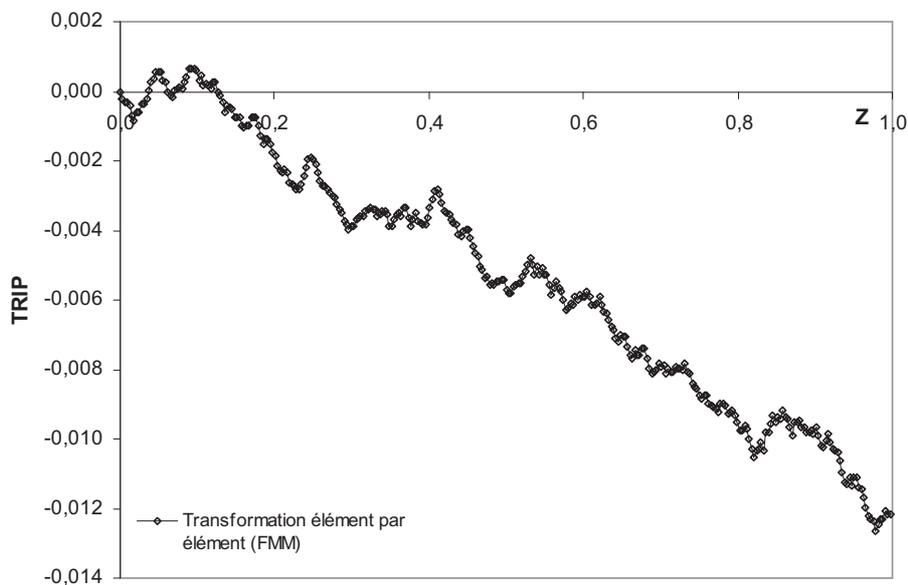
**Figure 7** : ordre apparition des éléments martensitiques dans le grain pour un processus de transformation éléments par éléments après la transformation entière d'une première plaquette. Deux critères de transformation sont testés :

(a) Critère de la force motrice mécanique. (b) Critère de l'énergie potentielle élastique.



**Figure 8** : ordre apparition des 10 premiers éléments martensitiques dans le grain pour un processus de transformation éléments par éléments, après la transformation d'un seul premier élément au zone centrale du grain. Deux critères de transformation sont testés :

(a) Critère de la force motrice mécanique. (b) Critère de l'énergie potentielle élastique

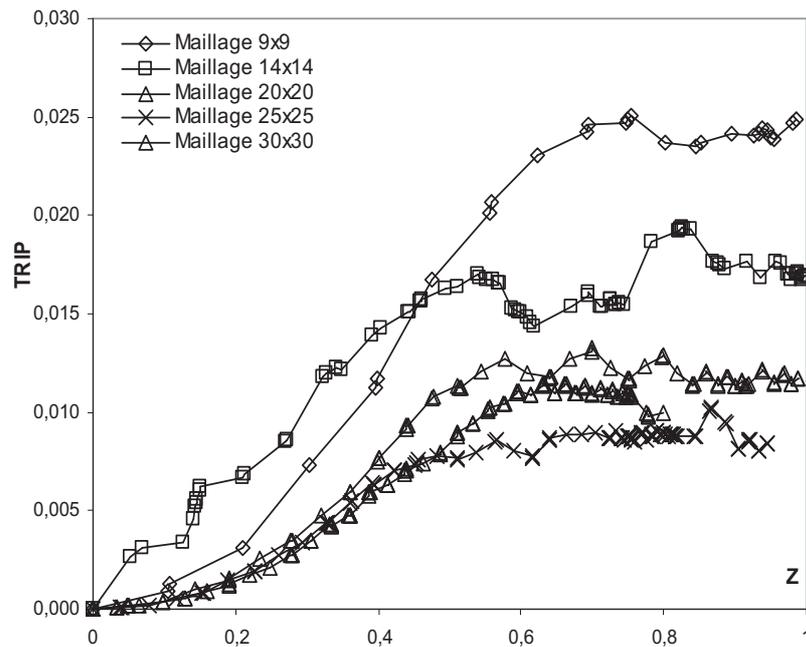


**Figure 9** : Evolution de la plasticité de transformation en fonction de la fraction de la martensite formée pour une transformation exécutée par le processus élément par élément. Transformation sous chargement externe de 70MPa avec un critère d'avancement basé sur la FMM<sub>Max</sub>.

### III-3 Effet de la taille du maillage

Pour la simulation de l'effet de la taille du maillage, nous avons gardé le choix d'une longue première plaquette (passant par la diagonale de notre carré unitaire) avec une direction de cisaillement de  $315^\circ$  pour chaque taille de maillage. La figure 10 montre l'évolution du TRIP en fonction du taux de la martensite formée pour des différentes tailles de maillage. Les calculs sont exécutés pour le modèle de Ghanghoffer (critère de la Force Motrice Maximale (FMM<sub>Max</sub>)), sous l'effet d'une contrainte externe de traction de 70MPa. Nous avons commencé par une première configuration de base où la taille de maillage est de  $9 \times 9 \times 4$ , les

résultats donnés par cette taille de maillage surestiment beaucoup la valeur finale expérimentale du TRIP qui est égale à 0.57% pour ce cas de chargement. Par la suite nous avons affiné le maillage ce qui nous a permis de remarquer que le maillage 14x14x4 conduit à une diminution de 26% du TRIP final calculé avec le maillage de 9x9x4. On peut expliquer cette diminution par l'influence des effets des bords, dans notre modélisation les bords du maillage sont supposés rester droits et parallèles pendant toute la transformation. Pour le premier maillage considéré le choix des plaquettes est beaucoup plus influencé par cette condition. Ceci est dû à la concentration des efforts élevés dans les éléments non transformés au voisinage de ces bords. Par contre pour un maillage plus grand, le nombre de plaquettes formées est plus important, et l'effet des bords est moins effectif.

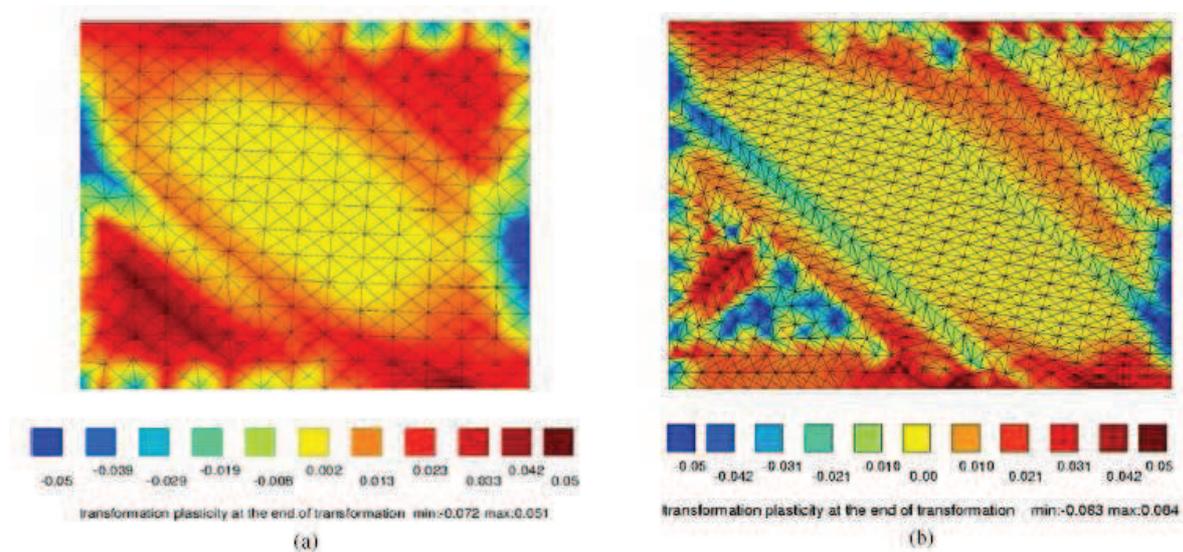


**Figure 10 :** Effet de la taille du maillage sur le TRIP dans l'acier 16MND5 pour une première longue plaquette et sous un chargement de 70MPa.

Pour des tailles de maillage plus importantes (20x20x4, 25x25x4 et 30x30x4) nous observons un TRIP qui s'approche beaucoup plus du résultat expérimental tout en convergeant vers la même courbe. Ceci confirme la faible influence des bords sur le mécanisme de transformation à partir du moment où le maillage est suffisamment fin.

La figure 11 montre un exemple de calcul représentant la distribution des plaquettes dans le grain ainsi que la distribution du TRIP pour deux maillages de tailles différentes (14x14x4 et 25x25x4 éléments). Les deux calculs sont exécutés sous un chargement uni-axial de 70MPa en traction. Nous remarquons qu'au début de la transformation, la martensite se produit sous forme de longues plaquettes orientées dans le sens oblique avec différentes directions de cisaillement. A la fin de la transformation le grain est complètement rempli de plaquettes de différentes tailles et de différentes orientations concentrées dans les coins du grain. La formation de ces plaquettes est accompagnée par l'application d'un tenseur de déformation de transformation et un changement des caractéristiques mécaniques de la phase parente (de l'austénite vers la martensite). Ces changements donnent naissance à des contraintes locales très élevées qu'on observe surtout dans la phase austénitique. On peut noter également une forte hétérogénéité de ce champ des contraintes dans les deux phases, pour la traction ainsi que pour la compression. Cette dernière caractéristique est à l'origine des variations de

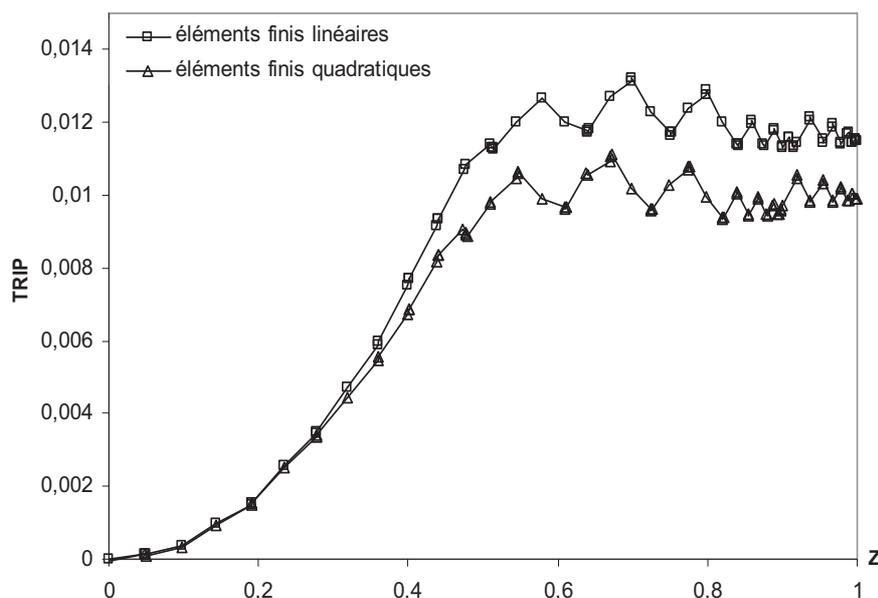
résultats en terme de TRIP en fonction de la loi du comportement adoptée (écrouissage isotrope ou cinématique) [Barbe et al, 2005a]. Nous rappelons que pour notre calcul nous avons utilisé une loi d'écrouissage isotrope linéaire.



**Figure 11:** Distribution de la déformation plastique dans le grain à la fin de la transformation sous une force de traction de 70MPa pour deux maillages de tailles différentes (14x14x4 et 25x25x4 éléments). La déformation du maillage est amplifiée pour une meilleure visibilité.

### III-4 Effet du choix de type d'éléments finis

Un autre paramètre numérique qui nous semble important à examiner est le type d'éléments finis utilisé dans la simulation. Dans ce but, nous avons effectué deux calculs sous un chargement externe de 70 MPa avec une première longue plaquette imposée, orientée de  $315^\circ$ . Le premier a été exécuté avec des éléments linéaires et une intégration complète tandis que dans le deuxième vous avons introduit des éléments quadratiques.

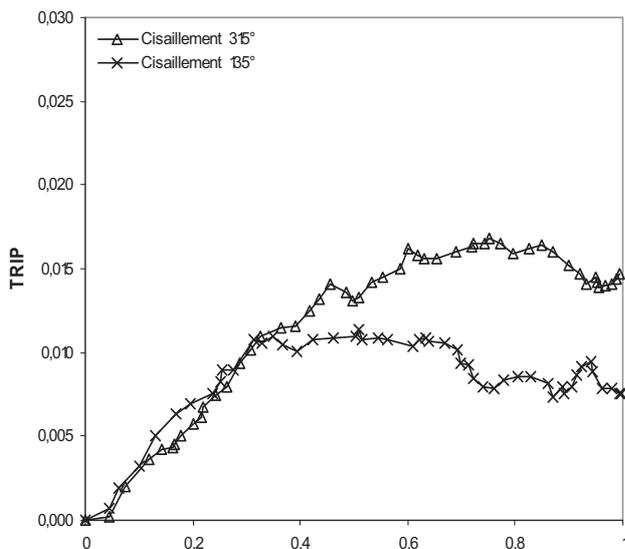


**Figure 12:** Comparaison entre les résultats obtenus par des éléments linéaires et des éléments quadratiques pour un maillage de 20x20x4 éléments, sous une contrainte de traction de 70MPa.

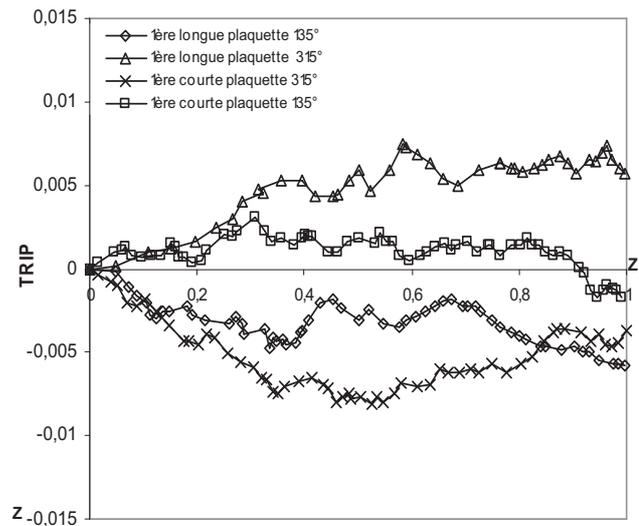
Les résultats obtenus (voir figure 12) montrent qu'il y a une légère différence quantitative du TRIP entre les deux types d'éléments finis testés, mais cela n'affecte pas l'évolution qualitative. Aussi, sachant que les éléments linéaires conduisant à des temps de calculs beaucoup plus courts que les éléments quadratiques, nous avons gardé la configuration des éléments linéaires pour la suite des études. Cependant, dans le cas des calculs avec des déformations élastoplastiques, les éléments quadratiques sont habituellement plus recommandés que les éléments linéaires. Nous signalons que tous nouveaux calculs, dans le but de viser une analyse quantitative détaillée (par exemple comparaison aux résultats expérimentaux), devraient être basés sur les éléments quadratiques.

### III-5 Effet de la direction de cisaillement

Le cinquième paramètre testé est la direction de cisaillement de la première plaquette imposée. Pour ce paramètre la taille et la position de la première plaquette sont toujours les mêmes, on change seulement la direction de cisaillement de cette dernière. Les deux directions de cisaillement associées au cas d'une simulation avec une première plaquette courte sont :  $315^\circ$  dans le premier calcul (figure 5-b), et  $135^\circ$  dans le deuxième (cisaillement opposé). Pour un maillage de  $20 \times 20 \times 4$  éléments, les résultats montrent l'importance des effets de ce paramètre sur le TRIP. Pour une force de traction de 70MPa, la valeur finale du TRIP donnée par le premier calcul représente pratiquement le double de celle donnée par le deuxième. Ceci est illustré par la figure 13.



**Figure 13:** Effet de la direction de cisaillement de la 1ère plaquette sur le TRIP. Cas d'une courte première plaquette sous un chargement de 70Mpa.



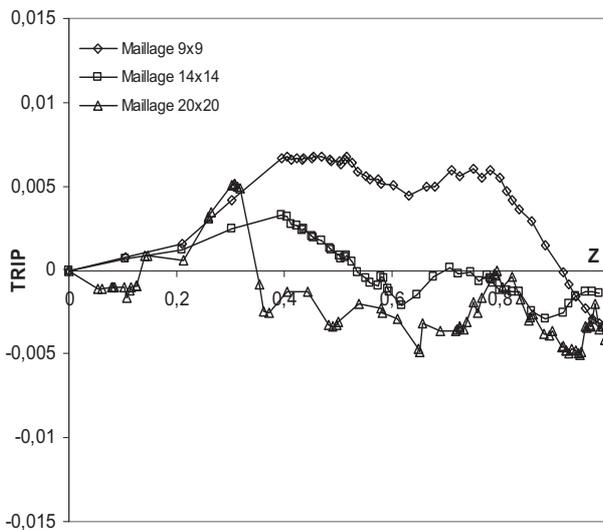
**Figure 14:** Effet de la taille et la direction de cisaillement de la 1ère plaquette sur le TRIP en absence du chargement externe.

Dans un deuxième calcul, nous avons gardé le même maillage pour tester l'effet de la direction de cisaillement ainsi que la taille de la première plaquette dans le cas où aucun chargement externe n'est appliqué. Pour cela nous avons exécuté quatre calculs, deux avec une première longue plaquette et deux avec une première plaquette plus courte. Pour chaque type de plaquette, deux directions de cisaillement opposées sont testées ( $315^\circ$  et  $135^\circ$ ). Les résultats obtenus sont présentés dans la figure 14.

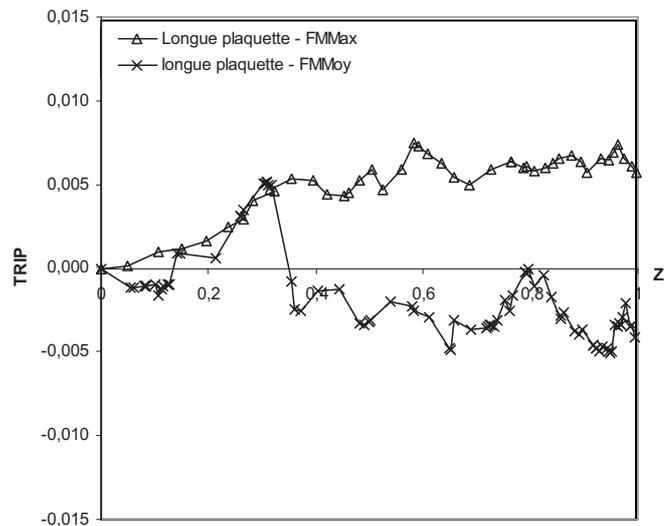
Théoriquement sous l'absence d'une contrainte externe de traction, l'évolution du TRIP en fonction du taux de la martensite formée est presque nulle [Fischer et al, 1996]. Ceci est expliqué par le fait que les plaquettes de la martensite s'orientent aléatoirement et ont un effet global insignifiant sur le champ des déformations plastiques. Nous remarquons que d'un point de vue quantitatif, la courbe donnée par le choix d'une première plaquette courte orientée de  $135^\circ$  est significative par rapport aux autres configurations. Pour le cas d'une longue plaquette accompagnée d'un cisaillement orienté de  $315^\circ$  nous remarquons l'évolution d'un TRIP positif au cours de la transformation même en absence de contrainte externe. Cette croissance est due à l'apparition d'une génération de grandes plaquettes avec des orientations obliques. Un tel type d'orientation favorise l'apparition des déformations plastiques.

### III-6 Effet du mode de calcul de la force motrice mécanique

Pour le calcul de la force motrice mécanique de la plaquette considérée, deux possibilités sont envisagées : Soit la recherche de la force motrice maximale (FMMax) parmi tous les éléments du maillage non transformé et considérer qu'elle représente celle de la plaquette favorable à se transformer ; cette modélisation est proposée par Ghanghoffer [Ghanghoffer et al 1998]. Soit calculer une force motrice moyenne (FMMoy) sur toute la bande, c'est-à-dire une sommation des forces motrices mécaniques sur l'ensemble des éléments de la plaquette divisée par le nombre des éléments. Ce dernier choix est proposé par Wen [Wen et al, 1996], dans ce critère la nouvelle plaquette est fixée par une valeur de FMMoy maximale. Les résultats obtenus en utilisant ces deux critères, sont présentés dans les figures 15 et 16.



**Figure 15:** Evolution du TRIP en fonction du taux de la martensite formée, pour un critère basé sur la force motrice moyenne, avec différente taille du maillage. Cas sans chargement externe et avec une première longue plaquette.



**Figure 16:** Evolution du TRIP en fonction du taux de martensite formée pour les deux critères de la transformation (FMMax et FMMoy). Comparaison des résultats dans le cas d'un maillage de taille 20x20x4 éléments, en absence du chargement externe.

La figure 15 correspond aux résultats des calculs exécutés sans chargement externe et pour différents maillages, en tenant compte du critère de la FMMoy et en partant toujours d'une

même première longue plaquette. Nous constatons que, comme avec le critère de la FMMax, plus le maillage est fin, plus les résultats sont proches des valeurs expérimentales (TRIP nul). Les divergences entre les résultats présentés sont attribuées aux effets de bord des différents maillages, qui tendent bien entendu à disparaître avec l'accroissement de la taille du maillage.

Pour une comparaison entre les résultats du TRIP en considérant les deux critères : FM Moy et FMMax pour la même taille du maillage (20x20x4 éléments), sous les mêmes conditions de chargement (absence du chargement extérieur), et pour une première longue plaquette orientée de 315°. Le critère de FM Moy mène à une variation du TRIP beaucoup plus irrégulière tout au long de la transformation (figure 16). Mais il prévoit une plasticité de transformation qui varie au tour de zéro contrairement au critère de FMMax pour lequel le TRIP reste positif.

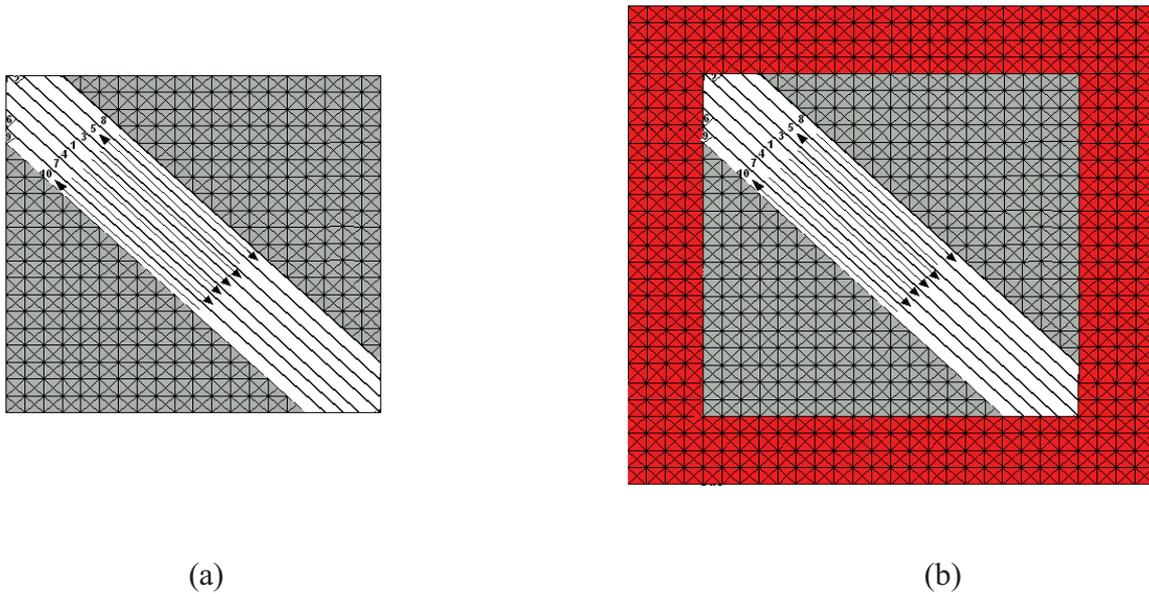
De nouveau ce résultat dépend du choix de la première plaquette (position, taille et direction de cisaillement). A partir de l'analyse de ces résultats, il n'est pas encore possible de conclure quel critère est le plus approprié pour reproduire au mieux les observations expérimentales du TRIP. Cependant, en continuant ces investigations et en examinant d'autres critères basés sur la minimisation d'énergie, il sera possible d'être plus concluant.

### **III-7 Effet des conditions aux limites imposées sur les bords du maillage**

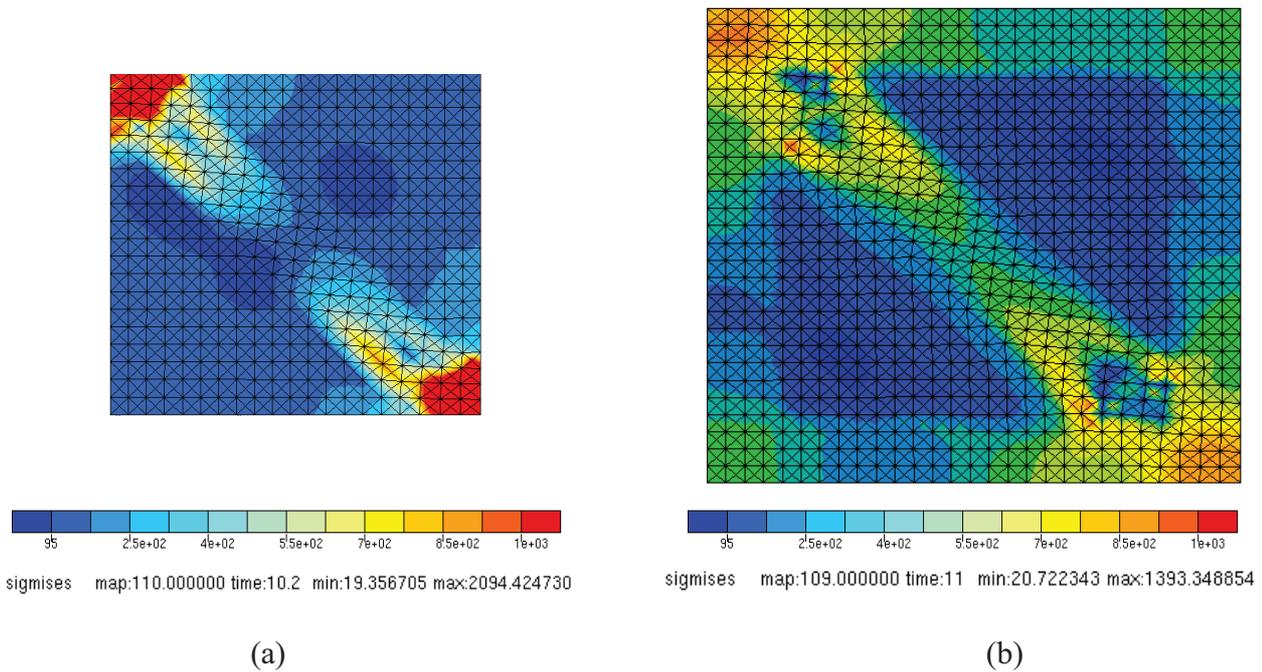
Ganghoffer dans son premier modèle considère que les bords du maillage restent droits et parallèles durant toute la transformation. Une telle hypothèse limite la propagation des plaquettes, et assure une zone de contact très rigide entre le domaine de transformation et le milieu externe. Des améliorations de ces hypothèses sont proposées par Wen : il remplace les bords rigides par un maillage qui représente un milieu environnant englobant la zone de transformation. Le rôle de ce milieu environnant est de relaxer les champs de contraintes et les déformations internes dans les éléments qui se trouvent au voisinage des bords la zone de la transformation et de présenter les interactions avec les grains voisins.

Dans notre travail nous avons considéré un maillage de 28x28x4 éléments, avec une zone centrale de 20x20x4 éléments (zone de transformation), et un milieu environnant qui représente le reste du maillage. Dans un premier temps nous avons testé l'effet du milieu environnant sur l'orientation des plaquettes formées, en considérant le même critère de choix utilisé précédemment (la force motrice mécanique).

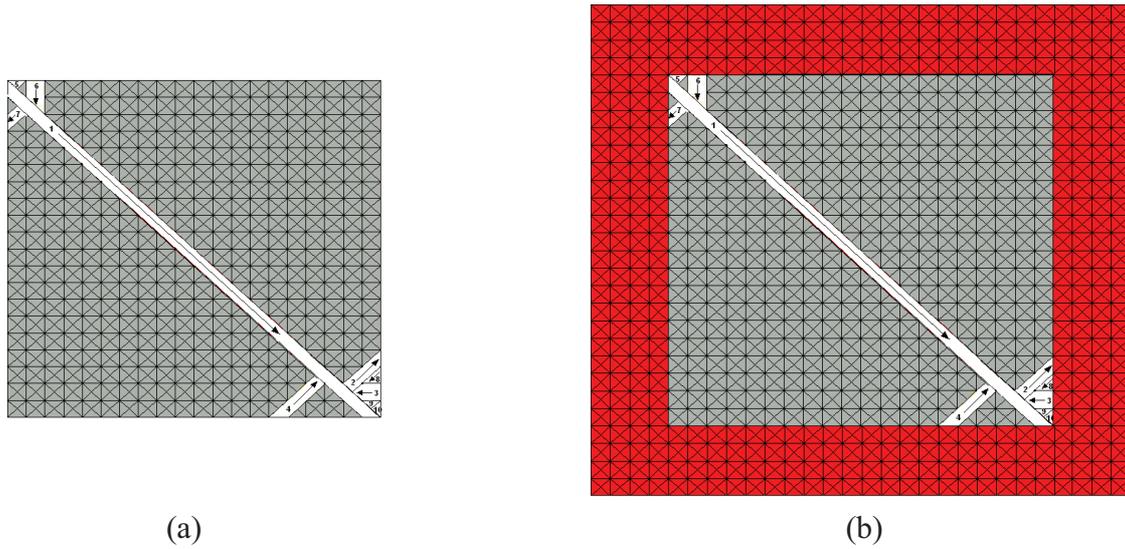
Nous avons exécuté des calculs avec les deux méthodes concernant la prise en compte de la force motrice mécanique (FMMax et FM Moy), et pour les deux modèles de maillage (avec bords rigides et en présence d'un milieu environnant). Les résultats obtenus montrent, que pour les petits cas de chargement (0MPa, 35MPa et 70MPa), ce milieu environnement n'a aucune influence sur l'arrangement structural des plaquettes dans la zone centrale pour les deux critères cités précédemment, comme le montre les figures 17 et 19 pour un calcul sous contrainte de traction de 70MPa. Contrairement aux cas des grands chargements, les orientations des plaquettes changent en fonction du modèle de domaine de calcul considéré (voir figure 21).



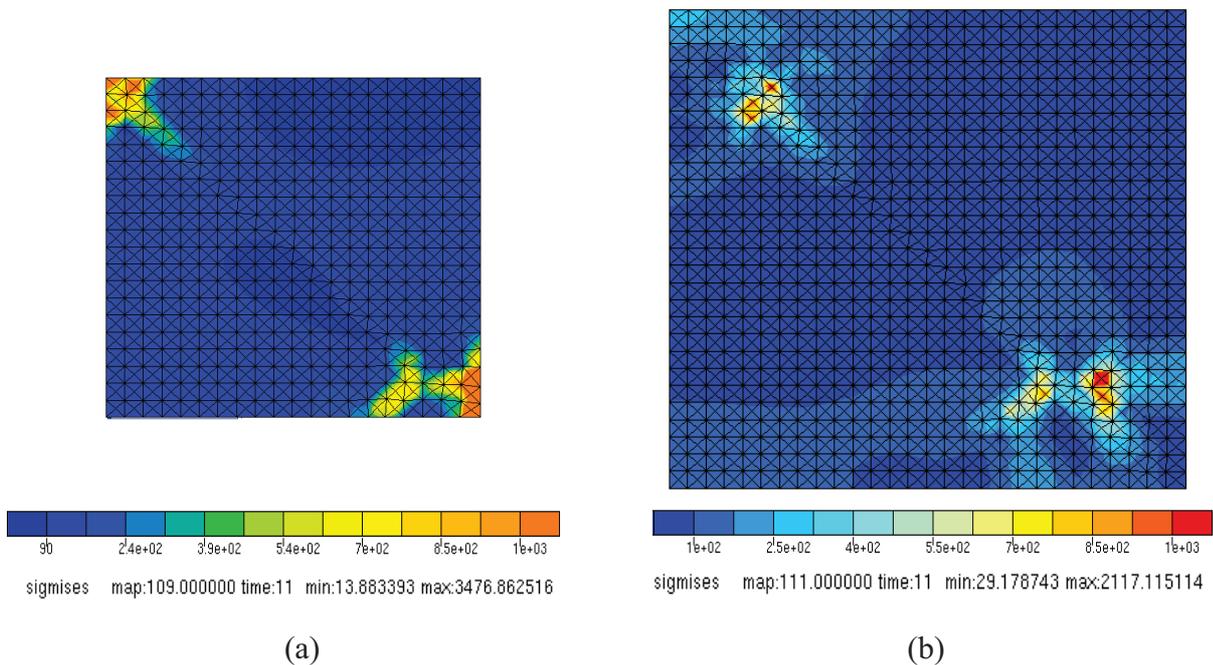
**Figure 17:** Arrangement structural des 10 premières plaquettes avec leur ordre d'apparition et leur direction de cisaillement pour le critère de la FMMax. Chargement externe de 70MPa en traction. Cas avec ou sans milieu environnant : (b) et (a) respectivement.



**Figure 18:** Distribution des contraintes internes dans le grain (contraintes équivalentes de Von Mises) après la formation des 10 premières plaquettes. Calcul exécuté suivant le critère de la FMMax, sous contrainte de traction de 70Mpa. Cas avec ou sans milieu environnant : (b) et (a) respectivement.



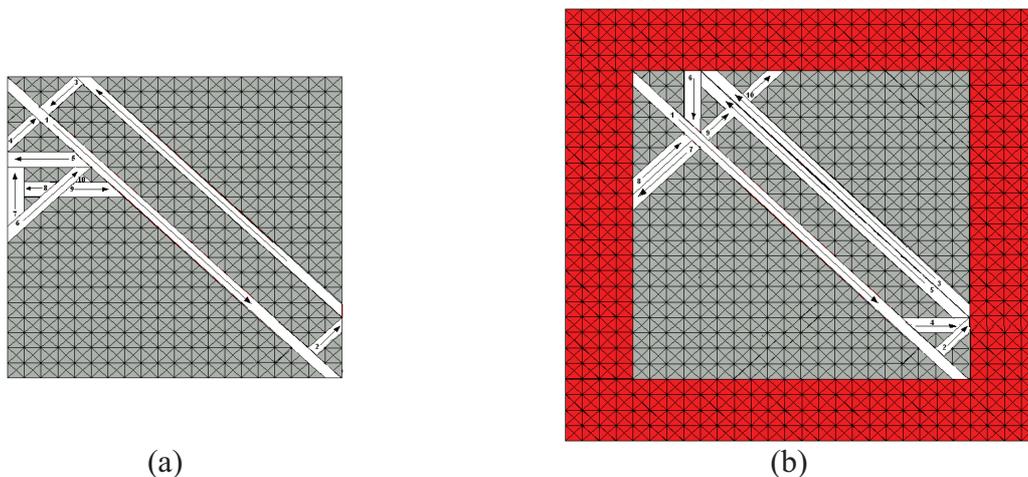
**Figure 19:** Arrangement structural des 10 premières plaquettes avec leurs ordres d'apparition et leurs directions de cisaillement pour le critère de la FMMoy. Chargement externe de 70MPa en traction. Cas avec ou sans milieu environnant : (b) et (a) respectivement.



