



HAL
open science

Analyses et Identification du comportement mécanique d'aciers à effet TRIP à partir de mesures de champs cinématiques

Bagher Mohammad Sadeghi

► **To cite this version:**

Bagher Mohammad Sadeghi. Analyses et Identification du comportement mécanique d'aciers à effet TRIP à partir de mesures de champs cinématiques. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Arts et Métiers ParisTech, 2010. Français. NNT : 2010ENAM0032 . pastel-00573718

HAL Id: pastel-00573718

<https://pastel.hal.science/pastel-00573718>

Submitted on 4 Mar 2011

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

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

École doctorale n° 432 : Science des Matériaux de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech
T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers
Spécialité “ Mécanique et Matériaux ”

présentée et soutenue publiquement par

Bagher MOHAMMAD SADEGHI

le 10 décembre 2010

**Analyse et Identification du comportement mécanique d'aciers à effet
TRIP à partir de mesures de champs cinématiques**

Directeur de thèse : **Fodil MERAGHNI**

Co- directeurs de thèse : **Nadine BOURGEOIS et Etienne PATOOR**

Jury :

Mme Salima BOUVIER , Professeur, Université de Technologie de Compiègne, Compiègne	Rapporteur
M. Moussa NAIT-ABDELAZIZ , Professeur, Université des Sciences et Technologies de Lille, Lille...	Rapporteur
M. François SIDOROFF , Professeur, Ecole Centrale de Lyon, Lyon.....	Examinateur
M. Mohammed CHERKAOUI , Professeur, Georgia Tech (GTL), Metz	Examinateur
Mme Nadine BOURGEOIS , Maitre de conférences, LPMM, Université Paul Verlaine, Metz.....	Co- directeur
M. Fodil MERAGHNI , Professeur, LPMM, ARTS ET METIERS ParisTech, Metz.....	Directeur
M. Etienne PATOOR , Professeur, LPMM, ARTS ET METIERS ParisTech, Metz	Co- directeur

**T
H
È
S
E**

Dédicace

A mes parents

A ma famille

Remerciements

Ces travaux de recherche ont été réalisés au sein du Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux (LPMM-UMR CNRS 7554) à l'ENSAM de Metz sous la direction de Messieurs les Professeurs, Fodil MERAGHNI et Etienne PATOOR, sans oublier le Docteur Nadine BOURGEOIS.

Je tiens à exprimer tout d'abord mes remerciements aux membres du jury, qui ont accepté d'évaluer mes travaux de thèse.

Je souhaite exprimer toute ma gratitude à mes directeurs de thèse, pour la confiance qu'ils m'ont accordée en m'acceptant (comme doctorant) dans leur équipe, pour leur aide précieuse dans le domaine scientifique et leur disponibilité durant toutes ces années.

Je tiens à remercier aussi Nadine BOURGEOIS, dont l'aide sur le plan technique et ses grandes qualités humaines et scientifiques m'ont permis de mener à bien cette thèse. Son soutien s'est avéré déterminant pour la conduite de mon travail.

Je suis très reconnaissant envers Abdérrahim NACHIT pour son investissement remarquable, sa disponibilité concernant l'étude et la conception des montages d'essais ainsi que ses conseils techniques et sa participation à la mise en place des essais expérimentaux.

Je voudrais aussi remercier Christophe CZARNOTA pour sa disponibilité et son apport scientifique.

Je tiens à remercier les membres de l'atelier d'usinage de l'ENSAM, Daniel BOEHM, Lionel SIMON, Jérémy BLANCHIN et Olivier BOMONT pour la fabrication des montages.

Je voudrais aussi remercier tous mes amis rencontrés à l'ENSAM et au LPMM qui m'ont aidé, d'une manière ou d'une autre, à accomplir cette tâche, Yousef PAYANDEH, Hedi NOURI, Badis HADDAG, Jérôme SERRI, Régis KUBLER, Mohamed Réda BERRAHMOUNE, Michel LUZZA, Tarak MERZOUKI, Sylvain LAZARO, Marc WARY, Raphael PESCI, Denis BOUSCAUD, Patrick MOLL et Laurent PELTIER .

J'exprime enfin toute ma reconnaissance, aux personnels du LPMM et de l'ENSAM pour leur gentillesse et leur accueil, aux doctorants du LPMM avec qui j'ai passé d'agréables moments, ainsi qu'à toutes celles et ceux qui ont facilité de près ou de loin le déroulement de ma thèse.

TABLE DES MATIERES

Introduction générale1

CHAPITRE 1 : Aciers à transformation de phase et mise en forme

1.1. Introduction 6

1.2. Effet TRIP (TRansformation Induced Plasticity) dans les aciers 6

1.2.1. Etude microscopique de l'effet TRIP 6

1.2.2. Etude macroscopique de l'effet TRIP dans les aciers..... 10

1.2.3. Aspects thermodynamiques de la transformation martensitique 15

1.2.4. Cinétique de la transformation martensitique 18

1.2.5. Propriétés mécaniques d'aciers à effet TRIP 21

1.3. Mise en forme des aciers à effet TRIP 24

1.3.1. Généralités concernant le procédé d'emboutissage 24

1.3.2. Différents types d'essais standards d'emboutissage 27

1.3.3. Cas des aciers à effet TRIP 31

1.4. Techniques de mesure de champs cinématiques..... 31

1.4.1. Généralités 31

1.4.2. Techniques de corrélation d'images numériques..... 33

1.4.3. Logiciel de corrélation d'images numériques Correli LMT et Correli Q4 41

1.4.4. Logiciel de corrélation d'images numériques Vic-2D..... 46

1.4.5. Technique de stéréocorrélation..... 49

1.5. Conclusion..... 53

CHAPITRE 2 : Modélisation du comportement mécanique des aciers à effet TRIP

2.1. Introduction 64

2.2. Différentes approches de modélisation pour la mise en forme..... 64

2.2.1. Cinétique de transformation 64

2.2.2. Plasticité de transformation 67

2.2.3. Comportement macroscopique 69

2.3. Modèle semi-physique 73

2.3.1. Description du modèle élasto-viscoplastique 73

2.3.2. Evolution de la densité de dislocations dans chaque phase 75

2.3.3. Cinétique de la transformation martensitique 76

2.3.4. Loi de comportement globale 79

2.4. Implémentation dans le code de calcul par éléments finis - ABAQUS	80
2.5. Analyse de sensibilité des paramètres du modèle	85
2.6. Conclusion.....	94

CHAPITRE 3 : Caractéristiques expérimentales du comportement mécanique

3.1. Introduction	100
3.2. Caractéristiques des aciers Inox 304L et TRIP 800	100
3.3. Essais mécaniques.....	103
3.3.1. Essais monotones.....	103
3.3.1.1. Traction uniaxiale.....	103
3.3.1.2. Traction équibiaxiale.....	113
3.3.1.3. Essai Meuwissen	123
3.3.2. Essais séquentiels	129
3.3.2.1. Traction - compression.....	129
3.3.2.2. Cisaillement - cisaillement inverse.....	133
3.3.3. Essais d'emboutissage	137
3.3.3.1. Emboutissage de l'acier Inox 304L.....	137
3.3.3.2. Emboutissage de l'acier TRIP 800.....	144
3.4. Conclusion.....	149

CHAPITRE 4 : Identification des paramètres par analyse inverse

4.1. Introduction	152
4.2. Techniques d'identification de lois de comportement – Revue bibliographique.....	153
4.2.1. Généralités	153
4.2.2. Le problème inverse et sa résolution	153
4.2.2.1. Méthode de l'écart à l'équilibre	154
4.2.2.2. Méthode de l'erreur en relation de comportement	155
4.2.2.3. Méthode des champs virtuels	156
4.2.2.4. Méthode de recalage par éléments finis	157
4.3. Identification de lois de comportement pour les aciers Inox 304L, Inox 304L-Cu et TRIP 800.	158
4.3.1. Méthode inverse pour l'identification des paramètres des lois de comportement.....	158
4.3.1.1. Démarche de résolution du problème inverse	159
4.3.1.2. Construction de la fonction objectif	159
4.3.1.3. Algorithmes d'optimisation.....	159
4.3.2. Identification des paramètres à partir d'un essai homogène.....	164
4.3.2.1. Stratégie d'identification à partir d'un essai homogène	164
4.3.2.2. Résultats de l'identification.....	169
4.3.3. Identification des paramètres à partir d'un essai hétérogène	178
4.3.3.1. Stratégie de l'identification à partir d'un essai hétérogène	179
4.3.3.2. Résultats de l'identification à partir de champs de déformations expérimentaux	187

4.3.4. Validation des paramètres identifiés à partir des différents essais	194
4.4. Conclusion.....	206
Conclusion générale.....	211
Annexe A.....	215

LISTE DES FIGURES

Chapitre 1 : Aciers à transformation de phase et mise en forme

Figure 1.1 :	Changement de forme associé à la transformation martensitique [Ser06].....	7
Figure 1.2 :	Changement de structure cristalline de l'austénite γ en martensite α' dans les aciers à effet TRIP [Ser06]	7
Figure 1.3 :	Dépendance des paramètres de maille de la martensite avec la teneur en carbone [RAC53].....	8
Figure 1.4 :	Variante de martensite [Sou07].....	8
Figure 1.5 :	Théorie de Bain, obtention de la maille de martensite à l'intérieur d'une maille d'austénite ; tenseur des déformations de Bain dans le repère (O,X',Y',Z') [Kub04].....	9
Figure 1.6 :	Trois étapes de la transformation martensitique [Kub04].....	9
Figure 1.7 :	Orientation des plaquettes de martensite lors d'une transformation martensitique sous contrainte (effet Magee), ϵ_0^p est la plasticité de transformation.....	10
Figure 1.8 :	Accommodation anisotrope de l'écoulement plastique local - comparaison entre transformation avec et sans contrainte appliquée (effet Greenwood – Johnson).....	11
Figure 1.9 :	Diagramme de Pryce et Andrew.....	12
Figure 1.10 :	Micrographie optique de la microstructure d'un acier austénitique à température ambiante : AISI 304, après attaque électrochimique, apparition des plaquettes de martensite dans les grains d'austénite [Kub04]	13
Figure 1.11 :	Schéma de composition chimique pour l'acier faiblement allié, TRIP, présentant les principales raisons qui ont conduit à l'élaboration de nouvelles compositions [Dav90].....	13
Figure 1.12 :	Schéma typique du traitement thermique appliqué aux aciers multiphasés à effet TRIP (F : Ferrite, A : Austénite, B : Bainite, M : Martensite) [Fur03].....	14
Figure 1.13 :	Micrographies optiques des aciers TRIP multiphasés après attaque électrochimique (TRIP600-700-800-1000), les plaquettes de martensite ne sont pas observables dans ces figures [Kub04].....	14
Figure 1.14 :	Diagramme d'équilibre thermodynamique des phases à différentes températures....	15
Figure 1.15 :	Représentation schématique de la variation de la contrainte critique de transformation avec la température d'essai.....	16
Figure 1.16 :	Variation de la température M_s en fonction de l'état de contrainte appliquée ($1\text{psi}=6,89 \times 10^3 \text{Pa}$) [AP71].....	17
Figure 1.17 :	Evolution de M_s dans un alliage de fer selon la teneur en alliage. Izumiyama et al. (ligne continue), Liu (lignes droites partant de 800°C)[Liu81] et Ackert et Parr (ligne droite partant de 700°C)[AP71].....	17
Figure 1.18 :	Fraction volumique de martensite en fonction de la déformation plastique à des températures allant de -188°C à 80°C pour un acier inoxydable 304 [Ang54].....	18

Figure 1.19 : Cinétique de transformation martensitique pour trois trajets de chargement : 1 traction, 2 torsion, 3 compression [LK00].....	18
Figure 1.20 : Influence du trajet de chargement sur l'évolution du taux d'austénite résiduelle pour deux microstructures d'acier TRIP multiphasé (0,29%C-1,42%Mn-1,41%Si) [Fur03].....	19
Figure 1.21 : Influence du trajet de chargement sur l'évolution du taux d'austénite résiduelle [YKJ06].....	19
Figure 1.22 : Cinétique de transformation au cours d'essais de traction uniaxiale (a) et équi-biaxiale (b) pour deux vitesses de déformation sur un acier AISI304 [HSS+82].	20
Figure 1.23 : Influence de la vitesse de traction sur la formation de martensite (acier austénitique de type 18/8) : (trait continu) essai isotherme à 20°C ; (pointillés) essai non isotherme (échauffement « naturel » libre) [RS82]	20
Figure 1.24 : Résultats expérimentaux obtenus en traction et en compression pour différentes températures sur un acier 304 [TI01] : (a) Courbes $\sigma - \varepsilon$ et (b) Cinétique de la transformation martensitique.....	21
Figure 1.25 : Comportement de l'acier AISI 304 pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures (-60°C, -30°C, 0°C et 23°C). Courbes $\sigma - \varepsilon$ et cinétique de transformation à -60°C mesurée par DRX en surface et à -100 μ m de profondeur [Kub04].....	22
Figure 1.26 : Comportement d'un acier austénitique 304 recuit à différentes températures et à une vitesse de déformation de 10^{-3} s^{-1} ; (a) Courbes de traction conventionnelles (b) Courbes de traction rationnelles (lignes continues) et variation du taux d'écroutissage (lignes discontinues) [BHF04]	22
Figure 1.27 : Courbes contrainte, fraction volumique d'austénite résiduelle et coefficient d'écroutissage instantané en fonction de la déformation dans l'acier TRIP800 [Kub04].....	23
Figure 1.28 : Schéma de principe de l'emboutissage pour une coupelle à fond plat.....	25
Figure 1.29 : Etat de contraintes au cours de l'emboutissage, le long d'un rayon sur une coupelle type Marciniak.....	26
Figure 1.30 : Evolution de l'état de contraintes du matériau au cours de l'emboutissage.....	26
Figure 1.31 : Essai Swift [CS51].....	27
Figure 1.32 : Essai Nakazima [NKK68].....	27
Figure 1.33 : Essai Marciniak [MKP73].....	28
Figure 1.34 : Eprouvettes pour essais d'emboutissage Marciniak : a-éprouvettes rectangulaires ou entaillées de largeurs différentes, b - contre - flans entaillés ou non [NN99].....	28
Figure 1.35 : Etats de déformation du matériau à l'emboutissage : $a = \frac{\sigma_2}{\sigma_1}$; $b = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1}$	29
Figure 1.36 : Essai Erichsen.....	29
Figure 1.37 : Essai de gonflement hydraulique.....	30

