HAL
open science

Plasticité induite par transformations de phases dans les aciers : Expérience vs modélisations

Abdeladhim Tahimi

To cite this version:

Abdeladhim Tahimi. Plasticité induite par transformations de phases dans les aciers : Expérience vs modélisations. Autre [cond-mat.other]. INSA de Rouen, 2011. Français. NNT : 2011ISAM0024 . tel-00737534

HAL Id: tel-00737534

https://theses.hal.science/tel-00737534v1

Submitted on 2 Oct 2012

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.

THESE DE DOCTORAT

DE L'INSTITUT NATIONAL DES SCIENCES APPLIQUEES (INSA) DE ROUEN

Présentée par

M. Abdeladhim TAHIMI

pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'INSA DE ROUEN

Domaine :

Mécanique

Sujet de la thèse :

Plasticité induite par transformations de phases dans les aciers. Expérience *vs* modélisations

Thèse soutenue le 07/07/2011 à l'INSA de Rouen devant le jury composé de :

M. Eric HUG	Professeur (Université de Caen)	Rapporteur
M. Ziad MOUMNI	Professeur (ENSTA Paristech)	Rapporteur
M. Michel CORET	Maître de conférence (INSA Lyon)	Examinateur
M. René BILLARDON	Professeur (ENS Cachan)	Examinateur
M. Lakhdar TALEB	Professeur (INSA Rouen)	Directeur de thèse
M. Fabrice BARBE	Maître de conférence (INSA Rouen)	Co-directeur de thèse

Groupe de Physique des Matériaux, INSA et Université de Rouen, CNRS UMR 6634
BP8, Avenue de l'Université, 76801 Saint Etienne du Rouvray (France)

Ecole doctorale SPMII
Sciences Physiques, Mathématiques et de l'Information pour l'Ingénieur

Remerciements

Je commence à croire que je ne pourrai jamais remercier assez les personnes spéciales qui sont mon directeur de thèse, Monsieur Lakhdar TALEB et co-directeur Monsieur Fabrice BARBE pour tous ce qu'ils ont faits pour moi. J'aimerais au moins leur dire à quel point je me considère chanceux d'avoir travaillé avec eux ces 4 dernières années et combien j'ai apprécié la confiance, le soutien, les encouragements, la disponibilité et la patience dont ils ont fait preuve à mon égard tout au long de ce chemin que nous avons parcouru ensemble. Je leur en suis très reconnaissant et je les remercie du fond du cœur.

Je remercie profondément Monsieur Eric HUG, Professeur à l'université de Caen, et Monsieur Ziad MOUMNI, Professeur à l'ENSTA Paristech, qui en dépit de la charge de travail qui les incombent, ont accepté d'évaluer ce travail et d'en être les rapporteurs.

De même, je remercie Monsieur Michel CORET, Maître de conférence à l'INSA de Lyon et Monsieur René BILLARDON, Professeur à l'ENS Cachan d'avoir accepté d'évaluer mon travail, pour l'intérêt qu'ils en ont témoigné et pour leurs remarques pertinentes. Je suis très reconnaissant à Monsieur René BILLARDON d'avoir accepté de présider le jury.

Je remercie Romain QUEY pour le Software NEPER gracieusement mis à notre disposition et pour ses encouragements, Salem MEFTAH pour son soutien en modélisation des transformations martensitiques et Alain GUILLET pour la partie micrographie et étude métallurgique. Je remercie Benoit VIELLE d'avoir accepter d'être mon tuteur en temps que moniteur à l'INSA de Rouen, pour ses encouragements et son esprit d'équipe.

Je remercie tout le personnel technique et administratif de l'INSA de Rouen, de l'école doctoral SPMII et du Collège des Ecoles Doctorales de Haute-Normandie, qui d'une façon ou d'une autre, ont contribué au bon déroulement de mon initiation à la recherche scientifique et à l'enseignement supérieur. Dans cette lignée, je site en particulier Messieurs Franck LE GUILLOUS et Yannick ANDRE pour l'assistance informatique, Mesdames Danielle BLANCHARD, Agnès LEPINE, Hélène DELAUNAY et Laure PARIS pour leurs assistance administrative, sympathie et bienveillance.

Mes remerciements vont de même au ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique pour le financement de cette thèse, au CRIHAN et au CINES pour les ressources informatiques mises à notre disposition.

Et en fin, un grand merci à tous ceux qui ont participé de près ou de loin à la réalisation de cet exploit, je pense en particulier à ma chère famille, mes chers amis et collègues à la ville et l'université du Havre, à l'INSA et l'université de Rouen et au CORIA.

Les différents travaux de recherche menés dans le cadre de la présente thèse, ont pour objectifs de : (i) comprendre les mécanismes et phénomènes prenant part dans la plasticité des aciers en présence d'une transformation de phases diffusive ou martensitique. (ii) développer des outils de prédiction de TRIP capables d'une part de reproduire correctement cette déformation macroscopique pour des cas de chargements complexes et d'autre part de nous offrir des enseignements sur les interactions élasto-visco-plastiques locales entre phase naissante et phase parente. Pour ce faire, de nouvelles campagnes d'essais TRIP à chargements uni- et bi-axiaux constants ou variables ont été menées sur l'acier 35NCD16 pour une transformation austénite-martensite et l'acier 100C6 pour une transformation austénite-perlite. En complément, des essais de traction-compression et relaxation ont été réalisés pour caractériser les propriétés élasto-viscoplastiques sur chacune des 2 phases de l'acier 100C6. Les paramètres de lois de comportement macro-homogènes et en plasticité cristalline ont ainsi pu être identifiés pour ensuite permettre une analyse de différents modèles par rapport au TRIP expérimental : les modèles analytiques de Leblond (1989) et de Taleb & Sidoroff (2003) mais aussi et surtout, des modèles numériques basés sur divers hypothèses de cinétique locale de transformation diffusive et de loi de comportement. Une extension du modèle mono-grain dédié aux transformations martensitique développé lors de la thèse de S. Meftah (2007) est proposée. Elle consiste à introduire le caractère polycristallin de l'austénite à travers un processus d'homogénéisation basé sur un schéma auto-cohérent via le calcul des propriétés d'un Milieu environnant Homogène Equivalent (MHE).

The objectives of this work are: (i) understand the mechanisms and phenomena involved in the plasticity of steels in the presence of a diffusive or martensitic phase transformation. (ii) develop tools for predicting TRIP, which are able to correctly reproduce the macroscopic deformation for cases of complex loading and could also provide information about local elasto-visco-plastic interactions between product and parent phases. To this purpose, new experimental tests are conducted on 35NCD16 steel for austenite to martensite transformation and on 100C6 steel for austenite to pearlite transformation. The elasto visco-plastic properties of austenite and pearlite of the 100C6 steel are characterized through tension-compression and relaxation tests. The parameters of macro-homogeneous and crystal-based constitutive laws could then be identified such as to analyse different models with respect to the experimental TRIP: the analytical models of Leblond (1989) and Taleb & Sidoroff (2003) but also, above all, different numerical models which can be distinguished by the prevailing assumptions concerning the local kinetics and the constitutive laws. An extension of the single-grain model dedicated to martensitic transformations developed during the thesis of S. Meftah (2007) is proposed. It consists in introducing the polycrystalline character of the austenite through a process of homogenization based on a self-consistent scheme by calculating the properties of an Equivalent Homogeneous Medium environment (EHM).

TABLE DE MATIERES

Introduction générale……..……9

I. Étude bibliographique……..14

I.1 Introduction……..16

I.2 Généralités sur les transformations de phases.....18

I.2.1 Transformations diffusives……....18

I.2.2 Transformations displacives (martensitiques)……...…19

I.3 Plasticité des matériaux cristallins…….....20

I.3.1 Plasticité classique……20

I.3.2 Plasticité de transformation, TRIP……21

I.3.3 Mécanismes responsables de TRIP……22

I.3.3.1 Mécanisme de Greenwood –Johnson……22

I.3.3.2 Mécanisme de Magee……23

I.3.3.3 Contribution de chacun des mécanismes……...23

I.4 Études expérimentales du TRIP……24

I.4.1 Dilatométrie libre, essais TRIP……..24

I.4.2 Dispositifs expérimentaux……26

I.4.3 Traitement de résultats, hypothèses……...27

I.4.4 Quelques observations……...31

I.4.4.1 Essais TRIP……31

I.4.4.2 Restauration d'écrouissage……32

I.4.4.3 Interaction plasticité classique – TRIP……..33

I.5 Modélisations - calcul du TRIP……..34

I.5.1 Modélisations analytiques……36

I.5.2 Modélisations numériques des transformations diffusives……...39

I.5.2.1 Les travaux fondateurs……..39

I.5.2.2 Les modélisations de cette étude……...39

I.5.3 Modélisations numériques des transformations martensitiques……45

I.6 Conclusion……53

II. Transformations diffusives……54

II.1 Introduction……56

II.2 Études expérimentales……57

II.2.1 A propos de l'acier 100C6……57

II.2.2 Dilatométrie libre (FDT)……57

II.2.3 Essais TRIP……63

II.2.3.1 Essais TRIP uni-axiaux……..63

II.2.3.2 Essai TRIP bi-axial (traction + torsion)……..73
II.2.4 Essais de traction-compression sur les deux phases……...76
II.2.4.1 Phase parente (Austénite à 810°C)……76
II.2.4.2 Phase produite (Perlite à 650°C)……79
II.2.5 Essais de relaxation sur les deux phases……80
II.2.5.1 Phase parente (Austénite à 810°C)……81
II.2.5.2 Phase produite (Perlite à 650°C)……81
II.2.6 Quelques observations microscopiques……..82
II.3 Modélisations, prédictions du TRIP……...82
II.3.1 Identification des paramètres élastoplastiques des phases……83
II.3.1.1 Comportement macroscopique homogène……83
II.3.1.2 Lois de plasticité cristalline……86
II.3.2 Étude préliminaire sur un monocristal, modèle SX2SX……89
II.3.2.1 Paramètres de modélisation……89
II.3.2.2 Éléments d'interphases (front de transformation)……...90
II.3.2.3 Choix d'orientations cristallographiques des phases……..91
II.3.2.4 Évaluation des courbes moyennes……..95
II.3.3 Évaluation du modèle PX2PX en termes de TRIP……96
II.3.3.1 Paramètres de modélisation……96
II.3.3.2 Effet du nombre de grains du polycristal parent……..100
II.3.3.3 Effet de la densité de germination……101
II.3.3.4 Plasticité dans les éléments d'interphase……..102
II.4 Confrontation : modélisations – expérience……104
II.5 Conclusion……...106

III. Transformations martensitiques……...107
III.1 Introduction……109
III.2 Étude expérimentale et modélisations du TRIP dans l'acier 35NCD16……110
III.2.1 A propos de l'acier 35NCD16……...110
III.2.2 Dilatométries libres, FDT……110
III.2.3 Essais TRIP à chargements variables……...113
III.2.3.1 Essais TRIP uni-axiaux (traction)……113
III.2.3.2 Essais TRIP bi-axiaux (traction + torsion)……..116
III.2.4 Confrontation, modélisations –expériences……124
III.2.5 Analyses et discussions……128
III.3 Modélisation à l'échelle du grain……..129
III.3.1 Modèle mono-grain généralisé……131

III.3.2 Etude préliminaire sur des maillages inclinés……..136
III.3.3 Analyses et discussions……144
III.3.4 Travaux futurs……..145
III.4 Conclusion……..147

Conclusion générale ……..……...…150

Références bibliographiques...……..……...…154

Annexe…….163
V.1 Dispositifs expérimentaux……..165
V.1.1 Machine d'essais thermomécaniques……165
V.1.2 Eprouvettes……...166
V.2 Traitement numérique des résultats expérimentaux……..168
V.3 Etude microscopique de acier 100C6……....170
V.3.1 Préparation des échantillons……170
V.3.1.1 Echantillon 100C6A……170
V.3.1.2 Echantillons 100C6B1 et 100C6B2……..171
V.3.2 Quelques observations microscopiques……172
V.4 Transformation martensitique……..174
V.4.1 Résultats des essais réalisés sur l'acier 35NCD16……174
V.4.1.1 Essais uni-axiaux : campagne d'essais (c1)……..174
V.4.1.2 Essais bi-axiaux : campagne d'essais (c2)……182

INTRODUCTION GENERALE

Pour une grande majorité, les matériaux d'intérêt industriel sont hétérogènes et/ou constitués de différentes phases. La distribution et les caractéristiques intrinsèques de ces phases définissent le comportement global du matériau à l'échelle macroscopique. Sous certaines conditions de chargements extérieurs, notamment de température et /ou de contraintes, une transformation de phases pourrait avoir lieu. La cinétique de transformation traduit l'évolution de la distribution spatiale des différentes phases au cours du temps. Elle dépend de l'état initial du matériau, de sa composition chimique et des efforts extérieurs auxquels il a été /est soumis avant et durant la transformation.

Les conséquences mécaniques des transformations de phases dans les matériaux cristallins, plus précisément les aciers, offrent des réponses précieuses à différents besoins industriels. En effet, le contrôle du processus de transformation via l'application de cycles de chargement thermiques et mécaniques adaptés permet d'obtenir des propriétés désirées pour une application industrielle spécifique. On cite à titre d'exemple, les alliages à mémoire de formes, les aciers TRIP, les duplex,…, qui trouvent des applications exigeant des performances mécaniques très variées, mêlées de résistance, ductilité, déformabilité.

Ces conséquences peuvent, par ailleurs, avoir des effets néfastes pour les structures industrielles, notamment la concentration de contraintes résiduelles susceptibles de provoquer l'amorçage et la propagation de fissures, la perte de propriétés mécaniques et la diminution de durée de vie. C'est le cas, par exemple, de l'effet du TRIP et les conséquences mécaniques des transformations de phases dans l'acier 16MND5 des cuves de réacteurs nucléaires français. La plasticité de transformation est aussi observée dans la Zone dite Affectée Thermiquement (ZAT) pendant les opérations de traitements thermiques telles que le soudage. Tous ces enjeux, ont attiré une attention particulière de chercheurs de tous les domaines des sciences de l'ingénieur à l'étude du comportement mécanique de ces matériaux en présence de transformations métallurgiques.

L'étude des conséquences mécaniques des transformations de phases à l'état solide dans les aciers a, par conséquent, fait l'objet de nombreux travaux. Certains abordent le sujet par la voie expérimentale à travers des essais macroscopiques sur éprouvettes ou microscopiques par des méthodes variées notamment la microscopie électronique, l'indentation… D'autres traitent le problème par la voie de modélisations diverses qu'elles soient empiriques, analytiques, semi-analytiques ou numériques. L'une de ces conséquences à laquelle nous portons notre attention dans ce travail de thèse est la plasticité de transformation (ou TRIP en référence à Transformation Induced Plasticity).

Le TRIP peu être définit comme une déformation macroscopique permanente constatée dans les aciers subissant une transformation de phase sous une contrainte mécanique externe même si cette contrainte est inférieure à la limite d'élasticité des phases présentes dans le matériau. Cette déformation inélastique dépend de l'acier considéré -sa composition chimique- ainsi que de l'histoire de chargements thermique et mécanique auxquels il a été /est soumis avant et durant la transformation. On notera aussi qu'une interaction entre la plasticité classique (plastification de la phase parente) et le TRIP et une restauration d'écrouissage de la phase parente peuvent se manifester sous certaines conditions de sollicitations externes spécifiques.

Les mécanismes qui accompagnent le TRIP sont de natures variées et il s'avère difficile de déterminer leurs contributions respectives au développement du TRIP. Ces difficultés font qu'on ne dispose pas d'outils crédibles susceptibles de prédire correctement le TRIP dès que les conditions de sollicitations externes que subit le matériau considéré deviennent complexes. A ce titre, on notera en particulier les cas de chargements mécaniques uni- ou bi-axiaux qui évoluent durant la transformation, la pré-déformation de l'austénite avant la transformation… Ils existent pourtant bien des cas de procédés de fabrication de structures industrielles qui engendrent ce genre de sollicitations et où la présence du TRIP est certaine. Ceci fait que la prédiction de ce phénomène représente une priorité allant bien au delà du besoin de compréhension dans un cadre de recherche fondamentale.

Le phénomène de TRIP auquel nous nous intéressons prend place lors du refroidissement après austénitisation complète du matériau, en contrôlant thermiquement[1] la transformation. Les phases en interaction sont d'une part de l'austénite, d'autres part de la martensite, bainite, ferrite ou perlite. On adopte dans cette étude les approches expérimentale et par modélisation pour traiter les transformations de type diffusif, au chapitre 2, ou martensitique, au chapitre 3.

Ce travail s'opère sur trois plans :

- Sur le plan expérimental : mener de nouvelles investigations au travers d'essais TRIP uni- et bi-axiaux avec chargements constants et /ou variables, sur l'acier 100C6 (100Cr6) pour une transformation austénite-perlite et l'acier 35NCD16 (35NiCrMo16) pour la transformation austénite-martensite, ce dans le but de mieux comprendre le phénomène. D'autre part, des essais de caractérisation viscoplastique sur les phases austénitique et perlitique de l'acier

[1] Le cas où la transformation est mécaniquement activée (par contrainte et/ou déformation) ne fait pas l'objet du présent travail.

100C6 juste avant et après le transformation (soit à 810° pour l'austénite et 760° pour la perlite) sont réalisés. Ces essais sont utilisés pour identifier les paramètres matériau de chacune des phases pour les lois de comportement, macroscopiques homogènes et de plasticité cristalline, auxquelles les différentes modélisations pratiquées dans cette étude font appel.

- Sur le plan modélisation de transformations diffusives, abordé au chapitre 2 : contribuer au développement de la modélisation et évaluer vis-à-vis du TRIP expérimental les modèles SX2SX (ou Single crystal to Single crystal) et PX2PX (ou Polycrystal-to-Polycrystal), basés sur des comportements de matériaux cristallins, qui ont été récemment proposés dans les travaux de (F. Barbe and R. Quey, 2010). Ces deux modèles sont les fruits de développements continus qu'ont subit les modèles à germination périodique (MH2MH-PN) et à germination aléatoire (MH2MH-RN), tous deux basés sur des lois de comportement macro-homogènes, présentés dans (F. Barbe, 2007), (F. Barbe, 2008), (H. Hoang, 2008) et (H. Hoang, 2007). Le modèle SX2SX correspond à la transformation d'un mono-cristal en un autre mono-cristal dont les paramètres matériau et l'orientation cristallographique diffèrent. Dans le modèle PX2PX, le volume élémentaire de référence de la phase parente est représenté par un cube avec une microstructure décrite par une mosaïque de Voronoï. Ce type de tessellation de l'espace offre une représentation très désordonnée de la matière, avec des grains qui se distinguent tous les uns des autres par leurs tailles, leurs formes géométriques, et qui en cela est très fidèle à des microstructures réelles de polycristaux, austénitiques en particuliers. On peut par ailleurs définir dans cette tessellation quatre types de sites de germination et établir, via des probabilités de germination, un ordre de préférence pour la germination tel que cela est observé expérimentalement : aux sommets des grains, aux arêtes, sur les faces ou à l'intérieur des grains. Le contrôle de la germination dans le temps et dans l'espace d'une part et de la vitesse de croissance de la phase naissante d'autre part, conduit à des morphologies microstructurales du polycristal produit qui vont de la mosaïque de Voronoï, avec des grains convexes et une dispersion relativement faible de la taille de grains, à d'autres types de mosaïque avec des grains non nécessairement convexes et une dispersion très imposante des tailles de grains.
- Sur le plan de la modélisation de transformations martensitiques, abordé au chapitre 3 : proposer une extension du modèle mono-grain dédié aux transformations martensitiques et qui a fait l'objet des travaux de S. Meftah (S. Meftah, 2007a) et (S. Meftah, 2007b). Cette extension vise à introduire le caractère polycristallin de l'austénite dans un processus d'homogénéisation basé sur un schéma auto-cohérant. Elle est motivée par l'amélioration de

la cinétique de transformation, la prise en compte de l'effet de l'orientation cristallographique des grains et la prise en compte (même si de façon partielle) de l'interaction entre grains à travers les propriétés mécaniques du Milieu environnant Homogène Equivalent (MHE).

Le lien entre ces trois plans d'approche s'établit au travers de l'analyse qui est menée en confrontant les prédictions de modélisations numériques les unes par rapport aux autres, mais aussi par rapport aux prédictions de deux modèles analytiques de référence (Leblond 1989 et Taleb &Sidoroff 2003), et surtout par rapport aux mesures expérimentales du TRIP.

I. ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I. Étude bibliographique 14
I.1 Introduction 16
I.2 Généralités sur les transformations de phases 18
I.2.1 Transformations diffusives 18
I.2.2 Transformations displacives (martensitiques) 19
I.3 Plasticité des matériaux cristallins 20
I.3.1 Plasticité classique 20
I.3.2 Plasticité de transformation, TRIP 21
I.3.3 Mécanismes responsables de TRIP 21
I.3.3.1 Mécanisme de Greenwood -Johnson 22
I.3.3.2 Mécanisme de Magee 22
I.3.3.3 Contribution de chacun des mécanismes 23
I.4 Études expérimentales du TRIP 23
I.4.1 Dilatométrie libre, essais TRIP 24
I.4.2 Dispositifs expérimentaux 25
I.4.3 Traitement de résultats, hypothèses 26
I.4.4 Quelques observations 31
I.4.4.1 Essais TRIP 31
I.4.4.2 Restauration d'écrouissage 32
I.4.4.3 Interaction plasticité classique - TRIP 33
I.5 Modélisations - calcul du TRIP 34
I.5.1 Modélisations analytiques 36
I.5.2 Modélisations numériques des transformations diffusives 39
I.5.2.1 Les travaux fondateurs 39
I.5.2.2 Les modélisations de cette étude 39
I.5.3 Modélisations numériques des transformations martensitiques 45
I.6 Conclusion 53

I.1 Introduction

Dans ce chapitre, nous présentons une étude bibliographique qui va nous permettre de cadrer le sujet du présent travail et d'adopter un certain vocabulaire que nous allons garder pour la suite du document. Ce travail rentre dans le cadre d'une étude expérimentale et numérique du comportement des matériaux cristallins en présence de transformations de phases métallurgiques. Plus précisément, nous nous intéressons à la plasticité de transformation durant le refroidissement dans les aciers subissant des transformations diffusives (austénite-ferrite ou austénite-perlite, voir chapitre 2) ou martensitiques (austénite-martensite, voir chapitre 3). Cependant, les modélisations développées, notamment celles des transformations diffusives, peuvent être utilisées pour analyser d'autres phénomènes (restauration d'écrouissage, interaction plasticité classique-plasticité de transformation…).

Nous commençons par quelques notions sur les transformations de phases diffusives et martensitiques, de déformation de transformation et des propriétés mécaniques intrinsèques des phases (paramètres élasto-viscoplastiques, densité…). Puis la plasticité des matériaux cristallins est abordée tant à l'échelle microscopique en présentant les notions de glissement et maclage qu'à l'échelle macroscopique (courbe contrainte-déformation, écrouissages isotrope et cinématique, effet de viscosité…). Nous abordons par la suite la plasticité de transformation (ou TRIP), le phénomène de restauration d'écrouissage ainsi que l'interaction plasticité classique - TRIP. On présente ensuite la méthodologie expérimentale d'étude de la plasticité de transformation, les principales hypothèses souvent adoptées dans le traitement des résultats expérimentaux et les principales observations expérimentales qui ont un rapport direct avec notre travail.

Du point de vue modélisations analytiques du TRIP, nous nous contentons d'un bref aperçu du modèle de Leblond (J.B. Leblond, 1989) et de sa version étendue par Taleb & Sidoroff (L. Taleb and F. Sidoroff, 2003). Notons que, la simplicité de leurs utilisations et leur importance dans le monde de l'industrie (notamment l'intégration fréquente de celui de Leblond dans les codes de calcul des structures industriels), a suscité notre curiosité à comparer leurs prédictions de TRIP avec les observations expérimentales et avec les prédictions des modélisations numériques des transformations de phases qui font l'objet des prochains chapitres. Pour introduire ces dernières, nous avons consacré un paragraphe pour la modélisation en éléments finis 2D à l'échelle du grain des transformations martensitiques, proposée pour la première fois par Ganghoffer (J.F. Ganghoffer, 1991a) et (J.F. Ganghoffer, 1991b) et les améliorations apportées entre temps par Wen

(Y. H. Wen, 1995) et (Y.H. Wen, 1997) puis par Meftah (S. Meftah, 2007a) et (S. Meftah, 2007b) dans le cadre de sa thèse de doctorat qui a été menée au sein de notre équipe de recherche durant la période (2003-2006). Cette modélisation, qui tient compte à la fois de l'effet de l'orientation des variants (mécanisme de Magee (C.L. Magee, 1966)) et de l'accommodation des micro-plasticités locales (mécanisme de Greenwood-Johnson (G.W. Greenwood and R.H. Johnson, 1965)), fait l'objet de développement et d'évaluation dans le chapitre 3 en intégrant l'effet de l'orientation cristallographique des grains.

Dans cet aspect, le calcul du TRIP se fait par moyennation d'ensemble de calculs avec différentes orientations cristallographiques ou bien suivant un schéma d'homogénéisation auto-cohérent au travers de calcul des propriétés du MHE (cf. chapitre 3). Notons que l'approche multi-grains proposé par Meftah, étant très "lourde" (temps de calcul important et difficultés de convergence), n'a pas été adoptée. Un autre paragraphe est consacré à l'introduction d'une modélisation par éléments finis, cette fois en 3D, des transformations diffusives. Cette dernière consiste en un élément de volume cubique maillé en éléments finis cubiques auxquels sont affectées les propriétés de l'austénite. La transformation d'un ensemble d'élément finis consiste à affecter à ces éléments les propriétés de la nouvelle phase et d'imposer un tenseur de déformation sphérique qui représente la différence de compacité entre les phases parente et produite. Cette modélisation a fait l'objet des travaux de thèse d'Ha Hoang (H. Hoang, 2007) et (H. Hoang, 2008) au sein de notre équipe pendant la période (2004-2007). Notre contribution, dans le chapitre 2, consiste en l'introduction de lois de plasticité cristalline à la place des lois de comportement macroscopique homogène. Les modèles ainsi obtenus s'appelleront SX2SX en référence à Single crystal-to-Single crystal et PX2PX en référence à Polycrystal-to-Polycrystal. Une évaluation en termes de TRIP de ces modèles par rapport à l'expérience, après identification des paramètres élastoplastiques par le biais des essais expérimentaux de traction-compression sur l'acier 100C6 avant et après la transformation, a été faite. Notons aussi que différentes configurations de calcul ont été obtenues en combinant le choix de la loi de comportement considérée, qui peut être homogène ou basé sur la plasticité cristalline, avec la morphologie du domaine de calcul, qui peut être un seul grain (en référence à la germination périodique) ou un multi-grain (germination aléatoire). Ces configurations ont été testées puis évaluées en termes de TRP par rapport aux résultats expérimentaux et aux modèles analytiques cités précédemment. Le modèle PX2PX correspond à un cas particulier où l'on utilise un multi-grain (représenté par une mosaïque de Voronoï) et des lois de plasticité cristalline.

I.2 Généralités sur les transformations de phases

Les alliages ferreux utilisés dans l'industrie sont des matériaux cristallins. Ils sont souvent composés de nombreux grains. Ces grains se distinguent par leurs tailles, formes, orientations cristallographiques ainsi que par leurs dispositions relatives... Mais cela ne fait pas toutes leurs différences, en effet, les hétérogénéités dans un grain notamment : la nature, la densité et la distribution de ce qu'on appelle *défauts cristallins* (dislocations, lacunes, atomes interstitiels, joint de grain…) rend chaque grain unique. L'ensemble de ces aspects définit la microstructure d'un matériau cristallin.

Sous certaines conditions de sollicitations extérieures (température et/ou contrainte en particulier) un matériau cristallin peut être composé de différentes phases. La distribution dans l'espace et dans le temps de ces phases peut influencer considérablement le comportement mécanique de ce matériau. Cette distribution dépend de la microstructure du matériau en question et des sollicitations extérieures auxquels il est soumis.

Une transformation de phase se produit lorsque le matériau subit des sollicitations thermiques et/ou mécaniques spécifiques. La variation de distance interatomique induite par ces sollicitations conduit la structure cristalline à se réarranger en vue d'obtenir une forme plus stable. Ce réarrangement peut se produire, en fonction des sollicitations externes et de la texture initiale du réseau, suivant deux mécanismes : diffusif ou displacif. De ce fait, on distingue deux types de transformations, diffusives et displacives.

I.2.1 Transformations diffusives

Les transformations diffusives sont appelées ainsi car ce sont les phénomènes de diffusion, c'est à dire de migration des atomes dans le matériau, qui déterminent leurs cinétiques. Le processus de diffusion met en jeu les lacunes présentes dans le réseau cristallin. Pour qu'un atome, situé au voisinage d'une lacune, puisse se déplacer pour occuper cette lacune, il faut qu'il ait l'énergie suffisante pour écarter légèrement les atomes adjacents de leurs positions d'équilibre. Le phénomène de diffusion implique donc le passage d'une barrière d'énergie potentielle. C'est un processus favorisé par l'élévation de température, concentration en lacunes et par une faible énergie de liaison. L'accélération de la diffusion dans les joints de grains et à la surface du matériau résulte d'une augmentation de la concentration en lacunes dans ces régions perturbées de la structure

cristalline. La diffusion est accompagnée d'un changement de la structure cristallographique et la transformation procède par un mécanisme de germination et de croissance.

La germination d'une nouvelle phase est en général facilitée par la présence de particules étrangères de tailles microscopiques (*impuretés*) qui sont toujours présentes en quantité plus ou moins importante dans la phase en transformation. Ces particules représentent des sites favorables pour la formation de germes de la nouvelle phase. Dès que les conditions thermodynamiques sont favorables, le démarrage de la transformation de phase se fait à la surface des particules étrangères. Par conséquent la germination est souvent aléatoire. Pour une température donnée, il n'y a qu'une fraction très petite des impuretés qui donnent naissances aux germes. Après formation d'un germe stable, la croissance de la nouvelle phase se fait par adjonction d'atomes à l'interface qui délimite la phase mère de la phase en formation. La vitesse de croissance est en grande partie fonction de la probabilité qu'ont les atomes de venir se fixer (*s'absorber*) sur l'interface de phase en développement. Dès le début de transformation, la croissance cristalline se produit sur ces germes et la germination est dite *instantanée*. Si les conditions thermodynamiques restent favorables, les germes continuent à croitre progressivement et coalescent lorsqu'ils se rencontrent. Notons que la croissance dépend de l'état da la structure à l'interface et qu'une interface très accidentée à l'échelle atomique (*rugueuse*), caractérisée par un grand nombre de défauts dans le réseau cristallin est favorable à l'absorption tandis qu'une surface lisse lui est défavorable. La vitesse de croissance des germes n'est pas constante mais dépend de leurs états thermodynamiques ainsi que ceux de leurs alentours. La densité de germination et la croissance des germes déterminent la taille des grains de la nouvelle phase et la taille des phases dans le cas de formation de plusieurs phases. Les transformations diffusives sont accompagnées d'une variation volumique et sont considérées comme des transformations lentes contrairement aux transformations displacives.

I.2.2 Transformations displacives (martensitiques)

Le mécanisme des transformations displacives est expliqué par le changement de la structure cristalline sans diffusion, c'est à dire sans changement de la composition des phases. C'est le cas des transformations martensitiques. Une transformation martensitique se produit de manière quasi instantanée à partir d'une certaine température au cours du refroidissement. C'est la température de début de transformation appelé souvent M_s. Dans les aciers au carbone, le taux de transformation martensitique dépend de la température. Il peut, en outre, dépendre des sollicitations mécaniques exercées sur le matériau, il s'agit dans ce cas d'une transformation activée mécaniquement. Notons

aussi que la transformation martensitique est fortement influencée par la teneur en carbone. La martensite des aciers a une structure quadratique centrée. C'est une phase dure et fragile qui apparait souvent sous forme de plaquettes. L'apparition d'une plaquette se fait à la vitesse du son dans le milieu. Elle est accompagnée d'une déformation de transformation composée d'une petite dilatation et d'un grand cisaillement. Cette déformation est la conséquence du passage d'une structure cubique à faces centrées à une structure quadratique centrée.

I.3 Plasticité des matériaux cristallins

I.3.1 Plasticité classique

Il existe plusieurs mécanismes de déformation plastique dans les matériaux cristallins. On en cite les plus fréquents: le glissement et le maclage. Le glissement est la manifestation du mouvement d'une dislocation le long du plan de glissement, il a lieu de préférence, dans les plans réticulaires à haute densité d'atomes et dans la direction où la densité réticulaire est la plus élevée. Ces plans à haute densité d'atomes et les directions de glissement préférentielles constituent des systèmes de glissement qui diffèrent selon la structure cristalline.

La déformation plastique par maclage est moins fréquente que celle procédant par glissement. Le maclage, schématisé dans la (Figure I-1), est une opération qui amène une partie de cristal à être cisaillée entre deux plans (qui vont former une interface avec la partie non déformée). Il s'agit d'un processus qui requiert une forte concentration de contraintes. Tandis que le glissement produit des déplacements qui sont des multiples entiers de la distance interatomique, lors du maclage, les atomes se déplacent de moins d'une distance interatomique (T. Richeton, 2006). Le maclage se produit lorsqu'une partie du cristal bascule sous l'action d'une contrainte de cisaillement dans une position symétrique sans changement de la structure du réseau cristallin. Ce basculement entraîne la formation d'une interface de maclage entre la partie maclée (déformée) et la partie non déformée. La formation des macles est aussi facilitée par les dislocations. Le maclage joue un rôle important dans la déformation plastique des métaux à structure cristalline hexagonale compacte *hc* dont le nombre de systèmes de glissement est limité. Ce processus de déformation ressemble beaucoup à la formation des plaquettes de martensite.

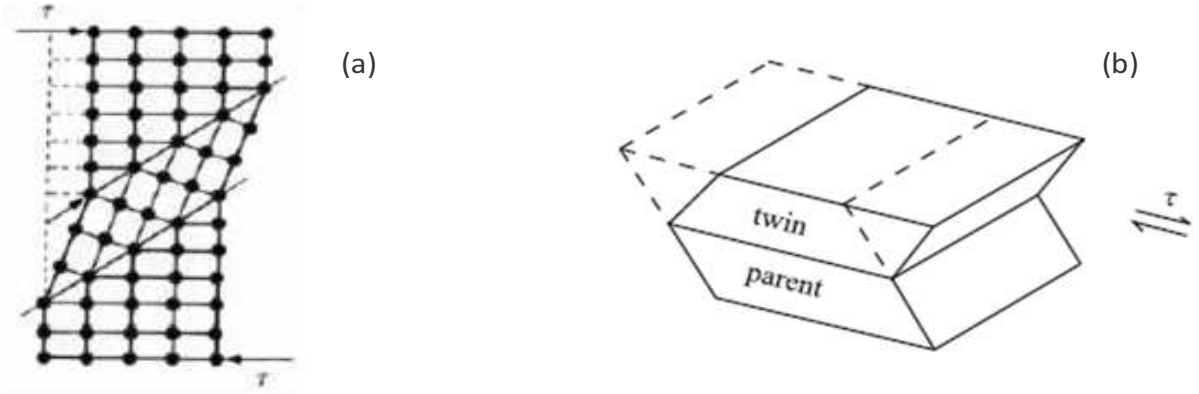


Figure I-1 : Schémas représentatif de maclage : (a) distorsion du réseau cristallin (T. Richeton, 2006). (b) Formation d'un macle (J.P. Hirth and J. Lothe, 1982).

I.3.2 Plasticité de transformation, TRIP

Comme nous venons de le signaler, une transformation de phase est souvent accompagnée d'une déformation de transformation. Aussi chaque phase a ses propres propriétés mécaniques. Ainsi, cette déformation de transformation provoque des contraintes locales qui peuvent dépasser la limite d'élasticité du matériau ou, si l'on raisonne dans le cadre cristallin, la contrainte critique de cisaillement de certains systèmes de glissement. Par conséquent, des déformations plastiques microscopiques sont engendrées et ce, majoritairement dans la phase la moins dure. Dans un polycristal dont les orientations cristallographiques sont entièrement aléatoires, ce qui est souvent le cas pour l'austénite après austénitisation, ces déformations microscopiques s'auto-annulent. Par conséquent, du point de vue macroscopique, seule la déformation thermo-métallurgique est observée tandis qu'aucune déformation plastique n'est générée. Ceci n'est pas le cas si on sollicite le matériau durant sa transformation par un effort externe bien que la valeur équivalente de la contrainte soit inférieure à la limite d'élasticité de la phase la moins dure. On parle dans ce cas de la plasticité de transformation en anglais TRansformation Induced Plasticity (TRIP). La plasticité de transformation est donc une déformation macroscopique permanente, observée dans les matériaux cristallins subissant une transformation de phase, provoquée par une contrainte équivalente inférieure à la limite d'élasticité de la phase la moins dure. Deux mécanismes tentent d'expliquer le TRIP: Le mécanisme de *Greenwood-Johnson (1965)* et le mécanisme de *Magee (1966)*.

I.3.3 Mécanismes responsables de TRIP

De point de vue microscopique, deux mécanismes permettent d'expliquer l'apparition du TRIP : le mécanisme de Greenwood-Johnson et le mécanisme de Magee.

I.3.3.1 Mécanisme de Greenwood -Johnson

Le mécanisme de Greenwood-Johnson est considéré comme un mécanisme d'accommodation. Selon Greenwood-Johnson (G.W. Greenwood and R.H. Johnson, 1965), le TRIP est dû au fait que les micro-plasticités engendrées par la différence de compacité entre la phase mère et la phase en formation sont canalisées dans la direction de la contrainte appliquée. Il correspond mieux aux transformations diffusives où la nouvelle phase croît de façon isotrope. En absence de sollicitations externes, les micro-plasticités restent généralement isotropes et d'un point de vue macroscopique, seule une variation globale du volume est observée. Par contre, dès qu'une contrainte déviatorique est appliquée, les micro-plasticités sont canalisées dans la direction de la sollicitation, ce qui provoque la plasticité de transformation.

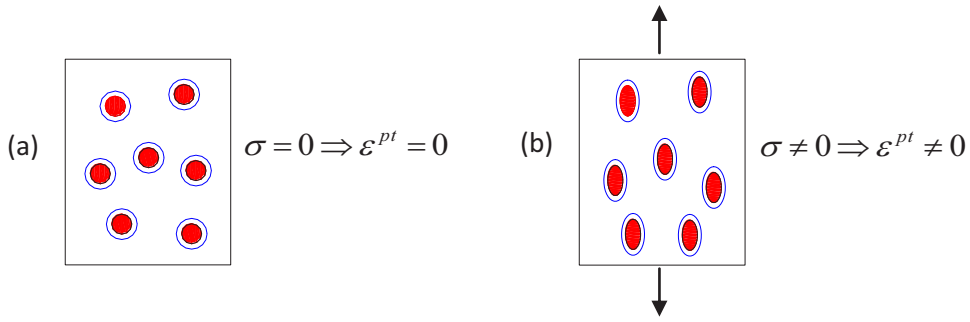


Figure I-2: Mécanisme de Greenwood-Johnson. (a) Sans contrainte appliquée ; (b) avec une contrainte appliquée (H. Hoang, 2008).

I.3.3.2 Mécanisme de Magee

Le mécanisme de Magee, est adapté pour décrire les transformations martensitiques. La martensite apparaît sous forme de plaquettes cisaillées (ou *variantes*). Selon les relations d'orientations de Kurdjumov-Sachs, couramment adoptées pour les transformations martensitiques, il existe 24 variants chacun correspondant à un plan, une direction et un sens de cisaillement déterminés dans le réseau cristallin. Selon Magee (C.L. Magee, 1966), la contrainte appliquée ainsi que les contraintes internes font que certaines variantes soient plus souvent sélectionnées (activées). En d'autres mots, le champ de contrainte favorise la croissance des lattes de martensite dans certaines directions préférentielles, ce qui a pour effet d'additionner les composantes de cisaillement des variantes et provoque une déformation plastique macroscopique dans la direction privilégiée (C.L. Magee, 1969). Il convient de noter que le phénomène d'accommodation est aussi présent en conséquence de l'effet de la partie volumique du tenseur de déformation de transformation.

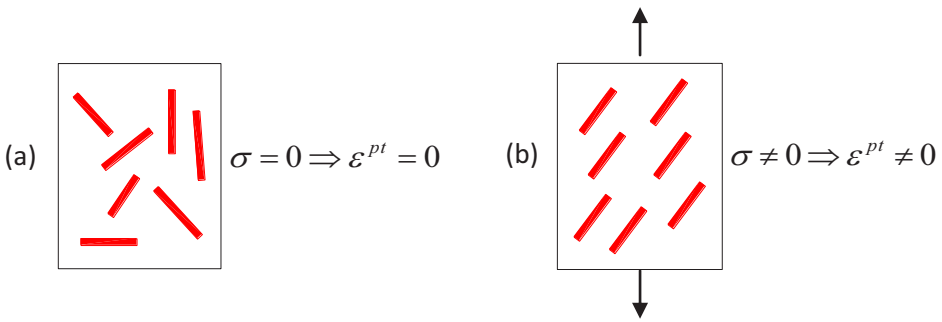


Figure I-3: Mécanisme de Magee. (a) Sans contrainte appliquée ; (b) avec une contrainte appliquée (H. Hoang, 2008).

I.3.3.3 Contribution de chacun des mécanismes

Le mécanisme de Greenwood-Johnson est important dans les transformations avec diffusion (transformations ferritiques ou perlitiques) mais aussi dans les transformations bainitiques et martensitiques lorsque la différence de compacité entre les phases est importante. Le mécanisme de Magee a quant à lui été proposé pour expliquer la plasticité de transformation durant les transformations martensitiques mais est cependant aussi présent lors d'une transformation bainitique. Il est absent lors des transformations purement diffusives où la croissance des germes reste isotrope. Bien que le mécanisme de Magee semble prédominant dans les transformations martensitiques, on ne peut négliger les accommodations plastiques engendrée par l'apparition des plaquettes elles mêmes. Par conséquent, les deux mécanismes peuvent être présents simulanément dans une transformation donnée. La prédominance d'un mécanisme ou de l'autre dépend du matériau considéré, de la transformation et du chargement mécanique durant et avant la transformation. La contribution de chacun des mécanismes fait souvent un des objectifs des travaux qui portent sur la plasticité de transformation que ce soit par la voie expérimentale ou à travers les modélisations de TRIP ou des interactions mécaniques durant les transformations de phases en général. Notons à propos de ces interactions, que l'histoire de chargement mécanique qu'a subit le matériau avant la transformation peut avoir une grande influence sur les propriétés mécaniques de la nouvelle phase. Il convient dans ce cadre de citer le phénomène de *restauration d'écrouissage*.

I.4 Études expérimentales du TRIP

De nombreux travaux expérimentaux ont permis de comprendre les processus de transformations de phases pour différents types de sollicitations thermiques et mécaniques externes parmi lesquels on cite : (Cavallo, 1998), (M. Coret, 2002), (M. Coret, 2004), (Desalos, 1981), (F.D. Fischer, 2000a),

(F.D. Fischer, 2000b), (E. Gautier, 1985b), (S. Grostabussiat, 1999), (S. Grostabussiat, 2001), (N. Cavallo, 1997), (K. Nagayama, 2000), (K. Nagayama, 2001), (K. Nagayama, 2002), (A. Simon, 1994), (L. Taleb, 1998), (L. Taleb, 1999), (L. Taleb, 2001a), (L. Taleb, 2001b), (L. Taleb and S. Petit-Grostabussiat, 2002), (L. Taleb and S. Petit-Grostabussiat, 2006), (J.Ch. Videau, 1995), (L. Hirsinger, 2004), (M. Wolff, 2005), (M. Dalgic and G. Löwisch, 2006), (A. Rusinek and J.R. Klepaczko, 2009) et d'autres. Dans ce travail, nous ne nous intéressons qu'aux transformations durant le refroidissement dans les alliages ferreux, plus précisément de l'austénite-martensite et austénite-perlite. Les transformations induites par une contrainte (déformation) appliquée ne font pas l'objet du présent travail.

I.4.1 Dilatométrie libre, essais TRIP

L'étude du TRIP au cours du refroidissement dans les aciers, se fait souvent à l'échelle macroscopique à travers deux types d'essais : le premier s'appelle dilatométrie libre (Free Dilatometric test or FDT) représenté dans la (Figure I-4), pendant lequel une éprouvette subit un cycle thermique (échauffement suivi d'un refroidissement). Cet essai permet de nous renseigner sur la cinétique de transformation (température de début et fin de transformation, évolution de la fraction volumique de la phase produite en fonction de température…). Le deuxième essai consiste à appliquer à la fois un cycle thermique identique au précédent et un chargement mécanique. Ce dernier peut être une contrainte de valeur constante appliquée avant le début de transformation et maintenue tout au long de celle-ci, dans ce cas on parle d'un essai TRIP classique (Figure I-5). Elle peut aussi évoluer au cours de transformation, c'est le cas d'un essai TRIP à chargement variable. Un essai de pré-écrouissage (ou pré-déformation) correspond au cas où on applique, avant le début de transformation, un effort important (qui peut provoquer une déformation plastique dans l'austénite) puis on relâche et on laisse la transformation se dérouler sans contrainte extérieure. La contrainte appliquée peut être une traction, une compression, une torsion ou une des combinaisons possibles. Il est aussi possible de combiner un essai TRIP et un essai de pré-écrouissage.

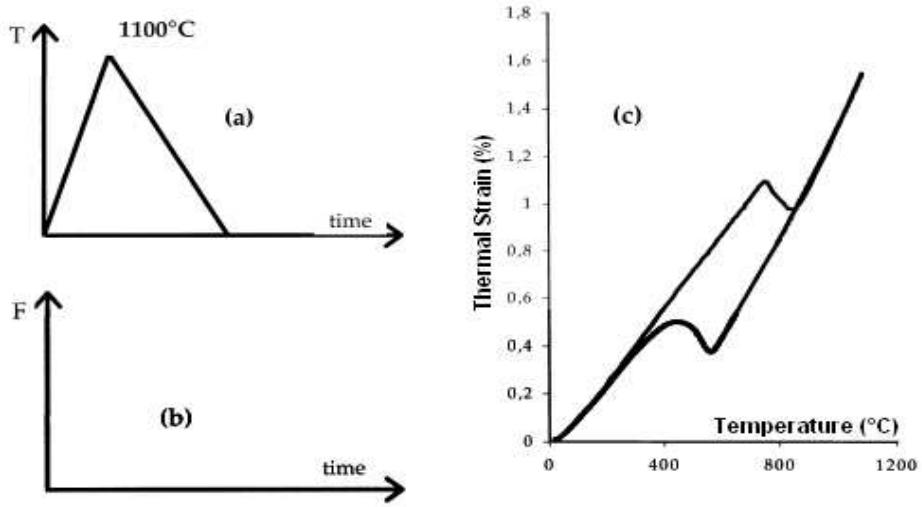


Figure I-4 : Dilatométrie libre pour une transformation bainitique dans l'acier 16MND5: (a) cycle thermique, (b) absence de chargement mécanique (F=0), (c) évolution de deformation macroscopique totale de l'éprouvette en fonction de température (L. Taleb, 2001b).

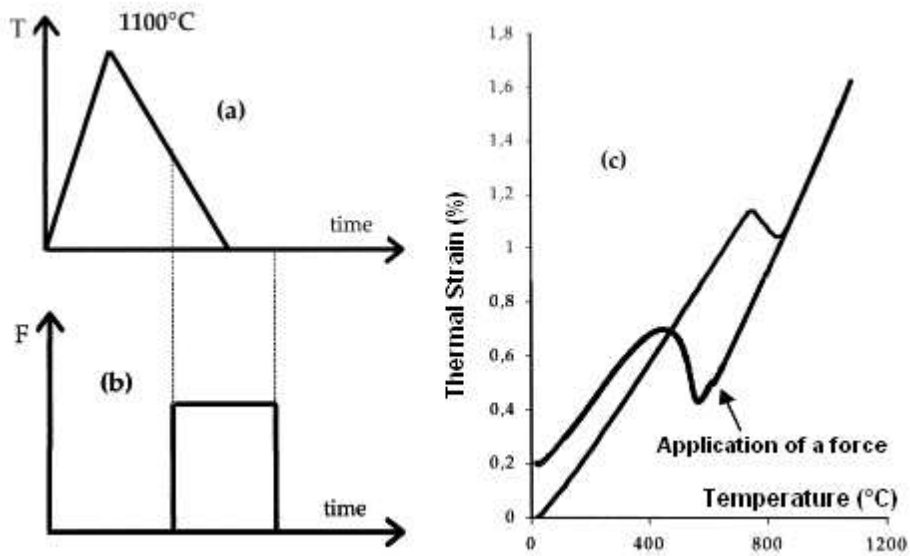


Figure I-5 : Essai de TRIP classique (traction monotone) pour une transformation bainitique dans l'acier 16MND5: (a) Cycle thermique, (b) chargement mécanique (24MPa), (c) évolution de déformation macroscopique totale de l'éprouvette en fonction de température (L. Taleb, 2001b).

I.4.2 Dispositifs expérimentaux

Comme expliqué dans le paragraphe précédant, l'étude expérimentale de la plasticité de transformation se fait souvent à travers des essais de dilatométrie libre (Figure I-6a) et des essais TRIP (Figure I-6a) et (Figure I-6b). De tels essais nécessitent une machine qui soit capable d'imposer des chargements thermiques et mécaniques spécifiques. En effet, selon le type de transformation que l'on veut étudier, une vitesse de refroidissement déterminée doit être imposée. Cette vitesse peut être très élevée. Pour fixer les idées, afin d'obtenir une transformation martensitique dans l'acier 16MND5 (sous certaines conditions d'austénitisation) on doit atteindre

une vitesse de refroidissement d'au moins 10°C/s, une vitesse de refroidissement de 0.3°C/s conduit à une transformation bainitique et une vitesse intermédiaire donne un mélange de martensite-bainite. Les températures de début et fin de transformation peuvent aussi être relativement élevées. Prenons l'exemple de transformation austénite-perlite dans l'acier 100C6 (présentée au chapitre 2) où la température de début de transformation est aux alentours de 760°C et celle de la fin de transformation à environ 650°C (pour les conditions d'austénitisation de l'expérience menée). De préférence, cette machine doit aussi être capable d'appliquer des chargements multiaxiaux en suivant des consignes bien précises. Nous disposons dans l'équipe ERMECA du GPM d'un tel dispositif.

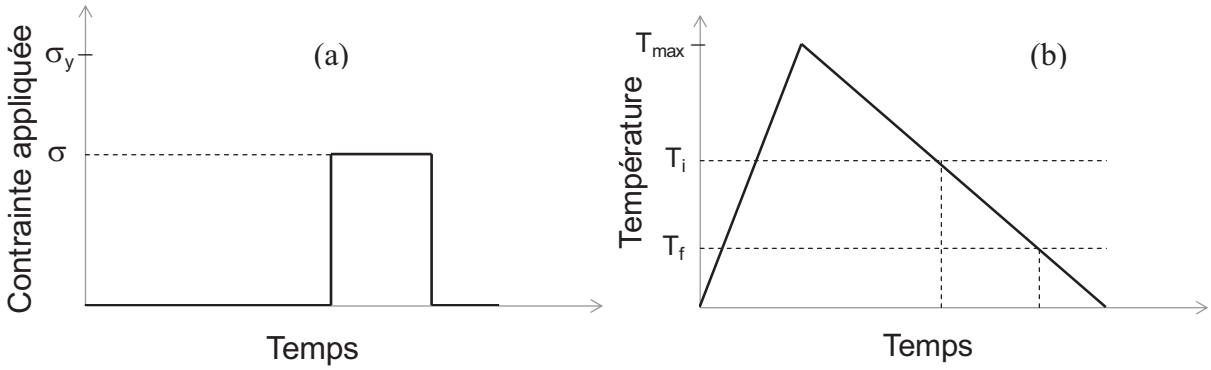


Figure I-6 : Cas d'un essai TRIP classique : (a) chargement thermique. (b) chargement mécanique.

Les éprouvettes que nous avons utilisé sont tubulaires de zone utile de longueur 25mm et d'épaisseur 1,5mm. Ces dimensions géométriques permettent d'atteindre une vitesse d'échauffement et de refroidissement suffisamment élevées tout en gardant homogènes les champs de température, de contraintes et de déformations dans la partie utile. L'éprouvette est chauffée par induction et refroidie par circulation forcée d'azote et d'argon. L'éprouvette est placée dans une enceinte à atmosphère contrôlée. Le chargement mécanique est appliqué aux deux extrémités de l'éprouvette à travers deux mors à pression hydraulique. Les chargements mécanique et thermique sont donnés sous forme de consignes intégrées dans un programme exécuté par l'ordinateur de contrôle. La température, les déplacements et les efforts appliqués sont mesurés par le moyen de thermocouples, d'extensomètre et capteurs d'efforts respectivement. Voir en annexe pour plus d'informations sur les équipements expérimentaux.

I.4.3 Traitement de résultats, hypothèses

Comme indiqué, un essai de dilatométrie libre se fait en absence de chargement mécanique. Grâce à l'ensemble des équipements de mesures on a accès à des données telles que : le temps, la

température, le déplacement axial et la rotation, la force axiale et le couple de torsion. On peut donc déduire de ces données expérimentales : la déformation et contrainte axiales et de torsion. Pour ce faire, on adopte quelques hypothèses : *(i)* la section de la zone utile de l'éprouvette reste constante durant la déformation. *(ii)* les champs de déformation, contrainte et de température sont homogènes dans cette zone de l'éprouvette.

L'évolution de la déformation axiale en fonction de température pour une transformation martensitique dans l'acier 35NCD16 est montrée à titre d'exemple dans la Figure I-7.

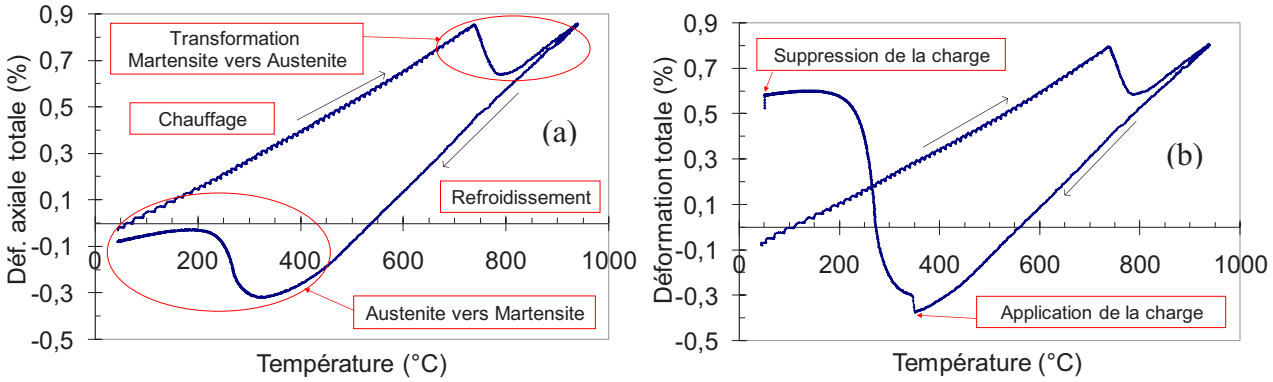


Figure I-7 : Évolution de la déformation axiale totale en fonction de la température pour une transformation martensitique dans l'acier 35NCD16 : (a) durant un essai de dilatométrie libre (b) durant un essai TRIP classique.

Cette courbe nous permet de déduire : les coefficients de dilatation thermique des phases parente (γ) et produite (α), la température de début de transformation et l'évolution de la déformation de transformation en fonction de la température. A une température au cours de la transformation donnée, la déformation de transformation est égale à la différence entre la déformation thermo-métallurgique (déformation axiale totale lors de l'essai de dilatométrie libre) à cette température et l'asymptote à la courbe de refroidissement de l'austénite comme présenté dans l'exemple de la Figure I-8.

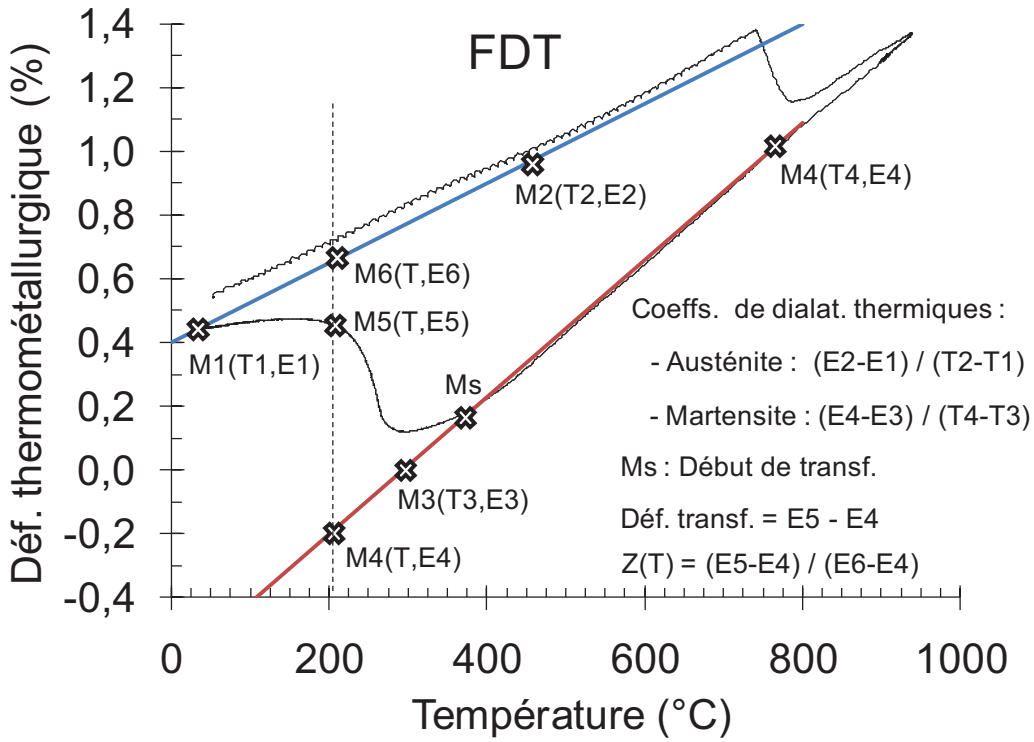


Figure I-8 : Figure illustrative du mode de calcul des coefficients de dilatation thermiques des phases parente et produite, de la déformation de transformation et de la fraction volumique de la phase produite à une température T ainsi que l'identification du début de la transformation, cas d'une transformation martensitique dans l'acier 35NCD16.

La fin de transformation est supposée atteinte à température ambiante pour ce cas précis. Dans le cas où la transformation se passe à haute température (comme on le verra dans le chapitre 2 par exemple), la fin de transformation est atteinte une fois l'évolution de la déformation thermo-métallurgique devient linéaire ce qui traduit une dilatation thermique de la phase produite.

Au cours de la transformation (dans l'intervalle $T \in [T_f, T_i]$), le matériau est biphasé (composé des deux phases parente et produite). La fraction volumique de la phase produite durant la transformation $z(T)$, est calculée à partir de la déformation de thermo-métallurgique et des dilatations thermiques des deux phases avant et après la transformation via l'équation (Eq. I.1), cette équation est illustrée dans la Figure I-8. Cette équation est basée sur le fait qu'on suppose que la fraction volumique de la phase naissante Z, varie linéairement avec la déformation de transformation ce qui nous permet de calculer la cinétique de transformation macroscopique toute en se basant sur l'évolution de la déformation au cours de la dilatométrie libre. Nous avons besoin de l'évolution de Z pour pouvoir tracer les courbes TRIP(Z) ce qui permet par la suite une confrontation avec les différents modèles analytiques et numériques, mais cela a un prix. En effet, le calcul de Z en fonction de déformation de transformation implique une hypothèse supplémentaire, et qui dit hypothèse dit une incertitude supplémentaire sur la courbe de TRIP notamment dans le cas où on ne sait pas si on a du fluage avant et au cours de transformation dans notre dilatométrie libre.

C'est la raison pour laquelle on préfère tracer les courbes de TRIP en fonction de la température quand cela est possible. Pour cette même raison, lors de confrontations modèles-expérience, il est plus judicieux de se focaliser sur la valeur finale du TRIP expérimental, une valeur qui n'est pas affectée par le calcul de Z, que sur l'allure de la courbe du TRIP en fonction de Z.

Le cas de formation de plusieurs phases soulève certaines difficultés en ce qui concerne le calcul des pourcentages de phase présentes dans le matériau (voir (L. Taleb and S. Petit-Grostabussiat, 2006) pour le cas d'une transformation austénite → martensite + bainite).

$$z(\mathrm{T}) = \left(\varepsilon^{thm} - \varepsilon_{\gamma}^{th}\right) / \left(\varepsilon_{\alpha}^{th} - \varepsilon_{\gamma}^{th}\right) \qquad \text{(Eq. I.1)}$$

Avec, ε^{thm} : déformation thermométallurgique, $\varepsilon_{\gamma}^{th}$ et $\varepsilon_{\alpha}^{th}$: déformations thermiques des phases parente et produite resp.

La déformation axiale durant un essai TRIP comprend une composante élastique, la déformation thermo-métallurgique et une composante plastique. Cette dernière correspond à la plasticité de transformation et dans certains cas à une déformation supplémentaire due au fluage. Dans le cas de transformation austénite-perlite traité dans le chapitre 2, la transformation a eu lieu à haute température et le fluage s'est manifesté ce qui ne semble pas être le cas de transformations martensitiques dans l'acier 35NCD16 traitées dans le chapitre 3. Ne pouvant quantifier la part de la plasticité de transformation et celle du fluage s'il existe dans cette déformation inélastique, ce que nous appellerons TRIP par la suite pourrait en réalité inclure la déformation viscoplastique du matériau avant (dans l'austénite) et durant la transformation (dans les deux phases parente et produite). Le TRIP (avec une part de fluage, le cas échéant) est calculé par la relation donnée dans (Eq. I.2). Ci-dessous (Figure I-9 et Figure I-10), nous présentons les résultats d'un essai TRIP uni-axial à chargement variable et la dilatométrie qui l'a précédé dans un exemple permettant de mieux comprendre le processus du traitement des résultats expérimentaux bruts et du calcul du TRIP. L'essai présenté a été réalisé dans le cadre de ces travaux de thèse, il concerne la transformation martensitique dans l'acier 35NCD16 traitée dans le chapitre 3.

$$\varepsilon^{pt} = \varepsilon^{Tot} - \varepsilon^{thm} - \varepsilon^{el} \qquad \text{(Eq. I.2)}$$

Avec, ε^{Tot} : déformation axiale totale obtenue lors de l'essai TRIP, ε^{el} : déformation élastique et ε^{pt} : TRIP (et fluage s'il existe).

Dans le cas d'un essai TRIP bi-axial, le glissement durant la transformation inclut une composante de déformation élastique et une composante inélastique correspondante au TRIP en cisaillement (et fluage?!).

Les déformations élastiques en traction et en cisaillement sont calculées durant la transformation avec une loi de mélange linéaire étant donné qu'on dispose des fractions volumiques et des paramètres matériau nécessaires (module de Young et coefficient de Poisson) de chacune des phases.

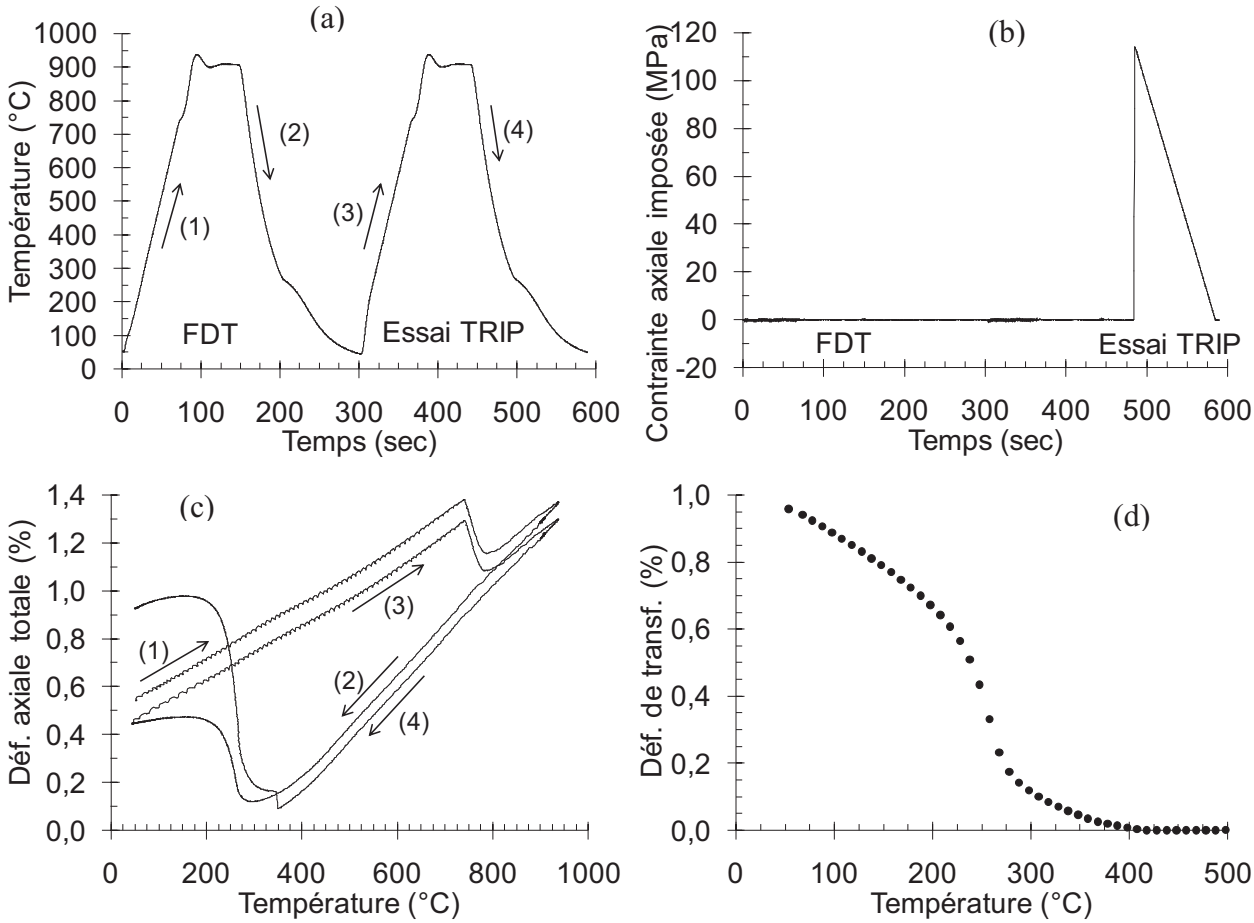


Figure I-9 : Résultat d'un essai TRIP uni-axial à chargement variable (contrainte décroissante) pour une transformation martensitique dans l'acier 35NCD16.

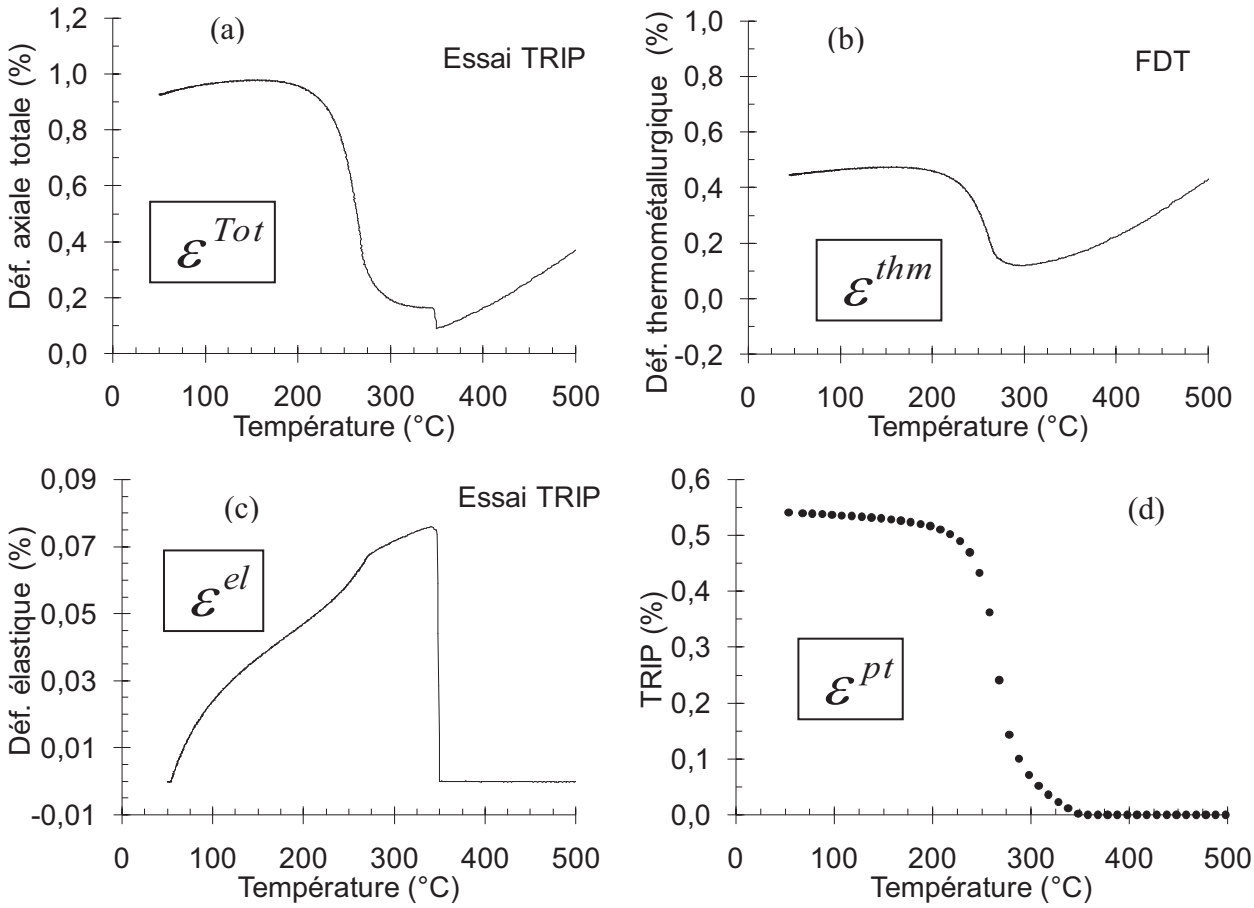


Figure I-10 : Essai TRIP uni-axial à chargement variable (contrainte décroissante) pour une transformation martensitique dans l'acier 35NCD16 : calcul du TRIP via l'équation (Eq. I.2) (d = a – b – c).

I.4.4 Quelques observations

I.4.4.1 Essais TRIP

Les premières mises en évidence du TRIP remontent aux années trente dans les travaux de (G. Westermann, 1937). Depuis, plusieurs chercheurs se sont intéressés à ce phénomène. Des essais de TRIP uni-axiaux réalisé par (G.W. Greenwood and R.H. Johnson, 1965), ont laissé croire que le TRIP évolue linéairement en fonction de la contrainte appliquée. Les travaux de (G. Colette, 1980) ont montrés que dans le cas des transformations martensitiques et bainitiques dans l'acier 60NCD1, cette relation de linéarité n'est valable que pour une contrainte inférieure à la limite d'élasticité de l'austénite (E. Gautier, 1985). Dans les travaux de (L. Taleb, 2001b) réalisés sur l'acier 16MND5 toujours pour le cas des transformations bainitiques et martensitiques, il a été montré que si la valeur de la contrainte appliquée (en traction) dépasse la moitié de la limite d'élasticité de la phase parente (austénite), la plasticité de transformation croit plus rapidement. Le TRIP dépend aussi : *(i)*

de la vitesse de transformation; selon (E. Gautier, 1985), le TRIP évolue moins vite pour de faibles valeurs de taux de transformation que pour des valeurs plus grandes. *(ii)* de la direction du chargement mécanique appliqué. En effet, il a été montré que dans le cas des transformations martensitiques et bainitiques dans l'acier 16MND5, un essai TRIP en traction donne un TRIP similaire à celui obtenu par un essai TRIP en compression (L. Taleb, 2001b). Notons tout de même, que ces résultats ne confirment pas les résultats des travaux de (J.Ch. Videau, 1995) réalisés sur l'acier inoxydable Cr-Ni-Mo-Al-Ti. Dans le cas de chargements bi-axiaux (traction -torsion), il a été montré que pour les transformations martensitiques, le TRIP équivalent au sens de Von-Mises est indépendant du type des chargements dans la mesure où la valeur de la contrainte équivalente est la même (voir (M. Coret, 2002), (M. Coret, 2004) et (S. Meftah, 2007b)). En ce qui concerne l'effet de taille de grains d'austénite sur le TRIP, une compagne d'essais TRIP sur l'acier 35NCD16 avec différents temps de maintien à haute température (la taille des grains augmente avec le temps de maintien) laisse penser que le TRIP est peu sensible à la taille des grains (A. Boudiaf, 2008), (A. Boudiaf, 2010a) et (A. Boudiaf, 2010b).

I.4.4.2 Restauration d'écrouissage

Des travaux expérimentaux sur l'acier 16MND5 ont été réalisés dans (S. Petit-Grostabussiat, 2004). Ils consistent en l'application d'un cycle charge -décharge en provoquant une déformation plastique en phase austénitique avant sa transformation qui a eu ensuite lieu en absence de chargement externe. Deux types de transformations sont concernées: austénite -martensite et austénite-bainite. Après transformation, le matériau obtenu subit un essai de traction -compression afin de caractériser son comportement élastoplastique. Les résultats montrent que pour une transformation bainitique, le comportement n'est pas le même par rapport au cas où l'éprouvette ne subit pas de pré-écrouissage. Ainsi, il a été montré qu'une part significative d'écrouissage de l'austénite a été *héritée* par la phase bainitique (Figure I-11). Ceci n'est pas le cas de la transformation martensitique où les résultats n'étaient pas suffisamment clairs. Le mécanisme de transmission de l'écrouissage peut être par la contrainte ou par la déformation (Figure I-12). Le pré-écrouissage de la phase parente peut aussi induire de la plasticité de transformation. C'est ce qu'on appelle phénomène *d'interaction plasticité classique -TRIP*.