**Figure 20 :** Distribution des contraintes internes dans le grain (contraintes équivalentes de Von Mises) après la formation des 10 premières plaquettes. Calcul exécuté suivant le critère de la FMMoy, sous contrainte de traction de 70Mpa. Cas avec ou sans milieu environnant : (b) et (a) respectivement.

Nous concluons que pour le cas d'un petit chargement, le champ de contraintes locales joue un rôle important dans l'orientation des plaquettes. Nous remarquons que pour les deux critères (FMMax et FMMoy), la plupart des bandes se forment à partir des extrémités des plaquettes déjà existantes. Ceci est justifié par la concentration des contraintes dans les éléments qui se positionnent au voisinage des bords du grain comme le montrent les figures 18 et 20. Ces concentrations de champ des contraintes conduit à la formation des plaquettes longues dans le cas de l'utilisation de la FMMax comme critère, et des plaquettes relativement courtes, toujours concentrées aux extrémités d'autres plaquettes déjà formées, si le critère de la FMMoy est considéré. L'apparition de ces courtes plaquettes est justifiée par le fait que la force motrice mécanique moyenne est maximale, si elle concerne des bandes avec le minimum d'éléments. Ces bandes se développent entre des plaquettes déjà formées ou entres ces dernières et les bords des grains. Les états des distributions des champs des contraintes dans le grain, montrent que l'introduction d'un milieu environnant dans la modélisation, conduit à une relaxation des contraintes internes pour les deux critères considérés. Nous remarquons que le niveau des contraintes internes est moins élevé, dans les éléments au voisinage des bords, pour le cas du modèle avec un milieu environnant figure 18-b et 20-b par rapport au modèle aux bords rigides figure 18-a et 20-a.

Dans le cas où une grande charge externe est appliquée, nous avons remarqué que la prise en compte du milieu environnant influence l'orientation des plaquettes pour les deux modes de calcul de la force motrice mécanique. Pour un calcul exécuté sous un chargement externe de 200 Mpa en traction, la distribution et les orientations des 10 premières plaquettes ne sont pas les mêmes pour les modèles du maillage comme l'illustre les figure 21-a et 21-b.



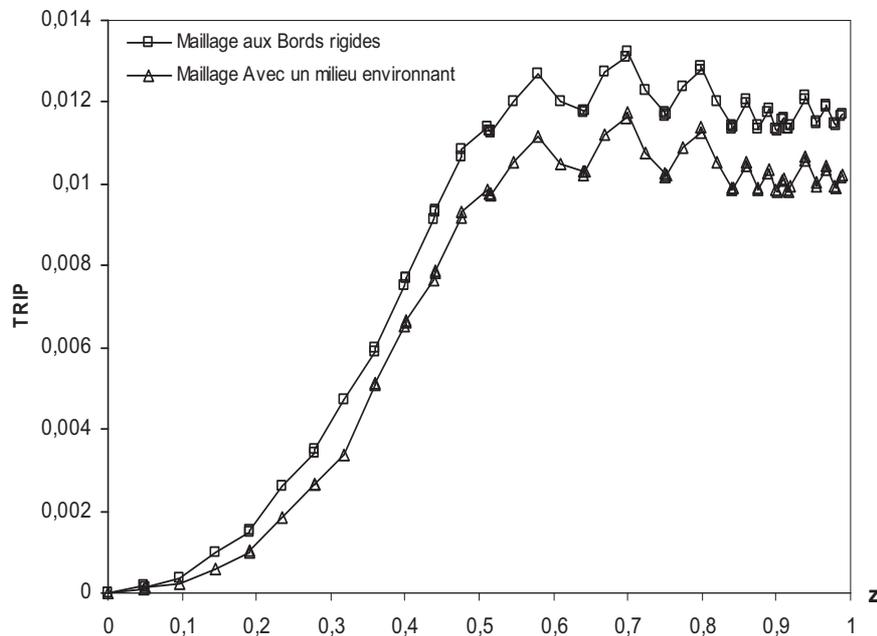
**Figure 21:** Arrangement structural des 10 premières plaquettes pour une transformation exécutée sous une force de traction de 200MPa avec le critère de la FMMoy.

- (a) Zone de transformation aux bords rigides.
- (b) Zone de transformation entourée par un milieu environnant.

Avec le critère basé sur la FMMoy, et dans le cas d'une transformation dans un grain aux bords rigides, nous observons l'apparition d'une génération des plaquettes concentrée aux extrémités de la première bande et aux plaquettes nouvellement formées. Notons que dans le cas où un grand chargement est appliqué, ces plaquettes sont relativement longues et avec des orientations obliques (Figure 21-a). L'introduction d'un milieu environnant conduit à un

changement dans cet arrangement structural. Ce changement est expliqué par l'effet de la charge externe sur la variation du champ des contraintes locales est plus important. Ce champ des contraintes locales est généré généralement par l'application du tenseur de déformation associée à la transformation martensitique. La présence d'un milieu environnant dont les caractéristiques mécaniques sont plus molles que celles des plaquettes, conduit à une diminution des contraintes locales surtout aux bords de la zone de transformation, alors que l'effet de cette charge externe reste important dans le reste de la zone centrale de la transformation. Cette nouvelle distribution des contraintes internes conduit à un nouvel ordre d'apparition pour les plaquettes, dans l'ordre décroissant de la FMMoy.

Les résultats obtenus pour le modèle prenant en compte le milieu environnant, conduit à une légère différence en terme de TRIP, par rapport au modèle du grain aux bords rigides, dans le cas où les orientations des bandes dans les deux modèles sont les mêmes. Ceci est illustré sur la figure 22.



**Figure 22:** effet du choix de type de domaine sur l'évolution du TRIP pour le cas d'un grain à 20x20x4 éléments, sous une contrainte de traction de 70MPa : avec bords rigides ou avec milieu environnant.

#### IV Analyses et comparaisons entre les critères de sélection des variants

Dans l'étude des effets des paramètres numériques sur la modélisation de Ganghoffer, nous avons montré l'importante influence du choix de ces paramètres sur les résultats mécaniques de ce modèle. Les différents tests de ces paramètres nous ont permis d'avoir des configurations intéressantes qui correspondent aussi à quelques observations expérimentales. Le choix d'une longue première plaquette avec une direction de cisaillement précise et un maillage suffisamment fin, conduit à des résultats représentatifs par rapport aux résultats expérimentaux. Dans ce modèle l'avancement de la transformation est assurée par le calcul et la comparaison des valeurs de la force motrice mécanique dans le grain après la

transformation de chaque plaquette (FMMax ou FMMoy). L'insuffisance de ce critère en terme d'adéquation qualitative avec les résultats expérimentaux et pour ce qui concerne le choix arbitraire de la première plaquette, nous a conduit à tester d'autres critères.

#### IV-1 Critère de l'énergie de déformation élastique (EDE)

La minimisation de l'énergie de déformation dans le grain a été analysée dans le cadre des travaux de thèse de Wen [Wen, 1997], [Wen et al, 1995]. Son travail est basé essentiellement sur l'influence de ce critère sur la cinétique de croissance des plaquettes dans le grain. Nous avons repris ce critère dans le but de le tester avec les nouveaux paramètres numériques étudiés précédemment. Et d'analyser les résultats donnés par ce critère en terme de plasticité de transformation, dans le cas des essais de TRIP classique (sans pré-écrouissage de la phase austénitique avant transformation) et les essais d'interaction plasticité classique - plasticité de transformation.

L'application du principe de la minimisation de l'énergie de déformation élastique à notre modèle éléments finis conduit à choisir la plaquette qui mène à une incrémentation minimale de cette quantité d'énergie (EDE). L'incrément de l'énergie de déformation élastique est donné par la relation suivante :

$$\delta E = \delta \left[ \int_V \left( \int_{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} \cdot d\varepsilon_{ij}^{el} \right) \cdot dV \right] \quad (7)$$

Où

$\sigma_{ij}$  : Composantes du tenseur des contraintes locales.

$\varepsilon_{ij}^{el}$  : Composantes du tenseur des déformations locales (Déformation élastiques).

V : Volume (ou surface) de la zone de transformation.

Ce critère a été intégré dans notre modélisation numérique en deux dimensions. A chaque étape de calcul, qui représente la fin de transformation d'une nouvelle plaquette, les tenseurs des déformations et des contraintes internes locales sont déduits pour chaque élément du maillage, l'incrément de l'énergie de déformation élastique local est calculé pour chaque élément et à des différents incréments du temps. A la fin de transformation de la plaquette considérée, l'incrément total de cette énergie de déformation considérant le maillage entier représente la somme des incréments des énergies de déformation élastique locales de tous les éléments, transformés et non transformés. Dans le cas de notre modélisation, la formule (8) prend la forme suivante :

$$\Delta E = \sum_{n=1}^{N_{el}} \left[ \left( \sum_{t=1}^{t_{ft}} \sigma_{ij}^t \cdot \Delta \varepsilon_{ij}^{el(t)} \right) \right]_{n_{el}} \quad (8)$$

Nous signalons que dans le cas des déformations élastiques, cette quantité d'énergie ne dépend que des deux valeurs de déformations initiale et finale.

$\Delta E$  : Incrément de l'Energie de Déformation Elastique issu de la transformation d'une plaquette.

$n_{el}$  : Numéro de l'élément considéré.

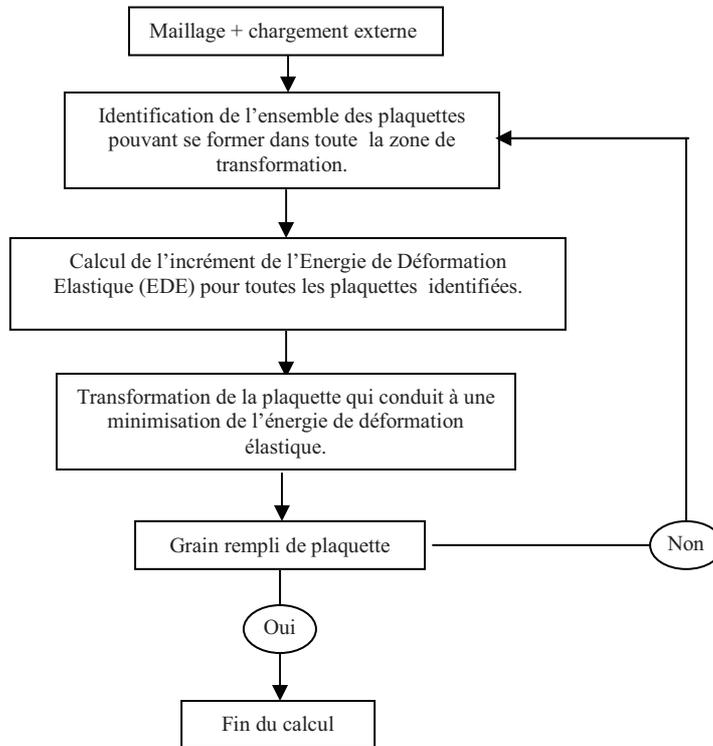
$N_{et}$  : Nombre total des éléments.

$t$  : Numéro de l'incrément de temps considéré (équivalent à un instant).

$t_{ft}$  : Nombre d'innocemment nécessaires pour la transformation d'une plaquette.

$\Delta \mathcal{E}_{ij}^t$  : Incrément du tenseur des déformations locales à l'instant « t ».

$\sigma_{ij}^t$  : Tenseur des contraintes locales à l'instant « t ».



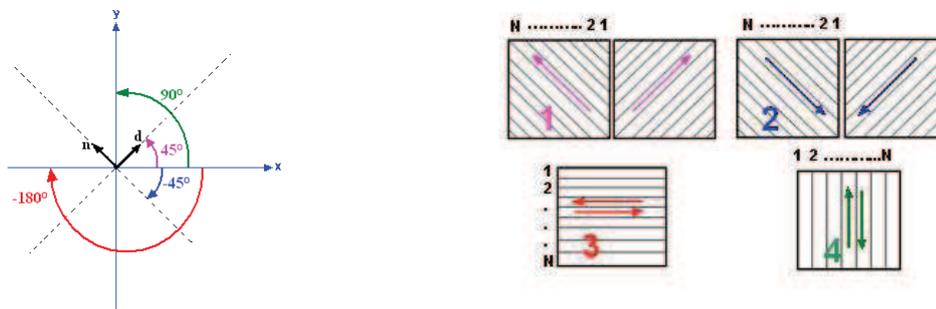
**Figure 23 :** Organigramme représentatif des différentes étapes de la modélisation numérique de la transformation martensitique, en considérant le critère de la minimisation de l'incrément de l'énergie de déformation élastique dans le grain.

Nous avons comparé l'incrément de l'énergie de déformation relative à la taille de la plaquette considérée ( $\delta E/n$  où  $n$ ) représente le nombre d'éléments dans la plaquette testée) par rapport à la quantité de l'énergie de déformation globale ( $\delta E$ ). Le choix du meilleur critère est basé sur une analyse de l'évolution de ces deux quantités d'énergie dans le grain, ainsi qu'aux arrangements structuraux des bandes dans ce dernier durant la transformation.

#### IV-1-1 Identification de la première plaquette par le critère de la minimisation de l'EDE

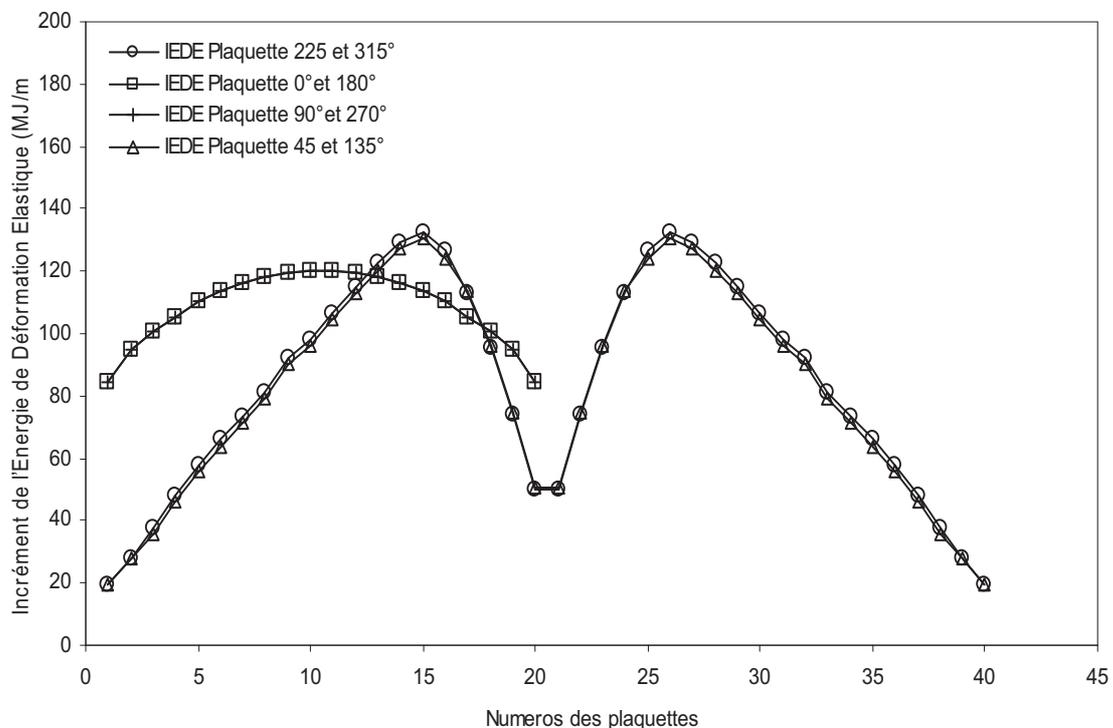
Dans le but d'identifier la première plaquette par un critère bien défini, nous avons appliqué le critère de minimisation de l'incrément de l'énergie de déformation élastique sur toutes les configurations possibles conduisant à la formation d'une plaquette dans le grain. Nous signalons que le grain est entièrement austénitique avant le début de chaque test. Les résultats obtenus montrent que la formation d'une longue plaquette dans le sens oblique (direction de cisaillement  $135^\circ$ ) est favorable pour le critère de l'énergie de déformation *relative* ( $\delta E/n$ ) contrairement au critère de l'énergie de déformation *globale* ( $\delta E$ ), qui favorise la formation d'une première plaquette très courte. La figure 24 représente différentes configurations

possibles pour le choix de la première plaquette. Toutes ces configurations sont testées pour un maillage 20x20x4 éléments.



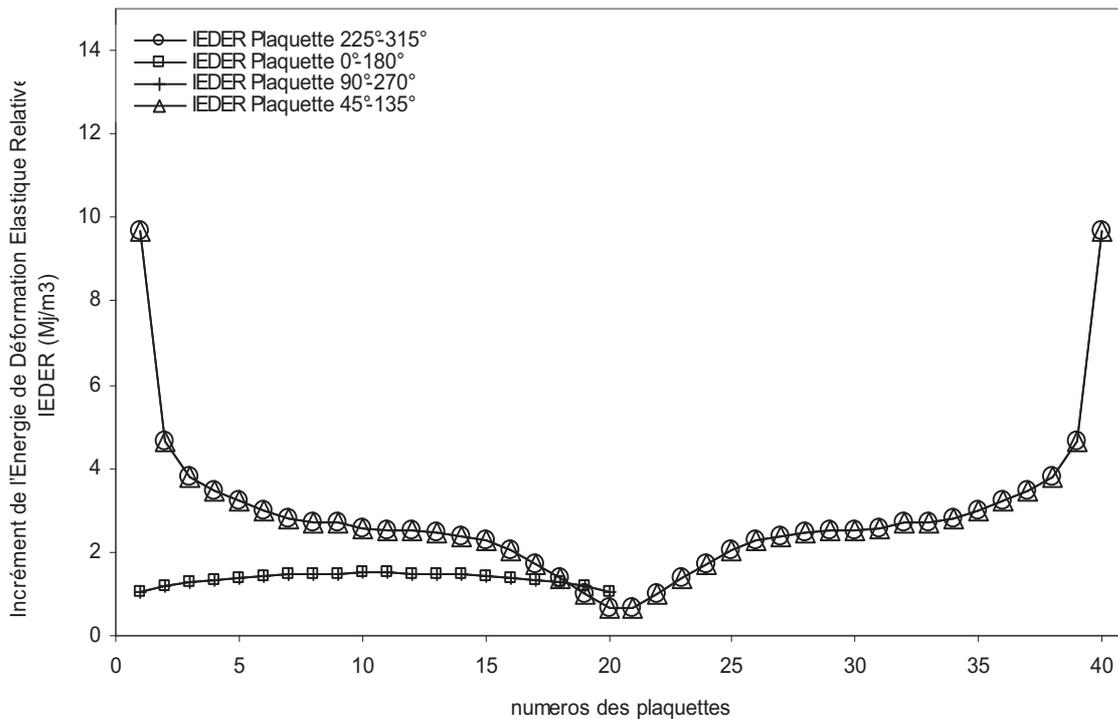
**Figure 24 :** Différentes orientations possibles pour le choix de la première plaquette dans le cas d'un maillage aux éléments de base triangulaires.

Dans la Figure 25 chaque courbe représente la variation de l'incrément de l'énergie de déformation globale ( $\delta E$ ) dans le grain, en fonction de la position de la première plaquette imposée définie par le numéro qui lui est attribué dans la figure 24. Notons que les plaquettes testées gardent la même direction de cisaillement pour chaque courbe. Nous avons observé que dans le cas de l'absence d'un chargement externe, ce critère favorise la transformation d'une courte première plaquette (plaquette oblique de 2 éléments, orientée de  $315^\circ$ ), nous remarquons que la plus petite quantité de l'incrément de l'énergie de déformation élastique se produit pour les 4 plaquettes positionnées dans les 4 coins de la zone de transformation.



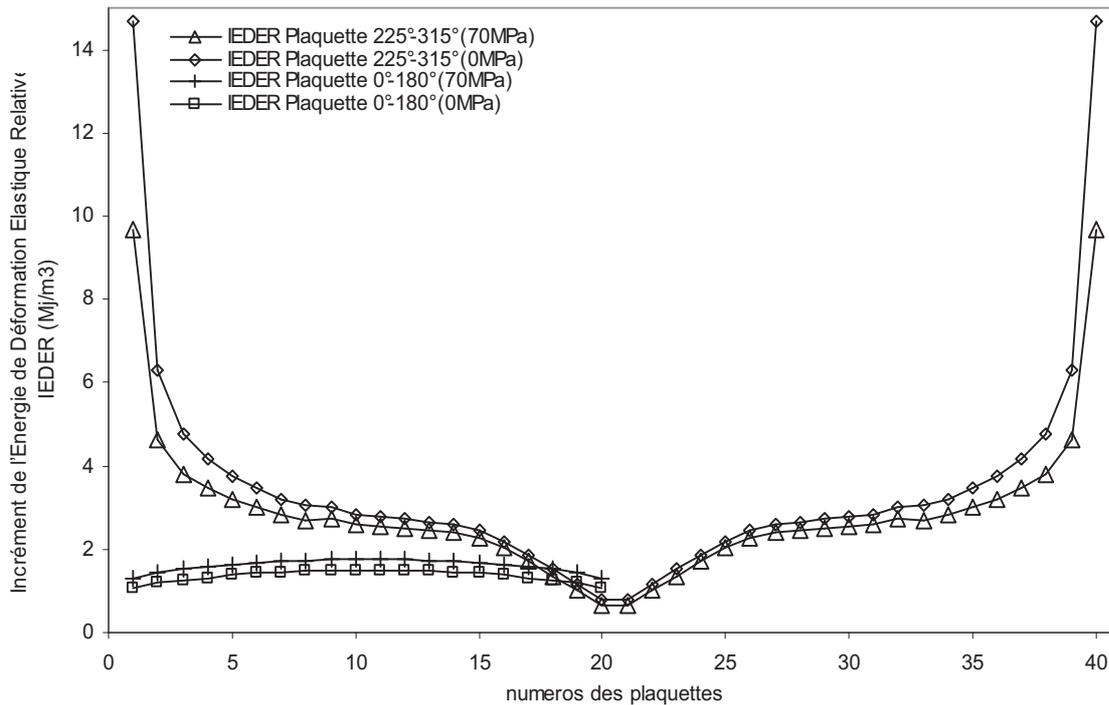
**Figure 25 :** Variation de l'incrément de l'énergie de déformation élastique globale dans le grain en fonction de la plaquette transformée (test de toutes les plaquettes pouvant se former dans le grain). Cas sans chargement externe.

Les résultats obtenus en considérant le critère de l'incrément de l'énergie de déformation élastique relative à la taille de la plaquette transformée ( $\delta E/n$ ), montrent la formation d'une première longue plaquette. Cette plaquette se positionne en diagonale de la zone de transformation suivant une direction de cisaillement oblique comme le montre la figure 26.



**Figure 26 :** Variation de l'incrément de l'énergie de déformation élastique relative à la taille de la plaquette transformée ( $\delta E/n$ ). Test de toutes les plaquettes pouvant de se former dans le cas sans chargement externe.

Nous avons analysé par la suite l'effet de la charge externe sur l'orientation des variants en considérant le critère de la minimisation de l'énergie de déformation. Un chargement de 70 MPa durant la transformation, conduit à une petite variation de l'incrément de cette énergie comme le montre la figure 27. On peut noter que dans le cas du calcul de l'énergie de déformation élastique, le choix de la première plaquette n'est pas influencé par le niveau de la charge externe appliquée. L'application d'un chargement externe conduit plutôt à une augmentation de la déformation plastique locale autour des plaquettes formées, cette augmentation est due à l'interaction entre les efforts externes et les efforts internes résultant de l'application du tenseur de déformation de transformation.

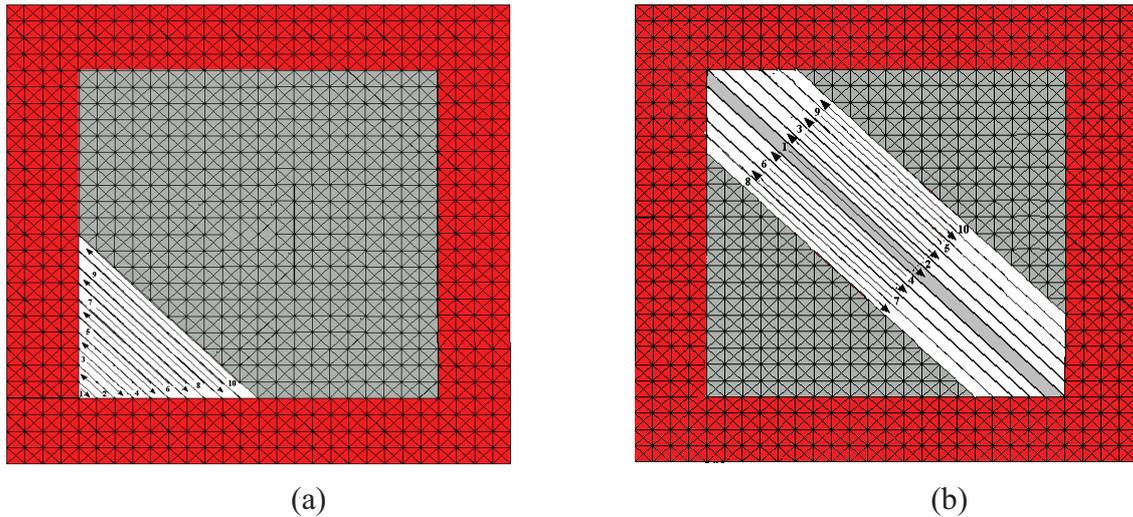


**Figure 27 :** Variation de l'incrément de l'énergie de déformation élastique relative à la taille de la plaquette transformée, en fonction de la taille et la direction de cisaillement de la première plaquette transformée. Comparaison des résultats pour deux cas de chargements externes : 0MPa et 70MPa.

#### IV-1-2 Arrangement structural des plaquettes sous le critère de l'EDE

Nous avons analysé par la suite l'ordre d'apparition des plaquettes dans le grain en considérant les deux modes de calcul de l'incrément de l'énergie de transformation élastique totale ( $\delta E$  et  $\delta E/n$ ). Les résultats obtenus montrent que pour une sélection des plaquettes basée sur le critère de  $\delta E$ , une première plaquette très courte est favorisée à se transformer avec une direction de cisaillement dans le sens oblique comme l'illustre la figure 28-a. Cette configuration reste presque la même dans les deux cas de chargement testés (0Mpa et 70Mpa). Les plaquettes qui suivent restent parallèles à la première plaquette et localisées dans le même coin, tout en prenant des directions de cisaillement opposées (plaquettes : 1, 2, 3, 4, 5 ...). L'effet de la charge externe influence légèrement cette configuration à la fin de la transformation.

Contrairement au critère basé sur ( $\delta E$ ), le calcul de l'incrément de l'énergie de déformation élastique relative ( $\delta E/n$ ) favorise le début de la transformation par une bande passant par la diagonale, les autres plaquettes sont relativement longues, elles se développent dans la zone centrale du grain (figure 28-b). De même que le critère précédent, les plaquettes sont auto-accommodantes : elles présentent des directions de cisaillement opposées. Nous constatons aussi la faible influence de la charge externe appliquée sur ce processus de transformation du point de vue arrangement structural des plaquettes dans le grain.



**Figure 28** : Arrangement structural des 10 premières plaquettes pour une transformation exécutée sous une force de traction de 70MPa.

(a) Critère de l'incrément de l'énergie de déformation globale ( $\delta E$ ).

(b) Critère de l'incrément de l'énergie de déformation moyenne ( $\delta E/n$ ).

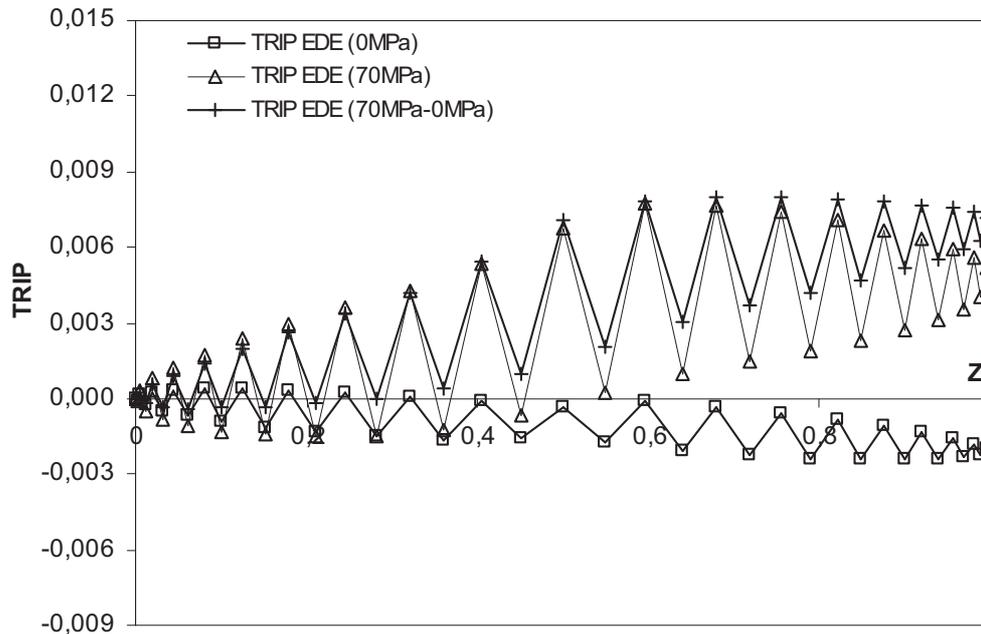
#### IV-1-3 Résultats du TRIP obtenus par le modèle basé sur l'EDE

Nous avons calculé l'évolution de plasticité de transformation en fonction de la fraction de la martensite formée pour les deux critères basés sur l'énergie de déformation élastique ( $\delta E$  et  $\delta E/n$ ), et pour deux cas de chargement (0MPa et 70MPa). Pour le critère  $\delta E$ , l'évolution du TRIP reste moyennement nulle dans le cas à chargement nul (figure 29-a). Elle varie d'une façon régulière autour d'une valeur proche de zéro, ceci est expliqué par l'arrangement des plaquettes qui sont parfaitement auto-accommodantes avec des directions de cisaillement opposées. Une telle configuration, conduit d'une façon cyclique, une fois à l'allongement du grain et une autre fois à sa rétraction. Nous pouvons observé aussi que pour le cas où aucun chargement externe n'est appliqué, le critère de l'EDER (basé sur le calcul de  $\delta E/n$ ) conduit à un TRIP relativement nul dans leur moyenne.

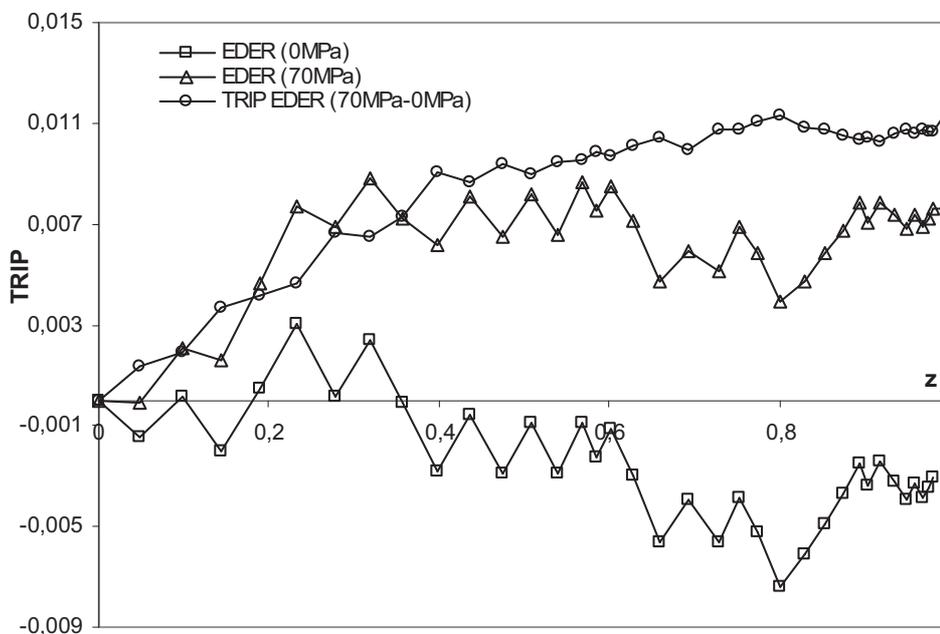
L'application d'un chargement externe de 70MPa en traction conduit à une déformation plastique moyenne positive (figure 29-b) dans les deux cas ( $\delta E$  et  $\delta E/n$ ), malgré le fait que cette déformation augmente avec l'avancement de la transformation, elle reste insuffisante quantitativement par rapport aux résultats expérimentaux. La structure auto-accommodante favorisée par le critère de l'énergie de déformation montre le faible effet des efforts externes sur l'orientation des plaquettes, par conséquent sur l'évolution du TRIP.

Afin d'avoir une idée sur le TRIP proprement dit, nous avons calculé la déformation plastique représentant la différence entre les deux courbes de plasticité de transformation pour les deux cas de chargement : 70MPa et 0MPa. Cette méthode est similaire aux procédés du calcul de TRIP expérimentalement [Gautier, 1985], [Coret et al, 2004], [taleb et Petit-Grustabussiat, 2006]. La courbe du TRIP donnée par cette différence ( $\text{TRIP}(70\text{MPa}) - \text{TRIP}(0)$ ) représente une forte amélioration qualitative dans le cas du modèle basé sur l'incrément de l'Énergie de Déformation Élastique Relative  $\delta E/n$  (Figure 29-b). Nous observons que même si cette courbe surestime le TRIP expérimental, elle représente beaucoup mieux la cinétique

de la transformation par rapport aux résultats donnés par le calcul direct du TRIP sous le chargement de 70MPa.



**Figure 29-a:** Evolution de la plasticité de transformation en fonction de la martensite formée pour le critère de l'incrément de l'Energie de Déformation Elastique globale  $\delta E$  (EDE). Comparaison entre : TRIP (0MPa), TRIP (70MPa) et la déformation plastique donnée par différence entre ces deux courbes (TRIP (70) – TRIP (0)).



**Figure 29-b :** Evolution de la plasticité de transformation en fonction de la martensite formée pour le critère de l'incrément de l'Energie de Déformation Elastique Relative ( $\delta E/n$ ) à la plaquette transformée (EDER). Comparaison entre : TRIP (0MPa), TRIP (70MPa) et la déformation plastique donnée par différence entre ces deux courbes (TRIP (70) – TRIP (0)).

## IV-2 Travail des efforts externes

Dans le but de mettre en évidence l'effet des efforts externes, nous avons analysé le travail fourni par l'effort externe après la transformation de chaque plaquette dans le grain. Sous l'effet d'une force externe de traction (F) appliquée durant la transformation, nous avons calculé la quantité du travail élastique produit dans le grain pour chaque cas possible d'une première plaquette imposée. Nous avons par la suite supposé que la configuration qui conduit à une valeur maximale de cette quantité représente la configuration retenue.