Figure 1.38 : Schématisation des termes métrologiques de résolution, d'incertitude et de limite de détection [Tri07].....	32
Figure 1.39 : Graphe comparatif des techniques de mesure de champs [Sut04].....	33
Figure 1.40 : Schéma d'un montage de corrélation d'images numériques bidimensionnel, [SMHC99].....	34
Figure 1.41 : Mouchetis artificiels réalisés a) avec un aérographe, b) avec une bombe aérosol....	35
Figure 1.42 : Exemple pour un déplacement de corps rigide du mouchetis (a) image et imagerie de référence et (b) image et imagerie « déformée » à l'instant t.....	36
Figure 1.43 : Exemple de champ de déplacement représenté par des vecteurs.....	37
Figure 1.44 : Codage des niveaux de gris.....	37
Figure 1.45 : Différents motifs utilisés par les méthodes de suivi de marqueurs ou de grilles [Ort02].....	39
Figure 1.46 : Principe de la technique de corrélation d'images numériques avec Correli_Q4 [Elb07].....	43
Figure 1.47 : Incertitude sur les déplacements en fonction de la taille de l'imagerie. Calculs effectués par les deux logiciels de corrélation : CorreliLMT et CorreliQ4 [HR08]....	45
Figure 1.48 : Stéréovision [Ort02].....	49
Figure 1.49 : Détermination du champ de déplacements 3D par stéréocorrélation et appariement temporel de pixels par corrélation [Ort02].....	50
Figure 1.50 : (a) Pièce mesurée - (b) Noeuds extraits automatiquement par analyse de l'image de droite de la paire stéréoscopique (la même opération est réalisée sur l'image de gauche) [Ort02].....	51
Figure 1.51 : Zone observée reconstruite en 3D [Ort02].....	51
Figure 1.52 : Paire d'images stéréoscopiques du flan avant emboutissage [Ort02].....	52
Figure 1.53 : Paire d'images stéréoscopiques du flan embouti [Ort02].....	52
Figure 1.54 : Forme 3D du flan avant emboutissage calculée à partir de la paire d'images de la Figure 1.52 (deux vues sont représentées) [Ort02].....	52
Figure 1.55 : Forme 3D du flan embouti calculée à partir de la paire d'images de la Figure 1.53 (deux vues sont représentées) [Ort02].....	53
Figure 1.56 : Champ des déformations principales maximales de la tôle mince emboutie [Ort02].....	53

Chapitre 2 : Modélisation du comportement mécanique des aciers à effet TRIP

Figure 2.1 : Organigramme de la méthodologie d'implémentation du modèle semi-physique pour un acier biphasé.....	82
Figure 2.2 : Conditions aux limites sur l'élément 3D permettant de simuler une traction uniaxiale.....	86

Figure 2.3 : Influence des paramètres de plasticité de l'Austénite sur le comportement mécanique global et sur l'évolution de la fraction de martensite pour un acier initialement austénitique, (a, b) - $k_{réf}^{(A)} = 0,01 \text{ MPa.mm.s}^{-1}$, (c, d) - $k_{1(réf)}^{(A)} = 55000 \text{ mm}^{-1}$, (e, f) - $k_{0(réf)}^{(A)} = 0,5$, (g, h) - $M_{(réf)}^{(A)} = 1,2$ 91

Figure 2.4 : Influence des paramètres de plasticité de la martensite sur le comportement mécanique global et sur la cinétique de transformation pour un acier initialement austénitique, (a, b) - $k_{(réf)}^{(M)} = 0,03 \text{ MPa.mm.s}^{-1}$, (c, d) - $k_{1(réf)}^{(M)} = 70000 \text{ mm}^{-1}$, (e, f) - $k_{0(réf)}^{(M)} = 3$, (g, h) - $M_{(réf)}^{(M)} = 1,2$ 92

Figure 2.5 : Influence des paramètres de la transformation martensitique sur le comportement mécanique global et sur la cinétique de transformation pour un acier initialement austénitique, (a, b) - $\gamma_{(réf)} = 0,23$, (c,d) - $Y_{(réf)} = 1000 \text{ MPa}$, (e, f) - $r_{(réf)} = 4,5$, (g, h) - $\delta_{sb(réf)} = 700 \text{ MPa}$ 93

Chapitre 3 : Caractéristiques expérimentales du comportement mécanique

Figure 3.1 : Micrographie optique réalisée sur la nuance Inox 304L à l'état initial [Ser06]..... 102

Figure 3.2 : Micrographie d'un échantillon d'acier TRIP 800 à l'état initial [Kub04]..... 102

Figure 3.3 : Géométrie des éprouvettes de traction et de traction-compression (dimensions en mm). 104

Figure 3.4 : Dispositif expérimental pour les essais de traction simple sur machine « MTS »..... 104

Figure 3.5 : Comportement en traction uniaxiale monotone de l'acier Inox 304L, dans les directions L, Q, et T : comportement quasi isotrope. Déformations logarithmiques mesurées par extensométrie..... 105

Figure 3.6 : Comportement en traction uniaxiale de l'acier Inox 304L-Cu, dans les directions L, Q, et T : comportement quasi isotrope. Déformations logarithmiques mesurées par extensométrie..... 105

Figure 3.7 : Comportement en traction uniaxiale monotone de l'acier TRIP 800, dans les directions L, Q, et T : comportement quasi isotrope. Déformations logarithmiques mesurées par extensométrie..... 105

Figure 3.8 : Mouchetis artificiel réalisé avec un aérographe sur une éprouvette de traction..... 107

Figure 3.9 : Schéma du dispositif d'essai de traction avec corrélations d'images..... 107

Figure 3.10 : Exemple de mouchetis sur une éprouvette de traction : axe de traction vertical, largeur de l'échantillon 10 mm, taille du pixel 0,0469 mm..... 108

Figure 3.11 : Histogramme des niveaux de gris de la zone d'intérêt de la Figure 3.10..... 108

Figure 3.12 : Valeurs du plus petit déplacement mesurable (δ_u) et de l'incertitude sur le déplacement (σ_u), en fonction de la taille de l'imagette. Valeurs théoriques Correli_Q4, sur mouchetis Figure 3.10..... 109

Figure 3.13 : Champs de déformations calculés pour un déplacement de corps rigide de l'éprouvette de 4 mm. Calculs Vic-2D : taille de l'imagette 16 pixels et espacement entre imagettes 16 pixels, taille du pixel 0,0438 mm..... 110

Figure 3.14 : Comportement en traction de l'acier Inox 304L : déformations logarithmiques mesurées par extensométrie ou par corrélation d'images (Correli-Q4 et Vic-2D).....	111
Figure 3.15 : Comportement en traction de l'acier Inox304L-Cu : déformations logarithmiques mesurées par extensométrie et par corrélation d'images (Vic-2D).....	111
Figure 3.16 : Comportement en traction de l'acier TRIP 800 : déformation logarithmiques mesurée par extensométrie et par corrélation d'images (Correli-Q4).....	111
Figure 3.17 : Schéma d'une éprouvette de traction extraite d'une tôle : nom des directions associées.....	112
Figure 3.18 : Coefficients de Lankford des aciers Inox 304L, Inox 304L-Cu et TRIP 800 en traction : calculés à partir des déformations moyennes obtenues par corrélation d'images avec Vic-2D.....	112
Figure 3.19 : Essai de traction équibiaxiale sur machine « ASTREE » au LMT Cachan.....	113
Figure 3.20 : Découpe par jet d'eau des éprouvettes de traction équibiaxiale.....	113
Figure 3.21 : Eprouvettes de traction équibiaxiale, (a) géométrie optimisée (dimensions en mm) et (b) photo d'une éprouvette.....	114
Figure 3.22 : Schéma des axes vérins de la machine utilisée.....	114
Figure 3.23 : Méthode de calcul de la contrainte de bi-traction (« t » épaisseur de la tôle). Notations des efforts (F_{ij}) données sur la Figure 3.22.....	115
Figure 3.24 : Evolution des forces en fonction du temps dans les 4 vérins pour l'acier Inox 304L-Cu.....	116
Figure 3.25 : Evolution des déformations logarithmiques en fonction du temps dans chaque direction (Axe 1 = direction de laminage L, Axe 2 = direction transversale T) pour l'acier Inox 304L-Cu mesurées à l'aide du logiciel Correli-Q4 (Taille de la jauge virtuelle est de 10 mm ×10 mm).....	116
Figure 3.26 : Courbes contrainte-déformation dans chaque direction, au centre d'une éprouvette en l'acier Inox 304L-Cu, soumise à un essai traction équibiaxiale.....	116
Figure 3.27 : Champs a) b) de déplacements (U et V resp. dans les directions X=L et Y=T), c) d) de déformations logarithmiques dans les directions X et Y et e) en cisaillement dans le plan XY, f) d'erreur absolue sur les déplacements (sigma) en pixels. Calculs effectués avec le logiciel Vic-2D, Essai de traction équibiaxiale sur Inox 304L-Cu. Déplacement des vérins $\delta_x=1,6525$ mm et $\delta_y=1,6562$ mm après une durée de sollicitation de 262 s soit une contrainte d'environ 320 MPa, (Taille de l'imagette 16 pixels et espacement 16 pixels, taille du pixel 0,0571 mm).....	117
Figure 3.28 : Evolution des déformations logarithmiques en fonction du temps pour quatre points situés sur une éprouvette de traction biaxiale en acier Inox 304L-Cu. a) Position des points P1 à P4 sur l'éprouvette ; b) c) Evolution de la déformation suivant l'axe X=L ; d) Evolution suivant l'axe Y=T ; e) Evolution de la déformation de cisaillement dans le plan XY. Mesures par corrélation d'images avec le logiciel Vic-2D, imagettes de 16 pixels et espacement de 16 pixels.....	118
Figure 3.29 : Evolution des forces en fonction du temps dans les quatre vérins, pour une traction équibiaxiale sur acier TRIP 800.....	120

Figure 3.30 : Evolution temporelle des déformations logarithmiques lors d'une traction équi-biaxiale (Axe 1 = direction L, Axe 2 = direction T) pour l'acier TRIP 800. Mesures par corrélation d'images au centre de l'éprouvette à l'aide de Correli-Q4, (Taille de la jauge virtuelle est de 10 mm × 10 mm).....	120
Figure 3.31 : Courbes contraintes-déformations en traction équi-biaxiale dans chaque direction pour l'acier TRIP 800. Déformations mesurées par corrélation d'images au centre de l'éprouvette.....	120
Figure 3.32 : Champs a) b) de déplacements (U et V resp. dans les directions X=L et Y=T), c) d) de déformations logarithmiques dans les directions X et Y et e) en cisaillement dans le plan XY, f) d'erreur absolue sur les déplacements (sigma) en pixels. Calculs effectués avec le logiciel Vic-2D, Essai de traction équi-biaxiale sur TRIP 800. Déplacement des vérins $\delta_x=0,8402$ mm et $\delta_y=0,8517$ mm après une durée de sollicitation de 168 s soit une contrainte d'environ 500 MPa, (Taille de l'imagette 16 pixels et espacement 16 pixels, taille du pixel 0,0555 mm).....	121
Figure 3.33 Evolution des déformations logarithmiques en fonction du temps pour quatre points situés sur une éprouvette de traction biaxiale en acier TRIP 800, a) Position des points P1 à P4 sur l'éprouvette ; b) c) Evolution de la déformation suivant l'axe X=L ; d) Evolution suivant l'axe Y=T ; e) Evolution de la déformation de cisaillement dans le plan XY. Mesures par corrélation d'images avec le logiciel Vic-2D, imagettes de 16 pixels et espacement de 16 pixels.....	122
Figure 3.34 : Géométrie de l'éprouvette Meuwissen (dimensions en mm).....	123
Figure 3.35 : Vue globale de l'équipement d'essai Meuwissen et une éprouvette Meuwissen (Inox 304L-Cu)	123
Figure 3.36 : Courbes force-déplacement des éprouvettes Meuwissen dans la direction L, (TRIP 800, Inox 304L-Cu, Inox 304L). Epaisseur 1,5 mm pour les aciers TRIP800 et Inox 304L-Cu, 1 mm pour l'acier Inox 304L.....	124
Figure 3.37 : Champs a) b) de déplacements (U et V resp. dans les directions X=L et Y=T), c) d) de déformations logarithmiques dans les directions X et Y et e) en cisaillement dans le plan XY, f) d'erreur absolue sur les déplacements (sigma) en pixels. Calculs effectués avec le logiciel Vic-2D, Eprouvette Meuwissen en acier Inox 304L. Déplacement du vérin de 4 mm, soit une force de 8352N et le déplacement du vérin à rupture de 7,8 mm, (Taille de l'imagette 16 pixels et espacement 16 pixels, taille du pixel 0,0497 mm)	125
Figure 3.38 : Champs a) b) de déplacements (U et V resp. dans les directions X=L et Y=T), c) d) de déformations logarithmiques dans les directions X et Y et e) en cisaillement dans le plan XY, f) d'erreur absolue sur les déplacements (sigma) en pixels. Calculs effectués avec le logiciel Vic-2D, Eprouvette Meuwissen en Inox 304L-Cu. Déplacement du vérin de 4 mm et force appliquée de 13 276 N, (Taille de l'imagette 16 pixels et espacement 16 pixels, taille du pixel 0,0496 mm).....	126
Figure 3.39 : Evolution des déformations de Green-Lagrange en fonction de temps dans six points pour l'acier Inox 304L-Cu.....	127