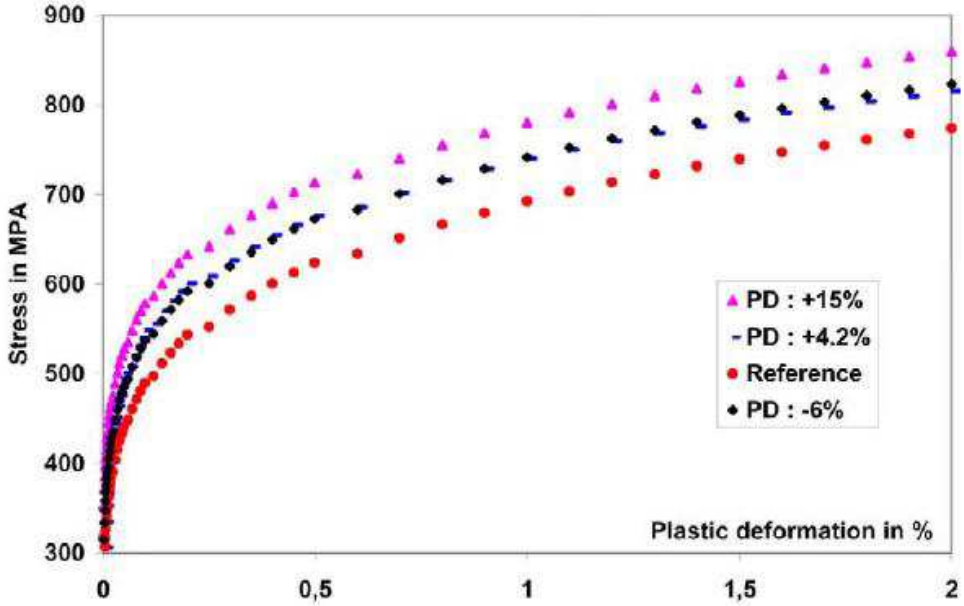


Figure I-11 : Comparaison entre la courbes contrainte-déformation d'essais de traction après transformation bainitique: sans pré-deformation de l'austénite (référence) et avec différentes valeurs de pré-déformations (S. Grostabussiat, 2004) .

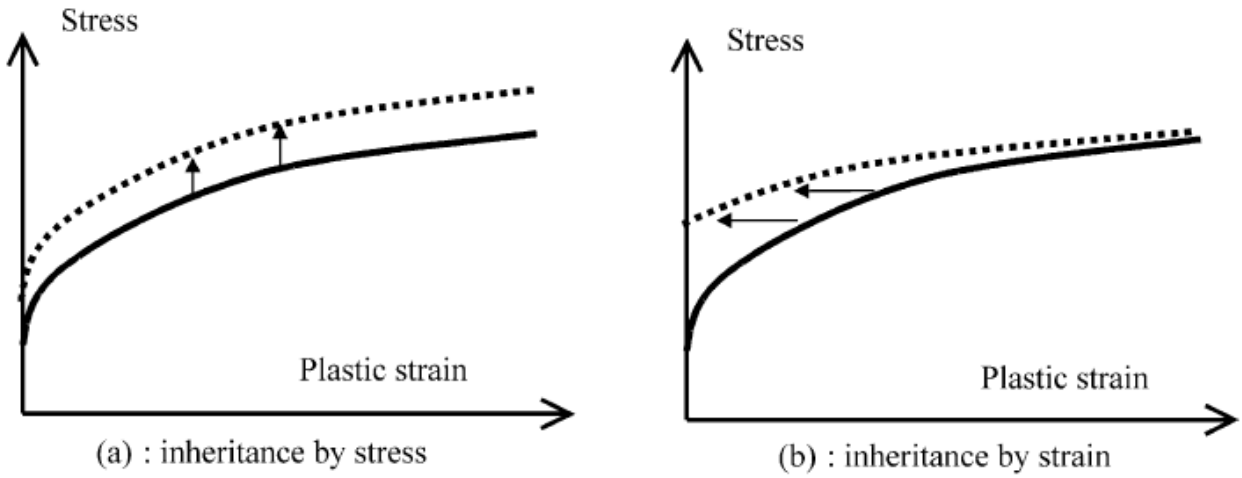


Figure I-12 : Différents modes de l'héritage de pré-déformation de la phase parente (austénite) à la phase produite (bainite): (a) par contrainte, (b) par déformation (S. Petit-Grostabussiat, 2004).

I.4.4.3 Interaction plasticité classique - TRIP

Le pré-écrouissage (ou pré-déformation) de la phase austénitique avant qu'elle subisse une transformation de phase peut induire du TRIP même si aucune contrainte n'est appliquée sur l'éprouvette durant la transformation. C'est ce qui a été mis en évidence dans les travaux de (J.Ch. Videau, 1995) dans le cas de transformations martensitiques. Depuis, d'autres travaux ont été consacrés sur l'étude de ce phénomène, on en cite en particulier (Petit-Grostabussiat, 2000), (L. Taleb and S. Petit-Grostabussiat, 2002) réalisés sur l'acier 16MND5. L'austénite a été sollicitée en plasticité avant sa transformation qui s'est déroulée en présence ou absence de chargement

mécanique externe (Figure I-13). Les observations expérimentales obtenues ont montré que, dans le cas de transformation martensitique, une pré-déformation en traction induit une déformation positive (allongement de l'éprouvette) alors qu'une pré-déformation en compression induit un TRIP négatif (rétrécissement). Bien qu'ils soient moins prononcés du point de vue quantitatif, des résultats inverses ont été observés dans le cas d'une transformation bainitique. C'est-à-dire: une pré-déformation en traction induit un TRIP négatif et une pré-déformation en compression induit un TRIP positif. On invite le lecteur à consulter (M. Coret, 2002), (L. Taleb and S. Petit-Grostabussiat, 2006), (S. Meftah, 2007a) et (S. Meftah, 2007b) pour plus d'analyses sur ce sujet.

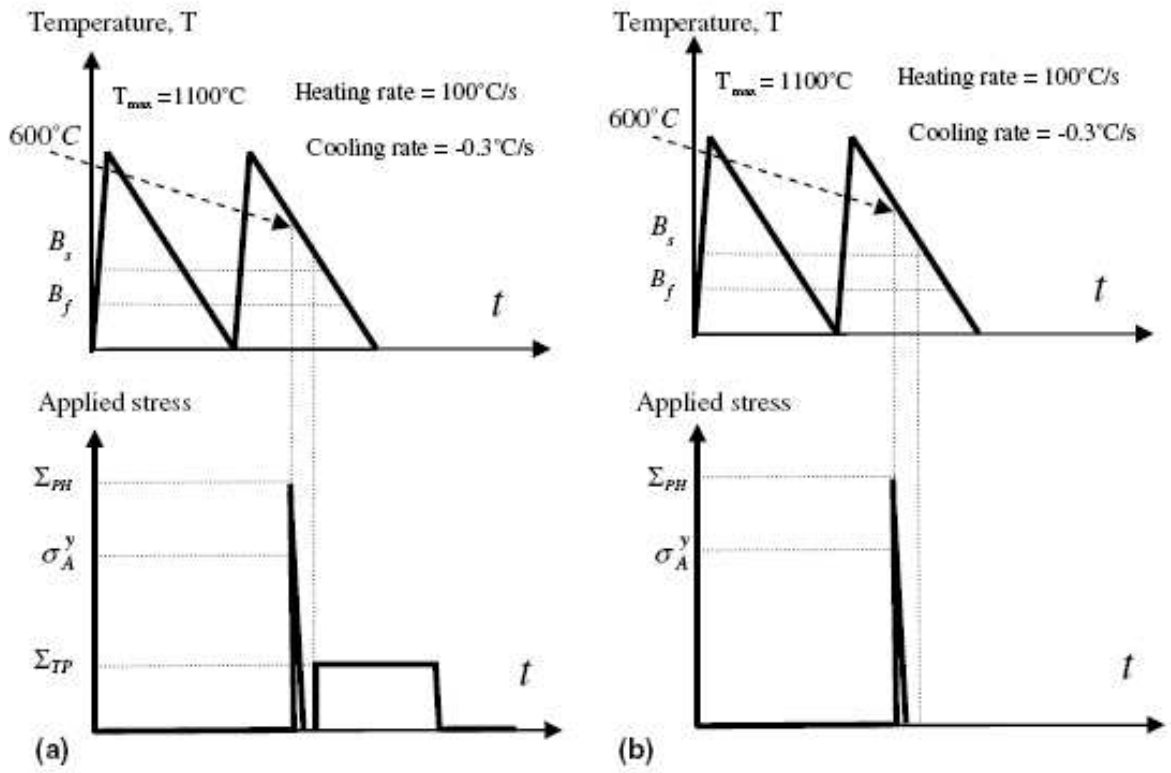


Figure I-13 : Essai de plasticité de transformation avec pré-écrouissage de l'austénite: (a) pré-écrouissage suivi d'un essai TRIP classique, (b) pré-écrouissage suivi d'une transformation en absence de chargement mécanique (L. Taleb and S. Petit-Grostabussiat, 2006).

I.5 Modélisations - calcul du TRIP

Les développements actuels visant à améliorer les performances mécaniques des aciers sont menés en particulier en tentant de prévoir, par modélisation, les microstructures en fonction de la composition chimique et des traitements thermomécaniques effectués. Il s'agit alors de décrire le plus fidèlement possible par rapport à la physique la cinétique de transformation depuis l'échelle des atomes jusqu'à l'échelle d'un polycristal (multi-grains). Parmi les modèles pouvant prétendre

relever ce défi, la méthode dite à champs de phases s'est avérée l'une des plus prometteuses, (A. Artemev, 2000), (M.G. Mecozzi, 2006a), (Levitas and D. -W. Lee, 2007), (A. Suiker and S. Turteltaub, 2007), (R. Thiessen, 2007), (K. Ammar, 2009a), (K. Ammar, 2009b), (Levitas, 2010). Considérée comme une méthode gourmande en ressource informatiques et en temps de calcul, à l'heure actuelle, son application est limitée à des domaines de modélisation très réduits en espace et en temps pour que puissent être déduites des propriétés macroscopiques 3D représentatives d'un élément de volume de la mécanique des milieux continus. Tout du moins si elle le permet c'est en restreignant les mécanismes d'accommodation des déformations entre phases à de l'élasticité et en considérant des tailles d'inter-phases larges par rapport à la taille moyenne de grain (M. Appel, 2009). Or ces mécanismes s'accompagnent en général de dislocations et sont à l'origine d'un comportement plastique original, dont la plasticité de transformation ou la transmission d'écrouissage sont deux des manifestations.

En revanche, d'autres modèles plus anciens permettent de décrire plus au moins bien les conséquences mécaniques macroscopiques des transformations de phases dans les aciers sans pour autant s'intéresser de prêt à l'évolution fine de la microstructure. Ces modèles sont beaucoup plus simples et faciles à utiliser, (T. Inoue and Z. Wang, 1985), (J.B. Leblond, 1986), (J.B. Leblond, 1989), (F.D. Fischer, 1990), (J.F. Ganghoffer, 1993), (J.F. Ganghoffer and K. Simonsson, 1998), (F.D. Fischer, 2000a), (K. Nagayama, 2001), (L. Taleb and F. Sidoroff, 2003), (S. Meftah, 2007a), (M. Wolff, 2007), (R. Mahnken, 2009). Toutefois ces modèles ne donnent aucune (ou pas suffisamment) d'informations sur l'hétérogénéité des champs de contraintes et de déformations locales dans le matériau ainsi, en ce qui concerne la distribution de phases au cours de transformation. Des informations qui s'avèrent d'une importance capitale si l'on veut éviter une dégradation prématurée de la structure qui peut être engendrée par l'amorçage et la propagation de fissures microscopiques dans le matériau. Il convient aussi de noter que ces modèles échouent à prédire la plasticité durant la transformation dès que le chargement mécanique extérieur devient complexe (combinaison traction -compression, pré-écrouissage de la phase parente, charge importante durant la transformation…) et que leur utilisation se voit recommandée pour de simples types de chargement et de petites valeurs de contraintes appliquées.

Aujourd'hui, à notre connaissance, il n'existe aucun modèle capable de reproduire à la fois l'évolution de la microstructure dans un volume élémentaire de référence et les propriétés élastoplastiques macroscopiques des matériaux polycristallins. En effet, il est possible de modéliser une transformation complète d'un polycristal 3D d'austénite en ferrite par les champs de phases (M.

Apel, 2009) mais les interactions mécaniques entres phases sont supposées élastiques. Dans un autre exemple, la plasticité a été introduite dans la modélisation de l'évolution de la microstructure dans les alliages à base de Nickel (A. Gaubert, 2010) mais à cause de l'important temps de calcul, les applications sont limitées aux cas de monocristaux. Un autre modèle est dédié aux transformations martensitiques, il permet le couplage entre la cinétique de transformation dans un polycristal 3D et la plasticité cristalline, il a été proposé récemment dans (S. Manchiraju and P. Anderson, 2010) et (M.-G. Lee, 2010). Mais pour représenter la morphologie du polycristal, on attribue à chaque grain parent, initialement d'austénite, un seul élément fini d'un maillage cubique structuré. La transformation de ce dernier se fait dans un seul pas de temps et l'évolution de la fraction volumique de la nouvelle phase au cours de la transformation correspond au pourcentage des éléments transformés par rapport au nombre d'éléments total.

Dans les travaux de (F. Barbe, 2005), (F. Barbe, 2008), (H. Hoang, 2007), (R. Quey, 2010), une solution alternative, dédiée aux transformations diffusives, a été adoptée. Elle consiste à imposer l'évolution de la microstructure dans un domaine de calcul éléments finis et de déduire les interactions élastoplastiques qui en résultent. Comme dans (J.B. Leblond, 1989), (J.F. Ganghoffer, 1993), (L. Taleb and F. Sidoroff, 2003), (C. Schuh and D.C. Dunand, 2001) et (F. Barbe, 2007), les phases sont supposées homogènes et sont soumises aux lois de comportement macroscopiques. Elles diffèrent seulement par leurs propriétés élastoplastiques et leurs densités. En quête de se rapprocher plus de la réalité physique, des lois la plasticité cristalline ont été adoptés pour décrire le comportement des phases dans (F. Barbe and R. Quey, 2010).

Dans les paragraphes suivants, nous décrivons brièvement quelques modèles analytiques dédiés au calcul de TRIP et leurs principales hypothèses. Puis nous présentons un descriptif plus détaillé des modélisations de transformations diffusives et martensitiques dont nous disposons dans notre équipe.

I.5.1 Modélisations analytiques

Dans les alliages ferreux, l'un ou l'autre des mécanismes responsables de TRIP peut intervenir. Du point de vue des modèles, certains prennent en compte simultanément les deux mécanismes de Magee et de Greenwood-Johnson (F.D. Fischer, 1990), (F. D. Fischer, 1992), (F.D. Fischer, 1996), (F.D. Fischer, 1997), d'autres seulement le mécanisme de Magee (C.L. Magee, 1966) ou seulement celui de Greenwood-Johnson (J.B. Leblond, 1986), (J.B. Leblond, 1989), (C. Schuh and D.C. Dunand, 2001), (L. Taleb and F. Sidoroff, 2003). Parmi les modèles les plus intéressants, nous

portons une attention particulière à celui de Leblond. Ce dernier est dédié au calcul du TRIP et se résume dans une formulation explicite de taux de plasticité de transformation. Il a été développé sur la base du schéma micromécanique de la Figure I-14. Sa simplicité fait qu'il est le modèle le plus répandu dans les codes de calcul mécanique industriels.

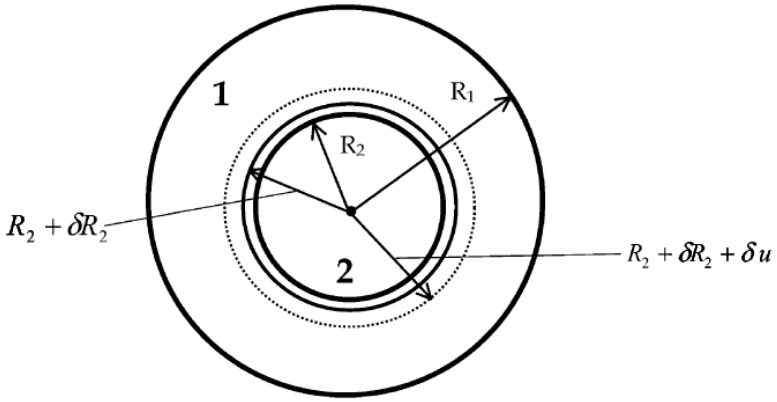


Figure I-14 : Géométrie considérée dans le modèle de Leblond (J.B. Leblond, 1989).

Le modèle de Leblond (J.B. Leblond, 1989) est obtenu par une approche théorique d'analyse micromécanique de la déformation plastique dans les aciers subissant une transformation de phases solide -solide. Pour cela, Leblond a considéré une sphère d'austénite dans laquelle la phase produite se développe sous forme sphérique. Il a supposé que l'austénite (phase parente) est complètement plastique et que les efforts de compression de l'austénite sur la phase en formation sont négligeables. Les deux phases suivent un comportement parfaitement plastique et obéissent au critère de Von Mises. Dans sa forme la plus simple (sans écrouissage), l'expression du taux de TRIP de ce modèle est:

$$\dot{\varepsilon}^{pt} = \begin{cases} 0 & z \leq 0{,}003 \\ \left[\left(\dfrac{-2\,\Delta\varepsilon_{12}}{\sigma_1^y}\right) \ln(z)\ \dot{z}\ S\right] & z > 0{,}003 \end{cases} \qquad \text{(Eq. I.3.)}$$

$\dot{\varepsilon}^{pt}$ Taux de plasticité de transformation ; z Fraction volumique de la phase produite ; S Tenseur déviateur des contraintes appliquées ; $\Delta\varepsilon_{12}$ Différence de déformation thermique entre les deux phases parente et produite ; σ_1^y Limite d'élasticité conventionnelle de l'austénite.

En se basant sur le modèle présenté ci-dessus, Taleb et Sidoroff (L. Taleb and F. Sidoroff, 2003) proposent de revisiter les hypothèses adoptées par Leblond. Ils tiennent compte des déformations élastoplastiques dans les deux phases. En effet, la partie de la sphère occupée par l'austénite se divise en deux zones : une zone externe avec un comportement élastique qui englobe une zone interne complètement plastifiée ; la frontière entre les deux zones évolue en cours de

transformation. D'autre part, l'effet des efforts de compression de l'austénite sur la phase produite est pris en compte. L'un des principaux avantages de ce modèle -est de permettre le calcul du taux de TRIP au début de la transformation, ce qui n'est pas le cas du modèle de Leblond. Un seuil de fraction de la phase produite z_l est déterminé. Pour une proportion de la nouvelle z inférieure à z_l, le comportement de la phase parente (austénite) est élastoplastique alors qu'au delà de z_l, il est complètement plastique. En se basant sur ces résultats, une nouvelle formulation est déduite (voir (Eq. I.4) et (Eq. I.5)). Le lecteur est prié de consulter les références (J.B. Leblond, 1989) et (L. Taleb and F. Sidoroff, 2003) pour une description plus détaillée de ces modèles.

$$\dot{\varepsilon}^{pt} = \begin{cases} \left[\left(\dfrac{-2\,\Delta\varepsilon_{12}}{\sigma_1^y}\right)\ln(z_l)\;\dot{z}\;S\right] & z < z_l \\ \left[\left(\dfrac{-2\,\Delta\varepsilon_{12}}{\sigma_1^y}\right)\ln(z)\;\dot{z}\;S\right] & z \geq z_l \end{cases} \qquad \text{(Eq. I.4)}$$

Avec:

$$z_l = \frac{\sigma_1^y}{2\,\Delta\varepsilon_{12}} \cdot \frac{4\,\mu + 3\,k}{9\,\mu\,k} \qquad \text{(Eq. I.5)}$$

k Module de compressibilité élastique ; μ Module de cisaillement.

Bien qu'ils soient basés sur le seul mécanisme de Greenwood -Johnson (dédié aux transformations par diffusion) et sur de fortes hypothèses, l'utilisation de ces modèles ne se limite pas aux transformations diffusives mais aussi aux transformations martensitiques. En effet, ils permettent de prédire correctement le TRIP pour de cas de chargements uni- et bi-axiaux (M. Coret, 2004). Pour des cas de chargements plus complexes, notamment le cas d'un pré-écrouissage de l'austénite, ces modèles se montrent incapables de reproduire les observations expérimentales en particulier celles des transformations martensitiques (L. Taleb and S. Petit-Grostabussiat, 2006) et (S. Meftah, 2007a). C'est pour tenter de comprendre les raisons de cette divergence et de développer un outil de prédiction de plasticité de transformation plus performant que le recours à la modélisation numérique devient inévitable. Cet outil doit aussi permettre de nous renseigner sur la distribution de champs de contrainte et de déformation et les interactions locales entre les phases parente et produite. Ces informations vont nous aider à comprendre les phénomènes mis en jeu à l'échelle inter- et intra-granulaire et leur contribution dans le TRIP.

I.5.2 Modélisations numériques des transformations diffusives

I.5.2.1 Les travaux fondateurs

Dans (J.B. Leblond, 1989), une modélisation numérique par éléments finis a été proposée et évaluée par rapport au modèle analytique de Leblond décrit ci-dessus pour le cas d'une transformation martensitique dans l'acier A508. Le domaine de calcul est un élément de volume cubique maillé de façon régulière en $5x5x5$ éléments finis cubiques identiques de 27 points de Gauss chacun. La transformation d'un élément fini se fait par le changement de ses propriétés élastoplastiques et de son coefficient de dilatation thermique. Les phases parente et produite sont supposées avoir un comportement parfaitement plastique (sans écrouissage).

Deux processus de transformation ont été testés ; le premier correspond à une transformation qui se déclenche au centre de l'élément et progresse d'une manière diffusive jusqu'aux frontières du domaine de calcul tandis que le deuxième correspond à la succession de transformation des éléments finis de la phase parente choisis d'une façon aléatoire jusqu'à ce qu'il ne reste plus d'éléments à transformer.

Les prédictions de TRIP pour un chargement uni-axial constant, ont montré que le premier cas (progression diffusive de transformation) reproduit des résultats en meilleure concordance avec le modèle analytique tandis que le cas d'une transformation par choix aléatoire des éléments, fournit un TRIP nettement en dessous des prédictions du modèle analytique.

Ganghoffer a adopté une approche similaire à celle de Leblond pour modéliser les transformations perlitiques (J.F. Ganghoffer, 1993). Les deux phases ont été considérées élastoplastiques. Il a étudié l'effet de différents paramètres de modélisation sur le TRIP notamment ; la taille de maillage, l'effet d'un écrouissage isotrope linéaire et a évalué les prédictions numérique par rapport aux résultats expérimentaux. Il a conclu que les prédictions numériques sont correctes d'un point de vue qualitatif par rapport aux observations expérimentales mais restent insuffisants d'un point de vue quantitatif.

I.5.2.2 Les modélisations de cette étude

Les modélisations qui ont été évaluées / développées dans le cadre de cette étude ont été inspirées des travaux de (J.B. Leblond, 1989) et (J.F. Ganghoffer, 1993). Elles sont basées sur la méthode des

éléments finis et tentent de modéliser un élément de volume macroscopique représentatif des propriétés mécaniques de la zone utile de l'éprouvette soumise aux essais expérimentaux. La cinétique de transformation est imposée à priori et elle ne dépend en aucun cas des interactions d'origine mécanique mise en jeu dans le domaine de calcul. Les différences entre ces modélisations résident dans la morphologie de la microstructure, la cinétique de transformation imposée et les lois de comportement de chacune des phases parente et produite.

Ces modélisations ont subit des développements conséquents en vue de les rapprocher de la réalité physique, notamment en ce qui concerne la cinétique de transformation et les équations constitutives des lois de comportement des phases parente et produite: (F. Barbe, 2005), (F. Barbe, 2007), (F. Barbe, 2008), (H. Hoang, 2007), (H. Hoang, 2008), (R. Quey, 2010). Ces développements ont donné naissance à un nouveau modèle connu sous le nom Polycrystal-to-Polycrystal ou PX2PX (F. Barbe and R. Quey, 2010) et (A. TAHIMI, 2010).

Nous avons proposé dans le cadre de cette thèse, une nouvelle nomination pour ces modélisations basée à la fois sur ; *(i)* la cinétique de transformation : PN pour Periodic Nucleation (ou germination périodique) et RN pour Random Nucleation (ou germination aléatoire). *(ii)* les lois de comportement des phases : MH pour comportement Macro Homogène et SX ou PX pour Single Crystal ou Poly-Crystal. Nous gardons cette nomination pour la suite de ce document.

En combinant un choix de la cinétique de transformation adopté (aléatoire ou périodique) et un choix du comportement mécanique pour chacune des phases parente et produite (macroscopique homogène ou lois de plasticité cristalline), on obtient différentes configurations possibles, parmi lesquelles, nous nous intéressons en particulier aux cas : MH2MH_PN, MH2MH_RN, SX2SX et PX2PX. Le cas SX2MH par exemple correspond à la transformation de la phase parente MH (matrice homogène) à la phase monocristalline SX ce qui est similaire au problème d'inclusion d'Eshelby.

Rappelons encore une fois les grandes hypothèses adoptées dans chacune de ces modélisations que nous décrirons par la suite ; *(i)* On reste dans le cadre de petites déformations. *(ii)* La transformation est supposée isotherme et ne dépend en aucun cas de la température. *(iii)* La cinétique de transformation est imposée à priori et non pas calculée sur la base de l'état thermodynamique du matériau.

- MH2MH_PN (F. Barbe, 2007) : La phase parente ainsi que la phase produite sont supposées obéir aux lois de comportement macroscopiques homogènes. Les germes de la nouvelle phase

sont distribués de façon périodique dans l'espace occupé par la phase parente. Ils consistent initialement en des éléments finis cubiques identiques de mêmes tailles et de mêmes orientations des facettes dans l'espace. Les conditions aux limites sont appliquées sur les facettes externes du domaine qui restent planes durant toute la période de transformation. Pour des raisons de symétrie de la microstructure et des conditions aux limites notamment le cas d'un chargement uni-axial (J.F. Ganghoffer, 1993), le domaine de calcul est réduit à un élément de volume cubique et le germe de la nouvelle phase est initialement un élément fini cubique situé au coin (soit le coin gauche bas comme montré dans la Figure I-15) du domaine de calcul.

À chaque étape de transformation, la couche d'éléments qui entoure le germe se transforme et le germe continu à grossir par la superposition d'une après une autre des couches d'éléments qui l'entourent jusqu'à la transformation de tous les éléments de la phase parente (voir Figure I-15). La transformation d'un élément se fait en lui imposant une déformation de transformation isotrope (déformation de transformation macroscopique obtenue expérimentalement) et de ses propriétés élastoplastiques (limite d'élasticité, module de Young et coefficients d'écrouissage). Le passage des propriétés de la phase parente à celles de la phase produite se fait suivant une interpolation linéaire. Notons aussi, que la transformation est supposée isotherme et ne dépend pas de la température.

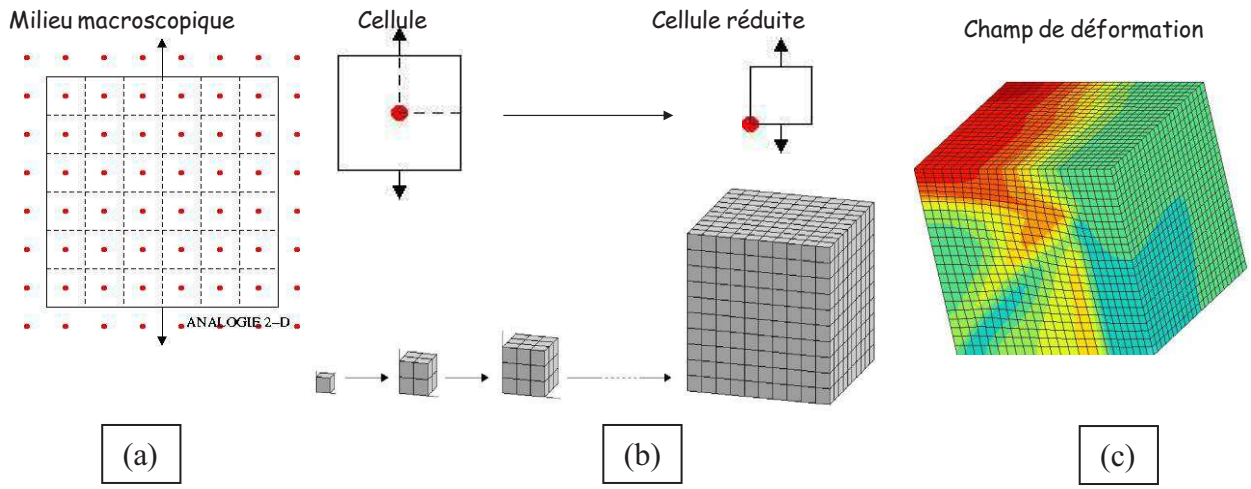


Figure I-15 : Modèle MH2MH-PN : (a) Schéma illustratif des hypothèses simplificatrices sur la morphologie et la cinétique de transformation (analogie en 2D). (b) Croissance du germe de la phase naissante, les 3 premières étapes et la dernière étape de transformation. (c) Champ de déformation. (F. Barbe, 2007)

Ce type de germination (périodique) permet de réduire au minimum la taille d'un domaine de calcul mais conduit à une cinétique peu fidèle à la physique : l'évolution de z en fonction des étapes de calculs -donc en fonction du temps- est en $kxkxk$ si k est le numéro d'étape de transformation or il est à la fois communément admis et expérimentalement observé que le taux

de croissance de z diminue en fin de transformation (H. Hoang, 2008). Cette modélisation est décrite plus en détails dans (J.F. Ganghoffer, 1993), (F. Barbe, 2007) et a fait l'objet du 2ème chapitre, intitulé "Germination Périodique", du document de thèse de Ha Hoang (H. Hoang, 2008).

- MH2MH_RN (F. Barbe, 2008) et (H. Hoang, 2008) : Cette modélisation est plus compliquée que la précédente. Les germes de la nouvelle phase peuvent apparaitre tous au même temps dans des positions choisis aléatoirement dans l'espace comme ils peuvent suivre une distribution aléatoire à la fois dans l'espace et dans le temps (Figure I-16). C'est-à-dire, qu'à n'importe quel instant (pas forcément au début de transformation) des germes peuvent apparaitre dans n'importe quel endroit pas encore transformé. Une attention particulière est donnée aux sites préférentiels de la microstructure de la phase parente pour amorcer la transformation (nucléation). Un germe lors de son apparition, est représenté par un élément fini cubique, il grossit d'une manière uniforme avec la même vitesse que les autres germes.

  Si l'on considère le cas d'une distribution aléatoire dans l'espace, les germes apparaissent tous au début de transformation puis chacun grossit à chaque étape de calcul de façon isotrope par l'ajout d'une couche d'éléments qui l'entourent jusqu'à ce qu'ils se croisent et forment des frontières entre grains de nouvelle phase. La distribution initiale des germes peut être selon une fonction de Poisson ou dans des sites préférentiels de la microstructure du matériau avant la transformation.

  En effet, il a été montré expérimentalement que les germes ont tendance à apparaître dans des sites préférentiels de la microstructure. Il existe quatre positions favorables qui, par ordre de priorité, sont : les sommets des grains, les arrêtes des grains, les faces des grains et enfin à l'intérieur des grains.

  De ce fait, on peut utiliser une mosaïque de Voronoï pour générer des grains d'austénite et ainsi représenter une microstructure plus ou moins réaliste du matériau (Figure I-17). Cette méthode permet d'avoir accès à ces sites préférentiels de nucléation et de les choisir comme sites de germination comme il est montré dans la Figure I-18.

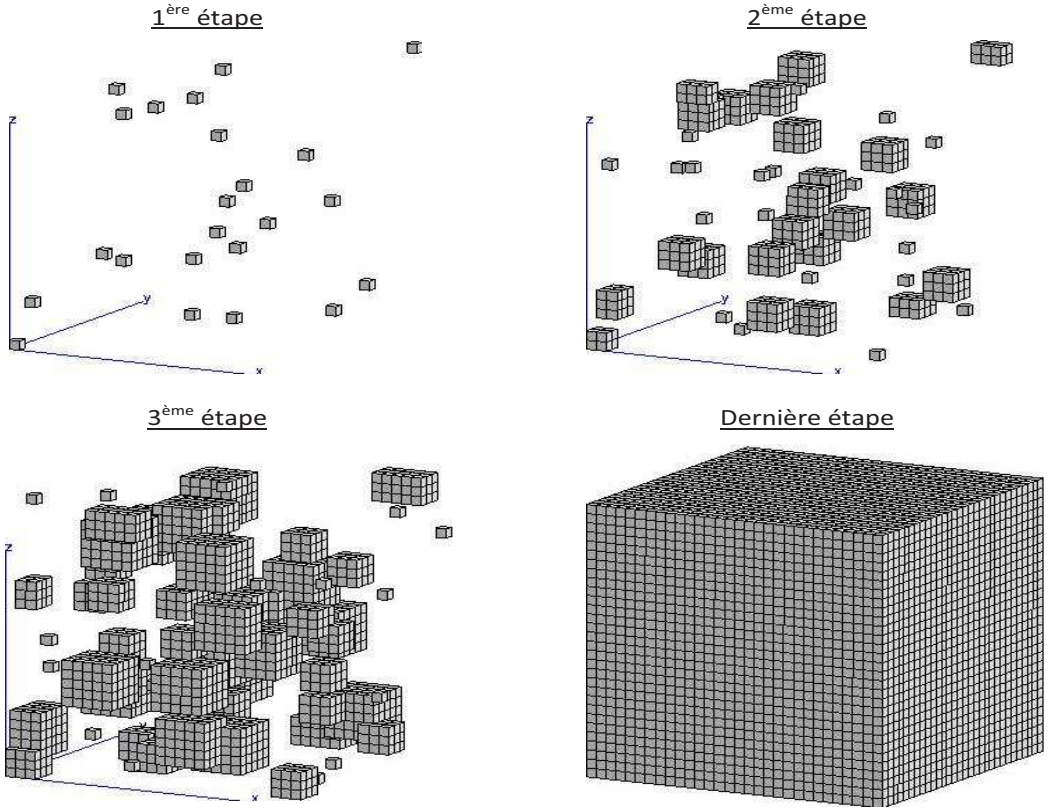


Figure I-16 : Modèle MH2MH-RN : Région occupée par la phase produite aux trois premières étapes et à la dernière étape de transformation dans le cas des germes aléatoires dans l'espace et dans le temps (H. Hoang, 2008).

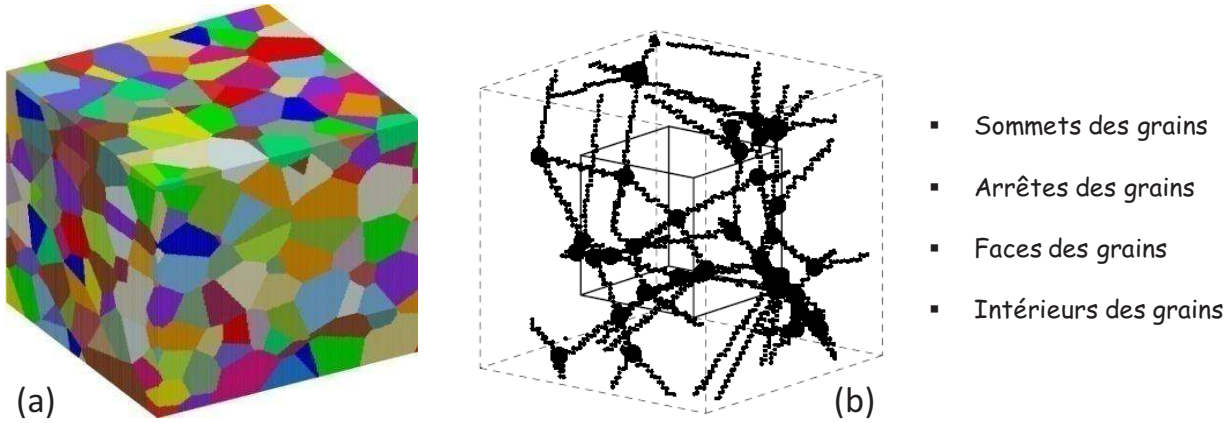


Figure I-17 : Microstructure du matériau avant la transformation : (a) mosaïque de Voronoï. (b) représentation des sites préférentiels de germination (F. Barbe and R. Quey, 2010).

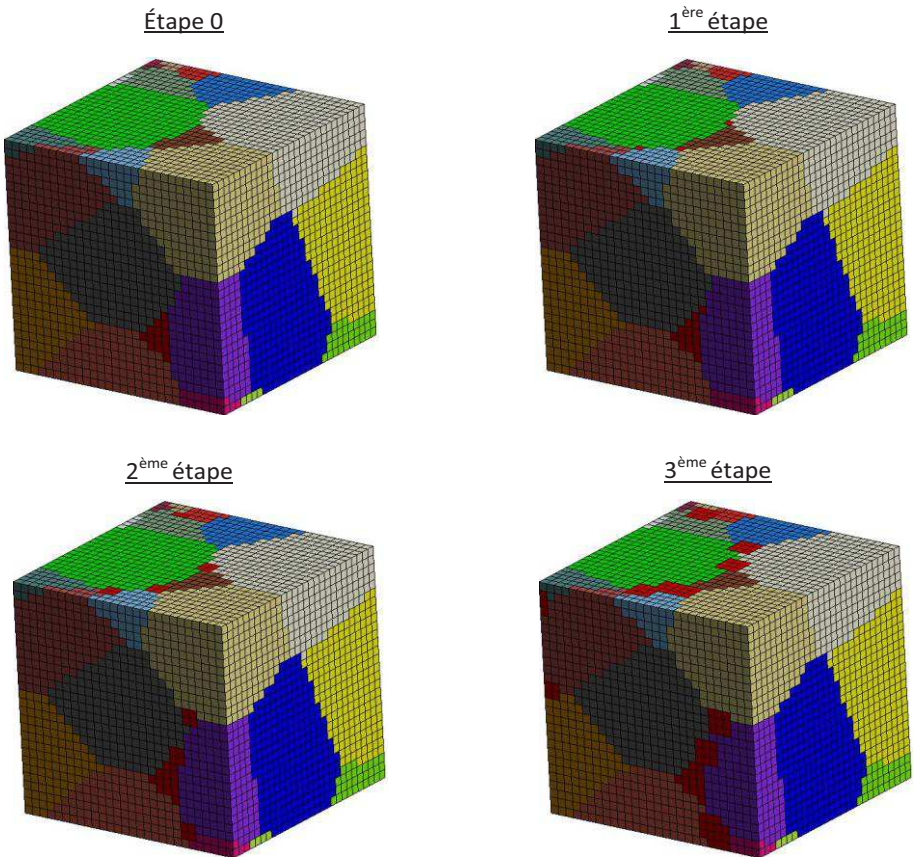


Figure I-18 : Quatre étapes de transformation d'un sous-domaine à 283 éléments en tenant compte des grains ; les germes apparaissent aux sommets des grains selon la mosaïque de Voronoï, la phase produite vient de l'intérieur ainsi que de l'extérieur (H. Hoang, 2008).

Pour plus de détails sur cette modélisation, voir (F. Barbe, 2005), (F. Barbe, 2008), (R. Quey, 2010), et le 3ème chapitre, intitulé "Germination Aléatoire", du document de thèse de Ha Hoang (H. Hoang, 2008).

- SX2SX : Similaire à MH2MH_PN à un détail prêt, la phase parente ainsi que la phase produite sont supposées obéir aux lois de plasticité cristalline. Cette configuration est adoptée pour la première fois dans le cadre de mes travaux de thèse, les résultats obtenus sont présentés dans le prochain chapitre. Nous l'avons adopté dans le but de mener les premières évaluations du TRIP après le fait d'introduire les lois de plasticité cristalline au lieu des lois de comportement macroscopique homogène. Dans le chapitre suivant, nous testons les effets de densité de maillage, des orientations cristallographiques des phases parente et produite et évaluons des courbes moyennes de TRIP qui assurent une représentativité en termes d'orientations cristallographiques des phases.

- PX2PX : c'est le modèle le plus fidèle à la physique, avec une microstructure désordonnée de phase parente représentée par une mosaïque de Voronoï, une phase produite qui apparait depuis les sites favorables de la microstructure parente et des grains de chaque phase auxquels sont

attribués des orientations cristallographiques et des lois de plasticité cristalline adaptées à leurs natures d'empilements cristallins. Ce modèle est présenté plus en détails dans (F. Barbe and R. Quey, 2010). Une première évaluation des prédictions de TRIP de ce modèle pour une transformation austénite-perlite dans l'acier 100C6 a fait l'objet de mes travaux de thèse (A. TAHIMI, 2010) et est développée plus en détails dans le prochain chapitre.

I.5.3 Modélisations numériques des transformations martensitiques

La modélisation des transformations martensitiques doit à priori se faire différemment de celle des transformations diffusives présentée dans le paragraphe précédant dans la mesure où le TRIP dû à une transformation martensitique est le résultat à la fois de l'orientation préférentielle des variants de martensite formés et à l'accommodation des micro-plasticités anisotropes dues à la déformation de transformation (cisaillement et dilatation volumique) (J.F. Ganghoffer, 1991a).

Le modèle éléments finis considéré ici est bidimensionnel et consiste à modéliser la transformation d'un grain d'austénite en martensite (Figure I-19). La formation de cette dernière se fait par l'apparition instantanée de plaquettes cisaillées. Le grain, initialement représenté par un carré unitaire, est formé d'éléments triangulaires pour permettre la possibilité de formation des plaquettes dans quatre directions (chaque 45°) associées chacune à deux sens de cisaillement. Ainsi le nombre de directions de cisaillement (ou *variantes de martensite*) est élevé à huit.

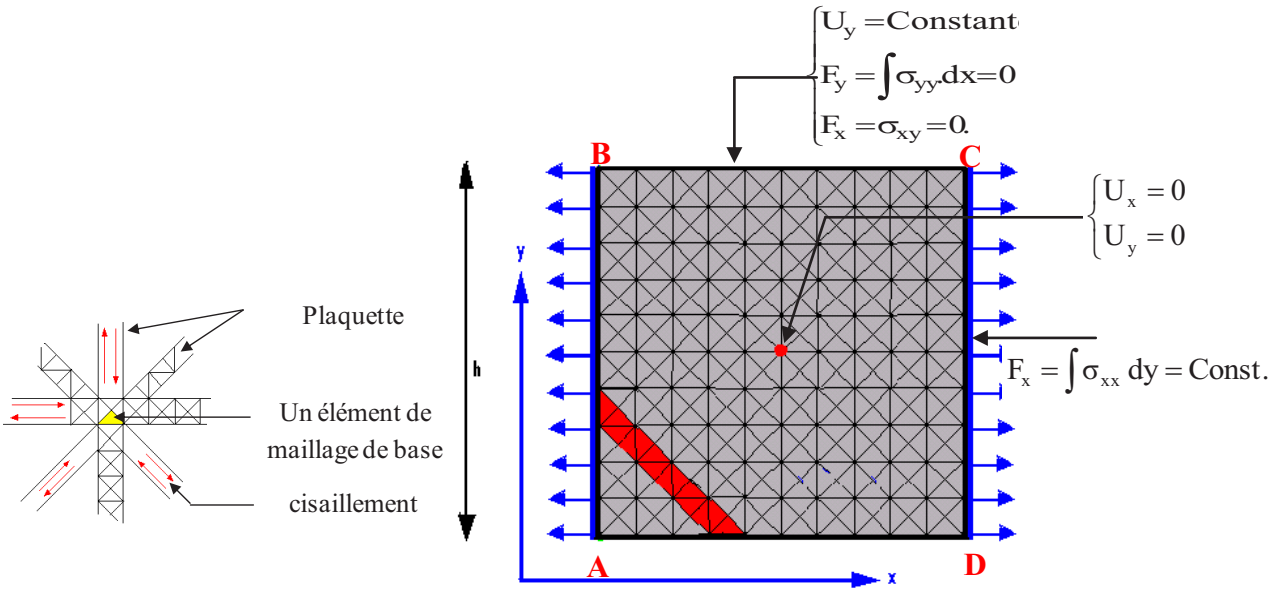


Figure I-19 : Schéma représentatif des conditions aux limites imposées sur le grain, U : déplacement, F : effort (S. Meftah, 2007b).

Une plaquette est formée d'une bande d'éléments et est délimitée en chacun de ses deux bouts, soit par une des frontières du grain soit par une autre plaquette déjà transformée. L'avancement de transformation se fait par la transformation successive des plaquettes de martensite. La transformation d'une plaquette consiste à imposer aux éléments qui la constituent, un tenseur de déformation de transformation (Eq. I.6.) ainsi que les propriétés mécaniques de martensite.

Les phases sont supposées homogènes et sont soumises aux lois de la mécanique des milieux continues. Le tenseur de déformation de transformation est composé d'une petite dilatation normale au plan d'habitat ε_0 et un cisaillement plus important dirigé le long de la plaquette γ_0, il est imposé de façon progressive.

$$\varepsilon^{tr}_{(d,n)} = \begin{bmatrix} 0 & \gamma_0/2 \\ \gamma_0/2 & \varepsilon_0 \end{bmatrix} \qquad \text{(Eq. I.6.)}$$

Cette modélisation a été proposée pour la première fois par Ganghoffe (J.F. Ganghoffer, 1991b) r. Le maillage était limité à $9x9$ briques carrées, chacune contient 4 éléments triangulaires. Les bords du maillage étaient supposés rigides et droits pendant le processus de transformation tout en étant libres de translater en blocs.

La simulation de transformation se fait, à chaque étape de calcul élastoplastique (ou *pas de temps dt*), par formation successive des variants comme suit : (1) Les conditions aux limites (traction, compression, cisaillement ou bords libres, selon ce que l'on veut simuler, essai TRIP ou FDT) sont imposées aux bords de grain d'austénite. (2) Le premier variant de martensite de la transformation est choisi au hasard. (3) Les propriétés mécaniques de martensite (module de Young, limite d'élasticité, coefficients d'écrouissage…) lui sont, instantanément, attribuées. (4) Le tenseur de déformation de transformation, qui peut être obtenu grâce à des mesures expérimentales, est imposé de façon progressive aux éléments qui constituent cette plaquette. À la fin de cette première étape, la première plaquette est dite *transformée*. (5) La (deuxième) plaquette devant se transformer à la deuxième étape est identifiée selon le critère thermodynamique dit de la Force Motrice Maximale (FMMax) : les champs mécaniques induits par la première plaquette sont utilisés pour déterminer les forces motrices de tous les éléments austénitiques du maillage et pour chaque direction de variant possible puis la nouvelle plaquette est choisie à partir de l'élément dont la force motrice est maximale. (6) La transformation se poursuit étape par étape, plaquette après plaquette, jusqu'à ce que la totalité de l'austénite soit transformée en martensite.

Cette modélisation est intéressante dans la mesure où elle prend en compte les principaux aspects des transformations martensitiques (orientation des variants, l'écoulement plastique et le l'évolution de la transformation). En effet, comme dans le mécanisme de Magee, l'application d'un effort externe suffisamment grand peut conduire à la formation de variants suivant des orientations privilégiées. Cela a été observé expérimentalement sur le Cu-Al-Be avec une contrainte uni-axiale de 375MPa (B. Kaouache, 2004). Cette modélisation a prédit ces observations pour une contrainte de 250MPa sur l'acier Fe-Ni-C (J. F. Ganghoffer, 1994). Elle permet aussi de quantifier les champs de contraintes et de déformations à l'intérieur du grain (microscopique) ainsi que l'évolution de la déformation totale (macroscopique) du grain durant la transformation.

Cependant, en dehors de son aspect bidimensionnel, ce qui représente un inconvénient majeur de cette modélisation et induit une limitation de nombre des variantes à 8 au lieu de 24 variantes possible dans un grain 3D selon (M.S. Wechsler, 1953), cette modélisation surestime la déformation de transformation macroscopique et provoque une concentration de contrainte aux bords de grain, ce qu'on appelle *effets du bord*. Ainsi, l'hypothèse de bords rigides et droits (Figure I-19) et l'affinité du maillage adopté par Ganghoffer ont été revisitées.

Dans cette direction, Wen (Y. H. Wen, 1995) a proposé d'utiliser un maillage plus fin ($14x14$ briques de 4 éléments triangulaires) et de plonger le grain d'austénite dans une matrice homogène, appelée *Milieu Environnant* (ME). Le milieu environnant, proposé pour atténuer les effets du bord et jouer le rôle du joint de grain (interaction avec les grains aux alentours), entoure le grain d'austénite et sa taille est de 4 briques, une brique est composée de 4 éléments triangulaires identiques à celles de l'intérieur du grain, ainsi la taille globale du domaine de calcul s'élève à $22x22$ briques (Figure I-20). Les conditions aux limites sont appliquées sur les frontières extérieures du milieu environnant tandis que les frontières du grain restent libres de se déplacer.

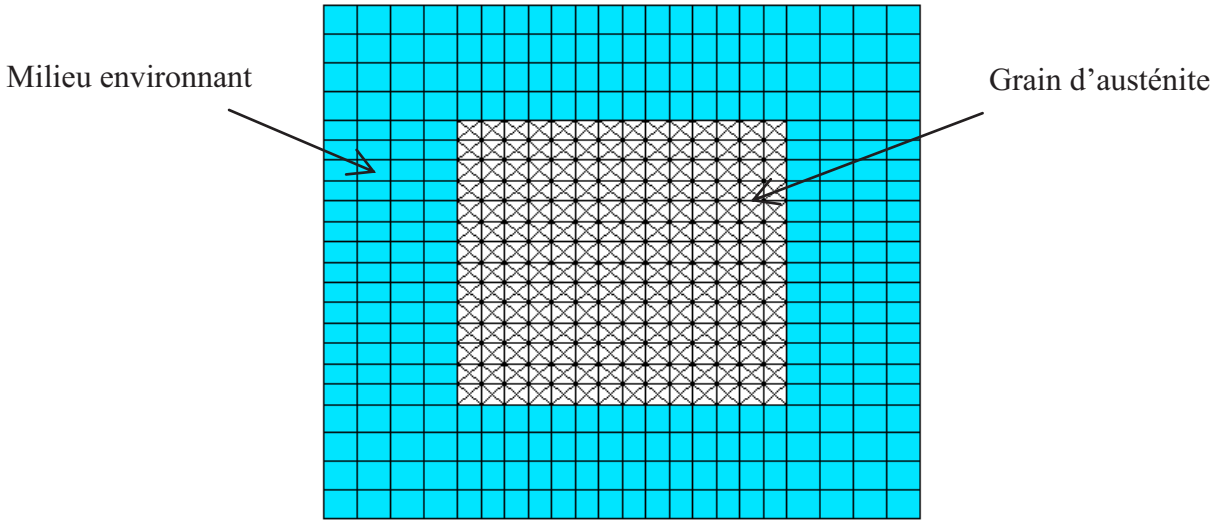


Figure I-20 : Domain de calcul qui ressemble à ce lui proposé par Wen (remarque : les éléments du milieu environnant de Wen sont triangulaires identiques à ceux de l'austénite et non pas quadrilatéraux comme sont dans ce maillage).

Les propriétés mécaniques du milieu environnant, initialement celles de l'austénite, évoluent à chaque pas de temps instantanément et de manière homogène au cours de transformation en fonction de la fraction de martensite formée dans le grain suivant une loi de mélange linéaire. Ces travaux ont permis d'avoir des prédictions numériques de déformation totale plus proches de l'expérience par rapport à celles de Ganghoffer.

Concernant l'avancement de transformation, Wen a proposé un critère de choix des plaquettes se basant sur la minimisation de la variation de l'énergie libre de Gibbs, *G*. Cette dernière tient compte à la fois de: la différence de l'énergie chimique entre les deux phases parente et produite (austénite et martensite), la force motrice mécanique et de la variation de l'énergie de déformation totale (dans les deux phases) (Y.H. Wen, 1996). Il a ainsi, pu étudier l'effet du chargement mécanique (traction monotone) sur la cinétique de transformation et l'effet du choix des critères thermodynamiques sur l'arrangement structural des plaquettes formées et la déformation macroscopique du grain. Ainsi, il a proposé la notion de la Force Motrice mécanique Moyenne (ou *FMMoy*) comme critère d'avancement de transformation, c'est-à-dire: la plaquette qui se transforme est celle dont la force motrice mécanique (sommation des forces motrices de tous les éléments de la bande considérée) normalisée par le nombre d'éléments la constituant est la plus grande parmi toutes les plaquettes susceptibles d'être formées (Y.H. Wen, 1997).

Le schéma explicatif de la mise en place de cette modélisation avec deux critères d'avancement de transformation (FMMax selon Ganghoffer et celui FMMoy selon Wen) est représenté dans la Figure I-21.

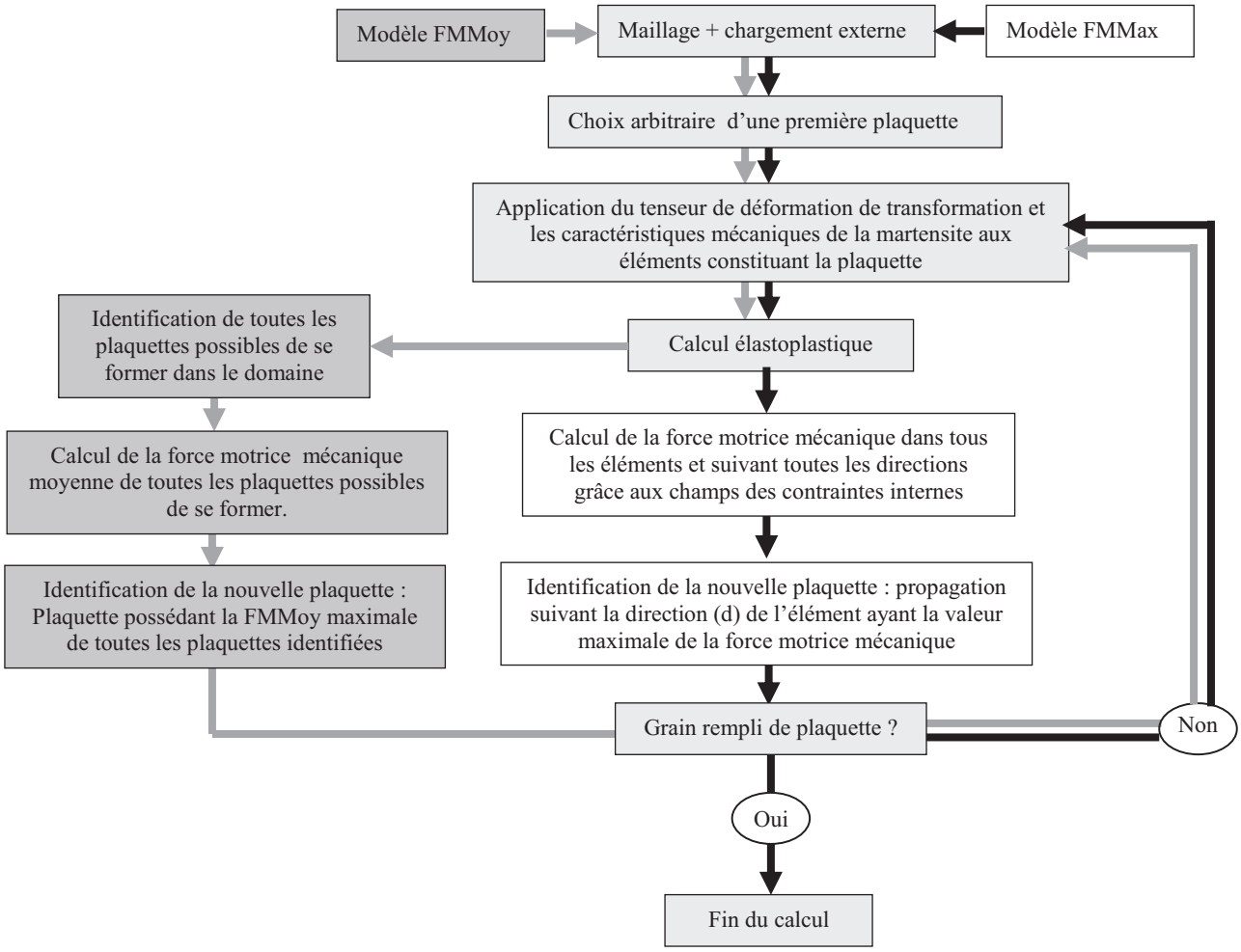


Figure I-21 : Organigramme représentatif des différentes étapes de la modélisation numérique considérée. Comparaison des étapes de calcul entre deux modes de calcul de la Force Motrice mécanique: FMMax et FMMoy (S. Meftah, 2007b).

Tout comme la modélisation des transformations diffusives, les résultats numériques de cette modélisation sont très dépendants du choix de certains paramètres tel que la taille du maillage, la loi de comportement et le type d'écrouissage choisi, la taille et la direction du cisaillement de la première plaquette (J.F. Ganghoffer, 1991b) et (Y.H. Wen, 1996). Afin de tester la robustesse et la fiabilité de cette modélisation et d'évaluer sa pertinence par rapport aux observations expérimentales, Meftah (S. Meftah, 2007a) et (S. Meftah, 2007b) a mené une étude approfondie de l'effet de ces paramètres sur les résultats numériques et a entre temps proposé des critères d'avancement de transformation basés sur le travail des efforts externes et l'énergie potentielle.

Un des résultats remarquables que l'on se doit de mentionner concerne le cas de l'interaction plasticité classique - TRIP. En effet, il a pu mettre en évidence une configuration dans laquelle une pré-déformation positive conduirait à une plasticité de transformation positive. Ce résultat est conforme aux observations expérimentales de Taleb (L. Taleb and S. Petit-Grostabussiat, 2006) sur l'acier 16MND5, ce qui nous mène à penser aux mécanismes responsables de cette observation. Et

pour finir, il a proposé une extension de cette modélisation à un domaine d'étude faisant figurer plusieurs grains ce qu'il a, par la suite, appelé *le modèle multi-grain* en référence au *modèle mono-grain* de Ganghoffer.

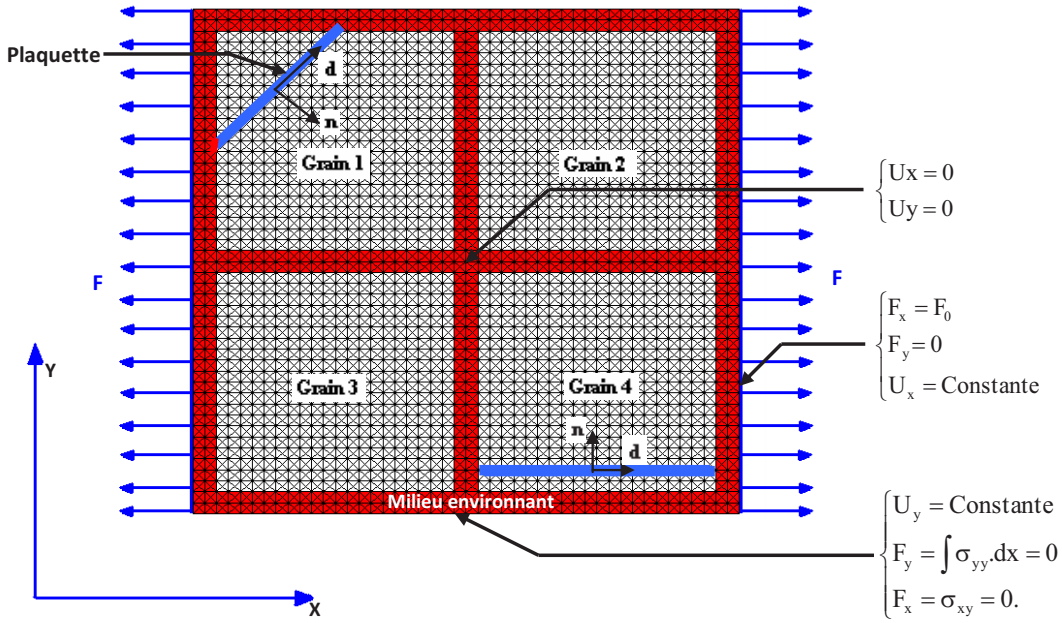


Figure I-22: Schéma représentatif du modèle à 4 grains, présentation des conditions aux limites (S. Meftah, 2007b).

Cette approche avait pour objectifs, l'amélioration de l'évolution de la cinétique de transformation et par conséquent celle du TRIP (sans pour autant être emmener à diminuer la taille des plaquettes par rapport à la taille globale du grain) ainsi que la prise en compte de l'interaction entre grains voisins. Il voulait aussi, à travers cette extension, poser les bases d'une modélisation sur un domaine d'étude représentatif d'un milieu cristallin avec des formes, tailles et orientations cristallographiques des grains différentes d'un grain à l'autre. Il a proposé donc pour un premier lieu, un domaine de 4 grains carrés entourés par le milieu environnant (Figure I-22).

Notons que ces grains sont identiques (même taille, même forme et même orientations cristallographiques) et qu'il est très difficile de mettre en place un maillage structuré (avec des éléments identiques) d'un domaine multi-grain avec des formes, tailles et orientations différentes des grains ou une quelconque combinaison de deux de ces aspects. D'autre part, l'utilisation d'un maillage non structuré n'est pas envisageable car elle pose une difficulté supplémentaire qui engendre des complications majeures qui remontent à l'origine de cette modélisation, celle de la définition géométrique d'une plaquette de martensite.

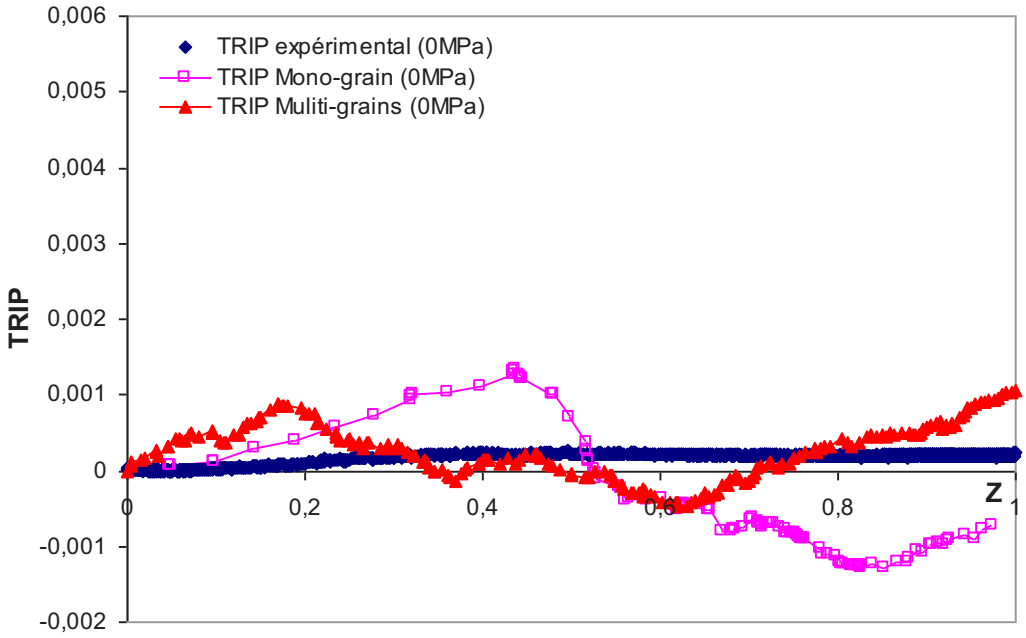


Figure I-23 : Évolution du TRIP en fonction de la fraction volumique de martensite dans l'acier 35NCD16 en absence de chargement externe, comparaison: expérience- modèles mono- et multi-grains (S. Meftah, 2007b).

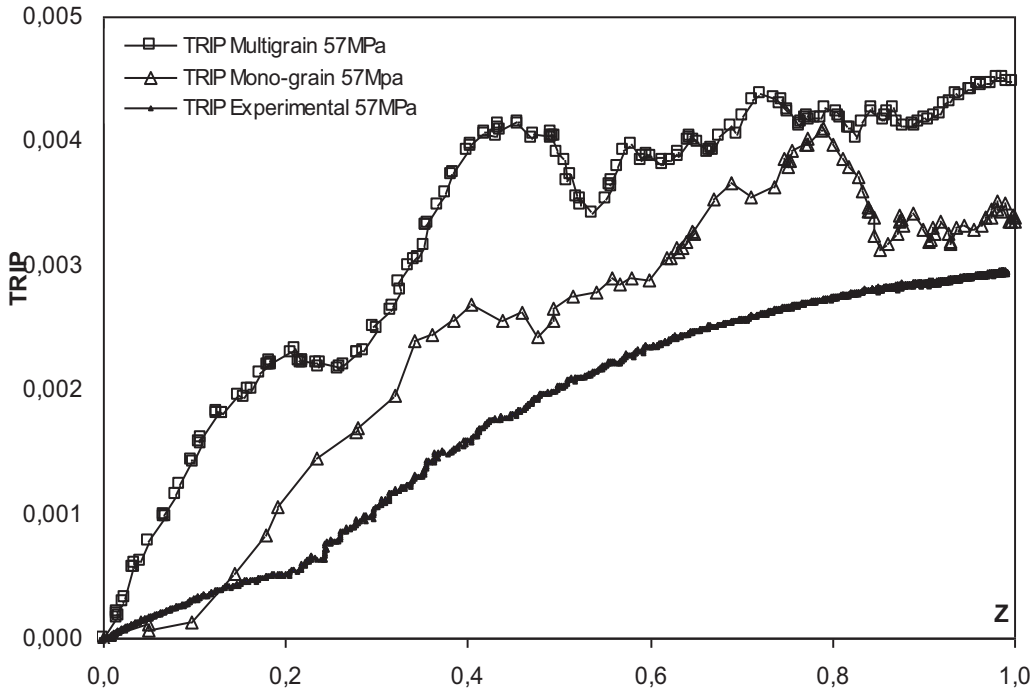


Figure I-24 : Évolution du TRIP en fonction de la fraction volumique de martensite dans l'acier 35NCD16 (chargement en traction de 57MPa), comparaison: expérience- modèles mono- et multi-grains (S. Meftah, 2007b).

Malgré le nombre limité de grains, les résultats numériques de ce modèle à 4 grains se sont vus améliorés dans le cas d'une simulation d'un essai de dilatométrie libre (Figure I-23), celle d'un essai TRIP en traction de 57MPa (Figure I-24) ainsi que pour un essai de pré-déformation en traction de

4% de la phase austénitique sans effort extérieur appliqué durant la transformation (Figure I-25). L'interaction entre grains dépend de la taille du milieu environnant adoptée.

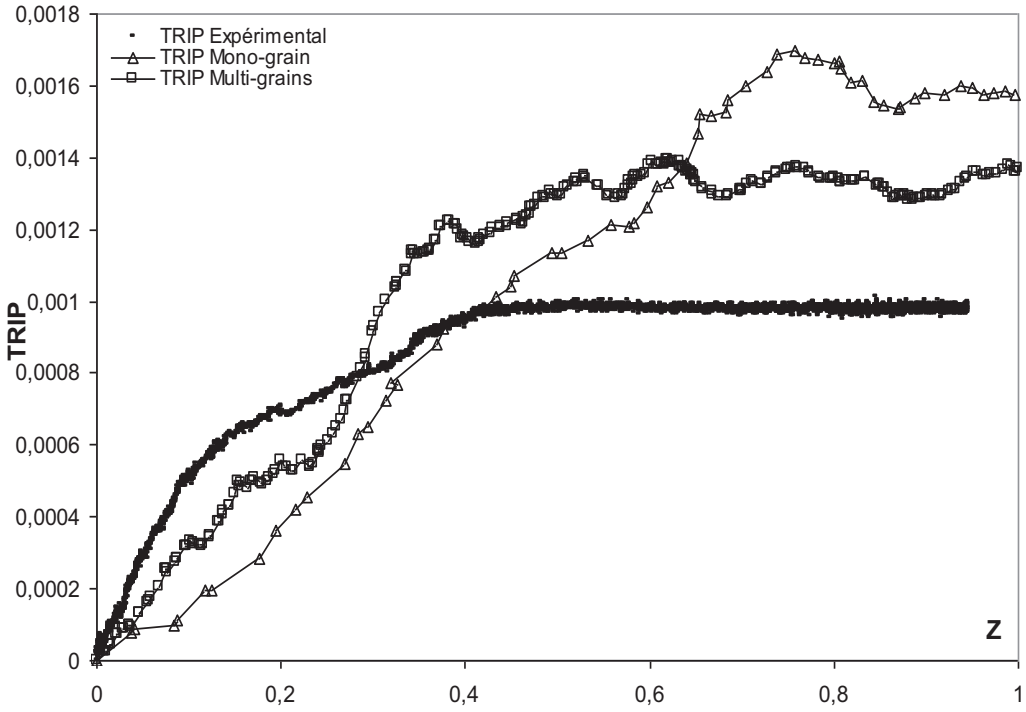


Figure I-25 : Évolution du TRIP en fonction de la fraction volumique de martensite dans l'acier 35NCD16 (pré-déformation en traction de 4% de l'austénite), comparaison: expérience- modèles mono- et multi-grains (S. Meftah, 2007b).

I.6 Conclusion

L'étude bibliographique présentée ici nous a permis de mettre en lumière les différents phénomènes prenant part dans la réponse mécanique macroscopique des aciers en présence d'une transformation de phases à l'état solide. Nous nous sommes intéressés en particulier aux phénomènes de la plasticité de transformation (TRIP), d'interaction TRIP -plasticité classique et au phénomène de restauration d'écrouissage de la phase austénitique.

Nous avons présenté dans ce contexte, l'état actuel de la recherche scientifique et notre compréhension d'aujourd'hui à propos de ces phénomènes et des interactions complexes de nature thermique, mécanique et métallurgique mises en jeu dans cette réponse macroscopique. Ces interactions engendrent des difficultés qui font qu'on ne dispose toujours pas d'outils de prédictions de ce comportement dès que les conditions de sollicitations extérieures que subit le matériau durant sa transformation deviennent complexes. Dans ce cadre, différents travaux expérimentaux et de modélisation ont été menés tant à l'échelle macroscopique qu'à l'échelle microscopique et le recours à des méthodes de prédiction numériques de plus en plus complexes et qui nécessitent des données physiques précises et des ressources informatiques gigantesques est devenu indispensable.

En effet, prédire le TRIP revient à résoudre un problème de nature multi-physique (mécanique, thermique, métallurgique et chimique) dont les interactions mises en jeu sont à des échelles différentes (échelle de dislocations, de grain et de VER). Devant de telles difficultés, des hypothèses simplificatrices ont été adoptées et des modèles analytiques, semi-analytiques et numériques ont été proposés.

Une attention particulière a été portée tant à la démarche expérimentale et aux principales observations obtenues au sein de notre équipe, qu'aux modélisations analytiques et numériques qui sont développées et évaluées dans le cadre de cette étude.

II. TRANSFORMATIONS DIFFUSIVES

II. Transformations diffusives 54
II.1 Introduction 56
II.2 Études expérimentales 57
II.2.1 A propos de l'acier 100C6 57
II.2.2 Dilatométrie libre (FDT) 57
II.2.3 Essais TRIP 63
II.2.3.1 Essais TRIP uni-axiaux 63
II.2.3.2 Essai TRIP bi-axial (traction + torsion) 73
II.2.4 Essais de traction-compression sur les deux phases 76
II.2.4.1 Phase parente (Austénite à 810°C) 76
II.2.4.2 Phase produite (Perlite à 650°C) 79
II.2.5 Essais de relaxation sur les deux phases 80
II.2.5.1 Phase parente (Austénite à 810°C) 81
II.2.5.2 Phase produite (Perlite à 650°C) 81
II.2.6 Quelques observations microscopiques 82
II.3 Modélisations, prédictions du TRIP 82
II.3.1 Identification des paramètres élastoplastiques des phases 83
II.3.1.1 Comportement macroscopique homogène 83
II.3.1.2 Lois de plasticité cristalline 86
II.3.2 Étude préliminaire sur un monocristal, modèle SX2SX 89
II.3.2.1 Paramètres de modélisation 89
II.3.2.2 Éléments d'interphases (front de transformation) 90
II.3.2.3 Choix d'orientations cristallographiques des phases 91
II.3.2.4 Évaluation des courbes moyennes 94
II.3.3 Évaluation du modèle PX2PX en termes de TRIP 95
II.3.3.1 Paramètres de modélisation 95
II.3.3.2 Effet du nombre de grains du polycristal parent ..... **Erreur ! Signet non défini.**
II.3.3.3 Effet de la densité de germination 99
II.3.3.4 Plasticité dans les éléments d'interphase 100
II.4 Confrontation : modélisations - expérience 102
II.5 Conclusion 105

II.1 Introduction

Ce chapitre est consacré à l'étude de la plasticité de transformation dans le cas d'une transformation diffusive dans l'acier 100C6. Nous abordons notre problème par deux axes : expérimental et modélisation. Du point de vu expérimental, nous avons mené des essais de dilatométrie libre, des essais TRIP uni- et bi-axiaux, ainsi que des essais de caractérisation de comportement mécanique des phases parente et produite juste avant et après la transformation. Ces derniers consistent en des essais de traction-compression et des essais de relaxation sur les phases parente et produite à des températures limitant l'intervalle de transformation austénite-perlite.

Dans la deuxième partie consacrée à la modélisation, nous avons commencé par l'identification des paramètres élastoplastiques permettant de reproduire le comportement macroscopique des phases parente et produite pour les lois de comportement macroscopiques homogènes (MH) et les lois de plasticité mono-cristalline (SX). Puis nous avons évalué la part de la viscosité sur la plasticité de transformation pour les modèles MH2MH-PN et MH2MH-RN (cf. Chapitre 1 pour les significations des acronymes).

Nous avons par la suite fait une étude préliminaire sur le modèle SX2SX qui diffère du modèle MH2MH-PN par les lois de plasticité cristalline. L'introduction de la plasticité cristalline permet d'obtenir différentes estimation de TRIP qui dépendent des orientations cristallographiques des phases présentes. Nous avons donc, évalué l'effet de l'orientation cristallographique de chacune des phases sur le TRIP puis comparer les résultats moyennés sur plusieurs réalisations de calcul vis-à-vis du TRIP obtenu par le modèle MH2MH-PN.

Le modèle PX2PX est présenté plus en détail par la suite. Nous avons évalué l'effet de certains paramètres de modélisation sur la plasticité de transformation notamment le nombre de grains de la phase parente, la densité de germination de la nouvelle phase et les paramètres liés au passage phase parente-phase produite lors de transformation d'un élément fini.

Ce chapitre se termine par la confrontation des prédictions de TRIP tirées des modèles analytiques (Leblond1989 et T&S2003) et numériques (MH2MH-PN, MH2MH-RN, SX2SX et PX2PX) avec le TRIP expérimental.

II.2 Études expérimentales

II.2.1 A propos de l'acier 100C6

L'acier 100C6 (ou 100Cr6) fait partie de la famille des aciers faiblement alliés. Il correspond au nombre 52100 dans la désignation américaine et 1.3505 dans la désignation numérique. Les différentes compositions tolérées pour chacun de ces éléments chimiques constitutifs sont résumées dans le tableau ci-dessous.

Composante chimique (%)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
Acier 100C6	0.93-1,05	0.15-0,35	0.25-0,45	0-0,025	0-0,015	1,35-1,6	0-0,1

Tableau II-1 : composition chimique de l'acier 100C6.