Pour une plaquette transformée la quantité du travail élastique fournie par tous les éléments constituant le grain s'écrit :

$$Y_{Total} = \int_s \sigma_{ij} \cdot \varepsilon_{ij} ds \quad (S : \text{Surface du maillage}).$$

$Y_{Total} = \int_s \sigma_{ij} \cdot \varepsilon_{ij} ds = \int_s \sigma_{ij} \cdot \frac{\partial u_i}{\partial x_j} ds$ , après avoir développé  $\varepsilon_{ij}$  en parties symétrique et antisymétrique dans l'hypothèse petites perturbations (HPP).

$$Y_{Total} = \int_s \left[ \frac{\partial(\sigma_{ij} \cdot u_i)}{\partial x_j} - \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} \cdot u_i \right] ds$$

Les équations d'équilibre en quasi-statique et en négligeant les forces volumiques s'écrivent :

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} = 0.$$

Condition d'équilibre  $\Rightarrow \int_s \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} \cdot u_i \cdot ds = 0$

On passe d'une intégrale de surface à une intégrale de contour :

$$Y_{Total} = \oint \sigma_{ij} \cdot u_i \cdot n_j \cdot ds = \oint F_i \cdot u_i \cdot ds$$

$$Y_{Total} = \int_{AB} F_i \cdot u_i \cdot dl + \int_{BC} F_i \cdot u_i \cdot dl + \int_{CD} F_i \cdot u_i \cdot dl + \int_{DA} F_i \cdot u_i \cdot dl \quad (\text{Voir la figure 2}).$$

$$\int_{BC} F_i \cdot u_i \cdot ds = \int_{DA} F_i \cdot u_i \cdot ds = \int_0^h (\sigma_{xy} \cdot u_x + \sigma_{yy} \cdot u_y) \cdot dx$$

Conditions aux limites imposées sur les deux bords BC et DA  $\Rightarrow \sigma_{xy} = \sigma_{yy} = 0$

$$Y_{Total} = \int_{AB} F_i \cdot u_i \cdot ds + \int_{CD} F_i \cdot u_i \cdot ds = 2 \cdot \int_0^h (\sigma_{xx} \cdot u_x + \sigma_{xy} \cdot u_y) \cdot dy \quad \text{Avec } \sigma_{xy} = 0 \quad (\text{C-L}).$$

$$Y_{\text{Total}} = 2 \cdot F_0 \cdot \int_0^h u_x \cdot dy$$

$$\text{Soit } \bar{u}_x = 2 \cdot \frac{1}{h} \cdot \int_0^h u_x \cdot dy$$

$$W_{\text{Total}} = Y_{\text{Total}} = h \cdot F \cdot [\bar{u}_x(x = h) - \bar{u}_x(x = 0)] \quad (9)$$

Avec :

$\bar{u}_x(x = h)$  : Le déplacement moyen du bord (CD) suivant la direction (x).

$F_0$  : Chargement externe appliqué.

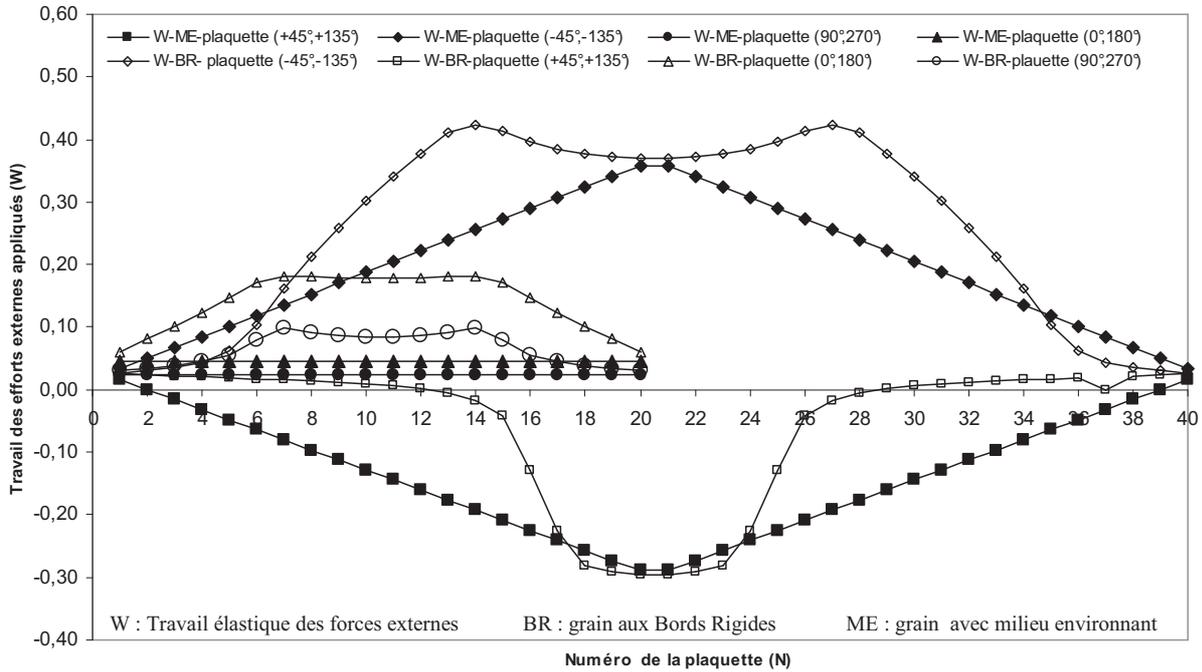
$h$  : dimension du grain ( $h=1$  dans notre cas, c'est une carré unitaire).

Les résultats préliminaires obtenus sont représentés sur la figure 30 : chaque point d'une courbe représente la variation du travail de l'effort externe dans le grain en fonction de la position de la première plaquette imposée sous un chargement externe de 70MPa. Notons que les plaquettes testées gardent la même direction de cisaillement pour chaque courbe. Nous avons calculé cette quantité de travail pour deux conditions aux limites différentes : une fois avec un maillage aux bords rigides (W-BR) et dans la deuxième avec un milieu environnant (W-ME), afin de montrer l'influence de ce paramètre sur la variation de la quantité de ( $W_{\text{Total}}$ ) dans le grain.

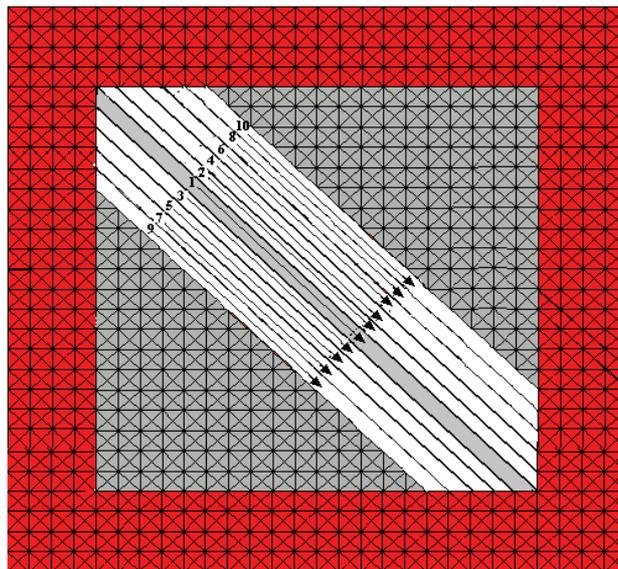
Nous avons remarqué que les valeurs du travail de la force externe obtenues par les plaquettes orientées dans le sens obliques ( $315^\circ$  et  $225^\circ$ ) sont beaucoup plus grandes que les valeurs données par les autres configurations. Ceci est remarqué pour les deux conditions aux limites imposées sur le contour du grain. Dans le cas où des bords rigides sont considérés, l'évolution de cette quantité de travail pour les plaquettes obliques de ( $315^\circ$  et  $225^\circ$ ) est beaucoup plus importante pour les 14 premières plaquettes testées. Par la suite (entre la plaquette numéro 15 et la plaquette numéro 20) on observe une variation beaucoup moins importante, ceci est justifié par les effets du bord sur les champs des contraintes et des déformations internes. Nous remarquons que dans le cas d'un maillage avec un milieu environnant, les effets des bords sont presque négligeables et l'évolution de ( $W$ ) reste linéaire pour toutes les orientations considérées. La présence de ce milieu environnant avec des caractéristiques mécaniques plus molles que celles de la martensite, conduit à une relaxation des contraintes et des déformations internes, et par conséquent à des variations monotone de  $W$  en fonction de la position de la première plaquette le long d'un bord.

L'exécution d'un calcul pour une transformation complète basée sur le critère du travail élastique des forces externes ( $W$ ), conduit à la formation des plaquettes dans le sens oblique avec la même direction de cisaillement de  $315^\circ$ . Ces plaquettes sont parfaitement symétriques par rapport à la diagonale du maillage (voir figure 31). Cette microstructure conduit à un allongement maximal dans le grain à chaque étape de la transformation.

Nous signalons que le niveau de chargement externe appliqué durant la transformation, n'a aucun effet sur l'arrangement structural des plaquettes



**Figure 30:** Variation de la quantité du travail élastique le l'effort externe durant la transformation. Test de toutes les plaquettes pouvant de se former dans le cas d'un chargement de 70MPa en traction.



**Figure 31:** Arrangement structural des 10 premières plaquettes pour une transformation exécutée avec le critère du travail élastique de la force externe imposée au cours de la transformation.

### IV-3 Critère de l'énergie potentielle élastique (EPE)

Dans le but d'associer les effets des deux derniers critères détaillés précédemment (critère de l'énergie de déformation élastique et le critère du travail élastique des efforts externes), nous avons testé un nouveau critère qui se base sur le théorème de l'énergie potentielle. Ce théorème postule qu'au voisinage de la position d'équilibre, l'énergie potentielle est minimale. Supposons que la fin de transformation de chaque plaquette représente un état d'équilibre, nous définissons cette énergie potentielle par la formulation suivante :

Soit :

V : énergie potentielle totale emmagasinée.

U : énergie de déformation élastique emmagasinée.

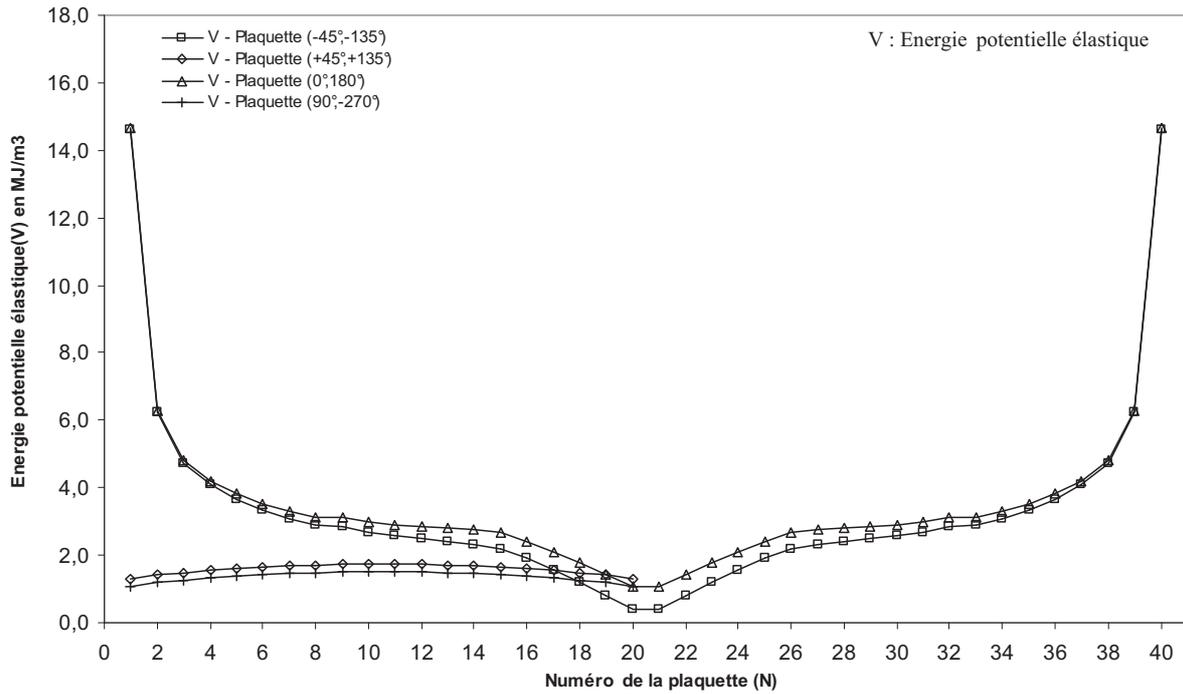
W : Travail des forces extérieures.

$$V = U - W \quad (10)$$

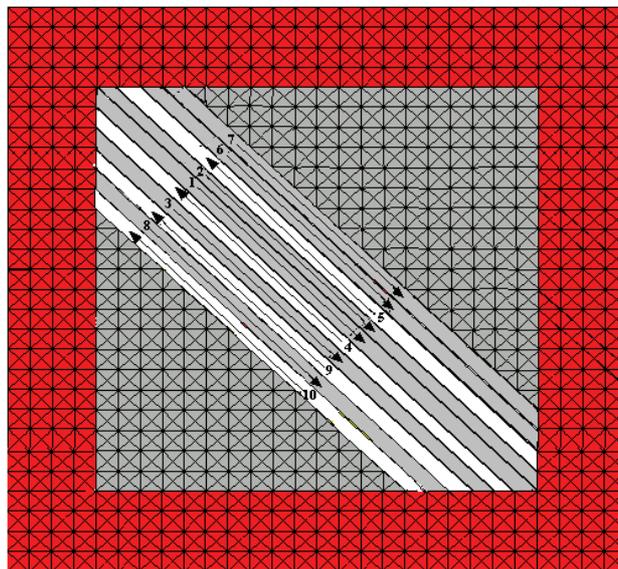
En l'absence d'un chargement externe, le calcul de l'énergie potentielle conduit au calcul de l'énergie de déformation élastique emmagasinée dans notre modèle. Dans ce cas, l'arrangement structural des plaquette dans la zone de transformation est le même de celui qui été présenté dans les figures 28-a et b. et le TRIP calculé est quasiment nul (figure 29-a et b).

Le calcul d'une énergie potentielle relative à la taille de la plaquette considérée, pour une simulation d'un essai de TRIP sous 70MPa, conduit à l'apparition une première longue plaquette à 315° (figure 33). Les plaquettes suivantes restent parallèles à la première, mais elles ne sont pas nécessairement auto-accommodantes. Cette nouvelle structure conduite à une évolution du TRIP plus importante au début de la transformation à cause d'une première génération de longues plaquettes, dont la plupart se développent dans la même direction de cisaillement. Cette disposition conduit à une augmentation de la plasticité locale dans les zones d'interaction entre les plaquettes de martensite et l'austénite.

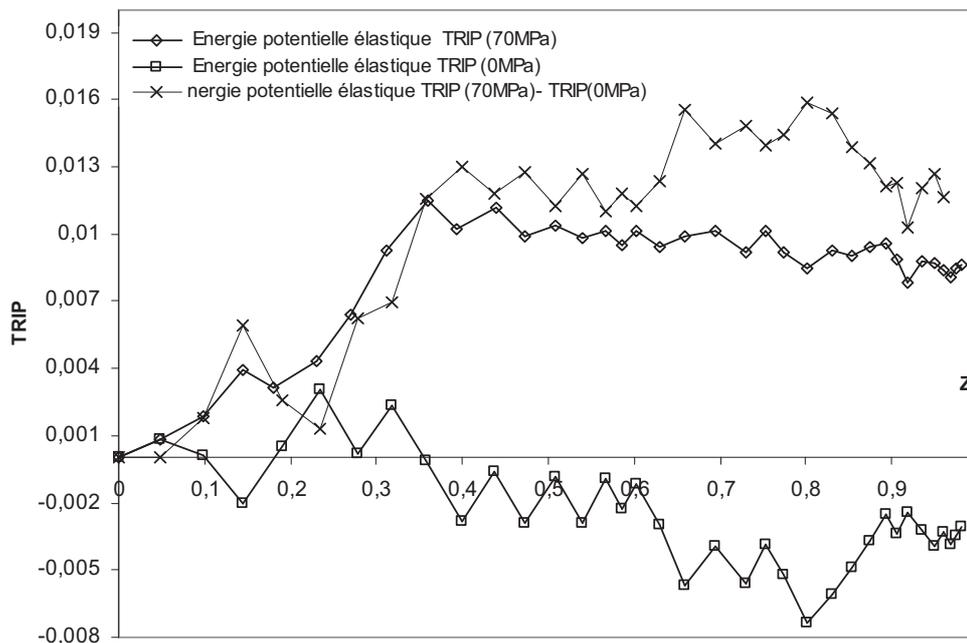
Les résultats de l'évolution du TRIP en fonction de la fraction de martensite formée pour le chargement de 70MPa, en absence du chargement externe, ainsi que la courbe représentant la différence entre ces deux TRIP (TRIP (70MPa)-TRIP(0MPa)), sont représentés dans la figure 34. Nous remarquons que pour le cas du TRIP sous chargement de 70MPa, l'évolution de la plasticité de transformation est plus stable vers la fin de la transformation par rapport à la courbe représentant la différence du TRIP (70MPa)-TRIP (0MPa).



**Figure 32 :** Variation de l'énergie potentielle, en fonction de la taille et la direction de cisaillement de la première plaquette transformée. Chargement appliqué de 70MPa.



**Figure 33 :** Arrangement structural des 10 premières plaquettes pour une transformation exécutée avec le critère de la minimisation de l'énergie potentielle relative, sous un chargement externe de 70MPa.

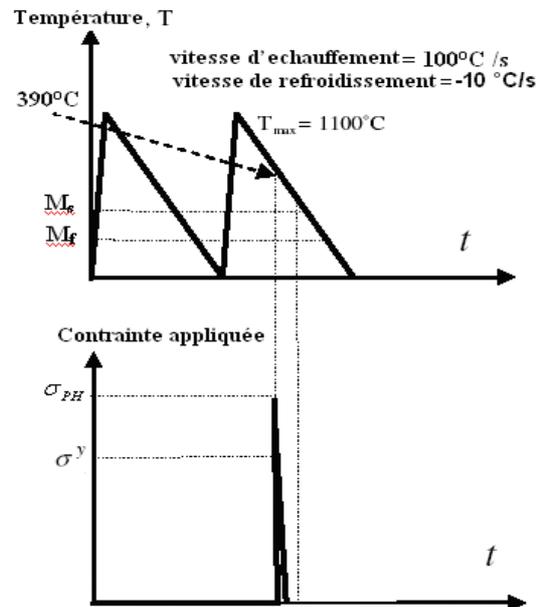


**Figure 34 :** Comparaison entre: TRIP (0MPa), TRIP (70MPa) et la déformation plastique donnée par  $(\text{TRIP (70MPa)} - \text{TRIP (0MPa)})$ , pour une transformation exécutée sous le critère de l'énergie potentielle élastique (V).

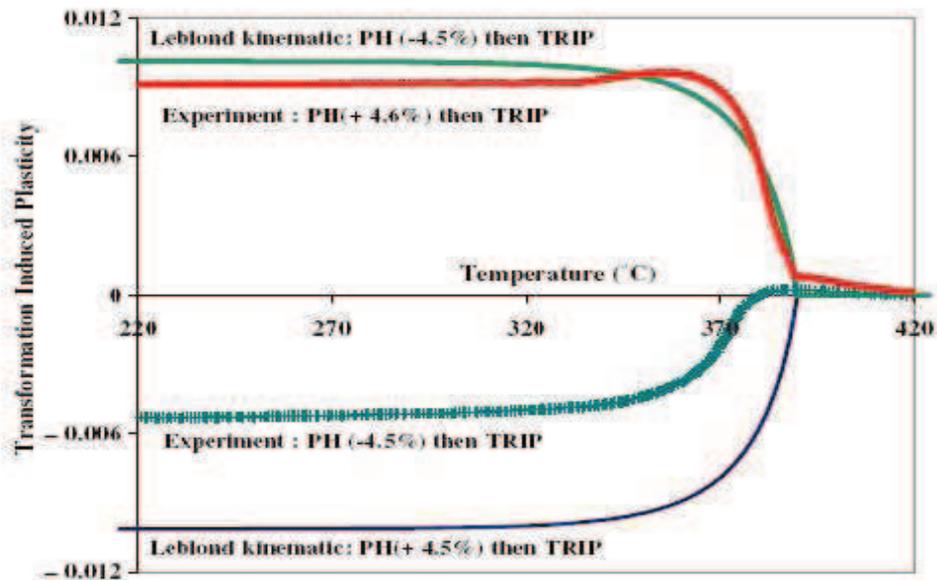
## V Interaction plasticité classique - plasticité de transformation

Nous avons exposé en détails dans le premier chapitre (étude bibliographique) les différents travaux expérimentaux réalisés pour la mise en évidence du phénomène de l'interaction entre la plasticité classique et la plasticité de transformation. Nous rappelons que pour les essais réalisés sur l'acier 16MND5, les résultats obtenus montrent que si la phase austénitique est pré-déformée en plasticité avant sa transformation, un TRIP est observé même en absence de contrainte macroscopique appliquée durant la transformation. Dans le cas des transformations martensitiques, une prédéformation en traction conduit à un TRIP positif alors qu'une prédéformation en compression conduit à un TRIP négatif. Ces résultats expérimentaux ont été comparés aux prévisions du modèle de Leblond qui permet de tenir compte de l'interaction plasticité classique - TRIP. Les prévisions du modèle ne sont pas satisfaisantes des points de vue quantitatif et qualitatif, en particulier pour la transformation martensitique (Voir figure 36).

Dans ce qui suit nous examinons l'effet d'une prédéformation plastique sur le TRIP. Le calcul a été exécuté en deux étapes. Dans un premier temps, on sollicite le domaine austénitique avec une contrainte de traction qui dépasse la limite d'élasticité de l'austénite. Ceci génère une déformation plastique juste avant le commencement de la transformation martensitique ( $M_s$ ) tel que représenté sur la figure 35. Dans un deuxième temps la transformation s'opère plaquette après plaquette à partir de l'état de contrainte nulle et de déformation permanente générée lors de la première étape. Dans nos calculs nous avons appliqué une contrainte de pré-écrouissage en traction de 290MPa, ce qui conduit à une déformation plastique de 4,55%. L'histoire du chargement est représentée dans la figure 35.



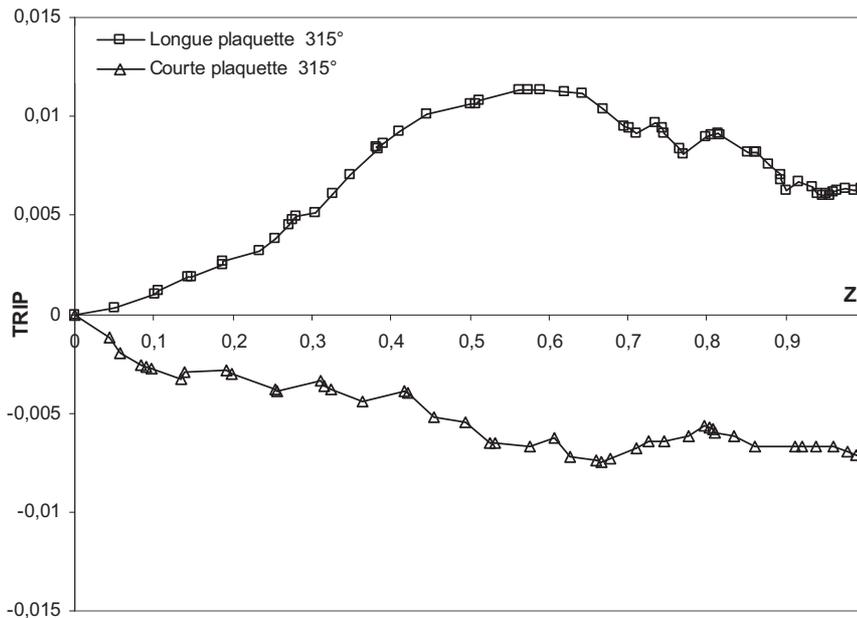
**Figure 35** : Cycles des chargements thermiques et mécaniques adaptés pour un essai de prédeformation en traction pour une transformation martensitique dans l'acier 16MND5.



**Figure 36**: Comparaison entre les résultats expérimentaux pour un essai de plasticité de transformation avec un pré-écrouissage de la phase austénitique, et les prévisions du modèle de Leblond pour une transformation martensitique dans l'acier 16MND5 [Taleb et al, 2002].

La figure 37 montre l'évolution du TRIP en fonction du taux de martensite formée pour un critère de choix des plaquettes basé sur la FMMoy. Nous remarquons que le choix d'une

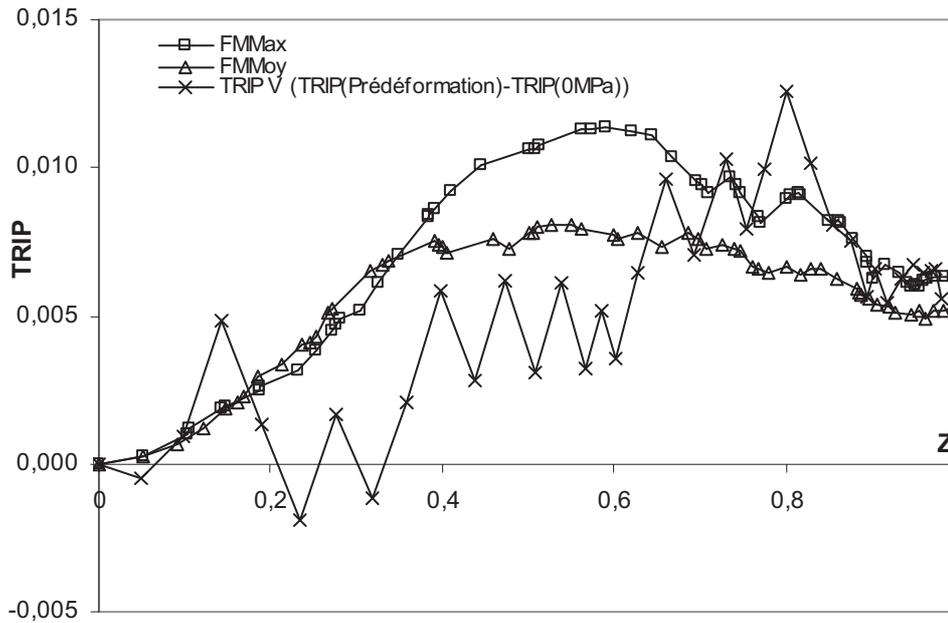
longue première plaquette dans la direction de cisaillement de  $315^\circ$  conduit à un TRIP positif comme dans le cas expérimental étudié par Taleb et al [Taleb et al, 2002]. Par contre le choix d'une courte plaquette, pour la même direction de cisaillement, donne un TRIP négatif. Du point de vue qualitatif, l'évolution du TRIP en fonction de la fraction surfacique de martensite formée, pour le choix d'une longue plaquette, est beaucoup plus proche de l'évolution réelle que dans le cas d'une courte plaquette : cette évolution est beaucoup plus importante au début de la transformation (jusqu'à 65% de la transformation) que pendant le reste de la transformation où on observe un effet de saturation.



**Figure 37 :** Analyse de l'effet de prédéformation considérant le critère FMMoy. Effet de la taille de la première plaquette imposée pour une prédéformation de 4,55%.

De cette première analyse nous tirons un résultat encourageant : le choix d'une première longue plaquette, celle-la même qui est sélectionnée avec le critère de l'énergie de déformation  $\partial E/n$  permet d'obtenir une prévision de TRIP plus conforme aux résultats expérimentaux.

La deuxième analyse concerne l'effet du critère d'avancement de la transformation : nous avons gardé la même configuration géométrique avec les mêmes conditions de chargements (pré-déformation) et le même choix de première plaquette ; le critère de choix des plaquettes est le seul paramètre qui diffère entre les trois calculs exposés dans la Figure 38. Pour chaque critère, on obtient des valeurs positives de TRIP pour une pré-déformation positive, ce qui est en bonne adéquation avec les observations expérimentales de Taleb et al [Taleb et al, 2002]. Du point de vue quantitatif, les critères basés sur la force motrice (FMMax et FMMoy) fournissent un TRIP final en meilleur accord avec les observations expérimentales (environ 0,006 par simulation, 0,01 expérimentalement). La nature auto-accommodante des plaquettes déterminée avec le critère de l'énergie potentielle, peut expliquer qu'avec ce critère, la courbe de différence entre la plasticité de transformation sous pré-déformation et la courbe de TRIP sans chargement, représente une variation de TRIP très instable en fonction du taux de la martensite formée.



**Figure 38** : Evolution de la plasticité de transformation en fonction de la martensite formée pour la simulation d'un essai avec une prédéformation de 4,55% de la phase austénitique. Analyse de l'effet du critère de choix des plaquettes sur le TRIP.

## VI Conclusion

Dans le présent chapitre nous avons simulé par éléments finis la transformation martensitique dans l'acier 16MND5, sous différentes conditions et avec différents critères définissant la cinétique de la transformation. L'objectif de cette étude, est d'évaluer l'importance de l'influence du choix des paramètres numériques sur les résultats mécaniques [Meftah et al, 2007]. On a démontré que la taille du maillage joue un rôle important pour cette modélisation et une taille critique a été définie (20x20x4 éléments).

Le choix de la taille, la position et la direction de cisaillement de la première plaquette jouent un rôle très important du fait qu'ils peuvent influencer les résultats quantitativement aussi bien que qualitativement, dans les cas de chargement simples comme pour les tests de prédéformation.

Les différents tests de ces paramètres numériques et des différents critères énergétiques du choix des plaquettes, nous ont permis d'avoir des configurations intéressantes qui traduisent quelques observations expérimentales tant du point de vue qualitatif que du point de vue quantitatif. Les différents critères testés montrent que le commencement de la transformation avec une première longue plaquette est favorable. Par la suite le processus de l'avancement de la transformation, dépend de ces critères qui influencent directement l'arrangement structural des plaquettes dans le grain et par voie de conséquence la plasticité de transformation. Par exemple dans le cas des essais de prédéformation, le choix d'une première longue plaquette avec une direction de cisaillement précise et un maillage suffisamment fin, conduit à des résultats acceptables par rapport aux résultats expérimentaux : une prédéformation positive mène à un TRIP positif. Cette observation n'a pas été correctement prédite par le modèle de

Leblond qui reste, à notre connaissance, le seul modèle implémenté dans des logiciels industriels qui permette de tenir compte de l'interaction plasticité classique - TRIP.

Dans le but de voir si notre approche conduise naturellement à la formation de martensite sous forme de plaquettes, nous avons mené des simulations de transformation par éléments. Cette procédure n'a pas conduit à des résultats satisfaisants car les éléments se transforment sans conduire à des plaquettes. De plus, le TRIP obtenu, n'est pas conforme aux observations expérimentales. La modélisation présentée dans ce travail, nécessite donc d'imposer la transformation de la martensite sous forme de plaquettes. Cela reste l'un des points faibles de cette approche.

La présente étude numérique est une première approche qui a donné des résultats plutôt encourageants. Elle doit toujours être améliorée afin d'obtenir des résultats plus précis permettant une meilleure compréhension des mécanismes physiques responsables de l'apparition du TRIP. Nous poursuivrons ces améliorations dans le chapitre III avec une extension de cette modélisation à l'échelle multi-grains, c'est à dire dans un domaine constitué de plusieurs grains séparés les uns des autres par un joint de grain dont le comportement est supposé élastoplastique.

# Chapitre III

Premières analyses  
expérimentales et évaluation  
des modèles numériques  
développés.

## Sommaire

### Chapitre III : Premières analyses expérimentales et évaluation des modèles numériques développés

<b>I</b>	<b>Introduction</b>	90
<b>II</b>	<b>Partie expérimentale</b>	90
	II-1 Programmes d'essais	90
	II-2 Présentation du dispositif expérimental	91
	II-2-1 Matériau et éprouvettes utilisés	91
	II-2-2 Dispositif thermomécanique	92
	II-2-3 Dispositif de mesure des déplacements	95
	II-3 Essais de TRIP sous chargements uni-axiaux	95
	II-3-1 Essai de dilatométrie libre	95
	II-3-2 Essais de TRIP sous contraintes constantes	100
	II-3-2-1 Essai de TRIP sous contrainte de traction	100
	II-3-2-2 Essai de TRIP sous contrainte de cisaillement	103
	II-4 Essais de TRIP sous chargement bi-axial	108
	II-5 Analyses et comparaisons des résultats expérimentaux	110
	II-6 Interaction plasticité classique - plasticité de transformation	113
	II-7 Caractérisation de comportements mécanique des phases	115
	II-7-1 Essai de caractérisation de la phase austénitique	116
	II-7-2 Essai de caractérisation de la phase martensitique	116
<b>III-</b>	<b>simulation numérique du TRIP dans l'acier 35NCD16</b>	117
	III-1 Simulation à l'échelle mono-grain	117
	III-2 Modélisation à l'échelle multi-grains	119
	III-2-1 Présentation géométrique du modèle multi-grains	119
	III-2-2 Analyse de l'arrangement structural des plaquettes dans le modèle multi-grains	124
	III-2-2-1 Effet des efforts externes sur la distribution des plaquettes dans le Grains	124
	III-2-2-2 Effet du voisinage des grains	126
	III-3 Simulation du TRIP à l'échelle multi-grains	128
	III-3-1 analyse des résultats pour les essais de TRIP classique	128
	III-3-2 analyse des résultats pour les essais d'interaction plasticité classique – TRIP	131
<b>IV</b>	<b>Conclusion</b>	132

## I- Introduction

Cette partie a pour but de traiter le comportement mécanique de l'acier 35NCD16 soumis à une transformation martensitique. Nous nous concentrons spécifiquement sur le phénomène de la plasticité induite par la transformation de phases, sous différents cas de chargement. Les résultats expérimentaux serviront par la suite dans l'évaluation d'un modèle numérique en éléments finis développé à l'échelle multi-grains.

Les principaux objectifs du programme d'essais sont :

- Etude de la plasticité induite par une transformation martensitique sous un chargement constant. Ce chargement peut être appliqué en uniaxial (traction ou torsion), comme en bi-axial (traction + torsion).
- Analyse de l'effet de la plasticité classique sur la plasticité de transformation.

Le modèle numérique proposé pour simuler le TRIP, est basé sur les mêmes hypothèses que le modèle exposé dans le chapitre 2. Sauf que ce dernier est développé à une échelle plus grande, il enrichit la simulation en considérant l'interaction de 4 grains entourés d'un milieu environnant. A la fin de ce chapitre, des comparaisons et des analyses des résultats expérimentaux et numériques sont exposées.

## II- Partie expérimentale

### II-1 Programmes d'essais

Pour atteindre les objectifs cités plus haut, le programme d'essais comprend :

- Des essais de plasticité de transformation classique sous différents cas de chargements: 1D (traction ou torsion) et 2D (traction + torsion). Dans les deux cas, le chargement est maintenu constant durant toute la transformation. La contrainte équivalente appliquée reste très inférieure d'élasticité de la phase austénitique.
- Un essai de pré-écrouissage de la phase austénitique (avant sa transformation en martensite) pour l'étude de l'interaction entre la plasticité classique et le TRIP dans le cas d'une pré-déformation en traction.
- Des essais de dilatométrie libre dans le but d'identifier la déformation thermométallurgique liée seulement à la transformation de phases dans l'acier 35NCD16
- Des essais de traction monotone en vue d'identifier le comportement élastoplastique monotone des phases austénitique et martensitique.