Figure 3.40 : Champs de déplacements (U_x et V_y), de déformations dans le plan (e_{xx} , e_{yy} et e_{xy}) et d'erreurs sur les déplacements (σ), calculés par Vic-2D. Epreuve dite de géométrie Meuwissen en acier TRIP 800. Déplacement vérin de 4 mm, pour une force appliquée de 19 303N,(Taille de l'imagette 16 pixels et espacement 16 pixels, taille du pixel 0,0393 mm).....	128
Figure 3.41 Montage d'essai de traction - compression conçu, optimisé et réalisé lors de cette thèse, a, b) dessin d'ensemble du montage, c) mors, biellettes et dispositif anti-flambement et d) semelle et rails de guidage avec glissières en bronze autolubrifiées.....	130
Figure 3.42 : Peignes anti- flambage.....	130
Figure 3.43 : Vue globale de l'installation d'essai.....	131
Figure 3.44 : Plateforme multi-axiale (INSTRON) et montage de traction - compression installé dessus.....	131
Figure 3.45 : Dispositif expérimental pour les essais traction - compression. Lumière permettant d'enregistrer les images afin de calculer les déformations.....	132
Figure 3.46 : Champ de déformations (ϵ_{11}) et vecteurs déplacement pour un chargement correspondant au déplacement de vérin $\delta=0,6$ mm dans un acier TRIP 800 , (Taille de l'imagette 16 pixels et espacement de 8 pixels, taille du pixel 0,0244 mm).....	132
Figure 3.47 : Courbe contrainte-déformation vraie longitudinales. Essai de traction - compression sur l'acier Inox 304L-Cu. Déplacement maximal imposé : 0,8 mm en traction, 0,8 mm en compression et 0,8 mm en traction.....	133
Figure 3.48 : Courbe contrainte-déformation vraie longitudinales. Essai de traction – compression sur l'acier TRIP 800. Déplacement maximal imposé : 0,8 mm en traction, 0,8 mm en compression puis 0,8 mm en traction.....	133
Figure 3.49 : Montage d'essai cisaillement - cisaillement inverse, conçu, optimisé et réalisé lors de cette thèse.....	134
Figure 3.50 : Géométrie des éprouvettes utilisées pour les essais de cisaillement simple ou de cisaillement - cisaillement inverse. Epaisseur 1,5 mm.....	134
Figure 3.51 : Essais de cisaillement – cisaillement inverse, a) Image d'une zone cisailée mouchetée non déformée, b) Une éprouvette cisailée encore en place, c) Montage de cisaillement et caméra installés sur la plateforme.....	135
Figure 3.52 : Schéma de l'application des déplacements et des conditions d'amarrage de l'éprouvette.....	135
Figure 3.53 : Champ de déformation en cisaillement (ϵ_{12}) calculé par Correli Q4, le déplacement du vérin de -3,5 mm (Taille imagette 16 pixels et espacement 8 pixels, la taille du pixel 0,023 mm).....	136
Figure 3.54 : Courbe de comportement en cisaillement - cisaillement inverse de l'acier Inox304L-Cu. Déplacement maximal imposé de ± 2 mm.....	136
Figure 3.55 : Courbe du comportement en cisaillement - cisaillement inverse de l'acier TRIP 800. Déplacement maximal imposé de ± 4 mm.....	137

Figure 3.56 : Dispositif expérimental utilisé pour les essais d'emboutissage de l'acier Inox 304L.....	137
Figure 3.57 : Géométrie du poinçon pour essais Marciniak.....	138
Figure 3.58 : Epreuve initiale de forme octogonale, pour essai Marciniak en traction équi-biaxiale.....	139
Figure 3.59 : Film de téflon intercalé entre le poinçon et le contre flan ou le flan.....	139
Figure 3.60 : Dispositif d'essai Marciniak.....	140
Figure 3.61 : Epreuve emboutie, résultant d'un essai Marciniak interrompu sur acier Inox 304L.....	140
Figure 3.62 : Distribution et histogramme des niveaux de gris d'une épreuve non-déformée (zone d'intérêt). Images codées sur 8 bits (256 niveaux de gris), taille du pixel 0,07 mm.....	141
Figure 3.63 : Poinçon pour essais Nakazima.....	141
Figure 3.64 : Epreuve emboutie, résultant d'un essai Nakazima interrompu sur acier Inox 304L.....	141
Figure 3.65 : Courbes force - déplacement de 3 essais d'emboutissage réalisés sur l'Inox 304L....	142
Figure 3.66 : Evolutions des déformations logarithmiques dans les directions 1 et 2 et de la déformation équivalente de Von-Mises pour un essai de type Marciniak avec flan complet sur l'acier Inox 304L (essai 2, Taille de jauge virtuelle de 10 mm ×10 mm).....	142
Figure 3.67 : Champs de déformations logarithmiques et de vecteurs déplacement obtenus par corrélation d'images sur l'essai 2 : flan complet (traction équi-biaxiale, durée de sollicitation de 270 s et taille du pixel est de 0,07 mm).....	143
Figure 3.68 : Evolutions des déformations logarithmiques dans les directions 1 et 2 et de la déformation équivalente de Von Mises pour un essai de type Marciniak sur flan étroit (130 mm × 200 mm) en acier Inox 304L : essai 3 (proche d'un état de déformation plane, taille de la jauge virtuelle de 10 mm × 10 mm).....	143
Figure 3.69 : Champs de déformations logarithmiques et de vecteurs déplacements obtenus par corrélation d'images lors de l'essai 3 (traction plane, flan de largeur 130 mm, durée de sollicitation de 270 s et taille du pixel de 0,07 mm).....	143
Figure 3.70 : Configuration de la machine et du montage d'emboutissage de type Marciniak (CEMEF).....	144
Figure 3.71 : Géométrie du poinçon et de la matrice utilisés pour l'emboutissage du TRIP 800.....	144
Figure 3.72 : Méthode de gravure électrolytique.....	145
Figure 3.73 : Plaque avec mouchetis.....	145
Figure 3.74 : Matrice, serre-flan et épreuve d'emboutissage installés sur la machine. (a) vue de dessus – (b) vue de face.....	146
Figure 3.75 : Epreuve emboutie de l'essai 5.....	146
Figure 3.76 : Courbes force - déplacement de 2 essais d'emboutissage sur acier TRIP 800 : essai 1, (interruption de l'essai après un déplacement du vérin d'environ 9 mm) et essai 2 jusqu'à rupture.	147

Figure 3.77 : Aperçu du système de stréréocorrélation ARAMIS (CEMEF Sophia Antipolis).....	147
Figure 3.78 : Exemple d'images prises respectivement par les caméras de gauche et de droite après emboutissage, (essai 1).....	148
Figure 3.79 : Champs de déformation équivalente au sens de Von Mises calculé par stéréocorrélation à partir de deux paires d'images acquises lors de l'essai 1 (enfoncement du poinçon de 9 mm)	148
Figure 3.80 : Champ de déformation équivalente au sens de Von Mises calculé pour l'essai 2.....	148

Chapitre 4 : Identification des paramètres par analyse inverse

Figure 4.1 : Comparaison entre le problème direct et le problème inverse.....	154
Figure 4.2 : Principe de la méthode d'identification inverse.....	160
Figure 4.3 : Modèles éléments finis des essais et les conditions limites imposées.....	165
Figure 4.4 : Stratégie d'identification à partir d'un essai homogène : algorithme de type gradient (Levenberg-Marquardt).....	167
Figure 4.5 : Courbes expérimentale (entrée pour l'identification – sens (L)) et simulée du comportement de l'acier Inox 304L : simulation à partir des résultats de l'identification des jeux 1 et 2.....	170
Figure 4.6 : Courbes expérimentale (entrée pour l'identification) et simulée avec les paramètres identifiés du modèle semi-physique (jeux 1 et 2) : comportement en traction monotone de l'acier Inox 304L-Cu – sens (L).....	172
Figure 4.7 : Courbes expérimentale (entrée pour l'identification) et simulée avec les paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche (jeu 2) : comportement en traction de l'acier Inox 304L-Cu –L.....	173
Figure 4.8 : Courbes expérimentale (entrée pour l'identification – sens L) et simulée avec les paramètres résultant de l'identification du modèle semi-physique (jeu 2) : comportement en traction monotone de l'acier TRIP 800.....	174
Figure 4.9 : Courbes expérimentale (entrée pour l'identification – sens L) et simulée à partir des paramètres identifiés du modèle de Lemaitre et Chaboche (jeu 2) : comportement en traction monotone de l'acier TRIP 800.....	176
Figure 4.10 : Courbes expérimentale (entrée pour l'identification – sens L) et simulée avec les paramètres de Lemaitre et Chaboche résultats de l'identification (jeu 2) : comportement de l'acier TRIP 800 en traction – compression.....	177
Figure 4.11 : Courbes expérimentale (entrée pour l'identification – L dans la direction de déplacement) et simulée à partir des paramètres de Lemaitre et Chaboche résultats de l'identification (jeu 2) : comportement de l'acier TRIP 800 en cisaillement - cisaillement inverse.....	178
Figure 4.12 : Eprouvette «Meuwissen optimisée», a) géométrie de l'éprouvette «Meuwissen» choisie pour l'identification des paramètres (dimensions en mm), b) zone d'intérêt choisie (set d'éléments), c) conditions aux limites imposées pour les calculs éléments finis.....	179

Figure 4.13 : Courbe force en fonction du temps d'une éprouvette (Meuwissen) au comportement élastique isotrope soumise à une traction (déplacement imposé $U_2 = 15$ mm) : effet de la taille de mailles. a) déplacement U_x , b) déplacement U_y , c) déformation ϵ_{xx} , d) déformation ϵ_{yy} , e) déformation γ_{xy} 180

Figure 4.14 : Champs de déformations hétérogènes sur une éprouvette de type Meuwissen, au comportement élastique isotrope, soumis à un essai traction simple..... 181
a) déplacement U_x , b) déplacement U_y , c) déformation ϵ_{xx} , d) déformation ϵ_{yy} , e) déformation γ_{xy}

Figure 4.15 : Comparaison des déformations expérimentales et simulées (Tableau 4.17, jeu 2) par le modèle de Lemaitre et Chaboche pour l'acier Inox 304L sur les 460 éléments de la zone d'intérêt et pour les cinq incréments (successivement en allant vers la droite), a) déformation longitudinale ϵ_{yy} , b) déformation de cisaillement ϵ_{xy} , c) déformation transversale ϵ_{xx} 188

Figure 4.16 : Comparaison de déformations expérimentales et simulées par le modèle de Lemaitre et Chaboche pour l'acier Inox 304L-Cu avec 460 éléments et cinq incréments, a) déformation longitudinale ϵ_{yy} , b) déformation de cisaillement ϵ_{xy} , c) déformation transversale ϵ_{xx} 190

Figure 4.17 : Comparaison de déformations expérimentales et simulées par le modèle de Lemaitre et Chaboche pour l'acier Inox 304L-Cu avec 460 éléments et un seul incrément, a) ϵ_{yy} , b) ϵ_{xy} , c) ϵ_{xx} 191

Figure 4.18 : Comparaison de déformations expérimentales et simulées par le modèle de Lemaitre et Chaboche pour l'acier TRIP 800 avec 460 éléments et cinq incréments, a) ϵ_{yy} , b) ϵ_{xy} , c) ϵ_{xx} 193

Figure 4.19 : Géométrie de l'éprouvette utilisée pour les essais de traction et de traction-compression a) (dimensions en mm b) maillage éléments finis c) conditions aux limites pour un essai de traction monotone..... 194

Figure 4.20 : Eprouvette de traction équibiaxiale, a) maillage, b) conditions aux limites des simulations..... 195

Figure 4.21 : Champs de déformations logarithmiques a) b) c) mesurés par corrélation d'images (Vic-2D) sur une éprouvette Meuwissen d'acier Inox 304L et d) e) f) calculés par ABAQUS à partir des paramètres du modèle semi-physique identifiés à partir de la courbe contrainte - déformation obtenue lors d'un essai traction simple (Tableau 4.3, jeu 2)..... 196

Figure 4.22 : Champs de déformations logarithmiques a) b) c) mesurés par corrélation d'images (logiciel Vic-2D, taille du pattern 16 pixels et espacement de 16 pixels), (Inox 304L-Cu), $\delta x=1,6525$ mm, $\delta y=1,6562$ mm et d) e) f) résultats de la simulation numérique avec les paramètres identifiés du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai de traction simple (Tableau 4.21)..... 198