Cet acier est facile à trouver à la vente ou en récupération car très souvent utilisé, notamment dans l'industrie des roulements (70 à 80% des roulements à billes en raison de sa bonne résistance au frottement), dans la fabrication des outils à fileter, jauges, calibres, cylindres pour laminage à froid à pas de pèlerin, outils d'étampage à gravure plate, rouleaux à rabattre les collerettes, lames de cisailles, outils pour usinage de bois et de papier.

II.2.2 Dilatométrie libre (FDT)

Le premier essai de dilatométrie libre que nous avons mené sur une éprouvette de 100C6 (éprouvette tubulaire de zone utile de longueur 25mm et d'épaisseur 1,5mm, voir l'annexe) consistait à suivre les consignes suivantes : *(i)* échauffement à vitesse constante, égale à 10°C/sec, de l'éprouvette jusqu'à une température maximale de 890°C ce qui, selon l'allure de la déformation totale de l'éprouvette que l'on suit à temps réel sur l'écran de l'ordinateur de contrôle, doit assurer une austénitisation complète du matériau. *(ii)* refroidissement à vitesse constante égale à 16°C/sec jusqu'à la température ambiante.

Cet essai a révélé certaines informations sur la transformation austénite-perlite ayant lieu au cours du refroidissement. On en cite en particulier la plage de température qui correspond à la transformation en question, le début de transformation est observé à environ 750°C et la fin à environ 680°C. Nous avons constaté par contre, une remontée de température au cours de

transformation de l'ordre de 30°C à environ 60% de fraction volumique de la phase naissante et qui dure jusqu'à la fin de transformation.

Les mesures de température et de déformation axiale dans la zone utile de l'éprouvette sont projetées dans les Figure II-1, Figure II-2 et Figure II-3. Cette remontée de température, probablement due à la chaleur dégagée par la transformation, n'est pas désirée pour notre étude de TRIP car à la fois nous oblige à réviser l'ensemble des hypothèses que nous adoptions pour évaluer le TRIP et qui ont été abordées dans le chapitre précédent d'une part et sort de notre cadre d'étude qui est limité aux transformations durant le refroidissement d'autre part.

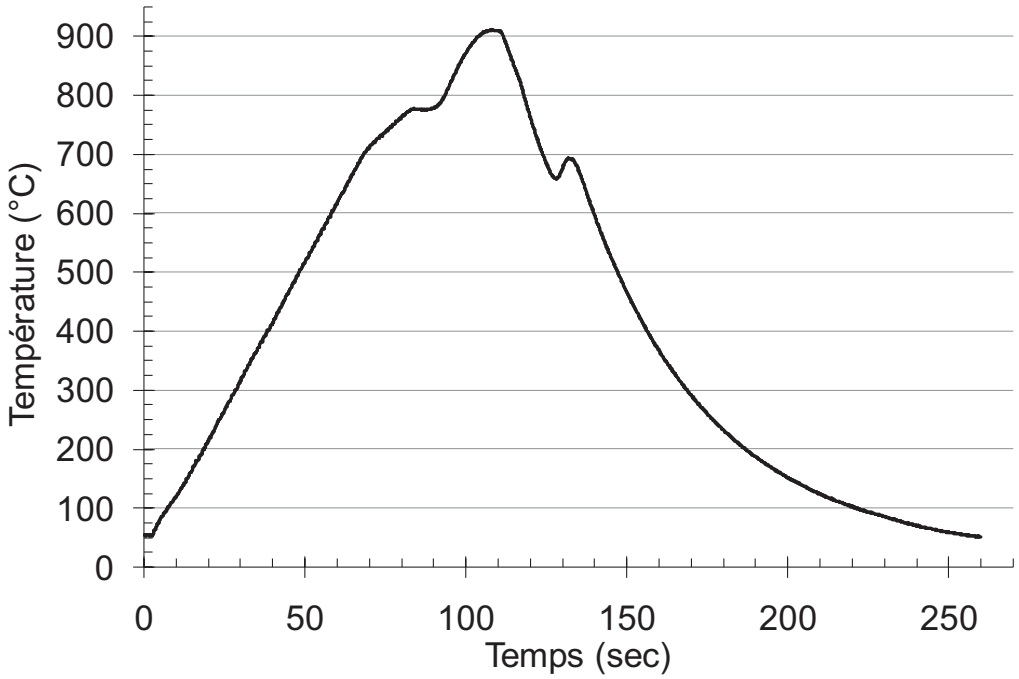


Figure II-1 : Essai de dilatométrie libre pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6, vitesse de refroidissement égale à 16°C/sec : évolution de la température en fonction du temps.

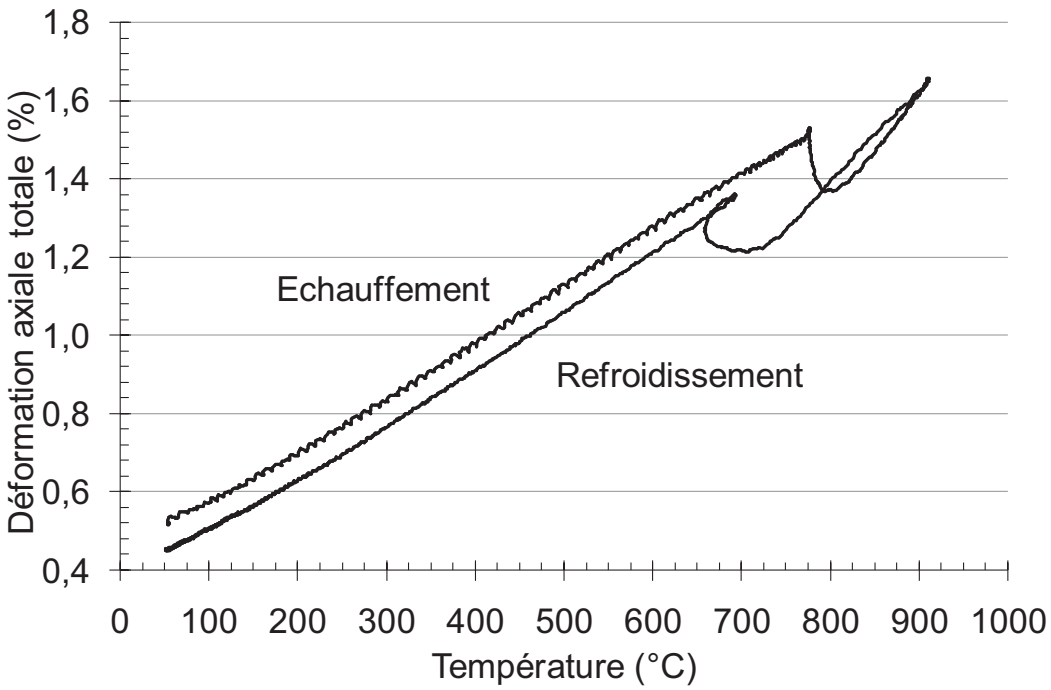


Figure II-2 : Essai de dilatométrie libre pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6, vitesse de refroidissement égale à 16°C/sec : évolution de la déformation axiale de l'éprouvette en fonction de la température.

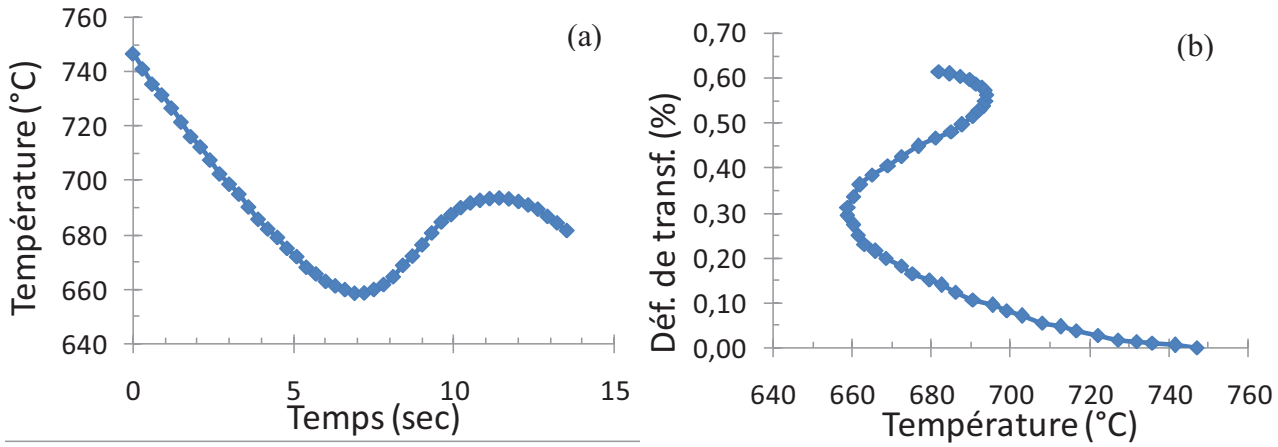


Figure II-3 : Essai de dilatométrie libre pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6, vitesse de refroidissement égale à 16°C/sec : (a) évolution de température de l'éprouvette au cours de transformation. (b) évolution de la déformation de transformation en fonction de température.

Pour éviter que cela ne se reproduise, nous avons mené un deuxième essai de dilatométrie libre identique au précédent avec la seule différence au niveau de la consigne de la vitesse de refroidissement qui est cette fois égale à 1°C/sec (refroidissement plus lent). Effectivement, le problème est résolu et on n'assiste plus à une remontée de température durant la transformation comme montré ci-dessous (Figure II-4, Figure II-5 et Figure II-6). Comparé à l'essai précédent, la transformation débute un peu plus tôt à environ 770°C et s'achève toujours à environ 680°C. La déformation de transformation évolue d'une manière quasi linéaire jusqu'à une valeur finale de

0,25% ce qui représente moins que la moitié de celle observée dans l'essai précédent et auquel on ne peut se référer. Il reste tout de même important de mentionner une très légère perturbation, aux alentours de 80% de fraction volumique de perlite formée, observée dans presque tous ces essais que ce soit dans l'allure de température ou dans celui de déformation totale de l'éprouvette (Figure II-6).

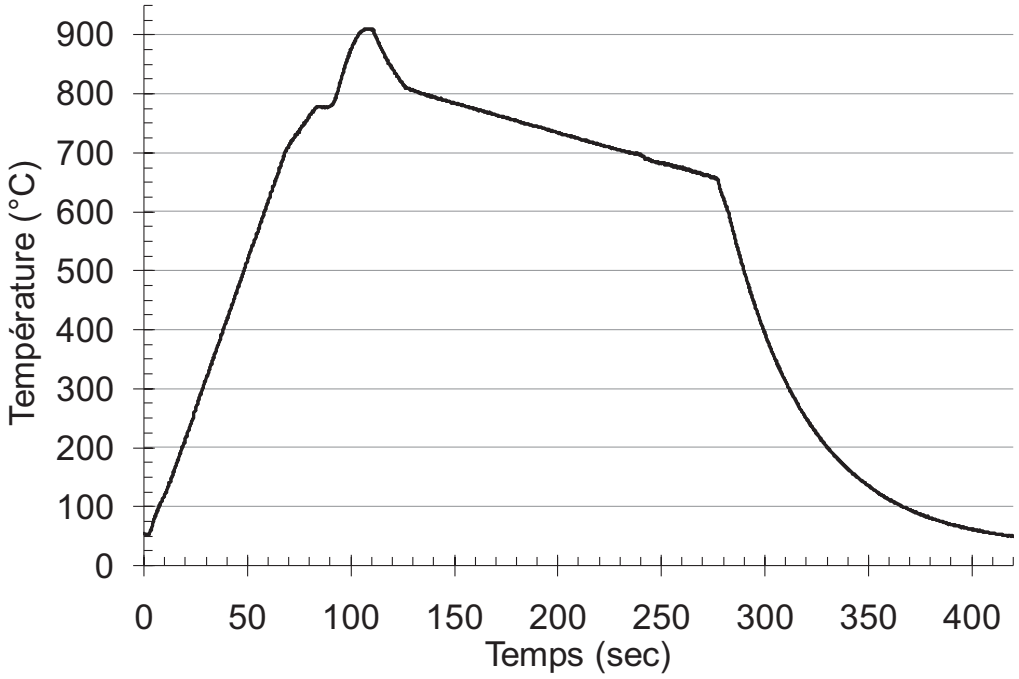


Figure II-4 : Résultat d'un essai de dilatométrie libre pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6, vitesse de refroidissement égale à 1°C/sec : évolution de la température en fonction du temps.

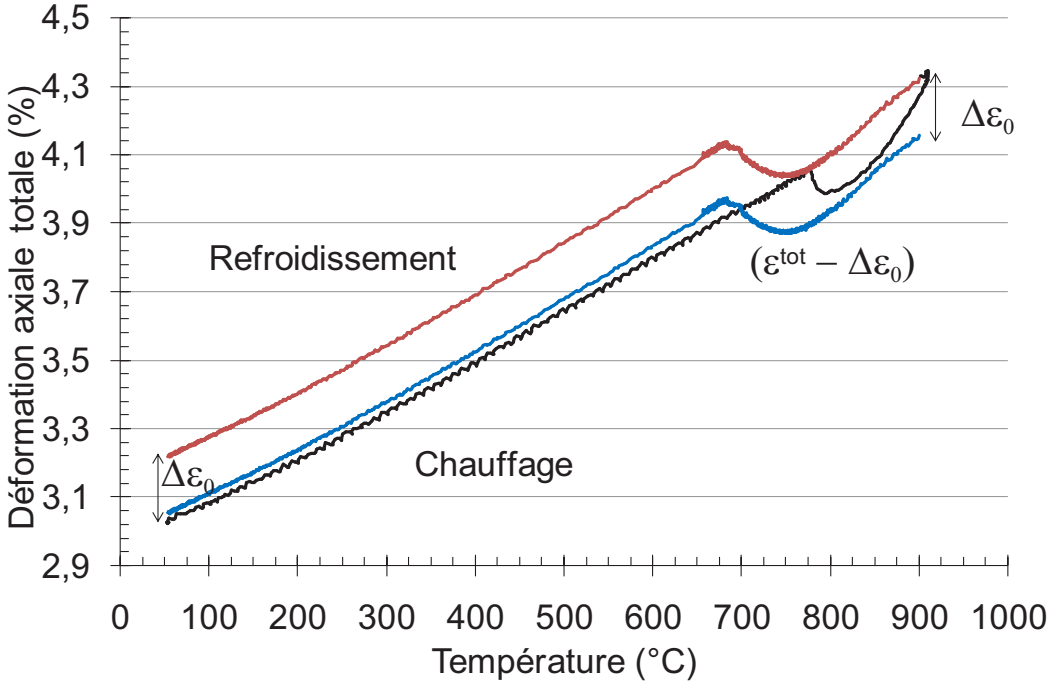


Figure II-5 : Résultat d'un essai de dilatométrie libre pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6, vitesse de refroidissement égale à 1°C/sec : évolution de la déformation axiale de l'éprouvette en fonction de la température.

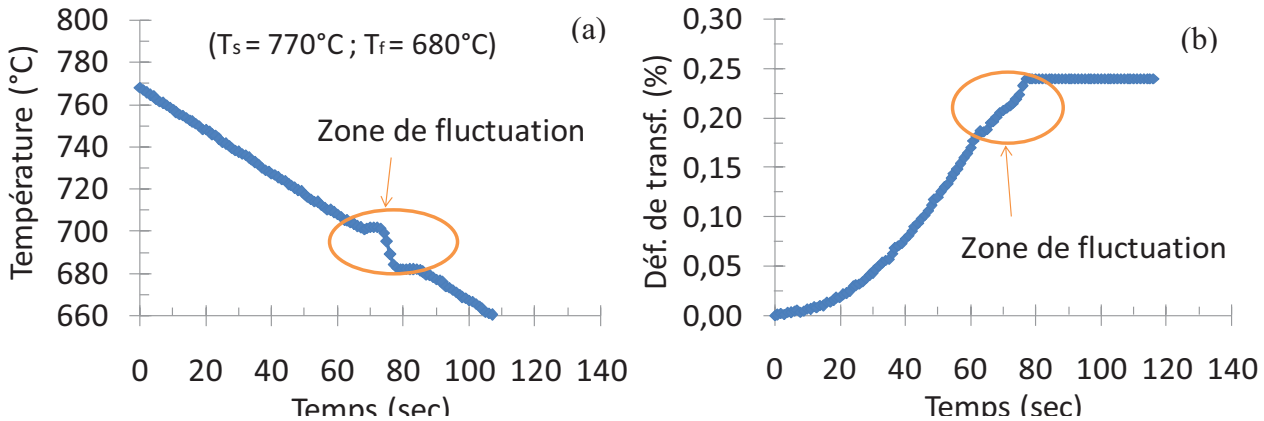


Figure II-6: Résultat d'un essai de dilatométrie libre pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6, vitesse de refroidissement égale à 1°C/sec : (a) évolution de température de l'éprouvette au cours de transformation. (b) évolution de la déformation de transformation en fonction du temps.

Cette perturbation est de même origine que la remontée de température qu'on a aperçue dans la première dilatométrie libre mais est beaucoup moins prononcé et apparaît à un stade plus avancé de transformation (z = 80% dans cet essai comparé à z = 60% dans le précédent), en d'autre termes la température continue à baisser (ou du moins n'augmente pas) mais la vitesse de refroidissement diminue pendant quelques secondes (peut atteindre une valeur nulle) puis augmente de nouveau et atteint la valeur consignée jusqu'à la fin de transformation. Nous allons voir que bien que ces fluctuations peuvent largement être négligées dans le cas des essais de dilatométrie libre, cela reste néanmoins discutable dans le cas des essais TRIP.

Comme nous avons déjà expliqué dans le chapitre précédent, une dilatométrie libre nous permet aussi de déduire les coefficients de dilatations thermiques des phases parente et produite. Ces derniers supposés constants prennent les valeurs de $2{,}26\ 10^{-5}$ pour l'austénite et $1{,}47\ 10^{-5}$ pour la perlite.

Il est important de noter que le coefficient de dilatation thermique de l'austénite est calculé à partir de l'évolution de la déformation axiale totale durant le refroidissement (intervalle de température limité par la température maximale atteinte lors de l'échauffement soit 900°C et la température de début de transformation austénite-perlite soit 770°C) et non pas lors de l'échauffement dans ce même intervalle.

Dans le cas "idéal" de dilatométrie libre présenté dans le chapitre 1 par exemple (Figure I-5), ce choix importe peu car l'évolution de la déformation axiale totale de l'austénite en fonction de la température est la même que ce soit lors de l'échauffement ou lors du refroidissement. On devrait en d'autres termes obtenir une déformation nulle de l'éprouvette au bout du cycle chauffage-

refroidissement. Ce n'est malheureusement pas toujours le cas. Dans cet essai (Figure II-5), nous avons obtenue à température ambiante après le cycle chauffage-refroidissement une déformation inélastique non nulle de l'éprouvette $\Delta\varepsilon_0 = 0{,}16\%$. On pense que cette déformation pourrait correspondre en grande partie (si ce n'est pas en totalité) au fluage dans l'austénite lors de l'échauffement. Ce fait, car on pense que l'évolution de la déformation totale de l'austénite lors de l'échauffement se compose à la fois de la dilatation thermique due à l'échauffement et d'une composante de déformation inélastique qui correspond au fluage. Un tel phénomène n'est pas à exclure étant donné le caractère viscoplastique de la phase austénitique à ce niveau de température comme on le verra plus loin au travers d'essais de relaxation. C'est la raison pour laquelle le coefficient de dilatation thermique de l'austénite a été déduit de l'évolution de la déformation totale durant le refroidissement et non pas durant l'échauffement.

Bien évidement, si le fluage a eu lieu durant l'échauffement on ne pourrait dire qu'il n'a pas eu lieu durant le refroidissement dans cet intervalle de température et même pendant la transformation. Toutefois, ne pouvant estimer cette déformation inélastique qui correspond au fluage (on s'intéresse dans ces travaux à la plasticité de transformation et la manifestation de fluage ici n'est pas désirée) nous adoptons l'hypothèse suivante : Le coefficient de dilatation thermique de l'austénite est déduit de la partie de la courbe de déformation totale durant le refroidissement (avant la transformation austénite-perlite). Dans la même ligné, ce qui est appelé TRIP par la suite, limité à ce chapitre, correspond en réalité à une déformation inélastique qui peut inclure une part de fluage. Pour les mêmes raisons, ce qui est appelé déformation de transformation ou déformation thermo-métallurgique peut inclure une part de fluage (l'estimation de la part de fluage ne fait pas partie de ces travaux).

Les évolutions en fonction de température de la déformation de transformation et de la fraction volumique de perlite formée sont calculées via les équations (Eq.I.1) et (Eq.I.2) respectivement et sont représentées dans la (Figure II-7).

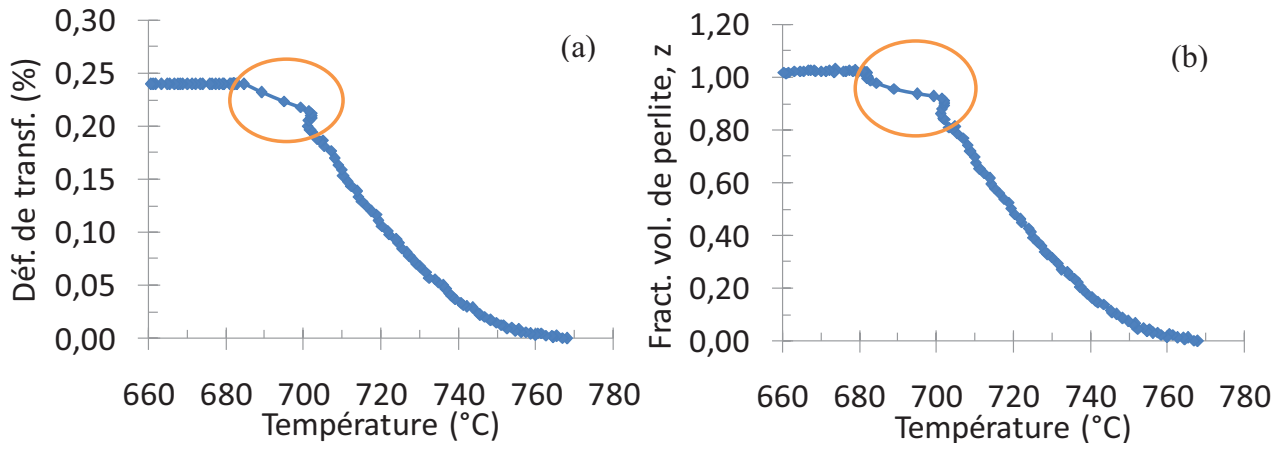


Figure II-7: Résultats d'un essai de dilatométrie libre pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6, vitesse de refroidissement égale à 1°C/sec : (a) évolution de la déformation de transformation en fonction température. (b) évolution de la fraction volumique de perlite en fonction de température.

II.2.3 Essais TRIP

II.2.3.1 Essais TRIP uni-axiaux

Les essais TRIP uni-axiaux que nous avons réalisés consistent à appliquer un effort mécanique de traction (25 ou 50MPa) ou de torsion (24KN.mm ce qui équivalent à 50MPa de traction au sens de Von Mises dans nos éprouvettes) juste avant le début de transformation et de maintenir cet effort constant jusqu'à la fin de transformation.

II.2.3.1.1 Traction de 25MPa

Comme signalé dans le paragraphe précédent, certaines difficultés ont été rencontrées en ce qui concerne l'évaluation de la plasticité de transformation liées à la manifestation du fluage. C'est la raison pour laquelle nous présentons ici, les résultats de deux essais réalisés sur deux éprouvettes de 100C6 qui illustrent les difficultés dans la réalisation de tels essais à haute température dans cet acier (Figure II-10). La figure ci-dessous montre l'évolution de la température en fonction du temps dans ces deux essais TRIP. Notons que chacun de ces essais a été précédé par une dilatométrie libre avec le même chargement thermique. La contrainte de 25MPa dans les deux essais a été appliquée à 780°C durant le refroidissement et a été atteinte au bout de 2 secondes soit à 778°C.

Notons que les consignes en contrainte que ce soient en effort de traction ou de torsion ont bien été respectées pour tous nos essais.

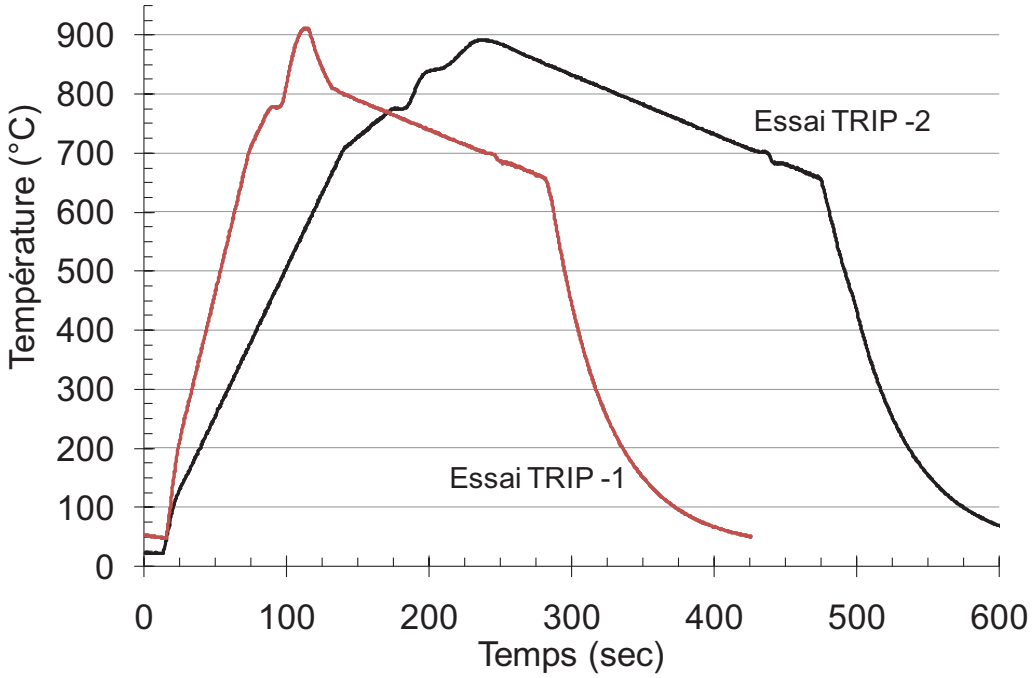


Figure II-8 : Evolution de la température en fonction du temps pour les deux essais TRIP en traction de 25MPa, transformation austénite-perlite dans l'acier 100C6.

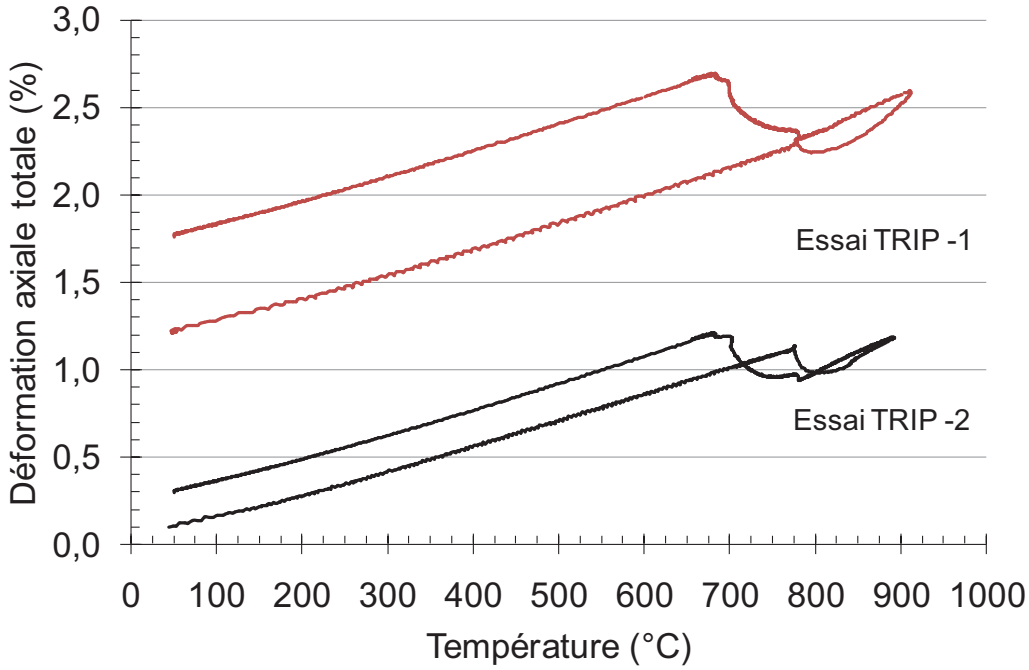


Figure II-9 : Evolution de la déformation axiale totale en fonction de la température dans les deux essais TRIP en traction de 25MPa, transformation austénite-perlite dans l'acier 100C6.

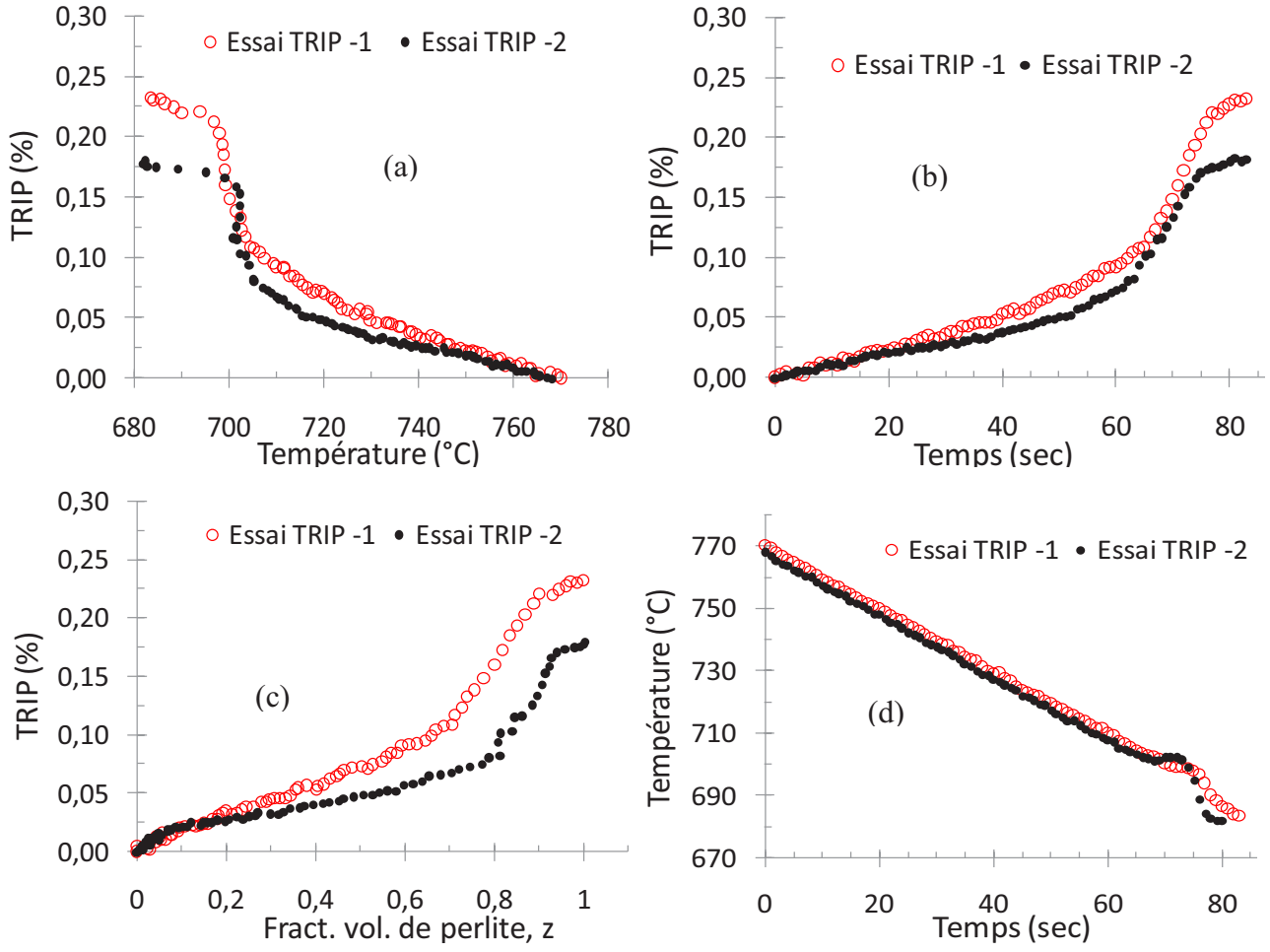


Figure II-10 : Résultats de deux essais TRIP en traction de 25MPa pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6, vitesse de refroidissement égale à 1°C/sec : (a), (b) et (c) évolution de TRIP en fonction de la température, le temps et la fraction volumique de perlite formée (resp.). (d) évolution de la température au cours de transformation en fonction du temps.

Ces deux essais ont été réalisés dans les mêmes conditions thermomécaniques durant la transformation avec la seule différence qui réside dans la vitesse de monté en température durant le chauffage et la vitesse de refroidissement avant la transformation comme le montre la Figure II-8. Le chauffage et le refroidissement plus vite dans le premier essai (essai 1) ont été adoptés dans le seul objectif de gain de temps.

Bien que les allures des courbes de TRIP obtenues dans ces deux essais soient similaires, les intensités sont différentes (Figure II-10a). Nous noterons également pour les deux essais une allure inhabituelle de la courbe de TRIP en fonction de la température (Figure II-10a) qui l'est encore moins en fonction de la fraction volumique de perlite (Figure II-10c). En effet, le TRIP augmente soudainement à une température avoisinant 700°C. Pour les deux essais, réalisés à la même vitesse de refroidissement durant la transformation, la (Figure II-10d) montre que cette température est atteinte environ 60sec après le début de transformation. Elle montre aussi que cet instant correspond

à un palier de température qui dure quelques secondes (environ 8sec) et qui correspond dans la (Figure II-10b), projetée dans la même échelle que (Figure II-10d), à l'augmentation importante de TRIP. Une augmentation qu'on attribue à l'apparition du fluage sous l'effet de la charge appliquée sur la phase austénitique.

La différence d'intensité du TRIP dans les deux essais peut illustrer les approximations liées à l'évaluation de cette composante qui nécessite l'extraction de la partie thermométallurgique de la déformation totale.

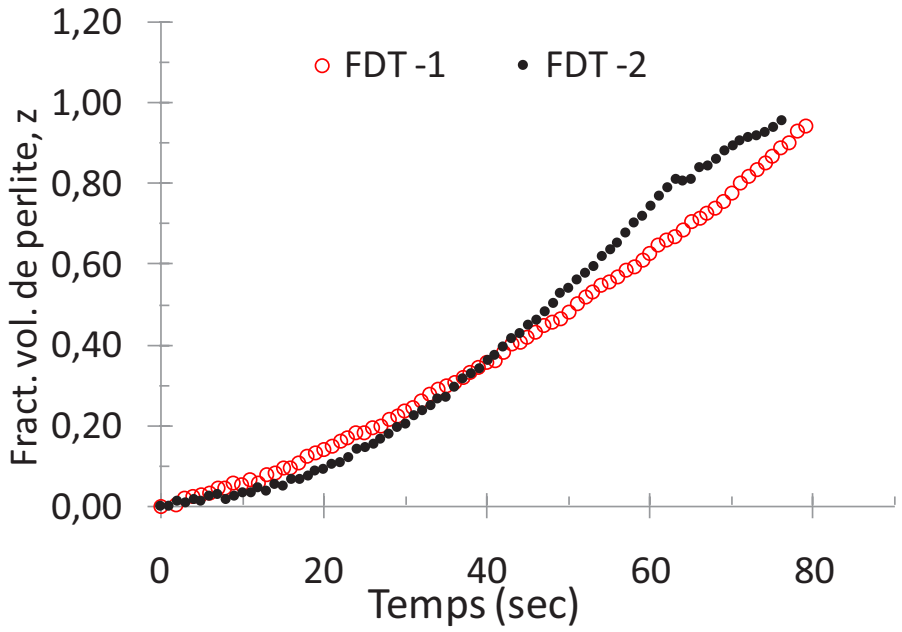


Figure II-11 : Évolutions de la fraction volumique de perlite mesurées sur deux dilatométries libres, FDT -1 (refroidissement plus vite avant la transformation 6°C/sec) et FDT -2 (même vitesse de refroidissement avant et durant la transformation 1°C/sec).

Notre dernier constat concerne l'évolution du TRIP en fonction de la fraction volumique de perlite, z. Nous remarquons que l'augmentation du TRIP dans les deux essais correspond à la même température (700°C) et le même instant (60sec) (l'échelle du temps a été remis à zéro au début de transformation pour les deux essais) mais pas la même fraction volumique de perlite (z=70% pour l'essai N°1 et z=80% pour l'essai N°2). La cause de cette différence est due au fait que chacun des essais TRIP a été précédé par une dilatométrie libre sur laquelle on s'est basé pour calculer la déformation de transformation et la fraction volumique de perlite. L'évolution de transformation est légèrement différente dans les deux dilatométries libres correspondant aux deux essais TRIP (la valeur finale de la déformation de transformation est la même soit 0,25%, seules les allures qui sont légèrement différentes), ce qui traduit un écart d'environ 10% de fraction volumique de perlite à environ 60sec de début de transformation (Figure II-11).

II.2.3.1.2 Traction de 50MPa

Dans cet essai, l'éprouvette subit un réchauffement à vitesse constante $\dot{T} = 10°C/sec$ jusqu'à une température maximum $T_{max} = 910°C$ suivit d'un refroidissement à vitesse constante $\dot{T} = 6°C/sec$ jusqu'à $T = 810°C$ puis une vitesse $\dot{T} = 2°C/sec$ jusqu'à la température ambiante. Le chargement mécanique consiste à appliquer juste avant le début de transformation (à T=780°C) une contrainte de traction (σ=50MPa) qu'on atteint au bout de 3 secondes et on maintient constante tout au long de la transformation pendant laquelle, la contrainte de cisaillement est maintenue nulle $\tau = 0$. Les figures ci-dessous (Figure II-12 et Figure II-13) sont montrés les résultats de cet essai TRIP et de la dilatométrie libre qui l'a précédé.

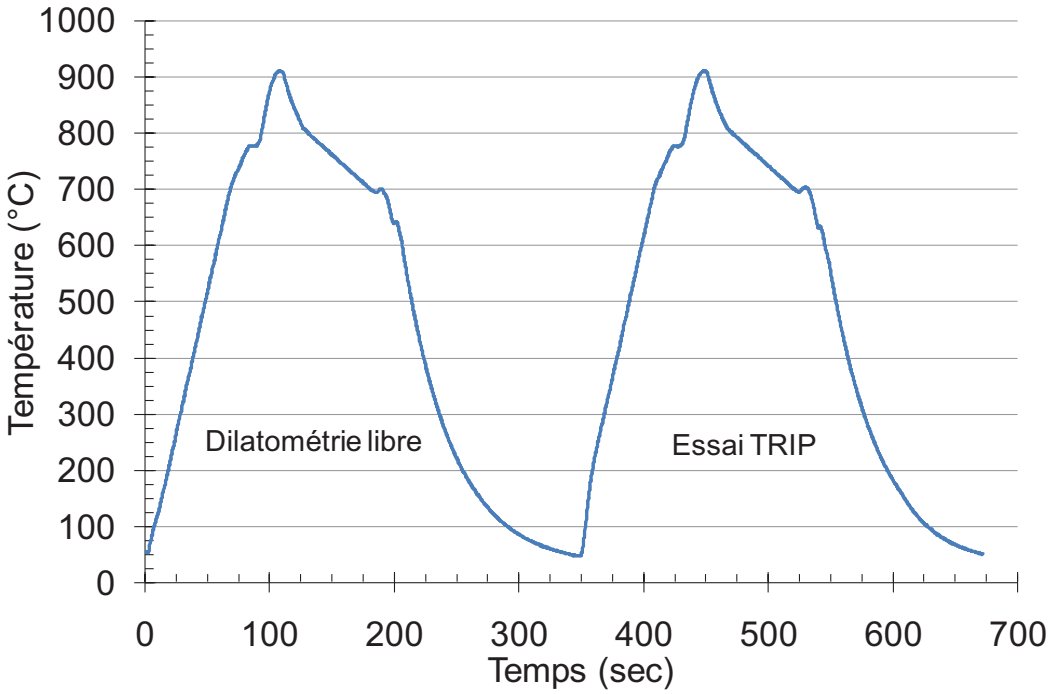


Figure II-12 : Résultat d'une dilatométrie libre suivie d'un essai TRIP en traction de 50MPa pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6 : évolution de la température en fonction du temps.

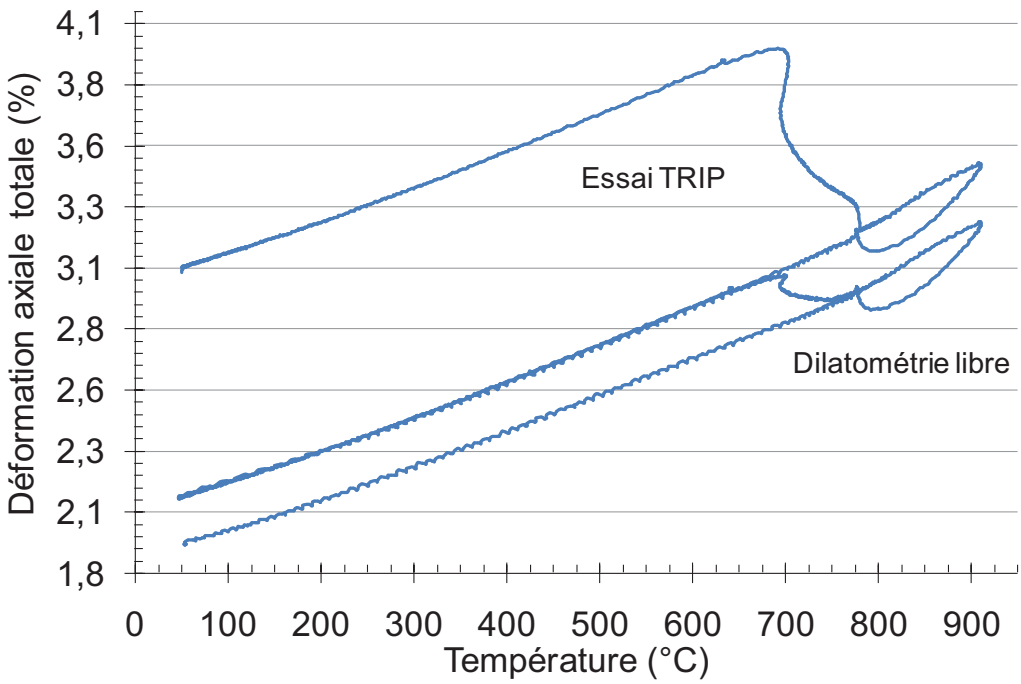
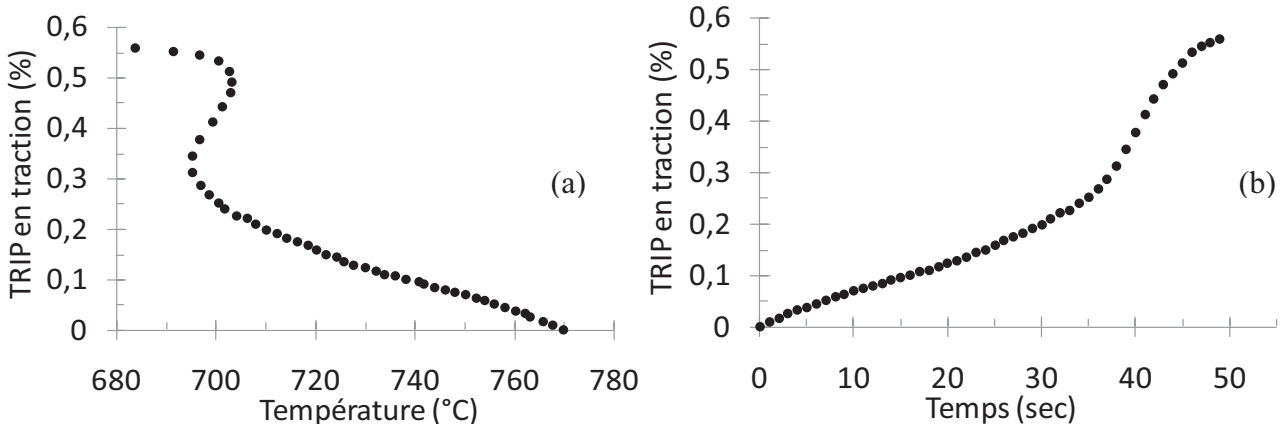


Figure II-13 : Résultat d'une dilatométrie libre suivie d'un essai TRIP en traction de 50MPa pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6 : évolution de la déformation axiale totale en fonction de la température.

La valeur finale de TRIP est égale à 0,55% (Figure II-14), environ 40% de cette valeur apparait après la perturbation constatée au niveau de la température de l'éprouvette à environ $T = 700°C$. Comparé aux précédents essais, les températures de début et fin de transformation ne changent pas (770°C et 680°C resp.) bien que la vitesse du refroidissement est deux fois plus grande.



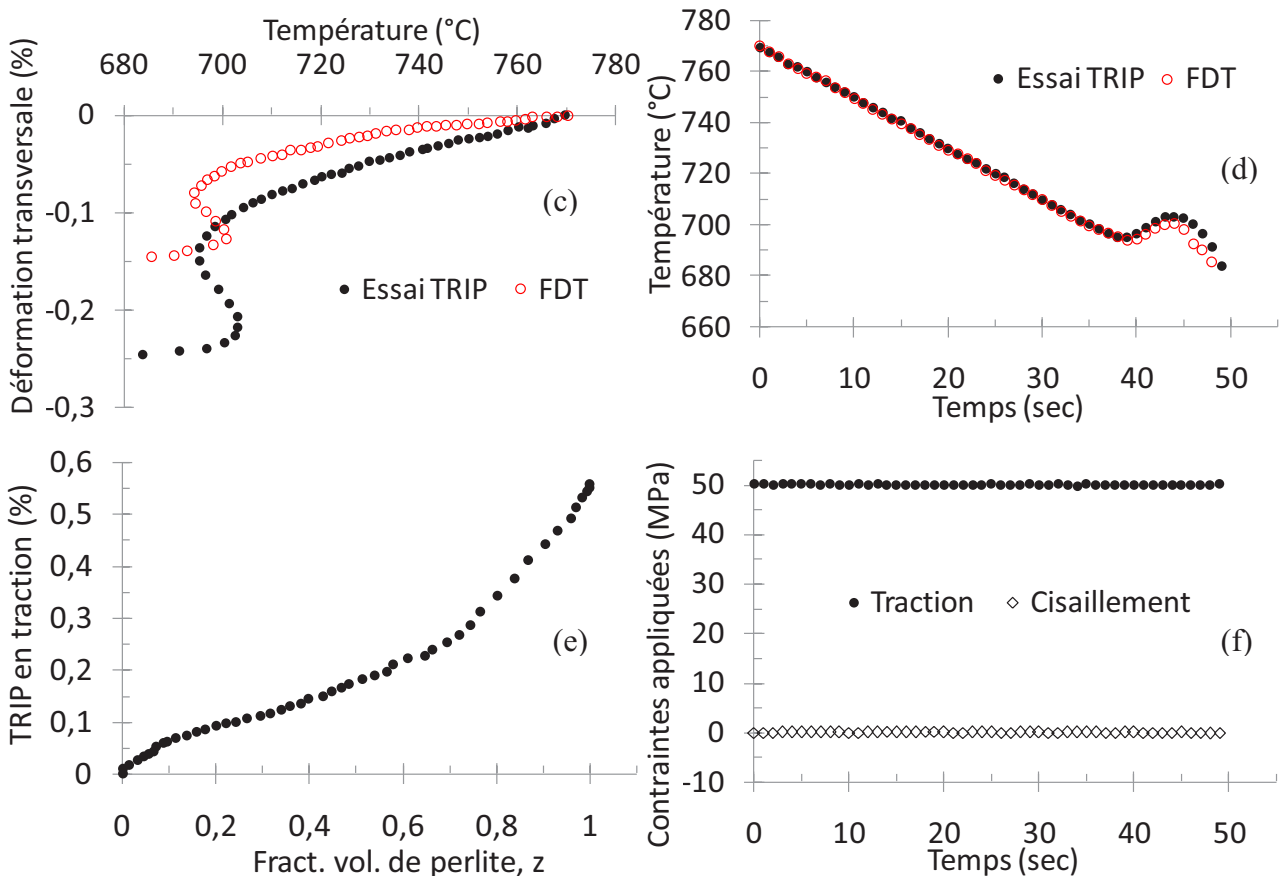


Figure II-14 : Résultat d'une dilatométrie libre et d'un essai TRIP en traction de 50MPa pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6, vitesse de refroidissement égale à 6°C/sec pour 910°C>T>810°C et 2°C/sec pour 810°C>T.

Nous avons constaté que l'évolution de la température durant la transformation est la même pour l'essai TRIP que pour la dilatométrie libre (Figure II-14d), ce qui mène à croire que l'amplitude de remontée de température dépend du seul cycle thermique que subit l'éprouvette et non pas du chargement mécanique, ce qui explique pourquoi on trouve à chaque fois la même allure de température en fonction du temps durant la transformation pour un essai TRIP que pour sa dilatométrie libre mais pas la même allure pour deux essais dont le cycle thermique est différent dont les différence sont avant la transformation (un constat qui reste valable pour tous les essais réalisés sur ce matériau).

La Figure II-14f montre que la contrainte de cisaillement est bien restée nulle durant la transformation ($\tau = 0$). Néanmoins, pour assurer cette consigne, une déformation transversale a été observée. Cette dernière est liée à des incertitudes d'ordres techniques qui dépendent des conditions de l'expérimentation, elle est plus importante pour l'essai TRIP que pour l'essai de dilatométrie libre (Figure II-14c).

II.2.3.1.3 Torsion équivalente à 50MPa de traction

Dans cet essai, nous avons adopté le même trajet de chargement thermique que celui de l'essai précédent. En ce qui concerne le chargement mécanique, nous avons appliqué un couple de torsion de 24KN.mm ce qui correspond à une contrainte de cisaillement τ = 28,86MPa et à une contrainte équivalente au sens de Von Mises σ_{eq} = 50MPa (même valeur que celle de l'essai précédent). Cet effort de torsion est appliqué à T=780°C (atteint au bout de 2 secondes) et est maintenu constant tout au long de la transformation. L'objectif visé à travers ces ressemblances avec l'essai précédent, est de pouvoir comparer les résultats de TRIP en traction et en cisaillement pour une même valeur de contrainte équivalente et mêmes conditions de chargement thermique. Les résultats de cet essai et de la dilatométrie qui l'a précédé sont présentés dans les figures ci-dessous (Figure II-15, Figure II-16, Figure II-17 et Figure II-18).

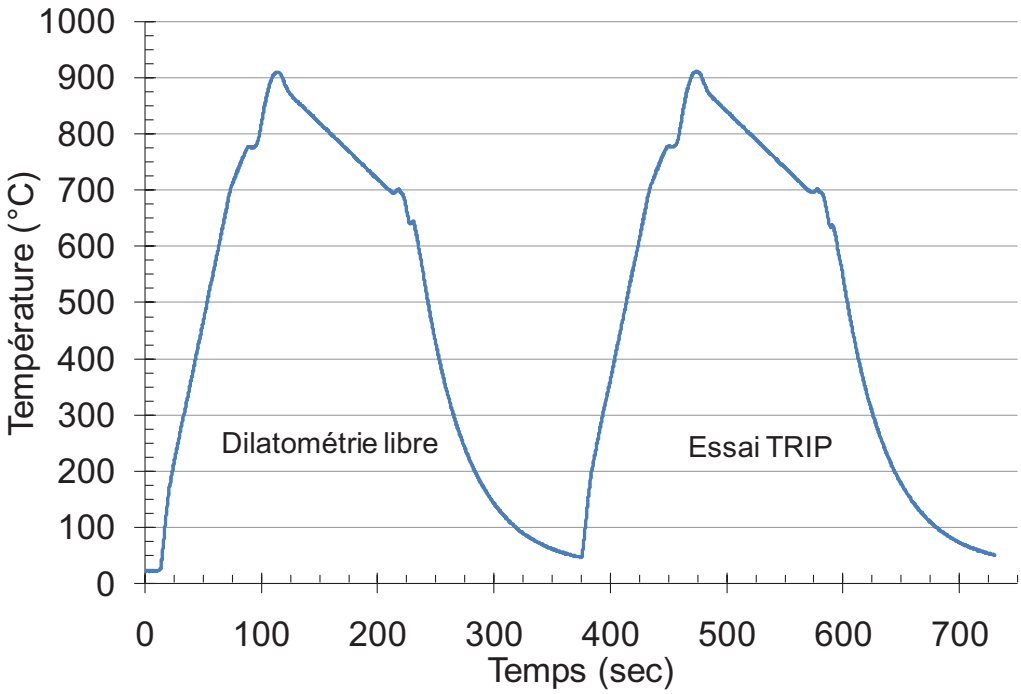


Figure II-15 : Résultat d'une dilatométrie libre suivie d'un essai TRIP en torsion de 28,86MPa pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6 : évolution de la température en fonction du temps.

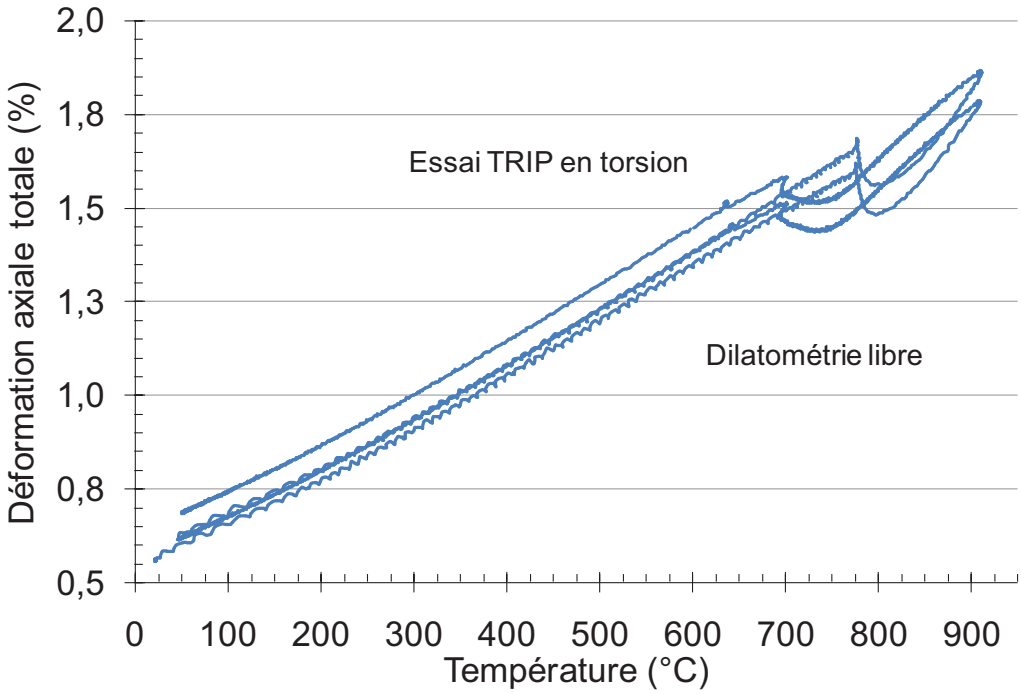


Figure II-16 : Résultat d'une dilatométrie libre suivie d'un essai TRIP en torsion de 28,86MPa pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6 : évolution de la déformation axiale totale en fonction de la température.

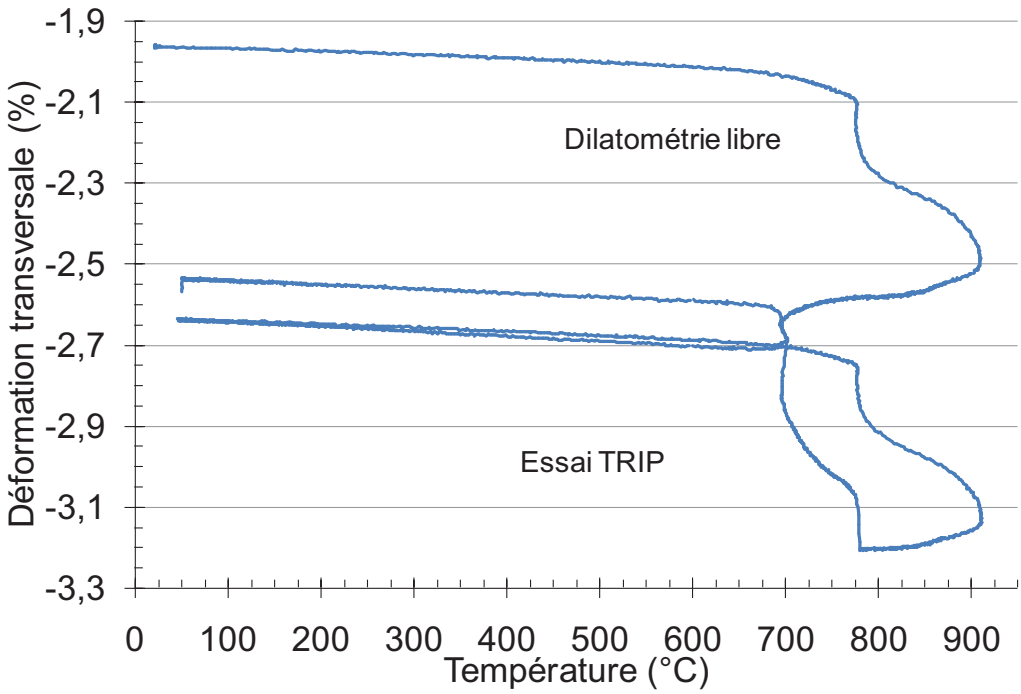


Figure II-17 : Résultat d'une dilatométrie libre suivie d'un essai TRIP en torsion de 28,86MPa pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6 : évolution de la déformation transversale en fonction de la température.

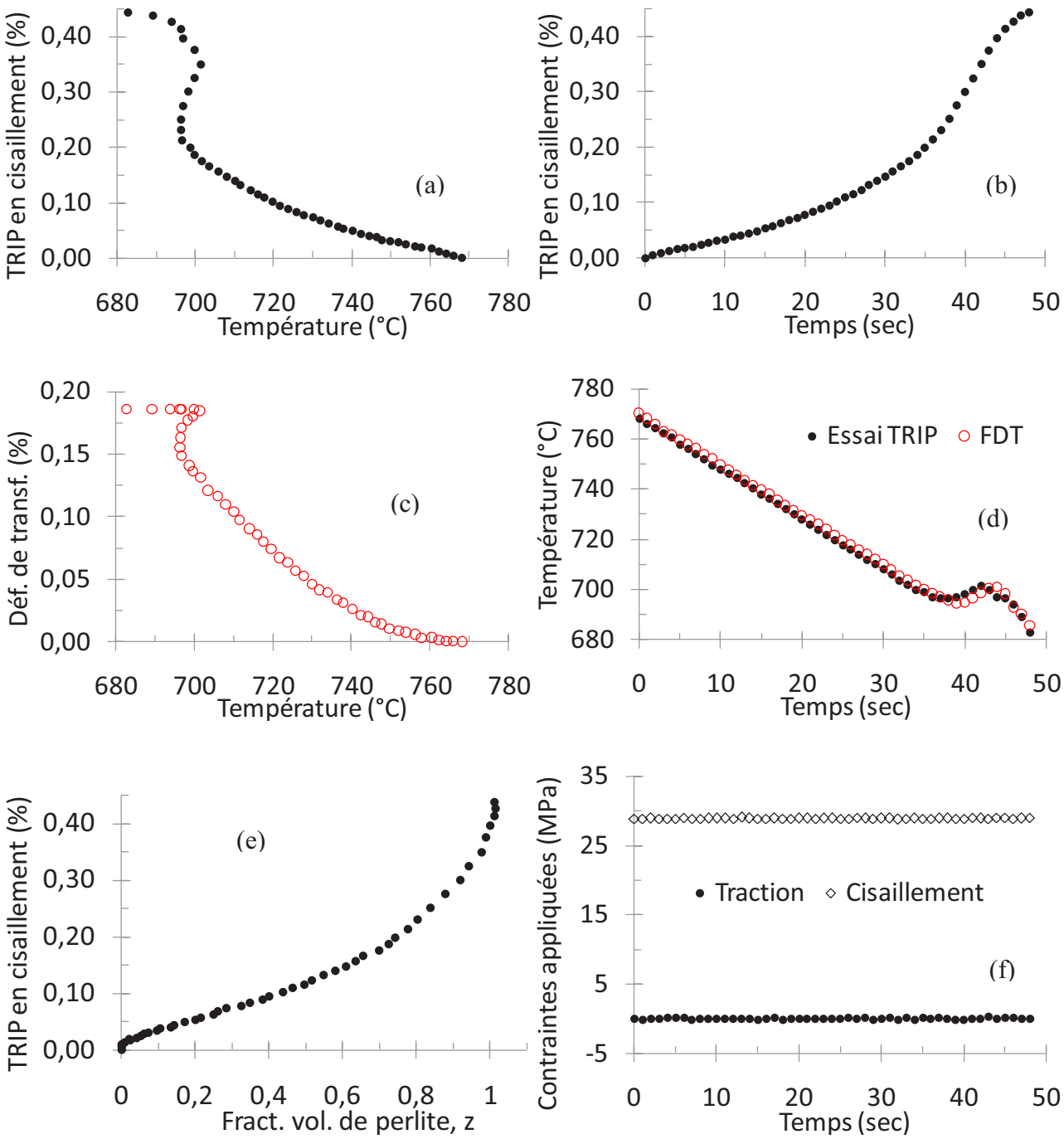


Figure II-18 : Résultat d'une dilatométrie libre et d'un essai TRIP en torsion (contrainte de cisaillement équivalente à 50MPa de traction au sens de Von Mises) pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6, vitesse de refroidissement égale à 6°C/sec pour 910°C>T>810°C et 2°C/sec pour 810°C>T.

Les résultats de ces essais confirment les allures obtenues en chargement de traction, ce qui peut accréditer l'hypothèse du fluage avant le TRIP. En considérant la Figure II-18a, on peut penser que jusqu'à 0,2% de déformation nous avons affaire à du fluage et qu'au-delà $(T < 700°C)$, c'est le phénomène de TRIP qui prend le relais.

II.2.3.2 Essai TRIP bi-axial (traction + torsion)

Dans cet essai, en plus de chargement thermique décrit dans les paragraphes précédents, nous avons appliqué à la fois une contrainte de traction de 50MPa et un effort de torsion qui correspond à une contrainte de cisaillement de 28,86MPa dans la zone utile de l'éprouvette. Les résultats de cet essai (température, déformation axiale totale et glissement) sont présentés dans les figures ci-dessous (Figure II-19, Figure II-20 et Figure II-21).

Les contraintes en traction et en cisaillement ont été appliquées à 780°C et ont été atteintes au bout de 3 et 2 secondes respectivement. La Figure II-22d représente l'évolution des contraintes de traction et de cisaillement dans cette zone de l'éprouvette, elle montre que ces consignes ont bien été respectées.

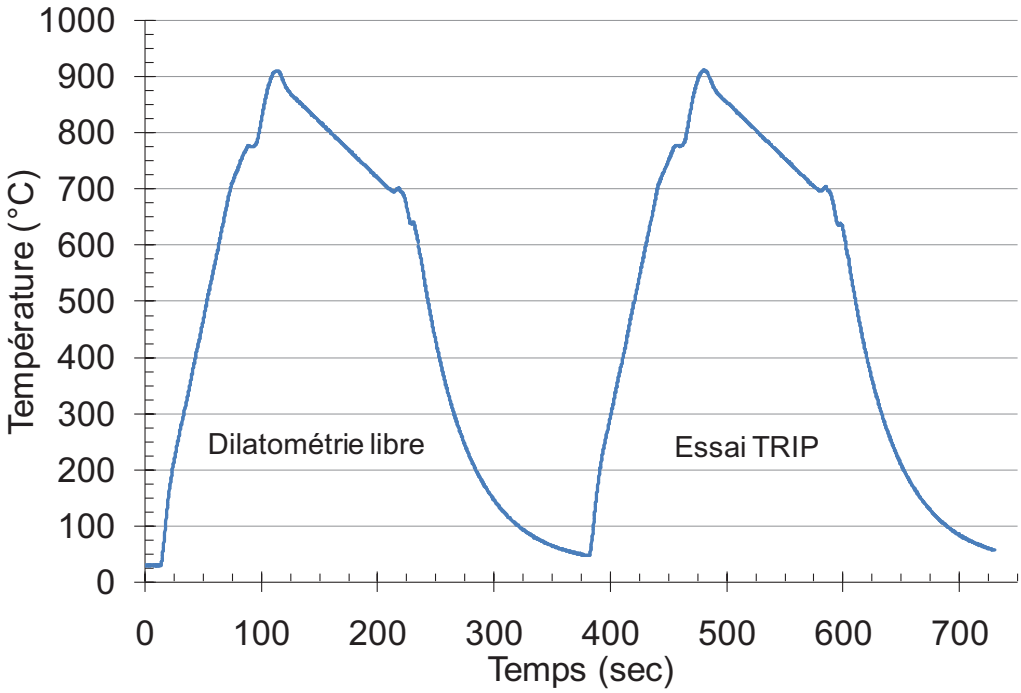


Figure II-19 : Résultat d'une dilatométrie libre suivie d'un essai TRIP en chargement combiné (traction de 50MPa et torsion de 28,86MPa) pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6 : évolution de la température en fonction du temps.

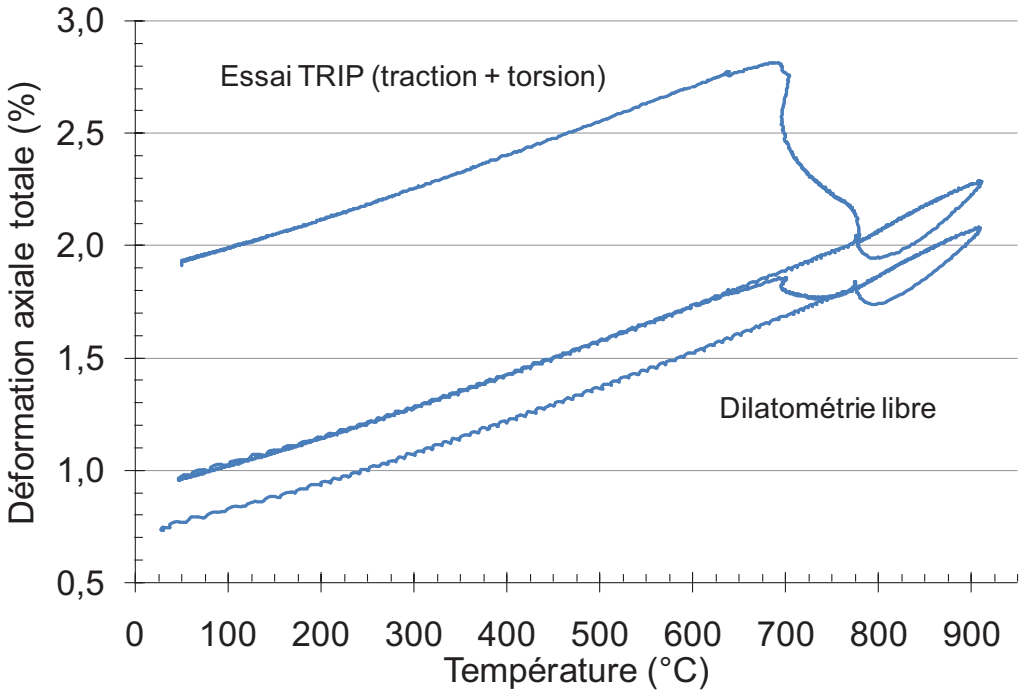


Figure II-20 : Résultat d'une dilatométrie libre suivie d'un essai TRIP en chargement combiné (traction de 50MPa et torsion de 28,86MPa) pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6 : évolution de la déformation axiale totale en fonction de la température.

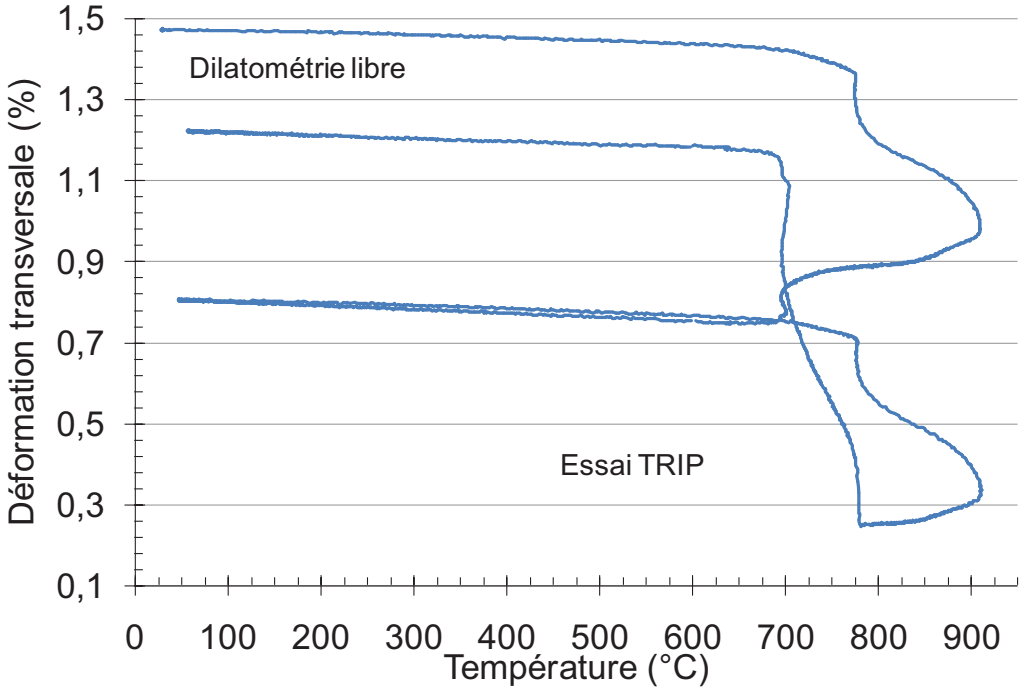


Figure II-21 : Résultat d'une dilatométrie libre suivie d'un essai TRIP en chargement combiné (traction de 50MPa et torsion de 28,86MPa) pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6 : évolution de la déformation transversale en fonction de la température.

Les résultats après traitement de cet essai sont présentés dans la Figure II-22. La valeur finale du TRIP en traction de 0,59% (Figure II-22) représente une valeur très proche de la valeur finale mesurée dans le cas où seule la traction est appliquée (Figure II-14) et qui est égale à 0,56%. En ce

qui concerne le TRIP en cisaillement, nous mesurons une valeur finale de 0,70% (Figure II-22) ce qui représente une valeur beaucoup plus importante que celle obtenue à la fin de transformation lors de l'essai TRIP uni-axial en torsion présenté dans le paragraphe précédent (Figure II-18) et qui est égale à 0,45%.

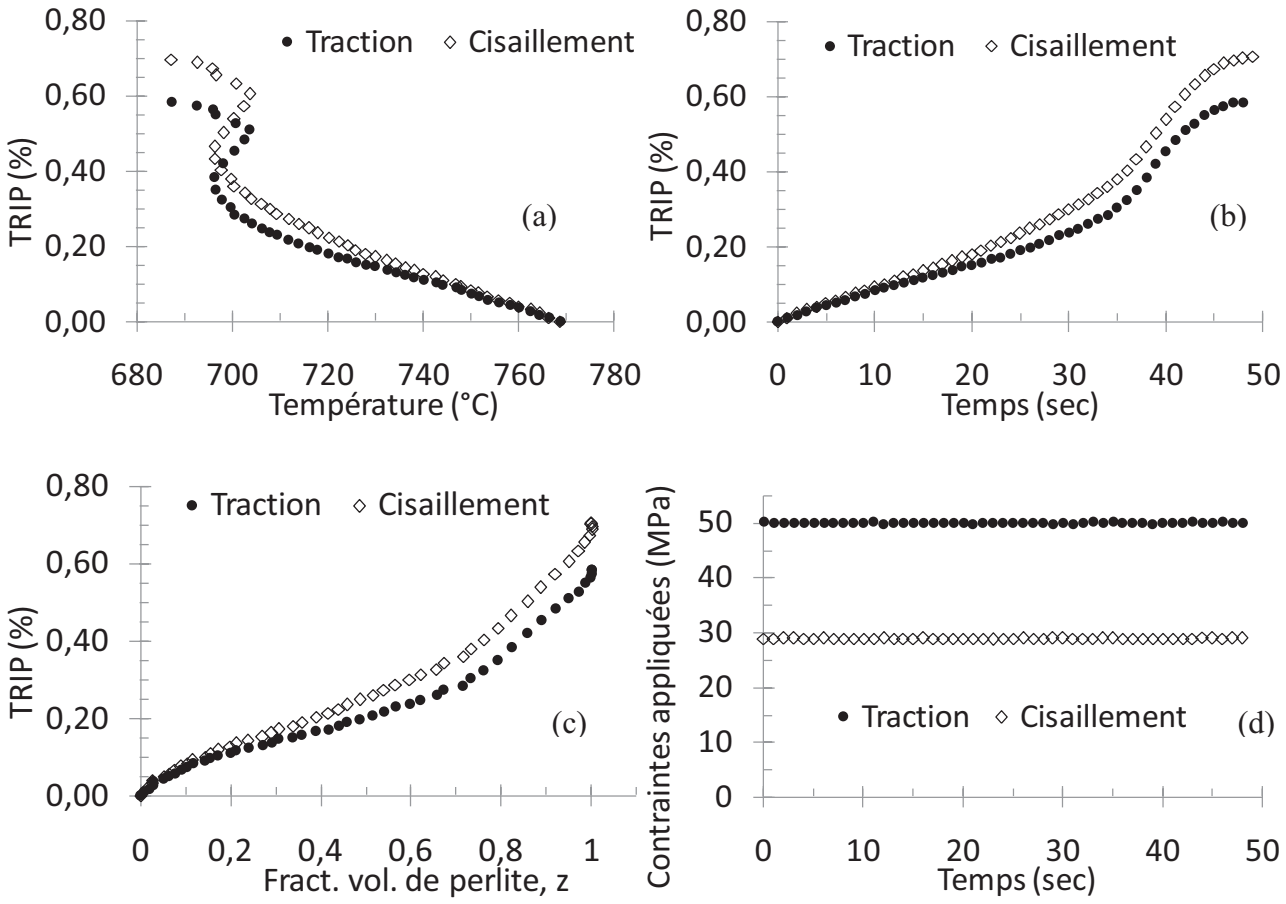


Figure II-22 : Résultat d'une dilatométrie libre et d'un essai TRIP bi-axial (traction de 50MPa et cisaillement de 28MPa) pour une transformation austénite → perlite dans l'acier 100C6, vitesse de refroidissement égale à 6°C/sec pour 910°C>T>810°C et 2°C/sec pour 810°C>T.