## II-2 Présentation du dispositif expérimental

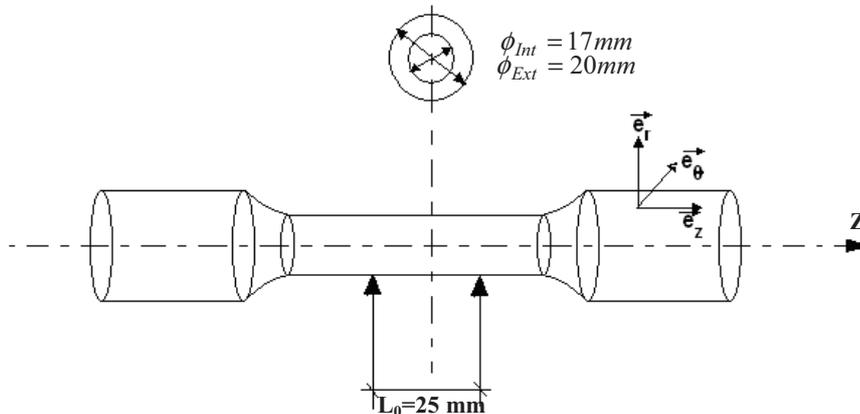
### II-2-1 Matériau et éprouvettes utilisés

Le matériau étudié est l'acier 35NCD16 (Normes françaises AFNOR). C'est un acier faiblement allié, avec une faible teneur en carbone dont la composition chimique est donnée par le tableau 1.

**Tableau 1** : Composition chimique de l'acier 35NCD16 [Rossi et al, 2002]

Composante chimique (%)	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Al	Cu
Acier 35NCD16	0.35	0.30	0.48	1.86	4.23	0.48	0.007	0.015	0.12
	W	Ti	Fe						
	0.046	0.003	Le reste						

Les essais sont réalisés sur des éprouvettes de type tube mince dont la géométrie de la surface extérieure est schématisée sur la figure 1. Cette géométrie nous permet d'avoir un état de contraintes quasiment homogène dans la zone centrale de l'éprouvette, et d'atteindre des vitesses d'échauffements et de refroidissements suffisants tout en assurant un champ de température quasiment homogène dans cette zone.



**Figure 1** : Schéma représentatif du modèle des éprouvettes utilisées.

Les différentes formules de calculs géométriques et mécaniques liés aux dimensions de l'éprouvette sont présentées dans le tableau 2.

**Tableau 2** : Caractéristiques géométriques et mécanique de l'éprouvette.

Variable	Formulation	Valeur	Unité
Déformation axiale ( $\epsilon_z = \epsilon$ )	$\epsilon_z = \frac{\Delta l(\text{mm})}{l_0(\text{mm})}$	$\epsilon_z = \frac{\Delta l}{25}$	Sans unité
Section (S)	$S = \frac{\pi}{4} \cdot (\phi_{\text{Ext}}^2 - \phi_{\text{Int}}^2)$	87,135	mm <sup>2</sup>
Contrainte ( $\sigma_z$ )	$\sigma_z = \frac{F}{S} \text{ (N/mm}^2\text{)}$	$\sigma_z = \frac{F}{87,135}$	MPa
Rayon moyen ( $R_{\text{Moy}}$ )	$R_{\text{Moy}} = \frac{R_{\text{Int}} + R_{\text{Ext}}}{2}$	9.25	mm
Moment d'inertie polaire ( $I_0$ )	$I_0 = \pi \cdot \frac{(\phi_{\text{Ext}}^4 - \phi_{\text{Int}}^4)}{32}$	7504,502	mm <sup>4</sup>
glissement ( $\gamma$ )	$\gamma = \frac{R_{\text{Ext}} \cdot \theta}{I_0} \cdot \left(\frac{\pi}{180}\right)$	$0,007 \cdot \theta$	Rad
Contrainte du cisaillement ( $\sigma_{\theta z} = \tau$ )	$\sigma_{\theta z} = M \cdot \frac{R_{\text{Moy}}}{I_0}$	$\sigma_{\theta z} = 1,2325 \cdot M$	MPa

$l_0$  : Longueur initiale de la zone utile de l'éprouvette.

$\Delta l$  : Allongement axial de la zone utile de l'éprouvette causé par l'application des chargements mécaniques et thermiques.

$R_{\text{Int}}, R_{\text{Ext}}$  : Représentent respectivement le rayon externe, et le rayon interne, de la zone utile.

## II-2-2 Dispositif thermomécanique

Notre programme d'essais est exécuté avec une machine MTS servo-hydraulique, avec une possibilité d'un chargement mécanique bi-axial (traction-compression, torsion). La figure 2 représente une vue globale de ce dispositif avec ses différentes composantes. Dans nos essais, deux types de chargements sont considérés : un thermique et l'autre mécanique. Pour le premier type du chargement, le chauffage se fait par induction électromagnétique [Wanser, 1995], il est assuré par une bobine, de dimensions appropriées, placée autour de la zone centrale de l'éprouvette comme le montre la figure 3. Cette bobine est parcourue par un courant alternatif à haute fréquence. Le réchauffement intervient sans contact physique, il concerne essentiellement la partie de l'éprouvette à traiter, il est caractérisé par un transfert d'une grande efficacité sans dispersion de chaleur. La vitesse d'échauffement ( $\dot{T}_{\text{Ech}}$ ) de ce dispositif peut atteindre facilement 100°C/s. La faible épaisseur des éprouvettes (1,5mm) permet d'avoir un chauffage plus rapide et une répartition presque uniforme du flux de chaleur et de la température sur cette épaisseur. Pour l'opération de refroidissement, l'éprouvette est refroidie par des gaz (l'azote associé à de l'argon pour minimiser les risques

de corrosion à haute température) qui circulent à l'intérieur de cette dernière. Les vitesses de refroidissement peuvent atteindre environ  $-20^{\circ}\text{C/s}$ . L'application d'un cycle thermique est pilotée par un programme de commande exécuté sur l'ordinateur de contrôle. Ce programme assure une température de consigne, pour les valeurs des températures mesurées réellement grâce à un capteur thermique. Le contrôle de la différence entre les températures mesurées et les températures de consigne sont assurées par un régulateur thermique (voir figure 2).

Nous signalons que le dispositif thermique, l'éprouvette, les deux mors, ainsi que les dispositifs de mesures sont insérés dans une enceinte rigide qui, si besoin, permettrait d'isoler hermétiquement le système du milieu externe.

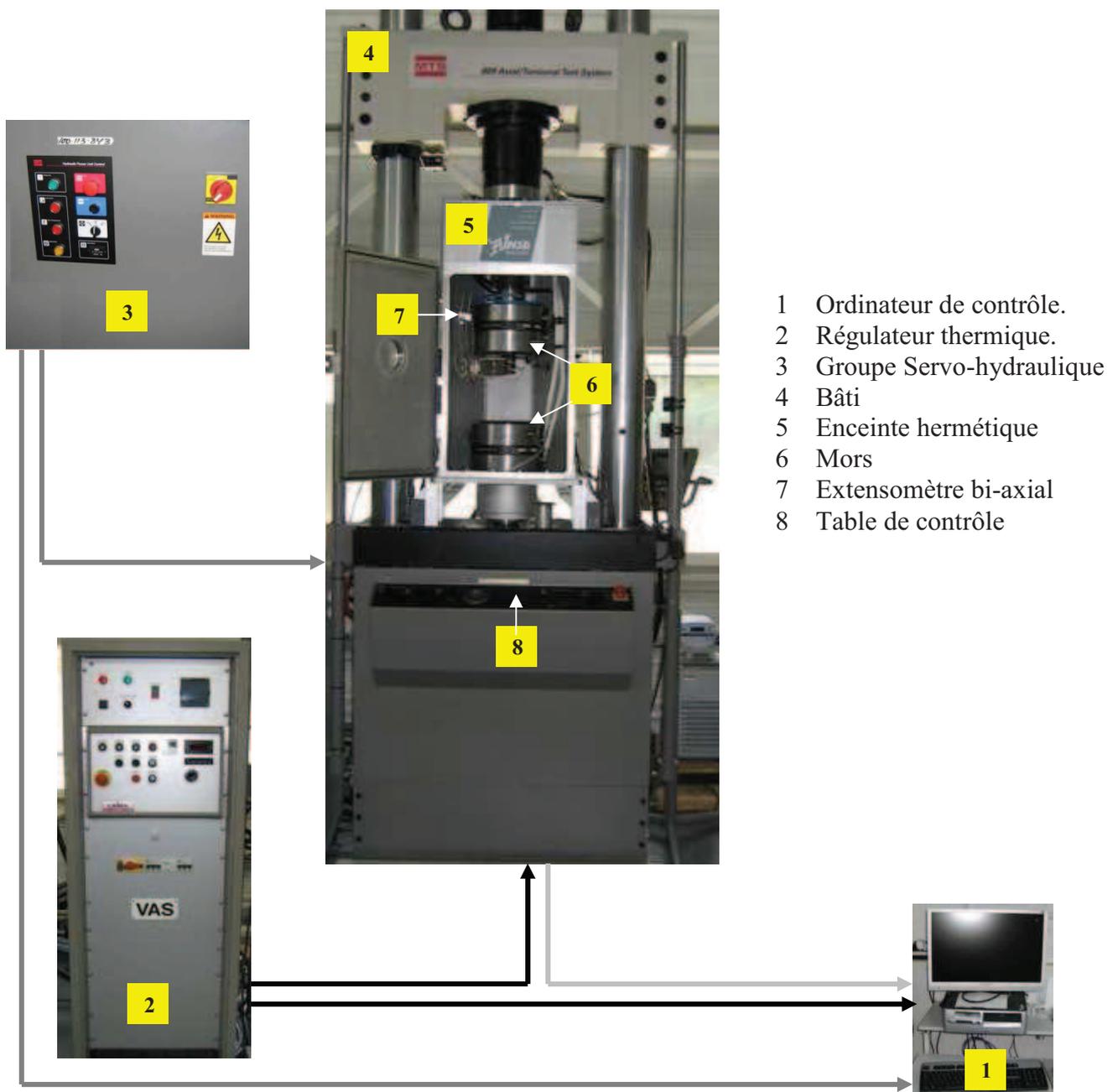
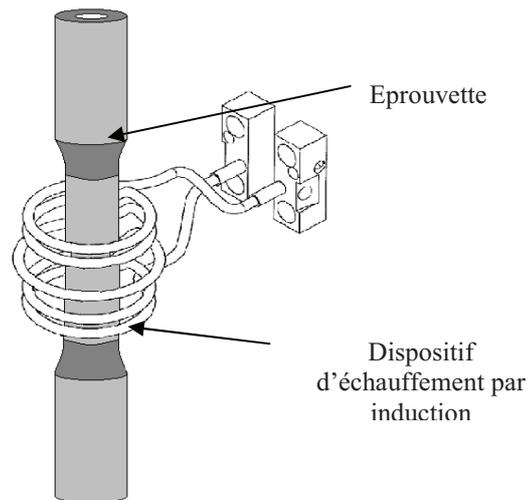


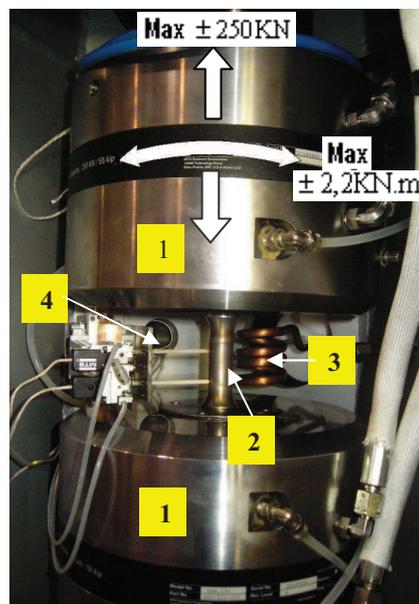
Figure 2 : vue de l'ensemble du dispositif expérimental.



**Figure 3** : schéma représentatif du dispositif thermique.

Pour le chargement mécanique, il peut être uniaxial (traction-compression ou torsion dans les deux sens) ou biaxial (proportionnel ou non). La capacité maximum de la machine est de  $\pm 250\text{kN}$  en chargement axial, et de  $\pm 2,2\text{kN.m}$  en couple de torsion (Figure 4).

Les chargements sont appliqués à l'aide d'un groupe hydraulique lié aux deux mors, des capteurs assurent la mesure de la force et du couple appliqués. Ces derniers envoient régulièrement les valeurs enregistrées à l'ordinateur de contrôle, afin de les comparer à la consigne programmée et d'assurer une adaptation continue grâce à des servovalves hydrauliques.

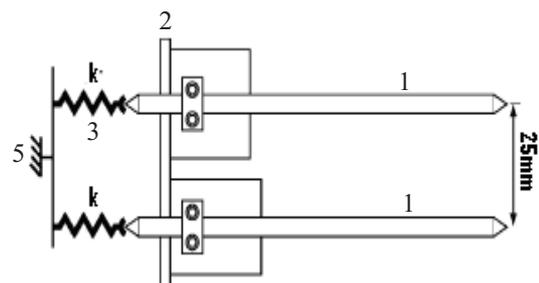
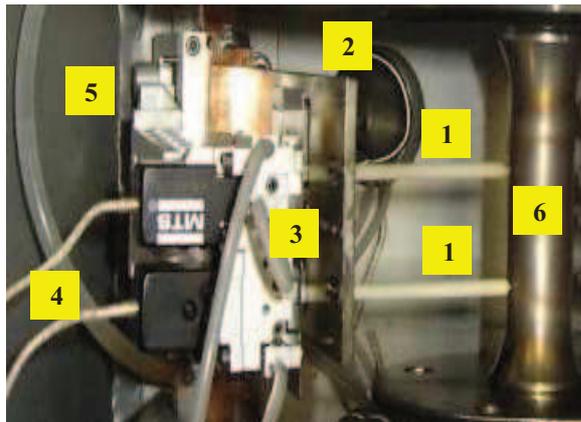


- 1 Mors
- 2 Eprouvette
- 3 Dispositif d'échauffement par induction
- 4 Extensomètre bi-axial

**Figure 4** : Présentation des différentes composantes du dispositif mécanique.

### II-2-3 Dispositif de mesure des déplacements

Comme dispositif de mesure des déplacements, nous avons utilisé un extensomètre à haute température du modèle MTS 632.68F-08 [MTS, Technical report], qui permet d'assurer des mesures de déplacement (axial) et de rotation simultanément (Figure 5). Il est constitué de deux tiges en alumine avec des extrémités pointues.



- |   |                            |   |   |
|---|----------------------------|---|---|
| 1 | Tige en alumine.           | 4 | Fils de connexion avec l'ordinateur de contrôle |
| 2 | Plaque de fixation         | 5 | Support de fixation à la machine                |
| 3 | Ressort de raideur ( $k$ ) | 6 | Eprouvette                                      |

**Figure 5 :** Présentation des différentes composantes d'un extensomètre bi-axial.

Nous signalons que les deux autres extrémités des tiges sont reliées à des ressorts de raideurs ( $k$ ). Cette configuration assure un bon contact entre les tiges et l'éprouvette lorsque l'extensomètre est mis en place.

Grâce à un dispositif spécial, l'extensomètre est maintenu à une température constante de 25°C correspondant à la température de calibration.

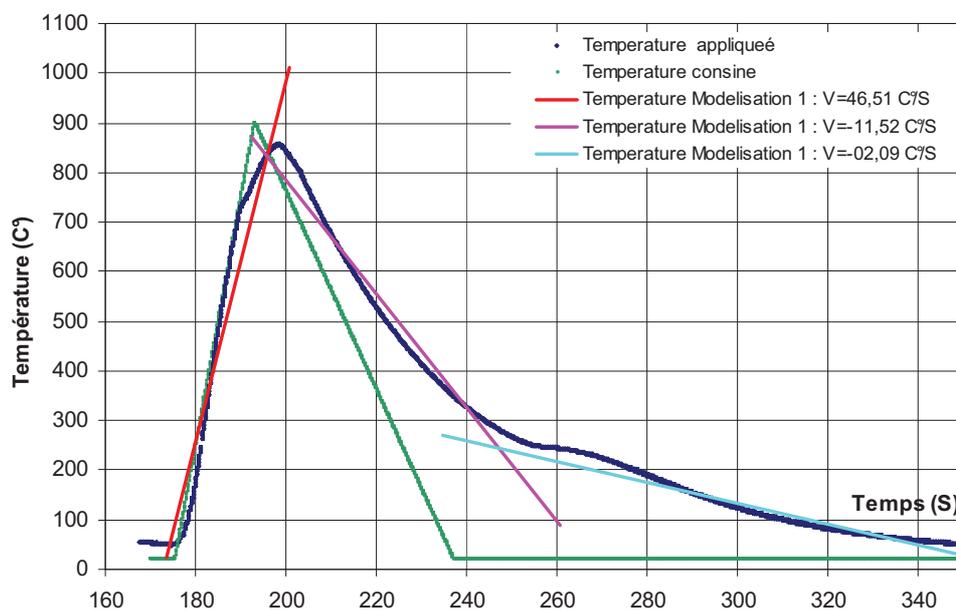
## II-3 Essais de TRIP sous chargements uniaxiaux

### II-3-1 Essai de dilatométrie libre

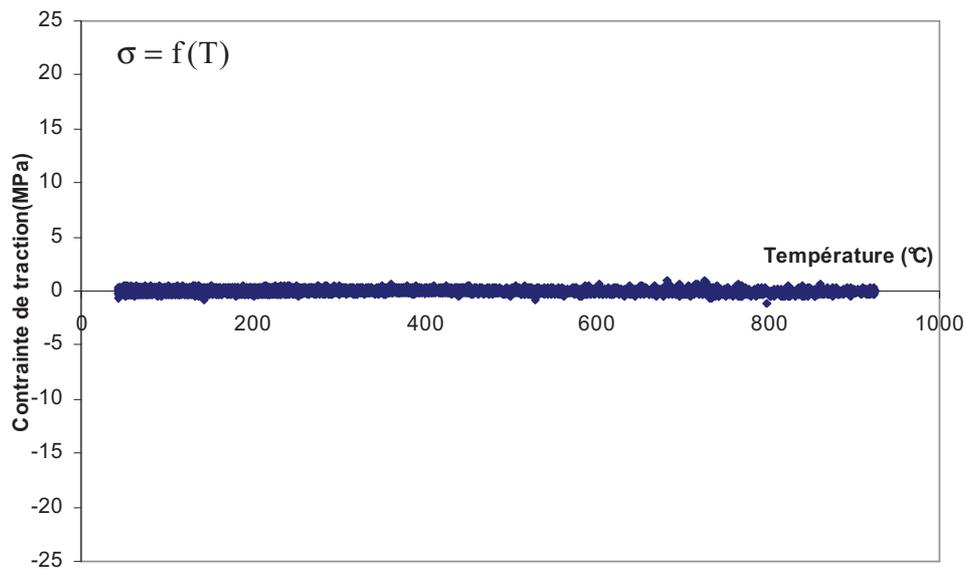
C'est un essai réalisé en l'absence de chargement mécanique durant tout le cycle thermique. On en tire la variation de la déformation totale de l'éprouvette en fonction de la température. Cette déformation est nommée la « déformation thermométallurgique » [Gautier, 1985], [Videau et al, 1996], [Taleb et al, 2000]. Dans notre programme expérimental, et avant chaque essai de TRIP, l'éprouvette subit toujours un essai de dilatométrie libre, le tracé de ce dernier nous permettra :

- *D'exploiter les essais de plasticité de transformation sous différents cas de chargement* : Comme nous avons montré dans la section II-3 du chapitre 2 ; le calcul du TRIP dépend de l'identification de la déformation élastique ou/et plastique due au chargement externe, de la déformation totale de l'éprouvette durant l'essai, et aussi de la déformation thermométallurgique. Celle-ci est extraite à partir de l'essai de dilatométrie libre. Cette procédure induit une approximation qui reste valable tant que le chargement n'influe pas significativement la cinétique de la transformation, ceci est le cas pour des contraintes appliquées très inférieures à la limite d'élasticité.
- *De déterminer le taux de la phase produite (z) en fonction de la température (T)*: nous expliquerons en détails la méthode permettant d'exprimer  $z = f(T)$  dans la suite de cette section.

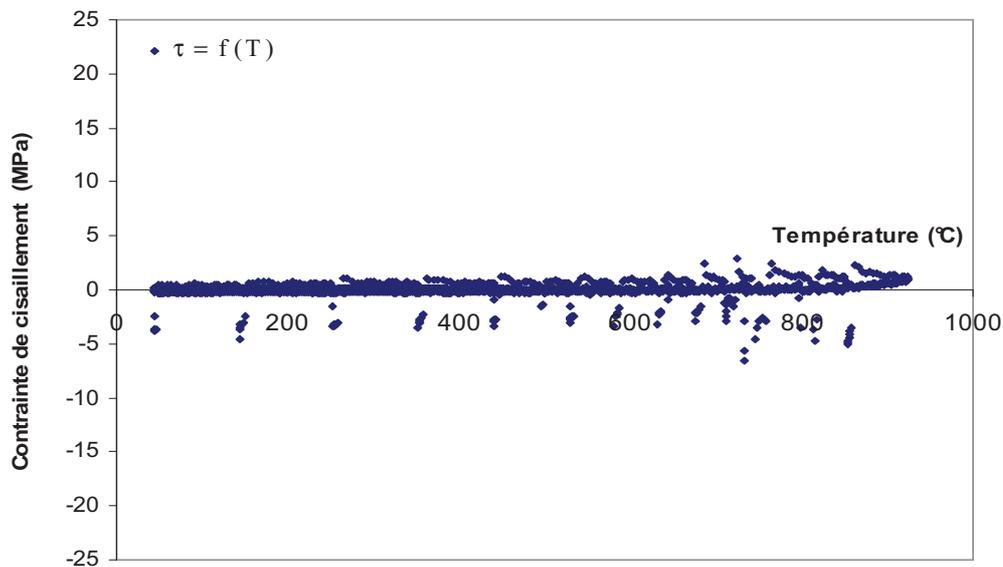
Le cycle thermique appliqué durant l'essai de dilatométrie libre consiste en une opération de chauffage jusqu'à une température  $T_{\max} \approx 856^\circ\text{C}$ , suivi d'un refroidissement avec une vitesse de  $\dot{T}_{\text{ref}} \approx -11.52^\circ\text{C/s}$  pour avoir une transformation martensitique libre de contrainte comme le montre la figure 6. Les chargements mécaniques appliqués, en terme de traction et de torsion, restent nuls durant tout le cycle thermique. Les consignes semblent bien respectées comme le montre les figures 6, 7 et 8.



**Figure 6** : Variation de la température en fonction du temps pour un cycle thermique appliqué sur l'éprouvette pour avoir une transformation martensitique dans l'acier 35NCD16.

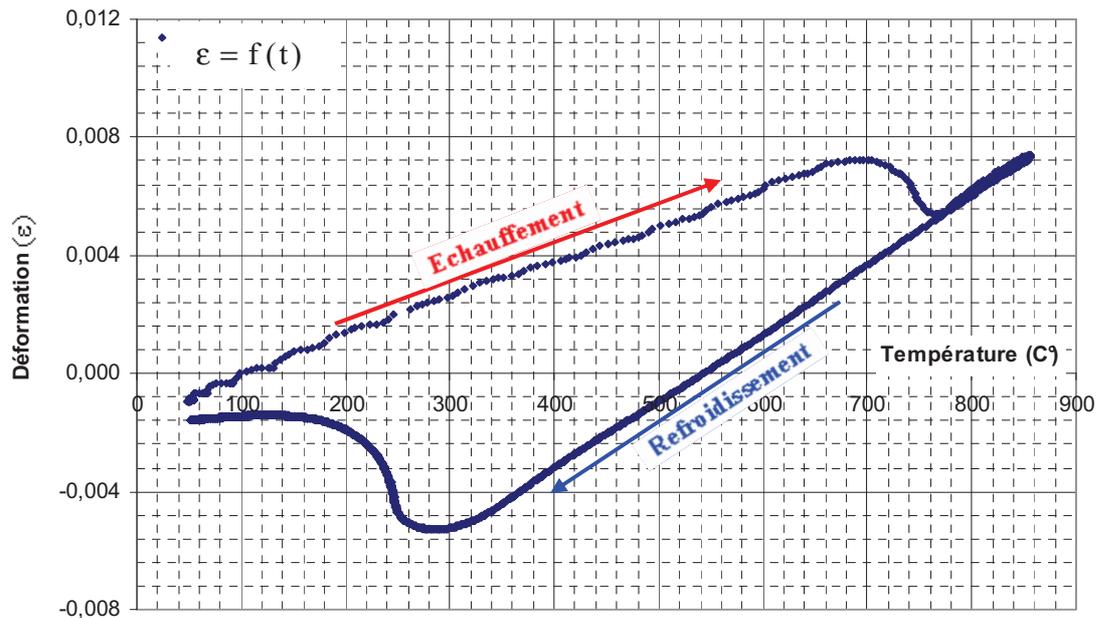


**Figure 7** : Variation de la contrainte axiale en fonction de la température (durant le cycle thermique) pour un essai de dilatométrie libre.



**Figure 8** : Variation de la contrainte de cisaillement en fonction de la température (durant le cycle thermique) pour un essai de dilatométrie libre.

Nous présentons dans la figure 9 le résultat d'un essai de dilatométrie libre. Nous remarquons que la variation de la déformation totale évolue avec une vitesse constante en fonction de la température durant les deux opérations (d'échauffement et de refroidissement) du cycle thermique appliqué. Sauf que, à la fin de chaque opération, cette évolution n'est plus linéaire. Ceci est expliqué par le passage d'une phase à une autre (transformation de phases).



**Figure 9:** variation de la déformation totale en fonction de la température pour un essai de dilatométrie libre.

Sous l'hypothèse que la déformation thermométallurgique ( $\varepsilon^{\text{thm}}$ ) est donnée par une loi de mélange linéaire, entre la phase parente ( $\gamma$ ) et la phase produite ( $\alpha$ ). L'expression de cette déformation à une température ( $T$ ) donnée, est présentée par la formule suivante [Taleb et al, 2001] :

$$\varepsilon^{\text{thm}}(T) = z(T) \cdot \varepsilon_{\alpha}^{\text{th}}(T) + (1 - z(T)) \cdot \varepsilon_{\gamma}^{\text{th}}(T) \quad (1)$$

Avec

$\varepsilon^{\text{thm}}(T)$  : Déformation thermométallurgique mesurée expérimentalement lors d'un essai de dilatométrie libre.

$\varepsilon_{\alpha}^{\text{th}}(T)$  : Déformation thermique de la phase produite à la température ( $T$ ).

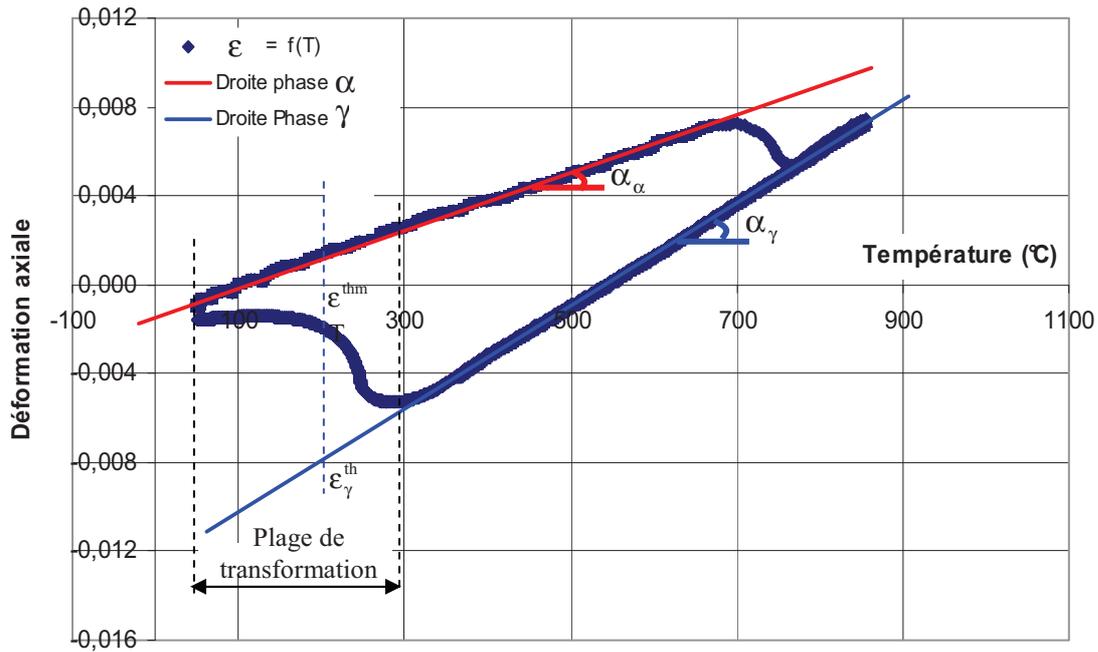
$\varepsilon_{\gamma}^{\text{th}}(T)$  : Déformation thermique de la phase parente à la température ( $T$ ).

$z(T)$  : Fraction volumique de la martensite formée pour une température ( $T$ ).

Au cours de la transformation, les deux déformations thermiques sont déterminées par les deux courbes présentées dans la figure 10. Chacune de ces deux courbes est prolongée suivant l'une des deux pentes représentant les coefficients de dilatations thermiques des phases parente et produite (respectivement  $\alpha_{\gamma}$  et  $\alpha_{\alpha}$ ).

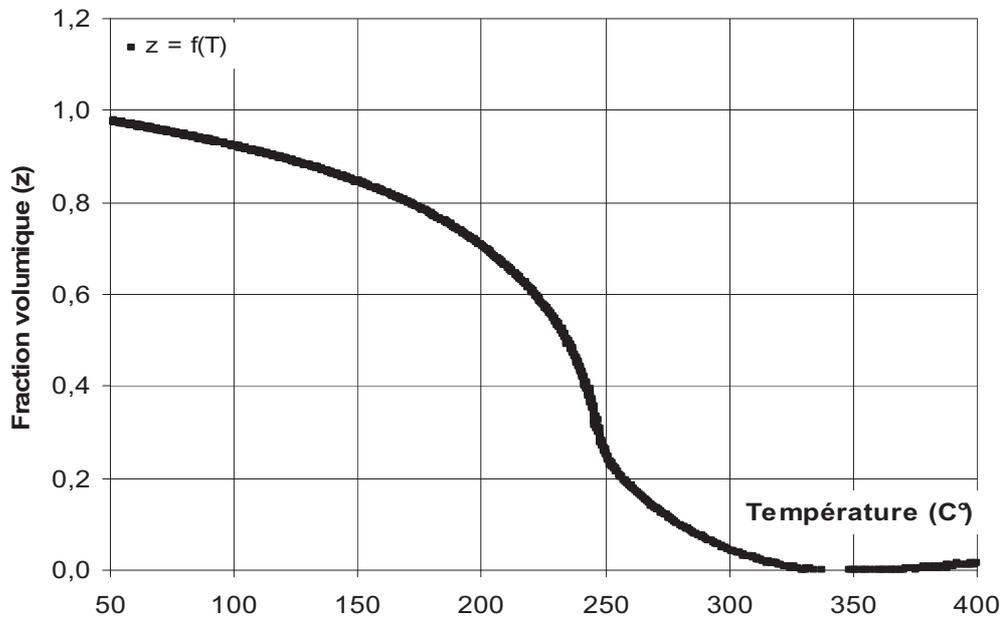
Dans ce cas, on peut déduire facilement ( $z$ ) en fonction des autres composantes :

$$z(T) = \frac{\varepsilon^{\text{thm}}(T) - \varepsilon_{\gamma}^{\text{th}}(T)}{\varepsilon_{\alpha}^{\text{th}}(T) - \varepsilon_{\gamma}^{\text{th}}(T)} \quad (2)$$



**Figure 10 :** essai de dilatométrie libre, modélisation des coefficients de dilatation thermique pour les deux phases : parente et produite.

La variation de la fraction volumique de la martensite formée en fonction de la température est représentée dans la *figure 11*.



**Figure 11 :** Evolution de la phase produite en fonction de la température.

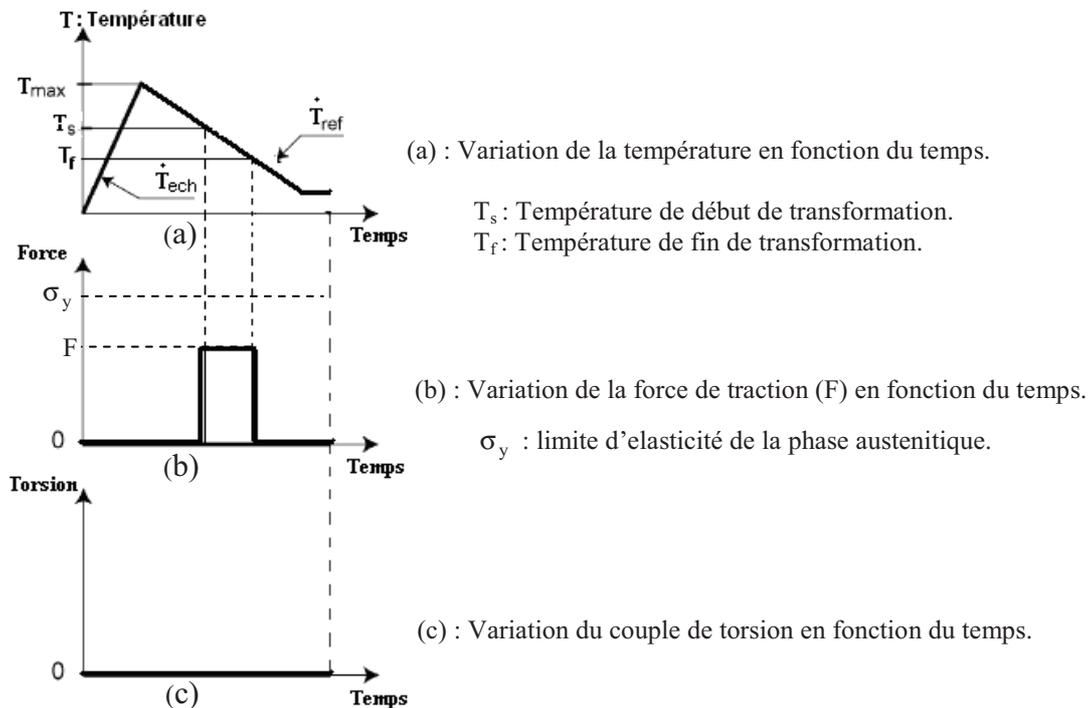
## II-3-2 Essais de TRIP sous contraintes constantes

Un essai de TRIP classique consiste à appliquer le même cycle thermique qu'en dilatométrie libre tout en exerçant une contrainte extérieure pendant toute la durée de la transformation. Cette contrainte doit être inférieure à la limite d'élasticité de la phase austénitique afin de s'assurer que toute déformation permanente observée soit bien issue de la combinaison du chargement « élastique » et de la transformation.