Figure 4.23 Champs de déformations logarithmiques a) b) c) mesurés par corrélation d'images (Vic-2D) sur une éprouvette Meuwissen d'acier Inox 304L-Cu et d) e) f) calculés par ABAQUS à partir des paramètres du modèle semi-physique du Tableau 4.22..... 200

Figure 4.24 : Courbes expérimentale et numérique (valeurs identifiées à partir des essais traction-compression, cisaillement-cisaillement inverse, Meuwissen, Tableau 4.23) du comportement de l'acier TRIP 800. 202

Figure 4.25 : Champs de déformations logarithmiques a) b) c) mesurés à l'aide du logiciel Vic-2D (Taille du pattern et espacement de 16 pixels) et d) e) f) calculés avec les paramètres identifiés du modèle Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai traction simple (Tableau 4.23 colonne TU), acier TRIP 800, déplacements vérins $\delta x=0,8402$ mm, $\delta y=0,8517$ mm..... 203

Figure 4.26 : Champs de déformations logarithmiques mesurés par Vic-2D et simulés par ABAQUS à partir des paramètres du modèle semi-physique du Tableau 4.25. Essai de traction sur éprouvette Meuwissen en acier TRIP 800..... 205

LISTE DES TABLEAUX

Chapitre 1 : Aciers à transformation de phase et mise en forme

Tableau 1.1 : Composition chimique des principaux aciers inoxydables austénitiques.....	12
Tableau 1.2 : Composition chimique – Taille des îlots d’austénite – dosage de phase : austénite (γ), ferrite (α), bainite (b) – teneur en carbone de l’austénite des aciers TRIP multiphasés [Kub04].....	14

Chapitre 2 : Modélisation du comportement mécanique des aciers à effet TRIP

Tableau 2.1 : Valeurs de références des paramètres du modèle semi-physique.....	87
---	----

Chapitre 3 : Caractéristiques expérimentales du comportement mécanique

Tableau 3.1 : Composition chimique (% pds) des deux nuances d’Inox 304L (100% austénitiques).	101
Tableau 3.2 : Composition chimique - dosage de phase - teneur en carbone de l’austénite des aciers TRIP800 multiphasés.	101
Tableau 3.3 : Tableau récapitulatif des essais mécaniques réalisés.	103
Tableau 3.4 : Caractéristiques des essais réalisés (Inox 304L).....	142
Tableau 3.5 : Caractéristiques des essais réalisés (TRIP 800).....	147

Chapitre 4 : Identification des paramètres par analyse inverse

Tableau 4.1 : Validation numérique de l’algorithme à partir d’un essai de traction monotone numérique et à partir de deux jeux de paramètres initiaux pour le modèle de Lemaitre et Chaboche.....	168
Tableau 4.2 : Validation numérique de l’algorithme à partir d’un essai de traction monotone numérique et à partir de deux jeux de paramètres initiaux pour le modèle semi-physique.....	168
Tableau 4.3 : Résultats de l’identification des paramètres du modèle semi-physique à partir d’essai traction monotone et à partir de deux jeux de paramètres initiaux différents pour l’acier Inox 304L.....	169
Tableau 4.4 : Matrice de corrélation du modèle semi-physique calculée à partir d’un essai traction uniaxiale (jeu 2) pour l’acier Inox 304L.....	171
Tableau 4.5 : Résultats de l’identification des paramètres du modèle semi-physique à partir d’un essai de traction monotone et de deux jeux de paramètres initiaux pour l’acier Inox 304L-Cu.....	171
Tableau 4.6 : Matrice de corrélation du modèle semi-physique calculée à partir d’un essai traction uniaxiale pour l’acier Inox 304L-Cu.....	172

Tableau 4.7 :	Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai de traction monotone et de deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier Inox 304L-Cu.....	173
Tableau 4.8 :	Résultats de l'identification des paramètres du modèle semi-physique à partir d'un essai de traction monotone et de deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier TRIP 800, a) paramètres fixés de l'austénite et de la martensite b) identifiés de la ferrite et de la bainite.....	175
Tableau 4.9 :	Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai de traction monotone et de deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier TRIP 800.....	176
Tableau 4.10 :	Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai de traction-compression et de deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier TRIP 800.....	177
Tableau 4.11 :	Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai de cisaillement-cisaillement inverse et deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier TRIP 800.....	178
Tableau 4.12 :	Résultats de la validation de l'algorithme d'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai Meuwissen et de deux jeux de paramètres initiaux.....	184
Tableau 4.13 :	Résultats de la validation de l'algorithme d'identification des paramètres du modèle semi-physique et à partir d'un essai Meuwissen et de deux jeux de paramètres initiaux.....	185
Tableau 4.14 :	Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche avec des champs de déformations bruités : bruit de 1%.....	186
Tableau 4.15 :	Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche avec des champs de déformations bruités : bruit de 5%.....	186
Tableau 4.16 :	Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche avec des champs de déformations bruités : bruit de 10%.....	186
Tableau 4.17 :	Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai Meuwissen de deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier Inox 304L avec cinq incréments et déformations mesurées par corrélation d'images.....	187
Tableau 4.18 :	Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai Meuwissen et de deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier Inox 304L-Cu avec cinq incréments et des déformations mesurées par corrélation d'images.....	189
Tableau 4.19 :	Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai Meuwissen et de deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier Inox 304L-Cu avec un seul incrément et des déformations mesurées par corrélation d'images.....	189

Tableau 4.20 : Résultats d'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'essai Meuwissen et à partir de deux jeux de paramètres initiaux différents pour l'acier TRIP 800 avec cinq incréments.....	192
Tableau 4.21 : Valeurs des paramètres identifiés du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'une part de la courbe d'un essai de traction monotone et d'autre part des champs de déformations mesurés lors d'une traction sur éprouvette Meuwissen (1 seul incrément), acier Inox 304L-Cu.....	197
Tableau 4.22 : Un jeu de paramètres résultat (non unique) de la procédure d'identification du modèle semi-physique à partir d'une courbe contrainte - déformation d'un essai de traction pour l'acier Inox 304L-Cu.....	199
Tableau 4.23 : Différents jeux de paramètres identifiés du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir des courbes contrainte – déformation en traction uniaxiale (TU), en traction compression (TC), en cisaillement - cisaillement inverse (Cis-CI) et à partir d'un essai Meuwissen et des champs de déformations mesurés (solution non unique) pour l'acier TRIP 800.....	201
Tableau 4.24 : Paramètres « identifiés » du modèle semi-physique à partir de la courbe de traction monotone de l'acier TRIP 800.....	204

Introduction générale

Le contexte industriel actuel joint à des exigences de compétitivité économique conduisent les entreprises à de forts impératifs d'innovation technologique dont ceux relevant des matériaux de structures. Dans le domaine de l'industrie automobile, la diminution du prix et de la consommation de carburant inhérente à l'allègement des véhicules - ainsi que l'amélioration de la sécurité et la préservation de l'environnement restent des préoccupations majeures. Afin de répondre à ces exigences, les constructeurs automobiles introduisent des nouveaux matériaux innovants dont des aciers à haute ductilité.

Les aciers à effet TRIP répondent aux exigences posées dans les cahiers des charges en termes de résistance et de ductilité. Au cours d'un chargement thermomécanique dans ces aciers, l'effet TRIP (TRansformation Induced Plasticity) dû à la transformation de l'austénite résiduelle en martensite se traduit par une évolution de leur microstructure. La transformation peut améliorer le comportement mécanique (la formabilité, la résistance et la capacité d'absorption d'énergie,...) ce qui rend particulièrement attractif l'emploi des aciers à effet TRIP pour des applications industrielles à fortes valeurs ajoutées telles que la réalisation des pièces de renfort des véhicules.

La modélisation du comportement d'aciers à effet TRIP constitue un vaste domaine d'investigation qui comporte encore des verrous scientifiques à faire sauter pour pouvoir prétendre apporter des réponses à certaines problématiques industrielles. La simulation numérique de la mise en forme des aciers à effet TRIP peut prédire au mieux les phases du procédé si elle exploite des modèles de lois de comportement intégrant finement les mécanismes de transformation austénite-martensite sous sollicitations complexes. En effet, la simulation numérique exploitant des modèles de comportement avancés et implémentés dans les codes de calculs par éléments finis permet de prédire l'évolution spatio-temporelle du durcissement associé à l'érouissage, celle des déformations induites par la transformation, de la fraction volumique de martensite formée dans une pièce de géométrie complexe sollicitée selon divers modes de chargement.

Dans ce sens, la réussite des simulations de mise en forme des aciers à effets TRIP et les calculs prédictifs de leur tenue en service nécessite l'intégration de phénomènes complexes inhérents à la transformation de phases mais conditionnés également par le trajet de chargement. Ces phénomènes sont du premier ordre mais restent généralement difficiles à modéliser numériquement, à caractériser et à identifier expérimentalement.

De nombreux travaux ont été consacrés à la modélisation du comportement mécanique des aciers à effet TRIP. Celle-ci nécessite une compétence pluridisciplinaire allant de la métallurgie physique du matériau, et de la cristallographie, aux mathématiques, à la thermodynamique et à la mécanique des matériaux. Néanmoins, une des difficultés encore rencontrées dans le domaine de la modélisation et de la simulation numérique réside dans la détermination fiable et robuste des valeurs des paramètres gouvernant le comportement de ces matériaux et dont l'impact est très important sur la précision des résultats numériques. Plusieurs travaux ont été réalisés pour développer des stratégies d'identification de paramètres (gouvernant le comportement) et pour analyser leur sensibilité à la transformation de phases et au trajet de chargement. L'objectif de ce travail est d'analyser le comportement de trois aciers à effets TRIP et d'en identifier les paramètres du comportement pour des chargements

monotones et séquentiels. Le but est aussi d'essayer de discriminer l'influence du trajet de chargement de l'effet de la transformation martensitique.

Dans ce sens, deux modèles de lois de comportement sont considérés. L'identification de leurs paramètres est menée à travers le développement d'une approche mutualisant les techniques expérimentales de mesures de champs cinématiques et les approches inverses d'identification couplées aux simulations par éléments finis.

Ce travail a été abordé selon trois aspects intimement liés ;

- Modélisation du comportement élasto-plastique d'aciers à effet TRIP et l'implémentation des lois de comportement dans un code de calcul par éléments finis ABAQUS.
- Essais mécaniques monotones, séquentiels, homogènes et hétérogènes visant à caractériser les comportements mécaniques des trois aciers à effet TRIP et à la constitution d'une base de données expérimentales sur différentes configurations de chargement.
- Identification inverse des paramètres des modèles proposés à l'aide d'un algorithme de minimisation de fonction objectif construite à partir de la base de données expérimentales.

Le travail présenté est structuré en quatre chapitres.

Chapitre 1

Ce chapitre est consacré à la phénoménologie de la transformation martensitique et plus particulièrement de l'effet TRIP (TRAnsformation Induced Plasticity) dans les aciers à structure entièrement ou partiellement austénitique instable lors d'un chargement thermomécanique. Ce chapitre présente également les éléments de base de la thermodynamique et de la cinétique de la transformation, nécessaires pour mettre en évidence les conséquences de la transformation martensitique sur le comportement mécanique des aciers à effet TRIP. Ce chapitre comporte, de manière non exhaustive, les travaux antérieurs traitant de l'influence de l'état de contrainte couplé à la transformation sur le comportement mécanique sous chargement complexe. La deuxième partie de ce chapitre traite des différentes configurations d'essais d'emboutissage utilisées en laboratoire et permettant de mettre en évidence l'effet du trajet de chargement. La dernière partie consiste à présenter certaines méthodes de mesure de champs de cinématiques exploitables en mise en forme et leurs spécificités techniques.

Chapitre 2

Ce chapitre est consacré à la modélisation du comportement mécanique des aciers à effet TRIP. La première partie de ce chapitre fait un rappel des caractéristiques générales de la transformation martensitique et des phénomènes liés à cette transformation de phase. Dans la deuxième partie, une étude bibliographique concernant les différents aspects liés aux phénomènes de la transformation (cinétique de transformation, plasticité de transformation) est présentée. Dans la suite de cette partie une étude non exhaustive des différentes classes de modèles de comportement macroscopique des aciers à effet TRIP est effectuée. Les avantages et inconvénients des modèles présentés et les applications envisagées conduisent à choisir un modèle qualifié de semi-physique pour l'implanter dans un code de calcul par éléments finis afin de le confronter aux différents essais mécaniques réalisés dans le chapitre 3. Dans la troisième partie de ce chapitre, le modèle semi-physique choisi

ainsi que les modifications rendues nécessaires par son implémentation numérique dans un sous-programme utilisateur VUMAT du code de calcul par éléments finis Abaqus/Explicit sont détaillés.

La quatrième et dernière partie du chapitre 2 est consacrée à l'analyse de sensibilité des paramètres du modèle semi-physique. Cette analyse permet une meilleure compréhension des impacts des paramètres sur le comportement. Elle contribue ainsi à cerner le degré d'influence de chaque paramètre et d'en déduire les éventuelles interactions avec d'autres paramètres gouvernant le modèle de comportement. L'analyse de sensibilité permet de déterminer les paramètres dont l'influence sur les variables observables est importante. Ces variables observables, mesurables expérimentalement, sont les champs de déformations (mesurés par DIC) et les efforts. La nature des mesures contribue à orienter la stratégie d'identification en focalisant sur l'identifiabilité des paramètres les plus pertinents et dont l'influence sur le comportement, et par conséquent sur les observables, est importante.