Il serait utile d'effectuer un nouvel essai bi-axial identique afin de corroborer les observations : que le TRIP de traction ne change pas quand on adjoint à la traction un chargement en cisaillement ce qui serait conforme aux observations faîtes dans (S. Meftah, 2007b) sur la transformation martensitique de l'acier 35NCD16. De même dans (S. Meftah, 2007b) les mesures en cisaillement ne sont pas affectées par la traction. Or ici, cela ne semble pas être le cas et la manifestation du fluage rend l'évaluation du TRIP plus délicate. La question de savoir si cisaillement et traction ont des effets découplés pour une transformation diffusive reste donc ouverte.

II.2.4 Essais de traction-compression sur les deux phases

Afin de connaître les propriétés élastoplastiques des phases parente et produite juste avant et après la transformation, nous avons effectué des essais de traction-compression monotones à une température légèrement supérieure à celle du début de transformation pour l'austénite et légèrement inférieur à celle de la fin de transformation pour la phase perlitique. Pour atteindre ces températures, nous avons appliqué un cycle thermique identique à celui utilisé pour un essai TRIP.

II.2.4.1 Phase parente (Austénite à 810°C)

Dans cet essai, l'éprouvette a subit un cycle thermique qui consiste en un échauffement à vitesse constante égale à 8°C/sec jusqu'à une température maximum d'environ 900°C suivi d'un refroidissement à 1°C/sec jusqu'à T=810°C puis à 7°C/sec jusqu'à la température ambiante. Une fois T=810°C atteinte lors du refroidissement, nous avons appliqué un essai de traction-compression monotone à déformation imposée. Ci-dessous (Figure II-23 et Figure II-24) sont données les évolutions de la température et de la déformation axiale de l'éprouvette durant cet essai. L'évolution de la contrainte axiale en fonction de la déformation imposée est représentée dans la Figure II-25.

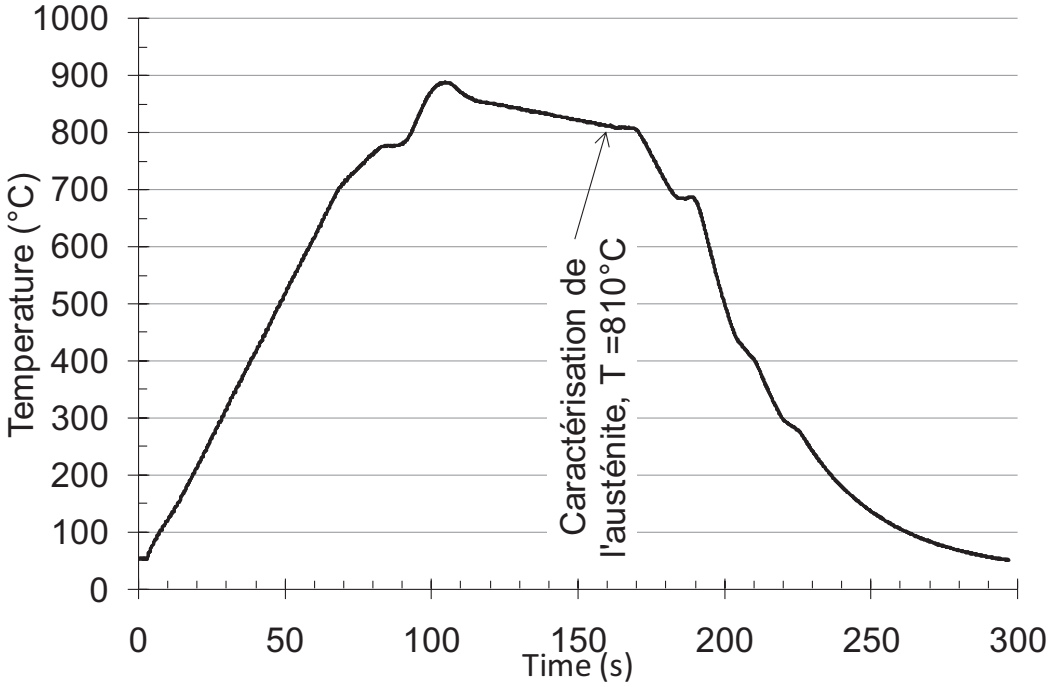


Figure II-23 : Évolution de la température de l'éprouvette lors de l'essai de traction-compression à déformation imposée dans la phase austénitique de l'acier 100C6.

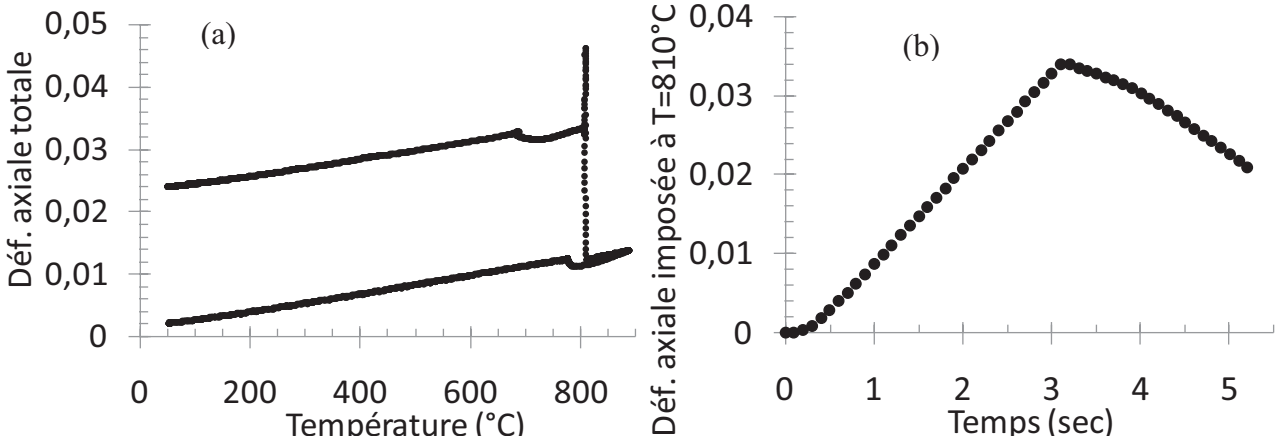


Figure II-24 : Évolution de la déformation axiale de l'éprouvette lors de l'essai de traction-compression à déformation imposée dans la phase austénitique de l'acier 100C6 : (a) déformation totale en fonction de température. (b) déformation imposée à T=810°C en fonction du temps.

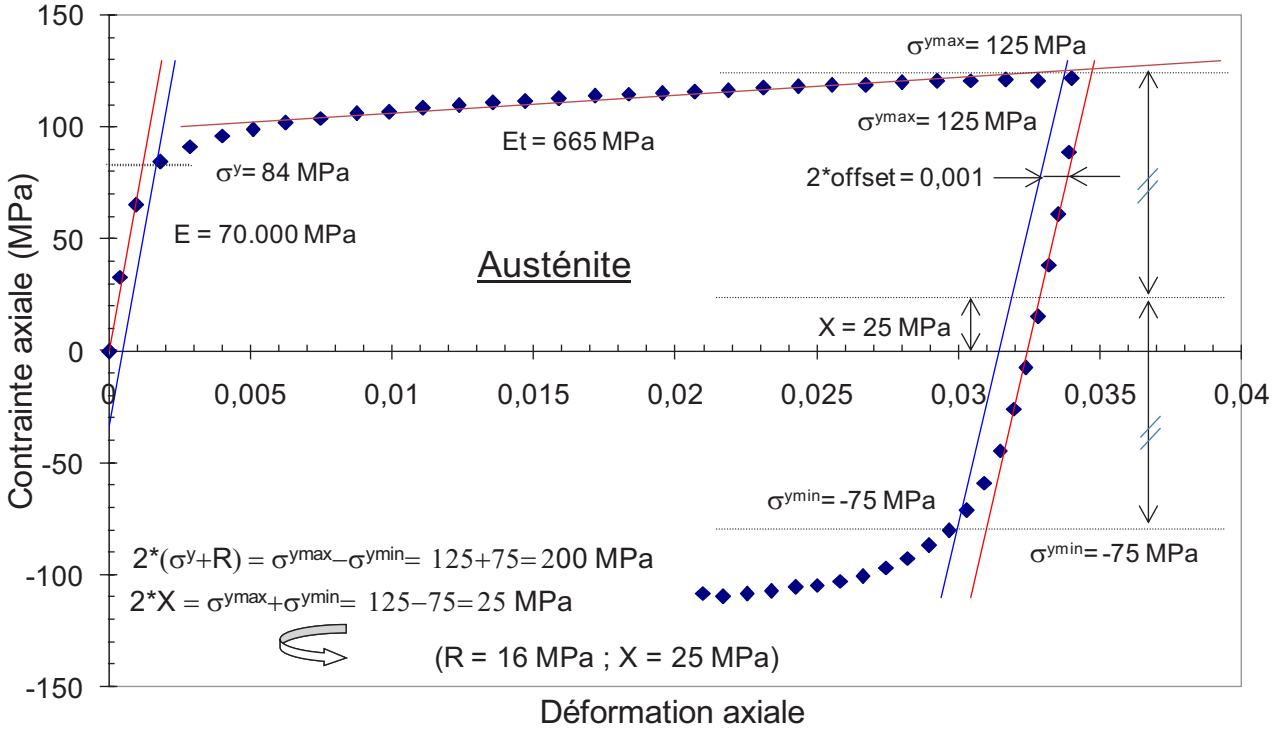


Figure II-25 : Évolution de la contrainte en fonction de déformation lors d'un essai de traction-compression à déformation imposée dans la phase austénitique de l'acier 100C6 à T=810°C.

Si l'on suppose l'absence de viscosité dans l'austénite, on peut déduire les paramètres matériau de l'austénite à partir de la courbe de l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation imposée présentée comme montrer dans la Figure II-25. Ainsi, le module de Young E est évalué à 70GPa. Le choix d'un offset de 0,0005 permet d'estimer une limite d'élasticité σ^y=84MPa, un écrouissage isotrope R=16MPa et un écrouissage cinématique X=25MPa. Le coefficient d'écrouissage Et est égal à 665MPa et le module d'écrouissage $h = E * Et/(E - Et)$ est égale à 671MPa. Néanmoins,

cette hypothèse est fausse, car on ne peut pas négliger la viscosité de l'austénite comme nous le montre l'essai de relaxation (Figure II-28).

Ces paramètres ne correspondent donc pas à notre matériau. Pour avoir les bons paramètres matériau de l'austénite il faut tenir compte de la viscosité. Ces paramètres vont nous servir de références dans le cadre d'analyses de sensibilité des différentes modélisations numériques aux lois de comportement des phases dans le cas où les lois de viscosité ne seront pas introduits dans le comportement des matériaux modélisés. Ces analyses incluent aussi la confrontation des modèles analytiques avec les modèles numériques notamment ceux basés sur la croissance d'un seul germe dans la phase produite MH2MH-PN et SX2SX, comme on le verra plus tard. On peut dire la même chose pour la perlite (Figure II-29).

D'un autre coté, étant donné que cet essai (l'essai présenté dans la Figure II-24) a été poursuivi jusqu'à température ambiante (Figure II-23 et Figure II-24a) plutôt que d'être interrompu juste après la sollicitation en déformation de l'austénite (Figure II-24b) et que la transformation a eu lieu en absence de contrainte extérieure, cet essai n'est autre qu'un essai de pré-écrouissage (voir chapitre 1 pour la définition d'un essai de pré-écrouissage). Nous avons donc, évalué le TRIP engendré par la pré-déformation de l'austénite en se servant des résultats de notre dilatométrie de référence (Figure II-7), soient la déformation de transformation et les coefficients des dilatations thermiques des deux phases.

De point de vu quantitatif, le TRIP obtenu est négatif (Figure II-26). Pour avoir un ordre de grandeur de point de vu quantitatif, la valeur finale du TRIP reste petite (0,12%) comparée aux valeurs du TRIP obtenues par les essais TRIP en traction de 25MPa soit entre 0,18% et 0,24%. Bien que dans notre essai de la Figure II-26, l'austénite a été écrouie en traction puis en compression, cette observation qualitative de TRIP négatif correspond au même effet qu'un écrouissage en traction pour des transformations bainitiques (M. Coret, 2002), (L. Taleb and S. Petit-Grostabussiat, 2006), (S. Meftah, 2007a) et (S. Meftah, 2007b), soit une pré-déformation en traction induit un TRIP négatif. Pour confirmer ces résultats, des essais dédiés à ce phénomène doivent être menés avec beaucoup d'attention en vue des difficultés rencontrées à haute température avec cet acier. Rappelons que le présent essai avait pour objectif la caractérisation du comportement de l'austénite et non pas l'évaluation du TRIP engendré pas la déformation de cette phase, c'est par curiosité que nous avons évalué le TRIP étant donné que toute les conditions d'un essai de pré-écrouissage ont été réunies.

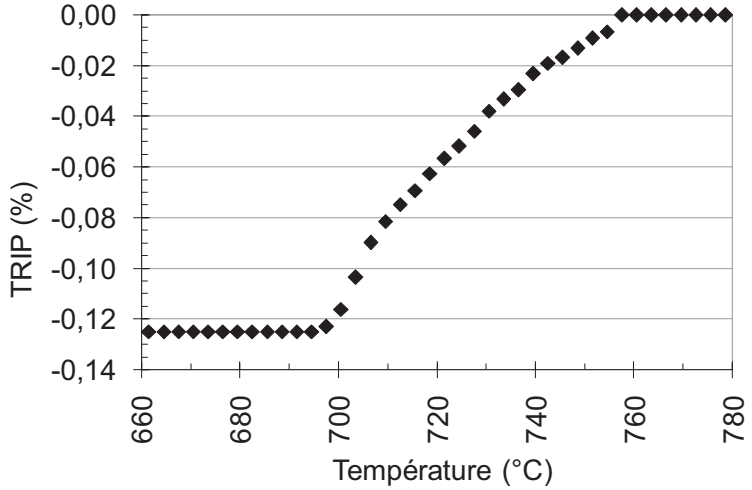


Figure II-26 : Evolution du TRIP en fonction de la température pour l'essai de pré-déformation de l'austénite (essai de traction-compression de l'austénite à 810°C dans l'acier 100C6 pour une transformation austénite-perlite).

II.2.4.2 Phase produite (Perlite à 650°C)

Cet essai est semblable au précédent sauf que cette fois, le chargement traction-compression est appliqué après la transformation à T=650°C et la déformation maximum atteinte en traction est légèrement inférieure (0,31 comparée à 0,34 dans l'essai précédent).

La Figure II-27 montre l'évolution de la contrainte dans la phase perlitique en fonction de la déformation imposée. Les paramètres matériau déduits de cette courbe sont : Le module de Young E est estimé à 120GPa, la limite d'élasticité σ^y=195MPa, l'écrouissage isotrope R=17MPa et l'écrouissage cinématique X=78MPa, le coefficient d'écrouissage Et est égal à 1760MPa et le module d'écrouissage h=1786MPa.

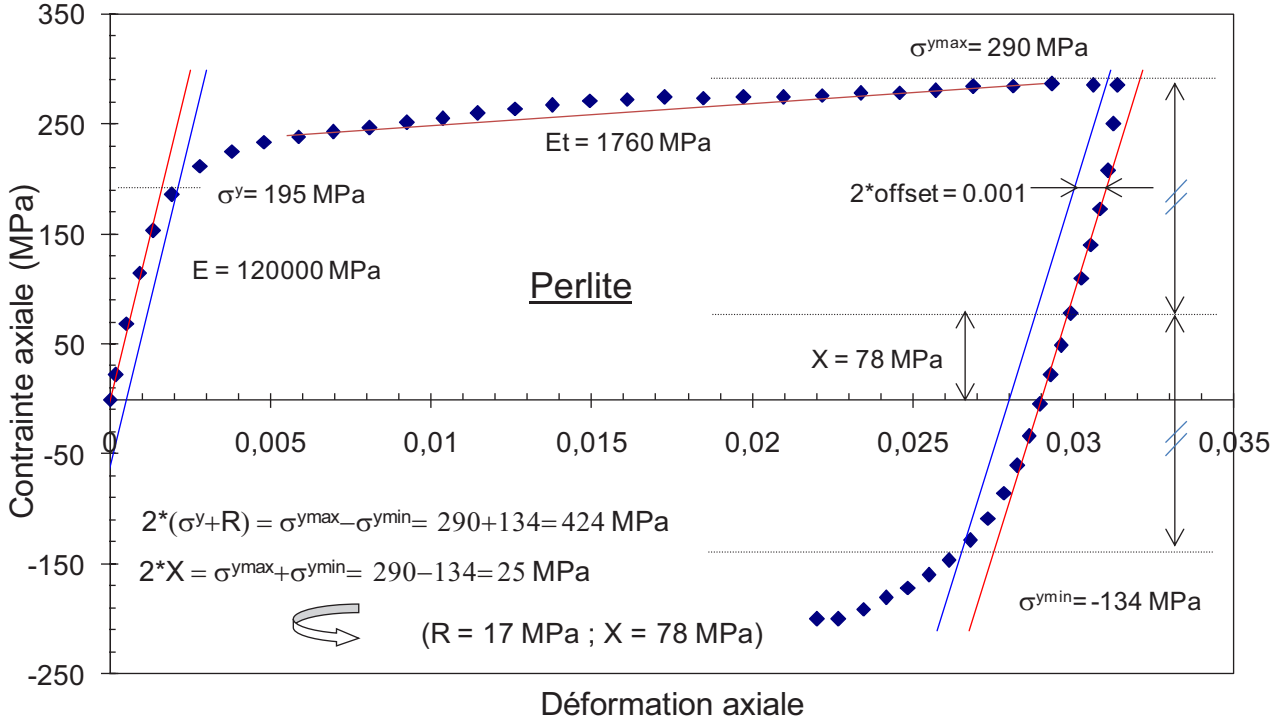


Figure II-27 : Évolution de la contrainte en fonction de déformation lors d'un essai de traction-compression à déformation imposée dans la phase perlitique de l'acier 100C6 à T=650°C.

II.2.5 Essais de relaxation sur les deux phases

Étant donné les températures élevées de début et fin de transformation et la manifestation du fluage, nous nous sommes intéressés à l'étude de l'effet de viscosité sur le TRIP. C'est la raison pour laquelle nous avons réalisé des essais de relaxation sur les deux phases austénitique et perlitique avant et après la transformation. Ces essais devront nous permettre d'identifier les paramètres matériau de l'austénite et de la perlite qu'on va par la suite adopter pour évaluer le TRIP prédit par les différentes modélisations numériques MH2MH-PN, MH2MH-RN, SX2SX et PX2PX. Les prédictions du TRIP des différents modèles analytiques et numériques vont être confrontées au TRIP expérimental.

Ces essais se font à températures constantes identiques à celles des essais de traction-compression, ils consistent à imposer une déformation en traction dans la phase considérée (austénite à 810°C ou perlite à 650°C) et de la maintenir constante pendant un laps de temps suffisamment grand pour que puisse être suivie l'évolution de la contrainte axiale dans la zone utile de l'éprouvette jusqu'à ce qu'elle se stabilise.

II.2.5.1 Phase parente (Austénite à 810°C)

À T=810°C durant le refroidissement, nous avons imposé une déformation en traction de 3% pendant 15 minutes (900sec) comme le montre la Figure II-28a. La contrainte axiale atteint sa valeur maximale σ=124MPa après environ 3 secondes de l'application de l'effort de traction (voir Figure II-28b). Aux premières instants de l'essai, la contrainte diminue considérablement avec le temps, elle atteint 40MPa au bout de 15 secondes puis elle commence à diminuer de moins au moins vite pour atteindre 20MPa au bout d'une minute et finalement elle continuer de converger en suivant une allure presque linéaire jusqu'à atteindre une valeur minimale d'environ 4MPa à la fin de l'essai.

Ce résultat montre clairement que la viscosité de l'austénite est très importante et que le phénomène de fluage peut intervenir même pour des niveaux de contrainte faible (en l'occurrence sous 25MPa). Aussi nos essais de TRIP incluent une part de ce phénomène comme nous l'avions signalé plus haut.

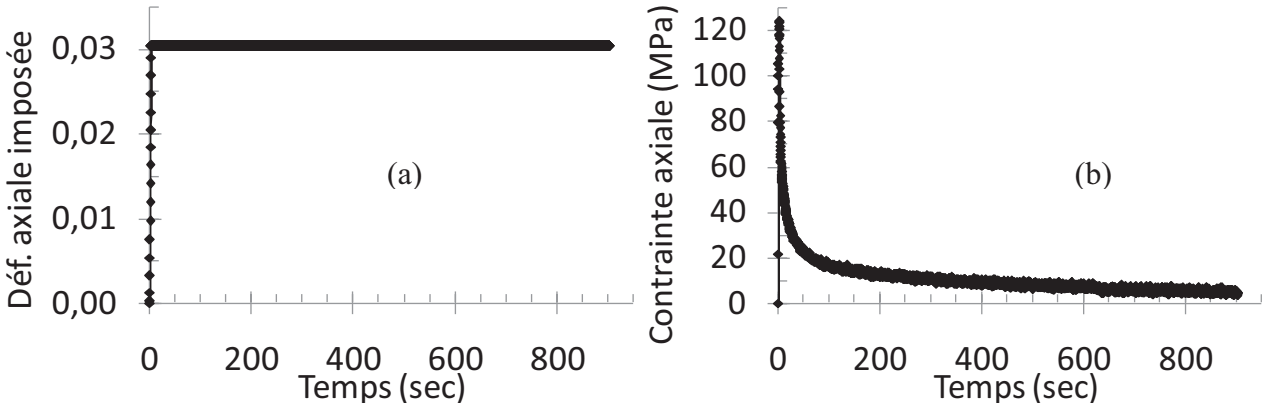


Figure II-28 : Essai de relaxation sur la phase austénitique de l'acier 100C6 à T=810°C avec une déformation imposée de 3%

II.2.5.2 Phase produite (Perlite à 650°C)

Cet essai ressemble au précédent si ce n'est que cette fois-ci nous avons imposé une déformation de 2,8% dans la phase perlitique à T=650°C (voir Figure II-29a). La Figure II-29b représente l'évolution de la contrainte de traction mesurée dans la zone utile de l'éprouvette pendant cet essai. À l'instant de l'application de l'effort de traction, la contrainte atteint une valeur maximale σ=284MPa. Très vite la contrainte diminue pour atteindre σ=100MPa puis elle diminue de moins en moins vite et elle converge vers une valeur comprise entre 26 et 24MPa. La viscosité est donc aussi très significative pour la phase perlitique à la température considérée.

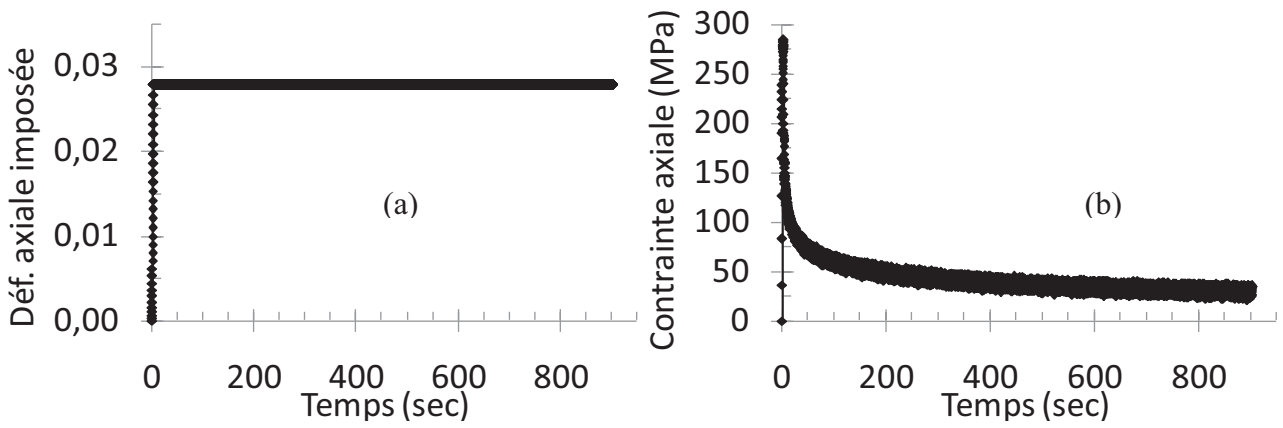


Figure II-29 : Essai de relaxation sur la phase perlitique de l'acier 100C6 à T=650°C avec une déformation imposée de 2,8%.

II.2.6 Quelques observations microscopiques

Pour avoir une idée sur la microstructure de notre matériau avant et après sa transformation, des analyses microscopiques ont été menées dans le cadre du projet scientifique de Hasnae Lamtahri, étudiante en 5ème année à l'INSA de Rouen, sous la direction d'Alain Guillet. Nous présentons en annexe quelques observations qui concernent les échantillons nommés 100C6A, 100C6B1 et 100C6B2 ainsi que les étapes de préparation de ces échantillons.

II.3 Modélisations, prédictions du TRIP

Dans ce paragraphe réservé à la prédiction du TRIP, nous commençons par identifier les paramètres élastoplastiques des phases pour le cas de lois de comportement macroscopiques homogènes et le cas où la plasticité cristalline est introduite. Cette identification est basée sur la simulation des essais expérimentaux de traction-compression et de relaxation présentés dans les paragraphes précédents. Nous menons par la suite, quelques calculs avec le modèle SX2SX dont la morphologie et la cinétique de transformation correspondent à celles du modèle à lois de comportement macroscopiques homogènes et à germination périodique intitulé MH2MH-PN étudié en détails dans (F. Barbe, 2007) et (H. Hoang, 2008). Ces calculs rentrent dans le cadre d'une étude préliminaire des conséquences qui peuvent avoir lieu suite à l'introduction des lois de plasticité cristalline dans une modélisation simple basée sur des hypothèses fortes en ce qui concerne la morphologie du matériau et la cinétique de transformation. L'application des lois de plasticité cristalline sur des modèles plus complexes se basant sur une distribution spatio-temporelle de germes de la nouvelle phase rentre dans le cadre du modèle PX2PX, elle sera abordée par la suite. L'objectif de cette étude

préliminaire est d'avoir une première évaluation de l'effet des différents paramètres de modélisation (taille de maillage, condition aux limites, orientation de la phase parente ou produite) sur le TRIP.

II.3.1 Identification des paramètres élastoplastiques des phases

Dans l'ordre chronologique, nous avons commencé par identifier les paramètres élastoplastiques des phases parente et produite en se basant sur les seules courbes d'évolution de contrainte en fonction de déformation obtenues grâce aux essais de traction-compression que nous avons présentés dans les paragraphes précédents. Cela nous a permis de trouver une combinaison de paramètres permettant de reproduire correctement les courbes contrainte-déformation pour chacune des deux phases. Une fois les essais de relaxation réalisés, nous avons constaté une forte dépendance de temps du comportement macroscopique du matériau. L'effet de viscosité sur le comportement des phases étant non négligeable, nous avons introduit les lois de Norton (deux paramètres supplémentaires n et K) dans les équations constitutives de leur comportement mécanique, puis nous avons cherché une combinaison de paramètres qui permet de reproduire par simulation des essais expérimentaux, plus au moins correctement les deux courbes expérimentales à la fois, c.-à-d.: contrainte-déformation de l'essai traction-compression et contrainte-temps de l'essai de relaxation.

II.3.1.1 Comportement macroscopique homogène

Le domaine de calcul est un élément de volume cubique de taille unité. Le matériau est supposé homogène, E est son module de Young et σ^y sa limite d'élasticité. Le critère de Von Mises est utilisé et l'écrouissage est non-linéaire, il peut comprendre une composante isotope R et une composante cinématique X. Les lois d'évolutions de ces derniers sont respectivement : $dR = b(Q - R)dp$ et $dX = 2/3Cd\varepsilon p - DXdp$. p représente la déformation plastique équivalente cumulée, ε^p est la déformation plastique et (Q, b, C et D) sont les paramètres d'écrouissage. Pour chacune des phases, parente et produite, trois combinaisons de paramètres matériau ont été choisit a1, a2 et a3 pour la phase parente et p1, p2 et p3 pour la phase produite. Pour les combinaisons a1 et p1, seules les courbe contrainte-déformation de l'essai traction-compression sur l'austénite et la perlite ont été respectées. Dans les simulations a2, a3, p2 et p3, les lois de Norton ont été introduites afin de tenir compte de la viscosité. Pour des raisons de simplicité, seul l'écrouissage isotrope a été gardé pour ces configurations pour un premier temps (voir Tableau II-2). Pour notre matériau, cela ne doit pas affecter l'évaluation du TRIP par les modèles numériques car les essais de relaxation montrent qu'il

y a très peu d'écrouissage vue que toute -ou presque- la contrainte de chargement a disparu à la fin de la relaxation pour les deux phases parente et produite.

Phase	Sim. MH	E (GPa)	σ^y (MPa)	Q (MPa)	b	C (GPa)	D	n	K (MPa.s$^{1/n}$)
Parente	a1	70	82	22	10	8	260	/	/
	a2	70	4	22	10	/	/	5	300
	a3	70	4	2	10	/	/	4,3	380
Produite	p1	120	180	9	10	20	200	/	/
	p2	120	4	9	10	/	/	5,4	700
	p3	120	4	2	10	/	/	6	620

Tableau II-2 : Paramètres matériau pour comportement macroscopique homogène des phases parente et produite avec et sans intégrer la viscosité.

La Figure II-30 montre les résultats des simulations des essais traction-compression de l'austénite et de la perlite avec les différents paramètres matériau présentés dans le Tableau II-2. En parallèle, Figure II-31 montre les résultats des simulations des essais de relaxation avec ces mêmes paramètres.

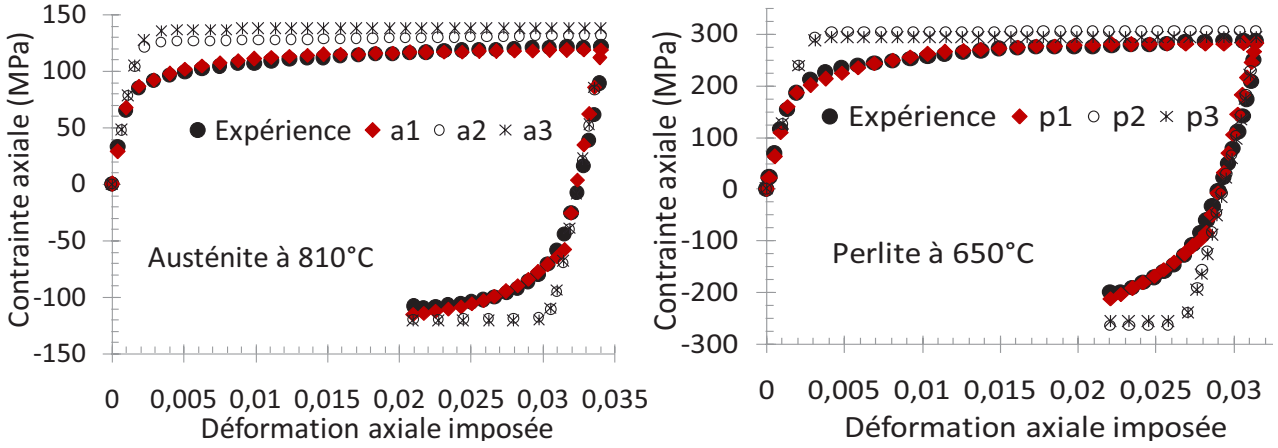


Figure II-30 : Comparaison simulations-expériences des courbes contrainte-déformation des essais tractions-compression sur la phase austénitique (simulations a1, a2 et a3) et perlitique (simulations p1, p2 et p3).

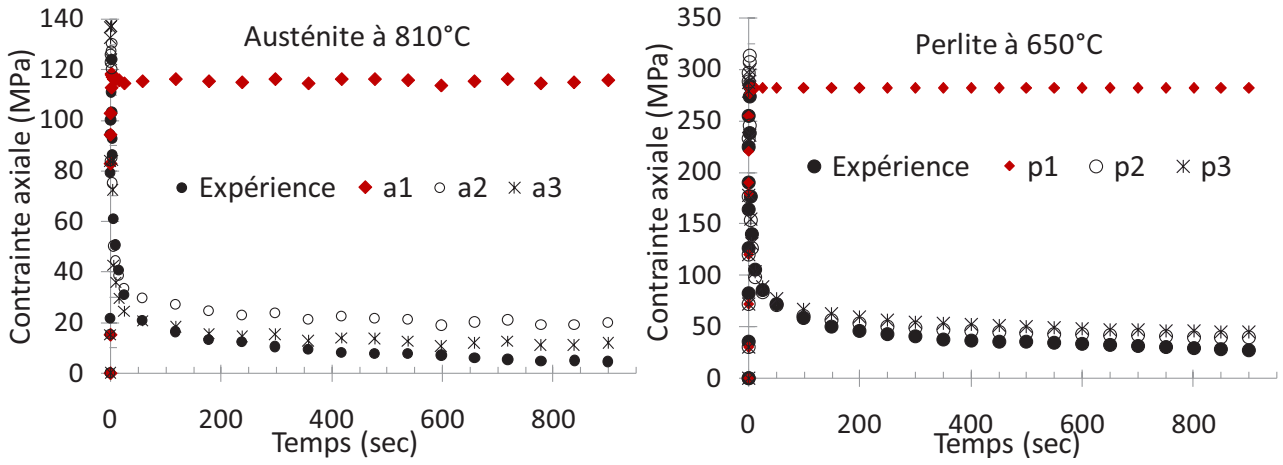


Figure II-31 : Comparaison simulations-expériences des courbes contrainte-temps des essais de relaxation sur la phase austénitique (simulations a1, a2 et a3) et perlitique (simulations p1, p2 et p3).

Le fait d'introduire ou non la viscosité dans les paramètres matériau a des conséquences sur la courbe de TRIP. Pour évaluer cette influence, nous avons simulé un essai TRIP en traction de 25 MPa avec les modèles MH2MH-PN et MH2MH-RN. Les domaines de calcul sont discrétisés en 28x28x28 et 32x32x32 éléments finis hexaédriques à 8 nœuds et 8 points d'intégration (c3d8) dans les modèles MH2MH-PN et MH2MH-RN respectivement. Dans le modèle MH2MH-RN, le paramètre définissant le nombre de germes de la nouvelle phase est égal à 6, ce qui correspond à environ une trentaine de germes en comptant ceux du voisinage direct de la microstructure parente. Les calculs avec ou sans prendre compte de la viscosité ont été effectués sur une seule et même réalisation, donc la même microstructure parente et la même disposition aléatoire de germes. Nous avons respecté la durée totale expérimentale de transformation, soit t_{fexp}=85 secondes. En d'autres mots, chaque étape de transformation (transformation d'une couche d'éléments) est supposée durer un laps de temps Δt égale à la durée totale de transformation t_{fexp} divisée par le nombre d'étapes nécessaires pour une transformation complète du domaine de calcul nbr_{etapes} dans chacun des deux modèles.

Les résultats, présentés dans la Figure II-32, montrent que la viscosité joue un rôle important pour la détermination du TRIP. Ce dernier est atténué d'un facteur de l'ordre de 2,5 si l'on n'en tient pas compte et ce, quel que soit le type de distribution spatiale des germes (PN ou RN).

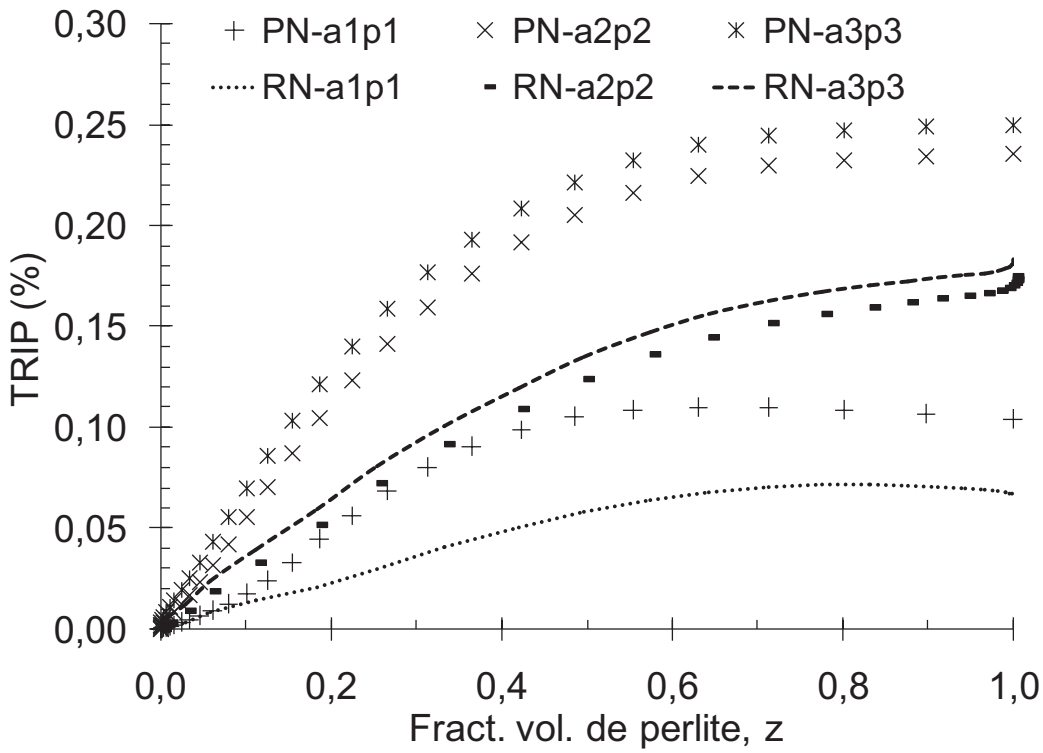


Figure II-32 : Évaluation de la plasticité de transformation et fluage le cas échéant pour un essai TRIP en traction de 25MPa par les modèles à comportement macroscopique homogène MH2MH_PN et MH2MH_RN avec et sans prise en compte de la viscosité (paramètres matériau Tableau II-2).

II.3.1.2 Lois de plasticité cristalline

Dans les modèles SX2SX et PX2PX, le comportement du matériau est basé sur la plasticité cristalline décrite par les lois de Schmid. L'ensemble complet de lois est tiré des travaux de (L. Méric, 1991) et a été largement utilisé pour l'étude de la plasticité de polycristaux (voir par exemples (F. Barbe, 2001a) et (O. Diard, 2005)). La déformation totale durant la transformation comprend trois composantes : une déformation élastique ε^{el}, une déformation thermo-métallurgique ε^{Thm} et une déformation viscoplastique ε^{pt} (Eq. II.1).

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}^{el} + \dot{\varepsilon}^{Thm} + \dot{\varepsilon}^{pt} \qquad \text{Eq. II.1}$$

$$\dot{\varepsilon}^{pt} = \sum_{s} m^{s} \dot{\gamma}^{s} \; ; \; \dot{\gamma}^{s} = \dot{\upsilon}^{s} \; sign\left(\tau^{s} - x^{s} \right) \qquad \text{Eq. II.2}$$

$$\dot{\upsilon}^{s} = \left\langle \frac{\left| \tau^{s} - x^{s} \right| - r^{s}}{K} \right\rangle^{n} \text{ avec } \langle x \rangle = Max\left(x, 0 \right) \text{ et } \upsilon^{s}\left(t = 0 \right) = 0 \qquad \text{Eq. II.3}$$

$$\tau^{s} = \sigma^{g} : m^{s} = \frac{1}{2} \sigma^{g} : \left(n^{s} \otimes l^{s} + l^{s} \otimes n^{s} \right) \qquad \text{Eq. II.4}$$

$$x^s = C\,\alpha^s \quad ; r^s = R_0 + Q\sum_r h_{rs}\left\{1 - e^{-b\upsilon^s}\right\} \qquad \text{Eq. II.5}$$

$$\alpha^s = \dot{\gamma}^s - D\,\alpha^s\,\dot{\upsilon}^s \quad \text{with} \quad \alpha^s\left(t=0\right)=0 \qquad \text{Eq. II.6}$$

La déformation plastique ε^{pt} est due au glissement dans les systèmes de glissement cristallographique γ^s (Eq. II.2). Le glissement et le taux de glissement sont calculés par l'équation Eq. II.3 en fonction de la scission résolue τ^s et les composantes d'écrouissage isotrope r^s et cinématique x^s. Où τ^s dépend de l'état de contrainte σ et le tenseur de Schmid m^s (Eq. II.4), n^s est le vecteur normal au plan de glissement tandis que l^s est la direction de glissement. Les variables d'écrouissage suivent une évolution non-linéaire définie par les lois phénoménologiques classiques d'écrouissage (Eq. II.5) et (Eq. II.6).

Chacune des phases parente (austénite) et produite (perlite) a ses propres systèmes de glissement. L'austénite a un réseau FCC avec des glissements dans les systèmes de glissement octahédral $\{111\}\langle 110\rangle$. Malgré la concentration de carbone assez élevé dans l'acier 100C6, la petite quantité de cémentite (qui est une partie de perlite) est supposée avoir une contribution négligeable sur les propriétés mécaniques de la phase produite, par conséquent la perlite est supposée équivalente à un matériau monophasé, ferritique, dans ces modèles. La ferrite a un réseau BCC avec des glissements dans les systèmes $\{110\}\langle 111\rangle$ et $\{112\}\langle 111\rangle$ selon (P. Franciosi, 1985).

L'identification des paramètres matériau pour les lois de plasticité cristalline a été réalisée sur un polycristal de 300 grains sous forme de polyèdre de Voronoï, discrétisé en $32x32x32$ éléments finis hexaédriques c3d8 (8 nœuds, 8 points d'intégration). Ce maillage est suffisamment fin pour ne pas affecter la réponse macroscopique du matériau (F. Barbe, 2001a) et (F. Barbe, 2001b). Les grains se distinguent par leurs tailles, formes et orientations cristallographiques. Ils ont été générés avec le logiciel libre Neper (Neper, 2010) et (R. Quey, 2011).

Phase	Sim. PX	E (GPa)	r_0 (MPa)	Q (MPa)	b	C (GPa)	D	n	K (MPa.s$^{1/n}$)
Parente	a1	70	22	8	10	1	260	12	15
Produite	p1	120	68	10	10	7	250	12	15

Tableau II-3 : paramètres élastoplastiques des lois de plasticité cristalline des phases parente et produite.

Les paramètres élastoplastiques des phases parente et produite identifiés sur la base des essais traction-compression sont présentés dans le tableau ci-dessus. Ces paramètres ne correspondent pas notre matériau qui est le 100C6 car ils ne tiennent pas compte de la viscosité qui ne peut pas être négligé. Toutefois, ils devront nous servir pour évaluer les modèles à plasticité cristalline (SX2SX et PX2PX) par rapport aux modèles analytiques et numériques à comportement macroscopique homogène pour des analyses de sensibilité des différents modèles aux lois de comportement comme expliqué plus haut. La Figure II-33 montre les résultats des simulations avec ces paramètres. Il convient tout de même de signaler que nous avons considéré une élasticité isotrope car l'intégration des paramètres d'élasticité cubique présente quelques difficultés de configuration de la transformation pour ce type de modèles. La simulation des essais de relaxation et l'identification des paramètres permettant de reproduire l'effet de viscosité devra faire l'objet de travaux ultérieurs menés par notre équipe. Les paramètres de lois de Norton n=12 et K=15 choisis ne permettent pas de reproduire les effets du temps observés sur la réponse du matériau (Figure II-34). Les coefficients de la matrice d'interaction h_{rs}^{fcc} , h_{rs}^{bcc110} et h_{rs}^{bcc112} sont donnés dans le Tableau II-4.

	h1	h2	h3	h4	h5	h6
fcc	1	1	1	0,83	0,83	0,83
bcc110	1	1	1	0,83	0,83	0,83
bcc112	1	1	0,83	0,83	0,83	0,83

Tableau II-4 : Coefficients de matrice d'interaction: h1: self hardening, h2: coplanar slip, h3: Hirth interactions, h4: collinear slip, h5: glissile slip, h6: Lomer locks (selon (N. Osipov, 2008)).

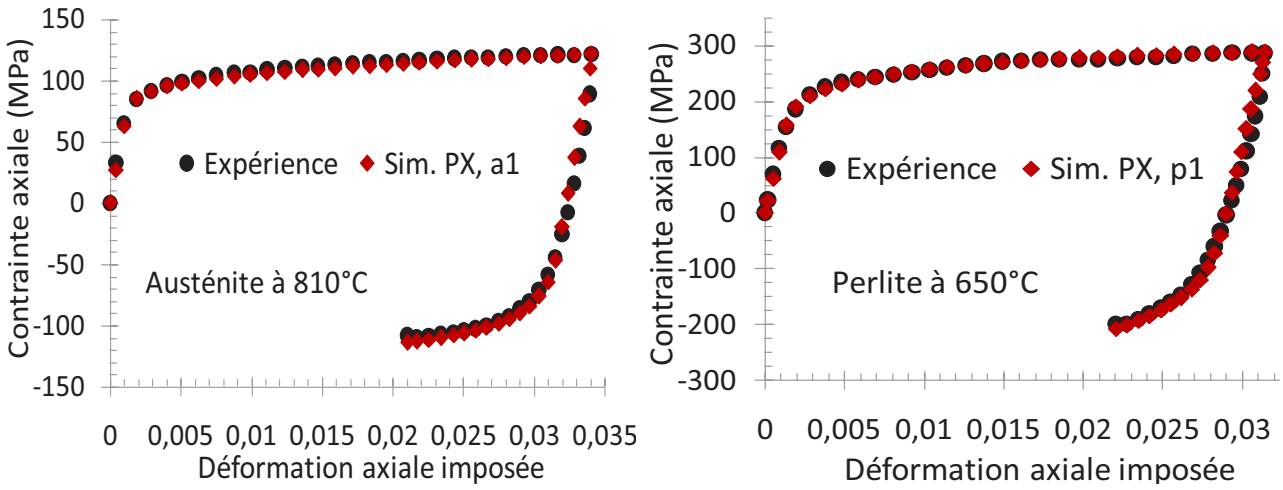


Figure II-33 : Comparaison simulations-expériences des courbes contrainte-déformation des essais tractions-compression sur les phases austénitique et perlitique pour les lois de plasticité cristalline (PX). (Paramètres matériaux Tableau II-3)

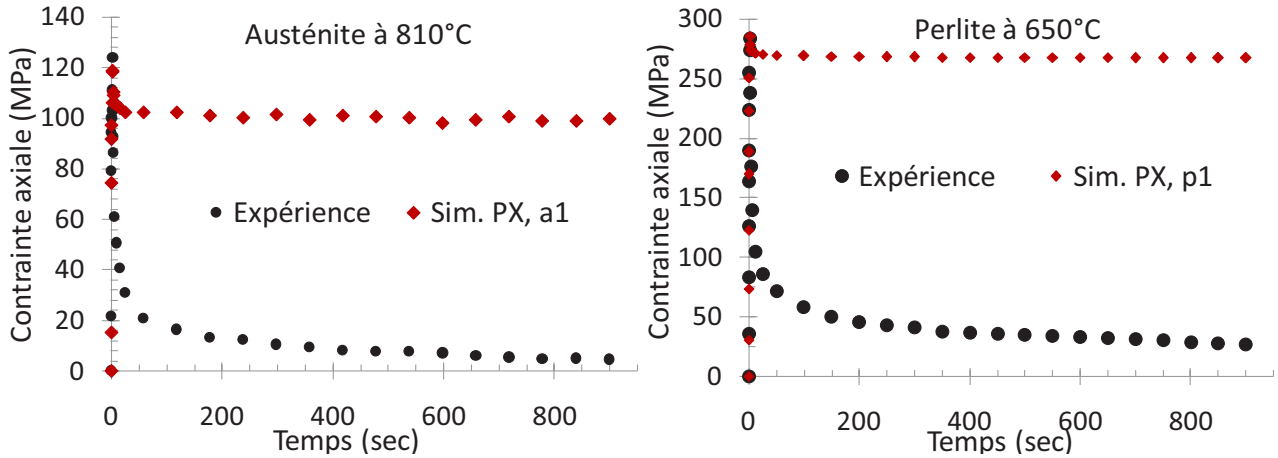


Figure II-34 : Comparaison simulations-expériences des courbes contrainte-temps des essais de relaxation sur les phases austénitique et perlitique pour les lois de plasticité cristalline (PX).

II.3.2 Étude préliminaire sur un monocristal, modèle SX2SX

II.3.2.1 Paramètres de modélisation

Le domaine d'étude, de forme cubique, est discrétisé régulièrement en $n \times n \times n$ éléments finis hexaédriques c3d8 (8 nœuds, 8 points d'intégration). Dans le système de coordonnées (0, x_1, x_2, x_3), le cube se situe entre les points de coordonnées (0, 0, 0) et (n, n, n). La taille de maillage considérée dans nos calculs est $n = 24$, ce qui correspond à celle adoptée dans les calculs avec le modèle MH2MH-PN (H. Hoang, 2008) et qui, pour les transformations MH2MH-PN, est suffisamment grande pour ne pas affecter les propriétés globales du domaine de simulation. Les faces restent planes et parallèles à leurs positions initiales, y compris la face où la charge est appliquée ; une face ne peut donc que se déplacer, en bloc, dans la direction de sa normale. Les deux phases parente et produite sont supposées homogènes, chacune a sa propre orientation cristallographique et ses propres paramètres matériau. Ces derniers sont ceux correspondant aux lois de plasticité cristalline présentés dans le Tableau II-3.

La transformation démarre par l'apparition d'un germe correspondant à l'élément fini limité par les cordonnées $x = y = z = 0$ et $x = y = z = 1/n$, elle progresse en transformant la couche d'éléments qui l'entourent puis couche après couche les éléments entourant l'ensemble des éléments déjà transformés (c.à.d. le noyau de la phase naissante), ce processus continue à vitesse constante jusqu'à ce que tous les éléments du domaine de modélisation soient transformés (cf. Figure I-13). La phase produite avance donc par diffusion de façon isotrope et à vitesse constante jusqu'à la fin de la

transformation. L'évolution de la fraction volumique de la phase en formation z est égale à $k \times k \times k$ si k est le numéro d'étape de transformation.

II.3.2.2 Éléments d'interphases (front de transformation)

Dans la réalité physique, le front de transformation correspond à une couche mince dans laquelle les atomes de l'ancienne phase se réarrangent pour constituer la nouvelle phase. Dans cette modélisation, cette interphase est représentée par une couche d'éléments non encore transformés limitée par les deux phases parente et produite (entourant le noyau de la phase naissante).

La transformation de ces éléments correspond au changement de leurs volume, paramètres matériau et orientation cristallographique. Ce changement doit impliquer une combinaison des paramètres des deux phases. Les paramètres matériau doivent être égaux respectivement à ceux de la phase parente et à ceux de la phase produite au début et à la fin de la transformation des éléments en question. Si cela peut être assez simple dans le cas de phases homogènes notamment pour les modèles MH2MH-PN et MH2MH-RN où des fonctions d'évolution linéaires peuvent être utilisées (Voir (F. Barbe, 2007) pour plus de détails), le cas des phases cristallines (modèles SX2SX et PX2PX) exige une attention particulière car ces dernières impliquent différents systèmes de glissement ainsi que différentes orientations cristallographiques.

En plus d'imposer un changement de volume équivalent à la déformation de transformation, lors de la transition d'un élément de la phase parente à la phase produite, il faut désactiver le système de glissement de l'ancienne phase (fcc) et activer les systèmes de glissement de la nouvelle phase (bcc110 et bcc112). Pour désactiver un système de glissement nous imposons une valeur de cission résolue très importante (soit $r_0^{\infty} = 2000MPa$) tandis que l'activer revient à imposer la valeur identifiée expérimentalement (soit $r_0^{\gamma} = 22MPa$ pour l'austénite et $r_0^{\alpha} = 68MPa$ pour la phase perlitique). L'évolution de r_0^{tr} dépend des fonctions puissances arbitraires comme suit :

$$r^{tr} = \min(r^{\gamma}, r^{\alpha}) \qquad \text{Eq. II.7}$$

$$r^{\gamma} = (r_0^{\infty} - r_0^{\gamma}).(t - t_0)^{p_{\gamma}} + r_0^{\gamma} \qquad \text{Eq. II.8}$$

$$r^{\alpha} = (r_0^{\infty} - r_0^{\alpha}).(1 - t + t_0)^{p_{\alpha}} + r_0^{\alpha} \qquad \text{Eq. II.9}$$

Avec $(t - t_0) \in [0,1]$ et les coefficients p_{γ} et p_{α} sont constants.

Dans les travaux de (F. Barbe and R. Quey, 2010), p_γ et p_α ont été choisis tel que $r^{tr} = r^\alpha$ lorsque $t - t_0 = 0{,}5$. Des calculs réalisés avec le modèle PX2PX pour différents valeurs de p_γ et p_α ont montré que la plasticité dans la zone interphases est négligeable par rapport au TRIP et le choix de simples fonctions linéaires d'évolution de r^γ et r^α pourrai être adopté, mais pour réduire la limite d'élasticité dans cette zone nous avons considéré dans nos calculs $p_\gamma = p_\alpha = 4$ (voir la section correspondante pour plus de détails).

II.3.2.3 Choix d'orientations cristallographiques des phases

Au cours de transformation, le matériau est constitué de deux phases. Chacune a sa propre orientation cristallographique. Les micro-plasticités dans une phase, déduites des équations de la plasticité cristalline, peuvent dépendre de l'orientation de celle-ci ainsi que de l'orientation de l'autre phase dans et autour du front de transformation.

Afin d'évaluer l'effet du choix de l'orientation cristallographique des phases sur la réponse macroscopique du matériau au cours de transformation (dans notre cas le TRIP), nous avons simulé un essai TRIP classique en traction de 40MPa et une de dilatométrie libre avec trois configurations différentes :

- Dans un premier cas nous avons choisi une orientation cristallographique donnée pour la phase perlitique (ou ferrite perlitique) et nous avons fait varier l'orientation de l'austénite (Figure II-35). Une trentaine de calculs ont été effectués avec à chaque fois une orientation différente de la phase austénitique.

- Dans le deuxième cas, c'est l'orientation de la ferrite perlitique qu'on a fait varier alors que celle de l'austénite est restée la même (Figure II-36).

- Et finalement, pour finir, nous avons fait varier l'orientation des deux phases de façon simultanée (Figure II-37).

Le processus de choix d'orientations est aléatoire. Les résultats de calculs et les courbes moyennes sont présentés ci-dessous. On constate que c'est l'orientation du grain austénitique qui joue le rôle le plus important sur le développement du TRIP dans cette configuration où un monocristal de ferrite pousse dans un monocristal d'austénite. Ceci est dû au fait que l'austénite est la plus "molle" des

deux phases et que c'est en elle que se développent la majorité des déformations plastiques du système.

- Variation de l'orientation de l'austénite :

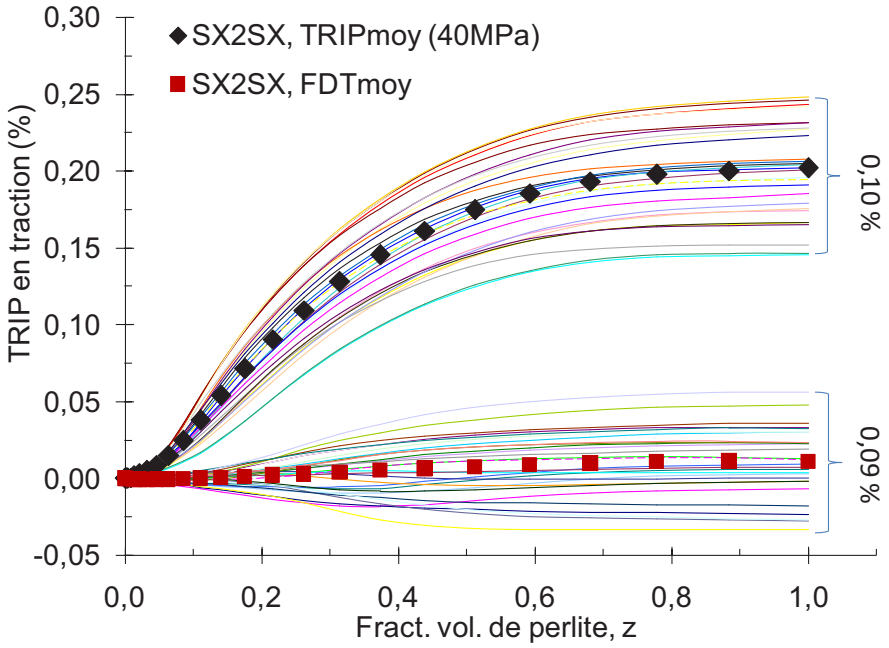


Figure II-35 : Simulation d'un essai TRIP en traction (40MPa) et une dilatométrie libre pour différentes orientations cristallographiques de l'austénite avec le modèle SX2SX pour une même orientation de perlite.

- Variation de l'orientation de perlite :

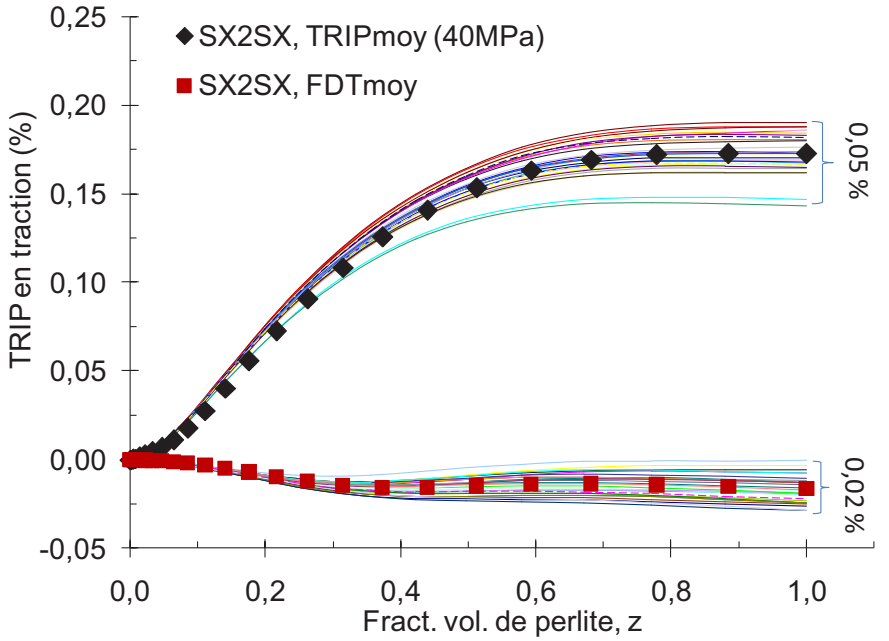


Figure II-36 : Simulation d'un essai TRIP en traction (40MPa) et une dilatométrie libre pour différentes orientations cristallographiques de perlite avec le modèle SX2SX pour une même orientation de l'austénite.

- Variation simultanée des orientations des deux phases:

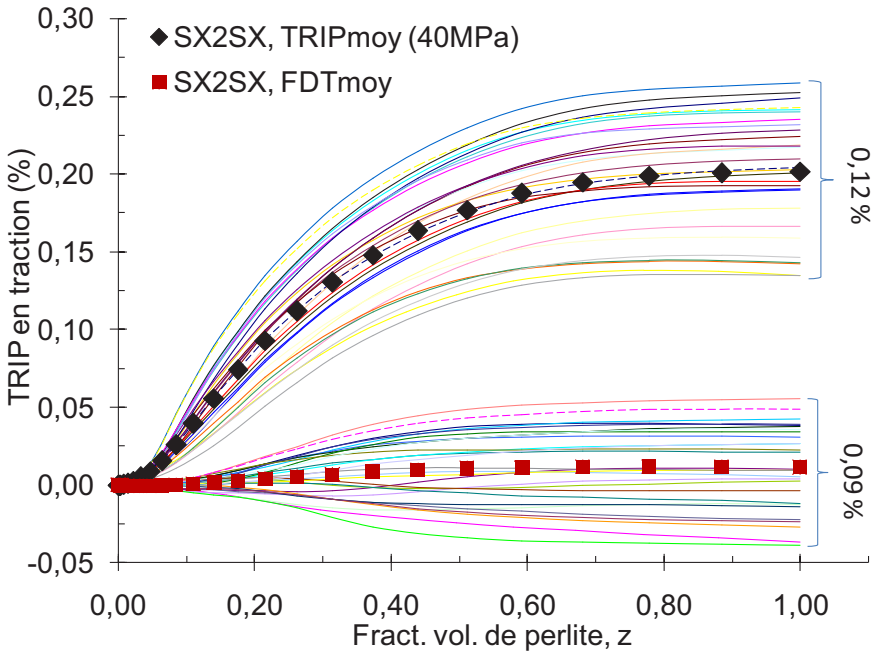


Figure II-37 : Simulation d'un essai TRIP en traction (40MPa) et une dilatométrie libre pour différentes orientations cristallographiques de l'austénite et de perlite avec le modèle SX2SX, variation simultanée des orientations des deux phases.

II.3.2.4 Évaluation des courbes moyennes

Les courbes moyennes d'évolution du TRIP présentées dans le paragraphe précédant, obtenues en faisant varier les orientations cristallographiques des phases parente et produite de façon aléatoire ont été comparées aux prédictions du modèle à comportement macroscopiques homogènes MH2MH-PN. Les résultats sont présentés dans la Figure II-38.

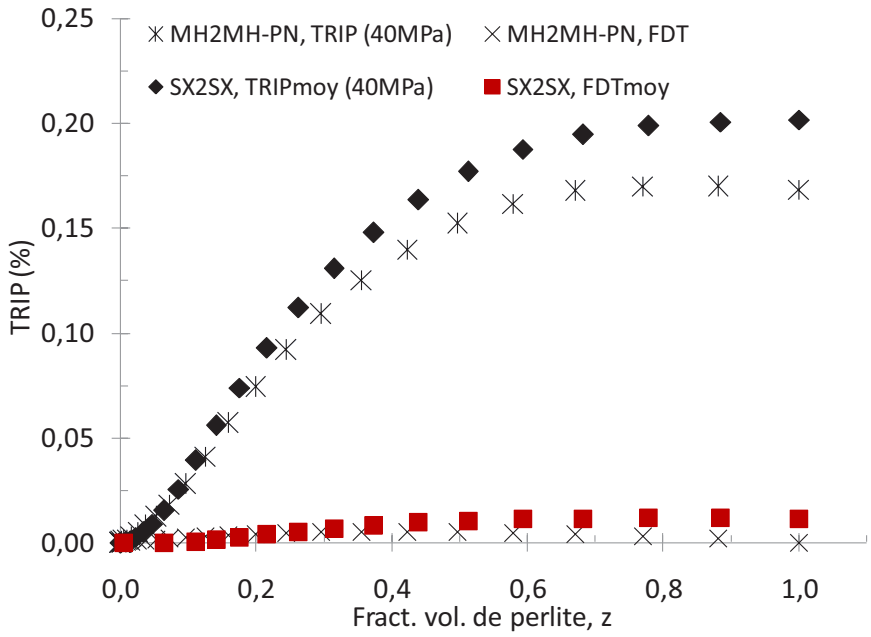


Figure II-38 : Comparaison de résultats de simulations d'un essai TRIP en traction (40MPa) et une dilatométrie libre entre le modèle SX2SX et le modèle à comportement macroscopique homogène MH2MH-PN. Paramètres matériau de l'acier 100C6 sans tenir compte de la viscosité (configurations a1p1 (Tableau II-2) pour les lois de comportement macroscopique homogène).

La morphologie, la cinétique de transformation et les conditions aux limites des deux modèles sont les mêmes. La différence réside dans les équations constitutives du comportement des phases. Les résultats indiquent que le modèle SX2SX prévoit un TRIP de même ordre de grandeur que le modèle MH2MH-PN. Le fait que le modèle SX2SX prévoie un TRIP légèrement plus élevé peut être lié au fait que le comportement monocristallin n'est pas isotrope ; pour être plus représentatives d'un modèle à inclusion centrale ou d'un modèle à germination périodique, les simulations SX2SX devraient être effectuées sur une cellule cubique avec un germe à son centre, et non sur un domaine réduit par considération de symétrie à un huitième de cellule comme pour le modèle MH2MH-PN. La différence restant faible, on conclut que pour une pré-évaluation de TRIP, le modèle MH2MH-PN, dont l'exécution reste simple et rapide, peut être suffisant vu que les prédictions des modèles SX2SX et MH2MH-PN sont sensiblement les mêmes. Pour une première utilisation des lois de

plasticité cristalline, ces résultats sont rassurants. On peut s'attendre à ce que les interactions que prévoit le modèle PX2PX soient aussi dans des ordres de grandeurs corrects.

II.3.3 Évaluation du modèle PX2PX en termes de TRIP

II.3.3.1 Paramètres de modélisation

Dans le modèle PX2PX, le matériau avant la transformation est composé de plusieurs grains de la phase parente dont la distribution est basée sur une mosaïque de Voronoï. Ces grains se distinguent par leurs tailles, formes et orientations cristallographiques. Ils occupent un domaine de calcul représenté par un élément de volume cubique discrétisé régulièrement en $n \times n \times n$ éléments finis de forme cubique. Dans nos calculs, ce sont des éléments hexaédriques c3d8 (8 nœuds, 8 points d'intégration) et les conditions aux limites auxquels est soumis le domaine de calcul sont telles que toutes les faces se déplacent en blocs toute en restant planes et parallèles à leurs positions initiales.

Le logiciel Neper dans sa version devel (Neper, 2010) et (R. Quey, 2011) est utilisé pour générer la microstructure parente, l'évolution de la microstructure ainsi que les orientations cristallographiques.

Dans ce modèle, la transformation commence par l'apparition instantanée de germes de la phase naissante qui consistent en des éléments finis choisis de façon aléatoire dans des sites particuliers de la microstructure parente. Chacun des germes se voit attribué une orientation cristallographique déterminée par un processus de choix aléatoire d'orientation. Une configuration, plus sophistiquée et réaliste de germination, consistant en une distribution aléatoire à la fois dans l'espace et dans le temps peut par ailleurs être adoptée pour ce modèle. Les germes peuvent donc apparaître à n'importe quelle étape de transformation. Nous nous restreignions dans notre étude au cas le plus simple où les germes apparaissent tous au même temps au début de la transformation (cas dît de la saturation des sites de germination).

Chacun des germes grandit à chaque étape de transformation de façon isotrope et à la même vitesse (supposée constante) que les autres par l'avancement du front de transformation. Ce dernier est représenté par un ensemble d'éléments non encore transformés formant une couche qui entoure le germe en question à une étape donnée. De cette façon, la transformation progresse jusqu'à ce que les germes coalescent lorsqu'ils se rencontrent et forment des grains entiers de la phase produite. Ces grains ont, par conséquent, des formes, tailles et orientations cristallographiques différentes.

La microstructure du matériau avant la transformation est générée sur la base du choix de deux paramètres qui sont npar et Id, où:

- npar est le paramètre définissant le nombre moyen de grains par unité de volume, en ne gardant que ceux qui sont strictement inclus dans ce volume.
- Id : c'est l'identifiant de la microstructure parente ; il nous permet de régénérer la même microstructure quand on le veut.

La cinétique de transformation dépend bien entendu de la microstructure parente (sites préférentiels) mais aussi et surtout (F. Barbe, 2008) du nombre de germes de la phase produite qui dépend d'un paramètre nnucl supplémentaire. nnucl est le nombre moyen de germes par unité de volume.

Pour les mêmes valeurs des paramètres npar et nnucl, il existe énormément de possibilité de réalisations de microstructures parentes. Selon les travaux de (H. Hoang, 2008) et (F. Barbe, 2008) sur le modèle MH2MH-RN, une très large dispersion des courbes d'évolution du TRIP a été constatée. Ce qui a été expliqué par le fait que la réponse du matériau dépend non seulement du nombre de germes de la phase naissante mais aussi, de manière significative, de la position des germes. Par conséquent, pour étudier l'effet d'un paramètre ou d'un autre sur l'évolution du TRIP, nous devons faire suffisamment de calculs sur des réalisations différentes pour obtenir, par moyennation d'ensemble sur ces réalisations, des propriétés qui soient statistiquement représentatives du milieu et non pas dépendantes de chaque réalisation individuelle. (soit environ une centaine de réalisations sur un maillage de $16\times16\times16$ selon (H. Hoang, 2008)).

Une autre possibilité consiste à prendre des valeurs relativement éloignés du paramètre que l'on veut étudier afin de limiter le nombre de réalisations nécessaires pour avoir une réponse qualitativement représentative de l'effet du paramètre en question. C'est sur la base de ce raisonnement qu'on va évaluer le modèle PX2PX en termes de l'effet du nombre de grains de la phase parente et celui du nombre des germes de la phase naissante sur la plasticité de transformation. Nous verrons aussi par la suite, la part de la plasticité engendrée dans les éléments d'interphases (qui dépend du choix des paramètres p_γ et p_α) sur le TRIP.

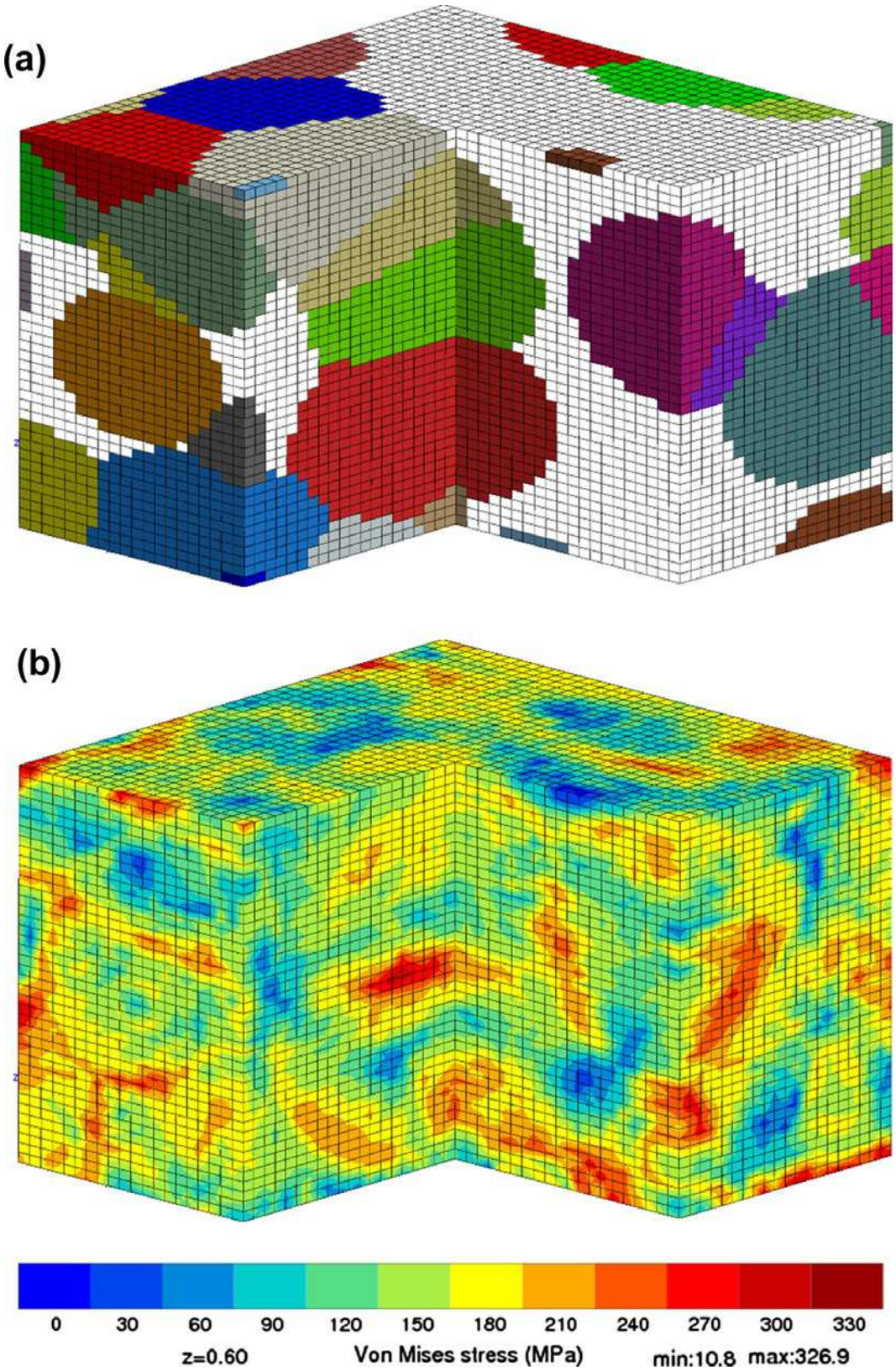


Figure II-39 : Transformation à contrainte externe nulle d'un polycristal austénite 52-grains à un polycristal de ferrite de 54-grains, le domaine de calcul est discrétisé en 403 éléments finis cubiques. Fraction volumique de la ferrite est z = 0,60. a) croissance des particules (grains parent ne sont pas représentés). (b) champ de contraintes équivalentes de Von Mises. Un quart du polycristal a été supprimé pour des raisons de visualisation (A. TAHIMI, 2010).

Dans l'illustration d'évolution de la microstructure proposée dans la Figure II-39, la microstructure de phase parente est définie par une mosaïque de Voronoï de 52 grains, avec un germe par grain parent en moyenne, toutes situées aux coins du grain et apparaissant simultanément au début de transformation. On peut remarquer que dans une telle configuration, un germe croit sous forme sphérique tant qu'il ne croise pas la limite de domaine ou un autre grain en formation. On peut également remarquer la forte hétérogénéité des contraintes aux voisinages des phases, autour et à l'intérieur des grains. Cela met en évidence le grand intérêt de représenter finement les champs à l'intérieur des grains, comme fournis par le modèle PX2PX, pour étudier les interactions locales entre grains et phases.

II.3.3.2 Effet du nombre de grains du polycristal parent

Pour étudier l'effet du nombre de grains de la microstructure parente, nous avons réalisé une dizaine de calculs avec différentes valeurs du paramètre $npar$ ($npar = 30$, $npar = 40$ et $npar = 50$). Pour tous ces calculs $nnucl = 10$, ce qui correspond à une quarantaine de germes de la phase naissante (10 à l'intérieur du domaine, 30 dans le voisinage direct du polycristal parent). Le domaine de calcul discrétisé en $40x40x40$ éléments finis c3d8, est soumis à un effort de traction égal à 25MPa durant toute la transformation. $npar = 30$ Correspond à environ 80 grains de la phase parente dans le polycristal parent, $npar = 40$ à 110 grains et $npar = 50$ correspond à environ 140 grains.