Dans le cadre de notre programme d'essais concernant le cas des chargements mono-axiaux, nous avons exécuté deux essais de TRIP : le premier sous un chargement en traction, et le deuxième sous une contrainte en cisaillement.

### II-3-2-1 Essai de TRIP sous contrainte de traction

Dans cet essai, une force de traction de 57MPa est imposée durant toute la transformation (figure 12). Le cycle thermique appliqué pour cet essai est représenté par : un échauffement jusqu'à  $T_{\max} = 904,5^{\circ}\text{C}$  avec une vitesse  $\dot{T}_{\text{ech}} \approx 47^{\circ}\text{C/s}$ , suivi d'un refroidissement à  $\dot{T}_{\text{ref}} \approx -10^{\circ}\text{C/s}$  jusqu'à une température moyenne de maintien, de  $T_{\min} \approx 50^{\circ}\text{C}$ .



**Figure 12** : Diagrammes du chargement thermomécanique appliqué pour un essai de TRIP sous chargement en traction.

Le chargement mécanique est appliqué rapidement (0.9s) juste avant le début de la transformation comme l'illustre la figure 13. Nous remarquons que la contrainte de cisaillement angulaire ( $\tau$ ) respecte bien la consigne imposée : elle reste pratiquement nulle durant tout le cycle thermique (voir figure 14).

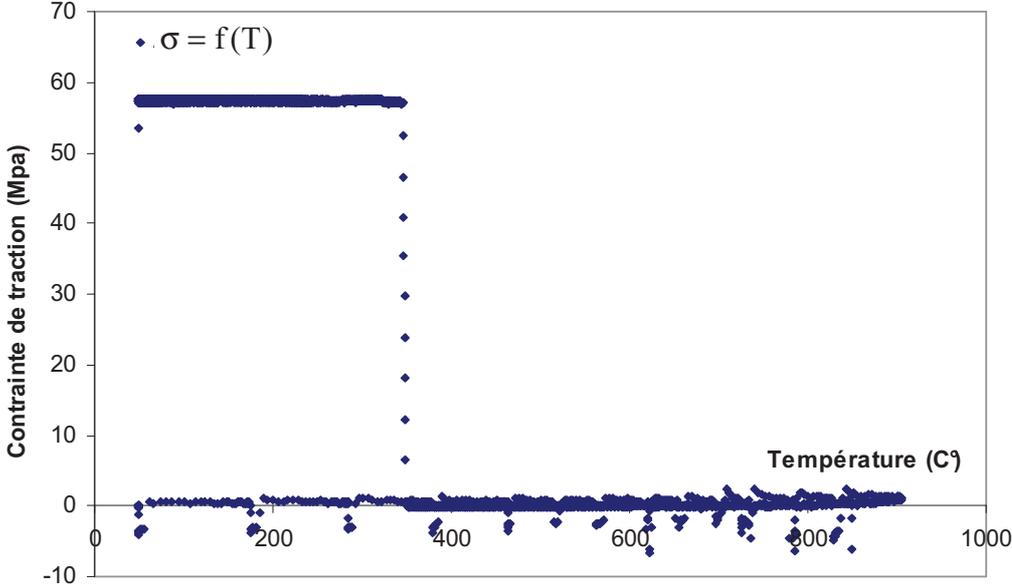


Figure 13 : variation de la contrainte de traction ( $\sigma$ ) en fonction de la température.

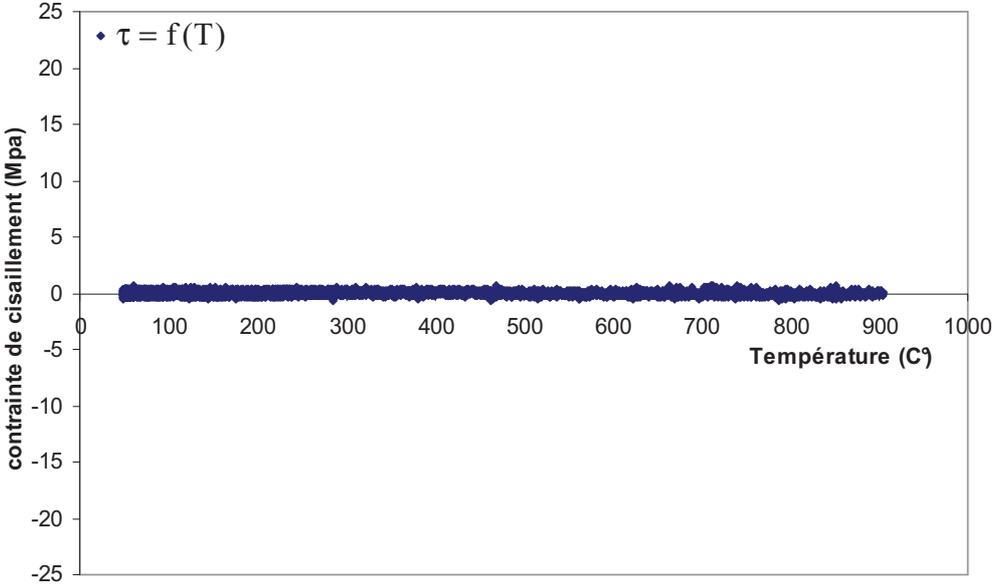


Figure 14 : variation de la contrainte de cisaillement ( $\tau$ ) en fonction de la température. Contrainte maintenue nulle durant tout le cycle thermique.

Nous représentons dans la figure 15 les valeurs de la déformation totale, donnée par l'extensomètre durant le refroidissement. Deux courbes sont représentées sur ce diagramme: un essai de TRIP sous chargement de 57MPa en traction et une dilatométrie libre. Le calcul de

l'évolution la plasticité de transformation en fonction de la température dépend de ces deux courbes. Sous une petite contrainte appliquée, l'expression de la déformation de la plasticité de transformation en fonction de la température s'écrit :

$$\varepsilon^{pt}(T) = \varepsilon^{tot}(T) - \varepsilon^{el}(T) - \varepsilon^{tm}(T) \quad (3)$$

$\varepsilon^{pt}(T)$  : Déformation de plasticité de transformation. (Voir figure 16).

$\varepsilon^{tot}(T)$  : Déformation totale, mesurée aux cours de la transformation par la courbe de l'essai de TRIP (voir Figure 15).

$\varepsilon^{tm}(T)$  : Déformation thermométallurgique, donnée par la courbe de dilatométrie libre (voir Figure 15).

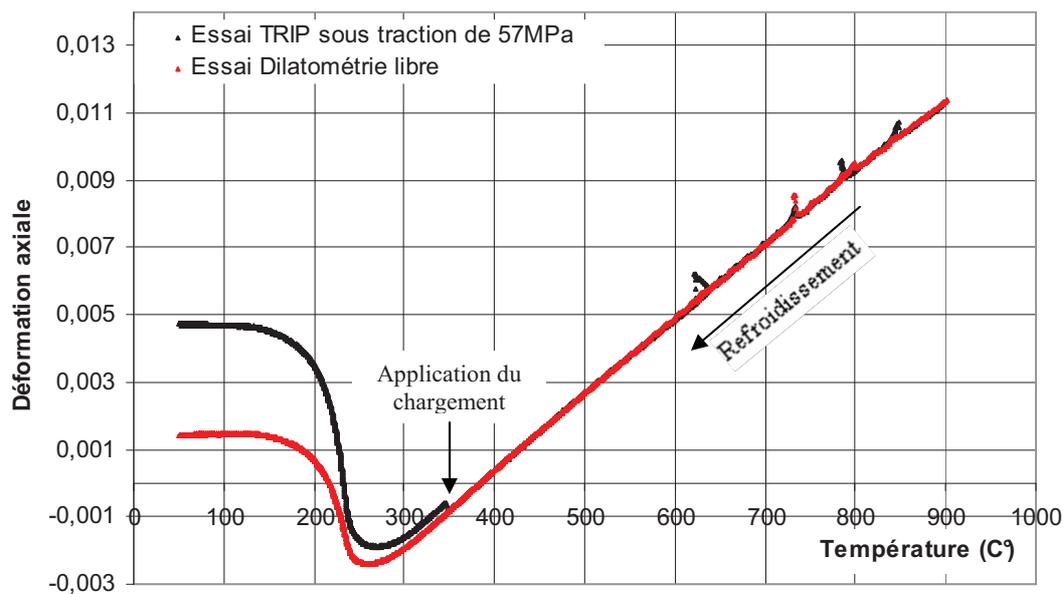
$\varepsilon^{el}(T)$  : Déformation élastique due à la force appliquée (F).

$$\varepsilon^{el} = \frac{\sigma}{E} \quad (4)$$

E : Module d'Young. Il varie en fonction de la température. Pour l'acier 16MND5 :

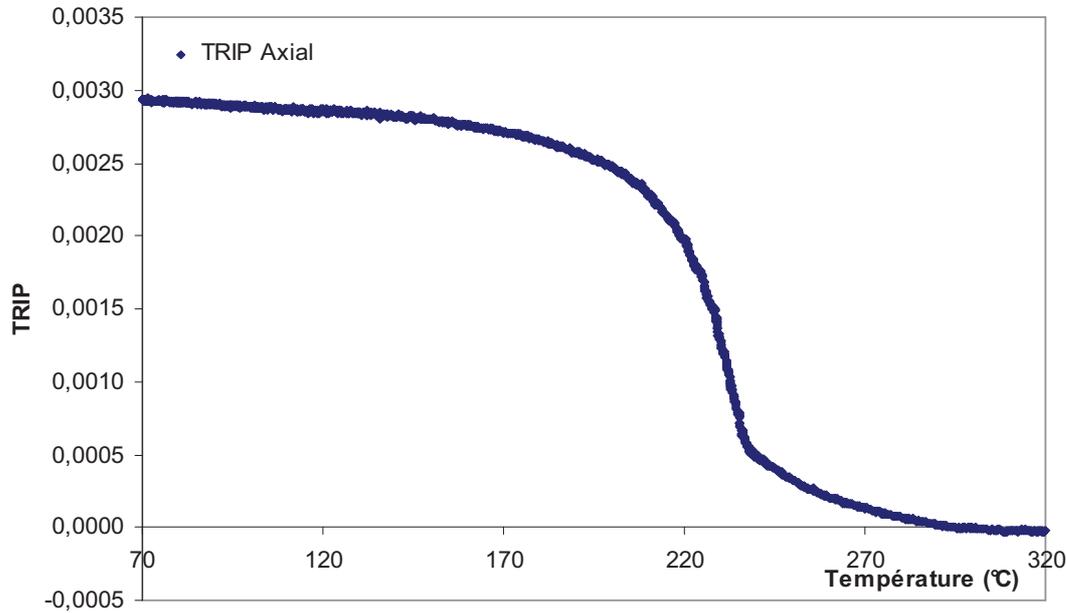
$$E \approx 212000 - 95.T \quad (5)$$

à 20°C ,  $E \approx 210000$  MPa [Taleb et al, 2002].



**Figure 15** : Evolution de la déformation totale en fonction de la température pour les deux essais : TRIP sous chargement de 57MPa et dilatométrie libre

Le calcul de la déformation de la plasticité de transformation est présenté dans la figure 16.



**Figure 16 :** Evolution de la plasticité de transformation en fonction de la température pour un essai de TRIP sous chargement de 57MPa.

### II-3-2-2 Essai de TRIP sous contrainte de cisaillement

Pour cet essai, le chargement constant appliqué pendant la transformation est en torsion. Nous supposons que la contrainte de cisaillement est constante à travers l'épaisseur (faible épaisseur). Cette hypothèse nous permet d'avoir des champs de déformations et de contraintes homogènes dans une même section transversale de la zone utile de l'éprouvette [Coret et al, 2002]. Dans ces conditions, les tenseurs de contraintes et de déformations (respectivement  $\underline{\sigma}_c$  et  $\underline{\varepsilon}_c$ ) sont exprimés dans le système d'axe  $(\vec{e}_r, \vec{e}_\theta, \vec{e}_z)$  (voir figure 1) par :

$$\underline{\sigma}_c = \begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \tau \\ 0 & \tau & 0 \end{pmatrix}, \quad \underline{\varepsilon}_c = \begin{pmatrix} \varepsilon_{rr} & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_{\theta\theta} & \frac{\gamma_{\theta z}}{2} \\ 0 & \frac{\gamma_{\theta z}}{2} & \varepsilon_{zz} \end{pmatrix} \quad (6)$$

$\sigma_{\theta z} = \tau$  : Contrainte de cisaillement due au couple de torsion autour de l'axe ( $e_z$ ).

$\gamma_{\theta z} = \gamma$  : Déformation en cisaillement dans le plan perpendiculaire à l'axe de symétrie de l'éprouvette ( $e_z$ ) (voir figure 1).

$\varepsilon_{rr}, \varepsilon_{\theta\theta}, \varepsilon_{zz} = \varepsilon$  : Allongements suivent les 3 directions  $\vec{e}_r, \vec{e}_\theta$  et  $\vec{e}_z$ .

La valeur de la contrainte de cisaillement appliquée est choisie de telle façon que la contrainte équivalente de Von Mises ( $\sigma_{eq}^{VM}$ ) soit égale à celle de l'essai de TRIP avec un chargement en traction ( $\sigma$ ). Cette contrainte s'écrit dans le cas d'un chargement bi-axial (traction + torsion):

$$\sigma_{eq}^{VM} = \sqrt{\sigma^2 + 3 \cdot \tau^2} \quad (7)$$

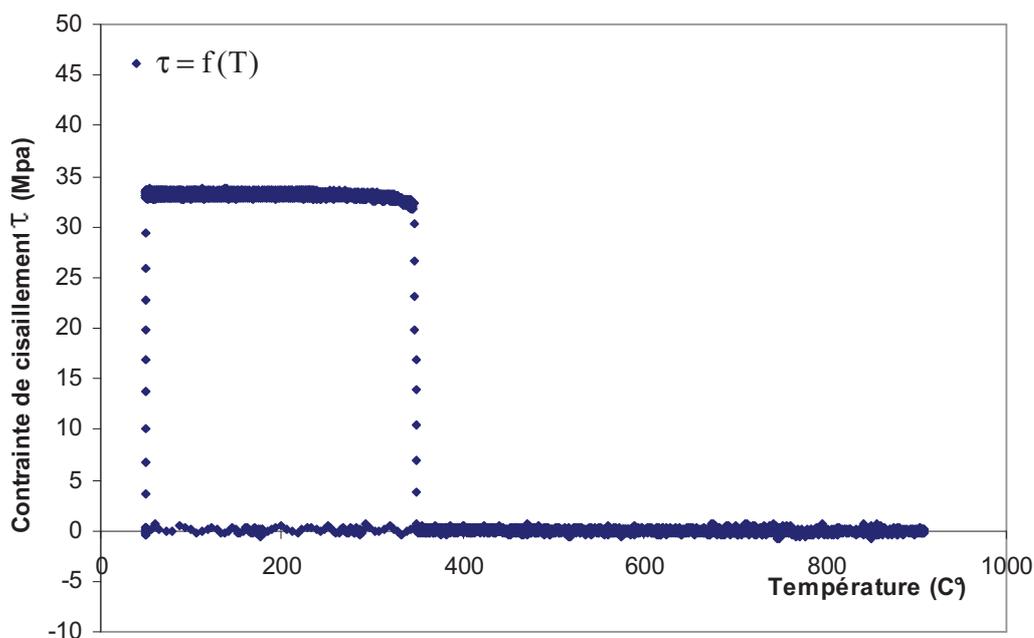
Le tableau 3 montre les différentes valeurs des chargements appliqués pour les deux essais de TRIP sous chargements uni-axiaux (traction et torsion), avec une valeur constante de la contrainte équivalente de Von Mises.

**Tableau 3 :** Valeurs des chargements appliqués pour les essais de TRIP sous chargement uni-axial.

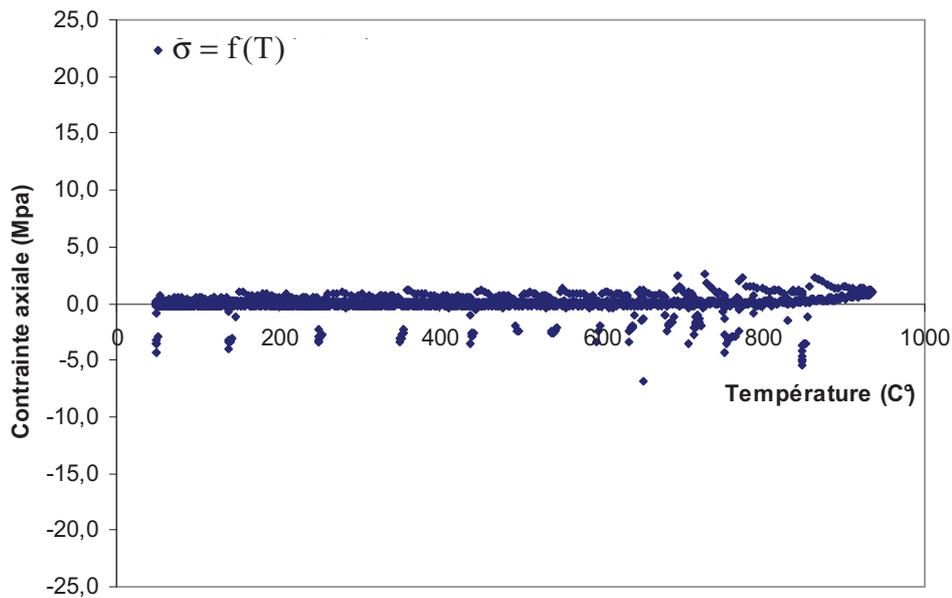
Essais	TRIP sous traction	TRIP sous torsion
Contrainte de traction	$\sigma$	0
Contrainte de cisaillement	0	$\tau$
Contrainte équivalente de Von Mises $\sigma_{eq}^{VM}$	$\sigma$	$\sqrt{3} \cdot \tau$
Valeurs des contraintes appliquées	$\sigma = 57\text{MPa}$	$\tau = 33\text{MPa}$

Ce choix sera justifié par la suite dans l'analyse de l'ensemble des résultats expérimentaux.

Nous signalons que les contraintes de cisaillement ( $\tau$ ) et de traction ( $\sigma$ ) appliquées durant le cycle thermique, respectent bien les consignes. (Voir figure 17 et 18).



**Figure 17 :** variation de la contrainte de cisaillement ( $\tau$ ) en fonction de la température.



**Figure 18** : variation de la contrainte axiale ( $\sigma$ ) en fonction de la température.

Les courbes représentant l'évolution de la déformation en cisaillement, au cours du refroidissement, sont exposées dans la figure 19. Le calcul de la plasticité de transformation en cisaillement est fait d'une façon similaire au calcul du TRIP axial :

$$\gamma^{pt}(T) = \gamma^{tot}(T) - \gamma^{el}(T) \quad (8)$$

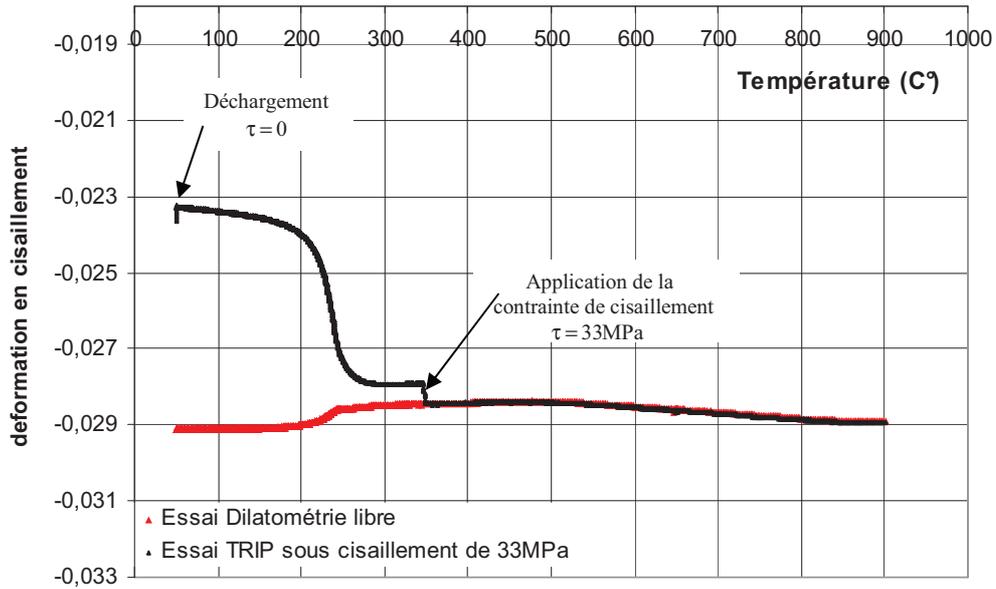
$\gamma^{pt}(T)$  : Plasticité de transformation en cisaillement à la température (T).

$\gamma^{tot}(T)$  : Déformation totale en cisaillement, mesurée par l'essai de TRIP en cisaillement (voir Figure 19).

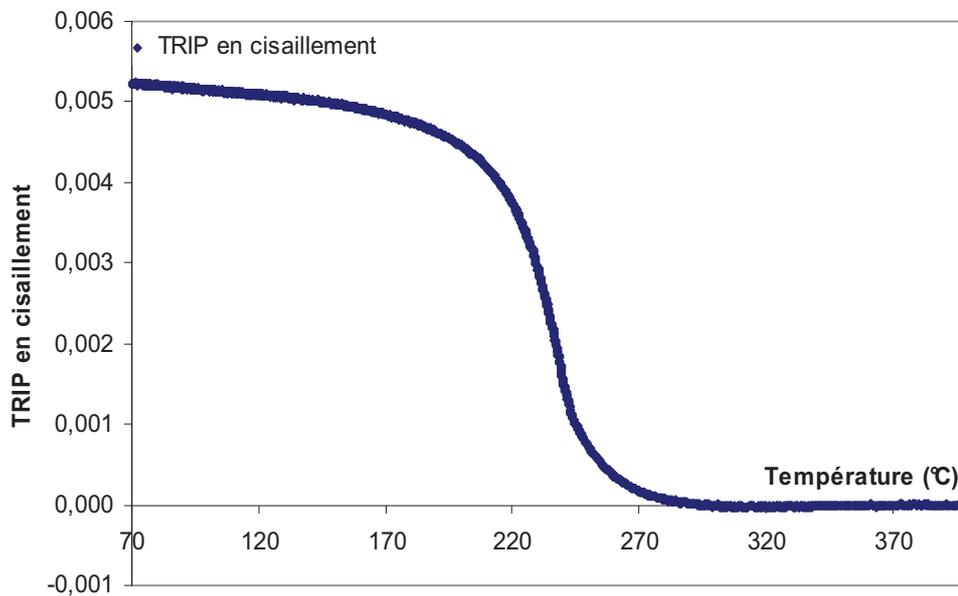
$\gamma^{el}(T)$  : Déformation élastique en cisaillement.

L'application de la formule (8) conduit à l'interprétation de l'évolution de TRIP en cisaillement ( $\gamma^{pt}$ ) en fonction de la température (T) (voir figure 20). Nous remarquons que le TRIP en cisaillement se développe très rapidement au début de la transformation (entre  $T \cong 170$  °C et  $T \cong 190$ °C), par la suite sa croissance est très faible.

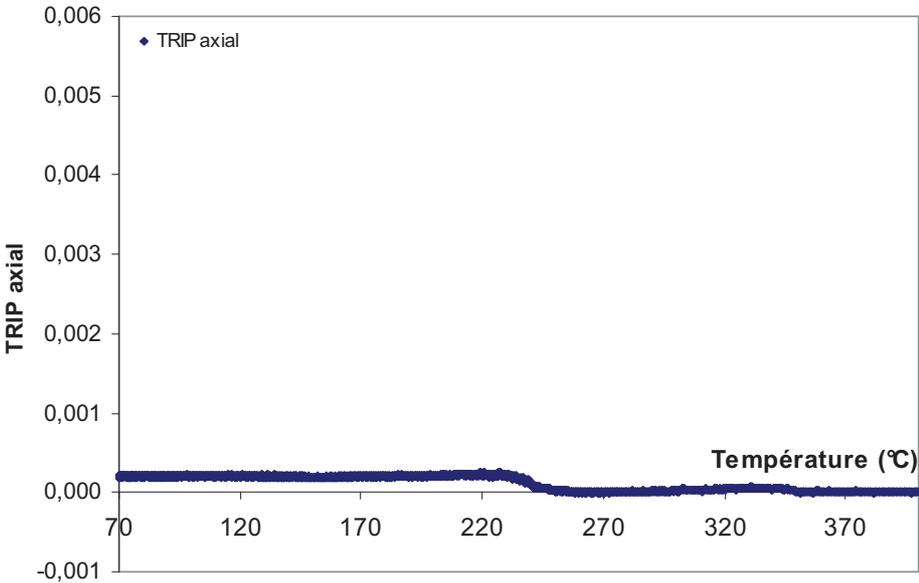
Les résultats obtenus montrent que l'application d'une contrainte de cisaillement durant la transformation, conduit seulement à l'apparition de TRIP en cisaillement (TRIP axial nul) (voir figures 20 et 21). De même, l'application d'une contrainte en traction cause seulement l'apparition d'un TRIP suivant la direction de l'application de cette contrainte, le TRIP en cisaillement reste nul dans ce dernier cas (voir figures 16 et 22).



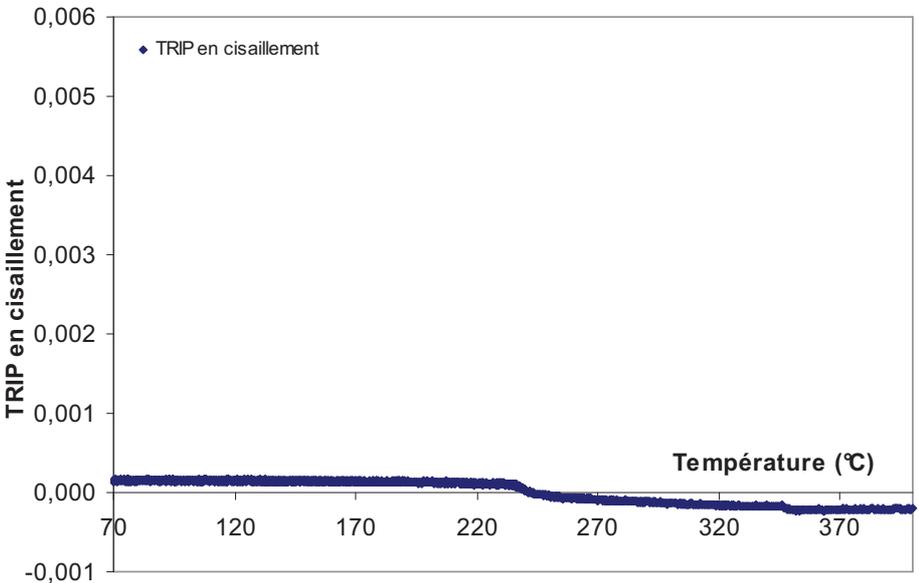
**Figure 19 :** Evolution de la déformation totale en cisaillement, en fonction de la température au cours de l'opération de refroidissement pour les deux essais : TRIP sous contrainte de cisaillement de 33MPa et dilatométrie libre.



**Figure 20 :** Evolution de la plasticité de transformation en cisaillement, en fonction de la température pour un essai de TRIP sous une contrainte de cisaillement de 33MPa.



**Figure 21 :** Variation de la plasticité de transformation axiale en fonction de la température, pour un essai de TRIP sous contrainte de cisaillement de 33MPa.



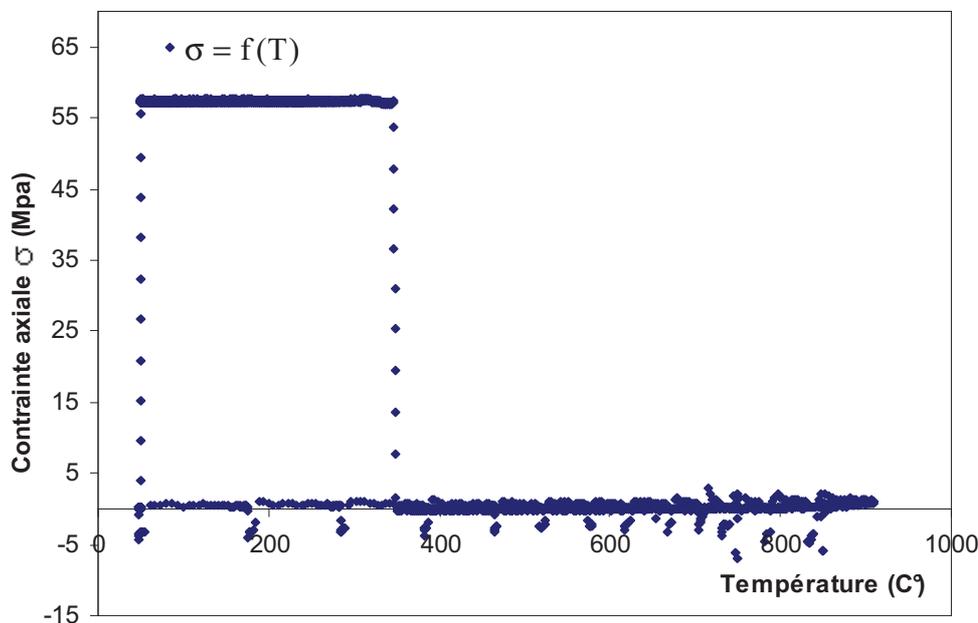
**Figure 22 :** Variation de la plasticité de transformation en cisaillement, en fonction de la température pour un essai de TRIP sous contrainte de traction de 57MPa.

## II-4 Essai de TRIP sous chargement bi-axial

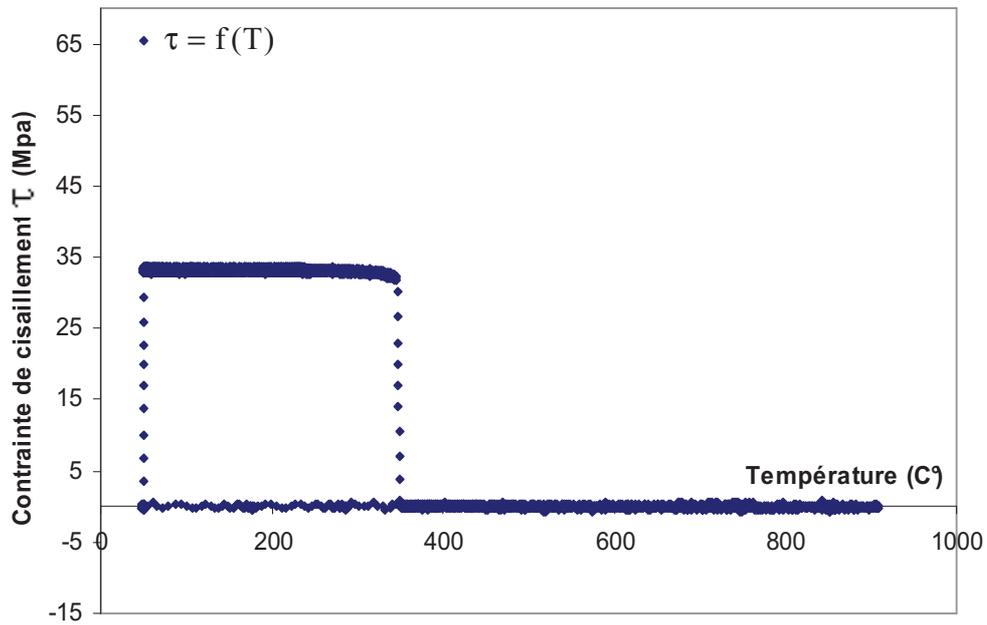
Après avoir testé les effets d'un chargement uniaxial (traction simple ou cisaillement) sur la plasticité de transformation, un autre essai de TRIP est exécuté pour une combinaison des deux chargements cités précédemment. Cet essai commence par une opération de chauffage jusqu'à  $T_{\max}=908,30^{\circ}\text{C}$  à une vitesse moyenne  $\dot{T}_{\text{ch}} = 47^{\circ}\text{C/s}$ , suivie d'un refroidissement à une vitesse moyenne de  $\dot{T}_{\text{ref}} = -10^{\circ}\text{C/s}$ . Durant le refroidissement, et juste avant le début de la transformation martensitique, un chargement combiné en traction et en cisaillement est appliqué et maintenu constant jusqu'à la fin de la transformation. Chaque composante du chargement est égale à celle prise pour chaque essai de TRIP sous chargement uniaxial (une traction de 57MPa + un cisaillement de 33MPa).

Les figures 23 et 24 représentent les chargements mécaniques (successivement, en traction et en torsion) appliqués réellement durant notre essai de TRIP. Ces courbes respectent bien les consignes, une force de traction de 5kN avec un couple de torsion de 30kN.mm.

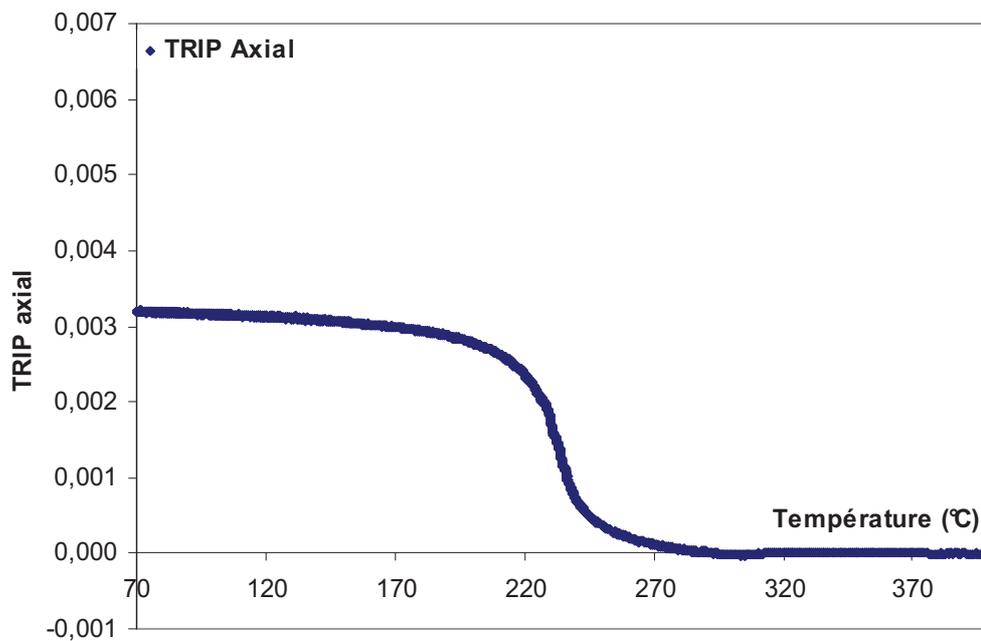
Les résultats obtenus en terme de plasticité de transformation, montrent que dans le cas d'un chargement combiné, le TRIP évolue dans les deux sens de chargements. Le premier suivant la direction du chargement en traction (figure 25) et le deuxième suivant la direction de cisaillement (figure 26).