Chapitre 3

Ce chapitre correspond aux études des caractéristiques expérimentales du comportement mécanique des aciers à effet TRIP étudiés : Inox 304L, Inox 304L-Cu et TRIP 800. Dans la première partie de ce chapitre, les caractéristiques microstructurales (compositions chimiques et micrographies) des deux types d'acier : entièrement austénitique (Inox 304L et Inox 304L-Cu) et partiellement austénitique (TRIP 800 multiphasé) sont présentées.

Dans la suite de ce travail, les études du comportement mécanique de ces aciers ont été effectuées principalement par différents essais mécaniques : essais monotones homogènes et hétérogènes (traction uniaxiale, traction équibiaxiale et Meuwissen avec une nouvelle géométrie optimisée) ; essais homogènes et hétérogènes séquentiels (traction-compression, cisaillement-cisaillement inverse) ; essais d'emboutissage (Marciniak et Nakazima). Deux montages d'essais mécaniques ont été entièrement conçus et réalisés pendant cette thèse. Ils sont dédiés aux essais séquentiels nécessaires pour une caractérisation de l'écrouissage, (effet Bauschinger), (traction - compression et cisaillement - cisaillement inverse). L'ensemble des essais monotones et séquentiels réalisés alimentent la base de données expérimentales en vue de l'identification des paramètres des deux modèles utilisés dans le chapitre 4. Les essais d'emboutissage réalisés devraient permettre dans la suite de ce travail de valider les paramètres identifiés des modèles utilisés sur des essais de mise en forme.

La technique de corrélation d'images utilisée dans ce travail permet d'obtenir les champs de déformations. Les champs de déformations sont systématiquement mesurés à l'aide des logiciels Correli-Q4 et Vic-2D. Les différents essais sont exploités soit comme des essais homogènes (valeurs moyennes) soit comme des essais hétérogènes (valeurs locales)

Chapitre 4

Une modélisation précise de la loi de comportement mécanique d'un matériau nécessite des valeurs de paramètres appropriés. Ces paramètres peuvent être identifiés à l'aide d'une méthode d'identification inverse. L'objet de ce chapitre est l'identification des paramètres de deux modèles de lois de comportement étudiés par une méthode d'identification inverse fondée sur l'algorithme de minimisation au sens des moindres carrés (Levenberg - Marquardt) et couplée au code de calcul par éléments finis Abaqus. Ce chapitre s'articule en quatre parties. La première partie de ce chapitre consiste en une synthèse bibliographique sur les méthodes d'identification par approches inverses. La deuxième partie est une présentation de l'algorithme d'identification à partir d'un essai homogène

(traction uniaxiale, traction –compression et cisaillement – cisaillement inverse). Dans cette stratégie d'identification qui exploite les résultats des essais homogènes, la fonction *objectif* est construite en termes de contrainte. Dans la deuxième partie, la deuxième stratégie d'identification inverse basée sur les champs de déformations d'un essai hétérogène et les paramètres identifiés du modèle de Lemaitre et Chaboche est présentée. La dernière partie concerne la validation expérimentale des paramètres identifiés sur différents essais mécaniques.

CHAPITRE 1

Aciers à transformation de phase et mise en forme

SOMMAIRE

1.1. Introduction	6
1.2. Effet TRIP (TRansformation Induced Plasticity) dans les aciers	6
1.2.1. Etude microscopique de l'effet TRIP.....	6
1.2.2 Etude macroscopique de l'effet TRIP dans les aciers	10
1.2.3. Aspects thermodynamiques de la transformation martensitique.....	15
1.2.4. Cinétique de la transformation martensitique	18
1.2.5. Propriétés mécaniques d'aciers à effet TRIP.....	21
1.3. Mise en forme des aciers à effet TRIP	24
1.3.1. Généralités concernant le procédé d'emboutissage	24
1.3.2. Différents types d'essais standards d'emboutissage	27
1.3.3. Cas des aciers à effet TRIP	31
1.4. Techniques de mesure de champs cinématiques.....	31
1.4.1. Généralités	31
1.4.2. Techniques de corrélation d'images numériques	33
1.4.3. Logiciel de corrélation d'images numériques Correli LMT et Correli Q4	41
1.4.4. Logiciel de corrélation d'images numériques Vic-2D	46
1.4.5. Technique de stéréocorrélation	49
1.5. Conclusion.....	53

1.1. Introduction

Ce chapitre est consacré à la phénoménologie de la transformation martensitique et plus particulièrement de l'effet TRIP (TRansformation Induced Plasticity) dans les aciers. Cet effet se manifeste dans les aciers à structure entièrement ou partiellement austénitique instable lors d'un chargement thermomécanique. La transformation martensitique est expliquée par des considérations métallurgiques, mettant en évidence le rôle de la cristallographie sur l'apparition des variantes de martensite.

Ce chapitre comporte des éléments de base de thermodynamique et de cinétique de la transformation, nécessaires pour mettre en évidence les conséquences de la transformation martensitique sur le comportement mécanique des aciers à effet TRIP. Leur comportement mécanique macroscopique est ensuite analysé, à travers les travaux de la littérature, afin de cerner l'effet de la température sur la transformation martensitique. La transformation de phase génère des obstacles pour les dislocations, induisant un durcissement du matériau. Des travaux antérieurs montrent également que le comportement mécanique sous chargements complexes est influencé par le taux de triaxialité des contraintes ; ce dernier change la cinétique de transformation martensitique.

Différentes configurations d'essais d'emboutissage utilisées en laboratoire sont ensuite présentées. Ces essais permettent de mettre en évidence l'effet du trajet de chargement sur la réponse thermomécanique de ces aciers. La dernière partie de ce chapitre porte sur les techniques de mesure de champs de déformations exploitables en mise en forme et leurs spécificités techniques.

1.2. Effet TRIP (TRansformation Induced Plasticity) dans les aciers

1.2.1. Etude microscopique de l'effet TRIP

TRansformation Induced Plasticity, cette expression en anglais indique que la plasticité est induite par la transformation. La martensite tient son nom de l'illustre métallurgiste allemand Adolphe MARTENS. Les termes de martensite et de transformation martensitique sont aussi bien utilisés dans les alliages ferreux que les non-ferreux. Dans les aciers à effet TRIP, cette transformation correspond à un changement de phase particulier qui se produit à l'état solide et qui est à l'origine des propriétés remarquables des matériaux dans lesquels elle se produit.

La transformation martensitique se classe dans la catégorie des transformations cristallographiques displacives [COC79]. Elle se produit sans aucun phénomène de diffusion atomique ; elle se présente comme un mouvement coopératif des atomes à des vitesses proches de la vitesse du son dans le matériau. Le changement de phase ne résulte pas d'un changement de composition chimique dans la phase martensitique, mais une interface sépare les deux phases initiale et formée [OC82].

La transformation se fait par le déplacement des atomes de leurs sites dans la phase mère vers des sites voisins qui définissent la configuration de la nouvelle phase. Pour que la transformation martensitique se produise, la vitesse de refroidissement doit être élevée ce qui ne permet pas aux atomes de se déplacer par diffusion. Il en résulte une déformation macroscopique sous la forme d'un cisaillement qui se compense par une déformation supplémentaire et la plastification de l'austénite. Cette transformation est caractérisée par un changement de volume et par un changement de forme laissant un plan invariant, et par une énergie de déformation élastique (Figure 1.1) [OC75].

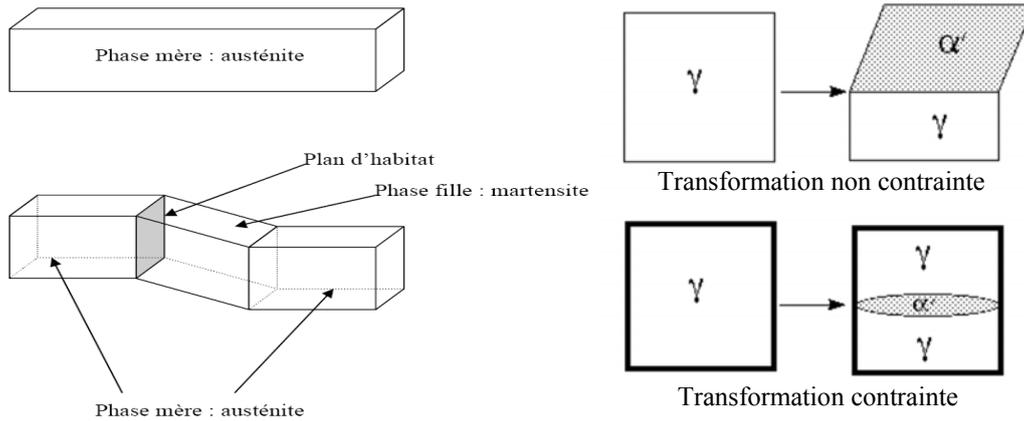


Figure 1.1 : Changement de forme associé à la transformation martensitique [Ser06].

La structure et la morphologie de la martensite varient en fonction de la composition chimique du matériau et de la température à laquelle se produit la transformation. Dans les aciers, la martensite possède trois types de structures cristallines [Mak90] :

- La martensite α' a une structure tétragonale (ou quadratique) centrée TC. Elle est observée dans les alliages binaires Fe-C et se retrouve dans les aciers TRIP industriels. Elle possède une forte énergie de fautes d'empilement.
- La martensite ϵ a une structure hexagonale compacte HC ;
- La martensite tétragonale à faces centrées TFC est observée dans les alliages Fe-Pd et Fe-Pt [Mak90].

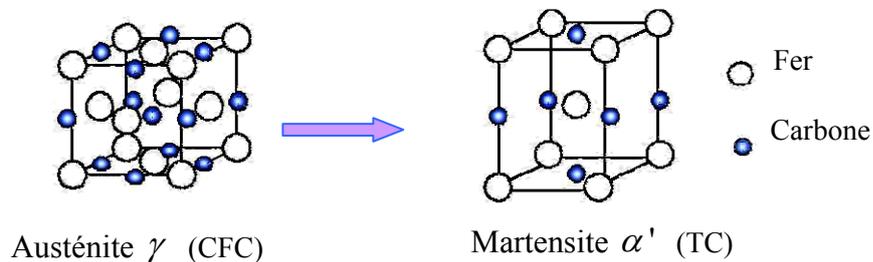


Figure 1.2 : Changement de structure cristalline de l'austénite γ en martensite α' dans les aciers à effet TRIP [Ser06].

La structure cristalline de l'austénite γ est une structure cubique à faces centrées (CFC), c'est une solution solide d'insertion de carbone dans le fer. Les atomes de carbone sont situés dans les sites interstitiels octaédriques du type $[1/2, 1/2, 1/2]$ (centre de la maille) et $[0, 0, 1/2]$ (milieu de chaque arête) Figure I.2. Dans la martensite α' , les atomes de carbone sont situés dans les sites interstitiels octaédriques en positions $[0, 0, 1/2]$ (milieu des arêtes parallèles à l'axe c) et $[1/2, 1/2, 0]$ (base de la maille).

La martensite est une solution sursaturée en carbone dans le réseau du fer α . Cette sursaturation en carbone produit une distorsion du réseau de la maille d'autant plus marquée que la teneur en carbone est élevée. Les dimensions des paramètres de maille de la martensite α' (« a » petit côté de la maille quadratique et « c » grand côté de la maille quadratique) dépendent de sa teneur en carbone. Cette dépendance a été vérifiée dans plusieurs études. (Figure 1.3). La teneur en carbone augmente la dureté de la martensite. Le paramètre de maille de l'austénite augmente également avec la teneur en carbone [Rob53, RSZ69, RAC53].

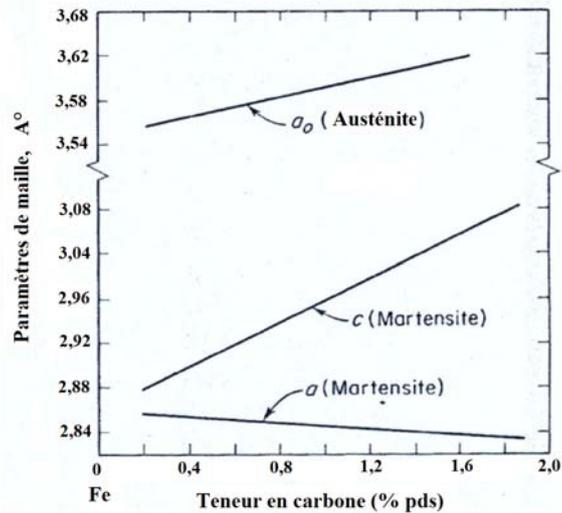


Figure 1.3 : Dépendance des paramètres de maille de la martensite avec la teneur en carbone [RAC53].

La structure cristalline de la martensite varie en fonction de l'énergie de faute d'empilement. Une forte énergie de faute d'empilement conduit à la formation directe de martensite α' par le mécanisme $\gamma \rightarrow \alpha'$ alors qu'une faible énergie de faute d'empilement conduit à la formation de martensite ϵ , puis la phase α' se forme aux intersections des variantes de martensite ϵ . Ce mécanisme indirect de formation $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ a été observé dans les aciers inoxydables AISI304 à faible teneur en carbone [Bot97]. Les auteurs mentionnent que la fraction volumique de martensite ϵ ne dépasse pas 7 à 10%.

L'énergie de faute d'empilement (EFE) est fonction de la composition chimique et de la température. Plusieurs auteurs [SR75, LP72] ont étudié l'effet de la composition chimique et de la température sur l'EFE. Selon ces études, le carbone et le nickel augmentent l'EFE, tandis que les autres éléments, tels que Cr, Si, Mn, N, la diminuent.