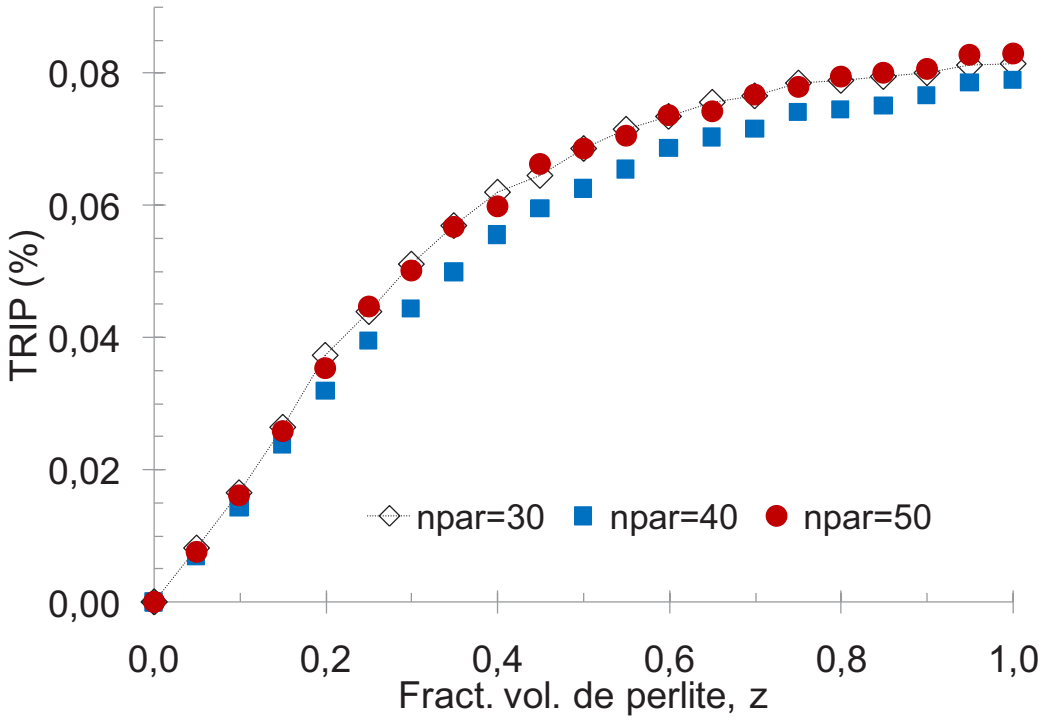


Figure II-40 : Effet du nombre de grains austénitiques sur la plasticité de transformation dans le modèle PX2PX, résultats de simulations d'un essai TRIP classique en traction de 25MPa moyennés sur une dizaine de calculs pour des valeurs du paramètre npar (npar=30, 40 et 50, ce qui correspond respectivement à 80, 110 et 140 grains de la phase parente).

La Figure II-40 montre que, pour les nombres de grains considérés, le TRIP n'est pas sensible au nombre de grains de la phase parente. Toutefois, une dizaine de calculs risque de ne pas être suffisante pour donner une réponse représentative. Rappelons aussi que ces calculs ont été effectués sur un maillage de $40x40x40$ éléments. Par conséquent, une étude de confirmation de ces observations doit être menée avec plus de réalisations, pour des polycristaux contenant moins de grains et sur des maillages de tailles plus grandes.

II.3.3.3 Effet de la densité de germination

Nous nous intéressons ici à l'influence du nombre de germes de la phase naissante sur le TRIP. Dans la Figure II-41, sont représentées les courbes moyennées sur une dizaine de calculs de TRIP pour différents valeurs du paramètre $nnucl$. Le paramètre $npar$ est égale à 5 ce qui correspond à une vingtaine de grains d'austénite. Le domaine de calcul, discrétisé en 40x40x40 éléments, est soumis à un effort de traction de 25MPa. La durée moyenne d'un calcul est d'environs 20 heures.

Dans ces calculs, $nnucl = 2$ correspond à une dizaine de germes de la phase produite, $nnucl = 7$ à une trentaine, $nnucl = 10$ à une quarantaine et $nnucl = 20$ correspond à une soixantaine.

Les résultats de TRIP de ces calculs, représentés dans la Figure II-41, montrent que le TRIP diminue avec l'augmentation du nombre de germes de la phase naissante et augmente avec sa diminution. Ceci est cohérent avec les analyses menées dans (F. Barbe, 2008), (H. Hoang, 2007) et (H. Hoang, 2008) avec le modèle MH2MH-RN et confirme que toute prédiction de TRIP basée sur une évolution hétérogène de microstructure nécessite que soit bien établi le taux de germination dans la microstructure.

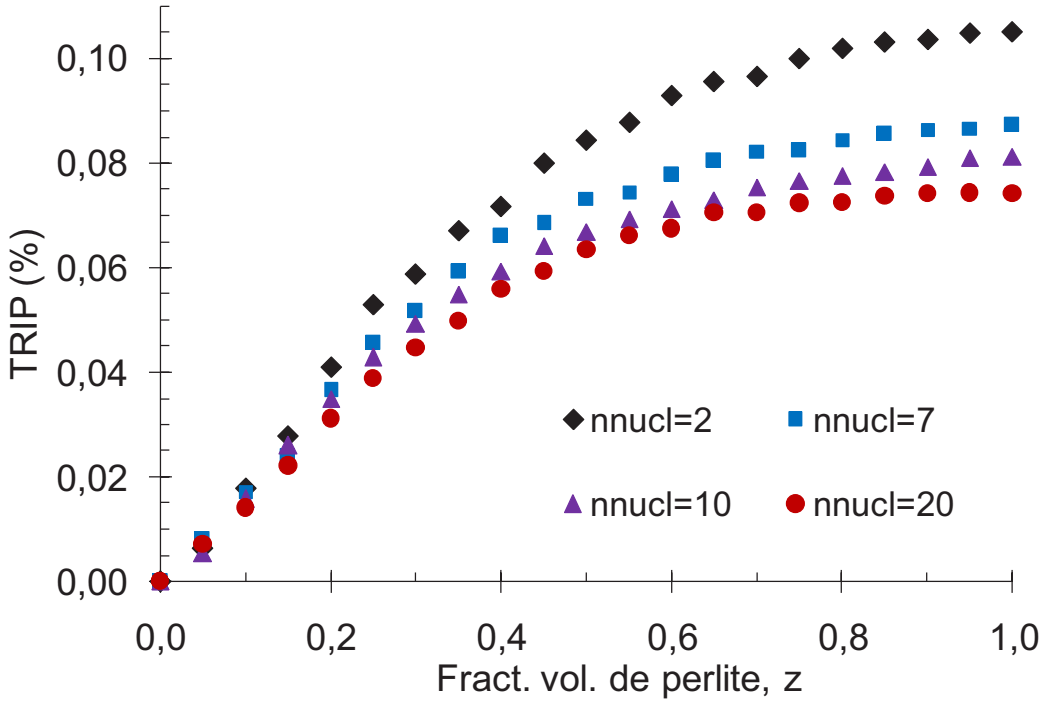


Figure II-41 : Effet de la densité de germination sur la plasticité de transformation dans le modèle PX2PX, résultats de simulations d'un essai TRIP classique en traction de 25MPa moyennés sur une dizaine de calculs pour des valeurs du paramètre nnucl, (nnucl=2, 7, 10 et 20, ce qui correspond à environ 10, 30, 40 et 60 grains de la nouvelle phase).

II.3.3.4 Plasticité dans les éléments d'interphase

Comme il a été expliqué, la transformation d'un élément fini procède par le changement de son volume, de l'orientation cristallographique et des propriétés matériau qui lui sont attribuées. Le passage de la phase parente à la phase produite d'un élément est contrôlé par la variation de la cission résolue (voir Eq. II.7, Eq. II.8 et Eq. II.9). Cette astuce est d'ordre technique ; elle permet d'activer les systèmes de glissement de la phase naissante et de désactiver ceux de la phase parente dans les éléments qui se transforment.

Il n'existe pas de critère physique sur lequel on pourrait se baser pour déterminer les valeurs des paramètres p_γ et p_α (Eq. II.8 et Eq. II.9). Les modélisations à champs de phases ne fournissent pas plus d'indications sur la manière de fixer ces paramètres. Ils sont donc choisis arbitrairement.

Afin d'évaluer l'effet de ce choix sur la plasticité de transformation, nous avons supposé $p_\gamma = p_\alpha =$ Puiss et nous avons simulé un essai TRIP en traction de 25MPa pour quatre valeurs différentes de puissance : $Puiss = 1$, $Puiss = 2$, $Puiss = 3$ et $Puiss = 5$. Les autres paramètres de modélisation, en particulier de la microstructure de la phase parente et de la cinétique de transformation, sont les mêmes pour ces différents calculs.

Parmi ces réalisations, le cas $Puiss = 1$ correspond au minimum de plasticité engendrée dans les éléments en cours de transformation (front de transformation) à une étape donnée car la valeur de la cission résolue demeure très importante par rapport à celles des autres éléments du domaine de calcul. A l'opposé, le cas $Puiss = 5$ correspond au maximum de plasticité dans les éléments qui se transforment (Figure II-42). C'est le cas le plus proche de celui qui est en général adopté dans les modélisations basées sur la thermodynamique des transformations de phases (Champs de phases par exemple), avec des propriétés du front de transformation qui restent proches par rapport à celles des deux phases. $Puiss = 2$ et $Puiss = 3$ correspondent à des cas intermédiaires.

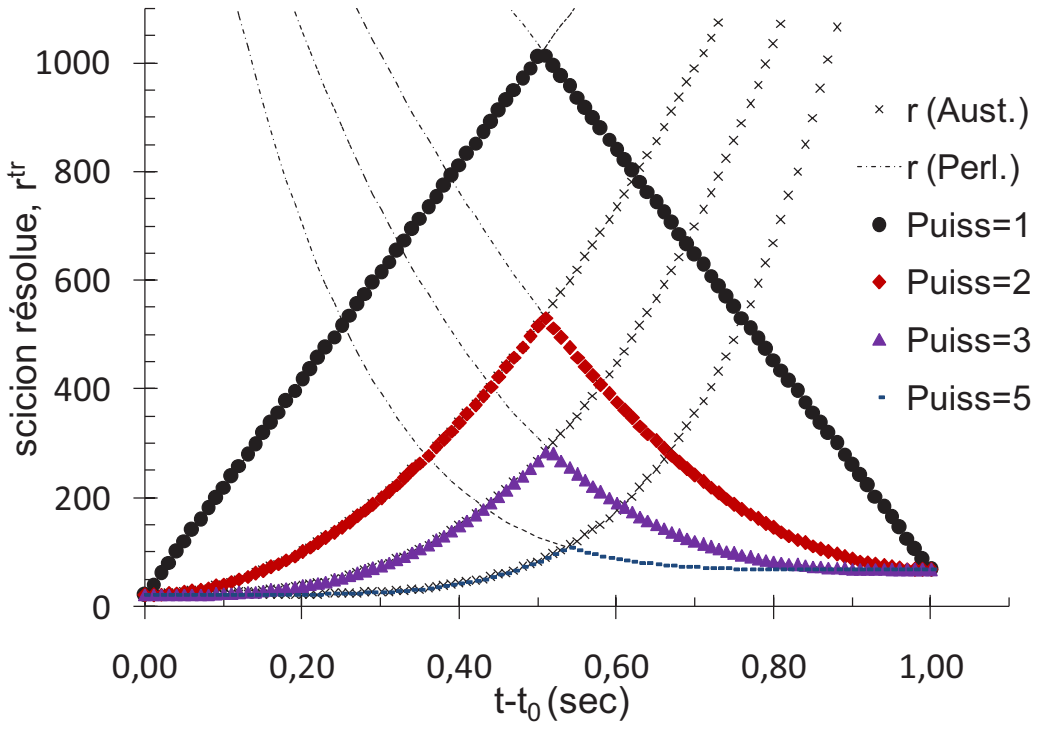


Figure II-42 : Variation de la cission résolue r^{tr} durant la transformation d'un élément finis pour différentes valeurs de puissance (Puiss= p_γ= p_α), r^∞= 2000.

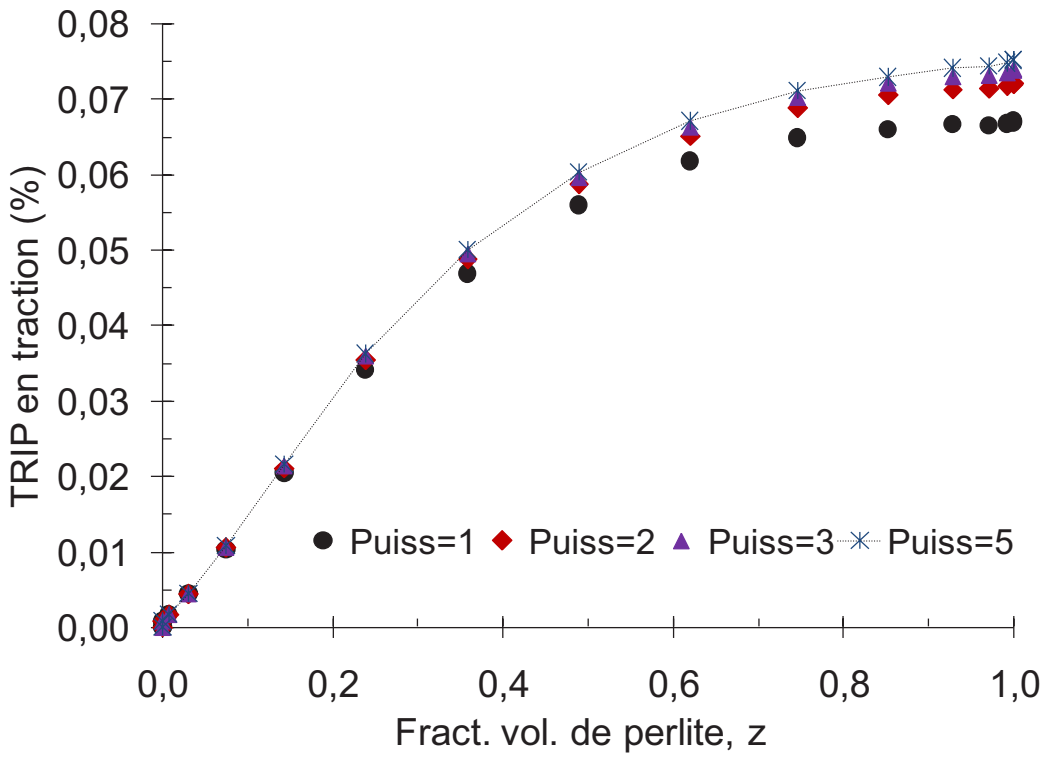


Figure II-43 : Évolution de la plasticité de transformation lors d'un essai TRIP classique en traction de 25MPa pour différentes valeurs de puissance Puiss= p_γ= p_α (acier 100C6).

La Figure II-43 montre que le TRIP augmente avec la propension qu'ont les éléments du front à se déformer plastiquement. Mais l'effet des paramètres p_γ et p_α reste faible. Nous avons, par conséquent, pris $Puiss = p_\gamma = p_\alpha = 4$ pour l'ensemble de nos calculs.

II.4 Confrontation : modélisations - expérience

Dans la Figure II-44, sont confrontés les résultats des prédictions des différents modèles avec les observations expérimentales des essais TRIP en traction de 25MPa. Rappelons que ces essais ont donnés une déformation plastique comprenant à la fois de la plasticité de transformation et du fluage. Sachant qu'on ne peut distinguer la part de l'un ou de l'autre de ces deux phénomènes, nous continuons à qualifier abusivement cette déformation comme étant du TRIP.

Nous avons retenu la configuration (a2p2) comme paramètres matériau du 100C6 pour les lois du comportement macroscopique homogène (courbes PN-a2p2 pour le modèle MH2MH_PN et RN-a2p2 pour MH2MH_RN). Ce choix est basé sur le fait que (a2p2) représente un cas intermédiaire entre la configuration (a1p1) dont l'identification est basée sur les seuls essais de traction-compression et qui ne peuvent représenter notre matériau car ne prennent pas compte de la viscosité

et la configuration (a3p3) où nous avons accordé plus d'attention aux courbes de relaxation lors de l'identification de ces paramètres (Tableau II-2). Notons aussi que la différence entre (a2p2) et (a3p3) n'est pas importante en termes du TRIP que ces deux modèles prévoient (Figure II-32). Quand aux modèles analytiques de Leblond et de Taleb & Sidoroff, ils ne tiennent pas compte de la viscosité, par conséquent, c'est la configuration (a1p1) qui est considérée.

Les paramètres matériau des modèles SX2SX et PX2PX sont représentés dans le Tableau II-3. Rappelons que l'identification de ces paramètres est basée sur les seuls essais de traction-compression et qu'ils ne tiennent donc pas compte des effets de la viscosité.

Sachant que le TRIP des modèles analytiques et modèles à plasticité cristalline ne tient pas compte de la viscosité et afin de pouvoir évaluer les modèles SX2SX et PX2PX par rapport à leur homologues respectifs MH2MH_PN et MH2MH_RN, nous avons inclus les résultats de TRIP de ces deux derniers modèles avec les paramètres matériau qui ne tiennent pas compte de la viscosité (soient les courbes PN-a1p1 et RN-a1p1).

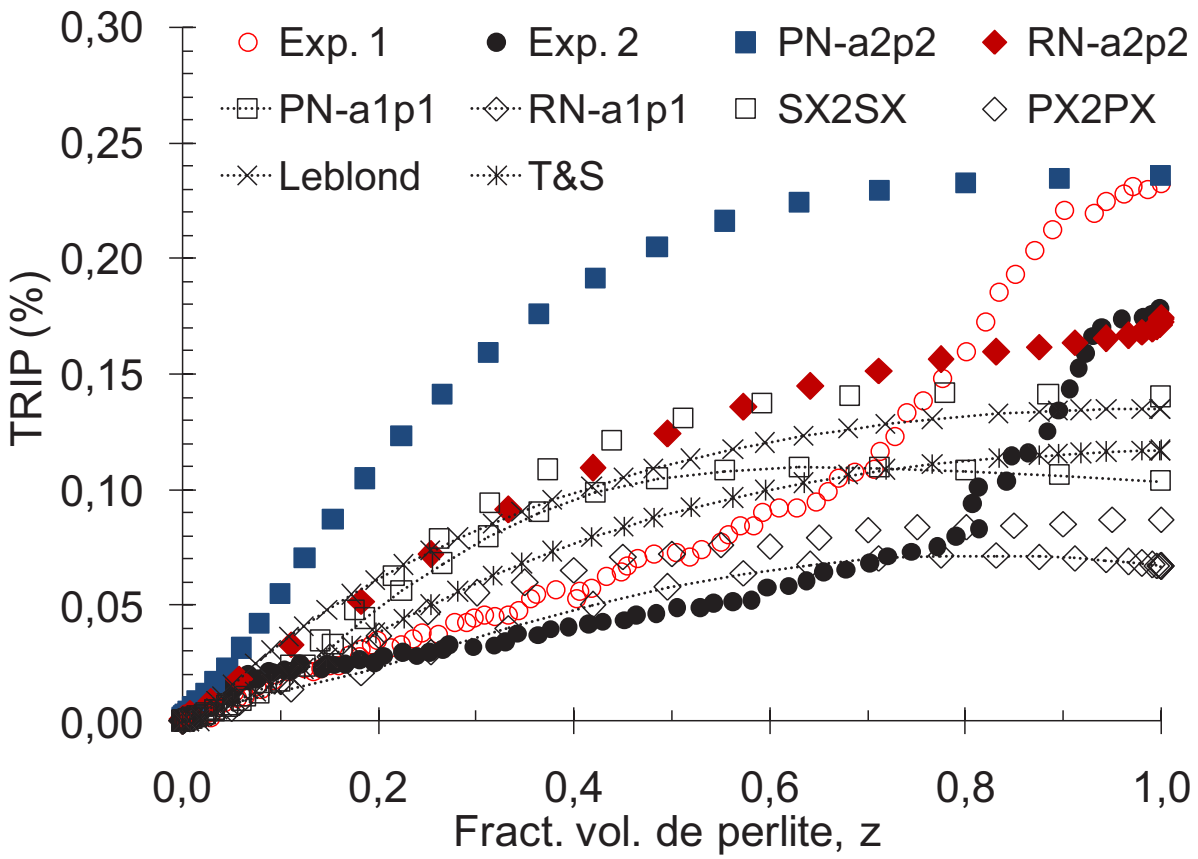


Figure II-44 : évolution du TRIP en fonction de z, confrontation des prédictions des différents modèles avec les résultats expérimentaux des essais TRIP en traction (25MPa) dans l'acier 100C6.

On constate d'abord, que Les modèles MH2MH-PN et MH2MH-RN avec prise en compte de la viscosité (courbes PN-a2p2 et RN-a2p2) fournissent de bonnes prédictions vis-à-vis de la déformation plastique expérimentale (TRIP + fluage). Toutefois, ils ne permettent pas de reproduire l'allure inhabituelle des courbes expérimentales Exp. 1 et Exp. 2.

Le modèle PX2PX prévoit presque le même TRIP que celui du modèle MH2MH-RN (RN-a1p1). Sachant que pour ces deux modèles nous avons considéré une trentaine de germes de phase produite, cette constatation représente une première validation du modèle PX2PX dont des lois de plasticité cristalline sont considérées. Etant basés sur les mêmes hypothèses à l'exception de la distribution spatiale du comportement des phases, les modèles analytiques (Leblond et T&S) et numériques avec une seule particule en formation MH2MH-PN (PN-a1p1) et SX2SX donnent des prédictions du TRIP très proches les unes des autres.

II.5 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons suivit une démarche d'évaluation de la plasticité de transformation dans l'acier 100C6 subissant une transformation austénite-perlite. Nous avons évalué le comportement mécanique des deux phases sur la base d'essais de traction-compression et d'essais de relaxation. Grâce aux courbes obtenues par ces essais, nous avons identifié les paramètres matériau de chaque phase parente et produite pour des lois de comportement macroscopiques homogènes et des lois de plasticité cristalline. Pour les lois de comportement macroscopique homogène, l'identification avec et sans tenir compte de la viscosité (essais de relaxation). Pour les lois de plasticité cristalline seuls les essais de traction-compression ont été considérés dans l'identification et les paramètres identifiés ne correspondent donc pas à notre matériau qui est le 100C6 car ne permettent pas de reproduire les effets significatifs de la viscosité constaté lors des essais de relaxation. Cependant, les paramètres identifiés pour les lois de plasticité cristalline nous ont servi pour évaluer les modèles SX2SX et PX2PX par rapport aux autres modèles analytiques et numériques et de mener certains analyses de sensibilité aux paramètres numériques de ces deux modèles en termes de TRIP notamment, l'orientation cristallographique des phases, l'effet du nombre de grains austénitiques, de la densité de germination et les hypothèses liées à la transformation d'un élément fini (front de transformation). Les paramètres identifiés pour les lois de comportement macroscopique homogène avec prise en compte de viscosité, nous ont permis d'une part d'évaluer l'effet de viscosité sur le TRIP et de l'autre part de confronter les prédictions des modèles MH2MH-PN et MH2MH-RN avec le TRIP expérimental.

Nous avons réalisé des essais TRIP avec des trajets de chargement uni- et bi-axiaux. Néanmoins, la transformation ayant lieu à haute température (770°C), des difficultés ont été rencontrées lors de l'évaluation du TRIP et des effets de fluage ont été observés. Les courbes du TRIP (avec une part de fluage) nous ont servis pour évaluer les différents modèles analytique (modèle de Leblond et sa version améliorée de Taleb et Sidoroff) et numériques (MH2MH-PN, MH2MH-RN, SX2SX et PX2PX).

Pour le modèle SX2SX, nous avons mis en évidence que l'orientation cristallographique des phases plus particulièrement celle de l'austénite affecte les résultats du TRIP. Des courbes moyennées sur plusieurs calculs avec des orientations cristallographiques des phases austénitique et perlitique choisies d'une manière aléatoire ont été réalisées. Elles ont été confrontées avec le modèle MH2MH_PN dans le but d'évaluer ce modèle. Les modèles MH2MH_PN et SX2SX qui

correspondent au grossissement d'une seule particule de phase naissante dans la phase parente mais dont les lois de comportement diffèrent (comportement macroscopique homogène pour MH2MH_PN et lois de plasticité cristalline pour SX2SX) ont prévu un TRIP du même ordre. Cela constitue une première validation du modèle SX2SX. Ces deux modèles surestiment le "TRIP-fluage" expérimental mais restent raisonnables. Ce qui a permet de conclure que ces deux modèles, qui correspondent à la configuration modèle d'un germe unique dans un milieu infini ou encore à celle d'une germination spatialement périodique dans un milieu homogène, permettent d'obtenir une bonne première estimation du TRIP.

En ce qui concerne le modèle PX2PX, nous avons effectué une évaluation de l'effet du nombre de grains austénitiques sur le TRIP. Les résultats obtenus montrent que, pour les tailles de polycristaux parents étudiés (80 grains ou plus), le TRIP ne dépend pas de ces nombres des grains. Les résultats obtenues dans cette configuration de polycristal parent ne pourront donc pas être soupçonnés de dépendre de ce paramètre de modélisation. Nous avons estimé l'effet de prendre en compte ou non de la plasticité dans les éléments d'interphases ce qui a permis de constater que le TRIP est très peu influencé par ce choix. L'augmentation du TRIP avec la diminution de la densité de germination a été mise en évidence pour ce modèle à travers différentes réalisations. Ceci confirme les analyses effectuées dans (F. Barbe, 2008), (H. Hoang, 2007) et (H. Hoang, 2008) selon lesquelles le TRIP dépend fortement du taux de germination et donc de la cinétique globale de transformation.

III. TRANSFORMATIONS MARTENSITIQUES

III. Transformations martensitiques 107

III.1 Introduction 109

III.2 Étude expérimentale et modélisations du TRIP dans l'acier 35NCD16 110

III.2.1 A propos de l'acier 35NCD16 110

III.2.2 Dilatométries libres, FDT 110

III.2.3 Essais TRIP à chargements variables 113

III.2.3.1 Essais TRIP uni-axiaux (traction) 113

III.2.3.2 Essais TRIP bi-axiaux (traction + torsion) 116

III.2.4 Confrontation, modélisations -expériences 124

III.2.5 Analyses et discussions 128

III.3 Modélisation à l'échelle du grain 129

III.3.1 Modèle mono-grain généralisé 131

III.3.2 Etude préliminaire sur des maillages inclinés 136

III.3.3 Analyses et discussions 144

III.3.4 Travaux futurs 145

III.4 Conclusion 147

III.1 Introduction

Ce chapitre est consacré à l'étude de la plasticité de transformation dans le cas de transformations martensitiques. Nous avons mené deux campagnes d'essais TRIP consacrées à l'étude de l'effet de variabilité de chargement mécanique sur la plasticité de transformation dans l'acier 35NCD16. La première, référencée par (c1), consiste en un ensemble d'essais TRIP en traction avec différents trajets de chargement (contrainte constante, décroissante et croissante). Chacun de ces essais TRIP a été précédé par une dilatométrie libre qui nous sert de référence pour calculer la cinétique (évolution de fraction volumique de la nouvelle phase) et la déformation de transformation. La deuxième campagne d'essais (c2), a pour objectif l'évaluation du TRIP dans le cas d'un chargement bi-axial (traction + torsion).

Nous allons donc, commencer par comparer les résultats des différentes dilatométries libres. Nous évaluons ensuite l'effet de la variabilité de la contrainte appliquée sur la plasticité de transformation dans le cas de chargement uni-axial puis bi-axial. Les résultats de TRIP sont ensuite comparés avec les prédictions des modèles analytiques (Leblond-1989 et sa version améliorée de Taleb&Sidoroff-2003) et numériques (MH2MH_PN et MH2MH_RN).

Dans une deuxième partie, nous présentons les travaux que nous avons menés sur la modélisation à l'échelle du grain des transformations martensitiques. Cette modélisation qui a fait l'objet des travaux de thèse de (S. Meftah, 2007b), est basée sur le mécanisme de Magee et est déjà présentée dans le chapitre 1. Cette modélisation pourra nous permettre de comprendre la part de certains paramètres physiques sur le TRIP. Dans ce cadre, nous nous sommes concentrés sur l'introduction de l'effet de l'orientation cristallographique des grains sur le TRIP, puis par une moyennation sur plusieurs calculs avec des orientations différentes, nous obtenons des résultats qui ne dépendent pas de l'orientation cristallographique et que nous espérons être dans les ordres de grandeur du TRIP expérimental. Nous avons analysé aussi l'effet de variabilité de contrainte appliquée sur le TRIP et constaté que la cinétique de transformation d'un grain peut dépendre considérablement des plus petites de ces variations. Et pour terminer, nous allons essayer de ressortir les points sur lesquels doit être menée la suite des travaux sur cette dernière modélisation.

III.2 Étude expérimentale et modélisations du TRIP dans l'acier 35NCD16

III.2.1 A propos de l'acier 35NCD16

L'acier 35NCD16 (ou 35NiCrMo16) est un acier à très grande trempabilité (auto-trempant) et d'une grande commodité de traitement. Sa haute résistance à la fatigue et aux surcharges fait qu'il est souvent utilisé dans les organes de transmission, pignons, arbres, frettes d'outillage d'estampage, les machines-outils et les moules pour transformation de matières plastiques.

La composition chimique de cet acier est donnée dans les tableaux ci-dessous. Le module de Young, le coefficient de Poisson et le coefficient d'écrouissage sont donnés dans le Tableau III-2

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

Tableau III-1 : composition chimique de l'acier 35NCD16 (S. Meftah, 2007b).

III.2.2 Dilatométries libres, FDT

Dans la première campagne d'essais (c1) dédiée aux essais uni-axiaux, plusieurs essais de dilatométrie libre ont été réalisés sur une même éprouvette d'acier 35NCD16 utilisant le même cycle thermique. En référence à "Free Dilatometric Test", ces essais sont nommés FDT-1, FDT-2,…FDT-9, dans l'ordre chronologique de leurs réalisations. Les résultats de ces essais sont présentés en annexe. Le traitement de chacun de ces essais s'est basé sur la dilatométrie qui l'a précédé pour le calcul de la déformation de transformation, des dilatations thermiques des phases et de l'évolution de la fraction volumique de la phase naissante Z comme expliqué dans le chapitre-1 (voir Figure I-9, Figure I-10 et Figure I-11).

Les deux premières dilatométries libres FDT-1 et FDT-2 ont été effectuées dans le but d'homogénéiser les contraintes internes induites par les processus de fabrication qu'a subit l'éprouvette chez le fabriquant. Puis la troisième dilatométrie libre FDT-3 a été suivie d'un essai TRIP classique sous contrainte de traction de 115MPa. Chacune des autres dilatométries libres (FDT-4,…, FDT-9) a été suivie d'un essai TRIP en traction dont la contrainte varie (croit ou

décroit) à vitesse constante. Tous ces essais FDT et TRIP, ont été réalisés avec les mêmes consignes de chargement thermique. Les résultats des essais TRIP et les chargements mécaniques accompagnés sont détaillés dans le paragraphe suivant. Nous nous contentons dans ce paragraphe d'exploiter les résultats des dilatométries libres.

Le chargement thermique adopté consiste en un cycle de chauffage-refroidissement dont les consignes sont : un chauffage à vitesse constante égale à 10°C/sec jusqu'à une température maximum T=910°C, suivi d'un refroidissement jusqu'à T=500°C à 6°C/sec puis à 2°C/sec jusqu'à la température ambiante. Nous avons enregistré la même évolution de température dans la zone utile de l'éprouvette pour l'ensemble de ces essais qu'ils soient avec ou sans chargement mécanique, voir courbe (c1) de la Figure III-1. L'évolution de la déformation axiale totale lors d'une des dilatométries réalisées dans cette campagne d'essais (FDT-9) est présentée par la courbe (c1) de la Figure III-2.

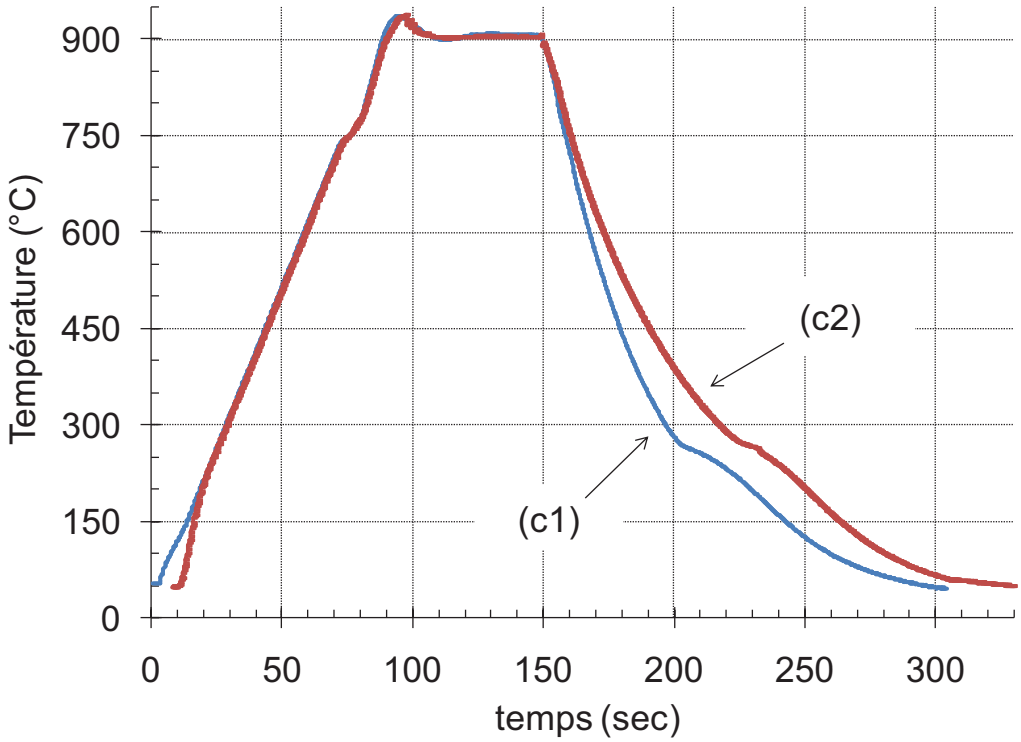


Figure III-1 : Évolution de la température dans deux dilatométries libres (FDT-9 de la campagne d'essais c1) et (FDT-12 de la campagne d'essais c2) menées sur deux éprouvettes identiques de l'acier 35NCD16.

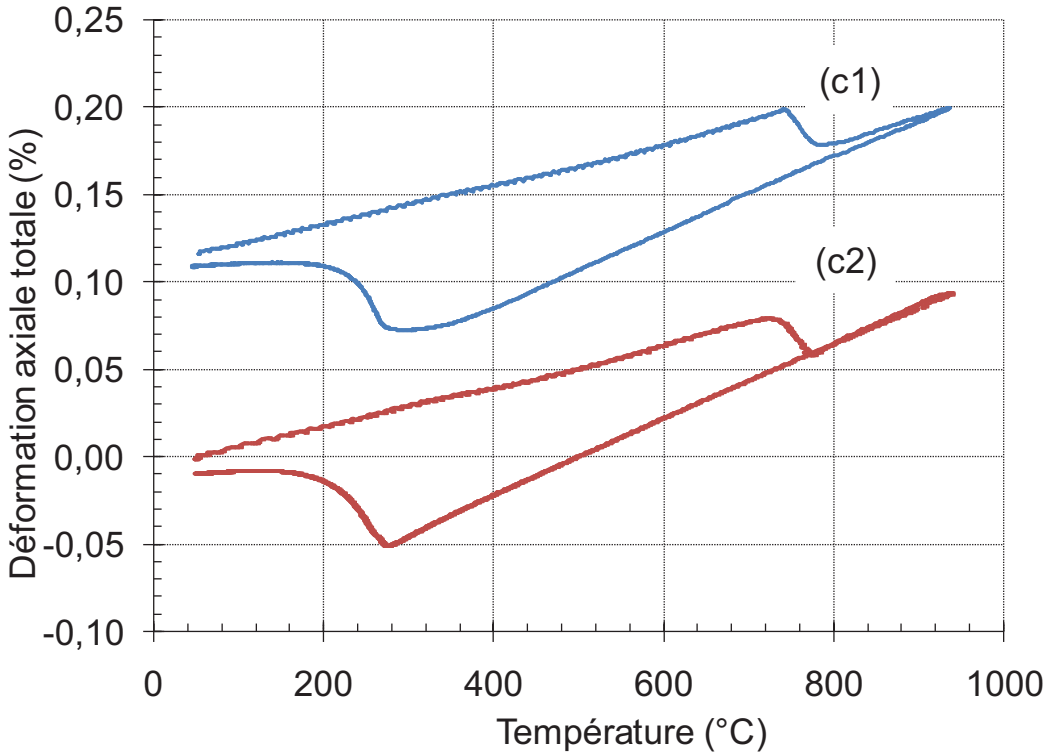


Figure III-2 : Évolution de la déformation axiale totale dans deux dilatométries libres (FDT-9 de la campagne d'essais c1) et (FDT-12 de la campagne d'essais c2) menées sur deux éprouvettes identiques de l'acier 35NCD16.

Lors de la deuxième campagne d'essais (c2) dédiée aux essais bi-axiaux et menée sur une autre éprouvette du même acier (35NCD16), seulement trois dilatométries libres (FDT-10, FDT11 et FDT12) ont été réalisées. Elles ont été suivies par huit essais TRIP bi-axiaux dont le trajet de chargement mécanique diffère d'un essai à l'autre. Ces chargements mécaniques consistent en une combinaison d'efforts de traction et de torsion qui peuvent être constants ou varient en fonction du temps durant la transformation austénite-martensite. Pour le traitement de ces essais TRIP, nous avons pris comme référence la troisième dilatométrie libre FDT12 (soit la dernière réalisée dans cette campagne d'essai), l'évolution de la température lors de cet essai est représentée par la courbe (c2) de la Figure III-1 tandis que l'évolution de la déformation axiale totale correspond à la courbe (c2) de la Figure III-2.

Notons que la consigne de contrainte mécanique nulle durant la transformation a bien été respectée pour toutes ces dilatométries libres.

Pour la première campagne d'essais (c1), nous avons enregistré une température de début de transformation avoisinant 350°C alors que dans la deuxième campagne d'essais (c2), seulement à 287°C que la transformation austénite-martensite semble débuter (Figure III-3b). La déformation de transformation mesurée sur l'essai FDT-9 est égale à 0,94% et celle mesurée dans l'essai FDT-12 est égale à 0,88% (courbes c1 et c2 resp. de la Figure III-3b).

Nous avons choisis de prendre comme référence pour les différentes modélisations analytiques et numériques (dont on présente les prédictions de TRIP dans les paragraphes suivants) la déformation et la cinétique de transformation de la dilatométrie libre FDT-9 représentées dans les courbes (c1) de la Figure III-3. Les coefficients des dilatations thermiques des phases austénitique et martensitique sont respectivement $2{,}12\ 10^{-5}$ et $1{,}25\ 10^{-5}K^{-1}$, ils ont été déduits de cette dilatométrie libre (FDT-9).

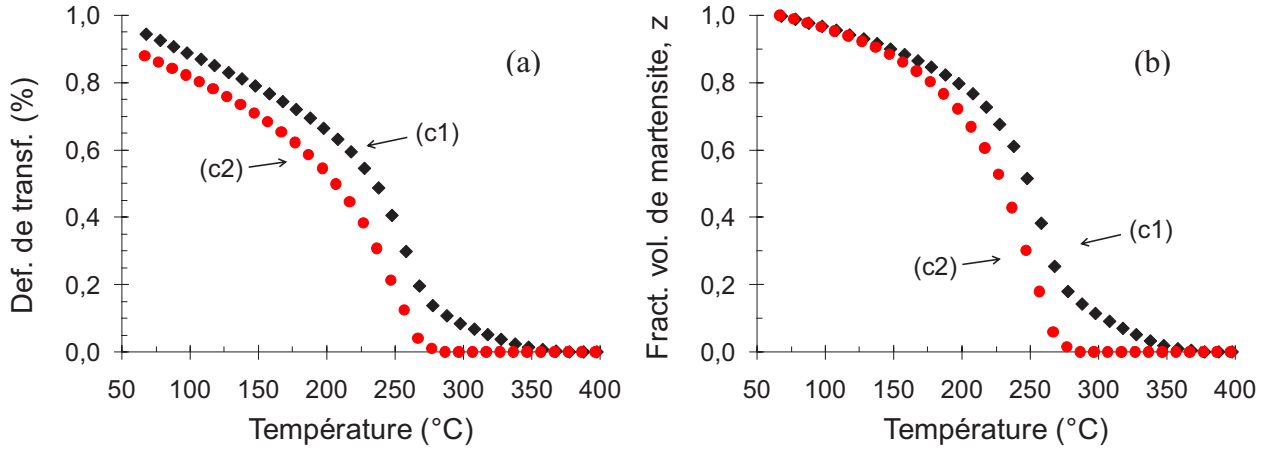


Figure III-3 : Évolution de la déformation de transformation (a) et de la fraction volumique de martensite formée (b) en fonction de température pour les deux campagnes d'essais (c1) et (c2).

III.2.3 Essais TRIP à chargements variables

III.2.3.1 Essais TRIP uni-axiaux (traction)

Comme expliqué plus haut, nous nous intéressons à l'effet de variabilité de la charge mécanique appliquée durant la transformation sur le TRIP. Plusieurs essais avec différents trajets de chargement ont été donc réalisés. Ces essais sont nommés (a), (b)…, (g). La Figure III-4 montre l'évolution de la contrainte appliquée pour ces différents essais en fonction du temps. L'essai (a) correspond à une contrainte constante. Les essais (b-f) à une contrainte qui décroit à vitesse constante de plus en plus importante d'un essai à l'autre selon l'ordre alphabétique de leurs nominations. L'essai (g) correspond à une contrainte croissante qui atteint 115MPa à la fin de transformation.

Dans la Figure III-5, est représentée l'évolution de la plasticité de transformation pour ces différents essais en fonction de la température. Le TRIP a une valeur maximale dans le cas de l'essai à contrainte constante (a). Pour les essais à contrainte décroissante (b-f), le TRIP décroit d'autant plus que la décroissance de la contrainte appliquée est rapide, il atteint une valeur minimale pour l'essai (f).

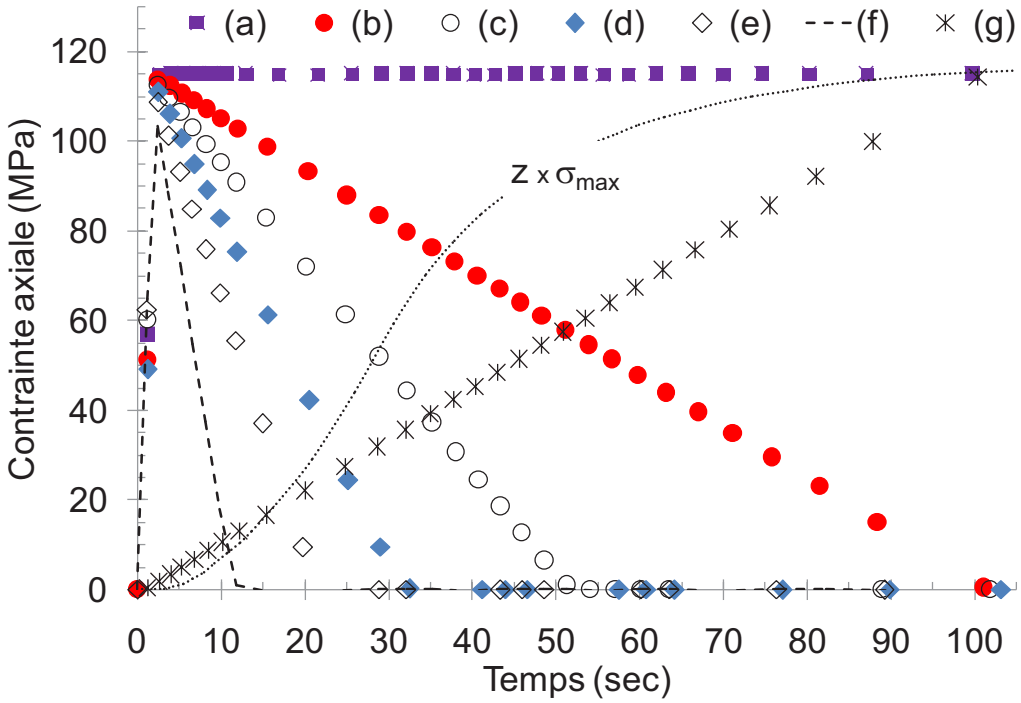


Figure III-4 : Trajets de chargements mécaniques suivit pour différents essais TRIP en traction dans l'acier 35NCD16.

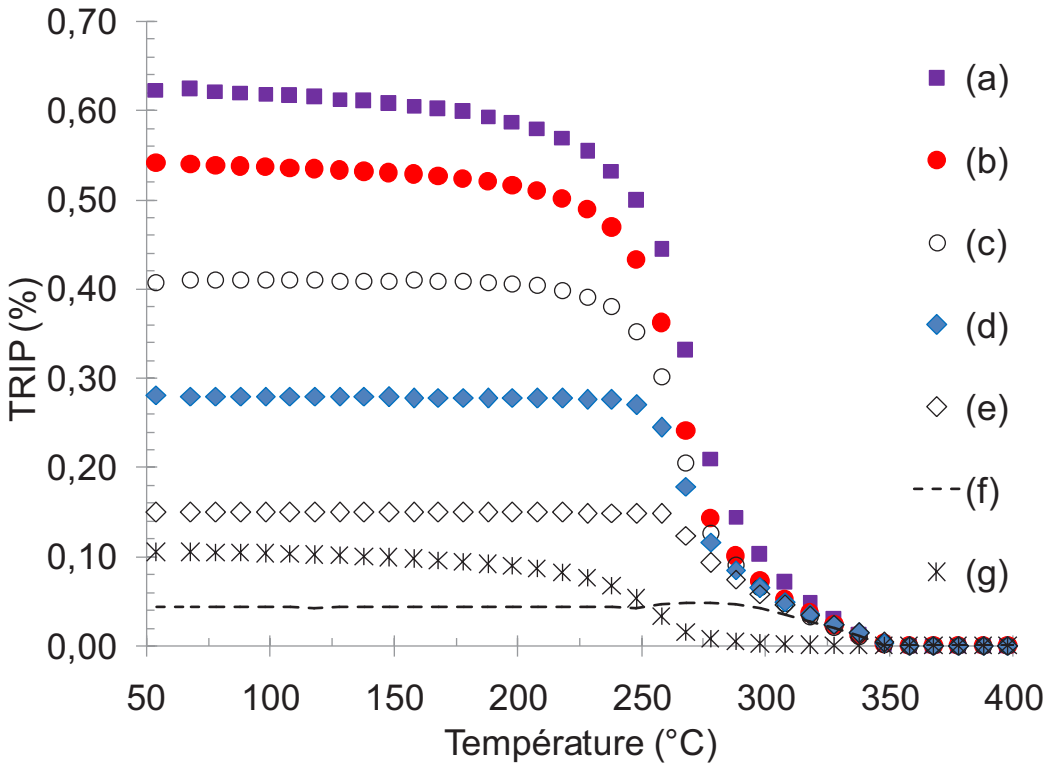


Figure III-5 : Évolution de la plasticité de transformation en fonction de la température pour les essais (a-g).

Le cas d'une contrainte croissante (g), correspond à un TRIP très petit comparé à la plupart des autres essais, en particulier par rapport à l'essai (b) malgré la symétrie de chargement mécanique entre ces deux essais. On remarque que contrairement aux autres essais où le TRIP apparaît dès l'application de la charge, le TRIP dans l'essai (g) ne commence à apparaître que lorsque la contrainte appliquée atteint une quinzaine de MPa. Pour ces conditions de chargement thermomécanique, la température correspondante à cette contrainte est aux alentours de 275°C. La Figure III-6, représentant l'évolution de TRIP en fonction de la fraction volumique de martensite formée, montre qu'à cette température, la fraction volumique de martensite atteint les 25%.

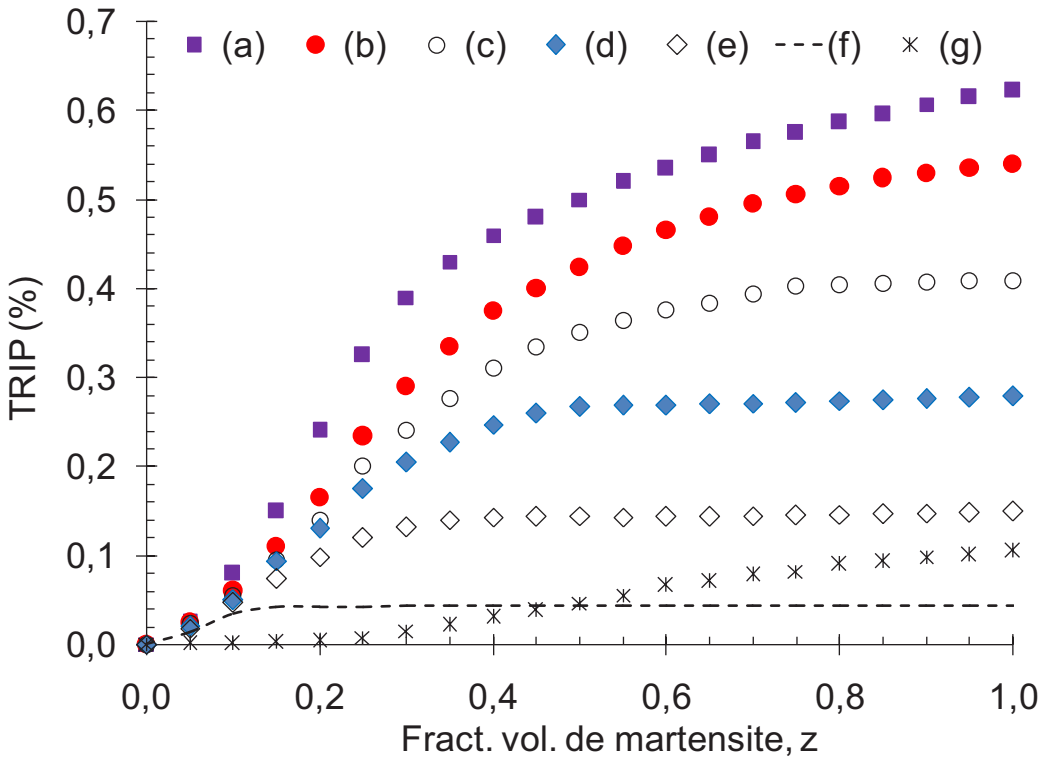


Figure III-6 : Évolution de la plasticité de transformation en fonction de la fraction volumique de martensite formée pour les essais (a-g).

III.2.3.2 Essais TRIP bi-axiaux (traction + torsion)

Comme expliqué, la deuxième campagne d'essais TRIP (c2) a pour objectif l'évaluation du TRIP expérimental dans le cas d'un chargement bi-axial avec des efforts de traction et de torsion constants ou variables. Dans l'ordre chronologique de leurs réalisations, ces essais sont nommés (1), …, (8).

III.2.3.2.1 Chargements thermomécaniques

La Figure III-7 montre les différents trajets de chargement adoptés en fonction du temps de l'ensemble de ces essais. L'évolution de la fraction volumique de martensite formée est projetée dans la même échelle que les contraintes pour permettre une lecture facile de contraintes mécaniques appliquée au cours de transformation. Les contraintes maximales de traction et de cisaillement sont respectivement σ_{max} et τ_{max}, leurs valeurs sont données pour chacun de ces essais.

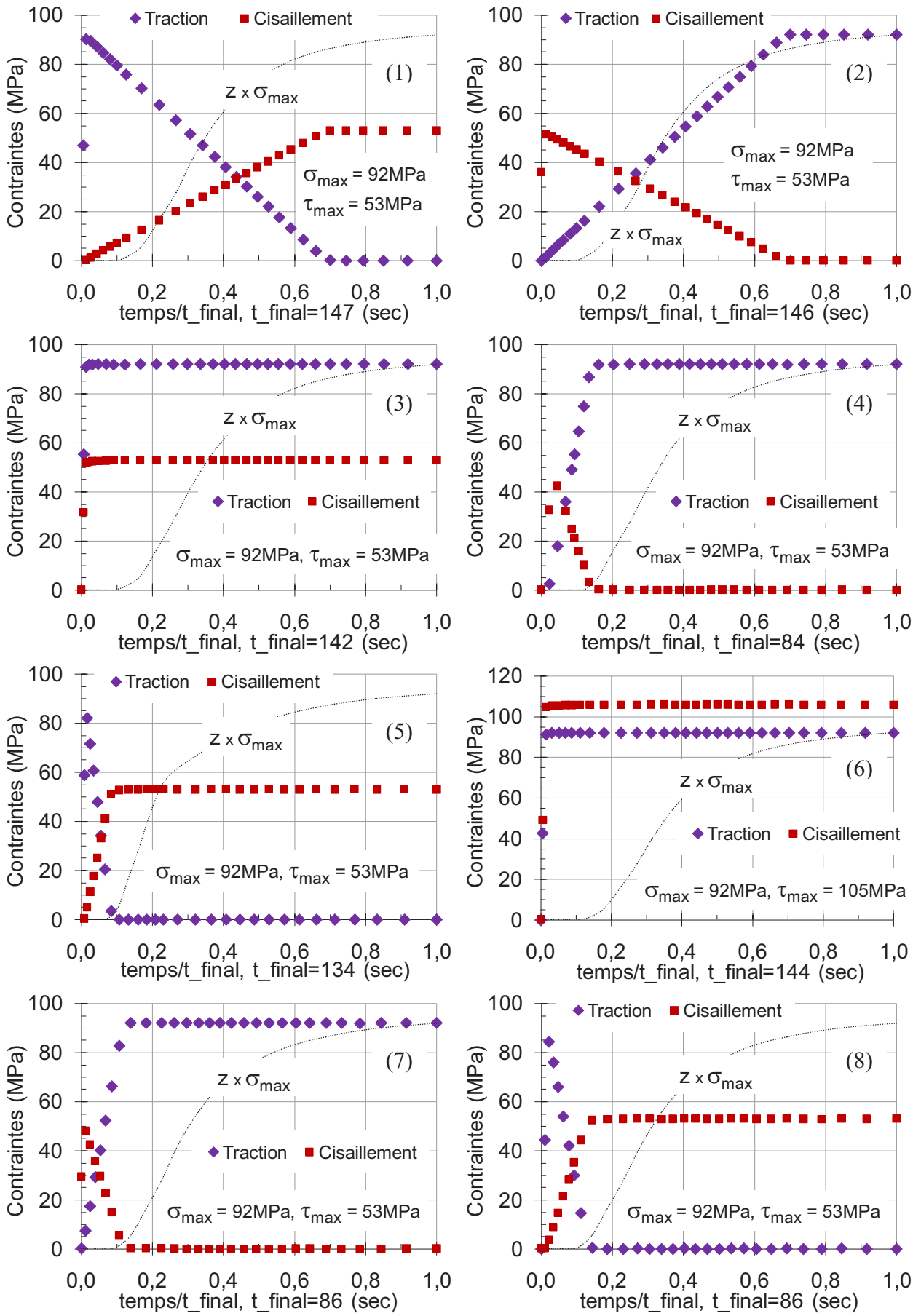


Figure III-7 : Trajets de chargements mécaniques suivit pour différents essais TRIP bi-axiaux dans l'acier 35NCD16.

Contrairement à la campagne d'essais (c1) où l'évolution de la température est la même pour les différents essais de dilatométrie libre et essais TRIP, l'évolution de la température mesurée lors de ces essais TRIP (c2) en fonction du temps révèle quelques différences d'un essai à l'autre, en particulier lors du refroidissement dans l'intervalle correspondant à la transformation austénite → martensite (voir Figure III-8) entre les ensembles d'essais (1, 2, 3, 6) et (4, 7, 8). La courbe de température en fonction du temps dans l'essai (5) suit un trajet intermédiaire. Ces différences ont fait que la fin de transformation est atteinte à des instants différents t_final.

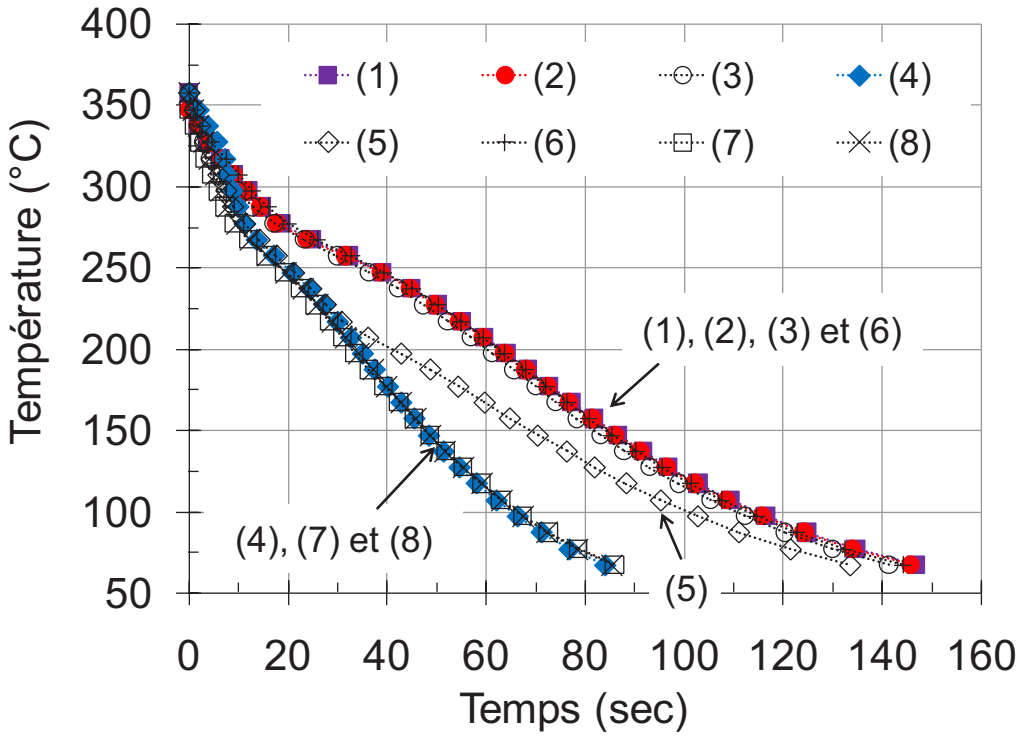


Figure III-8 : Évolution de la température dans la zone utile de l'éprouvette lors des essais TRIP bi-axiaux (1-8).

III.2.3.2.2 Composante axiale du TRIP

Pour commencer, nous comparons le TRIP en traction ε^{pt} de l'ensemble de ces essais. Selon notre compréhension de la plasticité de transformation, nous nous attendions à des résultats comme suite :

- *(i)* Pour les essais (3, 4, 6 et 7), la contrainte de traction appliquée au cours de transformation est la même, elle est égale à 92MPa. Une telle valeur est inférieure à 116MPa qui représente la contrainte appliquée dans l'essai (a) de la première campagne d'essais (c1). Par conséquent, nous attendions que le TRIP de ces quatre essais ait une valeur finale légèrement inférieure à 0,62%. Notons que, les chargements thermomécaniques des essais

(4) et (7) sont identiques (en température, traction et en torsion), il serait donc intéressant de comparer les résultats de ces deux essais entre eux.

- *(ii)* Le TRIP dans l'essai (1) doit être plus important que celui de l'essai (2) tout en restant inférieur à celui donné par les essais (3), (4), (6) et (7). En effet, si l'on se réfère aux essais (a) et (c) de la première campagne d'essais (la configuration de chargement la plus proche à celle des essais (1) et (2)), la différence entre le TRIP de l'essai (1) et celui de l'essai (2) doit être de l'ordre de 40% de la valeur maximal entre les deux (c.-à-d. celle de l'essai (1)).

- *(iii)* Dans les essais (5) et (8), la charge en traction est nulle, on peut donc s'attendre à ce que le TRIP en traction pour ces deux essais soit nul.

La Figure III-9 montre l'évolution du TRIP en traction en fonction de la fraction volumique de martensite formée de l'ensemble de ces essais.

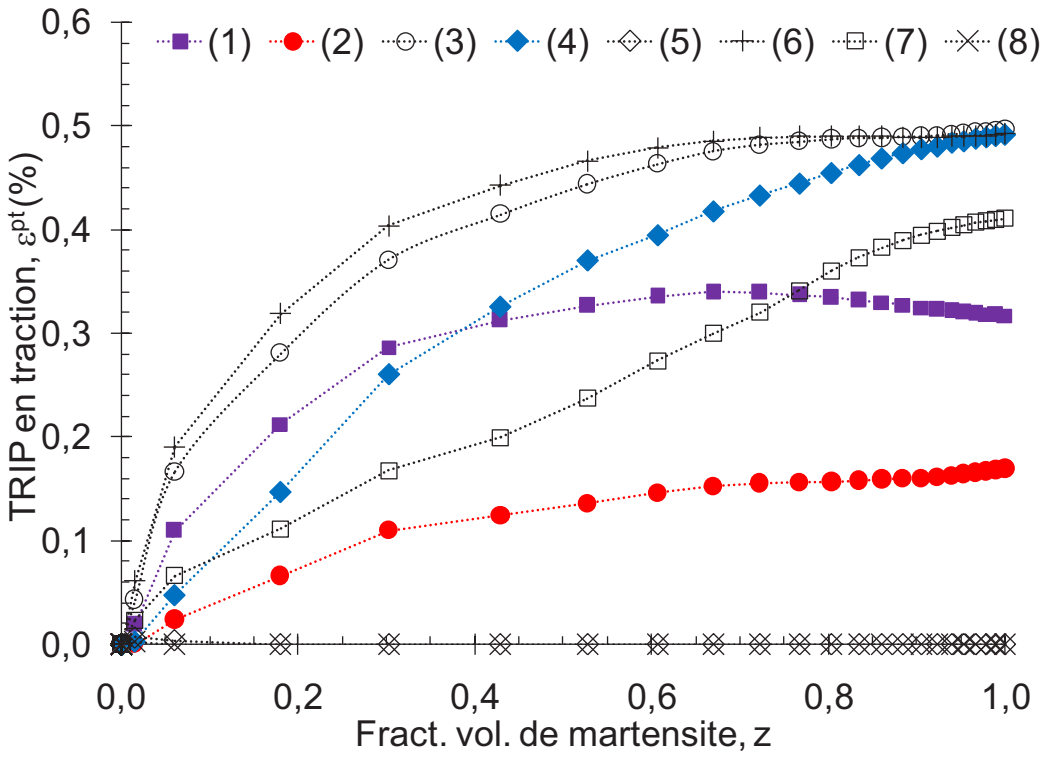


Figure III-9 : Évolution de TRIP en traction en fonction de la fraction volumique de martensite formée des essais (1-8).

Nous constatons d'abord que les prévisions avancées ci-dessus sont vérifiées à l'exception du TRIP de l'essai (7) qui est inférieur à celui obtenu lors des essais (3), (4) et (6). En ce qui concerne l'allure du TRIP, les essais (4) et (7) donnent des allures de TRIP différentes par rapport aux autres essais. Une explication à ces différences d'allures et de la valeur finale du TRIP de l'essai (7) est probablement liée aux niveaux de chargements externes appliqués. En effet, quand ceux-ci

deviennent importants (proche de la limite d'élasticité), ils peuvent affecter la cinétique de transformation ce qui rend très approximatif l'évaluation de la déformation de transformation à partir d'une dilatométrie libre du fait que cette procédure suppose l'absence d'effet de la charge appliquée sur la cinétique de transformation.

Notons que seule l'allure du TRIP de l'essai (4) diffère de celle de l'essai (3) car les valeurs finales du TRIP restent les mêmes pour ces deux essais.

III.2.3.2.3 Composante de cisaillement du TRIP

Laissons-nous, à présent, se focaliser sur la composante du TRIP en cisaillement γ^{pt} provoquée par l'effort de torsion sans, pour autant, oublier la présence ou l'absence d'un effort de traction. Dans la Figure III-10, sont représentés les résultats de la composante de glissement du TRIP pour les huit essais en fonction de la fraction volumique de martensite formée.

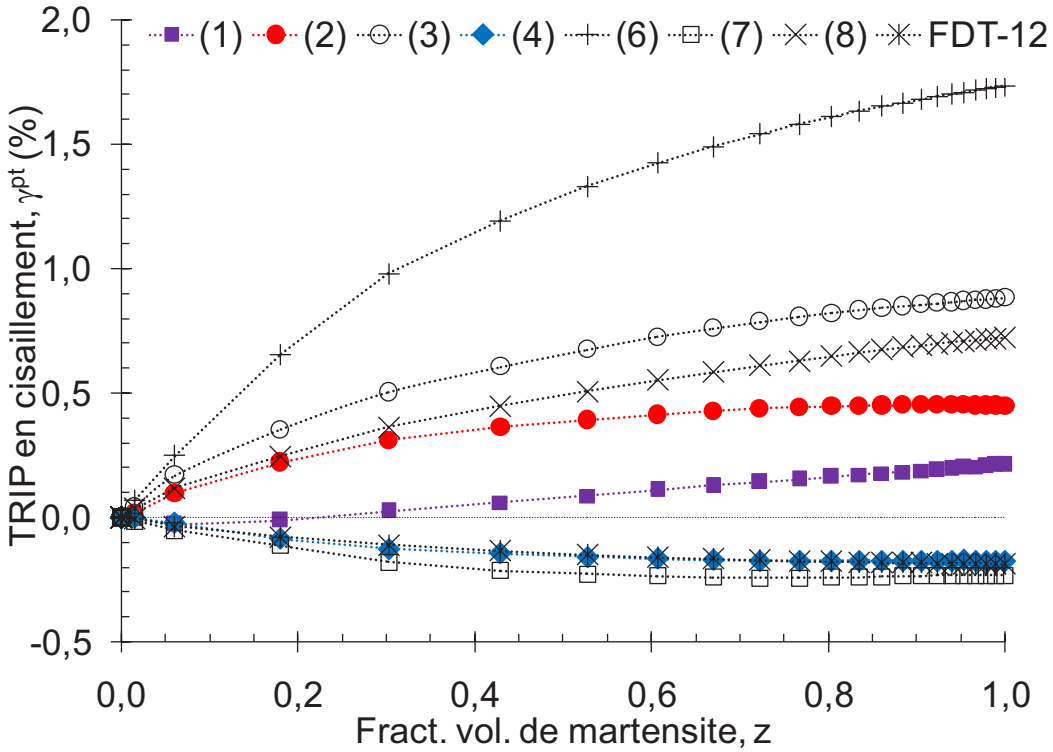


Figure III-10 : Évolution de TRIP en cisaillement en fonction de la fraction volumique de martensite formée des essais (1-8).

Le TRIP obtenu dans l'essai (1) est égale à 0,21% ce qui représente environ la moitié du TRIP de l'essai (2). Nous avons une valeur maximale du TRIP pour l'essai (6) qui correspond parmi tous les essais à celui dont le chargement en torsion est maximum (105MPa). L'essai (5) n'est pas représenté pour la simple raison qu'on ne dispose pas de données expérimentales de la composante de

glissement de déformation pour cet essai en particulier (problème technique de réglage de l'extensomètre). Ils restent donc les essais (3 et 8) qui ont le même chargement en torsion durant la transformation. Les différences dans les conditions expérimentales entre ces deux essais résident d'une part dans le chargement en traction (92MPa dans l'essai (1) et nul dans l'essai (8)) et de l'autre part dans l'évolution de la température pendant la transformation ce qui a une relation directe avec la cinétique de transformation. Le TRIP de ces deux essais devait être le même s'il dépendait seulement de l'effort mécanique appliqué en cisaillement. Le TRIP dans l'essai (8) est légèrement inferieur à celui de l'essai (3) à cause du mode d'application du chargement. En effet, on peut être sûr que la contrainte de cisaillement est constante et maximale durant toute la transformation dans l'essai (3) ce qui n'est as le cas de l'essai (8).

En ce qui concerne les essais (4 et 7), aucun effort de torsion n'est appliqué durant la transformation (un cisaillement nul est imposé), on s'attendait donc à ce que l'évolution du glissement dans ces deux essais soit la même que celle obtenue par la dilatométrie libre FDT-12. C'est ce que nous avons obtenu et qui est montré dans la Figure III-10. Nous signalons que cette déformation (glissement) est le résultat d'une accommodation des (faibles) effets parasites qui permet d'assurer une consigne d'une contrainte de cisaillement nulle.

III.2.3.2.4 Équivalences, traction -cisaillement

Dans cette section, nous comparons les composantes axiales et de glissement du TRIP en termes de contraintes et déformations équivalentes au sens de Von Mises. Pour cela, nous adoptons l'hypothèse de séparation entre chargement en traction et chargement en torsion sans tenir compte des interactions "parasites" susceptibles d' avoir lieu entre ces deux efforts.

Commençons d'abord par le cas où la charge appliquée reste constante. Nous avons une équivalence entre l'effort de traction dans les essais (3, 4, 6 et 7) qui est égale à 92MPa et l'effort de torsion de 53MPa dans les essais (3 et 8). La Figure III-11 montre la comparaison de la composante axiale du TRIP ε^{pt} du premier groupe d'essai avec l'équivalence du cisaillement γ^{pt} en termes de traction (c.-à-d. $\gamma^{pt}/\sqrt{3}$, à ne pas confondre avec la déformation équivalente dans laquelle interviennent les deux composantes axiale et de glissement) du deuxième groupe d'essais. La composante ε^{pt} des essais (3, 4, 6 et 7) est représentée avec des symboles pleins tandis que la composante $\gamma^{pt}/\sqrt{3}$ des essais (3 et 8) est représentée avec des symboles creux.

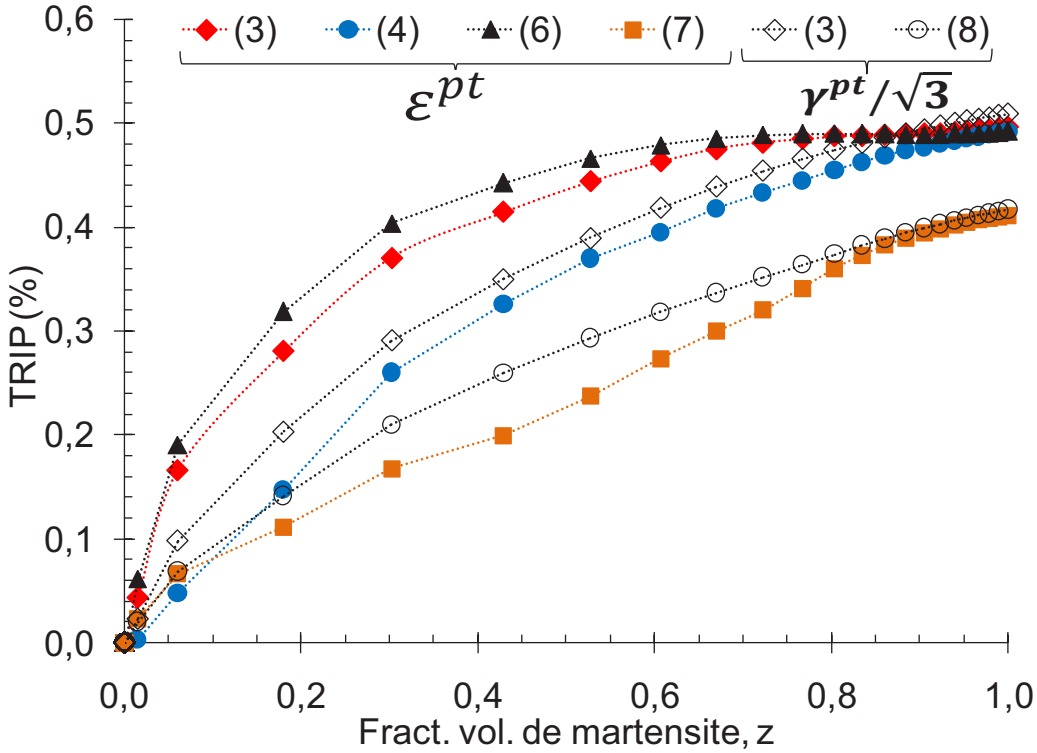


Figure III-11 : Comparaison entre la composante du TRIP en traction ε^{pt} des essais (3, 4, 6 et 7) et la composante du TRIP en cisaillement $\gamma^{pt}/\sqrt{3}$ (équivalente à une déformation en traction) des essais (3 et 8). TRIP en fonction de la fraction volumique de martensite formée, z.

Nous avons deux remarques à propos de la Figure III-11. La première est relative au fait que la valeur finale de la composante $\gamma^{pt}/\sqrt{3}$ de l'essai (3) est égale à celle de la composante ε^{pt} des essais (3, 4 et 6). Ce résultat confirme ce qui a été obtenu dans le cadre des travaux de S. Meftah (S. Meftah, 2007b) réalisés avec le même acier. Signalons que cette différence d'allure est moins flagrante si l'on trace les courbes du TRIP en fonction de la température comme le montre la Figure III-12.

La deuxième remarque concerne les différences, abordées dans les paragraphes précédents, obtenues entre le TRIP en traction de l'essai (7) et les essais (3, 4 et 6) d'une part et entre le TRIP en cisaillement de l'essai (8) et l'essai (3) de l'autre part. Nous constatons que ces différences sont équivalentes.

Dans le cas où la contrainte appliquée est variable, nous avons d'une part une équivalence entre l'effort de traction de l'essai (1) et l'effort de torsion de l'essai (2) et de l'autre part une équivalence entre l'effort de torsion de l'essai (1) et celui de traction de l'essai (2). Le premier cas (I) correspond à une contrainte appliquée décroissante et le deuxième (II) à une contrainte croissante. Les comparaisons entre les composantes ε^{pt} et $\gamma^{pt}/\sqrt{3}$ de ces deux cas sont représentées en fonction de la fraction volumique de martensite formée dans la Figure III-13 (I) et (II) respectivement. Ces

résultats ont tendance à montrer que le TRIP en traction est plus important que le cisaillement équivalent dans le cas d'un chargement variable que ce soit pour une contrainte appliquée décroissante (I) ou croissante (II).