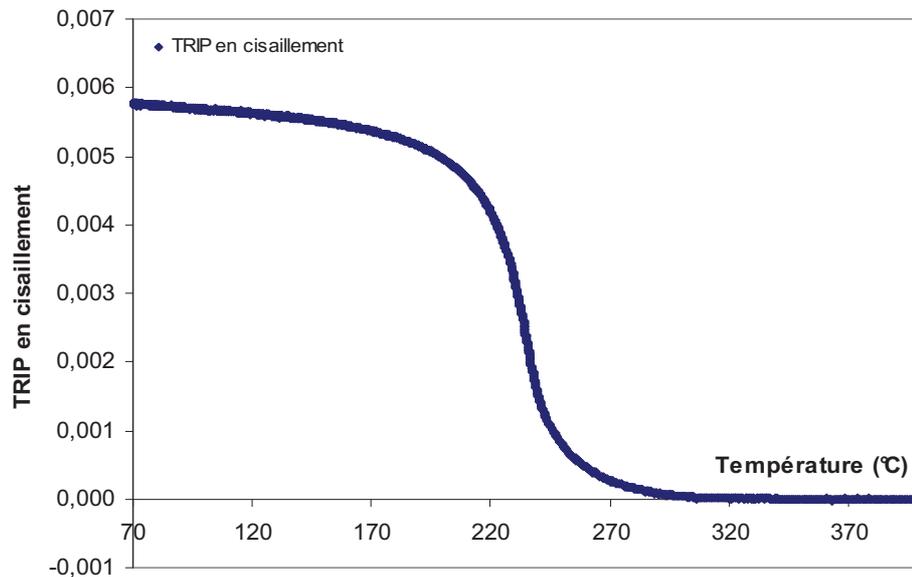
**Figure 23** : variation la contrainte de traction ( $\sigma$ ) en fonction de la température pour un essai de TRIP sous chargement bi axial (traction + torsion).



**Figure 24 :** variation la contrainte de cisaillement ( $\tau$ ) en fonction de la température pour un essai de TRIP sous chargement bi axial (traction + torsion).



**Figure 25 :** Evolution de la plasticité de transformation axiale (TRIP dans la direction de l'application de la contrainte de traction) en fonction de la température pour un essai de TRIP sous chargement bi-axial (traction de 57MPa + cisaillement de 33MPa).



**Figure 26 :** Evolution de la plasticité de transformation en cisaillement, en fonction de la température pour un essai de TRIP sous chargement bi-axial (traction de 57MPa + cisaillement de 33MPa).

## II-5 Analyses et comparaisons des résultats expérimentaux

Pour analyser ces résultats, nous avons commencé par le calcul la plasticité de transformation équivalente  $\varepsilon_{eq}^{pt}$ , due aux deux premiers essais de TRIP sous chargements mono-axiaux (traction et cisaillement). Ce TRIP équivalent est donné par la formule suivante :

$$\varepsilon_{eq}^{pt} = \sqrt{\varepsilon^{pt^2} + \frac{\gamma^{pt^2}}{3}} \quad (9)$$

Avec

$\varepsilon_{eq}^{pt}$  : Déformation de plasticité de transformation équivalente au sens de Von Mises.

$\gamma^{pt}$  : Déformation de plasticité de transformation en cisaillement.

$\varepsilon^{pt}$  : Déformation de plasticité de transformation axiale.

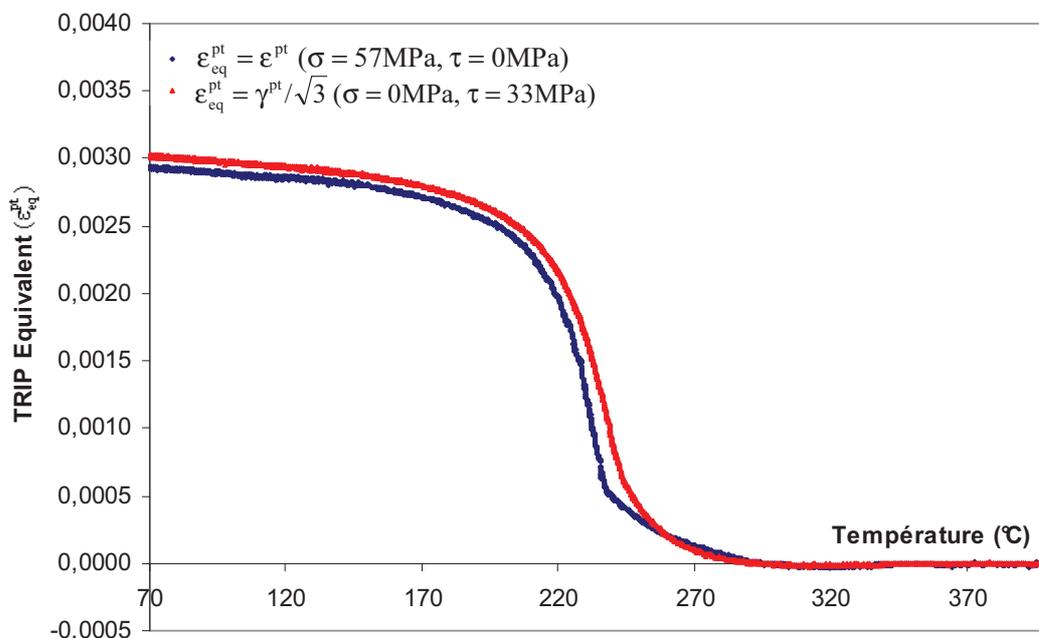
Nous rappelons que la contrainte de cisaillement appliquée dans le cas l'essai de TRIP sous cisaillement, est équivalente à la contrainte appliquée à l'essai de TRIP sous traction au sens de Von Mises.

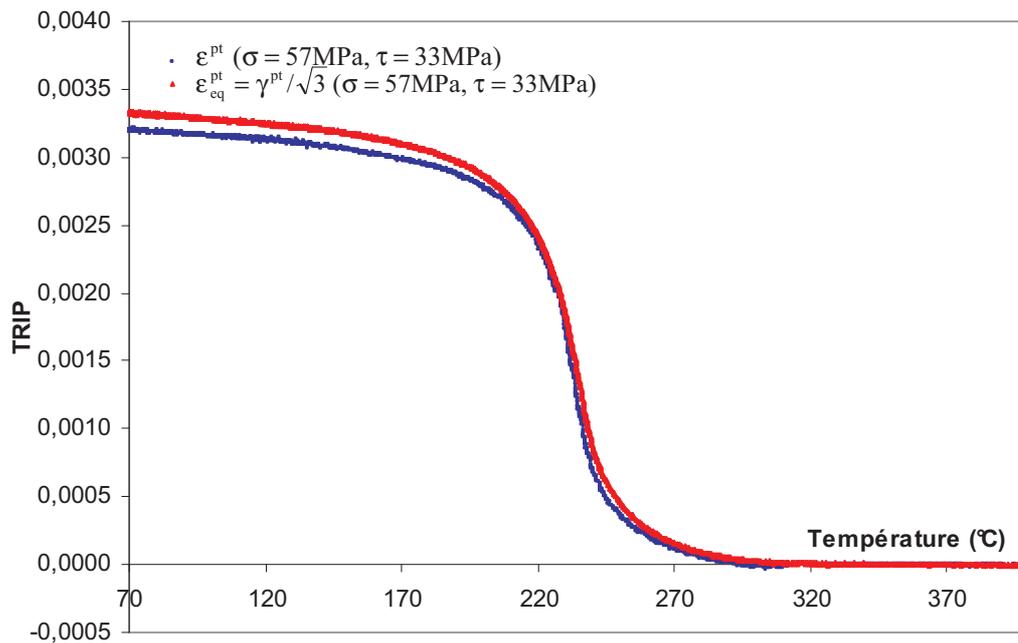
**Tableau 4** : Valeurs des chargements appliqués et des déformations équivalentes pour les essais de TRIP sous chargement uni-axial.

Essais	TRIP en traction	TRIP en torsion
Contrainte de traction	$\sigma$	0
Contrainte de cisaillement	0	$\tau$
Contrainte équivalente de Von Mises $\sigma_{eq}^{VM}$	$\sigma$	$\sqrt{3} \cdot \tau$
TRIP axial	$\varepsilon^{pt}$	0
TRIP en cisaillement	0	$\gamma^{pt}$
TRIP équivalent ( $\varepsilon_{eq}^{pt}$ )	$\varepsilon^{pt}$	$\frac{\gamma^{pt}}{\sqrt{3}}$

La figure 27 représente la variation de la déformation de la plasticité de transformation équivalente ( $\varepsilon_{eq}^{pt}$ ) (voir tableau 4) en fonction de la température pour les deux essais de TRIP sous chargement uni-axial ; le premier est sous une contrainte de traction et le deuxième est sous un cisaillement. Pour la même valeur d'une contrainte équivalente appliquée durant la transformation ( $\sigma_{eq}^{VM} = \sigma = \sqrt{3} \cdot \tau$ ), nous constatons que le TRIP équivalent ( $\varepsilon_{eq}^{pt}$ ) est pratiquement le même pour les deux essais.

Le même effet est remarqué dans le cas d'un chargement bi-axial, en comparant pour le même essai (Traction + Torsion), le TRIP axial avec le TRIP équivalent en cisaillement (voir figure 28).

**Figure 27** : Evolution de la plasticité de transformation équivalente ( $\varepsilon_{eq}^{pt}$ ) pour les deux essais de TRIP sous chargement mono-axial : traction et cisaillement. Essais réalisés sous le même chargement équivalent ( $\sigma_{eq}^{VM} = 57\text{MPa}$ ).



**Figure 28 :** Comparaison de l'évolution du TRIP équivalent ( $\epsilon_{eq}^{pt}$ ), pour les deux composantes de déformation de plasticité de transformation (axiale et de cisaillement), pour un essai sous chargement biaxial.

Les figures 27 et 28 montrent la légère influence de la combinaison des deux chargements (traction et torsion) sur de TRIP, par rapport aux résultats obtenus pour les mêmes chargements en mono-axial. Cet effet est négligeable pour les deux types de TRIP mesurés : le TRIP axial et le TRIP en cisaillement.

Nous concluons que la quantité du TRIP équivalent, est indépendante du type des chargements (traction ou cisaillement), si ces derniers possèdent la même contrainte équivalente de Von-Mises. Ces résultats conduisent aux mêmes observations menées par Colet et al [Colet et al, 2002] dans leurs travaux concernant les transformations bainitiques dans l'acier 16MND5. Ils sont montrés que pour ce type de transformation, et pour des essais sous différentes valeurs de  $\sigma_{eq}^{VM}$ , les valeurs finales de  $\epsilon_{eq}^{pt}$  sont proportionnelles aux valeurs de ces contraintes équivalentes appliquées. Ces résultats confirment bien les prévisions du modèle de Leblond [Leblond et al, 1998] dans sa version en plasticité parfaite [Colet et al, 2002]. Cette étude expérimentale est généralisée par les mêmes auteurs [Colet et al, 2004], pour le traitement des transformations martensitiques.

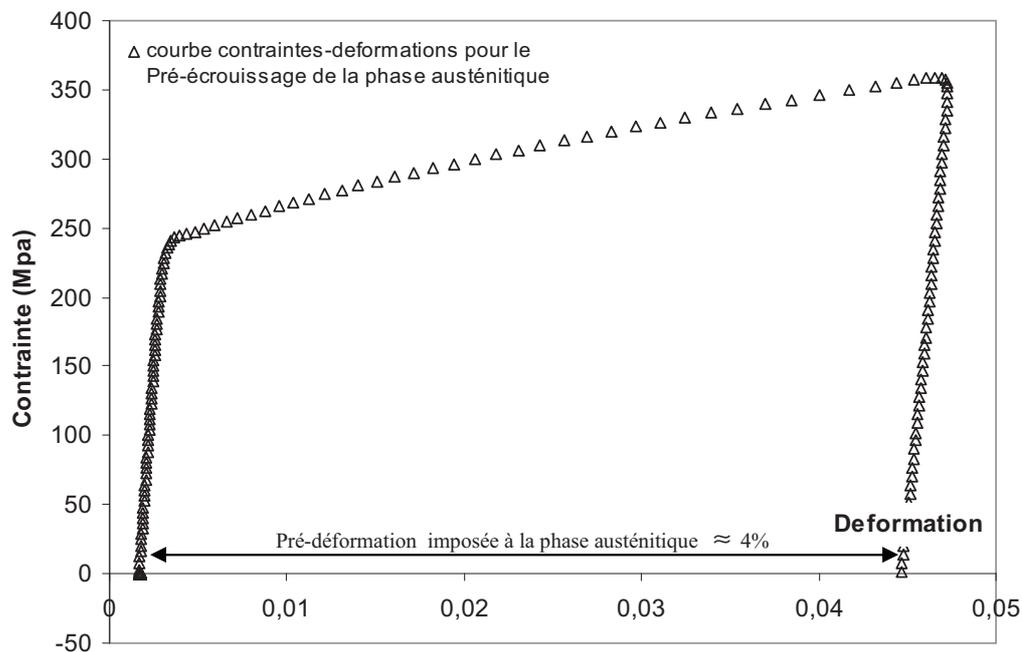
Nous observons aussi, que les TRIP donnés par les essais de chargements mono-axiaux ( $\epsilon^{pt}, \gamma^{pt}$ ) sont très proches des valeurs des TRIP donnés par un essai sous chargement combiné. Ceci est valable si les chargements appliqués ont la même valeur de contrainte équivalente ( $\sigma_{eq}^{VM}$ ).

## II-6 Interaction plasticité classique - plasticité de transformation

Pour évaluer l'effet de la plasticité classique sur la plasticité de transformation, un essai de TRIP en absence d'un chargement externe est exécuté avec un pré-écrouissage de la phase austénitique. Dans cet essai, nous avons gardé le même cycle thermique appliqué précédemment dans les essais de TRIP classique, afin d'avoir une transformation martensitique. Le chargement mécanique consiste à provoquer une pré-déformation plastique dans la phase austénitique comme l'explique les schémas présentés dans la figure 35 du chapitre 2. Le cycle de chargement-déchargement est appliqué très rapidement (environ 1s), juste avant le début de la transformation (environ  $T=340^{\circ}\text{C}$ ). La valeur de la pré-déformation imposée à la phase austénitique est montrée par la courbe illustrée par la figure 29.

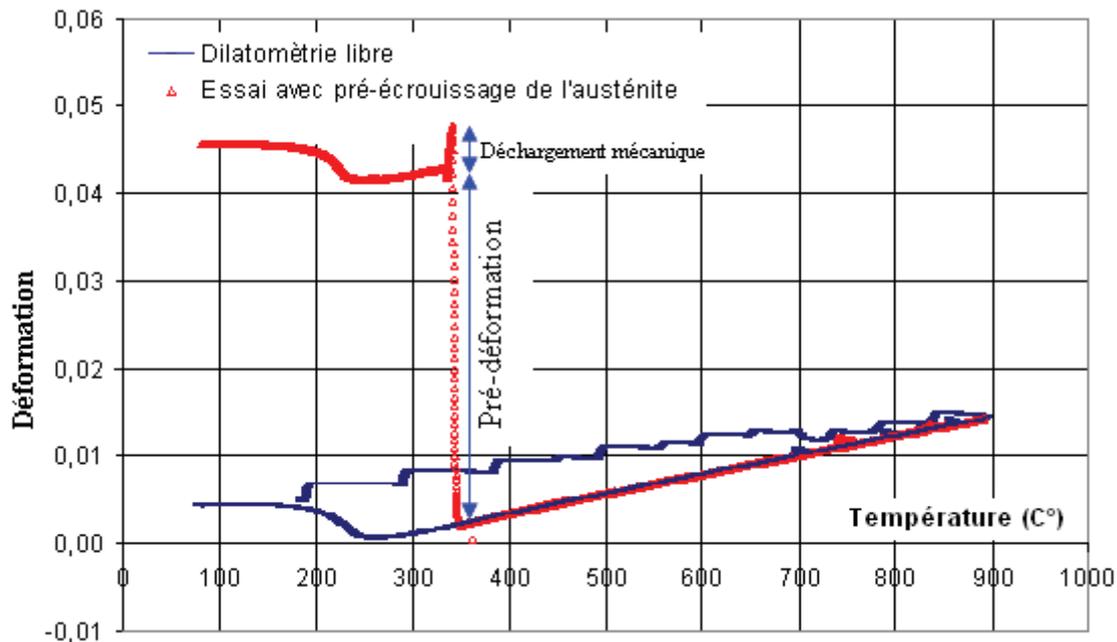
Pour déterminer la plasticité de transformation liée à un pré-écrouissage de la phase austénitique, nous retranchons de la déformation totale de cet essai ; la déformation thermométallurgique d'un essai de dilatométrie libre exécuté dans les mêmes conditions thermiques, et la pré-déformation plastique imposée avant le début de la transformation (voir figure 30).

Nous signalons qu'aucune contrainte en cisaillement n'est appliquée durant la transformation. Les résultats obtenus montrent que le TRIP en cisaillement reste nul durant toute la transformation et que la pré-déformation axiale provoquée sur la phase austénitique n'a aucune influence sur le TRIP en cisaillement (voir figure 31).

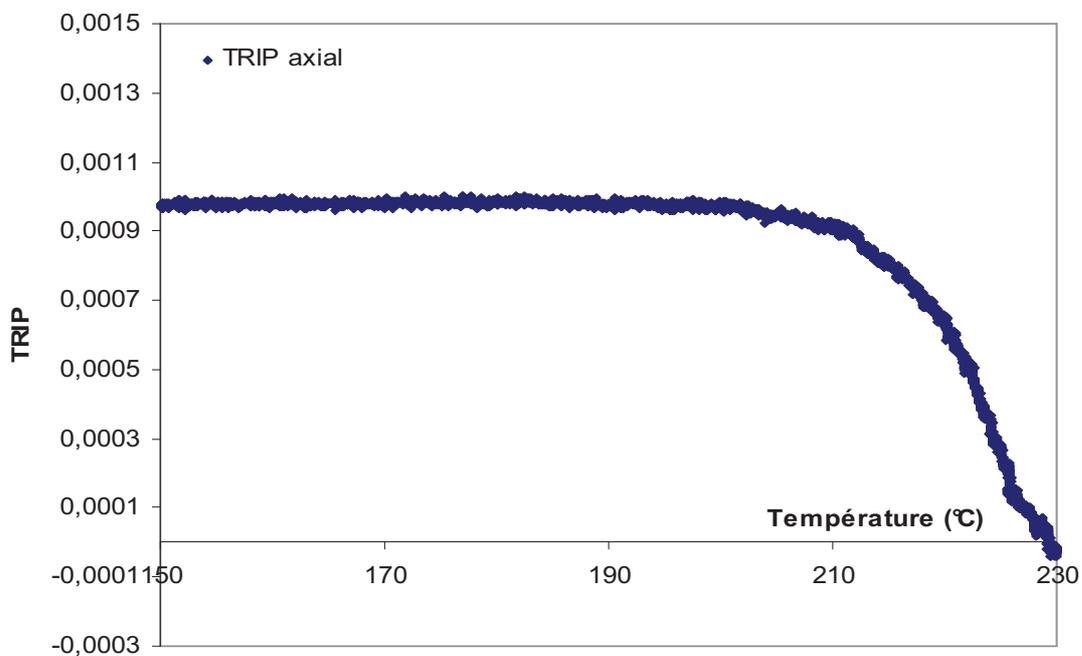


**Figure 29** : variation des contraintes en fonction de la déformations pour le pré-écrouissage appliqué juste avant le début de la transformation martensitique dans l'acier 35NCD16. Pré-déformation de la phase austénitique en traction (+4%).

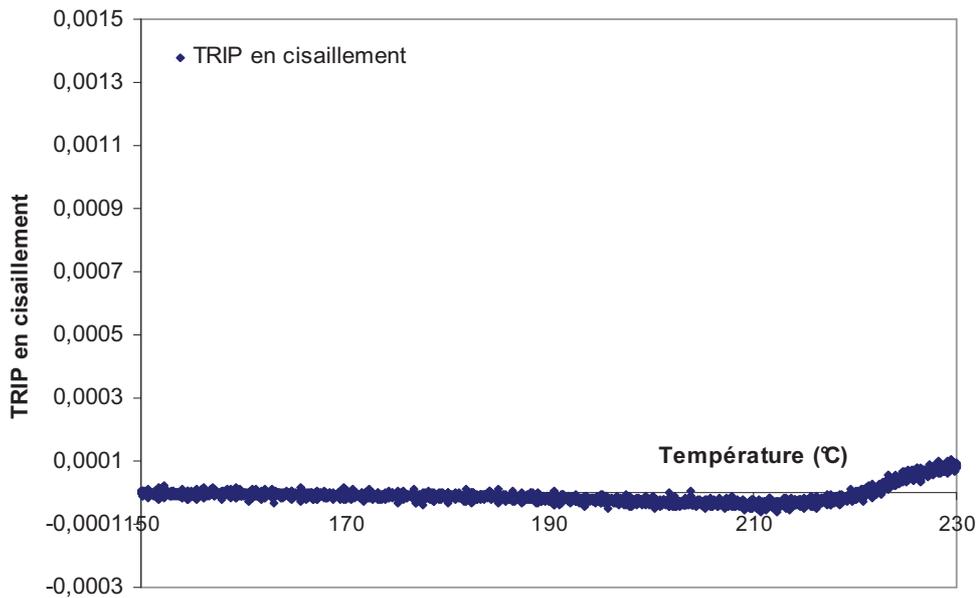
Ce cycle de chargement-déchargement mécanique est utilisé à la fois pour l'essai de l'interaction plasticité classique – TRIP, et pour identifier les caractéristiques mécaniques de la phase martensitique.



**Figure 30** : Essai de plasticité de transformation avec un pré-écrouissage de la phase austénitique pour une transformation martensitique dans 35NCD16. Une pré-déformation de 4% suivie d'un essai de dilatométrie libre.



**Figure 31** : Evolution de TRIP axial en fonction de la température pour un essai de plasticité de transformation avec une pré-déformation de 4% (en traction) de la phase austénitique.



**Figure 32** : Evolution de TRIP en cisaillement en fonction de la température pour un essai de plasticité de transformation avec une pré-déformation de 4% (en traction) de la phase austénitique

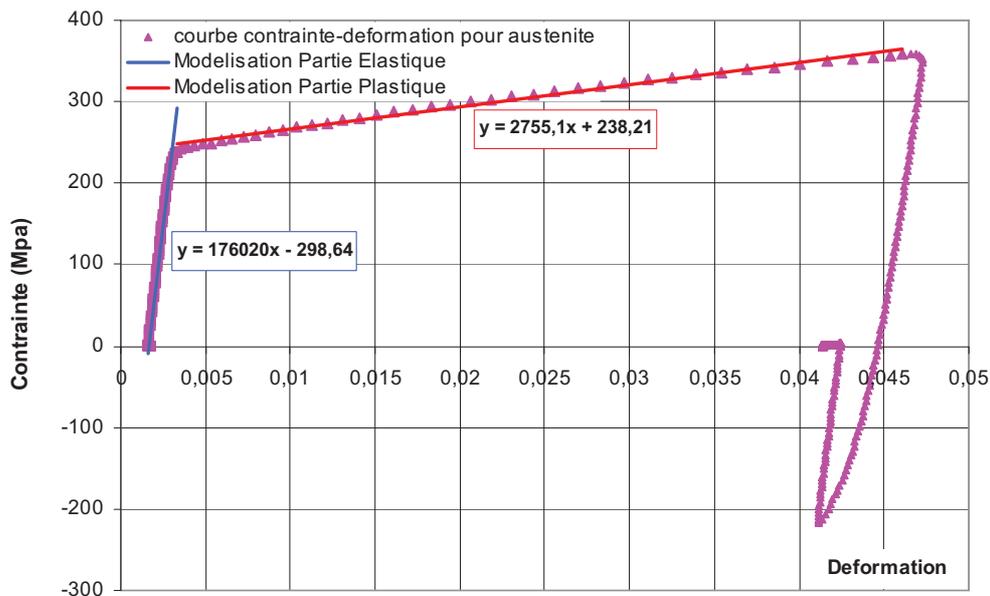
Concernant l'influence de la pré-déformation sur le TRIP axial, plusieurs travaux ont été réalisés sur l'acier 16MND5, avec différents types de transformations et sous d'autres cas de chargements [Taleb et al, 2002], [Taleb et al, 2006] [Petit-Grostabussiat, 2000], [Petit-Grostabussiat et al, 2006]. Ces travaux sont exposés en détails dans la partie bibliographique (chapitre 1 – section V). Dans le cas de la transformation martensitique concernant l'acier 35NCD16, nous pouvons constater que la plasticité de transformation est influencée par l'écroutissage de la phase parente. Nous remarquons que pour une pré-déformation en traction de la phase austénitique, le TRIP observé est positif. L'évolution de TRIP axial et de cisaillement en fonction de la température pour un essai de pré-écrouissage de 4% de la phase austénite sont représentés successivement dans les figures 31 et 32. Ces observations confirment l'existence d'une interaction entre plasticité classique et plasticité de transformation pour l'acier 35NCD16, dans le cas des transformations martensitiques.

## II-7 Caractérisation de comportements mécaniques des phases

Il est difficile d'identifier le comportement des structures uniquement en martensite ou en austénite dans un mélange des deux phases [Petit-Grostabussiat, 2000]. En général on détermine les caractéristiques de l'austénite pour une température supérieure à  $M_s$  (température de début de la transformation martensitique). Puis, les caractéristiques de l'austénite dans le mélange sont déterminées par une extrapolation linéaire. De la même manière les caractéristiques de la martensite sont déterminées, mais à une température inférieure de  $T_f$  (température de fin de transformation) pour une opération de refroidissement, ou durant un échauffement d'une structure entièrement en martensite.

### II-7-1 Essai de caractérisation de la phase austénitique

Pour déterminer les caractéristiques mécaniques de l'austénite, un essai de traction monotone est exécuté, au cours du refroidissement, à une température de 330°C. Les résultats obtenus sont présentés dans la figure 33.

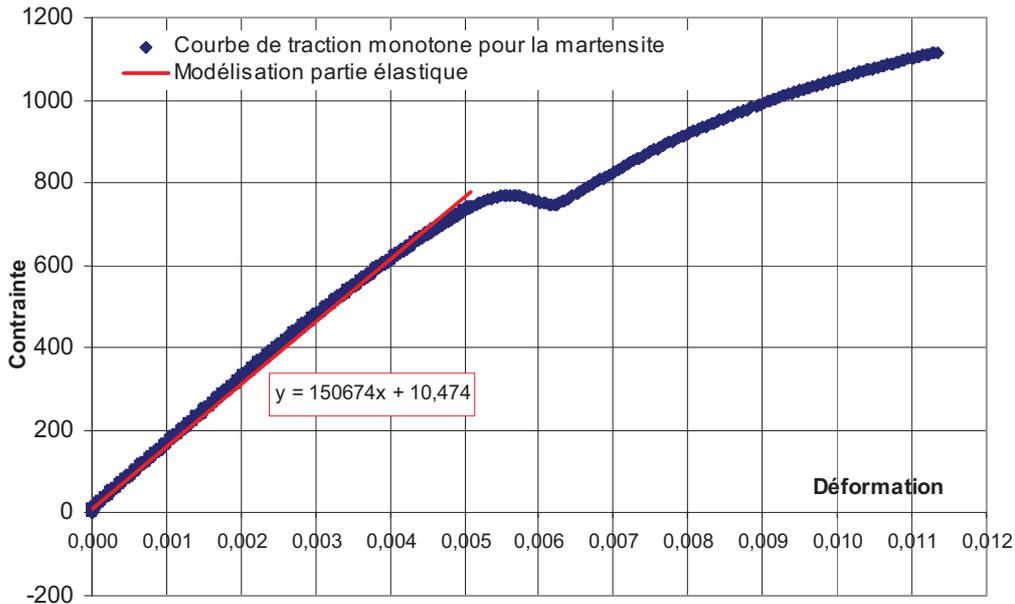


**Figure 33** : Diagramme de traction pour une éprouvette entièrement austénitique à 330°C.

Une contrainte de 359MPa est appliquée pour avoir une déformation plastique de  $\approx 4\%$  à une température de 330°C. La limite d'élasticité de l'austénite semble proche de 240Mpa pour la même température.

### II-7-2 Essai de caractérisation de la phase martensitique

Pour une structure entièrement martensitique, l'essai de traction monotone est appliqué à une température de maintenue constante à 330°C, durant une opération d'échauffement de cette structure. Le comportement de l'éprouvette dans ces conditions, est présenté dans la figure 34. Nous signalons que cet essai est interrompu à cause de la rupture de l'éprouvette à une contrainte de 1120MPa. La rupture a eue lieu en dehors de la zone utile ce qui rend l'opération d'identification des paramètres d'écrouissage très difficile. Nous avons néanmoins associé le décrochement de la contrainte entre les valeurs de 0,005 et 0,006 de déformation, à la limite d'élasticité de la martensite à la température  $T=330^{\circ}\text{C}$ , cette valeur est proche de 800MPa.



**Figure 34** : Diagramme de traction pour une structure entièrement martensitique à 330°C.

### III- simulation numérique du TRIP dans l'acier 35NCD16

#### III-1 Simulation à l'échelle mono-grain

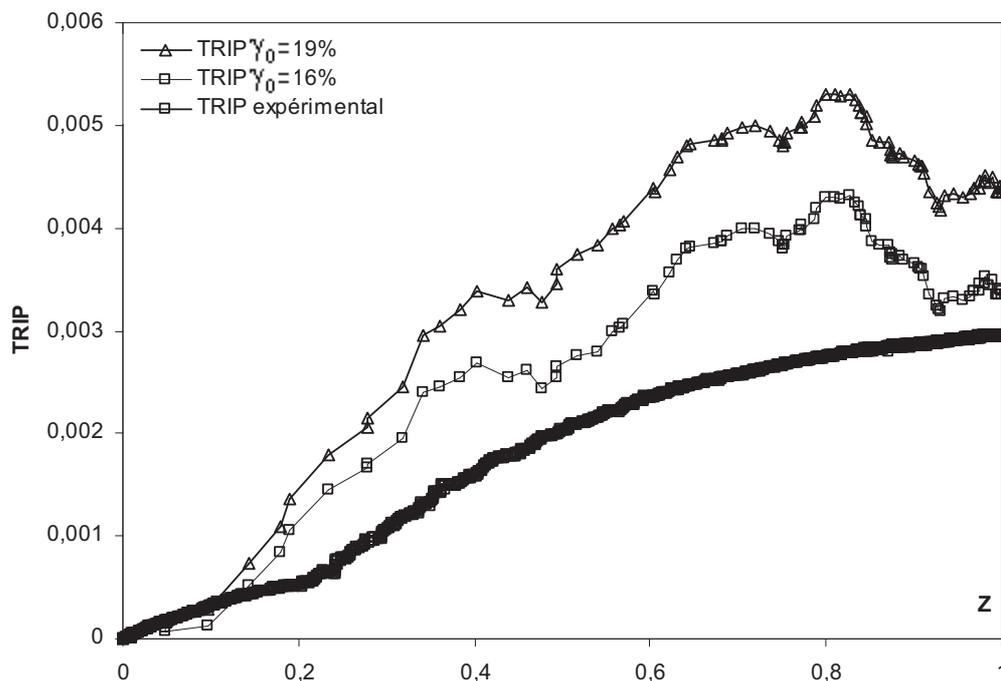
Les données nécessaires pour simuler la transformation martensitique dans l'acier 35NCD16 avec le modèle développé précédemment (Chapitre II), sont déterminées par les essais de caractérisation des comportements mécaniques des deux phases (section II-7). Grâce à ces deux courbes de traction monotone à une température  $T=330^{\circ}\text{C}$ , les caractérisations mécaniques des deux phases sont les suivantes :

- Module d'Young de la phase austénitique :  $\approx 1,8 \times 10^5$  MPa .
- Module d'Young de la phase martensite :  $\approx 1,5 \times 10^5$  MPa .
- Limite d'élasticité de l'austénite : 240MPa .
- Limite d'élasticité de la martensite : 890MPa
- Coefficient d'érouissage de l'austénite : 2700MPa.
- Coefficient d'érouissage de la martensite : 16500MPa (même valeur que pour l'acier 16MND5).
- Coefficient de poisson des deux phases : 0.3 (le même pour l'acier 16MND5).

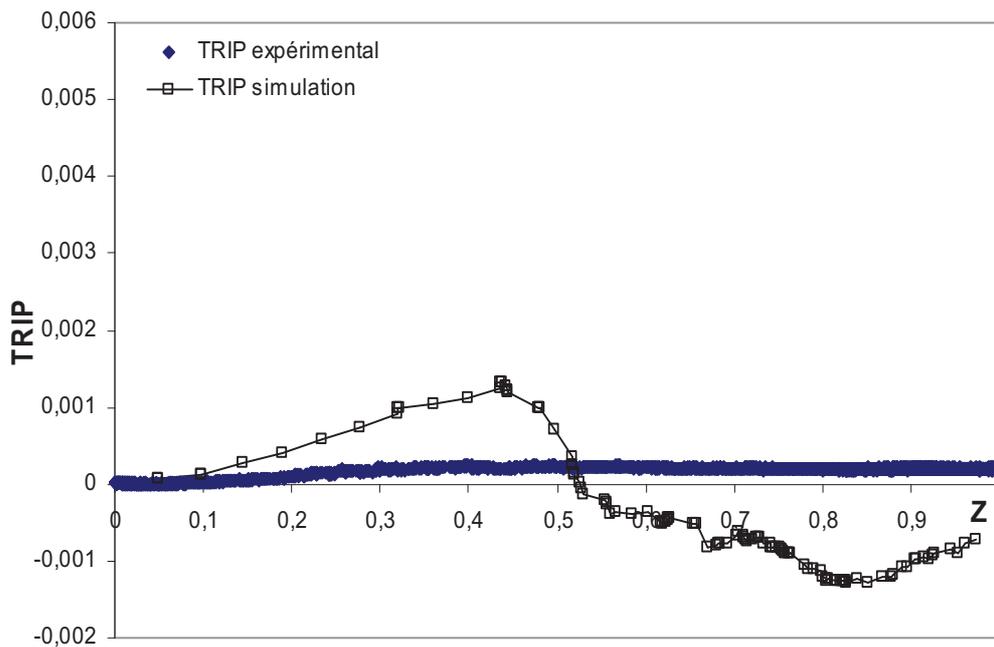
Pour la composante du tenseur de déformation de transformation  $\varepsilon_{(d,n)}^{\text{tr}}$  liée au changement du volume ( $\varepsilon_0$ ), nous l'avons déterminée à l'aide de l'essai de dilatométrie libre (voir figure 9). Pour une température donnée, elle représente la différence entre la déformation axiale au cours du chauffage (martensite), et la déformation axiale au cours du refroidissement (austénite). Dans le cas présent, cette différence est calculée à la température de début de transformation. Dans le cas de l'acier 35 NCD16,  $\varepsilon_0 \approx 0.006$  à une température de  $T \approx 320^{\circ}\text{C}$ .