La morphologie de la martensite dépend de la composition chimique, des contraintes et déformations locales et de l'énergie de faute d'empilement. Elle peut être lenticulaire, sous forme de lattes, de papillons, de plaquettes, d'aiguilles plates, (Figure 1.4).

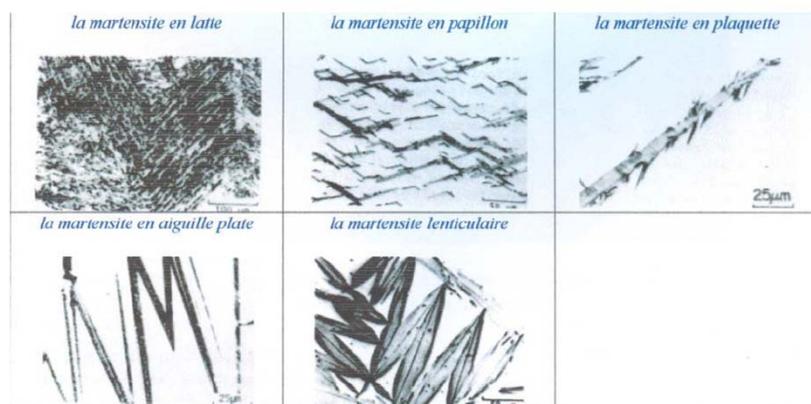


Figure 1.4 : Variantes de martensite [Sou07].

Le changement de structure cristallographique est accompagné par une déformation homogène du réseau cristallin avec une composante déviatorique et un changement de forme associé. Cette déformation homogène du réseau cristallin a été décrite par Bain (Figure 1.5) [BD24]. Dans le cas de la déformation de Bain, les contraintes internes et l'énergie élastiques sont partiellement relaxées par

l'activation d'autres mécanismes inélastiques tels que :

- Déformation plastique par glissement de dislocations ou maclage dans la martensite et l'austénite,
- Adaptation de la morphologie de la phase transformée (plaquettes, lattes, aiguilles,...), Figure 1.4,
- Arrangement microstructural : formation de martensite en papillons, groupes de variantes auto-accommodantes...

Schématiquement, la déformation de transformation est composée de trois déformations différentes :

- La déformation de Bain qui est une déformation homogène du réseau cristallin liée au passage de la structure atomique de la phase austénite à celle de la phase martensite. Cette déformation assure la correspondance du réseau cristallin dans les deux phases [BD24].

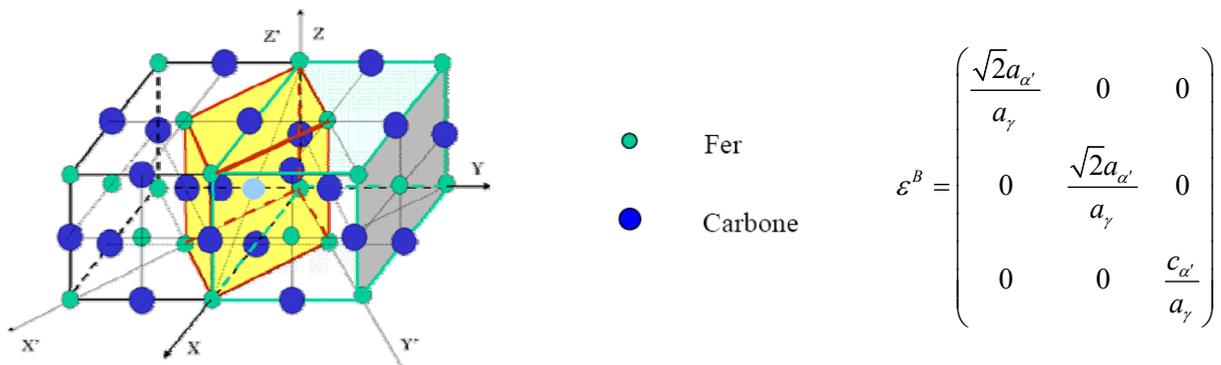


Figure 1.5 : Théorie de Bain, obtention de la maille de martensite à l'intérieur d'une maille d'austénite ; tenseur des déformations de Bain dans le repère (O, X', Y', Z') [Kub04].

- Une déformation à réseau invariant, induite par glissement plastique ou par maclage. Cette déformation permet de relaxer les contraintes internes engendrées par la déformation de Bain.
- Une rotation qui est nécessaire pour connecter le cristal d'austénite avec celui de martensite le long du plan d'habitat.

La Figure 1.6 montre une représentation graphique de ces trois déformations. La martensite se forme dans des plans cristallographiques particuliers appelés plans d'habitat afin de minimiser l'énergie de déformation.

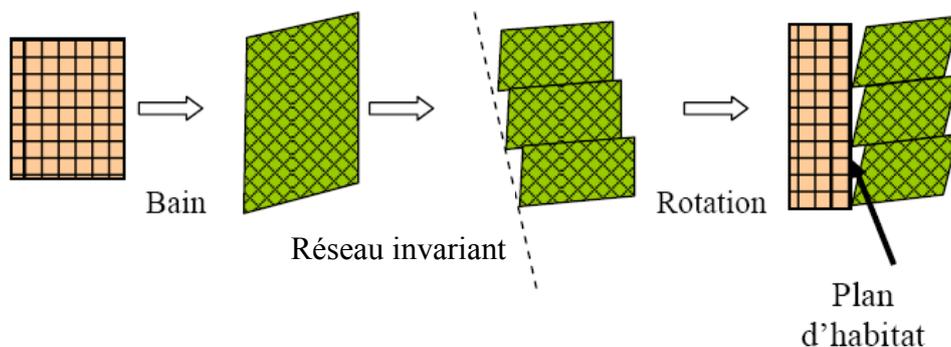


Figure 1.6 : Trois étapes de la transformation martensitique [Kub04].

1.2.2 Etude macroscopique de l'effet TRIP dans les aciers

La transformation martensitique induit une déformation plastique macroscopique correspondant au phénomène de plasticité de transformation. La phase transformée en martensite accumule des contraintes qui peuvent être relaxées par une déformation plastique sous forme de glissement de dislocations ou de macles. Dans les aciers à effet TRIP, cette plasticité de transformation de l'austénite métastable se traduit par un changement soudain de la pente d'écrouissage [PC53].

La plasticité de transformation est généralement définie comme un accroissement significatif de la plasticité pendant une transformation de phase. Une déformation plastique a lieu pour une contrainte externe appliquée, telle que la contrainte équivalente est inférieure à la limite d'élasticité du matériau.

Dans la littérature, la plupart des modèles de la plasticité de transformation sont basés sur deux mécanismes appelés respectivement effet Magee et effet Greenwood Johnson.

- Effet Magee

L'effet Magee considère que la contrainte appliquée provoque une orientation préférentielle des plaquettes de martensite, qui est à l'origine de la plasticité de transformation. Cette plasticité de transformation ε_0^{pt} se compose d'une expansion ε_0 et d'un cisaillement γ_0 [Mag66]. En effet lors d'un refroidissement à contrainte nulle, aucune déformation de transformation, hormis la variation de volume, n'est formée. Car la formation des variantes est équiprobable et les déformations de transformation liées aux variantes de martensite se compensent mutuellement. Au contraire, si le déviateur des contraintes est non nul avec un refroidissement, seules les variantes les mieux orientées par rapport au chargement sont activées. En plus, en raison de la présence de la contrainte appliquée, un effet supplémentaire d'orientation de la déformation de transformation se produit en raison de cette sélection des variantes durant la transformation de phase (Figure 1.7).

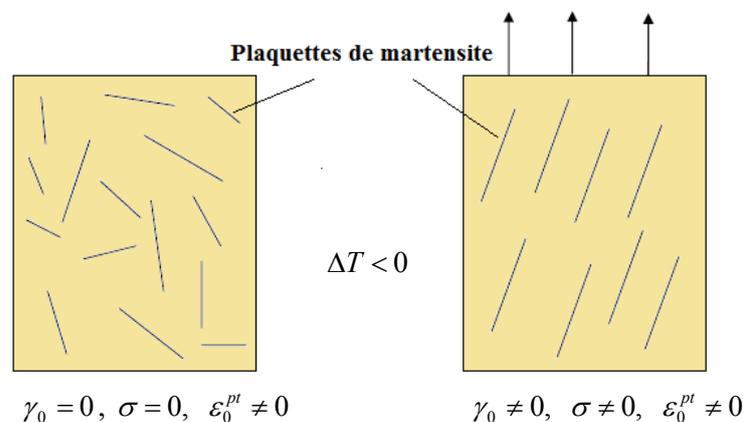


Figure 1.7 : Orientation des plaquettes de martensite lors d'une transformation martensitique sous contrainte (effet Magee), ε_0^{pt} est la plasticité de transformation.

- Effet Greenwood Johnson

Greenwood et Johnson [GJ65] ont étudié la plasticité de transformation à 910°C lors du changement de phase du fer α au fer γ pour un alliage Fe-0,39%C. Selon ces auteurs, la transformation martensitique s'accompagne d'une variation de volume qui produit un écoulement plastique de l'austénite autour des variantes. L'amplitude de la plasticité de transformation, ε_0^{pt} , dépend de trois facteurs qui sont :

- l'amplitude de la variation volumique de transformation,
- le niveau de la contrainte appliquée,

- les propriétés mécaniques des phases en présence au cours de la transformation.

Lorsque le refroidissement se fait sous contrainte, l'écoulement plastique est orienté dans la direction de la contrainte externe (Figure 1.8). La déformation plastique macroscopique est la résultante de la superposition du champ de contrainte interne liée à la déformation de transformation et du champ de contrainte externe appliquée.

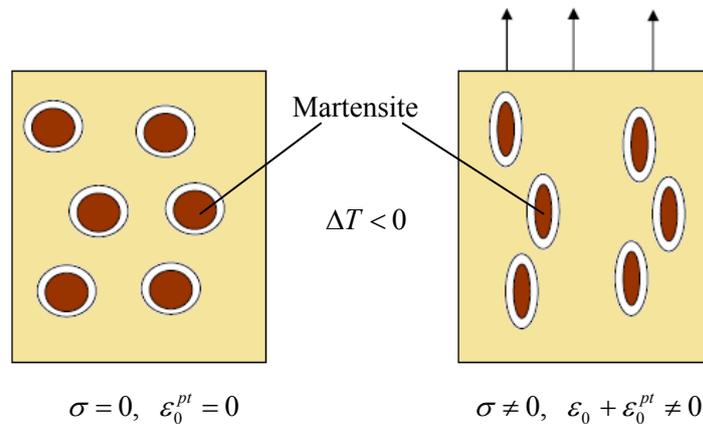


Figure 1.8 : Accommodation anisotrope de l'écoulement plastique local - comparaison entre transformation avec et sans contrainte appliquée (effet Greenwood – Johnson).

- Aciers à effet TRIP

Les aciers désignés par le terme TRIP sont des aciers présentant un comportement mécanique particulier. Ils ont à la fois une résistance élevée et une haute ductilité, ce qui les rend particulièrement intéressants pour la mise en forme par déformation plastique.

En ajustant les éléments chimiques, il est possible de conserver une austénite métastable à température ambiante, c'est à dire une transformation martensitique qui progresse avec la sollicitation mécanique. Cette transformation contribue au durcissement progressif de ces aciers et elle ajoute ses effets à ceux de l'écrouissage de l'austénite [PGB+06]. La composition chimique, les paramètres d'élaboration, et plus particulièrement les traitements thermiques sont les paramètres qui règlent directement les caractéristiques physiques, chimiques et mécaniques des différentes nuances d'aciers.

Les aciers à effet TRIP sont classés dans deux catégories, en fonction de leur microstructure :

- Aciers à effet TRIP entièrement austénitiques, qui sont fortement alliés (Fe-Ni, AISI 304, AISI 301, ...).
- Aciers TRIP multiphasés, qui sont faiblement alliés et seulement partiellement austénitiques.

Dans cette étude, les aciers étudiés appartiennent respectivement à ces deux catégories : aciers inoxydables de type AISI 304L, entièrement austénitique à température ambiante, et acier multiphasé TRIP 800.

- Aciers Inox austénitiques

Parmi les aciers austénitiques certains sont dits inoxydables en raison de leur excellente résistance à la corrosion, en particulier celle qui est due à l'oxydation par l'air et par les acides. De nombreuses nuances d'aciers inoxydables sont développées pour des applications spéciales dans l'industrie du pétrole, de l'agro-alimentaire de l'industrie chimique et dans l'aéronautique. Le chrome, dont la proportion atteint au moins 10%, est l'élément d'addition essentiel de l'acier inoxydable (Tableau 1.1). C'est lui qui donne à l'acier inoxydable sa résistance à la corrosion et à l'oxydation. Le deuxième élément d'alliage est le nickel, c'est un élément gammagène qui stabilise l'austénite à température

ambiante (Figure 1.9). Pour les produits laminés, le modèle de Pryce et Andrew propose un diagramme pour prédire la structure de l'acier en fonction de sa composition chimique.