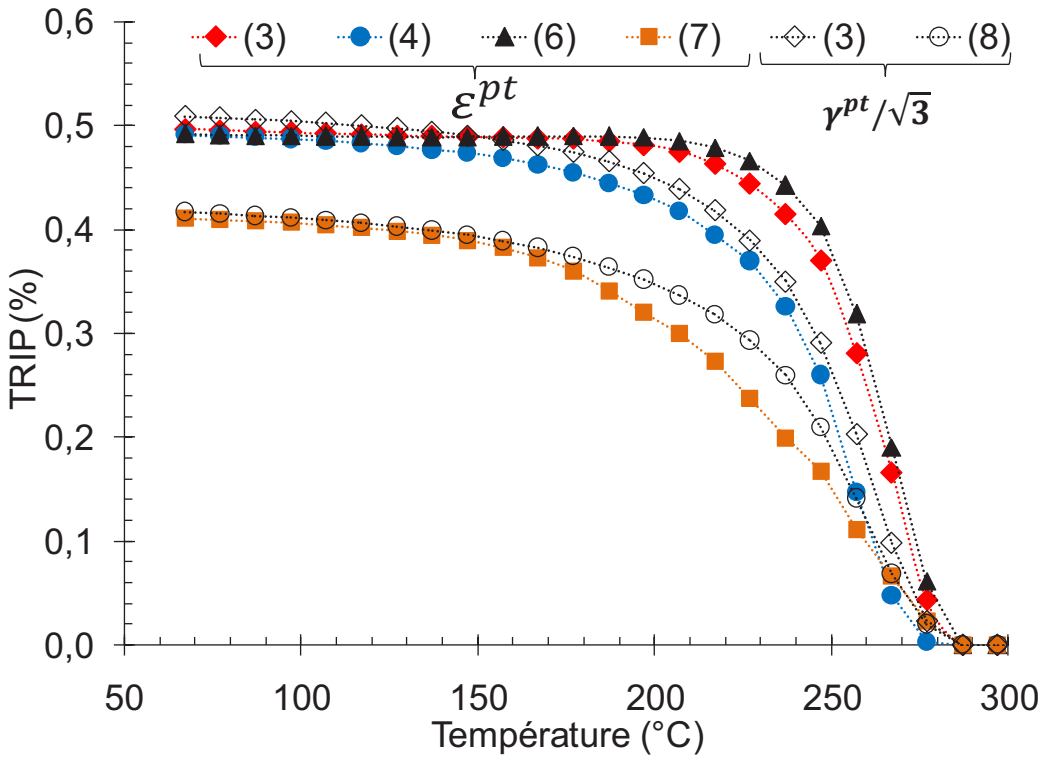


Figure III-12 : Comparaison entre la composante du TRIP en traction ε^{pt} des essais (3, 4, 6 et 7) et la composante du TRIP en cisaillement équivalent $\gamma^{pt}/\sqrt{3}$ des essais (3 et 8). TRIP en fonction de température, T.

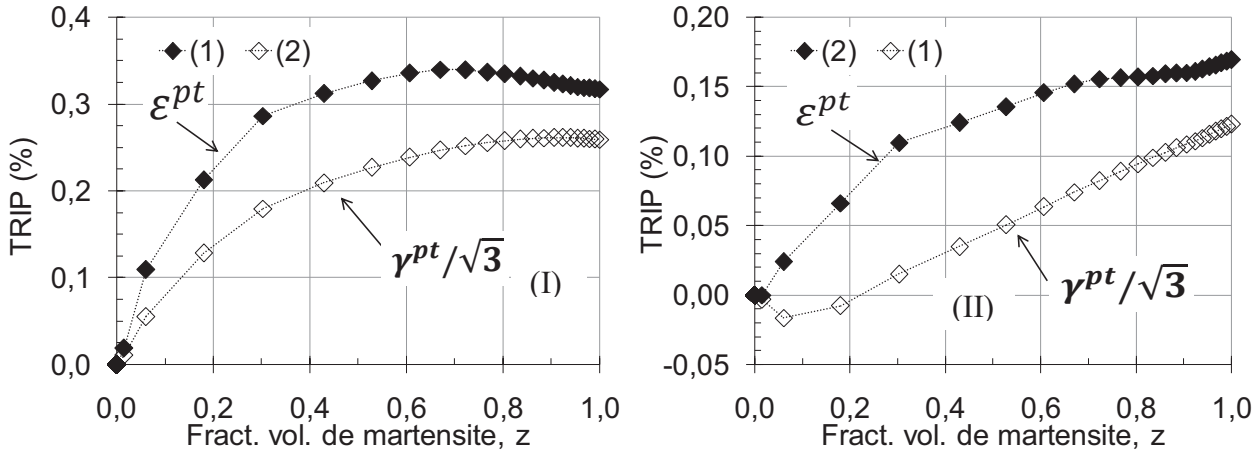


Figure III-13 : Comparaison entre les composantes du TRIP en traction et en cisaillement équivalent pour les essais (1) et (2), dans le cas d'une contrainte décroissante (I) et dans le cas d'une contrainte croissante (II). TRIP en fonction de la fraction volumique de martensite formée.

III.2.4 Confrontation, modélisations -expériences

Nous nous intéressons ici à l'évaluation des modèles analytiques (celui de Leblond-1989 et sa version étendue proposée par Taleb &Sidoroff-2003) et numériques (MH2MH-PN et MH2MH-RN) par rapport au TRIP expérimental. Chacun de ces modèles est détaillé au chapitre 1. Ils sont tous basés sur le mécanisme de Greenwood-Johnson. Néanmoins, ils représentent quelques différences en ce qui concerne les hypothèses sur lesquelles ils reposent. Les résultats de leurs prédictions sont confrontés au TRIP expérimental dans la Figure III-15.

Les paramètres matériau de chacune des phases austénitique et martensitique ont été déduits à partir des essais de traction monotones réalisés dans le cadre des travaux de S. Meftah (S. Meftah, 2007b), ils sont résumés dans le Tableau III-2. Le coefficient de Poisson des deux phases est pris égal à 0.3 selon la même source.

Phase	Module de Young : E (GPa)	Limite d'élasticité à 0.2%: σ^y (MPa)	Coefficient d'écrouissage linéaire : H (MPa)
Austénite à 330°C	180	240	2700
Martensite	150	890	16500

Tableau III-2 : Paramètres matériau de l'acier 35NCD16 selon (S. Meftah, 2007b).

Les domaines de calculs sont discrétisés en $24x24x24$ et $32x32x32$ pour les modèles MH2MH-PN et MH2MH_RN respectivement (voir chapitre 2). Les conditions aux limites adoptées sont telles que les faces des cubes sont libres de se déplacer en blocs tout en restant planes et parallèles à leurs positions initiales.

Concernant le modèle à germination aléatoire MH2MH_RN, les nombres de grains des phases parente (austénite) et produite (martensite) ont été choisis d'une manière arbitraire. Toutefois nous sommes limités par certaines restrictions, notamment : *(i)* tenter de reproduire le mieux possible la cinétique de transformation macroscopique expérimentale (Figure III-14). *(ii)* Si l'on veut avoir des grains de formes plus au moins réalistes, le nombre de grains que l'on peut utiliser reste très limité dans la mesure où la discrétisation du domaine de calcul n'est pas très fine. Dans le présent cas, nous avons 10 germes de la nouvelle phase qui croissent d'une manière isotrope (croissance sphérique) à vitesse constante. Nous avons donc en moyenne, environ $32x32x32/10 \approx 3280$ éléments finis hexaédriques c3d8 (8 nœuds, 8 points d'intégration) par grain à la fin de transformation.

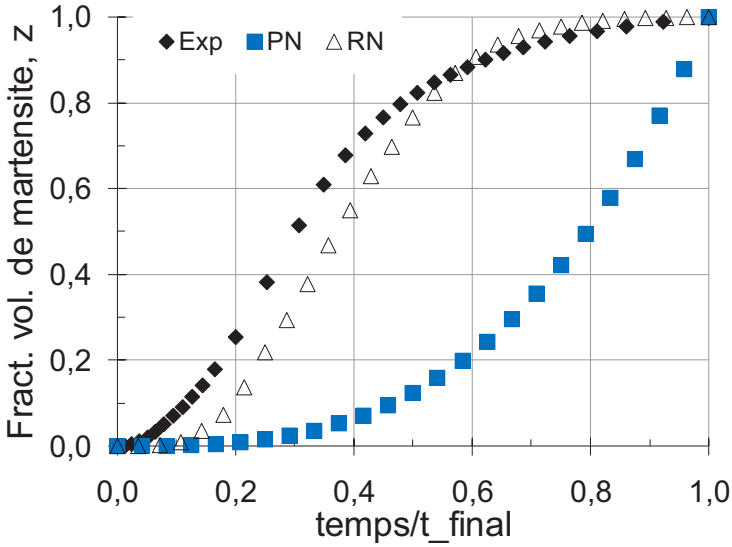


Figure III-14 : Comparaison avec l'expérience de l'évolution de la fraction volumique de martensite de chacun des modèles MH2MH_PN (PN) et MH2MH_RN (RN).

On note que le nombre de grains de la phase parente importe peu pour ce modèle si ce n'est pas pour révéler les sites potentiels de germination ; effectivement dans ce modèle, l'austénite est équivalente à une matrice homogène qui obéit à des lois de comportement mécanique macro-homogènes. Ceci n'est pas le cas du modèle PX2PX (voir chapitre 2) où chaque grain a sa propre orientation cristallographique et obéit à des lois de plasticité cristalline.

Dans la Figure III-15, sont confrontés les résultats des prédictions des différents modèles cités ci-dessus avec le TRIP expérimental pour les différents essais TRIP en traction (a-g). Les courbes de TRIP sont réalisées à des abscisses z telles que $\{z\epsilon[0,1]\ ;\ z_i = dz * i\ ;\ (dz = 0{,}05\ et\ \ i = \overline{1{,}20}\ )\}$.

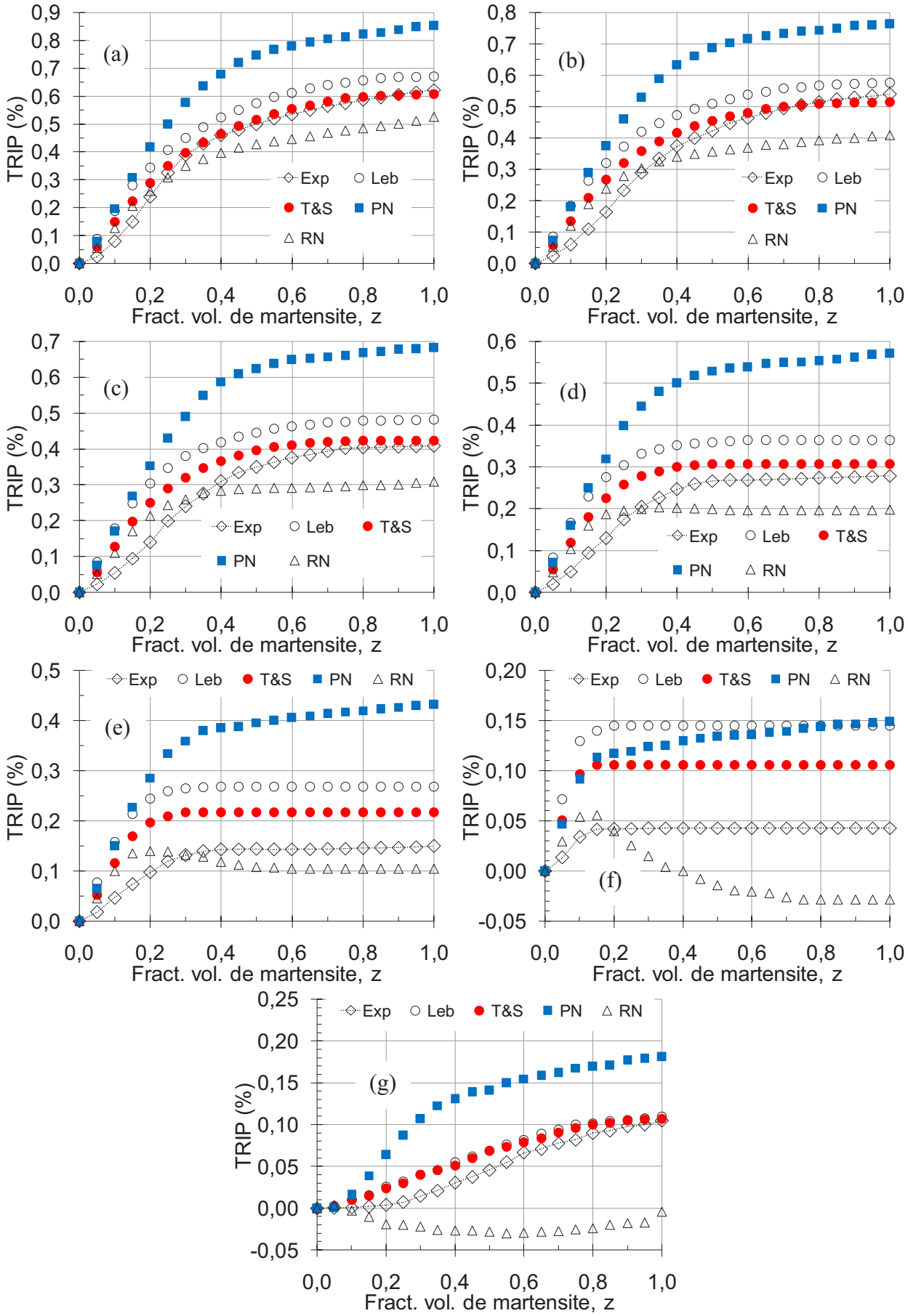


Figure III-15 : Confrontation des prédictions des différents modèles avec le TRIP expérimental en traction des essais (a-g).

Basé sur l'équivalence traction -cisaillement, nous pouvons utiliser les formulations explicites des modèles de Leblond et celui de Taleb &Sidoroff pour prédire le TRIP en cisaillement. Les prédictions de ces deux modèles sont confrontées avec les composantes axiales et de glissement du TRIP expérimental des essais bi-axiaux à contrainte constante Figure III-16 et à contrainte variable Figure III-17 ; décroissante (I) et croissante (II).

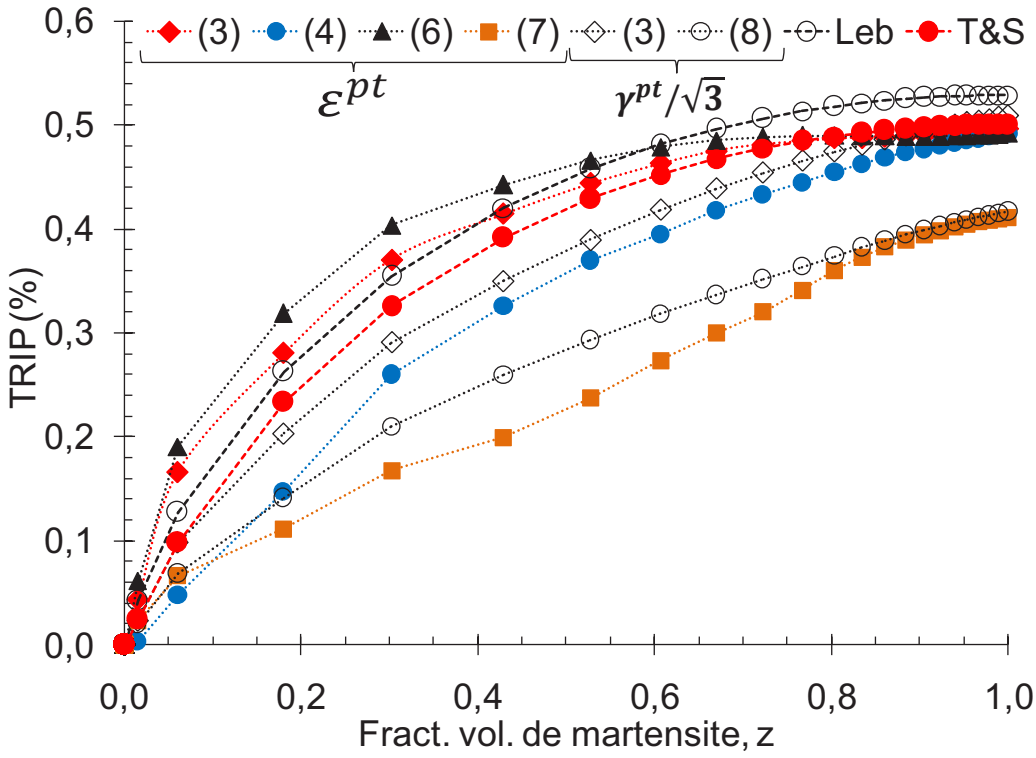


Figure III-16 : Comparaison entre composante du TRIP en traction ε^{pt} des essais (3, 4, 6 et 7) et composante du TRIP en cisaillement équivalent $\gamma^{pt}/\sqrt{3}$ des essais (3 et 8) avec les prédictions des modèles analytiques de Leblond et de Taleb & Sidoroff, TRIP en fonction de z.

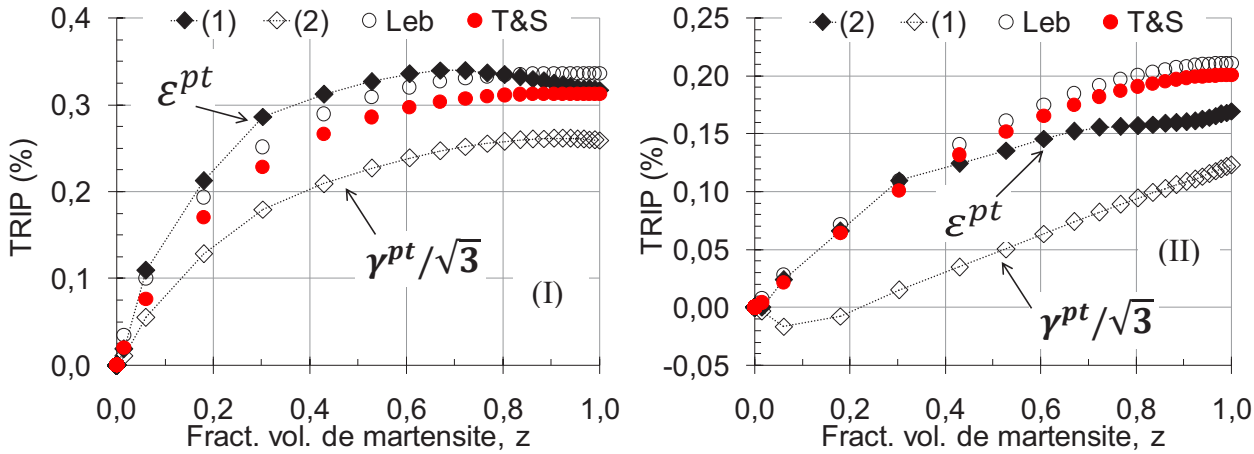


Figure III-17 : Comparaison entre composantes du TRIP en traction et en cisaillement équivalent pour les essais (1) et (2) avec les prédictions de modèles de Leblond et de Taleb &Sidoroff. Cas d'une contrainte décroissante (I) et cas d'une contrainte croissante (II), TRIP en fonction de z.

III.2.5 Analyses et discussions

Comme on pouvait s'y attendre selon de nombreuses ressources bibliographiques, dans le cas d'essais TRIP uni-axiaux, l'évaluation de la plasticité de transformation par les modèles analytiques de Leblond et de Taleb & Sidoroff demeure correcte pour le cas d'une contrainte externe constante mais aussi pour une contrainte lentement variable (décroissante (b-c) et croissante (g)). Néanmoins, un écart entre les prédictions de ces modèles et l'expérience est observé dans le cas où la contrainte appliquée varie plus au moins vite. Cet écart est constaté pour le cas de contrainte externe décroissante, il traduit une surestimation de ces modèles par rapport au TRIP expérimental et est d'autant plus grand que la décroissance de la contrainte est rapide. Dans le cas d'une contrainte croissante, la différence entre les prédictions des deux modèles et la différence entre les modèles et l'expérience restent minimes.

La surestimation des deux modèles dans le cas d'un chargement décroissant est plus importante pour le modèle de Leblond que pour le modèle T&S. Il parait donc que l'extension apportée dans le modèle de Taleb et Sidoroff concernant la plasticité au début de transformation contribue à améliorer le caractère prédictif.

Le modèle à germination périodique MH2MH_PN qui traite le même problème que Leblond et T&S sans être fondé sur les mêmes hypothèses surestime le TRIP que ce soit pour un chargement constant ou variable tout en restant raisonnable. Cela confirme que la configuration basique d'une particule qui grossit dans une matrice homogène peut fournir une première estimation du TRIP dans des cas de chargements simples. Notons, toutefois, que le TRIP estimé par ce modèle se rapproche plus vite de la courbe expérimentale que les modèles analytiques le font pour des vitesses de décroissance de contrainte de plus en plus grandes. Cette surestimation est liée à la cinétique peu réaliste de ce modèle qui prévoit une croissance suivant une fonction cubique et par conséquent la plasticité de l'austénite continue d'augmenter à chaque étape de calcul jusqu'à la fin transformation.

Le modèle MH2MH-RN sous estime le TRIP mais la façon dont on contrôle la cinétique de transformation offre la possibilité de diminuer la densité de germination tout en respectant l'évolution de z expérimental. En faisant cela, on peut s'attendre à une augmentation du TRIP jusqu'à une valeur maximale qui correspond à celle du modèle MH2MH-PN. Effectivement, le modèle à germination périodique (PN) peut aussi être considéré comme celui d'un germe unique dans un milieu infini. Il correspond donc en cela au cas particulier de modélisation à germination aléatoire (RN) où la probabilité spatiale de germination tendrait vers zéro en restant strictement

positive. Dans le cas où la vitesse de variation de contrainte externe est élevée, le TRIP de ce modèle est négatif. Cela peut être expliqué par le fait que cette courbe correspond à une seule réalisation avec un positionnement aléatoire de grains parents et de germes naissant. Une disposition donnée peut correspondre à un cas où les contraintes internes entre grains grossissants deviennent importantes, si en plus de ça la contrainte externe devient nulle, les forces de compression qu'exercent les différents grains de la phase en formation sur l'austénite aux alentours peut provoquer une déformation plastique macroscopique négative. Les conditions cinématiques imposées sur les bords (faces libres de se déplacer en tout en restant planes et parallèles à leurs positions initiales respectives) peuvent aussi être à l'origine de déformations plastiques sur les bords, dont les effets sont d'autant manifestés que le chargement externe est faible. Par conséquent, ce modèle avec ces paramètres de modélisation (en particulier taille de maillage, densité de germination et conditions cinématiques sur les bords latéraux) ne permet pas d'avoir de bonnes prédictions du TRIP dans un cas de chargement où la contrainte externe varie très rapidement mais donne des prévisions correctes de TRIP dans un cas de chargement simple.

On notera que ces observations restent tributaires des hypothèses adoptées dans les simulations par les différents modèles utilisés et en particulier de l'estimation de la fraction de transformation à laquelle on applique le chargement variable. Une telle fraction est particulièrement difficile à déterminer avec exactitude expérimentalement notamment lorsque la charge appliquée influe sur la cinétique de transformation.

Il est clair que certains chargements bi-axiaux adoptés sont complexes et que les observations expérimentales de température et de TRIP laissent croire en l'existence d'une interaction entre contraintes appliquées et cinétique de transformation. Cependant, ces interactions sont visibles à l'échelle macroscopique seulement si la contrainte équivalente appliquée durant la transformation est de l'ordre de la limite d'élasticité de l'austénite ou plus grande. Dans un tel cas, la réalisation d'autres dilatométries libres est nécessaire avant de procéder à un autre essai TRIP.

III.3 Modélisation à l'échelle du grain

Nous proposons dans cette section une extension du modèle mono-grain présenté dans le chapitre 1. Le modèle mono-grain tel qu'il a été développé dans le cadre des travaux de Meftah (S. Meftah, 2007a) et (S. Meftah, 2007b), offre l'avantage de rendre compte correctement, d'un point de vue qualitatif, des effets d'un pré-écrouissage de la phase parente alors que les modèles analytiques de

Leblond et de Taleb &Sidoroff ne le permettent pas. Il s'est avéré en particulier que la prise en compte de l'apparition de plaquettes cisaillées à l'échelle interne du grain d'austénite est une condition nécessaire pour assurer un bon accord qualitatif avec les effets de pré-écrouissage.

Des développements restent à apporter pour améliorer le caractère prédictif du point de vue quantitatif, à la fois concernant la cinétique de transformation à l'échelle globale mais aussi la prédiction de TRIP : Cette modélisation étant basée sur la transformation d'un grain unique d'austénite, avec un jeu unique de 8 variants de martensite susceptibles de se former dans le système, sa représentativité par rapport à un système composé de plusieurs grains d'austénite reste limitée. Une proposition a été faîte par Meftah pour palier à ce défaut. Il s'agit du modèle multi-grains présenté au chapitre 1 (Figure I-20). Mais cette proposition reste lourde et complexe à mettre en place pour des systèmes contenant plus d'une dizaine de grains et elle reste reposée sur un seul et même jeu de 8 variants pour tous les grains du système.

La voie qui a été adoptée dans ce travail, dans la poursuite des travaux de Meftah et en retenant ses caractéristiques les plus pertinentes, consiste à intégrer dans la modélisation le fait qu'un grain d'austénite puisse avoir un jeu de 8 variants dont les orientations sont découplées de la géométrie du système [grain + milieu environnant]. On obtient ainsi un système semblable à celui d'un grain d'austénite d'orientation cristallographique quelconque, plongé dans un milieu homogène. Le comportement du grain restant gouverné par des lois macro-homogènes et non cristallines, on ne pourrait qu'abusivement parler d'un problème équivalent à celui d'une inclusion d'Eshelby pour une démarche d'homogénéisation simplifiée : celle qui consiste à mener plusieurs simulations pour plusieurs angles de "désorientation" et a effectuer une moyennation d'ensemble sur ces différentes réalisations de simulations.

Dans un deuxième temps, ce qui fait le prochain objectif à atteindre partant des travaux présentés ici, les propriétés du milieu environnant d'un grain d'austénite pourront être définies tout au long de la transformation comme étant celles, déduites au travers d'un schéma implicite par moyennation sur tous les grains d'austénite, du Milieu Homogène Equivalent au sens de l'homogénéisation dans les milieux aléatoires. Dans ce cas, le modèle obtenu, nommé "mono-grain généralisé", tiendra compte en plus de la désorientation des grains austénitiques, d'une certaine interaction entre les différents grains au travers des propriétés du MHE. Ce modèle est présenté en détails dans le paragraphe suivant.

Pour l'heure, les propriétés du milieu environnant sont simplement définies comme variant linéairement avec la fraction volumique de phase produite dans le grain. Pour la mise en place de la modélisation à grain désorienté en interaction avec un milieu environnant homogène, nous avons développé un générateur de maillages inclinés respectant certains critères liés à la modélisation des transformations martensitiques comme expliqué plus haut. L'implémentation de la modélisation a due être retravaillée pour pouvoir s'adapter à ces nouveaux maillages. Nous avons retenu le critère de la force motrice moyenne max, toutefois, une attention particulière a été prêtée lors de la configuration des calculs afin de faciliter la continuité des développements de cette modélisation et l'ajout de modules complémentaires en particulier pour déterminer les propriétés du MHE mais aussi pour adopter d'autres critères d'avancement de la transformation.

III.3.1 Modèle mono-grain généralisé

Ce modèle est basé sur le modèle mono-grain précédemment présenté en intégrant certaines améliorations qui consistent à prendre en compte la nature polycristalline de l'austénite dans une démarche d'homogénéisation basée sur schéma auto-cohérant. Ceci se traduit par 3 points :

A. L'attribution d'une orientation aléatoire à un grain d'austénite ; une étape qui a nécessité un travail de génération de maillages pour des orientations choisies de façon aléatoire. Dans cette modélisation, l'inclinaison du grain austénitique par rapport à l'axe de l'application de la charge mécanique extérieure et par rapport à la géométrie du contour du système modélise son orientation cristallographique.

   Dans ce cadre, nous avons développé un générateur de maillages structurés avec une inclinaison Beta du gain d'austénite par rapport à l'axe horizontal variant de 0 à 90°. Notons qu'au delà de 90°, nous retrouvons les mêmes maillages étant donné la morphologie considérée. Les paramètres correspondant à un maillage donné sont, (1) ZC : en référence à la Zone Centrale, il définit la densité de maillage dans l'austénite et représente le nombre de discrétisations effectuées sur la diagonale du carré qui délimite le grain d'austénite. Il est est égal au nombre de bandes d'éléments parallèles à l'axe (x) du repère local. (2) ME : il définit la taille du Milieu Environnant. (3) Beta l'angle de l'inclinaison du grain austénitique par rapport à l'horizontale. La Figure III-18 montre quelques exemples de ces maillages.

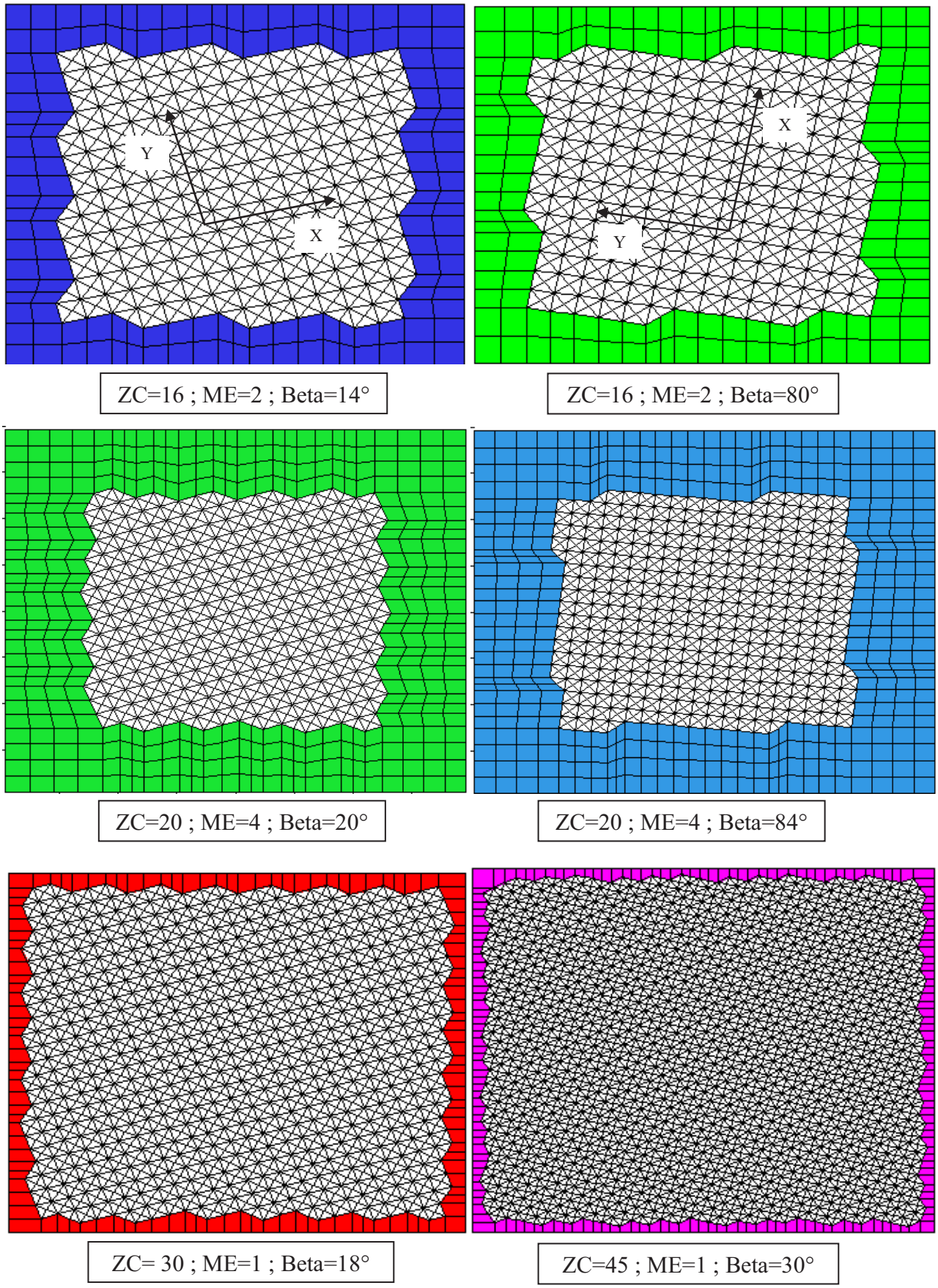


Figure III-18 : Quelques exemples de maillages avec différents valeurs des paramètres ZC, ME et Beta.

Les principales contraintes de construction de ces maillages sont : (i) les éléments d'austénite sont identiques et sont arrangés de manière à ce qu'ils s'adaptent à la modélisation des transformations martensitiques (formation de plaquettes de martensite suivant 8 variants). (ii) les arêtes externes du milieu environnant doivent rester planes ce qui permet d'appliquer facilement des efforts externes en traction et /ou en cisaillement. Des éléments finis quadrilatéraux ont été adoptés pour le milieu environnant afin de réduire le nombre de degrés de liberté global dans la mesure où cela est possible.

B. Le calcul EF sur plusieurs grains d'orientations différentes afin de s'assurer une représentativité en termes d'orientations des variants.

Dans cette direction, nous avons réadapté la modélisation, précédemment implémentée par Meftah dans le cadre de ses travaux de thèse (S. Meftah, 2007b), avec ces nouveaux maillages. Nous avons aussi mis en place une configuration permettant de lancer plusieurs calculs, de façon simultanée, sur plusieurs processeurs à partir d'un script principal et un répertoire de calcul modèle comprenant l'intégralité des paramètres matériaux et des paramètres de calcul numérique. La différence entre un calcul et un autre reste l'orientation du grain d'austénite. Notons que ces calculs sont séquentiels et pour ne pas confondre avec le modèle multi-grains, il n'existe aucun échange d'informations (déplacements, efforts) entre les différents processeurs. Le calcul avec le modèle multi-grains avec des orientations aléatoires en utilisant le calcul parallèle pourrait faire l'objet d'un travail futur.

C. La moyennation des résultats obtenus sur ces grains d'orientations différentes par une démarche d'homogénéisation. Une démarche inspirée du schéma auto-cohérent est particulièrement intéressante, pour laquelle un grain d'un polycristal est considéré comme une inclusion en interaction avec le Milieu Homogène Equivalent (MHE) dont on cherche à déterminer les propriétés, la Figure III-19 illustre cette démarche. Les propriétés du milieu environnant un grain (ME) évoluent suivant une fonction d'interpolation linéaire de z (fraction volumique de martensite) entre celles de l'austénite et celles de la martensite. Par conséquent, pour que le ME soit considéré comme le MHE, il faudrait déterminer ses propriétés, à chaque étape de la transformation, par moyennation sur plusieurs réalisations de simulations avec des angles de désorientations différents.

Le temps nécessaire pour transformer une plaquette étant différent d'un calcul à un autre, il peut arriver donc à la fin d'une étape de transformation donnée que certains calculs

s'arrêtent le temps nécessaire pour que ces propriétés moyennes soient calculées et réintégrés dans les fichiers matériaux qui leurs correspondent avant qu'ils procèdent à la transformation de la prochaine plaquette. Cette dernière étape n'a malheureusement pas pu être abordée dans les limites du temps consacré au travail de thèse, elle pourra en outre faire l'objet des travaux futurs.

Dans la Figure III-20, est représenté un organigramme récapitulatif de l'ensemble des étapes de cette modélisation avec deux critères thermodynamiques du contrôle de l'avancement de la transformation : Force Motrice Max (FMMax) et Force Motrice Moyenne max (FMMoy).

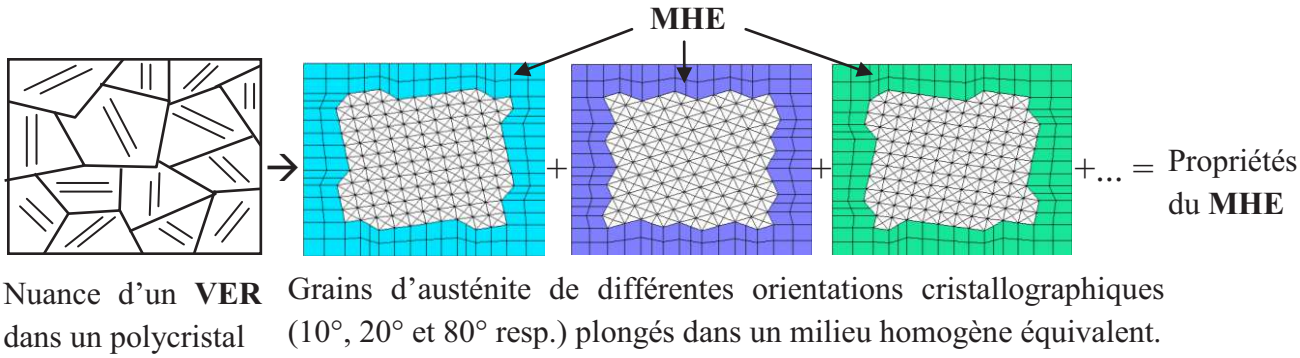


Figure III-19 : Schéma explicatif du principe d'homogénéisation adopté, calcul des propriétés du milieu homogène équivalent MHE.

Étant donné que la moyennation n'a pas pu être configurée, nous nous contentons de présenter par la suite quelques études préliminaires sur le modèle mono-grain avec ces maillages inclinés. Ces études concernent la sensibilité du TRIP et la cinétique de transformation aux effets de : *(i)* la variabilité de la contrainte externe (essai TRIP classique, FDT, contrainte décroissante ou croissante). *(ii)* l'inclinaison du grain d'austénite, dans ce cas deux angles d'inclinaison ont été testées Beta=10° et Beta=20° avec des tailles de maillages différentes. (iii) et pour finir les résultats des prédictions du TRIP dans le cas d'un essai de pré-écrouissage avec ces deux orientations.

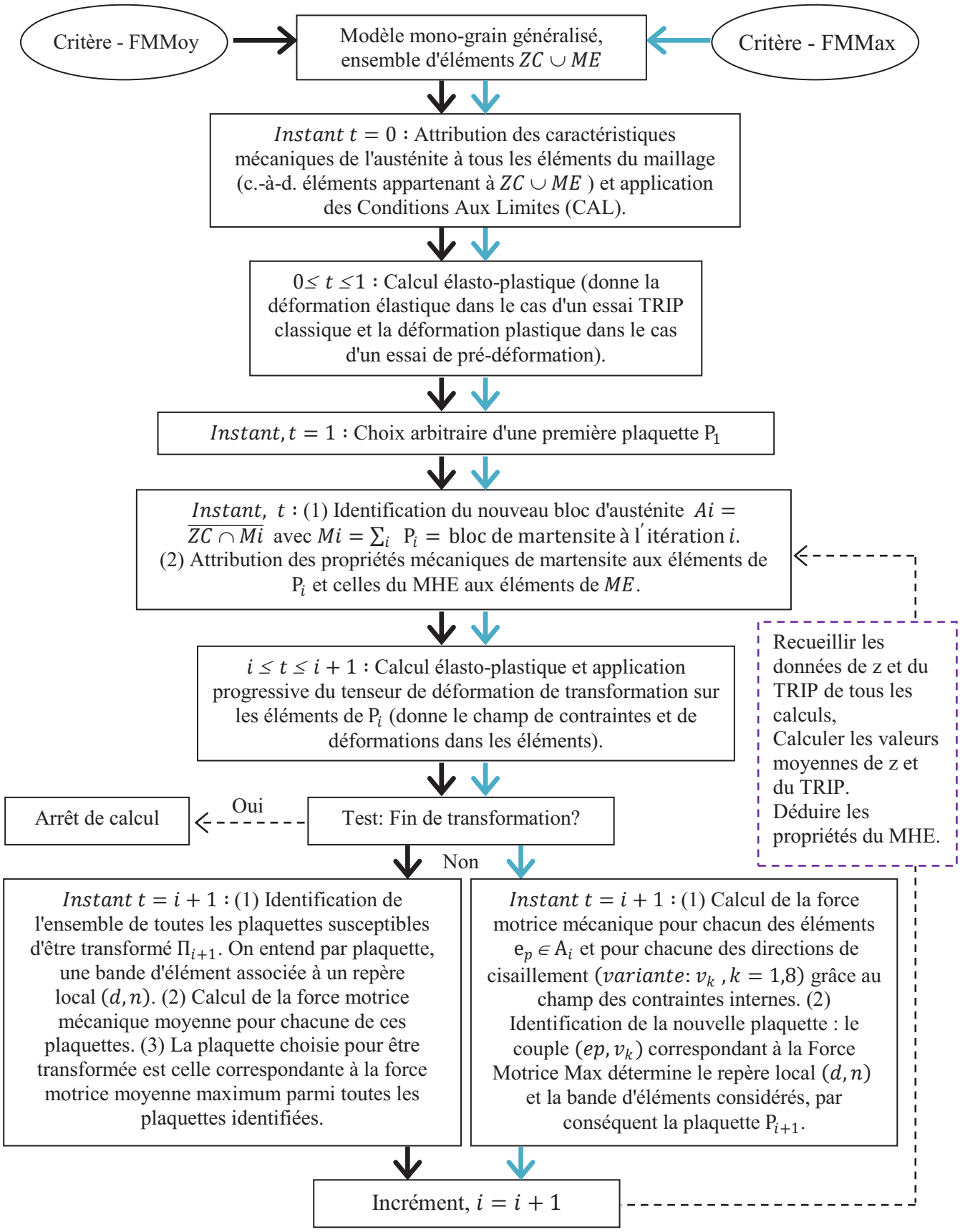


Figure III-20 : Organigramme représentatif des différentes étapes de la modélisation mono-grain avec deux critères thermodynamiques contrôlant l'avancement de la transformation, FMMax et FMMoy.

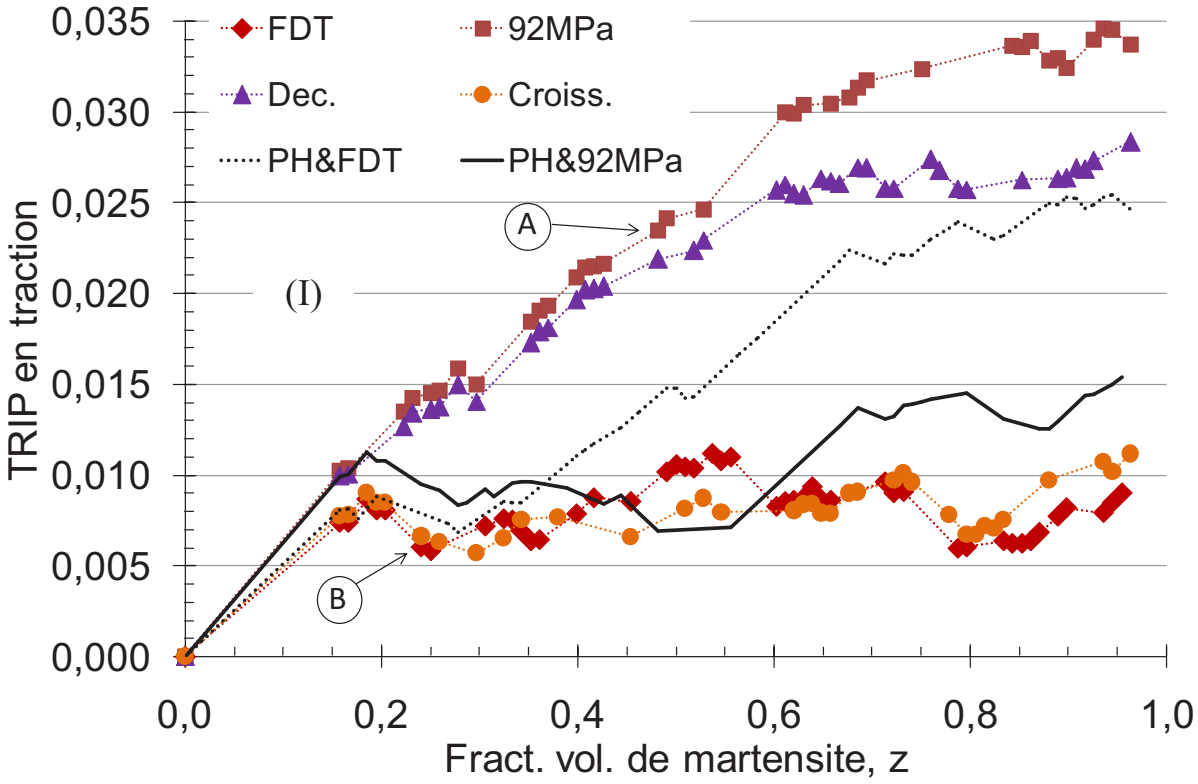
III.3.2 Etude préliminaire sur des maillages inclinés

En référence aux travaux de (S. Meftah, 2007a) et (S. Meftah, 2007b), nous avons retenu le choix d'une première longue plaquette (passant par l'élément le plus proche du centre de grain austénitique). La variante de cette plaquette (direction et sens de cisaillement) est celle correspondant à une valeur maximale de la projection de la composante de déformation de transformation dans l'axe de l'application de la contrainte externe. Elle maximise en cela le travail des efforts extérieurs. Ce choix correspond dans un maillage droit à une plaquette inclinée d'un angle de 135° adoptée par S. Meftah. Le critère thermodynamique contrôlant l'avancement de la transformation est celui de la force motrice moyenne max FMMmoy. Les paramètres matériau sont ceux de l'acier 35NCD16 présentés plus haut (voir Tableau III-2) avec un écrouissage isotrope linéaire pour l'austénite et la martensite. Rappelons que dans ces calculs, les propriétés du milieu environnant sont simplement définies comme variant linéairement avec la fraction volumique de phase produite dans le grain.

Des simulations de six types d'essais ont été réalisées avec des maillages de tailles ou d'orientations différentes. Ces simulations sont nommées comme suit :

- FDT : cas où la contrainte externe est nulle durant toute la transformation.
- 92MPa : correspond à un essai TRIP classique avec une traction de 92MPa.
- Dec. : correspond à un essai TRIP dont la contrainte externe décroit linéairement en fonction de z, elle est égale à 92MPa au début de transformation et s'annule à la fin de transformation.
- Croiss. : essai TRIP avec contrainte croissante de 0 jusqu'à 92MPa à la fin de transformation.
- PH&FDT : essai de pré-écrouissage suivi d'une transformation à contrainte nulle. La contrainte appliquée sur l'austénite est en traction de 400MPa ce qui est une valeur supérieure à la limite d'élasticité de l'austénite ($\sigma^y = 240\text{MPa}$).
- PH&92MPa : essai de pré-écrouissage similaire au précédent sauf que la transformation se déroule sous une contrainte externe de traction égale à 92MPa.

Dans les figures ci-dessous (Figure III-21 jusqu'à Figure III-26), sont représentés dans l'ordre les résultats de ces calculs plus particulièrement les courbes de TRIP et de la contrainte moyenne dans le grain d'austénite pour les maillages : ZC06_ME1_Beta10, ZC06_ME1_Beta20, ZC12_ME2_Beta10, ZC12_ME2_Beta20, ZC20_ME4_Beta10 et ZC20_ME4_Beta20.



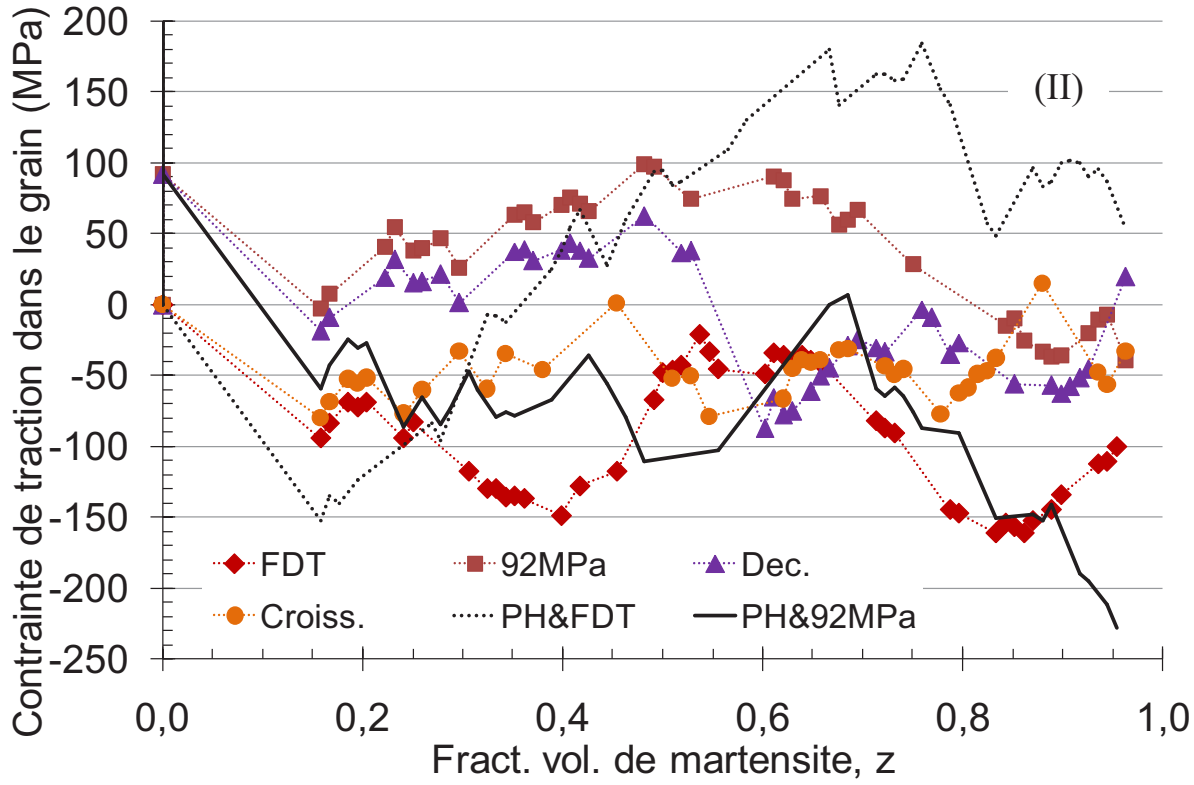
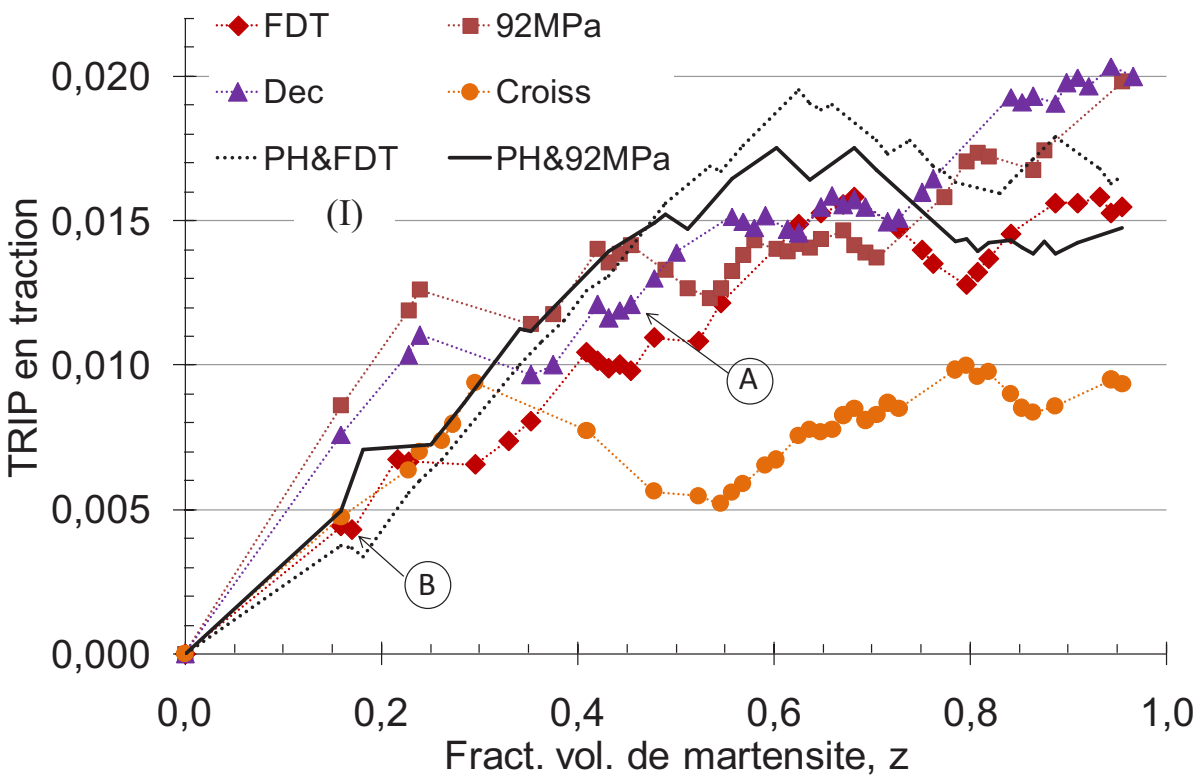


Figure III-21 : évolution de la plasticité de transformation (I) et de la contrainte de traction moyenne dans le grain (II) en fonction de la fraction volumique de martensite formée pour un maillage ZC06_ME1_Beta10 pour quatre cas de chargement mécanique externe : contrainte nulle (FDT), contrainte constante (92MPa), contrainte décroissante (Dec.) et contrainte croissante (Croiss.).



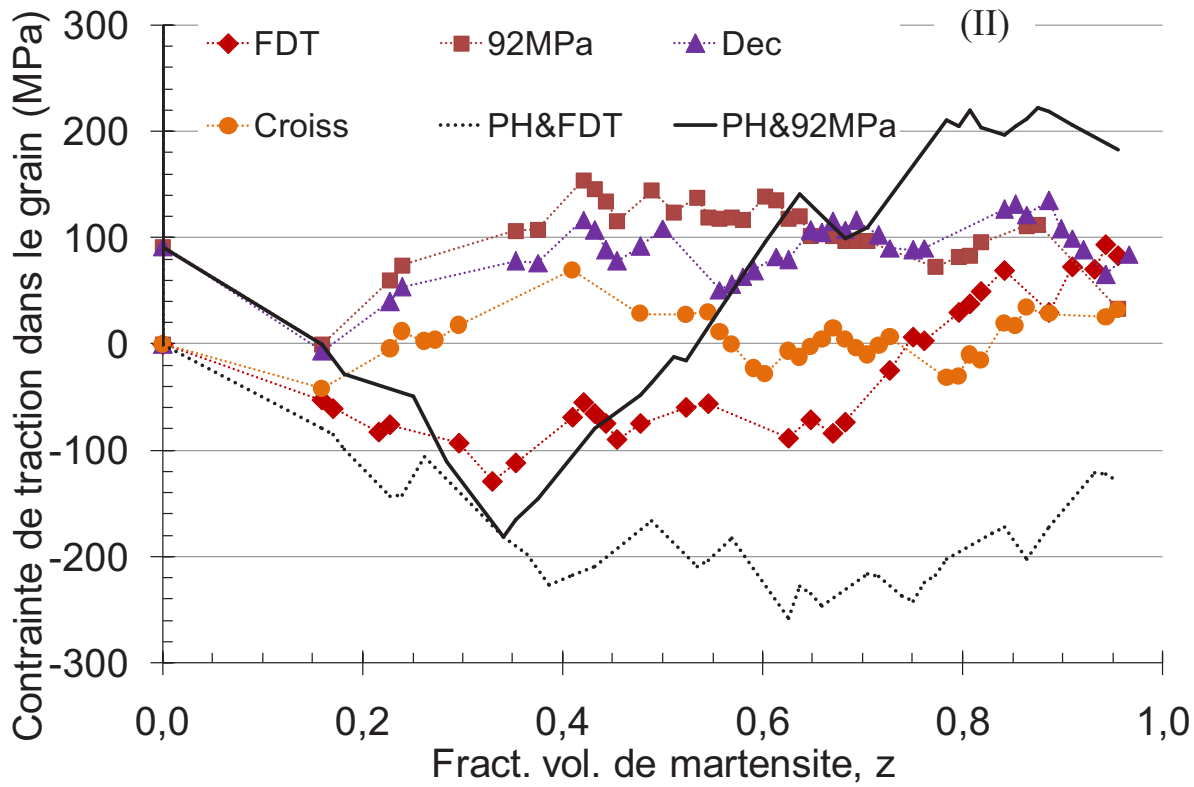
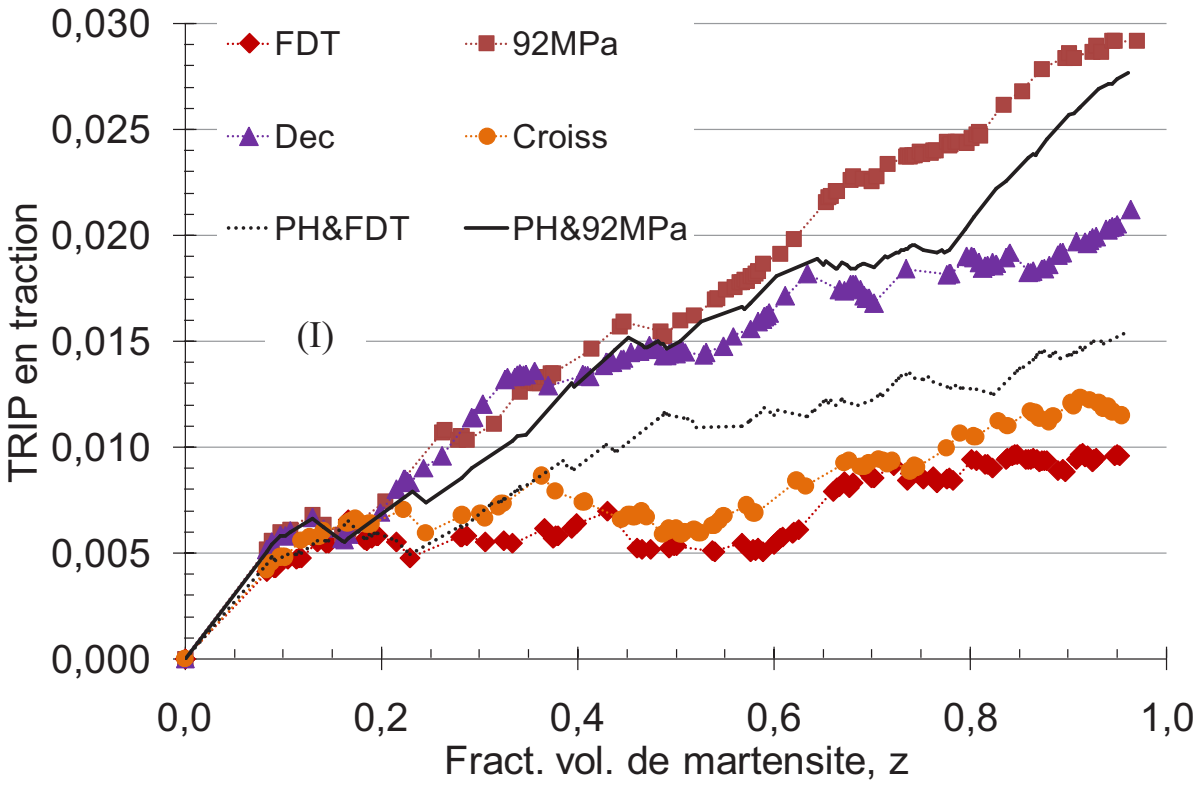


Figure III-22 : évolution de la plasticité de transformation (I) et de la contrainte de traction moyenne dans le grain (II) en fonction de la fraction volumique de martensite formée pour un maillage ZC06_ME1_Beta20 pour quatre cas de chargement mécanique externe : contrainte nulle (FDT), contrainte constante (92MPa), contrainte décroissante (Dec.) et contrainte croissante (Croiss.).



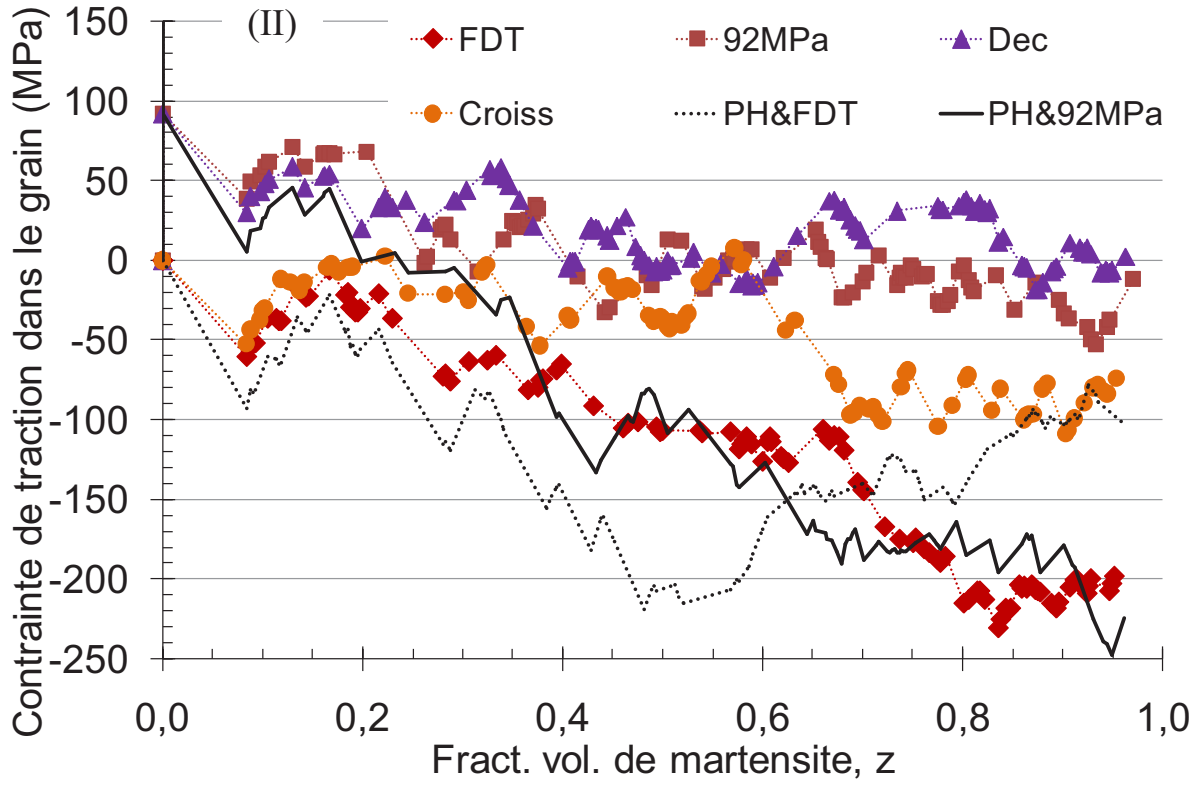
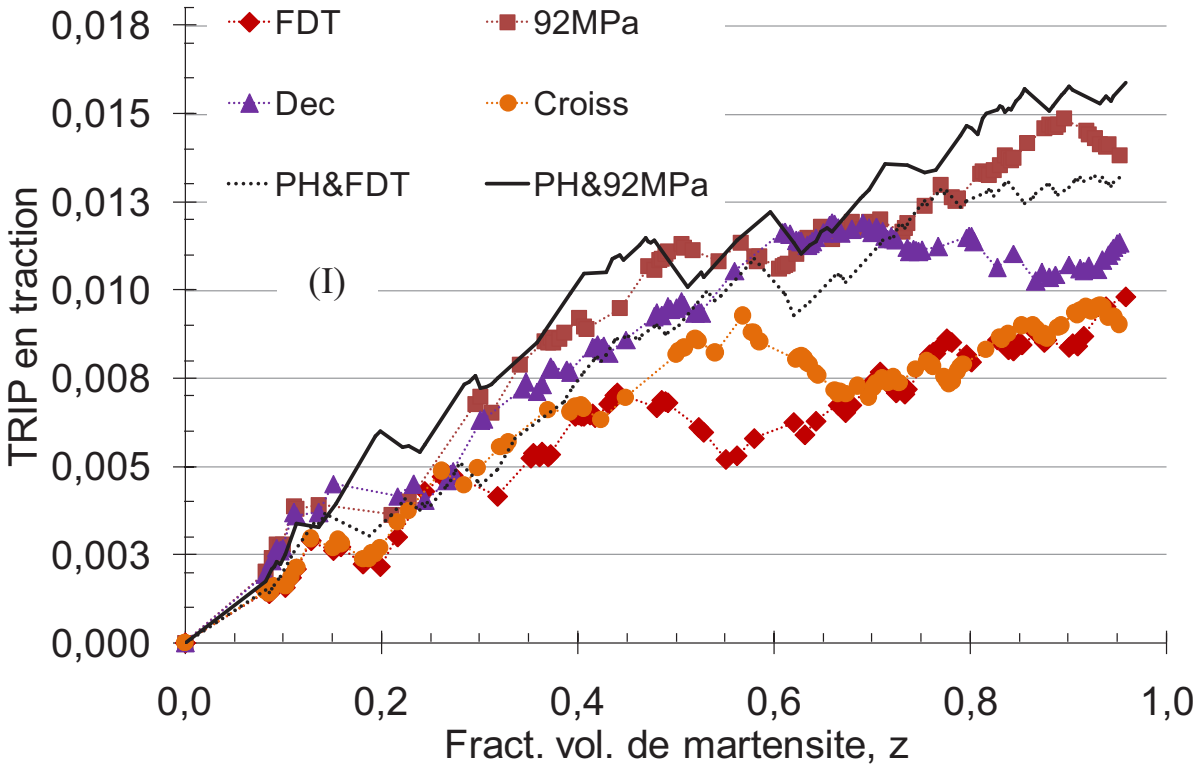


Figure III-23 : évolution de la plasticité de transformation (I) et de la contrainte de traction moyenne dans le grain (II) en fonction de la fraction volumique de martensite formée pour un maillage ZC12_ME2_Beta10 pour quatre cas de chargement mécanique externe : contrainte nulle (FDT), contrainte constante (92MPa), contrainte décroissante (Dec.) et contrainte croissante (Croiss.).



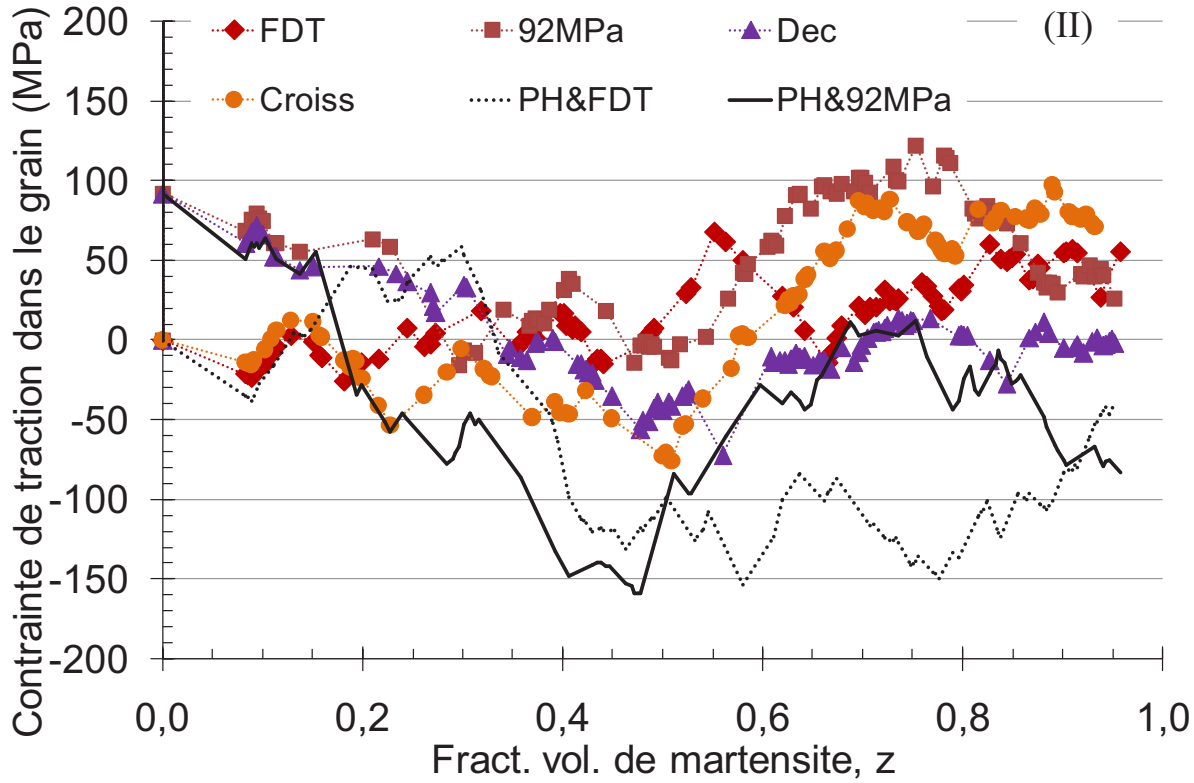
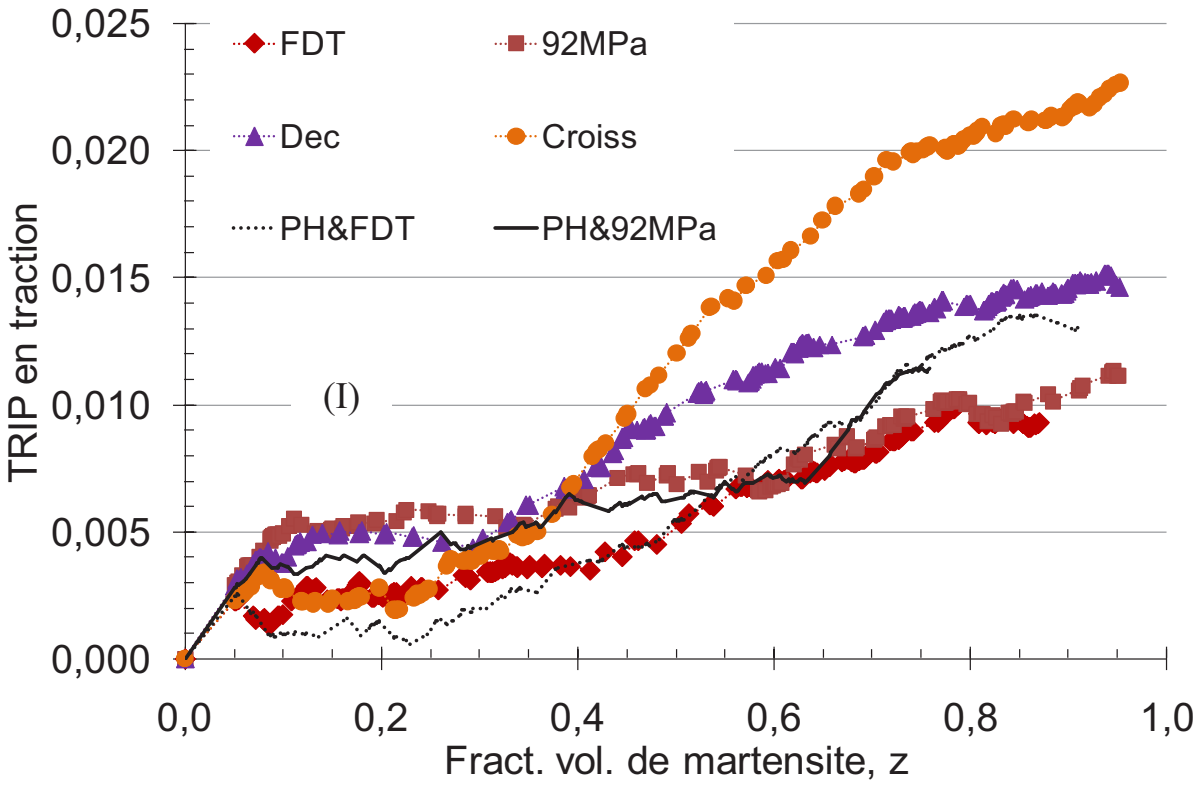


Figure III-24 : évolution de la plasticité de transformation (I) et de la contrainte de traction moyenne dans le grain (II) en fonction de la fraction volumique de martensite formée pour un maillage ZC12_ME2_Beta20 pour quatre cas de chargement mécanique externe : contrainte nulle (FDT), contrainte constante (92MPa), contrainte décroissante (Dec.) et contrainte croissante (Croiss.).