Nous avons simulé dans un premier temps, le TRIP donné par l'acier 35NCD6 avec le modèle mono-grain et sous un critère de transformation qui tient compte de la force motrice mécanique moyenne. L'essai simulé est sous un chargement de traction de 57MPa. Les résultats obtenus pour ce premier test avec la valeur de glissement  $\gamma_0 = 0.19$ , utilisé pour l'acier 16MND5 et l'alliage FeNiC [Wen et al, 1996], montrent que ce modèle surestime la plasticité de transformation. Dans le but d'avoir une idée sur l'effet du cisaillement, nous avons testé d'autres valeurs plus petites. La courbe de TRIP donnée pas un cisaillement  $\gamma_0 = 0.16$  nous semble plus proche de la courbe expérimentale comme le montre la figure 35. Le reste de nos calculs sont exécutés avec cette valeur de  $\gamma_0$  en vue de réaliser une première étude préliminaire sans pour autant affirmer qu'il s'agisse de la bonne valeur.

Les résultats expérimentaux montrent que pour un essai de TRIP exécuté sans chargement externe (chargement axial), l'évolution de la plasticité de transformation en fonction du taux de la martensite formée est pratiquement nulle (voir figure 36). La simulation de ce cas de transformation, avec le même modèle et une composante de cisaillement  $\gamma_0 = 0.16$  du tenseur de déformation de transformation, donne des résultats qualitativement représentatifs. Nous remarquons que la moyenne du TRIP calculé reste assez proche de zéro.



**Figure 35** : Evolution de la plasticité de transformation en fonction de la fraction de la martensite formée pour une transformation martensitique sous une contrainte de traction de 57MPa. Simulation de la transformation avec le modèle mono-grain pour deux valeurs différentes du glissement  $\gamma_0$  : 0.19 et 0.16.



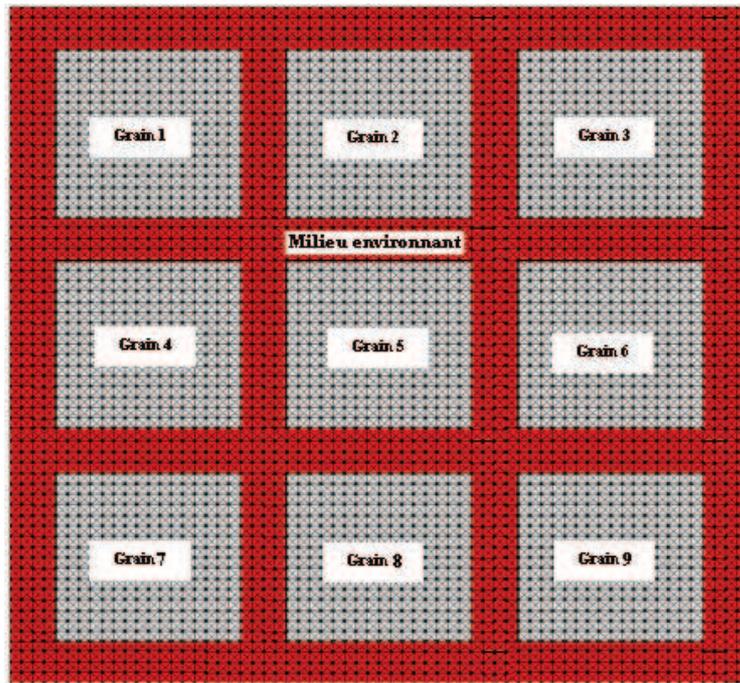
**Figure 36 :** Evolution de la plasticité de transformation en fonction de la fraction de la martensite formée pour une transformation martensitique dans l'acier 35NCD16. Comparaison entre les résultats expérimentaux et la simulation numérique en modèle mono-grain dans le cas de l'absence d'un chargement externe.

## III-2 Modélisation à l'échelle multi-grains

La comparaison des résultats obtenus par le modèle numérique à l'échelle d'un grain avec les résultats expérimentaux, montre que cette modélisation avec ses limites liées à la géométrie (modèle bidimensionnel) et à l'échelle (mono-grain) permet de traduire les principales tendances données par les observations expérimentales notamment pour les essais de TRIP classique et l'interaction plasticité classique - TRIP. Dans le but d'améliorer nos résultats qualitativement, nous avons développé une extension de cette modélisation à l'échelle d'un multi-grains.

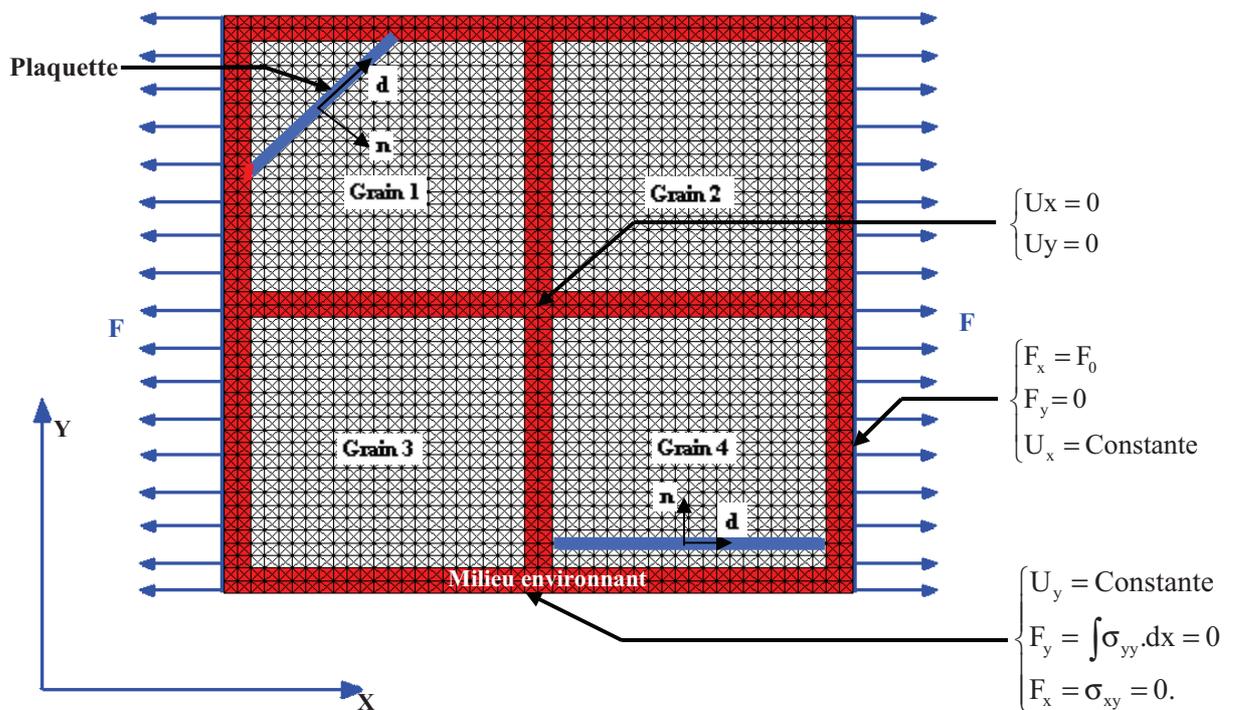
### III-2-1 Présentation géométrique du modèle multi-grains

C'est une approche bidimensionnelle en éléments finis. Dans ce modèle, nous avons gardé la même forme de l'élément de base (élément triangulaire) utilisé dans le modèle mono-grain. Cette modélisation représente un domaine avec plusieurs grains séparés par un milieu environnant. Le nombre de grains ( $n_g$ ), la taille d'un grain ( $T_g$ ), et l'épaisseur du milieu environnant ( $EP_m$ ), sont des données de base pour un programme de maillage développé dans le cadre de ce travail. Nous montrons dans la figure 37 un exemple de maillage pour un domaine de taille  $64 \times 64 \times 4$  éléments, avec 9 grains de taille  $16 \times 16 \times 4$  éléments, et d'un milieu environnant d'une épaisseur de 4 bandes éléments



**Figure 37 :** Schéma représentatif d'un exemple de maillage d'un domaine à 9 grains séparés par un milieu environnant.

Dans une première approche, nous avons adopté un maillage de forme carrée, avec 4 grains de taille 20x20x4 chacun, et un milieu environnant d'épaisseur de 2 bandes d'éléments séparant les grains l'un de l'autre (figure 38).



**Figure 38 :** Schéma représentatif du modèle éléments finis à 4 grains. Présentation des conditions aux limites imposées sur le maillage.

D'une façon similaire au modèle mono-grain, une plaquette de martensite est représentée par une bande d'éléments triangulaires, orientée suivant l'une de 8 directions possibles associées au repère locale  $(d, n)$ . Une plaquette est limitée soit par le milieu environnant, soit par une plaquette déjà formée dans le même grain (voir figure 38).

Pour les conditions aux limites, les bords externes de l'ensemble du domaine restent droits et parallèles pendant toute la transformation. Par contre, nous n'avons imposé aucune condition sur les zones de contact entre les grains et le milieu environnant (les frontières des grains).

La transformation se développe à travers la formation successive des plaquettes dans le domaine. À chaque pas de simulation, une nouvelle plaquette est identifiée parmi toutes les plaquettes possibles de se former dans les 4 grains. La plus favorable sera sélectionnée suivant l'un des critères de choix détaillés dans la section IV du chapitre 2. La transformation de chaque plaquette est caractérisée par l'application du tenseur intrinsèque de déformation de transformation  $\epsilon_{(d,n)}^{tr}$ .

Au début de la transformation tout le domaine est en austénite. Par la suite, et à chaque pas de transformation, une nouvelle plaquette se transforme en martensite, alors que les zones non transformées dans les grains, restent en austénite. Dans ce cas, le milieu environnant prend des caractéristiques mécaniques d'un mélange entre les deux phases. Ces nouvelles caractéristiques mécaniques varient linéairement en fonction du taux de martensite formée.

Les principales étapes de cette modélisation sont présentées dans l'organigramme suivant :

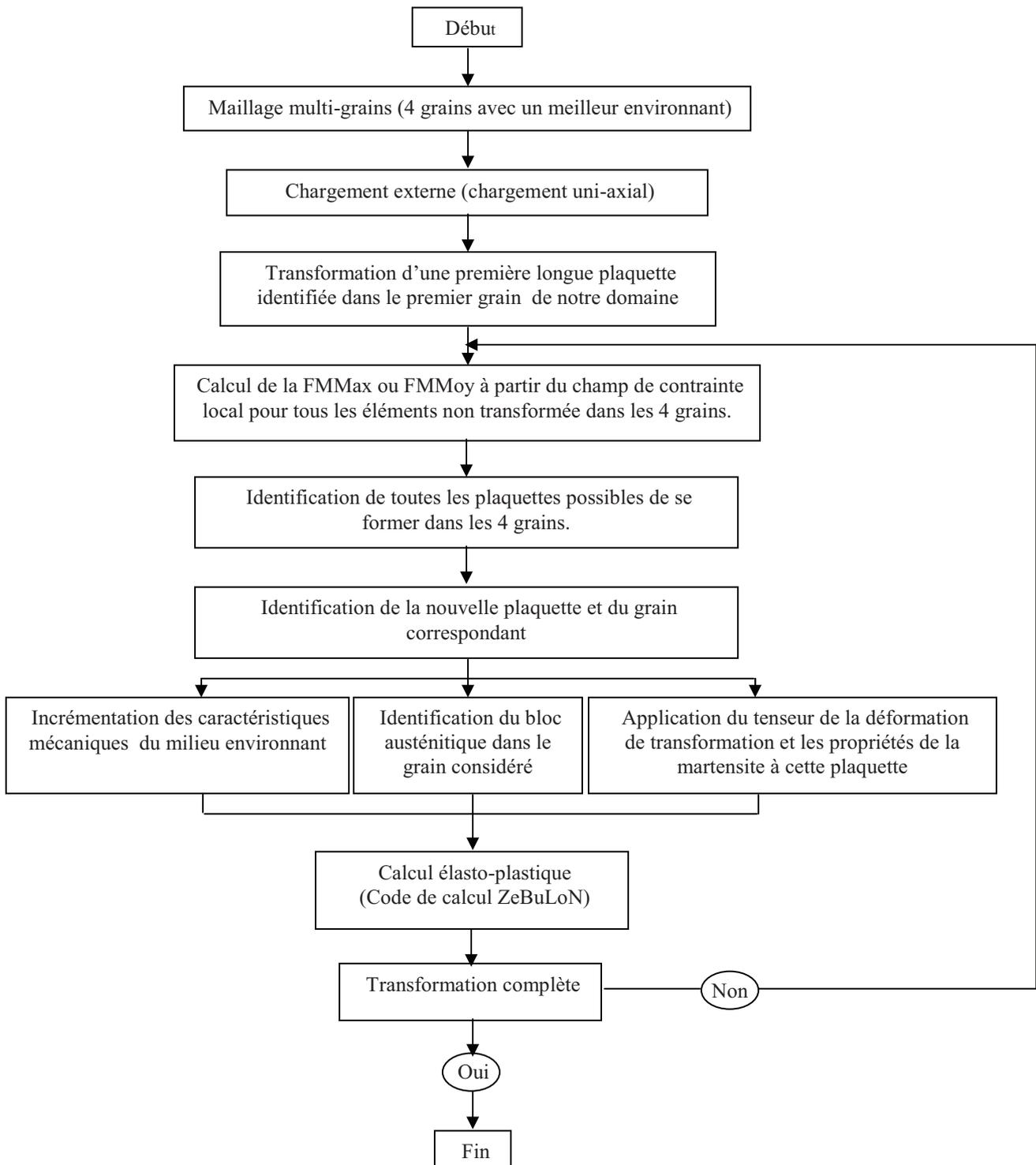
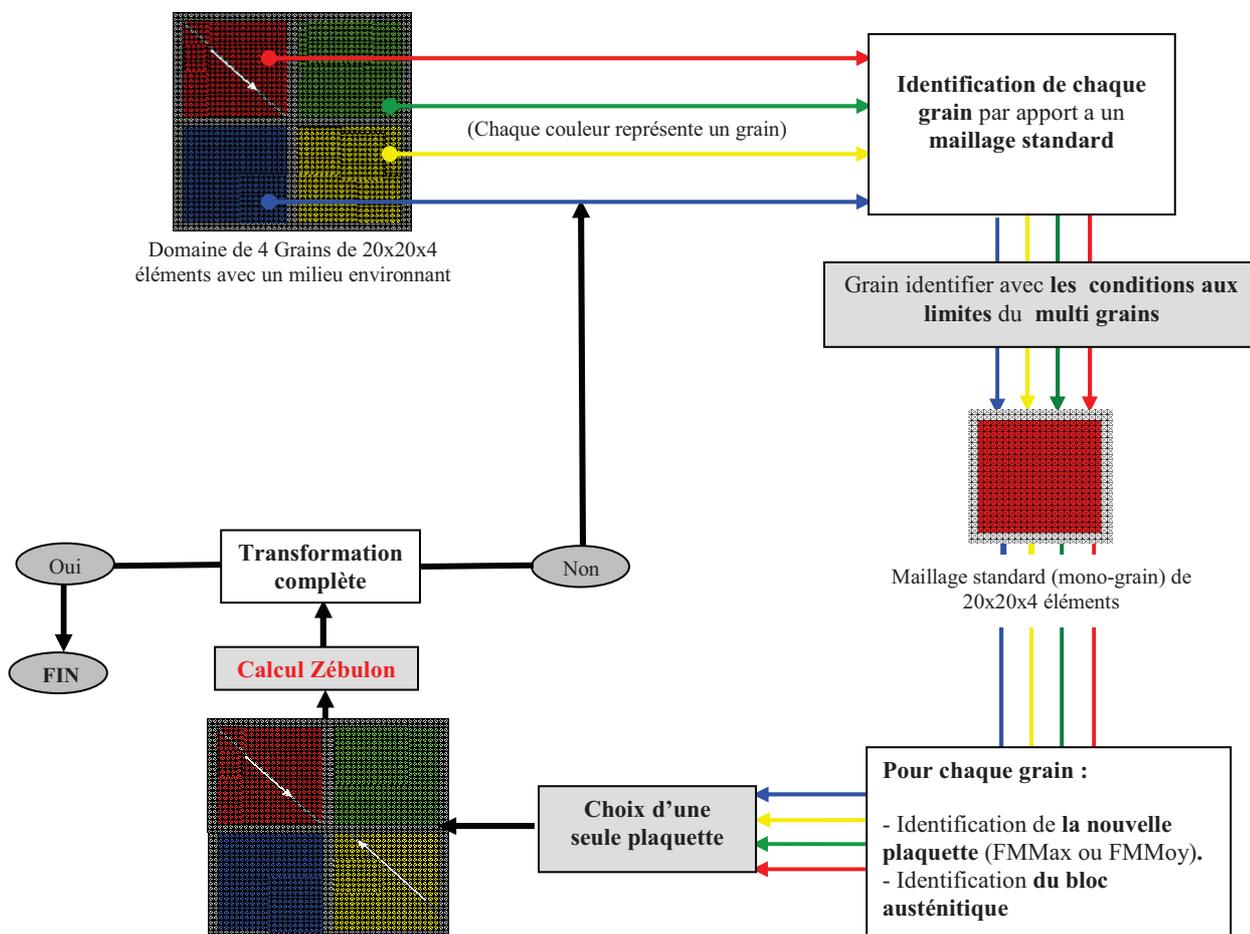


Figure 39 : Organigramme de la simulation du modèle multi-grains.

Le calcul commence par l'application d'un chargement externe, par la suite et après l'identification de la première plaquette, le processus d'avancement de la transformation est assuré par un calcul pas à pas comme dans le modèle mono-grain. Sauf que pour chaque étape du calcul, l'identification d'une nouvelle plaquette se fait par l'application du critère de choix sur toutes les plaquettes non transformées dans les 4 grains. Pour ceci, les éléments constituant chaque grain du domaine sont identifiés par rapport à un maillage standard (maillage de  $20 \times 20 \times 4$  éléments), et le critère de choix est appliqué sur ce maillage standard à chaque fois qu'il représente l'un des grains du domaine, dans l'objectif d'identifier la plaquette favorable de se transformer dans chaque grain. A la fin, un choix d'une seule variante se fait parmi les 4 (une dans chaque grain). La transformation s'arrêtera lorsque le domaine est entièrement en martensite. Le processus du choix de plaquettes dans ce modèle multi-grains est détaillé dans la figure 40.



**Figure 40 :** Organigramme de la simulation d'identification d'une nouvelle plaquette dans un modèle multi-grains.

Dans la modélisation présente, l'effet de l'orientation cristallographique des grains n'est pas pris en compte. La seule orientation prise en compte est celle qui est imposée par la forme du maillage. L'analyse de l'effet de l'orientation des grains sur l'évolution de TRIP fait l'une de nos principales perspectives (voir section : Conclusions et perspectives).

Le TRIP est calculé de la même manière que dans le modèle à un seul grain (Formule 6 - Chapitre II). La seule différence est dans la composante de déformation de transformation, qui sera donnée par :

$$\varepsilon_{x(\text{domaine})}^{\text{tr}} = \sum_1^{n_{\text{pl}}} X_{\text{plaquette}} \cdot \varepsilon_{x(\text{plaquette})}^{\text{tr}} \quad (10)$$

Avec

$\varepsilon_{x(\text{Domaine})}^{\text{tr}}$  : La composante de déformation de transformation dans la direction du chargement. Cette composante représente la déformation moyenne sur l'ensemble du domaine d'étude.

$X_{\text{Plaq}/\text{Domaine}}$  : Fraction surfacique de la plaquette considérée, elle représente le rapport entre la surface de la plaquette considérée et la surface totale du domaine.

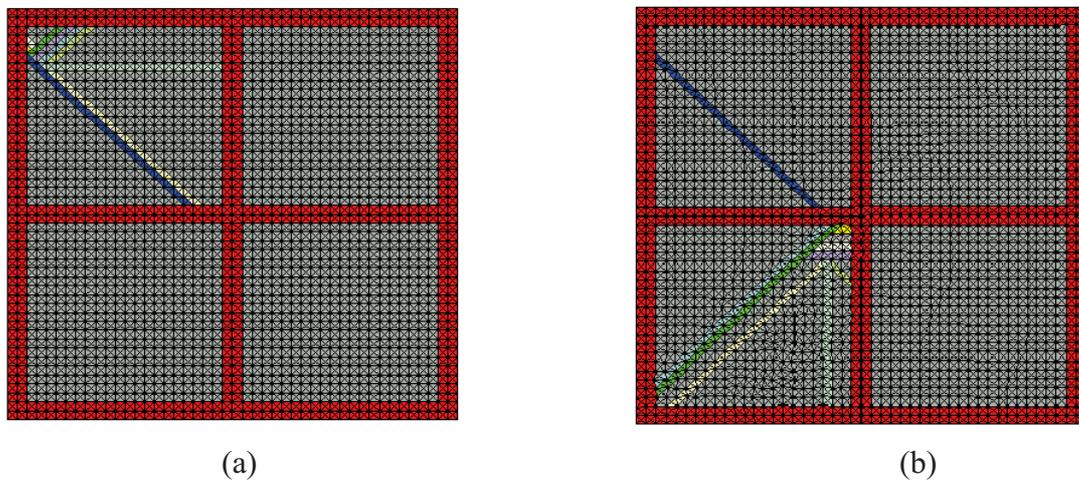
## III-2-2 Analyse de l'arrangement structural des plaquettes dans le modèle multi-grains

Nous avons commencé notre simulation à l'échelle multi-grains par des analyses micro structurales, nous nous sommes intéressés à la distribution des plaquettes dans les différents grains, suivant le niveau de chargement et l'interaction entre les grains.

### III-2-2-1 Effet des efforts externes sur la distribution des plaquettes dans les grains

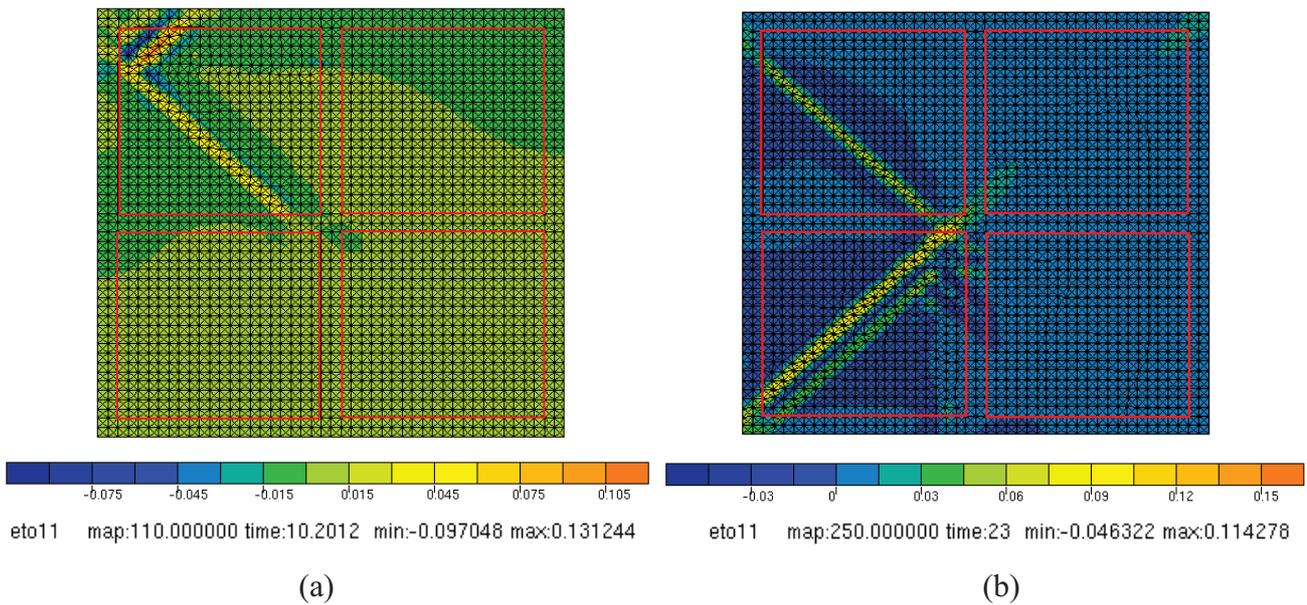
Nous présentons dans les figures 41-a et 41-b les distributions des dix premières plaquettes dans notre domaine d'étude pour deux cas de chargements différents. La première figure représente le cas d'une transformation exécutée en l'absence d'une force externe. Alors que dans la deuxième, la transformation se développe sous l'effet d'une contrainte de traction de 57MPa.

Nous remarquons que la première plaquette se développe dans le premier grain avec une taille relativement longue. C'est la configuration qui conduit à un allongement maximal de notre domaine sous l'effet du chargement externe. Cette plaquette ne se développe pas exactement en diagonale, à cause au conditions aux limites imposées sur le contour externe du domaine d'étude, et la faible taille de l'épaisseur de notre milieu environnant. Cette plaquette est très proche de la taille et la position de la première variante identifier dans le cas du modèle a 1 seul grain.



**Figure 41:** Effet de la charge externe appliquée sur l'arrangement structural des plaquettes dans un multi grains.

- (a) Cas sans chargement externe.
- (b) Cas d'un chargement de 57MPa appliqué en traction.



**Figure 42:** variation des déformations internes suivant l'axe de l'application de la charge dans le cas d'un multi-grains.

- (a) Cas sans chargement externe.
- (b) Cas d'un chargement de 57MPa appliqué en traction.

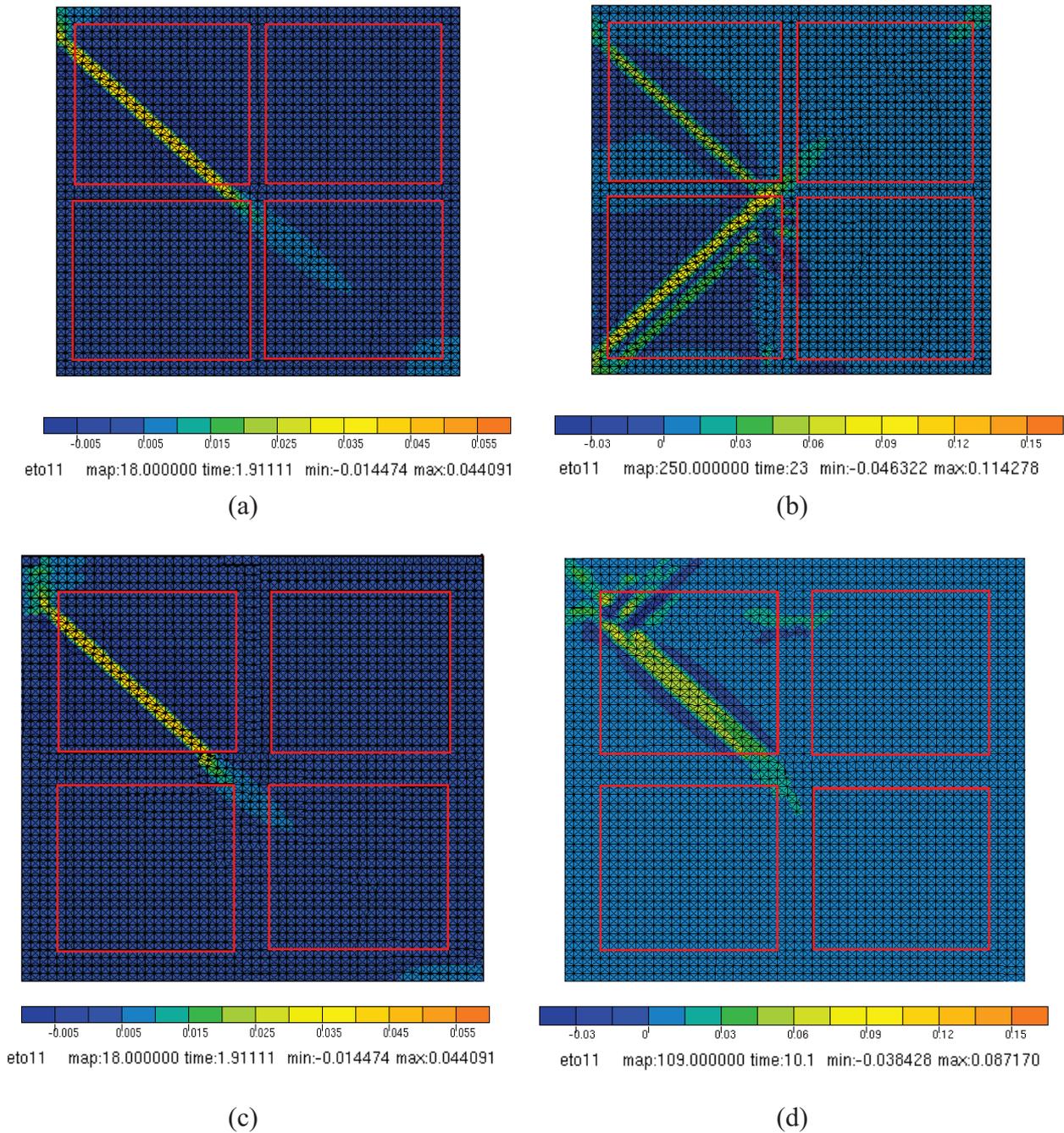
De point de vue arrangement structural, nous remarquons que la différence de résultats entre les deux cas de chargements se produit dès le début de la transformation. Dans le cas sans charge externe, les 10 premières plaquettes se produisent toutes dans le même grain. Contrairement au cas de chargement de 57MPa, la deuxième plaquette se transforme directement dans le grain voisin suivi par le reste des 8 autres plaquettes testées.

Ces résultats montrent l'importante influence de la charge appliquée pendant la transformation sur l'état interne des contraintes dans les grains comme le montre la figure 42. L'application d'un effort externe de traction mène à un niveau des efforts internes plus élevés dans le maillage. De ce fait, l'influence de cette force de traction sur l'orientation et le choix des plaquettes est plus importante. Nous observons sur la figure 42-b que pour le cas d'un chargement de 57MPa, la plupart des plaquettes sont relativement longues et avec des directions obliques. Ces configurations conduisent à des déformations macroscopiques importantes dans la direction de la charge externe appliquée, ce qui justifie l'importante évolution du TRIP (sous chargement) au début de la transformation. En l'absence d'un chargement externe nous observons la naissance des plaquettes relativement courtes, concentrées à une des deux extrémités de notre première longue plaquette, et avec différentes orientations (figure 42-a).

### III-2-2-2 Effet du voisinage des grains

La figure 43 représente la variation du champ de déformation interne suivant la direction de l'application du chargement pour deux tailles différentes de l'épaisseur du milieu environnant, la première de deux bandes d'éléments (figures 43-a et 43-b) et la deuxième de 4 bandes (figure 43-c et 43-d). La transformation est exécutée sous un chargement externe de 57MPa pour les deux cas, avec un critère de transformation basé sur la force motrice mécanique moyenne et une taille constante des 4 grains (20x20x4 éléments).

Dans le modèle avec un milieu environnant de 2 bandes d'éléments d'épaisseur, nous observons qu'après la transformation d'une première plaquette (figure 43-a), la variation du champ des déformations internes (due généralement à l'application du tenseur de déformation de transformation et du chargement externe) ne se limite pas seulement au premier grain, elle influe considérablement l'état des contraintes et des déformations internes des grains voisins. Cette influence est traduite par l'apparition d'une génération de nouvelles plaquettes dans les autres grains (figure 43-b). Contrairement au cas où l'épaisseur du milieu environnant est plus grand (4 bandes d'éléments), l'évolution des 10 premières plaquettes reste concentrée dans le même grain (figure 43-d). Ceci est expliqué par l'absorption des effets de la forte anisotropie des champs des déformations et des contraintes internes, concentrée aux deux extrémités de la plaquette transformée, par le milieu environnant (figure 43-c). Cette nouvelle épaisseur du milieu environnant conduit à une importante réduction de l'effet de la transformation de la première plaquette sur les autres grains.



**Figure 43:** variation de l'état des déformation internes suivant l'axe de l'application de la charge dans le cas d'un multi-grains. Cas de transformation sous traction de 57Mpa.

- milieu environnant d'une épaisseur de 2 bande d'éléments :

- (a) Pour la transformation de la première plaquette (dans le premier grain).
- (b) Pour la transformation des 10 premières plaquettes.

- milieu environnant d'une épaisseur de 4 bande d'éléments:

- (c) Pour la transformation de la première plaquette (dans le premier grain).
- (d) Pour la transformation des 10 premières plaquettes.

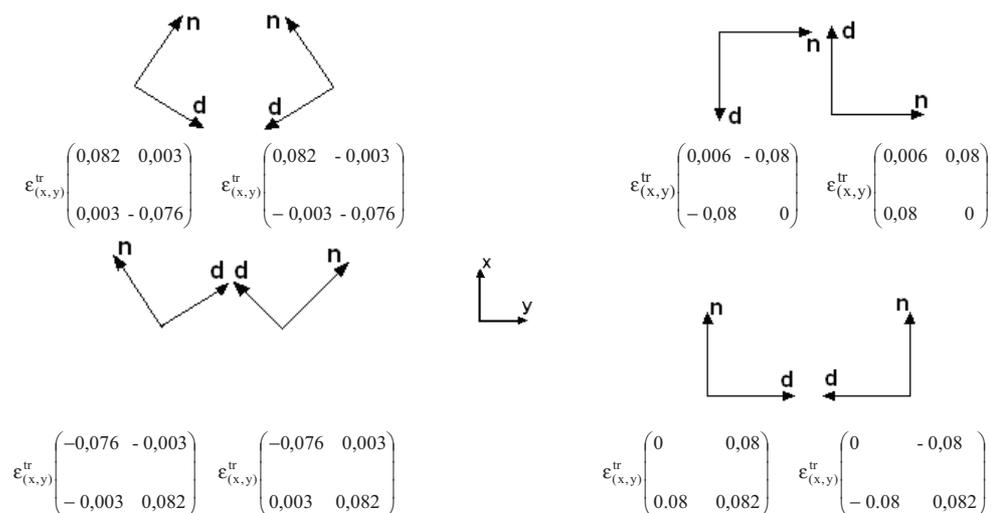
### III-3 Simulation du TRIP à l'échelle multi-grains

Nous présentons dans ce qui suit les simulations des essais réalisés sur l'acier 35NCD16 dans les cas suivants :

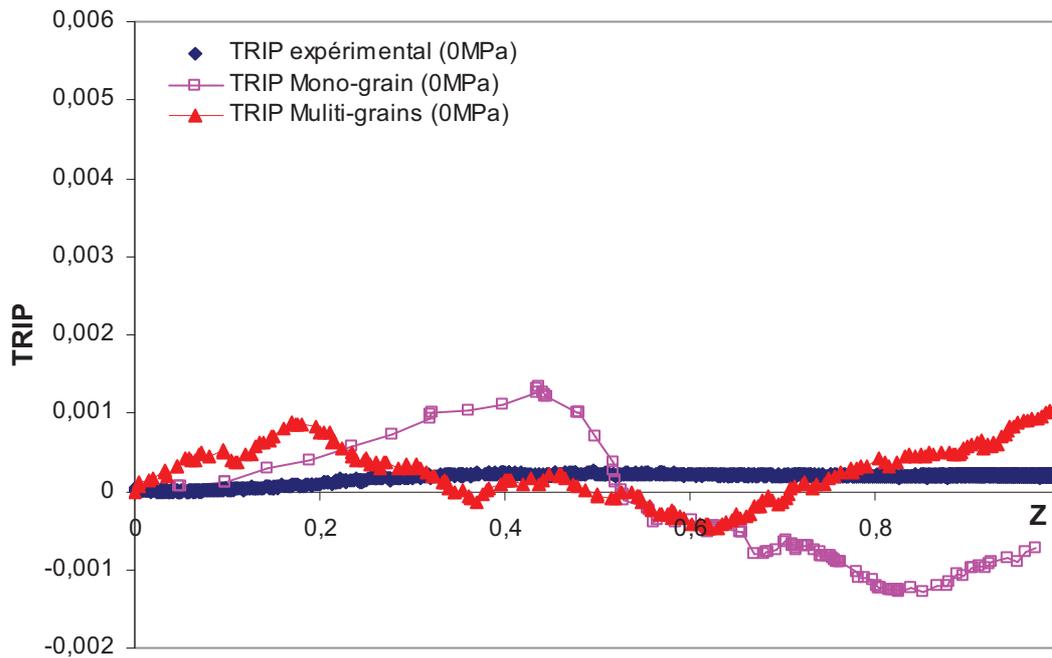
- en l'absence d'un chargement externe.
- dans le cas d'un chargement en traction axiale.
- dans le cas d'une préformation en traction de 4% de la phase austénitique.