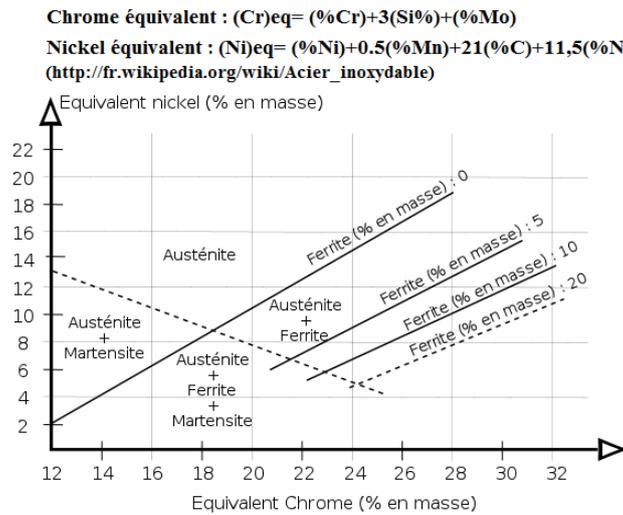


Diagramme de Pryce et Andrew

Figure 1.9 : Diagramme de Pryce et Andrew.

L'utilisation de ce type d'acier est limitée par leur coût de fabrication élevé. Le Tableau 1.1 montre quelques compositions chimiques classiques d'aciers Inox austénitiques. Figure 1.10 présente une micrographie optique de la microstructure d'un acier entièrement austénitique à température ambiante d'un acier Inox austénitique (AISI 304).

TENEURS EN % (MINI-MAXI)

DESIGNATION (NF EN / AISI)	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Cu	Mo	Ni	Ti	W	Nb
Austénitiques													
X4CrNi 18.10 - 1.4301 / 304	≤ 0,07	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	17,00			8,00			
							19,50			10,50			
X2CrNi 18.9 - 1.4307 / 304 L	≤ 0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	17,50			8,00			
							19,50			10,00			
X2CrNi 19.11 - 1.4306 / 304 L	≤ 0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	18,00			10,00			
							20,00			12,00			
X4CrNi 18.12 - 1.4303 / 305	≤ 0,06	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	17,00			11,00			
							19,00			13,00			
X4CrNiMo 17.12.2 - 1.4401 / 316	≤ 0,07	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	16,50			10,00			
							18,50			13,00			
X2CrNiMo 17.12.2 - 1.4404 / 316 L	≤ 0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	16,50		2,00	10,00			
							18,50		2,50	13,00			
X2CrNiMo 17.12.3 - 1.4432 / 316 L	≤ 0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	16,50		2,50	10,50			
							18,50		3,00	13,00			
X6CrNiMoTi 17.12.2 - 1.4571 / 316 Ti	≤ 0,08	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015		16,50		2,00	10,50	5 x C		
							18,50		2,50	13,50	0,70		
X2CrNiMo 18.15.4 - 1.4438 / 317 L	≤ 0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	17,50		3,00	13,00			
							19,50		4,00	16,00			
X6CrNiTi 18.10 - 1.4541 / 321	≤ 0,08	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015		17,00			9,00	5 x C		
							19,00			12,00	0,70		
X1CrNiSi 18.15.4 - 1.4361 / 18.15	≤ 0,015	3,70	≤ 2,00	0,025	≤ 0,010	≤ 0,11	16,50		≤ 0,20	14,00			
		4,50					18,50			16,00			
X1NiCrMoCu 25.20.5 - 1.4539 / 904 L	≤ 0,020	≤ 0,70	≤ 2,00	0,03	≤ 0,010	≤ 0,15	19,00	1,20	4,00	24,00			
							21,00	2,00	5,00	26,00			
Z2NCDU 25.25.05 Az - 1.4537 / URSB8	≤ 0,020	≤ 0,70	≤ 2,00	0,03	≤ 0,010	0,17	24,00	1,20	4,70	24,00			
						0,25	26,00	2,00	5,70	27,00			

http://www.almet-metal.com/en/iso_album/catalogue_normes_inox_1.pdf

Tableau 1.1 : Composition chimique des principaux aciers inoxydables austénitiques.

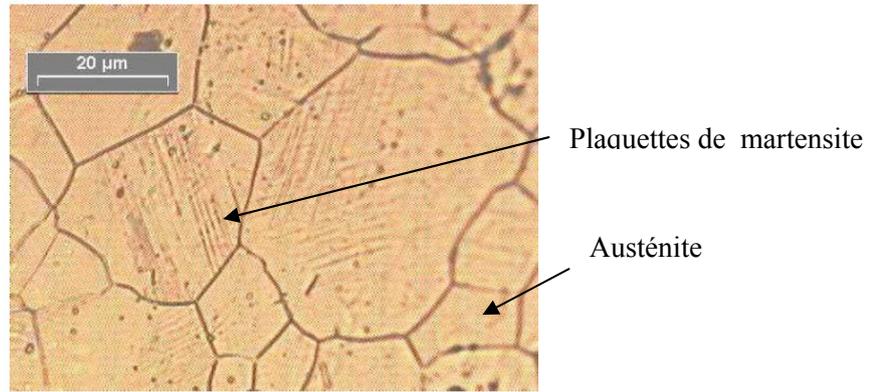


Figure 1.10 : Micrographie optique de la microstructure d'un acier austénitique à température ambiante : AISI 304, après attaque électrochimique, apparition des plaquettes de martensite dans les grains d'austénite [Kub04].

- Aciers TRIP multiphasés

Ces aciers sont conçus suivant le même principe que les matériaux composites. A l'aide de la composition chimique (Figure 1.11) et de traitements thermiques (Figure 1.12) et mécaniques, le matériau s'enrichit localement en certains éléments d'alliage. Le matériau obtenu est alors un mélange de phases dures et de phases ductiles. Sous sollicitation mécanique, l'une de ces phases se transforme partiellement en martensite. La combinaison de l'ensemble des phases donne de meilleures caractéristiques mécaniques que dans les aciers à structure plus simple. Ces aciers faiblement alliés (Tableau 1.2), moins coûteux, sont utilisés pour les applications industrielles en grandes séries [Fur03].

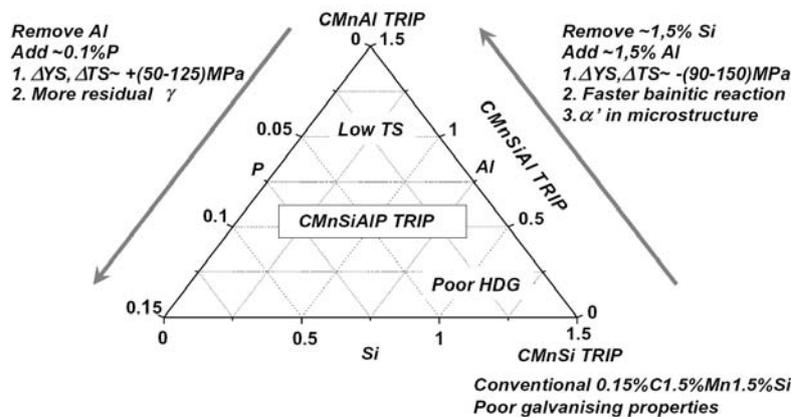


Figure 1.11 : Schéma de composition chimique pour l'acier faiblement allié, TRIP, présentant les principales raisons qui ont conduit à l'élaboration de nouvelles compositions [Dav90].

Dans ces aciers multiphasés, la microstructure complexe est obtenue par un traitement thermique en deux étapes réalisé après laminage à chaud et à froid. Ce traitement (Figure 1.12) est composé d'un recuit intercritique, à une température T_1 comprise entre les températures A_{c1} et A_{c3} , suivi d'un maintien isotherme d'une durée t_2 dans la région de transformation bainitique (maintien bainitique : température T_2). Ces traitements thermiques permettent d'avoir une microstructure multiphasée (Figure 1.13) : une matrice de Ferrite ainsi que des grains de Bainite. La martensite et l'austénite résiduelle sont dispersées le long des joints de grains de ferrite. Les températures et les temps de maintien dans ces traitements dépendent de certaines caractéristiques physicochimiques et microstructurales comme la composition chimique, la taille de grains, etc.

TRIP	Taille de grain Austénite (μm)	Composition (% pds)			Fraction de phase (%)				C dans Austénite (% pds)
		C	Mn	Si	Austénite	Ferrite	Bainite	Martensite	
600	4	0,08	1,70	1,55	8	91	1	-	-
700	3	0,16	1,60	1,60	13	-	-	-	-
800	2-3	0,2	1,65	1,65	17	70-73	10-13	-	1,14
1000	1-2	0,4	1,65	1,65	30	-	~70	-	1,35

Tableau 1.2 : Composition chimique – Taille des îlots d'austénite – dosage de phase : austénite (γ), ferrite (α), bainite (b) – teneur en carbone de l'austénite des aciers TRIP multiphasés [Kub04].

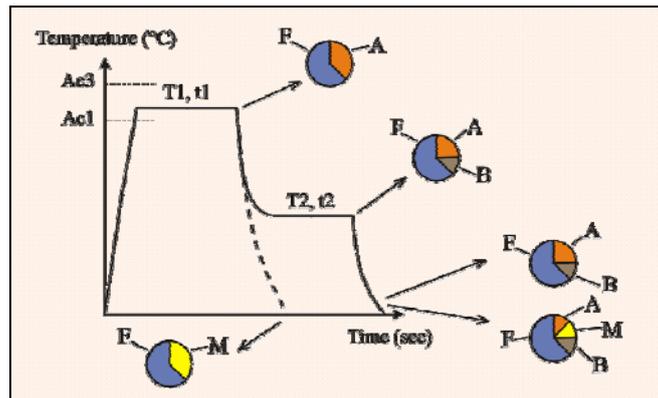


Figure 1.12 : Schéma typique du traitement thermique appliqué aux aciers multiphasés à effet TRIP (F : Ferrite, A : Austénite, B : Bainite, M : Martensite) [Fur03].

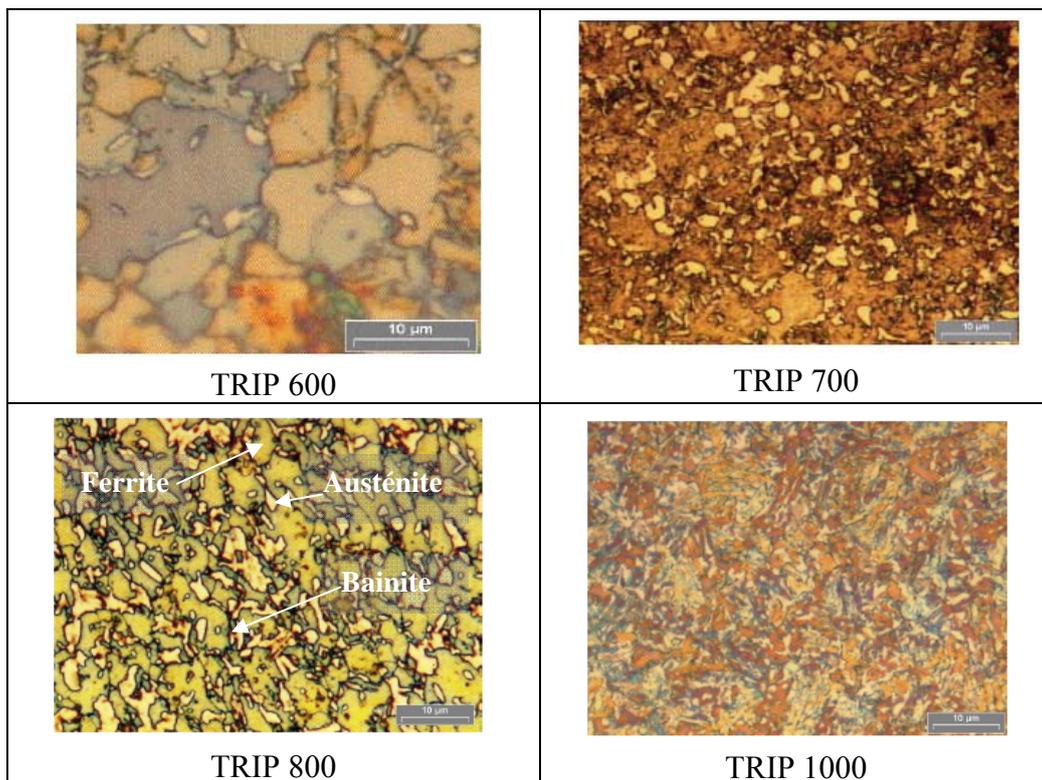


Figure 1.13 : Micrographies optiques des aciers TRIP multiphasés après attaque électrochimique (TRIP600-700-800-1000), les plaquettes de martensite ne sont pas observables dans ces figures [Kub04].

La transformation martensitique est un phénomène au départ local, se traduisant par des modifications de la structure cristallographique, mais aussi par des modifications des propriétés macroscopiques. Ces

modifications sont contrôlées par les couplages thermomécaniques et obéissent aux lois de la thermodynamique. Dans les paragraphes suivants, sont présentées quelques études de la bibliographie concernant successivement les aspects thermodynamiques et la cinétique de la transformation, puis les propriétés mécaniques des deux types d'acier. La cinétique de la transformation et donc les propriétés de ces aciers sont influencées par les paramètres métallurgiques, la température, la triaxialité des contraintes et la vitesse de déformation.

1.2.3. Aspects thermodynamiques de la transformation martensitique

Dans une transformation de phase martensitique, la composition chimique des phases reste inchangée. Donc, ce système thermodynamique peut être considéré comme un même système mais présenté sous deux structures différentes. Il est nécessaire d'étudier les énergies libres dans ce système afin de connaître la faisabilité de la transformation. On appelle $G_c^A(T)$ et $G_c^M(T)$ respectivement, les énergies libres chimiques à la température T de la phase austénite et de la phase martensite. La variation d'énergie chimique associée à la transformation martensitique est donnée par [Del91] :

$$\Delta G_c^{A \rightarrow M}(T) = G_c^M(T) - G_c^A(T) \quad (1.1)$$

La stabilité des phases s'exprime par le signe de $\Delta G_c^{A \rightarrow M}(T)$. Par définition, quand $\Delta G_c^{A \rightarrow M}(T)$ est positive l'austénite est la phase la plus stable (Figure. 1.14).