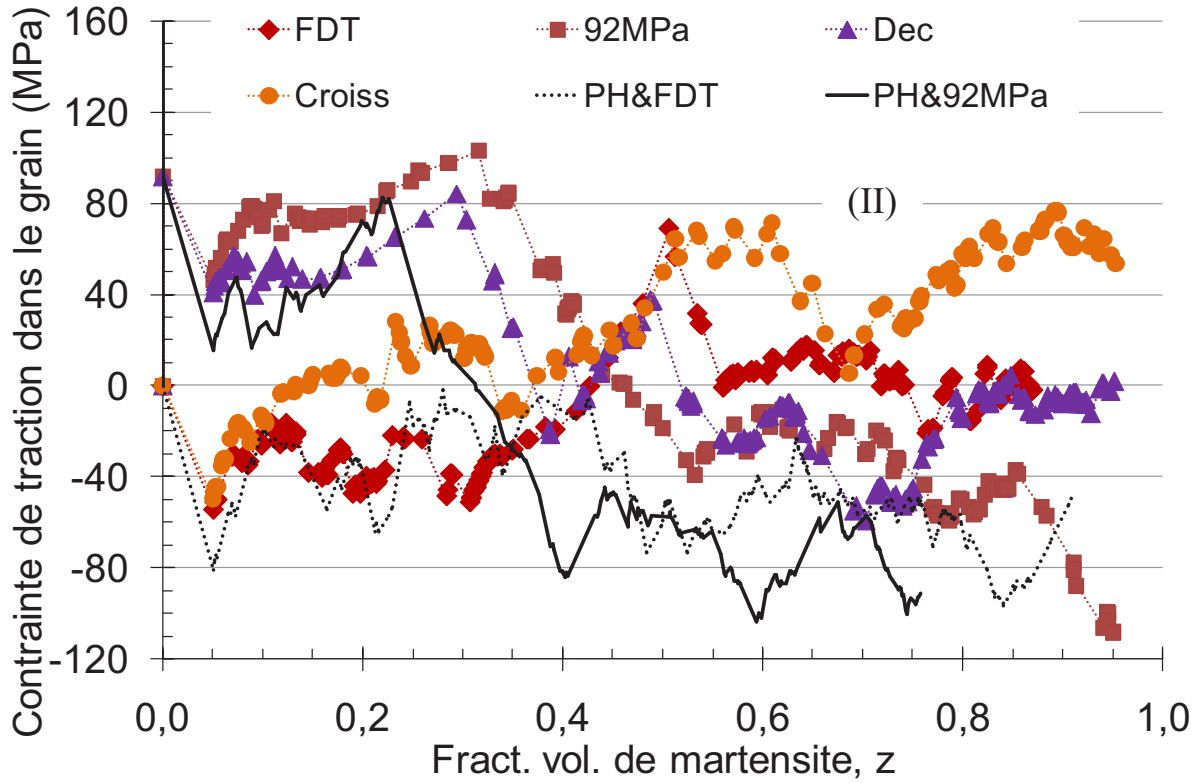
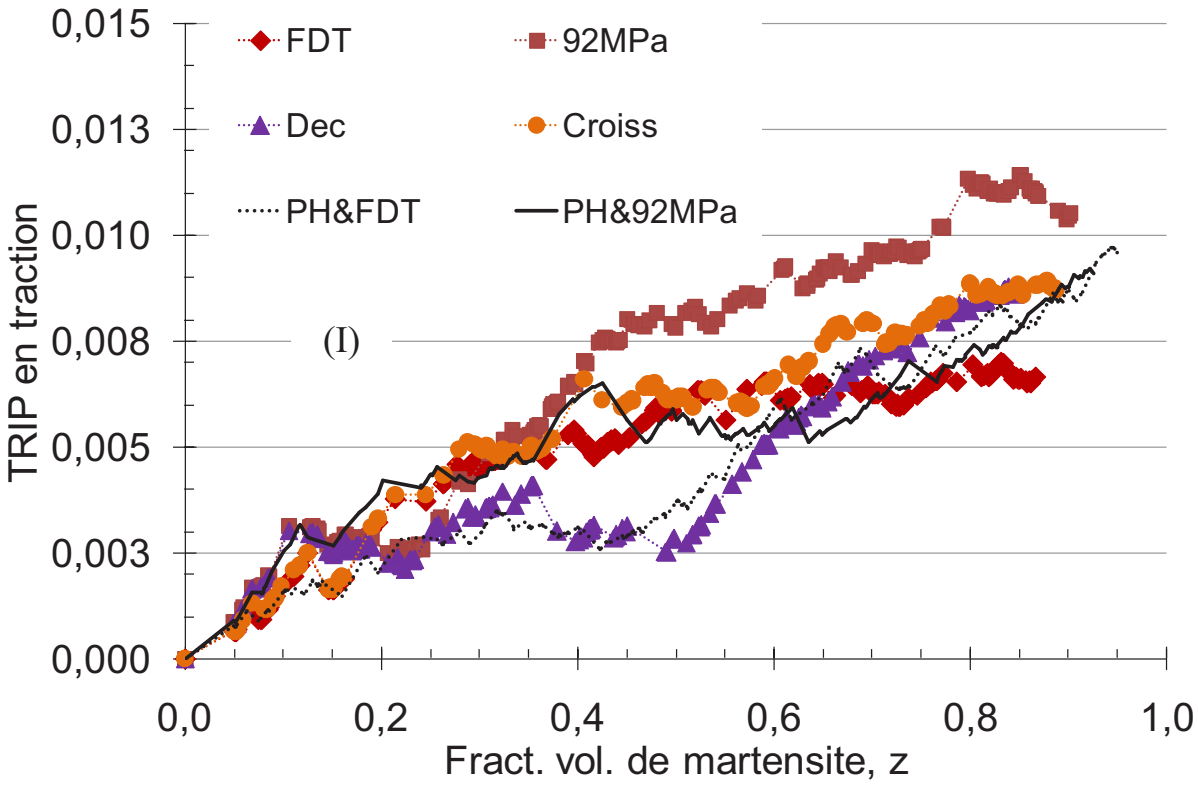


Figure III-25 : évolution de la plasticité de transformation (I) et de la contrainte de traction moyenne dans le grain (II) en fonction de la fraction volumique de martensite formée pour un maillage ZC20_ME4_Beta10 pour quatre cas de chargement mécanique externe : contrainte nulle (FDT), contrainte constante (92MPa), contrainte décroissante (Dec.) et contrainte croissante (Croiss.).



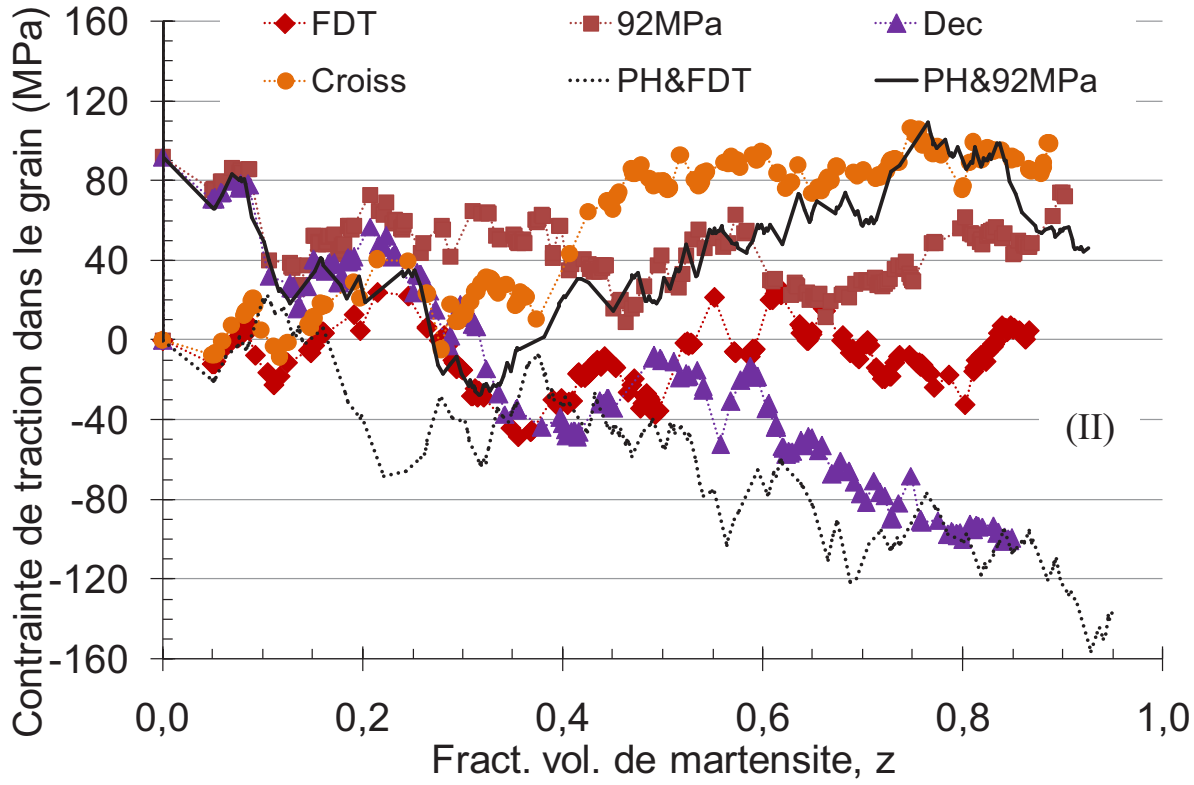


Figure III-26 : évolution de la plasticité de transformation (I) et de la contrainte de traction moyenne dans le grain (II) en fonction de la fraction volumique de martensite formée pour un maillage ZC20_ME4_Beta20 pour quatre cas de chargement mécanique externe : contrainte nulle (FDT), contrainte constante (92MPa), contrainte décroissante (Dec.) et contrainte croissante (Croiss.).

III.3.3 Analyses et discussions

Les amplitudes des fluctuations de la contrainte moyenne dans le grain d'austénite sont importantes, cette dernière est loin d'être comparable avec la contrainte externe exercée sur les bords du milieu environnant. Cependant, l'intervalle des variations de la contrainte moyenne se voit rétréci (sauf quelques exceptions) avec l'augmentation de la densité de maillage pour une inclinaison donnée et s'accompagne d'une diminution de la valeur du TRIP.

Nous pensons par conséquent, que les changements importants dans le champ de contrainte dans le grain font que cette modélisation est sensible aux paramètres d'écrouissage adoptés, en particulier ceux de l'austénite. Rappelons que dans nos calculs c'est un écrouissage linéaire isotrope qui est appliqué pour l'austénite et la martensite.

La première plaquette est accompagnée d'une grande quantité de TRIP et d'une diminution relativement importante de la contrainte dans le grain, ce qui correspond à une minimisation de l'énergie potentielle du système, comme l'a montré Meftah.

Sachant que chaque point d'une courbe correspond à la transformation d'une plaquette, les points A et B dans les courbes du TRIP des deux premières figures (Figure III-21 et Figure III-22) correspondant à des maillages ZC=6 montrent les limites de ressemblance dans l'ordre de la formation des plaquettes entre les essais 92MPa et Dec. (pour le point A) et FDT et Croiss. (pour le point B). En effet, ayant la même contrainte externe au début de transformation (essai 92MPa et Dec. d'une part et essai FDT et Croiss. de l'autre) et sachant que cette dernière (contrainte externe) change de façon progressive pour un essai et reste constante pour l'autre, le choix des premières plaquettes peut être le même entre les deux essais jusqu'à une certaine étape de calcul à partir de laquelle la cinétique de transformation devient différente entre les deux essais en question. A ce moment là, les courbes de l'évolution des contraintes dans les grains ainsi que les courbes de TRIP des deux essais divergent. L'apparition (ou la non apparition) d'une seule plaquette pourrait donc changer le cours de la transformation et par conséquent l'évolution de la plasticité de transformation comme on peut le lire dans ces deux figures.

Pour des maillages plus fins, il y a plus de possibilités d'apparition de plaquettes et la ressemblance entre un essai et un autre se perd dès le début de la transformation, il devient donc plus difficile (voir même impossible) d'avoir une idée sur les résultats des calculs.

Ces résultats ne sont pas représentatifs et ne correspondent pas aux observations expérimentales en ce qui concerne les essais à chargement variables qui estiment une valeur de TRIP maximale pour une contrainte constante et diminue lorsqu'on augmente la vitesse de décroissance de contrainte. La raison est liée au fait que l'ordre de l'apparition des plaquettes influence d'une manière considérable le champ de contrainte dans le grain au cours de la transformation et par conséquent le cours même de la transformation.

III.3.4 Travaux futurs

- Enrichir l'étude préliminaire pour apprendre plus sur l'effet de certains paramètres de modélisation. Notons que le tenseur de déformation de transformation est pris de la littérature et peut ne pas correspondre à notre acier, il convient donc de tester d'autres valeurs de cisaillement (en particulier) dans le but d'élargir notre compréhension des interactions mises en jeu.

- La moyennation d'ensemble de réalisations de simulations avec différentes angles de désorientation du grains permet de calculer une courbe moyenne du TRIP (ne pas confondre cette courbe moyenne avec celle du modèle mono-grain généralisé qui nécessite le calcul des propriétés du MHE) qu'on espère à partir de laquelle confirmer l'accord qualitatif des prédictions de cette modélisation avec le TRIP expérimental. Bien qu'après cette étude préliminaire, on ne s'attende pas à avoir systématiquement des résultats de moyennation d'ensemble représentatifs des résultats expérimentaux du point de vue quantitatif, cette configuration suscite notre curiosité en ce qui concerne l'évaluation du TRIP pour des :

    - Essais TRIP classiques.
    - Essais TRIP à chargements variables uni- et bi-axiaux.
    - Essais de pré-écrouissage.
    - Essais de traction monotone sur la phase produite.

  Ces études, bien entendu, devront être menées sur le modèle mono-grain généralisé et le modèle multi-grains avec des grains d'angles de désorientation différents.

- Le modèle mono-grain généralisé permet de prendre en compte l'interaction d'un grain avec son environnement au travers des propriétés mécaniques du MHE. Cependant, pour tenir

compte d'une interaction plus complète entre les différents grains d'un système réel, le modèle multi-grains est plus adapté car il comprend des interactions de nature mécanique (efforts et déplacement) au niveau de l'interface entre grains. Cette interaction doit contribuer à l'équilibre des forces internes dans les grains et par conséquent pouvoir donner une réponse macroscopique plus réaliste que celle du modèle mono-grain généralisé.

Selon les premières évaluations du modèle multi-grains par Meftah (S. Meftah, 2007b), avec des grains droits (non inclinés), ce genre de calcul est lent et nécessité un important temps de calcul. Le recours aux outils et ressources du calcul parallèle est donc incontournable pour effectuer des calculs sur plusieurs grains d'orientations cristallographiques avec le modèle multi-grains. Des difficultés de convergence sont susceptibles d'être rencontrées comme c'est le cas d'ailleurs du modèle mono-grain. Dans ce cadre, il faut être vigilant en ce qui concerne le choix des paramètres de modélisation (incrément de temps, critères de convergence…) et aussi dans la manière dont on applique le tenseur de déformation de transformation.

III.4 Conclusion

Dans le présent chapitre nous nous sommes concentrés sur l'étude du TRIP dans le cas d'une transformation martensitique. Des essais TRIP uni- et bi-axiaux avec des chargements mécaniques constants ou variables ont été réalisés sur l'acier 35NCD16. Le TRIP expérimental a été confronté aux modèles analytiques de Leblond, T&S et les modèles numériques MH2MH-PN et MH2MH-RN.

Les résultats expérimentaux obtenus confirment le fait que le TRIP, dans le cas d'un essai à chargement constant durant la transformation, dépend de la contrainte équivalente au sens de Von Mises que ce soit pour des essais uni-axiaux (traction ou torsion) ou des essais bi-axiaux (traction + torsion). Mais cela reste vrai si la cinétique de transformation n'est pas affectée par les sollicitations mécaniques externes.

Nous avons pu constater que les modèles analytiques donnent de bonnes prévisions du TRIP pour le cas d'un chargement simple où la contrainte externe varie lentement ou reste constante durant toute la transformation. Cependant, dès que la vitesse de variation de la contrainte devient importante, ces modèles surestiment le TRIP expérimental. Cette surestimation est plus importante pour le modèle de Leblond (1989) que pour sa version améliorée de Taleb & Sidoroff (2003). Ce qui laisse penser que l'extension apportée dans le modèle T&S contribue à améliorer le caractère prédictif de ce modèle au début de transformation.

Le modèle MH2MH-PN aborde le problème de la même façon que ces modèles analytiques du fait qu'il correspond à la formation d'une particule de la phase naissante dans la phase parente et que les deux phases sont homogènes. Toutefois, dans ce modèle, contrairement aux modèles analytiques, aucune hypothèse n'est portée sur la distribution spatiale des champs mécaniques : le calcul des interactions élastoplastiques entre phases se fait numériquement par le biais de la méthode des éléments finis dans un domaine de calcul cubique. A travers l'évaluation de ce modèle en termes de TRIP pour des cas de chargements mécaniques constant ou variable, nous avons constaté que ce modèle est capable de donner une première estimation du TRIP avec une surestimation acceptable.

Le modèle MH2MH-RN qui correspond à une configuration de germination spatialement aléatoire, sous-estime légèrement le TRIP dans les cas d'une contrainte constante et lentement variable. Il est toutefois incapable de donner de bonnes estimations du TRIP dans le cas où la contrainte varie très rapidement ou plus précisément s'annule au début de la transformation. Cela est due au fait qu'il est

sensible à la manière dont sont disposés les germes de la phase produite. La nécessité de calcul sur plusieurs réalisations avec des dispositions aléatoires des germes naissant pour une même densité de germination se fait sentir. En faisant ainsi et en calculant la courbe moyenne du TRIP pour cet ensemble de réalisations, nous pouvons évaluer ce modèle par rapport au TRIP expérimental pour une densité de germination donnée. Notons aussi que ce modèle offre la possibilité de réduire la densité de germination sans pour autant affecter la cinétique globale surtout s'il on tient compte d'une distribution spatio-temporelle de germes. En faisant ainsi, la valeur du TRIP est susceptible d'augmenter et la courbe obtenue pourra se rapprocher plus de la courbe de TRIP expérimental tout en offrant une bonne représentation de la cinétique de transformation macroscopique.

On notera dans ce contexte de confrontation modèles-expérience que les résultats des simulations des différents modèles dépendent des hypothèses adoptées et en particulier de la fraction de transformation à laquelle on applique le chargement variable. Une telle fraction est particulièrement difficile à déterminer avec exactitude notamment lorsque le chargement appliqué influe sur la cinétique de transformation.

La dernière partie de ce chapitre est consacrée à la modélisation à l'échelle du grain des transformations martensitiques. Dans ce cadre nous avons présenté une extension du modèle mono-grain présenté dans les travaux de S. Meftah et inspiré des travaux de Ganghoffer et Wen. Cette extension, appelée modèle mono-grain généralisé, consiste à introduire l'effet de l'orientation cristallographique des grains dans une démarche d'homogénéisation inspirée du schéma auto-cohérant qui nécessite le calcul des propriétés élastoplastiques du Milieu Homogène Equivalent (MHE). Elle est basée sur un ensemble de grains d'austénite, aux propriétés macro-homogènes, dont le jeu d'orientations de variants varie d'un grain à l'autre. On attribue ainsi à chaque grain une orientation propre. Chacun de ces grains interagit avec le Milieu Homogène Equivalent (MHE). Les propriétés du MHE sont déterminées à chaque étape de transformation, par moyennation sur les différentes réalisations de simulations avec les différents grains dont les angles de désorientation sont différents. La configuration de ce modèle n'a pas pu être complétée, elle devra faire l'objet de travaux futurs. En l'état actuel des développements, nous avons retravaillé l'implémentation du modèle mono-grain de telle sorte à ce qu'il s'adapte avec les maillages de grains inclinés d'un angle quelconque. Nous avons par la suite, menés dans le cadre d'une étude préliminaire, quelques simulations avec deux angles de désorientation cristallographiques différents (10 et 20°) et des tailles de maillage différentes. Ces simulations concernent des essais : FDT, TRIP en traction de

92MPa, TRIP avec contrainte décroissante ou croissante et des essais de pré-écrouissage suivis d'une transformation avec ou sans contrainte de traction (92MPa).

Les résultats obtenus montrent que l'évolution des contraintes dans le grain dépend fortement de l'ordre d'apparition des plaquettes de telle sorte qu'une seule plaquette pourrait changer le cours de la transformation et par conséquent l'évolution du TRIP. Les essais de pré-écrouissage en traction avec ou sans contrainte durant la transformation ont donné naissance à un TRIP positif pour les deux angles de désorientation et toutes les tailles de maillage considérées. Ces résultats sont, par conséquent, en accord qualitatif avec les observations expérimentales et les résultats de S. Meftah avec un maillage droit (non incliné).

Nous avons terminé cette étude par présenter nos centres de préoccupations actuels et lister quelques objectifs à atteindre dans le cadre de la continuité des travaux pour le développement de cette modélisation.

CONCLUSION GENERALE & PERSPECTIVES

Située dans la continuité de travaux de thèses menés au sein de notre équipe, cette étude porte sur les conséquences mécaniques des transformations de phases dans les aciers, de natures diffusives comme martensitiques. Elle a pour objectifs principaux de : (i) élargir la compréhension sur les mécanismes et phénomènes responsables de la plasticité de transformation (TRIP). (ii) développer des outils de prédiction du TRIP à travers la modélisation numérique des conséquences mécaniques des transformations –en prenant en compte le caractère diffusif et /ou displacif d'une transformation donnée. Ces modélisations sont confrontées au TRIP expérimental et aux modèles analytiques de Leblond (1989) et Taleb & Sidoroff (2003).

Le bilan du présent travail se résume dans les points suivants :

- L'utilisation du modèle analytique de Leblond ou sa version étendue par Taleb et Sidoroff pourrait suffire pour une bonne estimation du TRIP dans le cas d'essais TRIP uni- ou bi-axiaux (traction, torsion ou traction + torsion) à contrainte externe constante ou lentement variable durant la transformation même s'il s'agit de transformations martensitiques. En effet, ces modèles étant basés sur le mécanisme de Greenwood et Johnson, ils ont plutôt dédiés aux transformations diffusives. Dans une transformation martensitique, le mécanisme de Magee peut s'avérer prédominant (ou du moins à ne pas négliger). Malgré cela, ces modèles analytiques prévoient correctement le TRIP pour le cas d'une transformation martensitique sous ces conditions de sollicitations mécaniques externes. Dans de tels cas de chargements, l'équivalence entre traction et cisaillement a été confirmée pour les transformations à travers les nouveaux essais réalisés sur l'acier 35NCD16.
- Les résultats des essais TRIP uni-axiaux à contrainte décroissante sur le même acier, montrent que ces modèles analytiques surestiment le TRIP expérimental et sont incapables de fournir de bonnes estimations dès que la vitesse de décroissance devient importante. L'écart entre modèles et expérience augmente d'un essai à l'autre avec l'augmentation de la vitesse de décroissance de la contrainte externe. On notera que cet écart est moins important pour le modèle de Taleb et Sidoroff que pour le modèle de Leblond, ce qui laisse penser que l'extension apportée à ce modèle contribue à améliorer le caractère prédictif du TRIP au début de la transformation.
- Les essais TRIP sur l'acier 100C6 présentent des difficultés liées à la manifestation du fluage. Cela est dû au fait que les températures de début et de fin de la transformation austénite-perlite sont très élevées (770° et 680° resp.). Vu la difficulté de déterminer avec précision la part du TRIP et celle du fluage dans la composante de déformation plastique

obtenue lors de ces essais, les courbes du TRIP (avec une part de fluage) nous ont servis de référence pour évaluer les différents modèles analytiques (Leblond et T&S) et numériques (MH2MH-PN, MH2MH-RN, SX2SX et PX2PX).

- Les essais de traction-compression et les essais de relaxation sur les phases austénitique et perlitique de l'acier 100C6 nous ont permis d'identifier les paramètres matériaux de chacune des phases aux températures considérées pour des lois de comportement macro-homogènes et des lois de plasticité cristalline. Les essais de relaxation, en particulier, ont montré un effet de viscosité très important pour les deux phases austénitique et perlitique ce qui confirme le fluage supposé lors des essais TRIP.
- Les résultats de prédiction des modèles éléments finis à comportements macro-homogènes MH2MH-PN et MH2MH-RN, montrent que les effets de viscosité ne peuvent être négligés et que la plasticité de transformation est sous-estimée si l'on ne tient pas compte de la viscosité.
- Les prédictions du modèle SX2SX dépendent des orientations cristallographiques des phases parente et produite. D'où la nécessité de faire suffisamment de réalisations de simulations avec différentes orientations cristallographiques des phases (choisies d'une manière aléatoire) pour obtenir par moyennation d'ensemble de résultats une courbe représentative qui ne dépend pas des orientations des phases. Cette courbe a été confrontée avec celle du modèle MH2MH-PN. Les résultats montrent que les modèles MH2MH-PN et SX2SX prévoient un TRIP du même ordre de grandeur. Cela constitue une première validation du modèle SX2SX. Nous avons constaté que ces deux modèles surestiment le TRIP mais l'écart reste raisonnable. La différence restant faible, on conclut que pour une pré-évaluation de TRIP, le modèle MH2MH-PN, dont l'exécution reste simple et rapide, peut être suffisant vu que les prédictions des modèles SX2SX et MH2MH-PN sont sensiblement les mêmes. Le modèle MH2MH-PN est donc capable de donner une première estimation du TRIP expérimental avec une surestimation acceptable.

Cette étude a permis, pour la première fois, de confronter différents modèles, analytiques comme numériques, à des mesures expérimentales de TRIP pour des chargements variés, de différentes directions et variables dans le temps. Elle offre donc de nombreuses possibilités de poursuite dont nous ne résumons ici que les principales.

Concernant la transformation martensitique, la modélisation numérique du "mono-grain généralisé" reste à être implémentée, afin d'obtenir un comportement représentatif d'un système polycristallin

d'austénite soumis à une transformation de phase. Pour les transformations diffusives, la prise en compte de la viscosité reste à mettre en œuvre pour la modélisation basée sur la plasticité cristalline. Deux voies d'exploration seront alors possibles : celle qui concerne l'échelle locale d'interactions élastoviscoplastiques entre un cristal de phase produite et son cristal parent ; celle qui porte sur la modélisation de l'évolution microstructurale, afin d'améliorer la représentation actuelle par rapport aux cinétiques locales de germination et de croissance qui sont reportées dans la littérature.

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

A. Artemev, Y. Wang and A. Khachaturyan, (2000) Three-dimensional phase field model and simulation of martensitic transformation in multilayer systems under applied stresses. Acta. Mater. 48 (10) (2000), pp. 2503–2518.

A. Boudiaf, L. Taleb and M.A. Belouchrani, (2008) Effect of the austenite grain size on transformation plasticity in a 35NCD16 steel. IDE-2008, 17-19 Septembre 2008, Bremen, Germany, 2008.

A. Boudiaf, L. Taleb and M. El Amine Belouchrani, (2010a) Effects of the austenite grain size on transformation plasticity in a 35 NCD 16 steel. International Journal of Microstructure and Materials Properties (IJMMP), Volume 5 - Issue 4/5 - 2010, pp. 338-353.

A. Boudiaf, L. Taleb and M.A. Belouchrani, (2010b) Experimental analysis of the correlation between martensitic transformation plasticity and the austenitic grain size in steels. European Journal of Mechanics - A/Solids, In Press, Accepted Manuscript, Available online 24 December 2010.

A. Gaubert, Y. LeBouar and A. Finel, (2010) Coupling phase field and visco-plasticity to study rafting in Ni-base superalloys. Phil. Mag. 90 (1) (2010), pp. 375–404.

A. Rusinek and J.R. Klepaczko, (2009) Experiments on heat generated during plastic deformation and stored energy for TRIP steels. Materials & Design, Volume 30, Issue 1, January 2009, pp. 35-48.

A. Simon, S. Denis and E. Gautier, (1994) Effet des sollicitations mécaniques sur les transformations de phases dans l'état solide. Aspects métallurgiques et mécaniques. Journal de Physique IV, Colloque C3 supplément au Journal de Physique III, 4, 199.

A. Suiker and S. Turteltaub, (2007) Numerical modelling of transformation-induced damage and plasticity in metals. Modell. Simul. Mater. Sci. Eng. 15.

A. Tahimi, F. Barbe, L. Taleb, R. Quey and A. Guillet, (2012) Evaluation of microstructure-based transformation plasticity models from experiments on 100C6 steel. Computational Materials Science, 2012. 52 : 55-60.

A. Tahimi, F. Barbe, L. Taleb and S. Meftah, (2012) Experiment-based analyses of martensitic transformation plasticity predictions from different models in cases of pre-hardening and gradually varying loads. Computational Materials Science, 2012. 64 : 25-29.

B. Kaouache, S. Berveiller, K. Inal, A. Eberhardt and E. Patoor, (2004) Stress analysis of martensitic transformation in Cu–Al–Be polycrystalline and single-crystalline shape memory alloy. Materials Science and Engineering, pp. 232-237.

C. Schuh and D.C. Dunand, (2001) Non-isothermal transformation-mismatch plasticity: modeling and experiments on Ti-6Al-4V. Acta Mater. 49 (2001), pp. 199–210.

C.L. Magee, (1966) Transformation kinetics, microplasticity and ageing of martensite in Fe–3l–Ni. Ph.D. Thesis, Carnegie Institute of Technologie University, Pittsburgh, PA, 1966.

C.L. Magee, (1969) The nucleation of martensite. ASM International, Materials Park (1969), pp. 115–155.

E. Gautier, (1985a) Transformations perlitiques et martensitiques sous contrainte de traction dans les aciers. Thèse de doctorat ès-sciences physiques, Institut National Polytechnique de Loraine, Nancy, 1985, NP 176.

E. Gautier, A. Simon and G. Beck, (1985b) Etude du comportement mécanique associé à la transformation martensitique d'alliages de type Fe–Ni–C sollicités en fluage ou en traction. In: Mc Queen, Dickson, J.I., Jonas, J.J., Acken, M.G. (Eds.), Proceedings of the 7th International Conference on Strength of Metal and Alloys (ICSMA 7), p. 369.

E. Gautier, A. Simon and G. Beck, (1987) Plasticité de transformation durant la transformation perlitique d'un acier eutectoïde. Acta Metall. 35 (1987), pp. 1367–1375.

F. Azzouz, G. Cailletaud, F.D. Fischer, A. Pineau and K. Tanaka, (2001) Study of the martensitic transformation on a Cr–Ni–Mo–Al–Ti steel for different thermomechanical paths. J. Phys. IV France 11 (2001), p. 189.

F. Barbe, R. Quey, L. Taleb and E. Souza de Cursi, (2005) Numerical determination of the effective TRIP during diffusive transformation in a volume with randomly positioned nuclei. In: H.-W. Zoch, Th. Lübben (Ed.), Proc 1st Int Conf Distortion Engineering, pp. 149–156.

F. Barbe, R. Quey and L. Taleb, (2007) Numerical modelling of the plasticity induced during diffusive transformation. Case of a cubic array of nuclei. Eur. J. Mech., A/Solids 26 (2007), pp. 611–625.

F. Barbe, R. Quey, L. Taleb and E. Souza de Cursi, (2008) Numerical modelling of the plasticity induced during diffusive transformation. An ensemble averaging approach for the case of random arrays of nuclei. Eur. J. Mech., A/Solids 27 (2008), pp. 1121–1139.

F. Barbe and R. Quey, (2011) A numerical modelling of 3D polycrystal-to-polycrystal diffusive phase transformations involving crystal plasticity. Int. J. Plasticity, volume 27, pp. 823--840, 2011.

F.D. Fischer, (1990) A micromechanical model for transformation plasticity in steels. Acta Metall. Mater. 38 (1990), pp. 1536–1546.

F.D. Fischer, (1992) Transformation induced plasticity in triaxially loaded steel specimens subjected to a martensitic transformation. Eur. J. Mech. A 11 (1992) (2), pp. 233–244.

F.D. Fischer, Q.-P. Sun and K. Tanaka, (1996) Transformation induced plasticity (TRIP). Appl. Mech. Rev. 49 (1996), pp. 317–364.

F.D. Fischer, (1997) Modeling and simulation of transformation induced plasticity in elasto-plastic materials. Mechanics of solids with phase changes, Springer Wien, New York (1997), pp. 189–237.

F.D. Fischer, G. Reisner, E. Werner, K. Tanaka, G. Cailletaud and T. Antretter, (2000a) A new view on transformation induced plasticity (TRIP). Int. J. Plasticity 16 (2000), pp. 723–748.

F.D. Fischer, T. Antretter, F. Azzouz, G. Cailletaud, A. Pineau, K. Tanaka and K. Nagayama, (2000b) The role of backstress in phase transforming steels. Arch. Mech. 52 (2000) (4–5), pp. 569–588.

G. Colette, (1980) Comportement thermomécanique des matériaux et des structures métalliques. Thèse de doctorat, Institut National de Loraine, Nancy, 1980.

G. Westermann, (1937) Anderungen von mechanischen spannungen bei des Austenit-Martensit-Umwandlung. Arch Eisenhutten, 1937, vol 10, pp. 477-480.

G.W. Greenwood and R.H. Johnson, (1965) The deformation of metals under small stresses during phase transformations. Proceedings of the Royal Society, pp. 403-422.

H. Hoang, F. Barbe, R. Quey and L. Taleb, (2007) FE determination of the plasticity induced during diffusive transformation in the case of nucleation at random locations and instants. Comput. Mater. Sci. 43 (2007), pp. 101–107.

H. Hoang, (2008) Modélisation numérique de la plasticité des transformations de phase diffusives à l'état solide. Thèse de doctorat à l'institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Rouen, Laboratoire de mécanique de Rouen (LMR), 2008.

J.F. Ganghoffer, K. Simonsson, S. Denis, E. Gautier, S. Sjöström and A. Simon, (1994) Martensitic transformation plasticity simulations by finite elements. JOURNAL DE PHYSIQUE IV, 1994. Vol. 4.

J.B. Leblond, G. Mottet and J.C. Devaux, (1986) A theoretical and numerical approach to the plastic behavior of steels during phase transformations I: derivation of general relations. J. Mech. Phys. Sol. 34 (4) (1986), pp. 395–409.

J.B. Leblond, J. Devaux and J.C. Devaux, (1989) Mathematical modelling of transformation plasticity in steels I: case of ideal-plastic phases. Int. J. Plasticity 5 (1989), pp. 551–572.

J.B. Leblond, (1989) Mathematical modelling of transformation plasticity in steels II: coupling with strain hardening phenomena. Int. J. Plasticity 5 (1989), 1989. pp. 573–591.

J.Ch. Videau, G. Cailletaud and A. Pineau, (1995) Experimental study of the transformation induced plasticity in a Cr-Ni-Mo-Al-Ti steel. International seminare MECAMAT'95 : mechanics and mechanics of solid phase transformations, la Bresse France, 16-19 Mai, 1995.

J.F. Ganghoffer, S. Denis, E. Gautier, A. Simon, K. Simonsson, and S. Sjöström, (1991a) Mechanical and thermodynamical study of a macroscopically coherent phase transition. Case of the martensitic transformation. Journal de Physique IV, V. 1, pp. 89–94.

J.F. Ganghoffer, S. Denis, E. Gautier, A. Simon, K. Simonsson, and S. Sjöström, (1991b) Micromechanical simulation of a martensitic transformation by finite elements. Journal de Physique IV, V. 1, (1991), pp. 77–82.

J.F. Ganghoffer, S. Denis, E. Gautier, A. Simon and S. Sjöström, (1993) Finite element calculation of the micromechanics of a diffusional transformation. Eur. J. Mech., A/Solids 12 (1) (1993), pp. 21–32.

J.F. Ganghoffer and K. Simonsson, (1998) A micromechanical model of the martensitic transformation, Mech. Mater. 27 (1998), pp. 125–144.

J.P. Hirth and J. Lothe, (1982) Theory of dislocations. 2nd ed. Krieger Publishing Company–John Wiley & Sons, Ltd.; 1982.

K. Ammar, B. Appolaire, G. Cailletaud, F. Feyel and S. Forest, (2009a) Finite element formulation of a phase field model based on the concept of generalized stresses. Comput. Mater. Sci. 45 (2009), pp. 800–805.

K. Ammar, B. Appolaire, G. Cailletaud and S. Forest, (2009b) Combining phase field approach and homogenization methods for modelling phase transformation in elastoplastic media. Eur. J. Comput. Mech. 18 (2009), pp. 485–523.

K. Nagayama, Y. Kitajima, S. Kigami, K. Tanaka, F.D. Fischer and Cailletaud, (2000) Transformation induced plasticity in maraging steel: an experimental study. Key Eng. Mater. 177–180 (2000), pp. 443–448.

K. Nagayama, T. Terasaki, K. Tanaka, F. Fischer, T. Antretter, G. Cailletaud and F. Azzouz, (2001) Mechanical properties of a Cr–Ni–Mo–Al–Ti maraging steel in the process of martensitic transformation. Mater. Sci. Eng. A 308 (2001), pp. 25–37.

K. Nagayama, T. Terasaki, S. Goto, K. Tanaka, T. Antretter, F. D. Fischer, G. Cailletaud and F. Azzouz, (2002) Backstress evolution and iso-volume fraction lines in a Cr–Ni–Mo–Al–Ti maraging steel in the process of martensitic transformation. Mater. Sci. Eng. A 336 (2002), pp. 30–38.

L. Hirsinger, N. Creton and C. Lexcellent, (2004) Stress-induced phase transformations in Ni–Mn–Ga alloys: experiments and modelling. Materials Science and Engineering A, Volume 378, Issues 1-2, 25 July 2004, pp. 365-369.

L. Méric, P. Poubanne and G. Cailletaud, (1991) Single crystal modeling for structural calculations. Part 1: model presentation. J. Eng. Mater. Technol. 113 (1991), pp. 162–170.

L. Taleb and F. Sidoroff, (2003) A micromechanical modeling of Greenwood–Johnson mechanism in transformation induced plasticity. Int. J. Plasticity 19 (10) (2003), pp. 1821–1842.

L. Taleb and S. Petit-Grostabussiat, (2002) Elastoplasticity and phase transformation in ferrous alloys: Some discrepancies between experiments and modeling. J. Phys. IV France 12, (2002), pp. 187-194.

L. Taleb and S. Petit-Grostabussiat, (2006) New investigations on transformation induced plasticity and its interaction with classical plasticity. International Journal of Plasticity, Volume 22, Issue 1, January 2006, pp. 110-130.

L. Taleb, (1998) Etude du comportement mécanique des aciers en cours de transformations métallurgiques. Synthèse des résultats des essais base de données pour des transformations uniques. Report 5c, INSA Lyon (France) EDF/DER, 174/IJ6549/IMA 277, 1998.

L. Taleb, (1999) Sur le comportement thermomécanique des matériaux et des structures métalliques. Habilitation à Diriger des Recherches. INSA de Lyon. URGC/Structures. No. 99001, 1999.

L. Taleb, A. Guiellet, A. Boudiaf and M.A. Belouchrani, (2009) On the effect of microstructure on the residual stresses and distorsions of structures subjected to thermomechanical processes with solid-solid phase changes. European Conferance on Heat Treatement, 19-20 March, Strasbourg, France, 2009.

L. Taleb, S. Grostabussiat, J. F. Jullien and F. Sidoroff, (2001a) Transformation induced plasticity in martensitic transformation of ferrous alloys. J. Phys. IV 11 (2001), pp. Pr4–Pr173.

L. Taleb, N. Cavallo and F. Waeckel, (2001b) Experimental analysis of transformation plasticity. International Journal of Plasticity, Volume 17, Issue 1, January 2001, pp. 1-20.

Levitas and D.-W. Lee, (2007) Athermal resistance to an interface motion in phase field theory of microstructure evolution. Physical Review Letters, 99 (24), art. no. 245701.

Levitas, D.-W. Lee and D.L. Preston, (2010) Interface propagation and microstructure evolution in phase field models of stress-induced martensitic phase transformations. Int. J. Plasticity 26 (3) (2010), pp. 395–422.

M. Apel, S. Benke and I. Steinbach, (2009) Virtual dilatometer curves and effective young's modulus of a 3D multiphase structure calculated by the phase-field method. Comput. Mater. Sci. 45 (2009), pp. 589–592.

M. Coret, S. Calloch and A. Combescure, (2002) Experimental study of the phase transformation plasticity of 16MND5 low carbon steel under multiaxial loading. Int. J. Plasticity 18 (2002), pp. 1707–1727.

M. Coret, S. Calloch and A. Combescure, (2004) Experimental study of the phase transformation plasticity of 16MND5 low carbon steel induced by proportional and nonproportional biaxial loading paths. Eur. J. Mech., A/Solids 23 (2004), pp. 823–842.

M. Dalgic and G. Löwisch, (2006) Transformation plasticity at different phase transformation of a bearing steel. Material. Werkstofftechnik 37 (2006), p. 122.

M. Wolff, M. Böhm, G. Löwisch and A. Schmidt, (2005) Modelling and testing of transformation-induced plasticity and stress-dependent phase transformations in steel via simple experiments. Computational Materials Science, Volume 32, Issues 3-4, March 2005, pp. 604-610.

M. Wolff, M. Böhm, M. Dalgic, G. Löwisch and J. Rath, (2007) Validation of a TRIP model with backstress for the pearlitic transformation of the steel 100Cr6 under step-wise loads. Comput. Mater. Sci. 39 (2007), pp. 49–54.

M.-G. Lee, S.-J. Kim and H.N. Han, (2010) Crystal plasticity finite element modeling of mechanically induced martensitic transformation (mimt) in metastable austenite. Int. J. Plasticity 26 (5) (2010), pp. 688–710.

M.G. Mecozzi, J. Sietsma and S. van der Swaag, (2006a) Analysis of γ → α transformation in a Nb micro-alloyed C–Mn steel by phase field modelling. Acta Mater. 54 (2006), pp. 1431–1440.

M.S. Wechsler, D.S. Lieberman and T.A. Read, (1953) On the theory of the formation of martensite. J. Metals 197, pp. 1503–1515.

N. Cavallo, (1998) Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la ZAT lors d'une opération de soudage. Thèse de Doctorat, INSA de Lyon (France) URGC/Structures, 1998.

N. Cavallo, L. Taleb, J.F. Jullien, Y. Wadier, F. Waeckel, D. Moché et al., (1997) Phase transformation effects on mechanical behaviour of steel vessel. Proc. of the 14th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology. SMIRT 14: Lyon France, 17–22 August, 1997.

Neper, (2010) Neper : a software to generate 3D random polycrystals for the finite element method (version 1.9). http://neper.sourceforge.net.

O. Diard, S. Leclercq, G. Rousselier and G. Cailletaud, (2005) Evaluation of finite element based analysis of 3D multicrystalline aggregates plasticity. Application to crystal plasticity model identification and the study of stress and strain fields near grain boundaries. Int. J. Plasticity 21 (2005), pp. 691–722.

S. Petit-Grostabussiat, (2000) Conséquences mécaniques des transformations structurales dans les alliages ferreux. Thèse d'état, Institut National des Sciences appliquées de Lyon, France, 2000.

R. Mahnken, A. Schneidt and T. Antretter, (2009) Macro modelling and homogenization for transformation induced plasticity of a low-alloy steel. Int. J. Plasticity 25 (2009), pp. 183–204.

R. Quey, H. Hoang, F. Barbe, L. Taleb, (2010) Effect of the random spatial distribution of nuclei on the transformation plasticity in a diffusively transforming steel. Int. J. Microstructure Materials Property, volume 5, pp. 354--364, 2010.

R. Quey, P.R. Dawson, and F. Barbe, (2011) Large-scale 3D random polycrystals for the finite element method: Generation, meshing and remeshing. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, Volume 200, Issues 17-20, 1 April 2011, Pages 1729-1745.

R. Thiessen, J. Sietsma, T. Palmer, J. Elmer and I. Richardson, (2007) Phase-field modelling and synchrotron validation of phase transformations in martensitic dual-phase steel. Acta Mater. 55 (2007), pp. 601–614.

R.H. Johnson and G.W. Greenwood, (1965) The deformation of metals under small stresses during phase transformations. Proceedings of the Royal Society, pp. 403-422.

S. Grostabussiat, L. Taleb, J.F. Jullien and F. Waeckel, (1999) Transformation induced plasticity for a 16MND5 steel. In: Proeedingds of the 3rd International Congress on Thermal Stresses, Cracow, Poland, pp. 13–17.

S. Grostabussiat, L. Taleb, J.F. Jullien and F. Sidoroff, (2001) Transformation induced plasticity in martensitic transformation of ferrous alloys. J. Phys. IV 11 (2001), pp. 173–180.

S. Grostabussiat, L. Taleb and J.F. Jullien, (2004) Experimental results on classical plasticity of steels subjected to structural transformations. Int. J. Plasticity 20 (8-9) (2004), pp. 1371–1386.

S. Manchiraju and P. Anderson, (2010) Coupling between martensitic phase transformations and plasticity: A microstructure-based finite element model. Int. J. Plasticity 26 (10) (2010).

S. Meftah, F. Barbe, L. Taleb and F. Sidoroff, (2007a) Parametric numerical simulations of TRIP and its interaction with classical plasticity in martensitic transformation. European Journal of Mechanics, pp. 688-700.

S. Meftah, (2007b) Modélisation de la plasticité due à une transformation martensitique dans un acier. Thèse de doctorat, Insitut National des Sciences Appliqués (INSA) de Rouen, Laboratoire de Mécanique de Rouen (LMR) (2007).

T. Inoue and Z. Wang, (1985) Coupling between stress, temperature, and metallic structures during processes involving phase transformations. Mater. Sci. Technol. 1 (1985), pp. 845–849.

T. Richeton, (2006) Dynamique et complexité de la déformation plastique : étude par émission acoustique. Thèse de doctorat de l'Institut National Polytechnique (INP) de Grenoble, Laboratoire de Glaciologie et Géophysique de l'Environnement (2006).

Y. Desalos, (1981) Comportement dilatométrique et mécanique de l'austénite métastable d'un acier A 533. IRSID Report No. 95 34 94 01 MET 44, 1981.

Y.H. Wen, S. Denis and E. Gauthier, (1995) Creterion for the progress of martensitic transformation in a finite element simulation. Journal de Physique IV, Colloque C2, 5, 531 (1995).

Y.H. Wen, S. Denis and E. Gautier, (1996) Computer Simulation of Martensitic Transformation Under Stress. JOURNAL DE PHYSIQUE IV, 1996. Vol. 6.

Y.H. Wen, (1997) Approche micro-mécanique et simulation numérique par éléments finis de la transformation martensitique sous contrainte. PHD thesis, Insitut National Polytechnique de Loraine (INPL), France (1997).

ANNEXE

Annexe 163

A.1 Dispositifs expérimentaux 165

A.1.1 Machine d'essais thermomécaniques 165

A.1.2 Eprouvettes 166

A.2 Traitement numérique des résultats expérimentaux 168

A.3 Etude microscopique de l'acier 100C6 170

A.3.1 Préparation des échantillons 170

A.3.1.1 Echantillon 100C6A 170

A.3.1.2 Echantillons 100C6B1 et 100C6B2 171

A.3.2 Quelques observations microscopiques 172

A.4 Transformation martensitique 174

A.4.1 Résultats des essais réalisés sur l'acier 35NCD16 174

A.4.1.1 Essais uni-axiaux : campagne d'essais (c1) 174

A.4.1.2 Essais bi-axiaux : campagne d'essais (c2) 182

A.1 Dispositifs expérimentaux

A.1.1 Machine d'essais thermomécaniques

Le dispositif d'essais thermomécaniques multiaxiaux dont nous disposons dans notre équipe (Figure 0-1) ERMECA du GPM permet la régulation en conditions anisothermes avec des vitesses contrôlées suivant les « axes » : température-axial-torsion-pression interne. Ses performances mécaniques, $(\pm 250KN, \pm 75mm)$ en traction-compression et $(\pm 2200Nm, \pm 45°)$ en torsion, et la large plage de température que peut subir l'éprouvette (jusqu'à la fusion…) ainsi que la vitesse du refroidissement contrôlé qui peut atteindre jusqu'à $20°C/sec$ le rendent unique en Europe. Une vue globale de cette machine avec ses différentes composantes est donnée ci-dessous (Figure 0-1 et Figure 0-2).

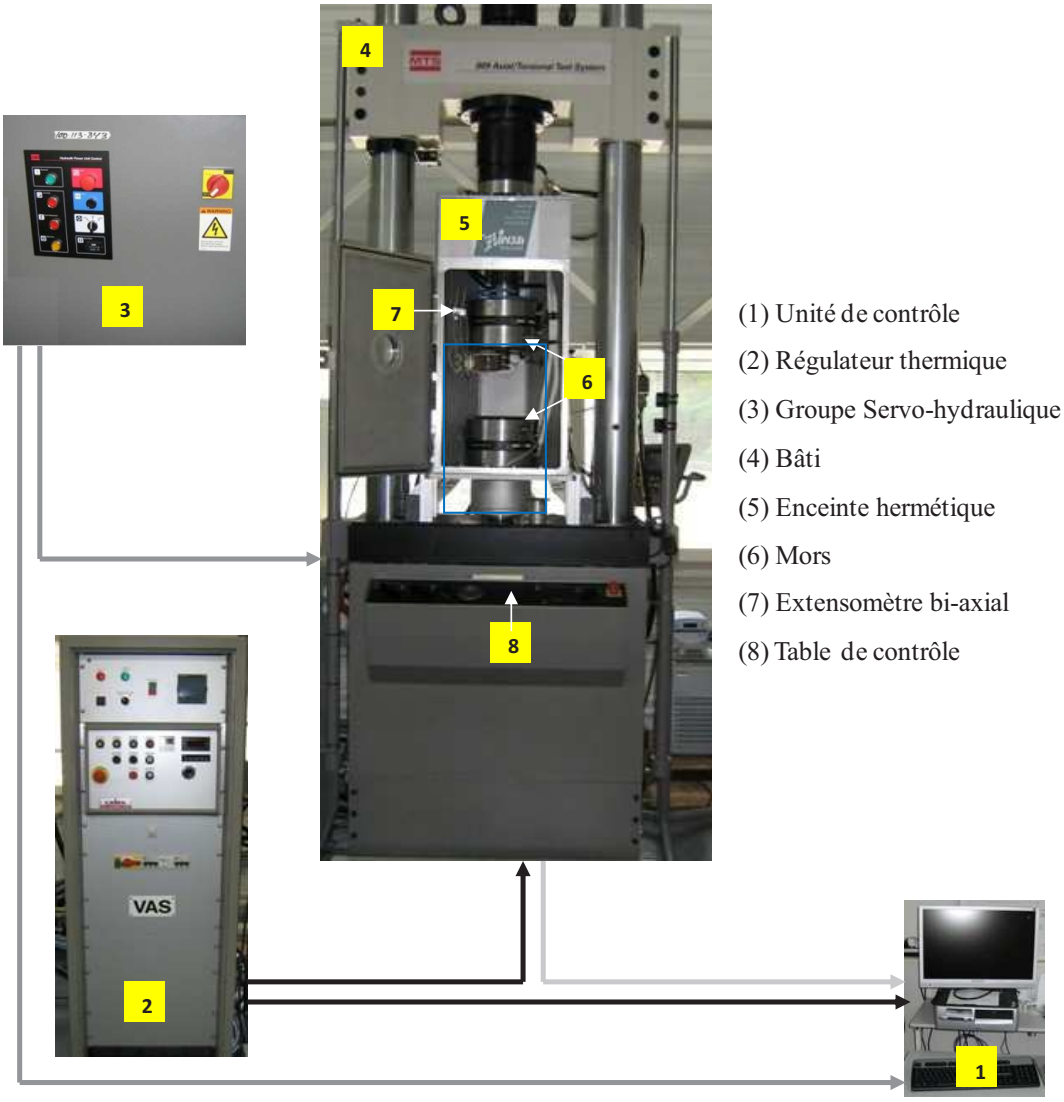


Figure 0-1 : vue de l'ensemble du dispositif expérimental et de ses composantes (S. Meftah, 2007b).

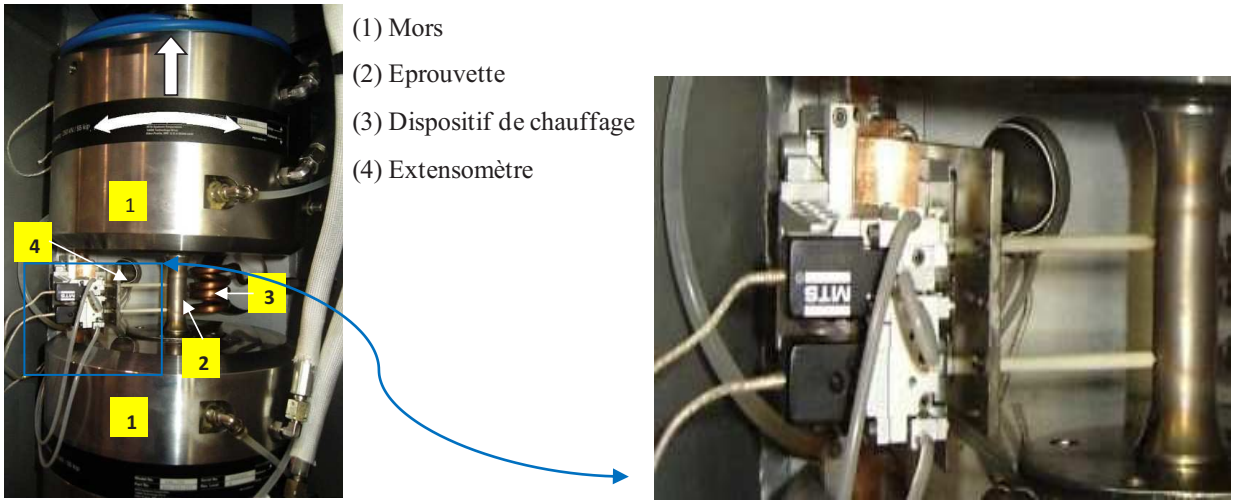


Figure 0-2 : vues plus rapprochée du positionnement de l'éprouvette dans la machine et des dispositifs de mesure (S. Meftah, 2007b).

A.1.2 Eprouvettes

Les essais TRIP et de caractérisation élasto-viscoplastiques des phases (traction-compression et relaxation) menés dans le cadre du présent travail ont été réalisé sur des éprouvettes tubulaires de zone utile de longueur 25mm et d'épaisseur 1,5mm (Figure 0-3). Le choix de la géométrie considérée doit permettre d'atteindre des vitesses d'échauffement et de refroidissement spécifiques tout en assurant des champs de contraintes, de déformation et de température quasiment homogènes dans la zone utile de l'éprouvette utilisée.

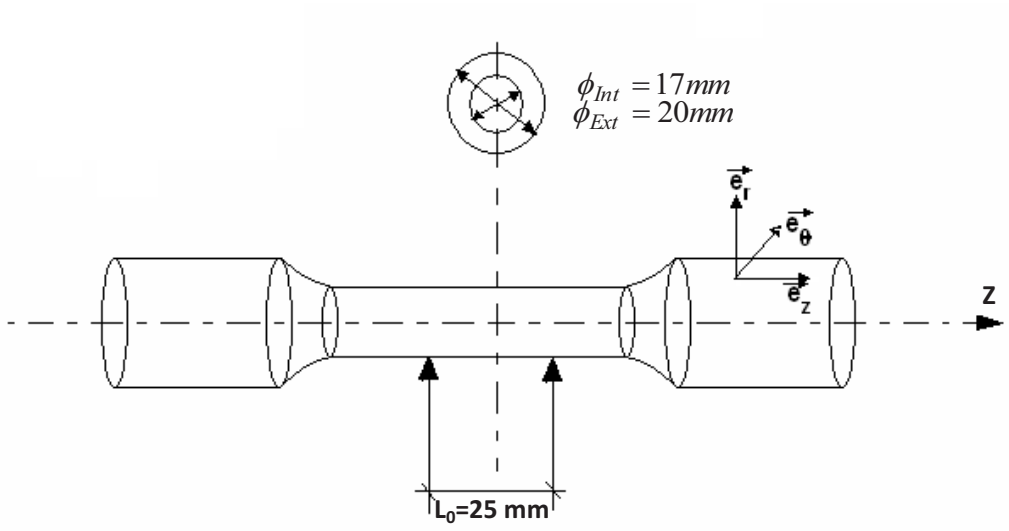


Figure 0-3 : Schéma représentatif du modèle des éprouvettes utilisées.

Variable	Formulation	Valeur	Unité
Déformation axiale $(\varepsilon_z = \varepsilon)$	$\varepsilon_z = \frac{\Delta l(mm)}{L_0(mm)}$	$\varepsilon_z = \frac{\Delta l}{25}$	Sans unité
Section (S)	$S = \frac{\pi}{4} \cdot \left(\phi_{Ext}^2 - \phi_{Int}^2\right)$	87,135	mm^2
Contrainte de traction (σ_Z)	$\sigma_Z = \frac{F}{S}$ (N/mm^2)	$\sigma_Z = \frac{F}{87,135}$	MPa
Rayon moyen (R_{Moy})	$R_{Moy} = \frac{R_{Int} + R_{Ext}}{2}$	9.25	mm
Moment d'inertie polaire (I_0)	$I_0 = \pi \cdot \frac{(\phi_{Ext}^4 - \phi_{Int}^4)}{32}$	7504,502	mm^4
glissement (γ)	$\gamma = \frac{R_{Ext} \cdot \theta}{l_0} \cdot (\frac{\pi}{180})$	$0,007 \cdot \theta$	Sans unité
Contrainte du cisaillement $(\sigma_{\theta z} = \tau)$	$\sigma_{\theta z} = M.\frac{R_{Moy}}{I_0}$	$\sigma_{\theta z} = 1,2325 \cdot M$	MPa

Tableau 0-1 : Caractéristiques géométriques et mécanique de l'éprouvette (S. Meftah, 2007b).

- L_0 : Longueur initiale de la zone utile de l'éprouvette.
- Δl : Allongement axial de la zone utile de l'éprouvette causé par l'application des chargements mécaniques et thermiques.
- R_{int} et R_{ext} : Représentent respectivement le rayon externe et le rayon interne de l'éprouvette dans la zone utile.

Les matériaux concernés dans cette étude sont : l'acier 100C6 pour une transformation austénite-perlite (chapitre 2) et l'acier 35NCD16 pour une transformation austénite-martensite (chapitre 3).

Les éprouvettes une fois achetées et avant d'être utilisées pour nos essais TRIP, dilatométries libres et de caractérisation des comportements des phases, elles ont été maintenues dans le four à 1050°C pendant 1 heur (chauffer le four jusqu'à 1050°C, mettre l'éprouvette dedans, maintenir pendant 1 heur puis éteindre le four) afin d'homogénéiser les champs de contrainte inhomogènes à l'intérieur du matériau dues aux différentes opérations de fabrication et usinage.

A.2 Traitement numérique des résultats expérimentaux

Le traitement des résultats que nous fournie la machine d'essais mécaniques se fait en deux étapes :

- Premièrement (sur Excel), nous calculons les composantes : déformation axiale totale, contrainte de traction, glissement et contrainte de cisaillement en fonction ce servant du Tableau V-1, fourni dans l'annexe-1.

- Ces données ainsi que le temps et la température (fournies par la machine) sont ensuite lues par un programme (Fortran) dédié à faire la suite du traitement. Ce programme, développé dans le cadre de ces travaux thèse, permet le calcul de la déformation de transformation, la fraction volumique de la phase naissante et du TRIP. Le traitement s'articule sur les points suivant :

    - Lecture des données expérimentales à partir de deux fichiers, un contient les données de l'essai FDT et l'autre les données de l'essai TRIP. Ces vecteurs sont de tailles [6, N] où N est le nombre de lignes dans le fichier lu. Les données lues sont : le temps, la Température, la déformation axiale totale, la contrainte de traction, le glissement et la contrainte de cisaillement.

    - Introduire les valeurs des températures de début et de la transformation qu'on identifie par visualisation de l'évolution de la déformation axiale totale en fonction de la température.

    - Introduire les valeurs des coefficients des dilatations thermiques des phases parente et produite.

    - Donner les paramètres matériaux nécessaires au calcul des déformations élastiques en traction et en cisaillement (le module de Young E et le coefficient de Poisson).

    - Donner le pas de temps pour lequel une opération de lissage des données expérimentaux est effectuée.

      L'opération de lissage a pour objectif de créer des abscisses communes entre les données des deux essais FDT et TRIP. En d'autres termes, au bout de cette opération nous aurons pour chaque instant ti, 5 données déduites de l'essai FDT et 5 autres de

l'essai TRIP. Ces données concernent la température, la déformation axiale totale, la contrainte de traction, le glissement et la contrainte de cisaillement.

Ces valeurs sont calculées par moyennation des valeurs expérimentales correspondants à tous les points expérimentaux se trouvant dans l'intervalle [ti-dt/2 , ti+dt/2]. Le dt est choisit souvent de telle façon qu'il corresponde à une variation de température de 3 jusqu'à 5°C, un choix qui dépend de la vitesse du refroidissement. Ce choix (basé sur la visualisation des courbes) permet d'avoir des courbes plus propres de nos 5 variables en fonction du temps, ces courbes représenteront et remplaceront les courbes expérimentales (les courbes expérimentales sont des nuages de points). Un bon choix de dt doit permettre à ces nouvelles courbes de se "superposer" parfaitement avec les courbes expérimentales brutes.

L'intérêt de cette opération de lissage et de pouvoir effectuer des opérations arithmétiques entre les données des deux essais après avoir créer des abscisses communes entre ces deux essais.

- On calcul la déformation de transformation et la fraction volumique de la nouvelle phase comme expliqué dans le chapitre 1.
- On calcul ensuite la déformation élastique en se basant sur les données de contrainte durant l'essai TRIP et la fraction volumique de la phase naissante (pour la loi de mélange appliquée sur le module de Young) et on la soustrait de la déformation axiale totale de l'essai TRIP.
- L'étape qui suit consiste à soustraire la déformation thermo-métallurgique (issue de la dilatométrie libre) de la déformation axiale totale de l'essai TRIP.
- Le résultat est le TRIP en traction (avec fluage le cas échéant). On peut à ce stade tracer la courbe de TRIP en traction en fonction de z.
- Pour calculer le TRIP en cisaillement, on ne soustrait du glissement de l'essai TRIP que la déformation élastique en cisaillement. On obtient ainsi le TRIP en cisaillement.

A.3 Etude microscopique de l'acier 100C6

Cette étude microscopique de l'acier 100C6 a été menée dans le cadre du projet scientifique de Hasnae Lamtahri, étudiante en 5ème année à l'INSA de Rouen, sous la direction d'Alain Guillet. Elle a été motivée en premier lieu par notre curiosité de voir à l'intérieur du matériau sur lequel nos travaux sur la plasticité de transformation austénite-perlite sont menés. En effet, cette étude permet quelques observations microscopiques de la microstructure des phases parente et produite juste avant et après la transformation. Nous présentons ci-dessous les étapes de préparation des échantillons réalisés, nommés 100C6A, 100C6B1 et 100C6B2.

A.3.1 Préparation des échantillons

A.3.1.1 Echantillon 100C6A

C'est un échantillon brut découpé d'une éprouvette venant de chez le commerçant puis ayant subit une austénitisation à 1050°C (mettre dans le four à cette température, maintenir pendant une heure puis éteindre le four). Le mode de préparation de cet échantillon est détaillé ci-dessous :

- Découpe d'une rondelle à l'extrémité de l'éprouvette tout en faisant attention a ne pas solliciter la zone utile, puis découpe d'un échantillon, rinçage et séchage.

- Enrobage à chaud
  - Placer l'échantillon face à observer en contact avec le piston
  - Descendre le piston
  - Mettre l'entonnoir et remplir le piston d'une cuillère de Bakélite
  - Descendre complètement le piston
  - Mettre et fermer le couvercle
  - Mettre la pression à 20MPa
  - Remonter le piston jusqu'à arrêt
  - Vérifier les temps de cycles ; 2min de préchauffage, 8min de chauffage et 4min de refroidissement
  - Appuyer sur Start

- Une fois que les 14min sont écoulées, enlever la pression, descendre un peu le piston, ouvrir le couvercle (tirer sur les oreilles et faire un quart de tour). Puis remonter le piston en gardant le couvercle pour éviter tout risque de projection.
- Rinçage
- Ebavurage de la face inférieure
- Identification de l'échantillon : 100C6A

- Polissage
  - 240 µm
  - 400 µm
  - 1000 µm
  - 1200 µm
  - 4000 µm
  - Polissage à la pâte de diamant : A 3 µm puis A 3 µm

  Note : Rinçage de l'échantillon entre chaque phase de polissage pour éviter que des grains restent collés à l'échantillon et fassent des rayures durant le polissage suivant.

- Rinçage à l'alcool puis séchage pour éviter qu'un film d'eau persiste

- Attaque au Nital (5% acier nitrique et 95% alcool éthylique) pendant 2sec

- Rinçage à l'eau puis à l'alcool

- Observations avec microscope optique.

  Note : Il est quelquefois nécessaire de refaire l'attaque au Nital pour pouvoir visualiser l'échantillon.

A.3.1.2 Echantillons 100C6B1 et 100C6B2

Ces échantillons ont été prélevés sur l'éprouvette qui a subit l'essai de caractérisation traction-compression sur l'austénite à 810°C décrit dans le chapitre-2. Afin de visualiser la structure du matériau avant la transformation, nous avons essayé de reproduire aussi fidèlement que possible le cycle thermique échauffement-refroidissement qu'a subit l'éprouvette lors de l'essai de dilatométrie libre. Les consignes de cette dilatométrie libre consistent en un échauffement à vitesse constante, égale à 10°C/sec, de l'éprouvette jusqu'à une température maximale T=890°C suivit d'un

refroidissement à vitesse constante égale à 1°C/sec jusqu'à la température de référence T=810°C. L'évolution de la température mesurée dans la zone utile de l'éprouvette durant cet essai en fonction du temps est représentée dans la Figure II-13.

Ne pouvant contrôler la vitesse du refroidissement au four (le refroidissement au four est plus lent que celui de le dispositif expérimental avec lequel sont réalisés les essais mécaniques), nous avons préparé de la même façon que pour l'échantillon 100C6A (polissage, attaque chimique…) deux autres échantillons 100C6-B1 et 100C6-B2, puis :

- Le premier, 100C6-B1 a été maintenu dans le four à T=890°C durant 70sec, ce qui correspond à la durée nécessaire pour atteindre T=810°C lors de la dilatométrie libre.
- Le second, 100C6-B2, est par contre, resté dans le four jusqu'à ce que notre température de référence soit atteinte, soit après 13 minutes d'attente (une durée qui dépend du four utilisé).
- Nous avons par la suite figé la structure de matériau dans les deux échantillons grâce à une trempe à l'eau glacée ce qui a pour conséquence d'avoir une phase martensitique.

A.3.2 Quelques observations microscopiques

Les premières images prises sur l'échantillon 100C6-A concernent la structure perlitique qui se manifeste sous forme de lamelles noires et blanches alternées comme on peut le voir dans la Figure 0-4.

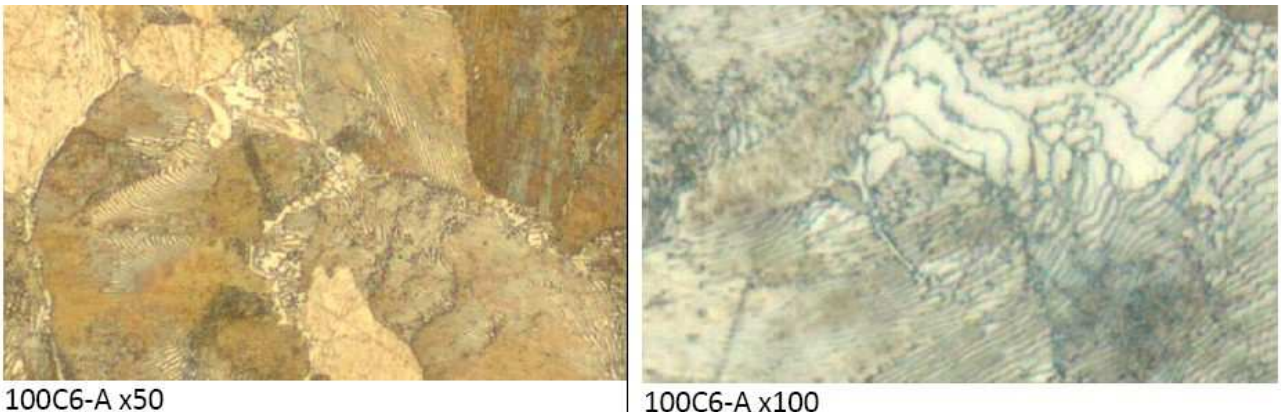


Figure 0-4 : Images prises sur l'échantillon 100C6-A à température ambiante avec deux grossissements (x50 et x100), visualisation des colonies de perlite.

La Figure 0-5 montre la structure du matériau de l'échantillon 100C6-B1 dans laquelle il existe des carbures au niveau des anciens joints de grains austénitiques. Bien qu'elles soient rares, quelques colonies de perlite non dissous ont été observées.

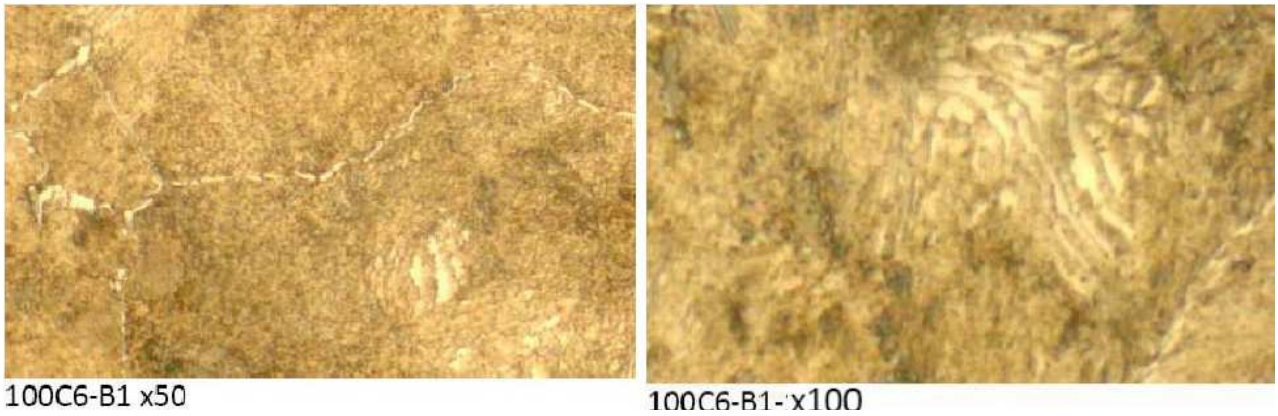


Figure 0-5 : Images prises sur l'échantillon 100C6-B1 à température ambiante avec deux grossissements (x50 et x100), visualisation des carbures et des colonies de perlite non dissous.

Nous avons, par contre, observé qu'il n'existe plus de colonies de perlite dans l'échantillon 100C6-B2 tandis que les carbures persistent dans les anciens joints de grains austénitiques (Figure 0-6).

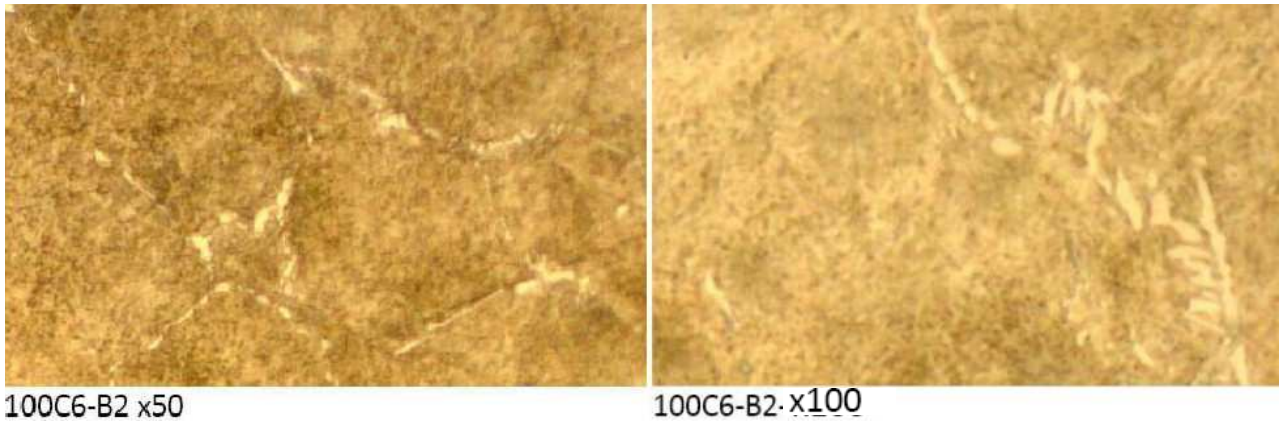


Figure 0-6 : Images prises sur l'échantillon 100C6-B2 à température ambiante avec deux grossissements (x50 et x100), visualisation des carbures dans les anciens joints de grains austénitiques.

Ces observations nous ont permis de se rendre compte que le chargement thermique que nous appliquions dans les essais de dilatométrie libre et les essais TRIP sont assez rapide pour que l'austénitisation soit complète et qu'il peut y avoir quelques colonies de perlite dans nos éprouvettes avant le début de transformation austénite-perlite.

Notons toutefois que, d'une part les colonies de perlite observées existent en petites quantités et de l'autre part les échantillons examinés ont été prélevés du bout de l'éprouvette et non pas de la zone utile ce qui pourrait faire une grande différence : effectivement les dimensions géométriques de la

zone utile font que celle-ci se distingue du reste de l'éprouvette par sa capacité du transfert de la chaleur ce qu'on pense, devrait jouer en faveur de l'austénitisation à hautes températures. Vu qu'un refroidissement lent ou un maintien à haute température peut rendre l'évaluation de TRIP encore plus difficile car il peut provoquer d'autres phénomènes comme par exemple le grossissement des grains d'austénite et les effets de temps (fluage) déjà présents par ailleurs, on ne peut à l'heur que partir sur le principe que l'austénitisation est complète en négligeant la présence des colonie de perlite non dissous ou plus précisément, leurs conséquences mécaniques à l'échelle macroscopique. Seule une étude plus centrée sur ce point pourrait être déterminante, elle devrait faire l'objet de travaux futurs.

A.4 Transformation martensitique

A.4.1 Résultats des essais réalisés sur l'acier 35NCD16

A.4.1.1 Essais uni-axiaux : campagne d'essais (c1)

Cette campagne d'essais est dédiée à l'étude de la plasticité de transformation dans le cas de chargement variable dans le temps (au cours de transformation). Elle concerne les transformations martensitiques dans l'acier 35NC16 et a été mené sur une seule éprouvette. Les essais comprennent des dilatométries libres (FDT-1, FDT-2, …, FDT9) et des essais TRIP avec différents trajets de chargement mécanique extérieur. Ces derniers incluent un cas où la contrainte reste constante durant la transformation (essai (a)), le cas la contrainte diminue au cours de transformation avec différente vitesses de décroissance d'un essai à l'autre (essais (b), (c), (d), (e) et (f)) et le cas de contrainte croissante (essai (g)). Dans l'ordre alphabétique des essais (b), (c), (d), (e) et (f), la vitesse de décroissance de contrainte appliquée augmente.

Les résultats de ces essais sont présentés dans l'ordre chronologique de leurs réalisations soit : (FDT-1), (FDT-2), (FDT-3), (a), (FDT-4), (g) , (FDT-5), (b) , (FDT-6), (c) , (FDT-7), (f) , (FDT-8), (e) , (FDT-9) et finalement (d). La durée de montée de contrainte appliquée de zéro jusqu'à sa valeur max (en traction ou en cisaillement) dans tous les essais réalisés sur le 35NCD16 est de l'ordre de 3 secondes.