#### III-3-1 analyse des résultats pour les essais de TRIP classique

Nous remarquons qu'en absence de chargement externe, le modèle multi-grains représente mieux le cinétique de la transformation par rapport au modèle mono-grain comme le montre la figure 45. La valeur moyenne du TRIP obtenus par le modèle à 4 grains dans ce cas de chargement est plus proche de zéro que la valeur moyenne de la déformation plastique donnée par le premier modèle. Cette amélioration est due d'un part au nombre des plaquettes évoluant dans chaque domaine et d'autre part à leurs orientations. Le nombre important des plaquettes développées dans le modèle multi-grains (201 plaquettes), permet d'avoir plus de précision sur l'évolution de la plasticité de transformation en fonction de la fraction volumique de la martensite formée. L'orientation des plaquettes joue un rôle très important dans la détermination du TRIP, dans cette simulation les plaquettes orientées dans le sens obliques représentent 59% de l'ensemble des plaquettes, le reste sont orientée soit verticalement, soit horizontalement. Nous signalons que ces deux dernières orientations représentent les directions qui conduisent à une déformation de transformation minimale dans la direction du chargement comme le montre la figure 44. Les plaquettes orientées dans les sens obliques forment dans leurs majorités, des couples opposées dans leurs directions de cisaillements, une telle configuration qui permet de créer un équilibre de la déformation due à la transformation autour de zéro.

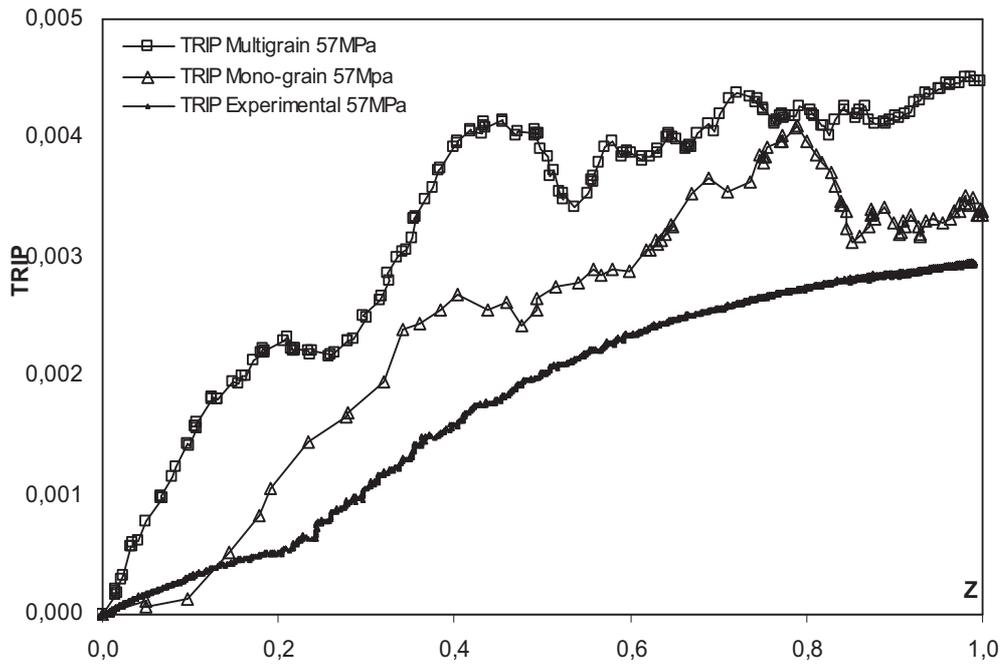


**Figure 44** : composantes des tenseurs de déformations de transformation pour l'acier 35NCD16 exprimées dans le repère global (x,y), pour les 8 directions de cisaillements considérées.

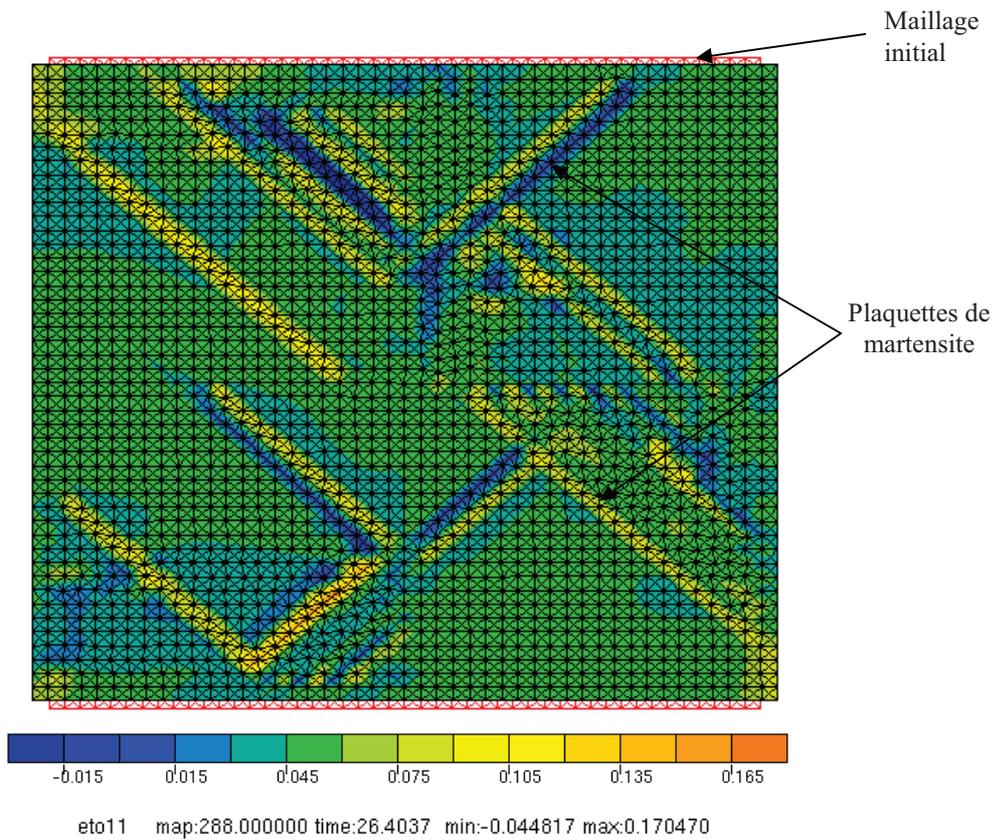


**Figure 45 :** Evolution de la plasticité de transformation en fonction de la fraction de la martensite formée dans l'acier 35NCD16. Comparaison entre les résultats expérimentaux et les simulations numériques à deux échelles dans le cas de l'absence d'un chargement externe.

Dans la figure 46 nous avons comparé la variation de la plasticité de transformation entre les résultats de la simulation numérique avec ces deux approches, et les résultats expérimentaux obtenus pour l'acier 35NCD16, sous un chargement en traction de 57MPa. Les deux modélisations surestiment la valeur de TRIP final expérimental qui est de l'ordre de 0.29%. Nous remarquons que l'évolution de la plasticité de transformation est plus rapide au début de la transformation pour la simulation basée sur le modèle de 4 grains. A 20% de la transformation, le TRIP donnée par ce dernier modèle représente pratiquement le double de celui donné par le modèle mono-grain. A partir de 60% les valeurs du TRIP se stabilisent autour d'une valeur moyenne de 0.4% de déformation, alors que celles modélisant le TRIP dans le modèle mono-grain représente une évolution moins stable à la fin de la transformation. Du point de vue structural, nous signalons que 77% des plaquettes sont orientées dans le sens oblique et la plupart apparaissant au début de la transformation comme le montre la figure 47. Une telle configuration qui permet d'avoir un allongement du domaine grâce au tenseur de déformation de transformation et au chargement externe. A la fin de la transformation, des plaquettes plus courtes se développent dans des petites surfaces limitées par des plaquettes déjà formées. Cette configuration conduit à une variation très faible de la plasticité de transformation.



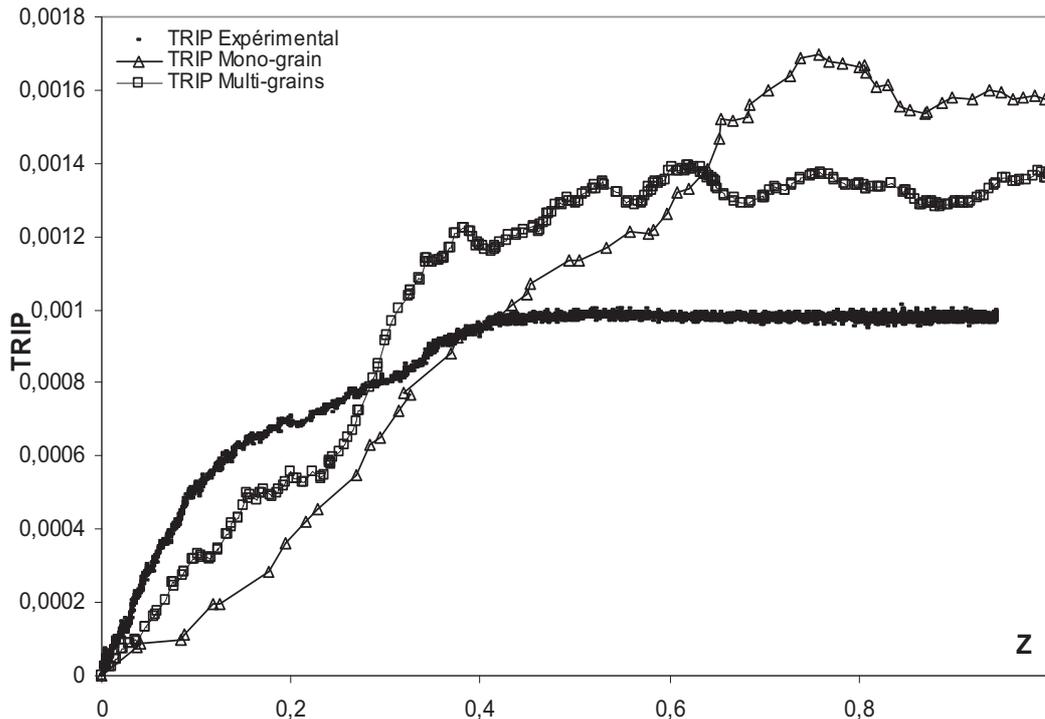
**Figure 46 :** Comparaison de la variation du TRIP entre les résultats expérimentaux d’une transformation martensitique dans l’acier 35NCD16 sous une traction de 57MPa, et les résultats des simulations numériques avec ces deux modélisations (modèles mono-grain et multi-grains).



**Figure 47 :** Simulation numérique de la transformation martensitique dans l’acier 35NCD16 sous une contrainte de traction de 57MPa. Variation du champ de déformation local suivant la direction de chargement pour 50% de la transformation.

### III-3-2 analyse des résultats pour les essais d'interaction plasticité classique - TRIP

Dans cette partie nous avons simulé la plasticité de transformation pour un essai de TRIP en l'absence d'un chargement externe durant la transformation, mais avec un pré-écrouissage de 4% en traction de la phase austénitique, juste avant la transformation. Les résultats obtenus sont exposés dans la figure 48.



**Figure 48 :** Comparaison de la variation de la plasticité de transformation entre les résultats expérimentaux d'un essai de TRIP, avec un pré-écrouissage de la phase austénitique de 4% en traction, et les résultats des simulations numériques à deux échelles : mono-grain et multi-grains.

Nous remarquons que les deux modèles surestiment la valeur finale de la plasticité de transformation (plus de 50% pour le modèle mono-grain et 38% pour le modèle multi-grains). Qualitativement ces résultats donnent une meilleure représentation de cet essai d'interaction entre la plasticité classique et le TRIP, nous observons l'évolution du TRIP en fonction de la fraction de la martensite formée qui reste positive durant toute la transformation.

Les résultats obtenus (voir figure 48) montrent que l'évolution de la plasticité de transformation est relativement plus rapide dans le cas du modèle multi-grains. Elle se stabilise autour d'une valeur moyenne de 0.14% de déformation à partir d'environ 50% de martensite formée et jusqu'à la fin de la transformation, alors que le deuxième modèle représente une évolution du TRIP presque linéaire jusqu'à  $\approx 85\%$  de la transformation.

## IV Conclusion

Dans ce chapitre, et dans une première partie, nous avons réalisé les premières analyses expérimentales concernant l'évolution de la plasticité de transformation dans l'acier 35NCD16. Cette analyse concerne le cas de la transformation martensitique, elle est basée sur deux axes principaux :

- L'effet du chargement constant appliqué durant la transformation de phases (mono-axial ou biaxial) sur l'évolution du TRIP.

- L'interaction entre la plasticité classique et la plasticité de transformation

Les résultats obtenus prouvent que l'application d'un chargement constant combiné entre la traction et la torsion, conduit à un TRIP équivalent ( $\varepsilon_{eq}^{pt}$ , Von Mises) à celui qu'on obtiendrait sous les deux chargements, appliqués séparément dans deux essais TRIP différents. Par ailleurs, les résultats montrent que peu importe la forme d'application d'une même contrainte équivalente (traction, torsion ou traction+torsion), on obtiendrait le même TRIP équivalent. Ces constatations restent à confirmer par d'autres essais.

Pour l'évaluation de l'effet de la plasticité classique sur la plasticité de transformation, nous avons constaté que la plasticité de transformation est influencée par l'écrouissage de la phase austénitique. Nous avons remarqué que pour une pré-déformation de 4% (en traction) de la phase austénitique, le TRIP observé est positif.

La deuxième partie de ce chapitre est consacrée à une première évaluation de ces résultats expérimentaux par la modélisation éléments finis développée à l'échelle mono-grain, et son extension à une échelle multi-grains. Dans une première étude préliminaire de ce modèle (qui représente 4 grains dans un milieu environnant) les résultats obtenus sont encourageants pour les essais de TRIP classique, comme pour les essais de l'interaction entre la plasticité classique et la plasticité de transformation. Cette modélisation montre une nette amélioration au niveau de la cinétique de la transformation, où nous avons observé que l'évolution du TRIP est plus rapide au début de la transformation par rapport aux prévisions données par l'échelle mono-grain. Du point de vue quantitatif, cette modélisation surestime les valeurs réels du TRIP, ceci est lié peut être à des paramètres tels que le nombre des grains simulé, l'effet de la taille du milieu environnement, l'effet de l'orientation des grains, les critères de choix des plaquettes ... Ces hypothèses feront l'objectif d'investigations plus détaillées dans l'avenir.

# Conclusion générale et Perspectives

Ce travail de thèse porte sur l'analyse du phénomène de plasticité de transformation (TRIP) dans les aciers, qui peut être mis en évidence par un essai classique de TRIP (chargement externe pendant la transformation) ou par un essai de pré-écrouissage (la phase parente est pré-écrouie puis la transformation s'opère sans chargement externe) tel que cela a été montré dans les travaux de Petit-Grostabussiat et Taleb avec l'acier 16MND5. L'apparition du TRIP dans ce deuxième cas d'essai -TRIP dit d'interaction avec la plasticité- est déjà en soit une observation surprenante qui demandait à être confirmée avec un nouveau dispositif expérimental et avec un autre type d'acier. C'est l'un des principaux objectifs de ce travail. La deuxième constatation majeure concernant les essais de pré-écrouissage, porte sur la capacité des modèles analytiques dédiés au TRIP à reproduire l'interaction plasticité - TRIP : un modèle qui ne prend pas en compte les mécanismes locaux de formation de martensite sous la forme de plaquettes cisailées n'a visiblement pas cette capacité. Ceci nous conduit au deuxième objectif principal de cette thèse : tester l'aptitude d'une modélisation numérique prenant en compte les mécanismes précités à reproduire cet effet, non sans avoir aussi évalué les effets des différents paramètres de modélisation arbitrairement choisis dans cette approche. L'amélioration de cette approche numérique constitue un troisième objectif important.

Pour l'aspect expérimental, nous avons réalisé des essais de TRIP pour une transformation martensitique dans l'acier 35NCD16 : essais classiques sous chargement constant, et essai de pré-écrouissage, sans chargement pendant la transformation. Les chargements constants sont imposés en uniaxial, sous forme de traction ou torsion, comme sous forme combinée (traction + torsion). Ces tests ont été réalisés dans le but de voir l'influence du mode et/ou du type de chargement sur l'évolution du TRIP.

L'approche numérique adoptée se base sur une modélisation micromécanique (2D) en éléments finis déjà existante. Conformément aux exigences de toute modélisation numérique, une étude détaillée de l'influence des différents paramètres de modélisation a été effectuée : paramètres numériques (maillage), choix de la première plaquette, avancement de la transformation plaquette par plaquette ou élément par élément, critère thermodynamique de sélection de plaquette... Cela nous a amené à la proposition de nouveaux critères d'avancement de la transformation, basé sur le travail des efforts externes ou sur l'énergie potentielle. Dans un deuxième temps et dans le but d'améliorer la représentativité du domaine d'étude par rapport à un milieu constitué de plusieurs grains d'austénite, une extension de la modélisation à l'échelle de plusieurs grains a été réalisée.

Les principales conclusions tirées de cette étude sont les suivantes :

En ce qui concerne les essais expérimentaux de TRIP classique, nous avons observé que pour une contrainte équivalente de von Mises donnée, la direction de chargement en contrainte n'influe pas sur le TRIP équivalent : que ce soit en traction simple, en torsion pure ou en chargement combiné traction-torsion, le TRIP équivalent reste le même, ce qui confirme que dans le cas d'un essai de TRIP classique, la modélisation peut se suffire d'un état de contrainte équivalente.

Concernant les essais de pré-écrouissage, nous avons confirmé le phénomène d'interaction entre le TRIP et la plasticité classique. Qualitativement, un pré-écrouissage en traction de la phase austénitique, conduit à l'apparition d'un TRIP positif, tel que cela avait été observé pour l'acier 16MND5.

L'analyse de l'effet des paramètres de modélisation réalisée sur le modèle mono-grain proposé par Ganghoffer, avec l'acier 16MND5, nous a permis de déterminer une configuration de modélisation qui fournit des résultats en bonne adéquation avec les observations expérimentales du point de vue qualitatif, pour les essais de pré-écrouissage comme pour les essais classiques. Cette configuration favorable correspond à une taille du maillage suffisamment grande, une première plaquette et une direction de cisaillement donnée. L'utilisation de trois autres critères de sélection de plaquettes que ceux proposés par Ganghoffer (critère de l'énergie de déformation élastique, du travail des efforts externes et de l'énergie potentielle) nous a permis de déterminer que c'est cette première plaquette favorable qui doit être privilégiée pour démarrer la transformation. Si l'on porte notre attention sur la valeur finale de TRIP obtenue dans la configuration favorable de modélisation, c'est le critère de sélection de plaquettes basé sur la force motrice moyenne, qui fournit les résultats les plus proches des mesures expérimentales de TRIP dans le cas d'essais classiques. On ne saurait pour autant s'attacher à cette seule comparaison pour déduire de manière ferme que ce critère prévaut par rapport aux autres ; seule une analyse détaillée de la cinétique de transformation obtenue avec les différents critères pourrait être déterminante.

L'ensemble des constatations de l'étude effectuée dans le cas de l'acier 16MND5 a été pris en compte dans le but d'une évaluation du modèle mono-grain par rapport aux quelques essais que nous avons réalisés sur l'acier 35NCD16. Les prévisions restent quantitativement acceptables, dans le cas des essais des TRIP classique comme pour les essais de pré-écrouissage. Conformément aux attentes, le modèle multi-grains permet d'améliorer considérablement la cinétique de transformation, en fournissant une évolution de la fraction volumique de la phase produite et de TRIP beaucoup moins hachée qu'avec le modèle monograin. Les simulations ont été exécutées avec le critère de la force motrice moyenne et ont montré une évolution de la plasticité de la transformation plus rapide au début de la transformation qu'avec le modèle mono-grain puis une stabilisation plus conforme aux observations expérimentales. De nouvelles investigations restent à mener avec le modèle multi-grain, sur le 16MND5 notamment, pour approfondir cette dernière approche et déterminer quel est le critère d'avancement de la transformation le plus adapté pour fournir des résultats de TRIP conformes aux mesures expérimentales.

En synthèse, cette étude a montré qu'en se basant sur des critères uniquement mécaniques et en limitant les mécanismes de la transformation martensitique à une formation de plaquettes ayant un cisaillement propre (mécanisme de Magee) et des caractéristiques élastoplastiques différentes de sa phase parente, nous pouvons reproduire correctement -tout du moins qualitativement- le phénomène d'apparition du TRIP, particulièrement dans le cas d'essais de pré-écrouissage pour lesquels les modèles ne prenant pas en compte le mécanisme de Magee ne sont pas satisfaisants. Ce travail a par ailleurs donné lieu au développement d'une modélisation basée sur les EF, opérationnelle pour de nouvelles investigations.

Il n'en reste pas moins quelques améliorations à apporter à la modélisation multi-grains :

- Faire varier le nombre des grains : l'effet du nombre de grain n'a pas été abordé. Or il serait intéressant de voir s'il conduit à de meilleures prédictions du point de vue qualitatif et quantitatif.
- Elaborer une étude comparative, en terme d'évolution de TRIP, de l'effet du critère thermodynamique d'avancement de la transformation.

- 
- Faire varier les propriétés et l'épaisseur du milieu environnant les grains : nous avons montré que ce paramètre joue un rôle très important sur l'arrangement structurale des plaquettes dans les grains. Pour la présente étude, nous nous sommes limités à une épaisseur de 2 bandes d'éléments.
  - Introduire une orientation aléatoire de maillage sur chaque grain. On aurait ainsi des orientations différentes de variants d'un grain à l'autre ce qui rapprocherait le multi-grain d'un milieu cristallin. Pour déterminer les propriétés effectives de ce milieu, il y aurait la possibilité d'effectuer un calcul sur un très grand domaine contenant plusieurs dizaines ou centaines de grains, soit d'effectuer des moyennes d'ensemble sur plusieurs réalisations de multi-grains.

# Références Bibliographiques

## Références Bibliographiques

- [Abrassart, 1972] F. Abrassart. *Influence des transformations martensitiques sur les propriétés mécaniques des alliages du système Fe-Ni-Cr-C*. Thèse d'état, Université de Nancy I 1972 (France).
- [Barbe et al, 2005a] F. Barbe, S. Meftah, L. Taleb, F. Sidoroff. *Numerical simulation of strain hardening inheritance in steels subjected to phase transformation*. RELMA'S 2005 6th International Conference Assessment of Reliability of Materials and Structures: Problems & Solutions. St-Petersbourg, Russie, 14 – 17 Juin 2005.
- [Barbe et al, 2005b] F. Barbe, L. Taleb, E. Souza De Cursi. *Numerical simulation of an interaction between classical plasticity and TRIP for diffusive transformation*. In: Proceedings of the 11th International Symposium on Plasticity and its Current Applications, Kauai Beach, Hawaii, USA, 2005. January 4–8.
- [Barbe et al, 2007a] F. Barbe, R. Quey and L. Taleb. *Numerical modelling of the plasticity induced during diffusive transformation. Case of a cubic array of nuclei*. European Journal of Mechanics - A/Solids, Volume 26, Issue 4, July-August 2007, Pages 611-625
- [Barbe et al, 2007b] F. Barbe, R. Quey and L. Taleb, E. Souza De Cursi. *Numerical modelling of the plasticity induced during diffusive transformation. Case of nuclei*. Accepted pour publication dans Eur. J. Mech. –A/Solids.
- [Besson et al, 1998] J. Besson, R. Leriche, R. Foerch, G. Cailletaud. *Object-Oriented Programming Applied to the Finite Element Method*. Part II. Application to Material Behaviors, Revue Européenne des Elements Finis 7(5), 1998. P 567-588.
- [Bhadeshia, 1999] H. K. D. H. Bhadeshia. *The bainite transformation: unresolved issues*. Materials Science and Engineering A, Volumes 273-275, 15 December 1999, Pages 58-66
- [Bhadeshia, 2004] H. K. D. H. Bhadeshia. *Developments in martensitic and bainitic steels: role of the shape deformation*. Materials Science and Engineering A, Volume 378, Issues 1-2, 25 July 2004, Pages 34-39.
- [Cavallo, 1998] N. Cavallo. *Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la Z.A.T lors d'une opération de soudage*. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées, Lyon, 1998, 194 P
- [Code\_Aster, 2003] .*Guide de lecture de la documentation d'Utilisation version 6.2*. Code Aster, EDF, France. 2003.
- [Colette, 1980] G. Colette. *Comportement thermomécanique des matériaux et des structures métalliques*. Thèse de doctorat, Institut National de Lorraine, Nancy, 1980, 122P.
- [Coret et al, 2002] M. Coret, S. Calloch and A. Combescure. *Experimental study of the phase transformation plasticity of 16MND5 low carbon steel under multiaxial loading*. International Journal of Plasticity, Volume 18, Issue 12, December 2002, Pages 1707-1727.

- [Dupas et al, 2002] P. Dupas, F. Waeckel. *Recueil bibliographique de caractéristiques thermomécaniques de l'acier de cuve, les revêtements inoxydables et les alliages 182 et 600*. Report EDF/DER (FRANCE) HI-74/93/ 097, 1994, HT-26/93/058/A.
- [Fischer, 1990] F. D. Fischer. *A micromechanical model for transformation plasticity in steels*. Acta Metallurgica et Materialia, Volume 38, Issue 8, August 1990, Pages 1535-1546.
- [Fischer et al, 1992] F. D. Fischer and K. Tanaka. *A micromechanical model for the kinetics of martensitic transformation*. International Journal of Solids and Structures, Volume 2, Issues 14-15, 1992, Pages 1723-1728.
- [Fischer et al, 1996] F. D. Fischer, Q.P. Sun and K. Tanaka. *transformation induced plasticity (TRIP)*. Appl Mech Rev, 1996. Vol 49, n°6, Pages 317-364.
- [Ganghoffer et al, 1991] J.F. Ganghoffer, K. Simonsson, S. Denis, E. Gautier, S. Sjöström, S. Simon.. *Mecanical and thermodynamical study of a macroscopically coherent phase transformation*. J. Phys. IV. Sup. No. 11, 1991. Colloque C4. Vol. 1.
- [Ganghoffer et al, 1993] J.F. Ganghoffer, S. Denis, E. Gautier, A. Simon, S. Sjöström. *Finite element calculation of the micromechanics of a diffusional transformation*. Eur. J. Mech. A Solids 1993. 12 (1), 21–32.
- [Ganghoffer et al, 1998] J. F. Ganghoffer, K. Simonsson. *A micromechanical model of the martensitic transformation*. Mechanics of Materials, Volume 27, Issue 3, March 1998, Pages 125-144.
- [Gautier, 1985] E. Gautier. *Transformations perlitiques et martensitiques sous contrainte de traction des les aciers*. Thèse de doctorat ès-Sciences physiques, Institut National Polytechnique de Lorraine, Nancy, 1985, NP 176
- [Greenwood et al, 1965] G.W. Greenwood, R.H. Johnson. *The deformation of metals under small stresses during phase transformation*. 1965, Proc. Roy. Soc. 283A, 403-422
- [Han et al , 2004] H.N. Han, C.G. Lee, C.S Oh, T.H. Lee and S.J. Kim. *A model for deformation behavior and mechanically induced martensitic transformation of metastable austenitic steel*. Acta Materialia, Volume 52, Issue 17, 4 October 2004, Pages 5203-5214.
- [Hoang et al, 2007] H. Hoang, F. Barbe, R. Quey, L. Taleb. *FE determination of the plasticity induced during diffusive transformation in the case of nucleation at random locations and instants*. Comput Mat Sc. (2007) .to be published. Doi: 10.1016/J.commat.Sci.2007.07.032.
- [Iesman et al, 2005] A.V Iesman, V.I Levitas, D.L Preston, J-Y Cho. *Finite element simulations of martensitic phase transitions and microstructures based an a strain softening model*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 53 – P495-523.
- [Kaouache et al, 2004] B. Kaouache, S. Berveiller, K. Inal, A. Eberhardt, E. Patoor. *Stress analysis of martensitic transformation in Cu-Al-Be polycrystalline and single-crystalline shape memory alloy*. 2004, Materials Science and Engineering A 378, 232-237.

- [**Leblond, 1989**] J.B. Leblond. *Mathematical modelling of transformation plasticity in steels. II: Coupling with strain hardening phenomena*. 1989. Int. J. Plast. 573-591.
- [**Leblond et al, 1989**] J.B. Leblond, J. Devaux, J.C. Devaux. *Mathematical modelling of transformation plasticity in steels. I: Case of ideal-plastic phases*. 1989. Int. J. Plast. 551, 572.
- [**Magee, 1966**] C.L Magee. *Transformation kinetics, microplasticity and ageing of martensite in Fe-31-Ni*. PhD thesis, 1966. Carnegie Mellon University, Pittsburg.
- [**Marketz et al, 1994**] F. Marketz and F. D. Fischer. *A micromechanical study on the coupling effect between microplastic deformation and martensitic transformation*. Computational Materials Science, Volume 3, Issue 2, November 1994, Pages 307-325
- [**Meftah, 2003**] S. Meftah. *Modélisation de la plasticité de transformation dans une transformation martensitique*. Stage de diplôme d'études approfondies (DEA) LMR-INSA de Rouen, France.
- [**Meftah et al, 2004**] S. Meftah, F. Barbe, L. Taleb, F. Sidoroff. *Numerical analyses of the interaction classical plasticity - TRIP*. ICTAM 2004 Proceedings of the 21st International Congress of Theoretical and Applied Mechanics. Warsaw, Poland, 15-21 August 2004.
- [**Meftah et al, 2007**] S. Meftah, F. Barbe, L. Taleb and F. Sidoroff. *Parametric numerical simulations of TRIP and its interaction with classical plasticity in martensitic transformation*. European Journal of Mechanics - A/Solids, Volume 26, Issue 4, July-August 2007, Pages 688-700
- [**MTS, Technical report**] Material Test System. *632.68 High-Temperature Axial/Torsional Extensometer*. MTS Systems Corporation, 14000 Technology Drive. Eden Prairie, MN 55344-2290
- [**Petit-Grostabussiat, 2000**] S. Petit-Grostabussiat. *Conséquences mécaniques des transformations structurales dans les alliages ferreux*. Thèse d'état, Institut national des sciences appliquées de Lyon (France).
- [**Petit-Grostabussiat et al, 2004**] S. Petit-Grostabussiat, Lakhdar Taleb and Jean-François Jullien. *Experimental results on classical plasticity of steels subjected to structural transformations*. International Journal of Plasticity, Volume 20, Issues 8-9, August-September 2004, Pages 1371-1386.
- [**Rossi et al, 2002**] S. Rossi, Y. Massiani, E. Bertassi, F. Torregrosa and L. Fedrizzi. *Low temperature plasma immersion ion implantation of nitrogen on a mould steel*. Thin Solid Films, Volume 416, Issues 1-2, 2 September 2002, Pages 160-168.
- [**Roytburd, 1999**] A.L. Roytburd. *Kurdjumov and his school in martensite of the 20<sup>th</sup> century*. Materials Science and Engineering A, Volumes 273-275, 15 December 1999, Pages 1-10
- [**Sauveur, 1924**] Saver, Trans. AIME 73 (1926) 859. American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers.

[**Simonsson, 1994**] K. Simonsson. *Micro-mechanical FE-Simulations of the plastic behaviour of steels undergoing martensitic transformation*. PhD Thesis N°362, University of Linköping, Department of Mechanical Engineering. 1994.

[**SYSWELD, 2003**] Manuel utilisateur, ESI Group 2003.

[**Taleb et al, 2001**] L. Taleb, N. Cavallo and F. Waeckel. *Experimental analysis of transformation plasticity*. International Journal of Plasticity, 17 (2001) International Journal of Plasticity, Volume 17, Issue 7, July 2001, Pages 1-20.

[**Taleb et al, 2002**] L. Taleb, S. Petit-Grostabussiat. *Elastoplasticity and phase transformations in ferrous alloys: Some discrepancies between experiments and modelling*. J. Phys. IV France 12, 2002. Page 187-194.

[**Taleb et al, 2003**] L. Taleb and F. Sidoroff. *A micromechanical modeling of the Greenwood–Johnson mechanism in transformation induced plasticity*. International Journal of Plasticity, Volume 19, Issue 10, October 2003, Pages 1821-1842.

[**Taleb et al, 2006**] L. Taleb, S. Petit-Grostabussiat. *New investigations on transformation induced plasticity and its interaction with classical plasticity*. International Journal of Plasticity 22 (2006) 110–130

[**Turteltaub et al, 2005**] S. Turteltaub, A. S. J. Suiker. *Transformation-induced plasticity in ferrous alloys*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2005, vol 53 (8): 1747-1788.

[**Turteltaub et al, 2006**] S. Turteltaub, A.S.J. Suiker. *A multiscale thermomechanical model for cubic to tetragonal martensitic phase transformations*. International Journal of Solids and Structures, Vol 43 (2006) 4509–4545.

[**Videau et al, 1995**] Videau, J.Ch., Cailletaud, G., Pineau, A. *Experimental study of the transformation induced plasticity in a Cr-Ni-Mo-Al-Ti Steel*. International seminar MECAMAT'95: mechanisms and mechanics of solid phase transformations, la Bresse, France, 1995. 16-19 mai.

[**Wanser, 1995**] S. Wanser. *Simulation des phénomènes de chauffage par induction. Application à la trempe superficielle*. Centre de génie électrique de Lyon (CEGELY). Ecole Centrale de Lyon (ECL). France.

[**Wassermann, 1937**] G.Westermann. *Anderungen von mechanischen spannungen bei des Austenit-Martensit-Umwandlung*. Arch Eisenhutten, 1937, vol 10, P 477-480.

[**Wen et al, 1995**] Y.H. Wen, S. Denis, E. Gautier. *Criterion for the progress of martensitic transformation in a finite element simulation*. Journal de physique. IV (J. phys., IV), Colloque C2, 5, 531.

[**Wen et al, 1996**] Y.H. Wen, S. Denis, E. Gautier. *Computer simulation of martensitic transformation under stress*. supplément au J. de Physique III, V6, Colloque C1, 475.

[**Wen, 1997**] Y.H. Wen, 1997. *Approche micromécanique et simulation numérique par éléments finis de la transformation martensitique sous contrainte*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Lorraine (INPL), France.