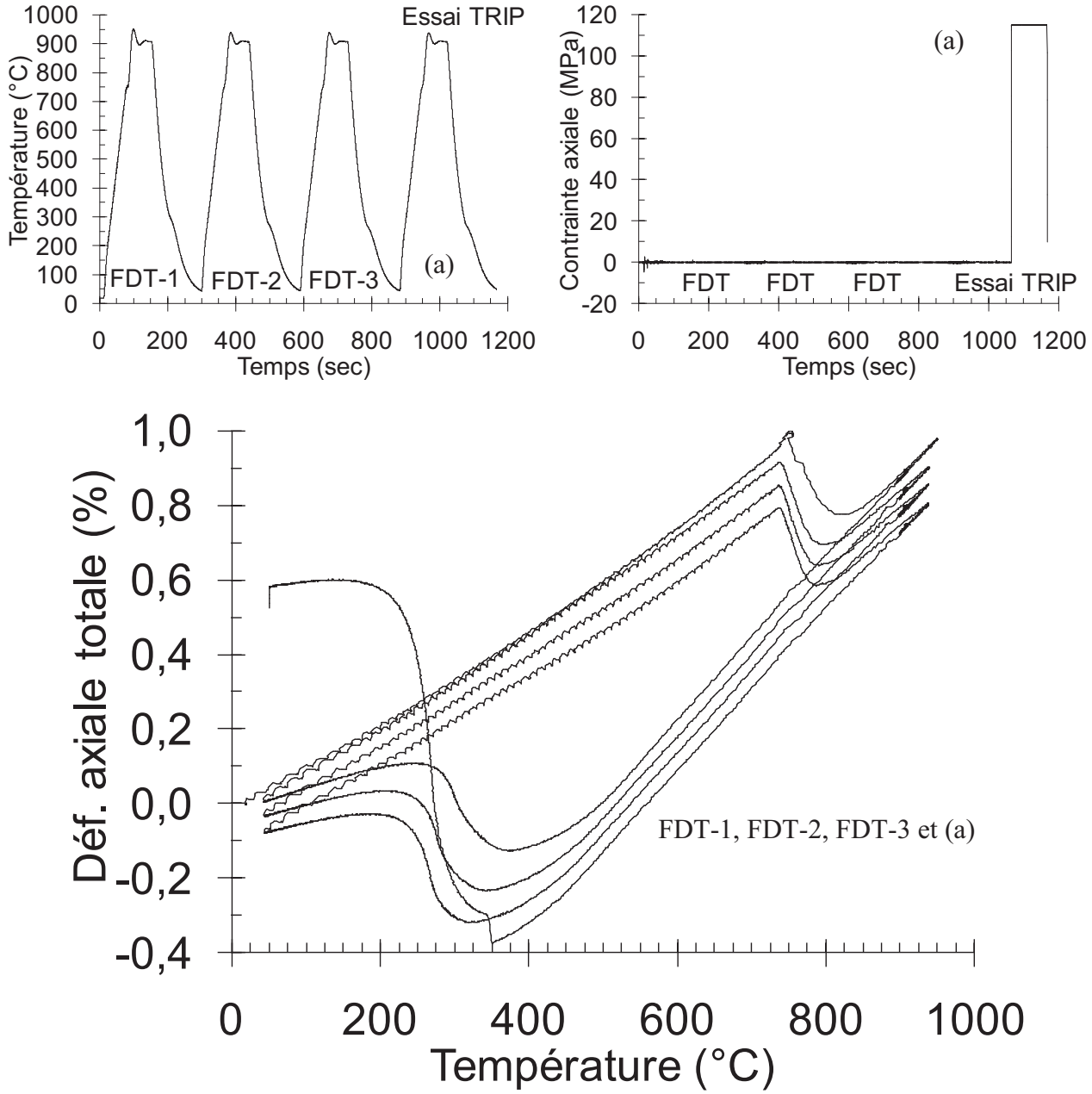


Figure 0-7 : FDT-1, FDT-2, FDT3 et essai TRIP en traction (a) de la campagne d'essais (c1), évolution de : la température en fonction du temps, la contrainte de traction imposée en fonction du temps (contrainte décroissante), la déformation axiale totale en fonction de la température.

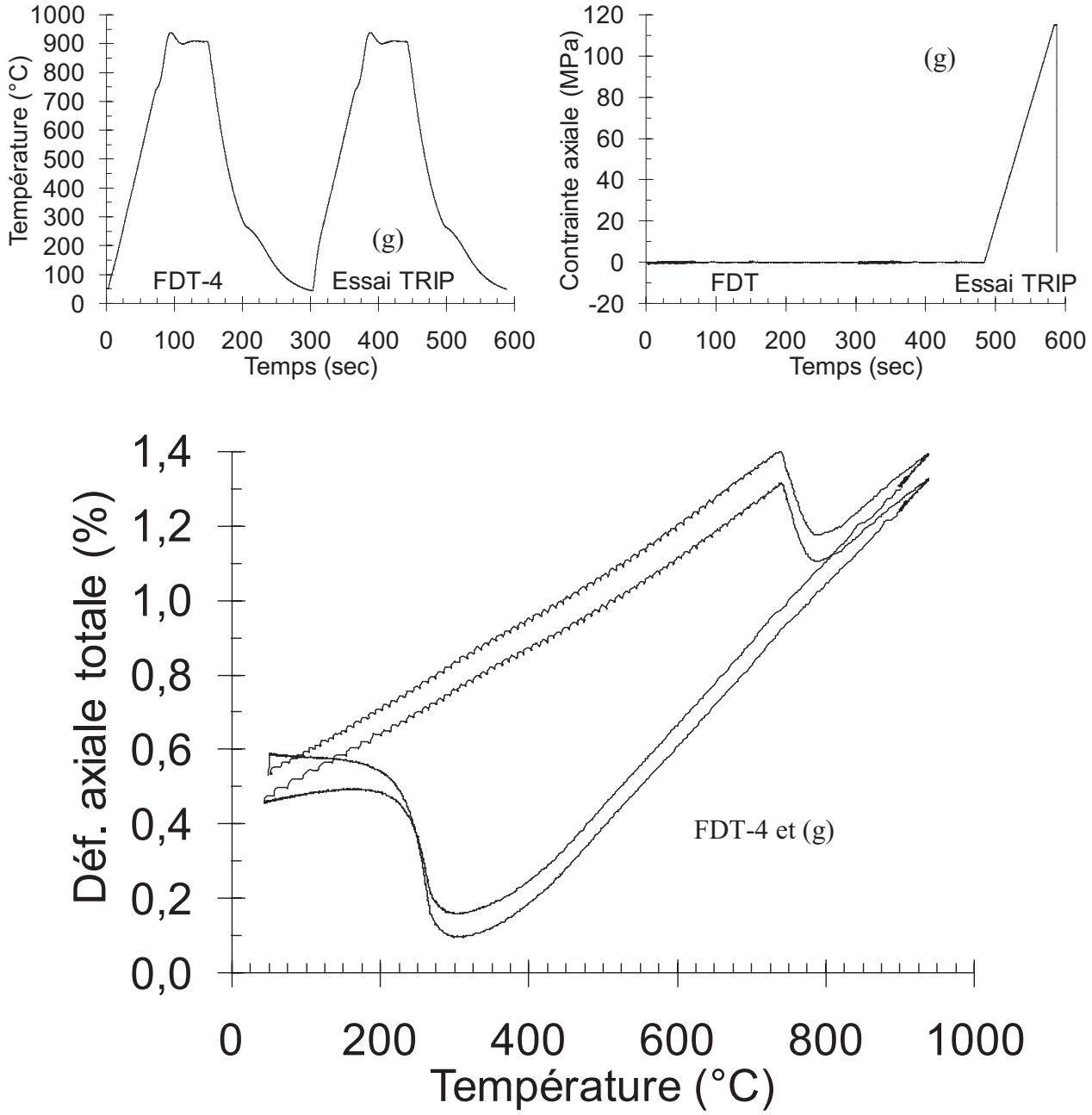


Figure 0-8 : FDT-4 et essai TRIP en traction (g) de la campagne d'essais (c1), évolution de : la température en fonction du temps, la contrainte de traction imposée en fonction du temps (contrainte croissante), la déformation axiale totale en fonction de la température.

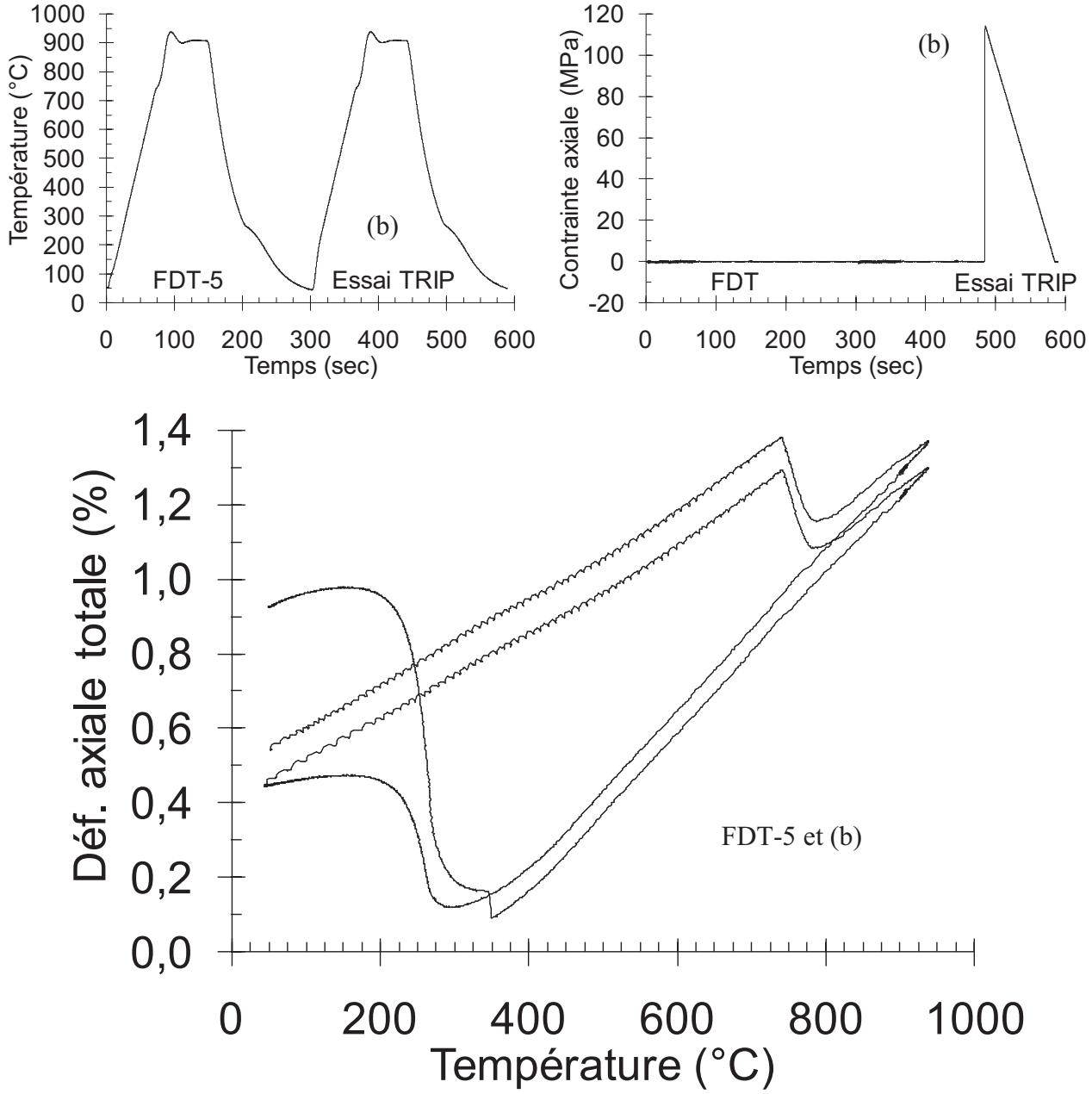


Figure 0-9 : FDT-5 et essai TRIP en traction (b) de la campagne d'essais (c1), évolution de : la température en fonction du temps, la contrainte de traction imposée en fonction du temps (contrainte décroissante), la déformation axiale totale en fonction de la température.

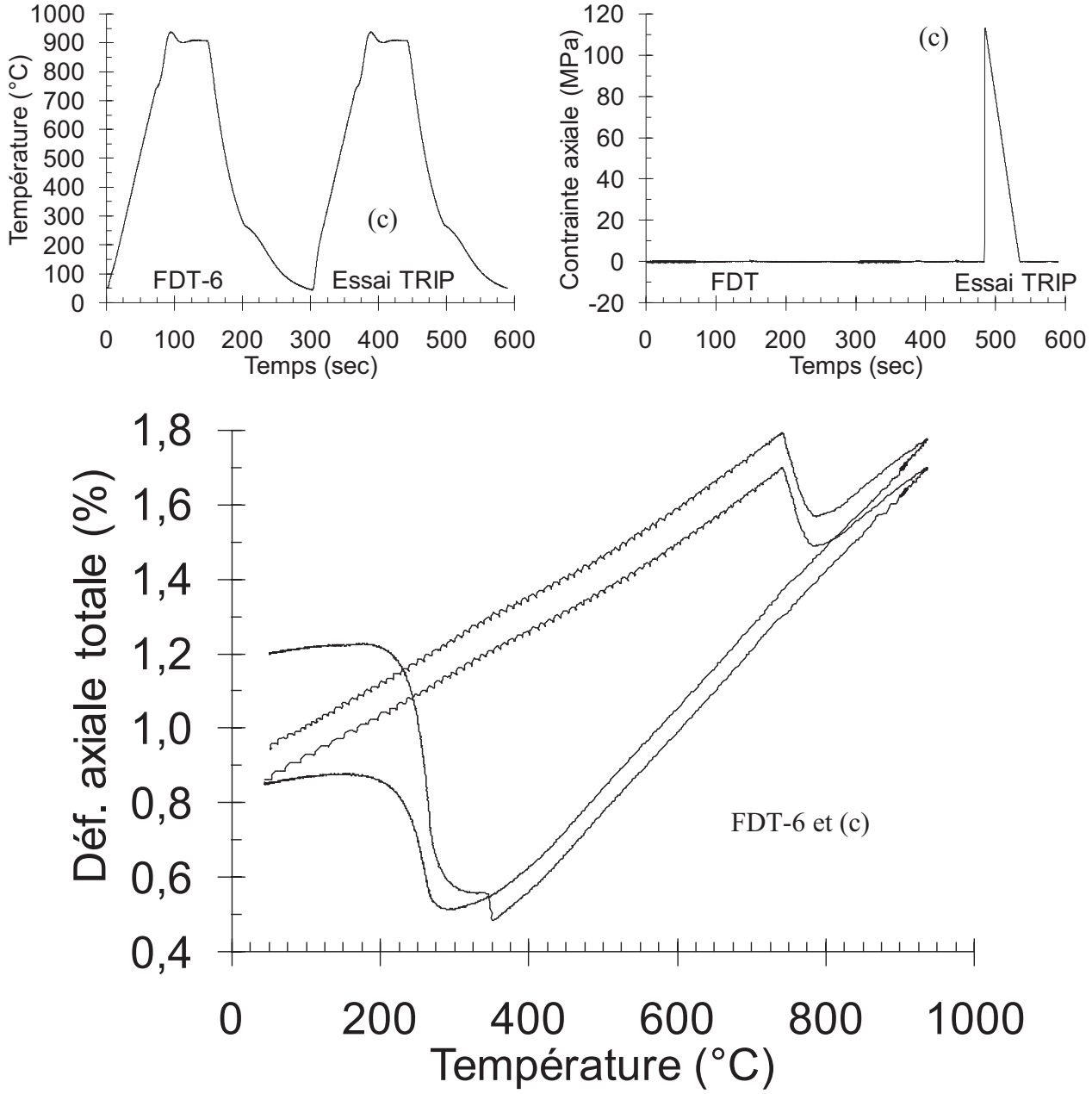


Figure 0-10 : FDT-6 et essai TRIP en traction (c) de la campagne d'essais (c1), évolution de : la température en fonction du temps, la contrainte de traction imposée en fonction du temps (contrainte décroissante), la déformation axiale totale en fonction de la température.

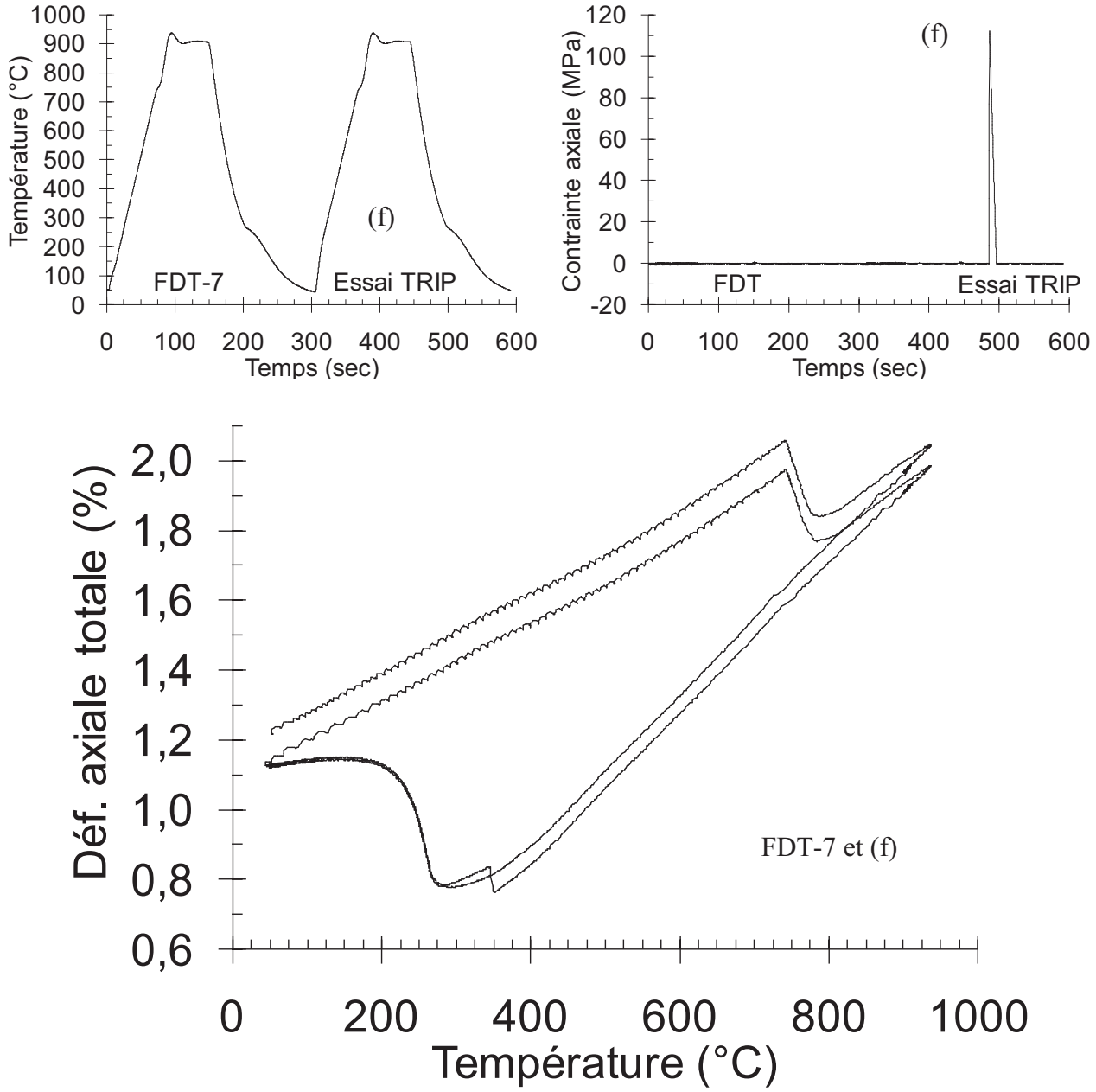


Figure 0-11 : FDT-7 et essai TRIP en traction (f) de la campagne d'essais (c1), évolution de : la température en fonction du temps, la contrainte de traction imposée en fonction du temps (contrainte décroissante), la déformation axiale totale en fonction de la température.

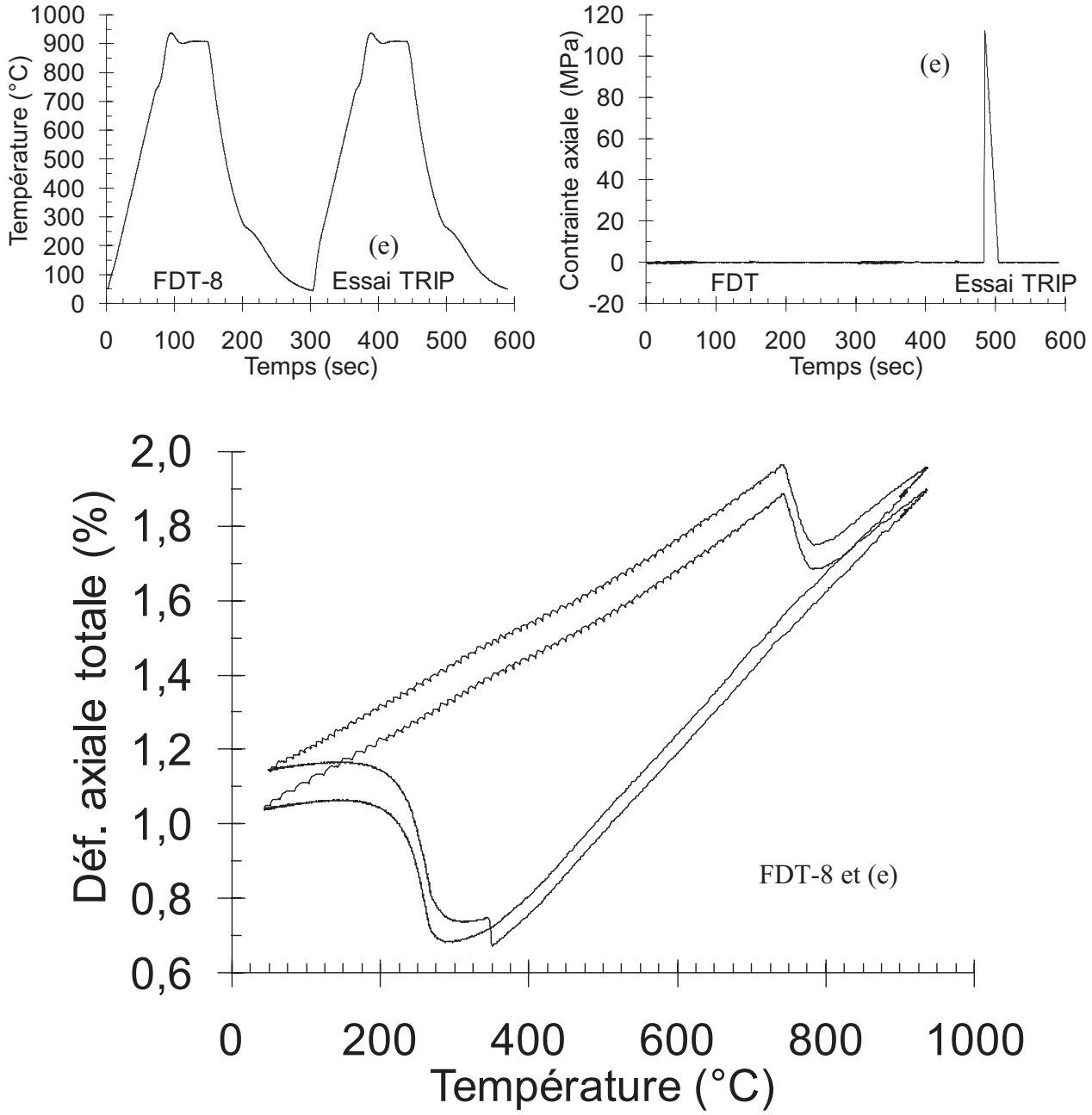


Figure 0-12 : FDT-8 et essai TRIP en traction (e) de la campagne d'essais (c1), évolution de : la température en fonction du temps, la contrainte de traction imposée en fonction du temps (contrainte décroissante), la déformation axiale totale en fonction de la température.

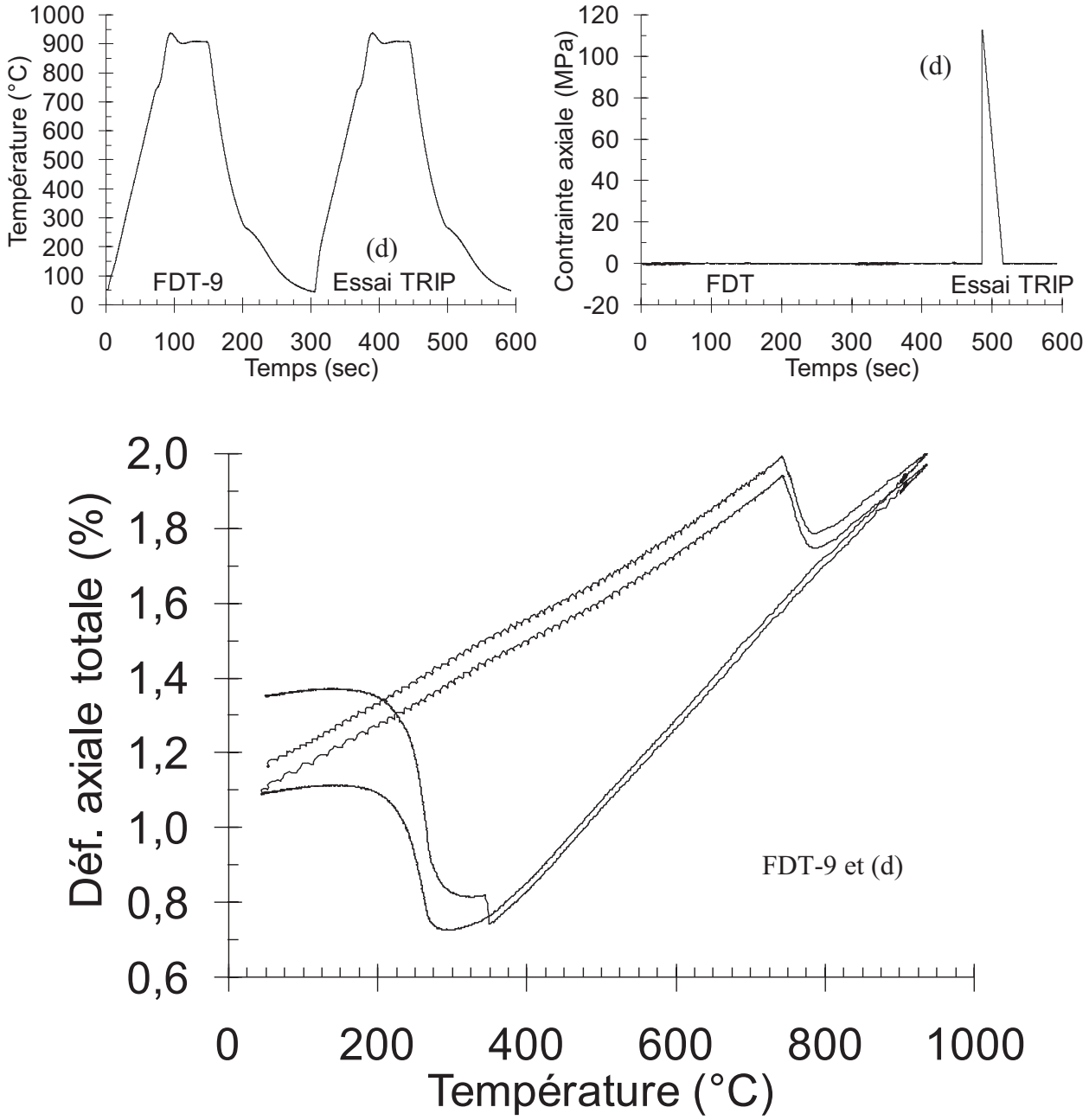


Figure 0-13 : FDT-9 et essai TRIP en traction (d) de la campagne d'essais (c1), évolution de : la température en fonction du temps, la contrainte de traction imposée en fonction du temps (contrainte décroissante), la déformation axiale totale en fonction de la température.

A.4.1.2 Essais bi-axiaux : campagne d'essais (c2)

Cette campagne d'essais est dédiée à l'évaluation du TRIP dans le cas de chargement plus complexes, elle incluse 3 dilatométries libres et 8 essais TRIP bi-axiaux avec différents trajets de chargements mécaniques extérieurs (efforts combinés de traction et de torsion à contraintes variable dans le temps). Ces essais ont été menés sur une éprouvette de l'acier 35NCD16 qui a subit un traitement au four à 1050°C (maintient pendant 1 heur) après avoir été achetée. Il s'agit d'une autre éprouvette et non pas celle de la première campagne d'essai (c1). Les résultats de ces essais sont présentés ci-dessous dans l'ordre chronologique de leurs réalisations.

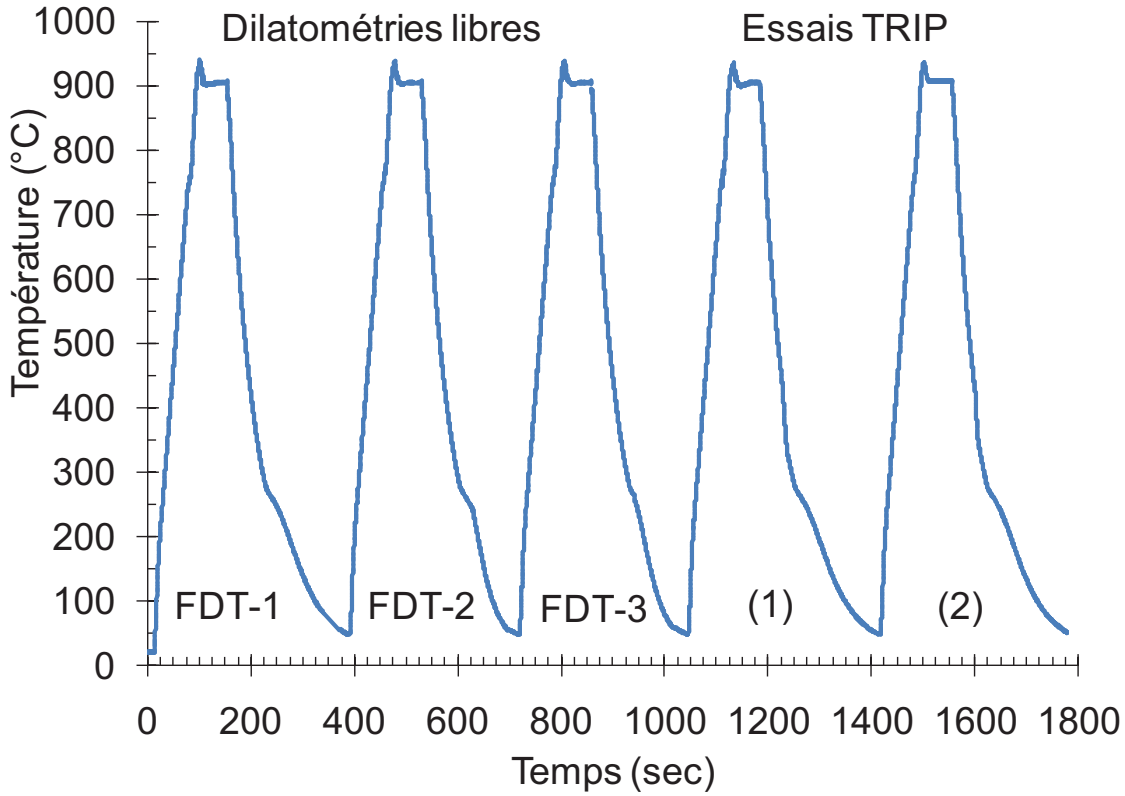


Figure 0-14 : Evolution de la température en fonction du temps dans les dilatométries libres FDT-1, FDT-2, FDT-3 et les essais TRIP (1) et (2) de la campagne d'essais (c2).

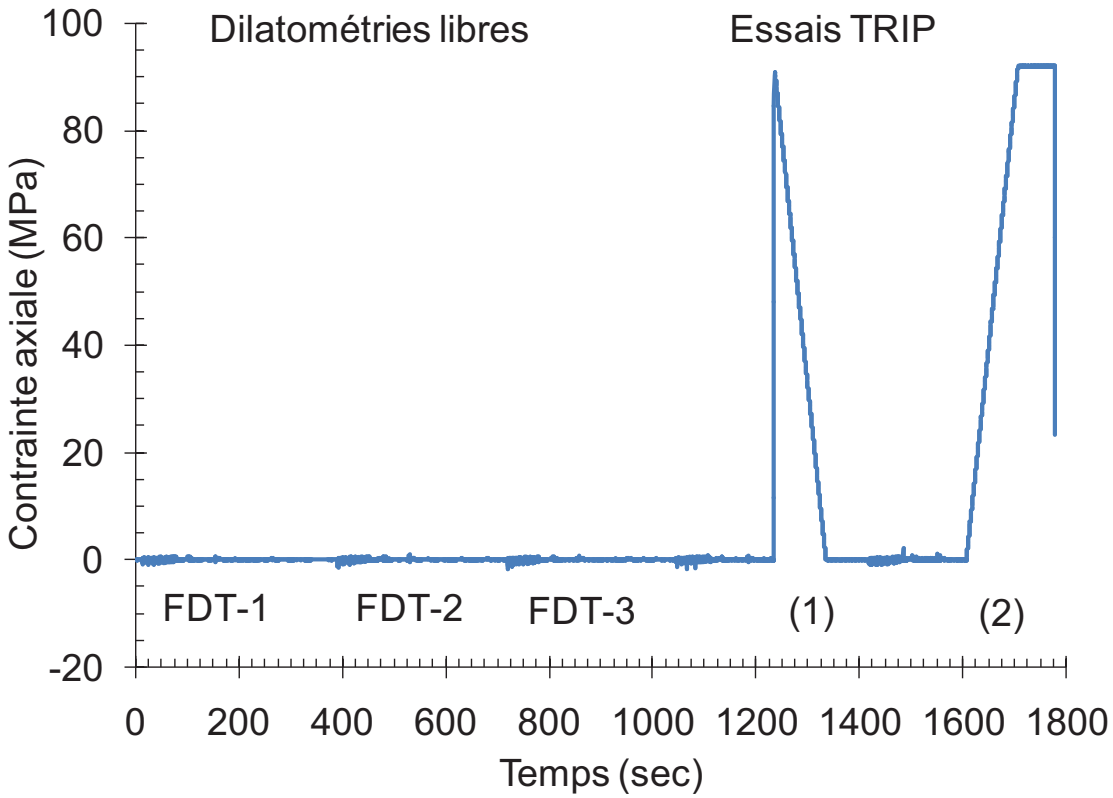


Figure 0-15 : Evolution de la contrainte de traction appliquée en fonction du temps dans les dilatométries libres FDT-1, FDT-2, FDT-3 et les essais TRIP (1) et (2) de la campagne d'essais (c2).

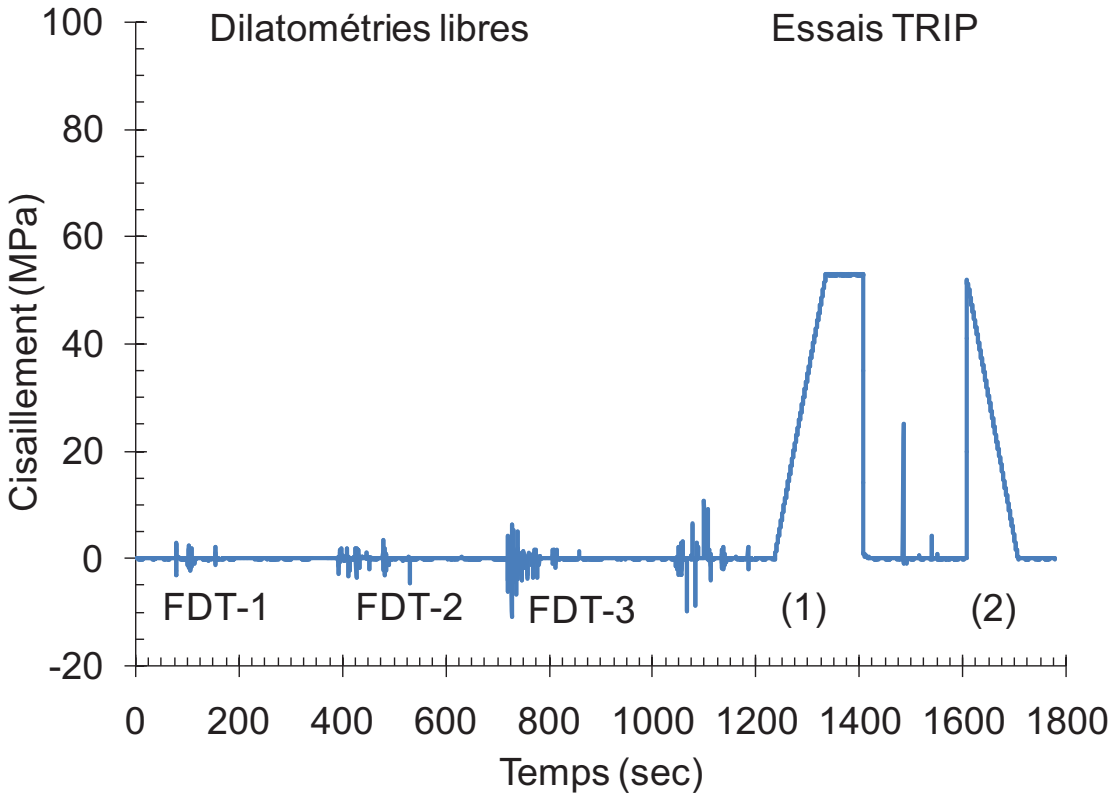


Figure 0-16 : Evolution du cisaillement imposé en fonction du temps dans les dilatométries libres FDT-1, FDT-2, FDT-3 et les essais TRIP (1) et (2) de la campagne d'essais (c2).

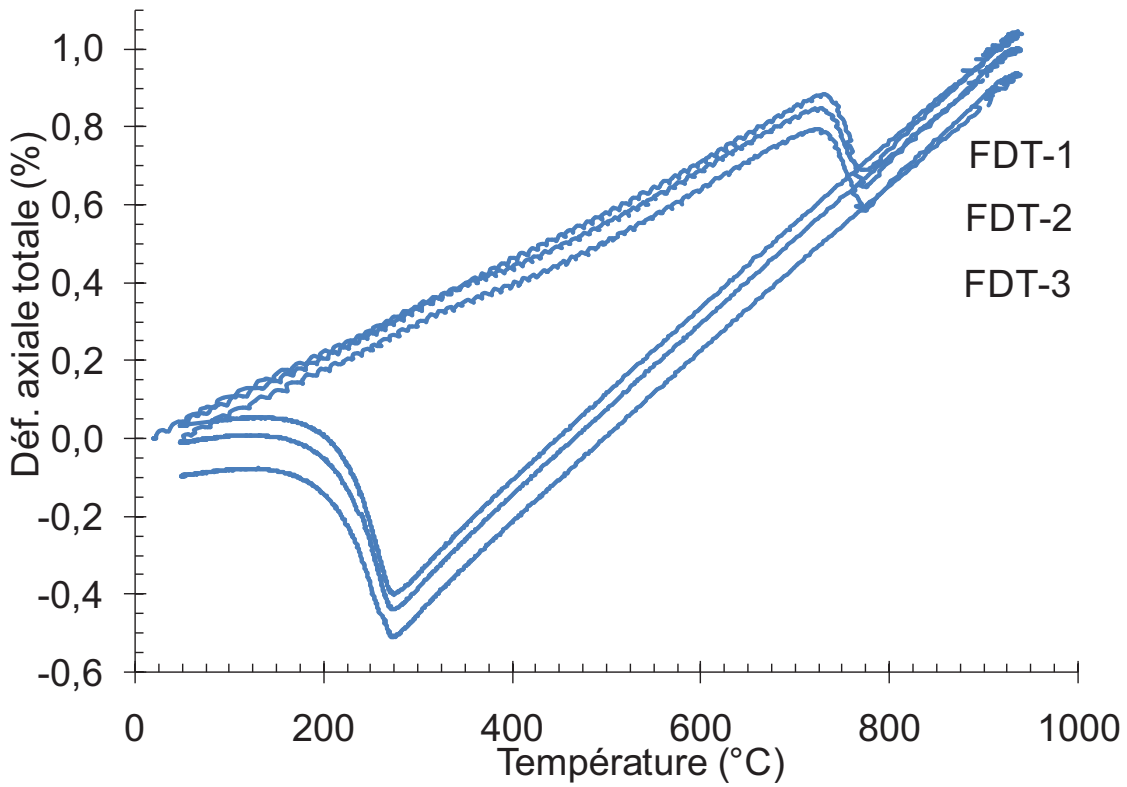


Figure 0-17 : Evolution de la déformation axiale totale en fonction du temps dans les dilatométries libres FDT-1, FDT-2, FDT-3 de la campagne d'essais (c2).

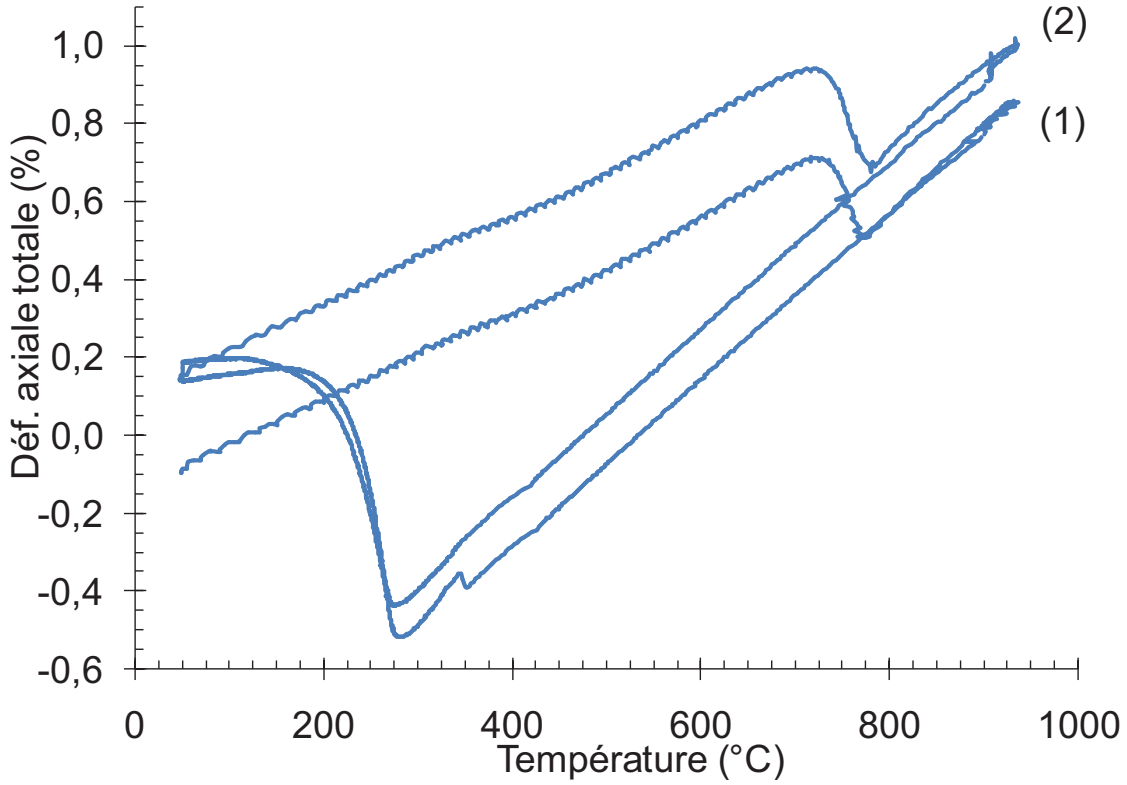


Figure 0-18 : Evolution de la déformation axiale totale en fonction de la température dans les essais TRIP bi-axiaux (1) et (2) de la campagne d'essais (c2).

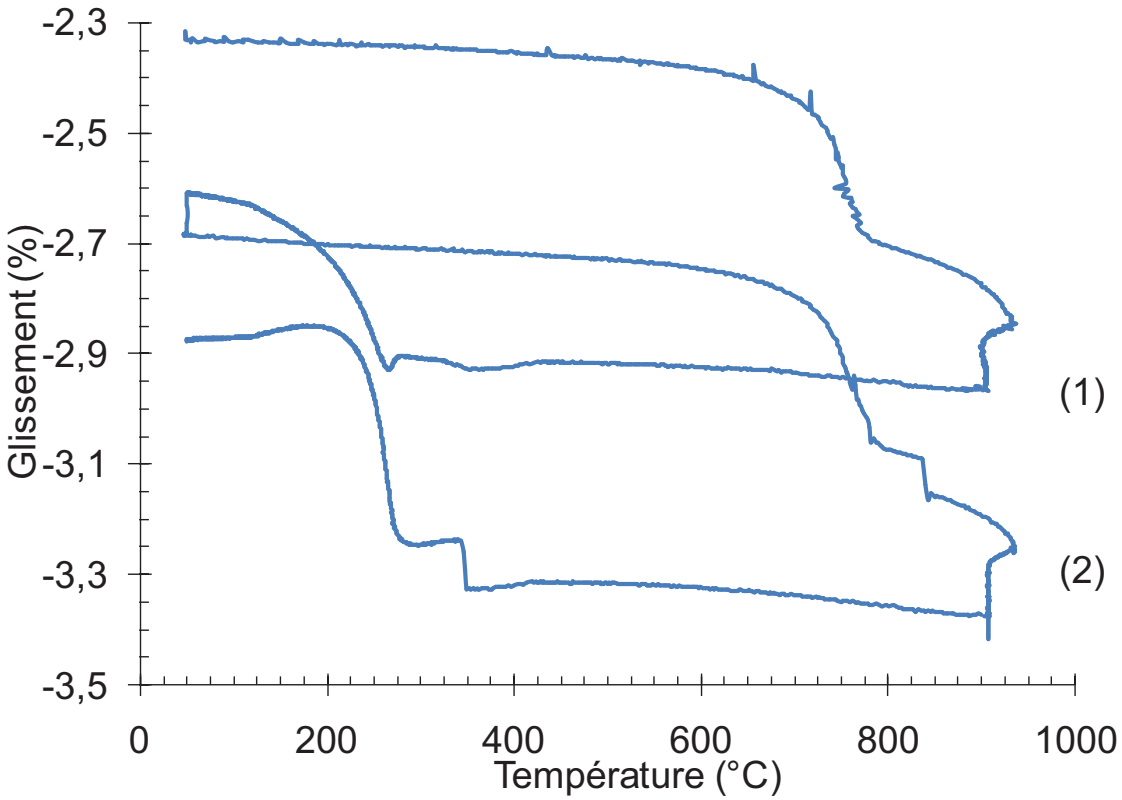


Figure 0-19 : Evolution du glissement en fonction de la température dans les essais TRIP bi-axiaux (1) et (2) de la campagne d'essais (c2).

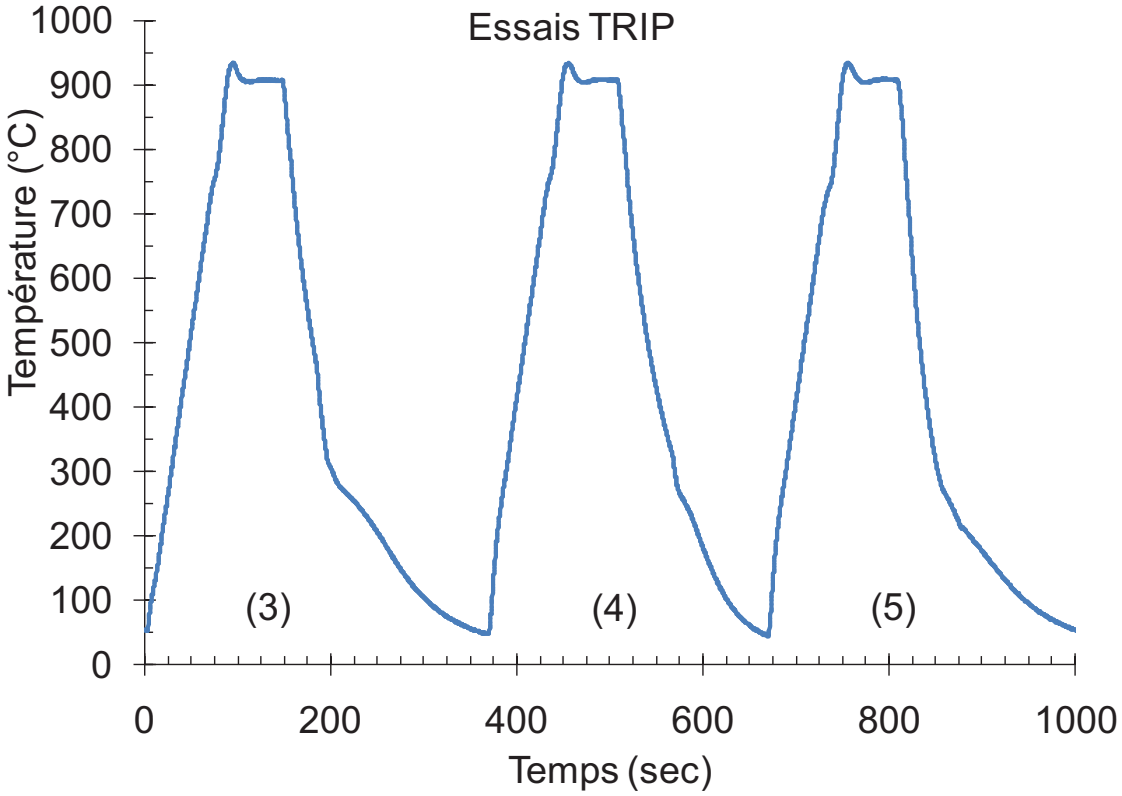


Figure 0-20 : Evolution de la température en fonction du temps dans les essais TRIP (3), (4) et (5) de la campagne d'essais (c2).

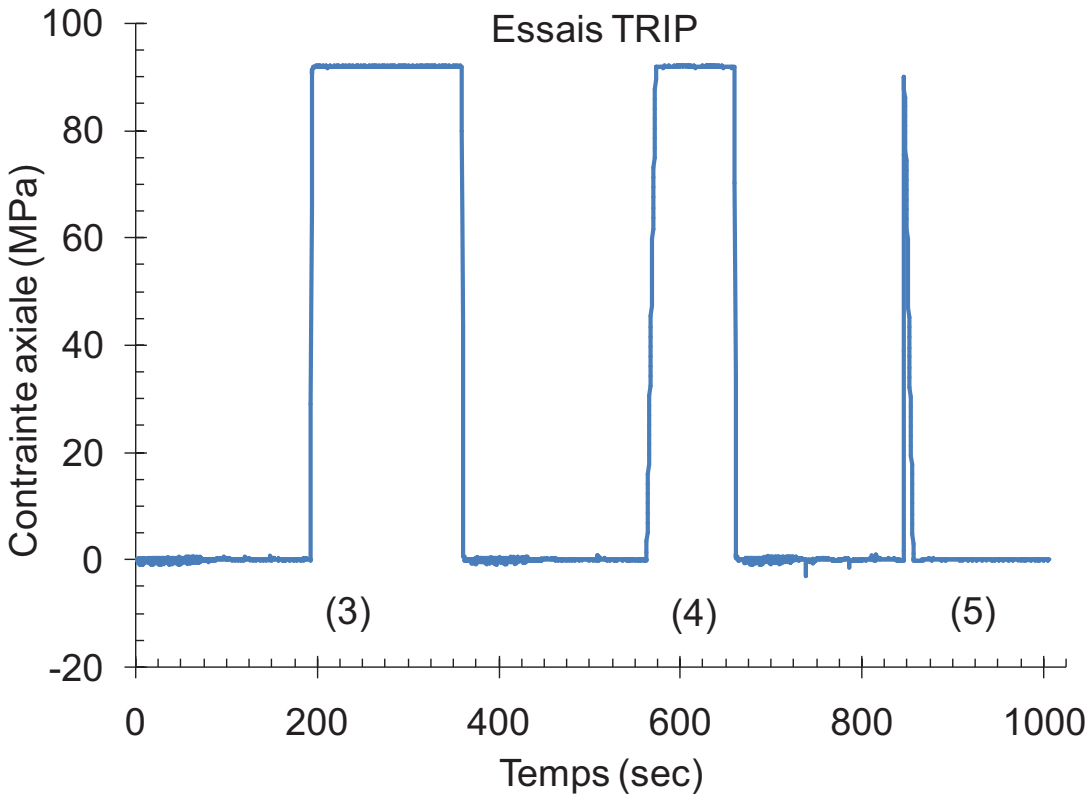


Figure 0-21 : Evolution de la contrainte de traction appliquée en fonction du temps dans les essais TRIP (3), (4) et (5) de la campagne d'essais (c2).

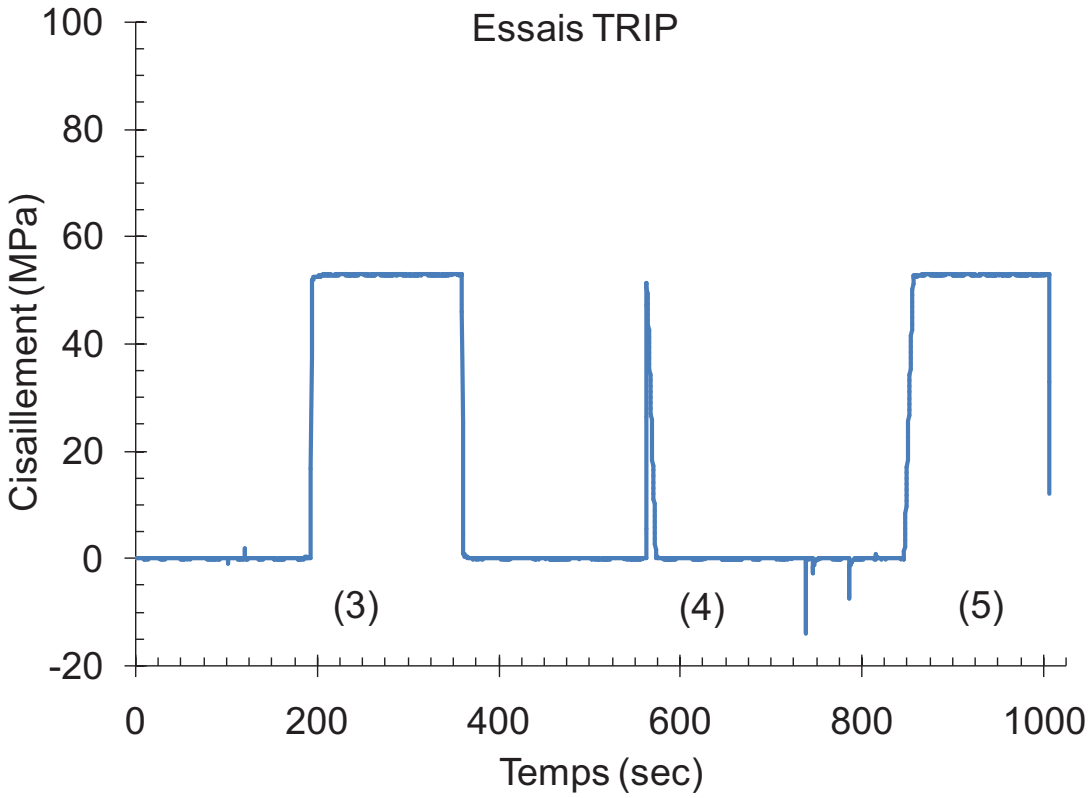


Figure 0-22 : Evolution du cisaillement appliqué en fonction du temps dans les essais TRIP (3), (4) et (5) de la campagne d'essais (c2).

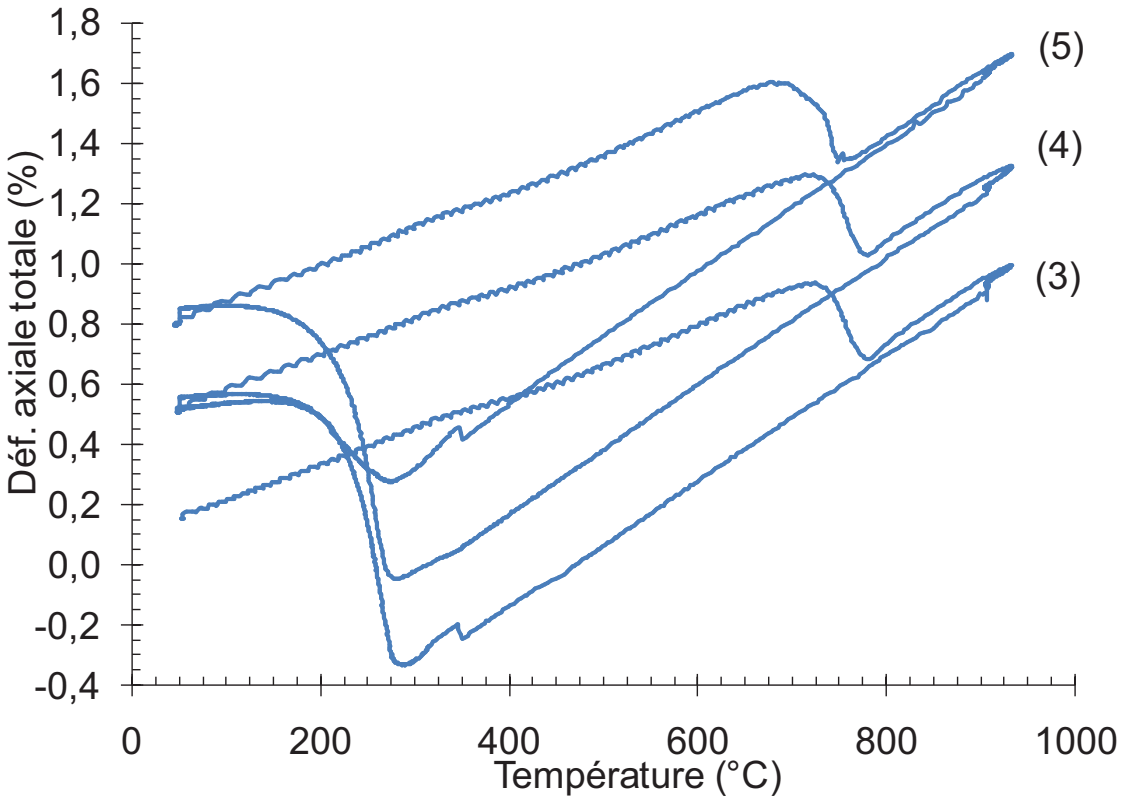


Figure 0-23 : Evolution de la déformation axiale totale en fonction de la température dans les essais TRIP (3), (4) et (5) de la campagne d'essais (c2).

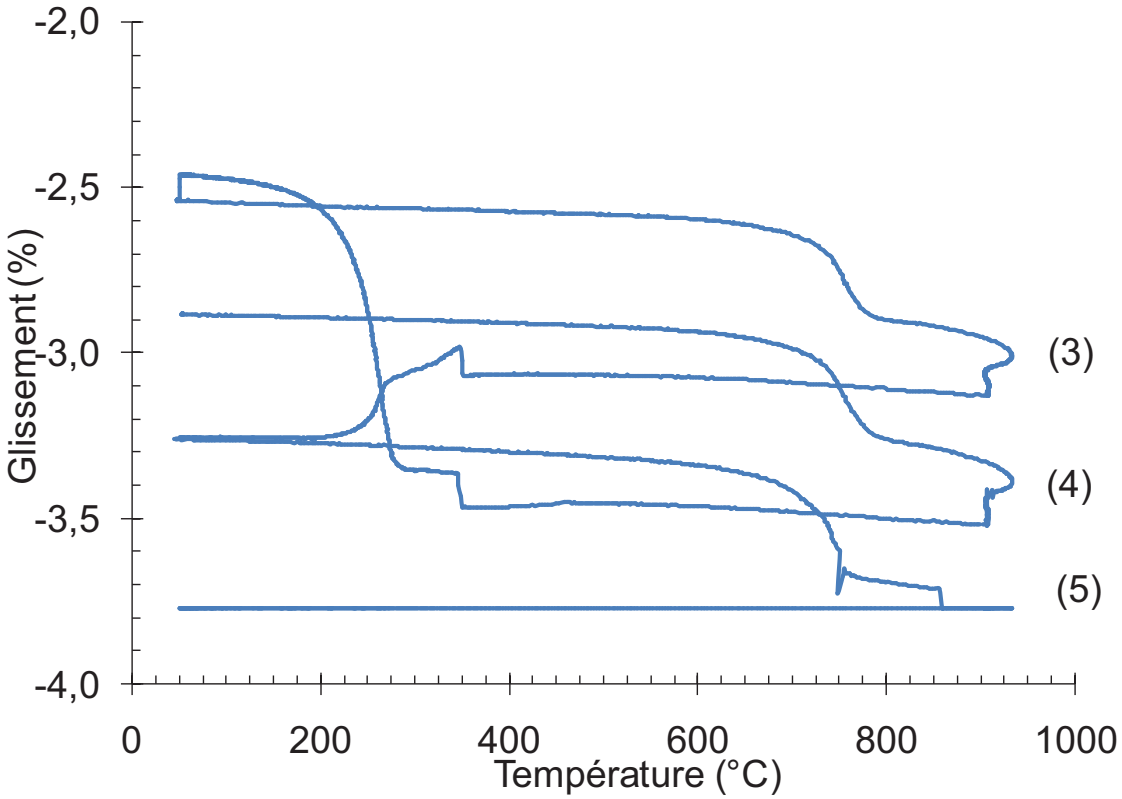


Figure 0-24 : Evolution du glissement en fonction de la température dans les essais TRIP (3), (4) et (5) de la campagne d'essais (c2).

Note : problème technique d'expérimentation lié à l'ajustement d'un des extensomètres a provoqué des mesures erronées du glissement dans l'essai (5), on ne peut donc calculer le TRIP en cisaillement pour cet essai.

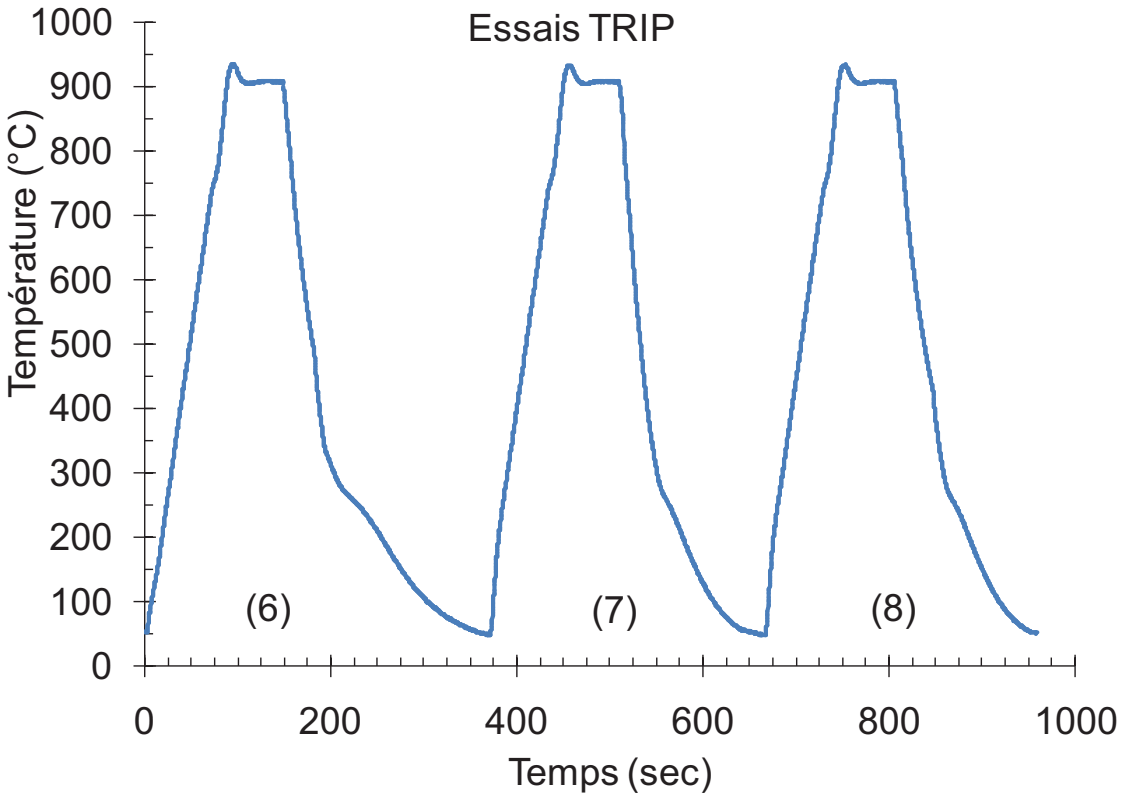


Figure 0-25 : Evolution de la température en fonction du temps dans les essais TRIP (6), (7) et (8) de (c2).

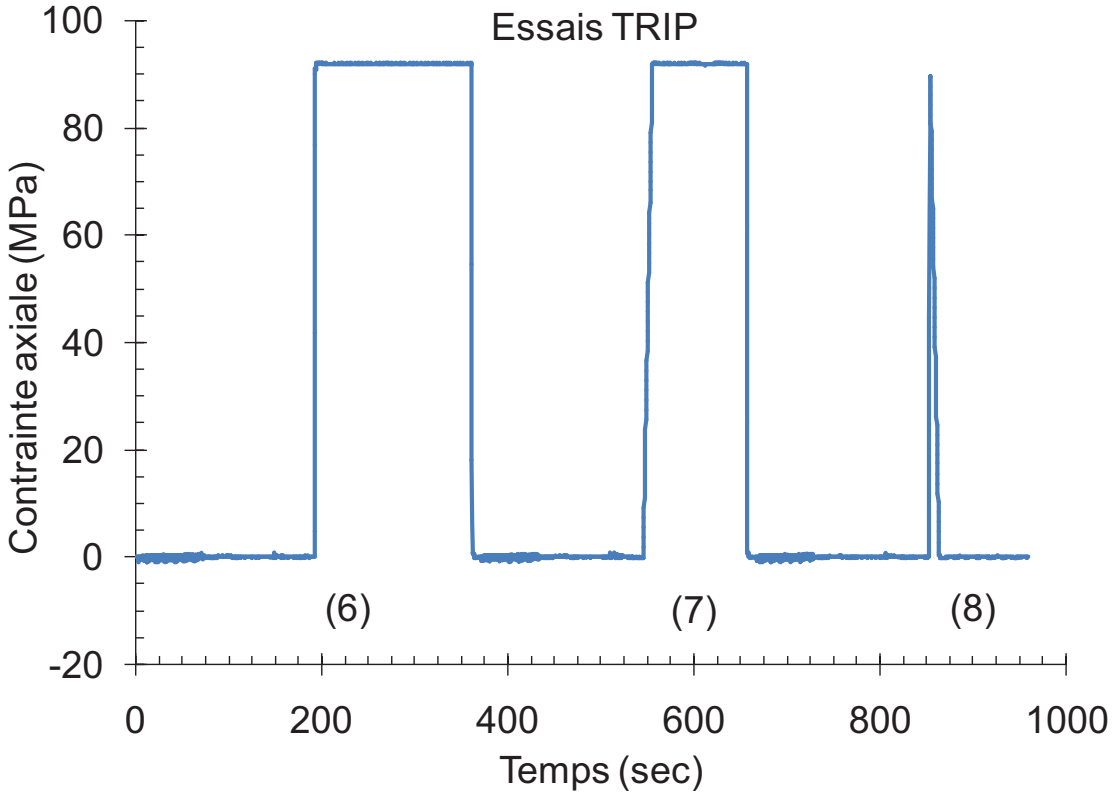


Figure 0-26 : Evolution de la contrainte de traction appliquée en fonction du temps dans les essais TRIP (6), (7) et (8) de (c2).

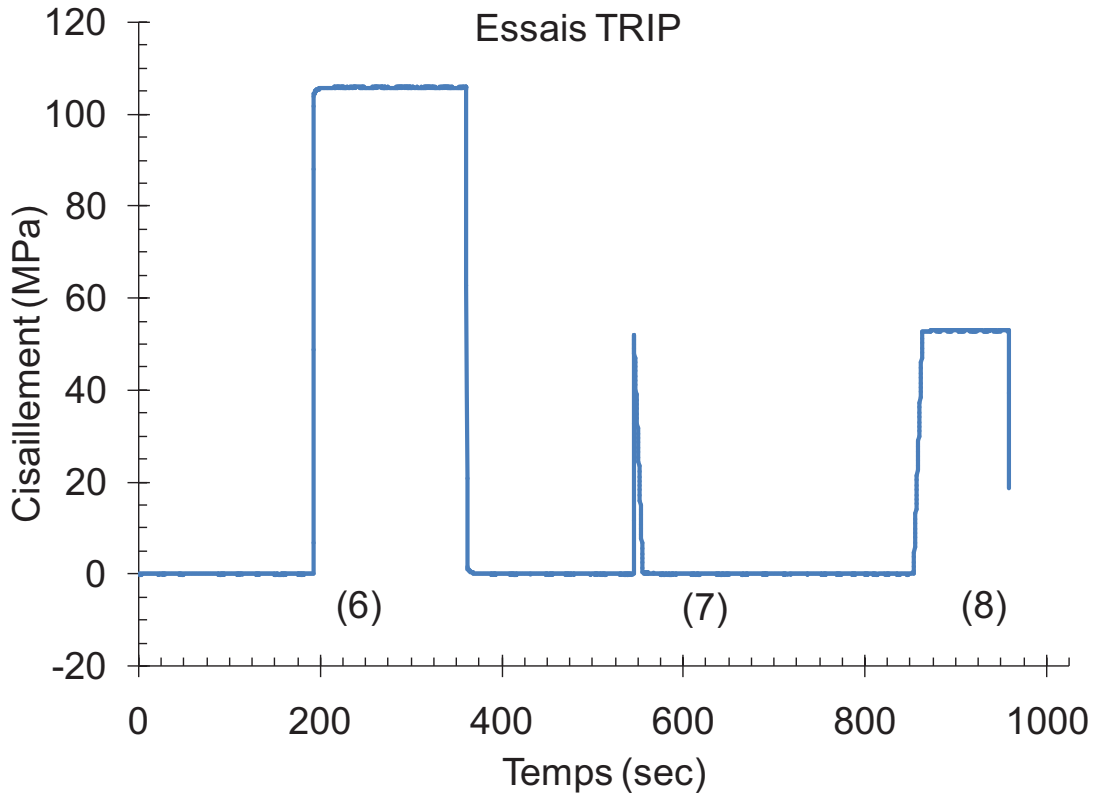


Figure 0-27 : Evolution de cisaillement appliqué en fonction du temps dans les essais TRIP (6), (7) et (8) de (c2).

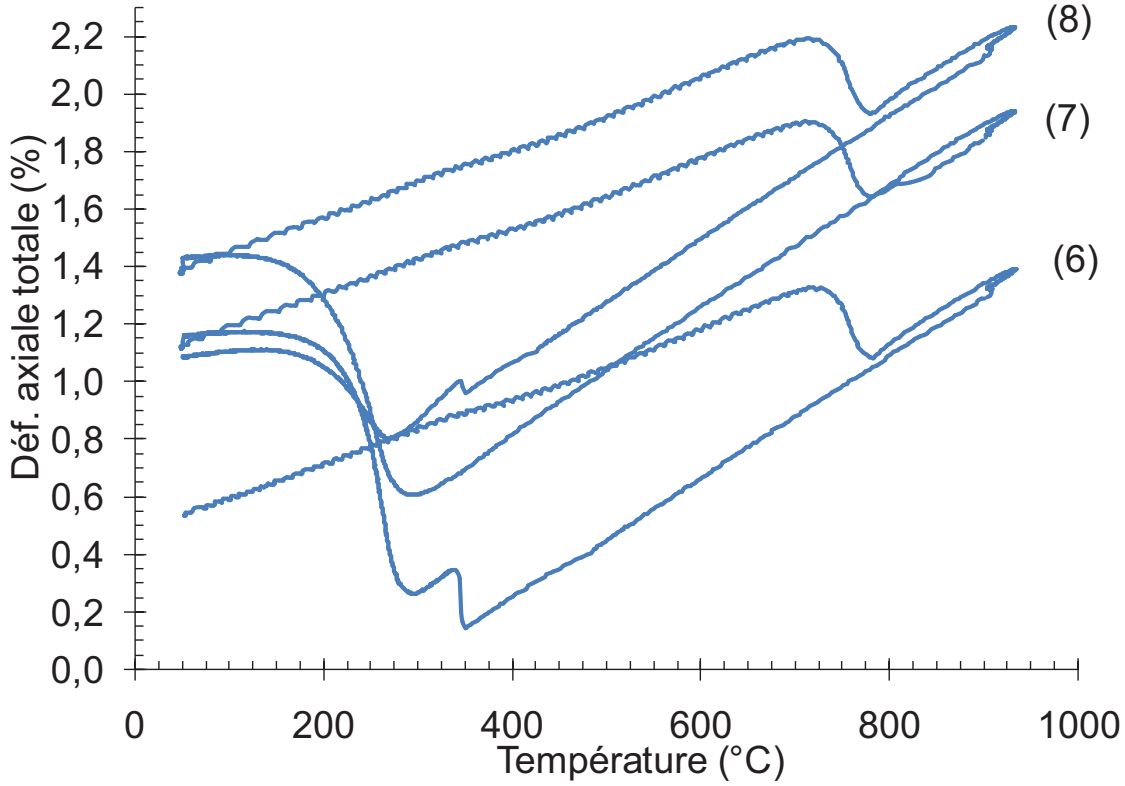


Figure 0-28 : Evolution de la déformation axiale totale en fonction de la température dans les essais TRIP (6), (7) et (8) de la campagne d'essais (c2).

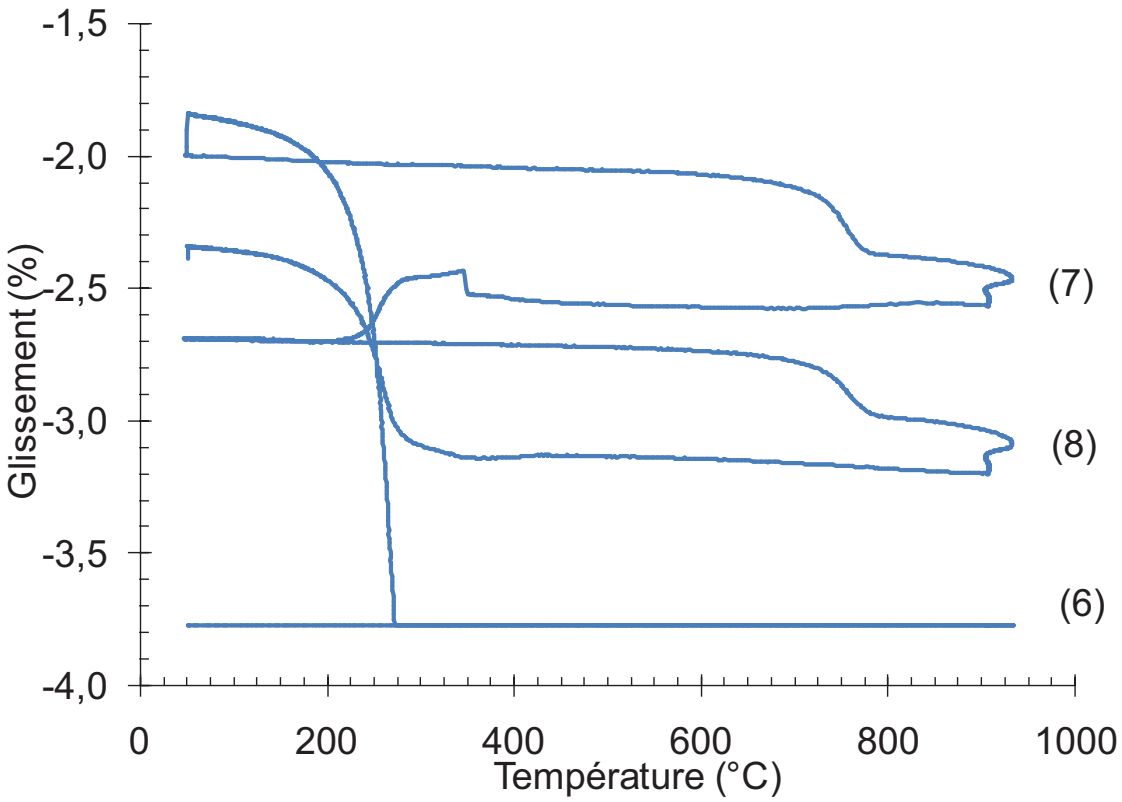


Figure 0-29 : Evolution du glissement en fonction de la température dans les essais TRIP (6), (7) et (8) de la campagne d'essais (c2).