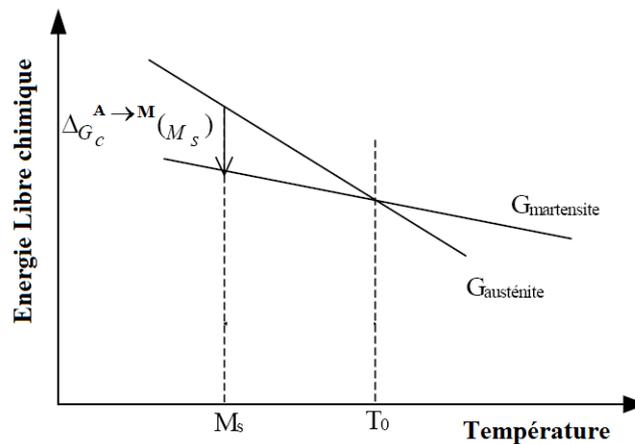


Figure 1.14 : Diagramme d'équilibre thermodynamique des phases à différentes températures.

T_0 est la température de l'équilibre thermodynamique entre la phase austénitique et la phase martensitique:

$$\Delta G_c^{A \rightarrow M}(T_0) = 0 \quad (1.2)$$

Quant à la variation de l'énergie libre totale d'une transformation martensitique sans contrainte appliquée $\Delta G_{totale}^{A \rightarrow M}(T)$, elle est composée d'un terme chimique (moteur) $\Delta G_c^{A \rightarrow M}(T)$ et d'un terme non chimique (résistant) $\Delta G_{nc}^{A \rightarrow M}(T)$ [Del91] :

$$\Delta G_{totale}^{A \rightarrow M}(T) = \Delta G_c^{A \rightarrow M}(T) + \Delta G_{nc}^{A \rightarrow M}(T) \quad (1.3)$$

La transformation débute lorsque la température atteint une valeur M_s (Figure 1.14), appelée température de début de la transformation (Martensite Start). Cette température varie en fonction de la composition du matériau et de la morphologie des phases. La température M_s (inférieure à T_0) correspond à la température à partir de laquelle la variation de l'énergie libre totale devient nulle, soit :

$$|\Delta G_c^{A \rightarrow M}(M_s)| = |\Delta G_{nc}^{A \rightarrow M}(M_s)| \quad (1.4)$$

- *Influence de la température et de la contrainte appliquée*

La martensite peut être induite de façon thermique ou par l'application d'une contrainte. Dans le deuxième cas, la martensite apparaît à partir d'une contrainte critique σ_c . Cette contrainte critique est décrite par une loi de type Clausius-Clapeyron [PC53] :

$$\frac{d\sigma_c}{dT} = \rho \frac{\Delta H}{\varepsilon_0 T_0} \quad (1.5)$$

Avec ρ la masse volumique, ΔH l'enthalpie de la transformation, T_0 la température d'équilibre de la transformation, σ_c la contrainte appliquée et ε_0 la déformation de transformation.

Quatre domaines de température (Scheil [Sch32]) se distinguent sur la Figure 1.15 :

- $T < M_s$, la fraction de martensite formée dépend de l'écart de température par rapport à M_s .
- $M_s < T < M_s^\sigma$: **Transformation assistée par la contrainte** (*Stress assisted transformation*). La transformation martensitique débute à une contrainte inférieure à la limite élastique R_e de l'austénite.
- $M_s^\sigma < T < M_d$: **Transformation induite par la déformation plastique** (*Transformation induced plasticity*). Dans ce cas, il y a écoulement plastique de l'austénite avant le début de la transformation martensitique.
- $T > M_d$: L'austénite est stable et ne se transforme plus en martensite.

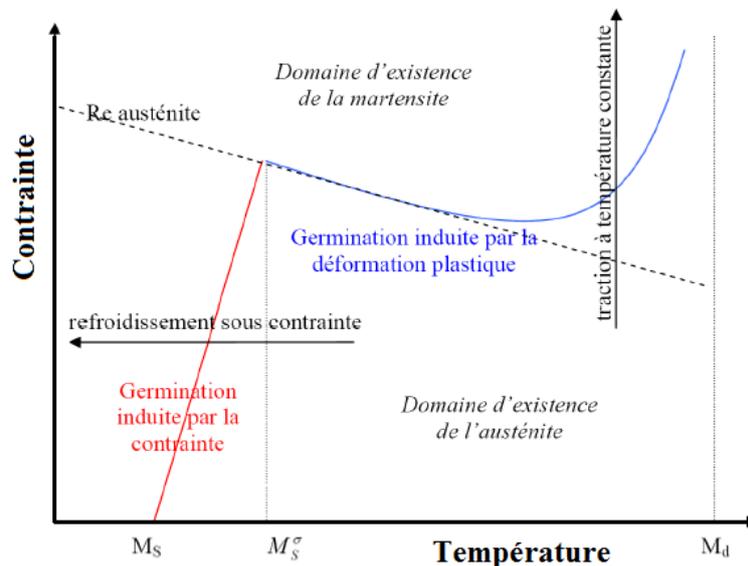


Figure 1.15 : Représentation schématique de la variation de la contrainte critique de transformation avec la température d'essai.

Selon plusieurs travaux expérimentaux [Fur03], [LK00], l'application d'une contrainte favorise la transformation martensitique et ce d'autant plus que la contrainte est élevée. Différents critères thermodynamiques ont été proposés pour relier M_s^σ à la contrainte appliquée. Wollants et al. [WdBR79] ont donné un critère thermodynamique qui est une fonction linéaire de la température de début de transformation et de la contrainte appliquée. L'augmentation de M_s^σ est fonction de la nature de la contrainte (traction, compression, pression hydrostatique) [PC53] (Figure 1.16).

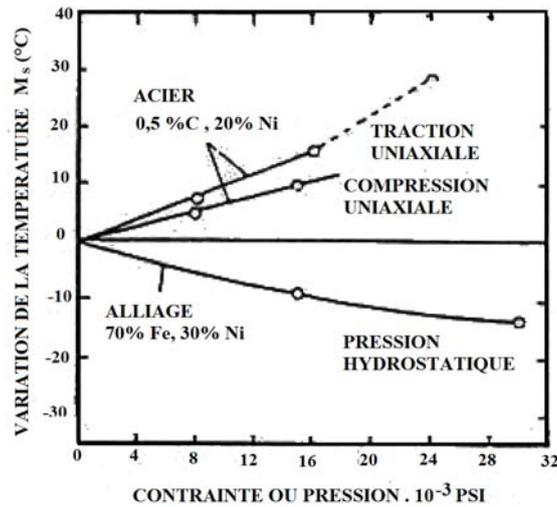


Figure 1.16 : Variation de la température M_s en fonction de l'état de contrainte appliquée ($1\text{psi}=6,89 \times 10^3 \text{Pa}$) [AP71].

De plus, la température M_s varie avec la composition chimique (Figure 1.17). La température M_s peut être diminuée en ajoutant des éléments gammagènes (stabilisateurs de l'austénite) comme le nickel ou le manganèse. Selon les relations de Pickering [Pic78], équation 1.6, et Perlade et al, équation 1.7, [PBF03] :

$$M_s (\text{°C}) = 497 - 810 (\%C) - 1230 (\%N) - 13 (\%Mn) - 30 (\%Ni) - 12 (\%Cr) - 54 (\%Cu) - 46 (\%Mo) \quad (1.6)$$

$$M_s (\text{°C}) = 546 \exp[-1,362 (\%C)] - 30,4 (\%Mn) - 17,7 (\%Ni) - 12,1 (\%Cr) - 11 (\%Si) \quad (1.7)$$

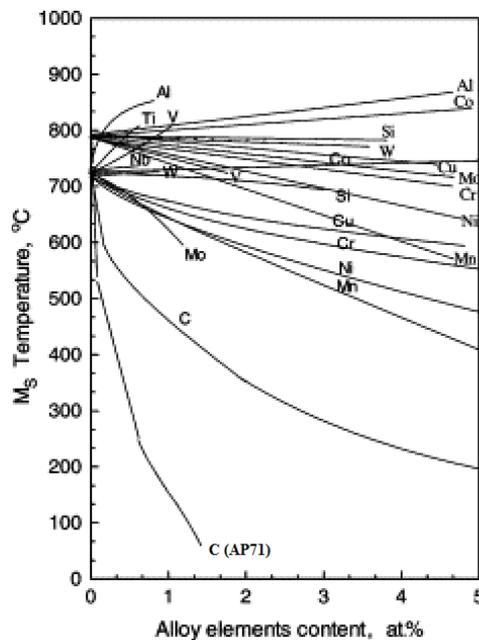


Figure 1.17 : Evolution de M_s dans un alliage de fer selon la teneur en alliage. Izumiyama et al. (ligne continue), Liu (lignes droites partant de 800°C) [Liu81] et Ackert et Parr (ligne droite partant de 700°C) [AP71].

1.2.4. Cinétique de la transformation martensitique

La transformation martensitique peut avoir deux origines différentes : une origine thermique (transformation par refroidissement) et une origine mécanique, transformation induite par la déformation plastique. Angel [Ang54] a montré que la fraction volumique de martensite varie en fonction de la température et de la déformation plastique. Dans ses résultats, il remarque que la fraction volumique est plus élevée pour les basses températures (Figure 1.18).

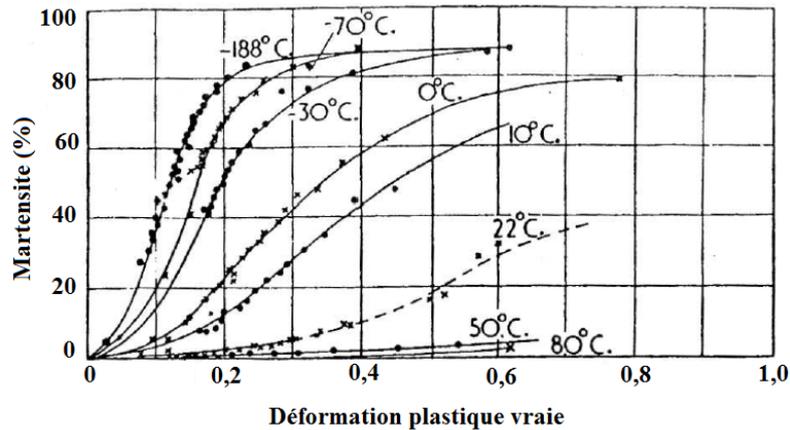


Figure 1.18 : Fraction volumique de martensite en fonction de la déformation plastique à des températures allant de -188°C à 80°C pour un acier inoxydable 304 [Ang54].

Plusieurs auteurs ont montré que la cinétique de transformation est influencée par le trajet de chargement. Lebedev et Kosarchuk [LK00] ont réalisé des essais de traction uniaxiale, de torsion et de compression pour un acier entièrement austénitique. Leurs résultats démontrent que la traction uniaxiale est plus favorable à la déstabilisation de l'austénite qu'un trajet de torsion ou de compression (Figure 1.19). Sierra et Nemes [SN08] donnent une position relative des cinétiques semblable pour la traction par rapport à la compression dans un acier multiphasé à 12% d'austénite résiduelle.

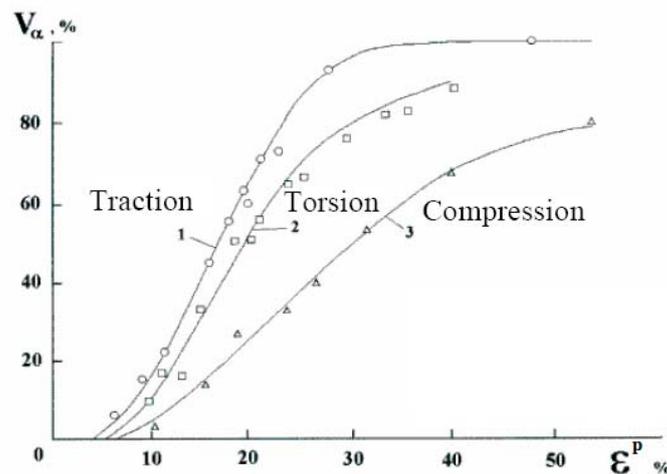


Figure 1.19 : Cinétique de transformation martensitique pour trois trajets de chargement : 1 traction, 2 torsion, 3 compression [LK00].

Furnémont [Fur03] étudie l'influence du trajet de chargement sur la cinétique de transformation dans des aciers TRIP multiphasés. Il définit un paramètre de triaxialité T :

$$T = \frac{\sqrt{3}}{3} \frac{k+1}{\sqrt{k^2+k+1}} \quad \text{avec} \quad k = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} \quad (1.8)$$

Le paramètre T est calculé pour différents d'essais, (cisaillement T=0, traction uniaxiale T=1/3, essai type Marciniak T=0,42, traction sur éprouvette entaillée T=0,52, expansion équi-biaxée T=2/3). La Figure 1.20 met en évidence que le taux d'austénite résiduelle diminue avec la triaxialité et la déformation, c'est à dire que la cinétique de transformation est accélérée.

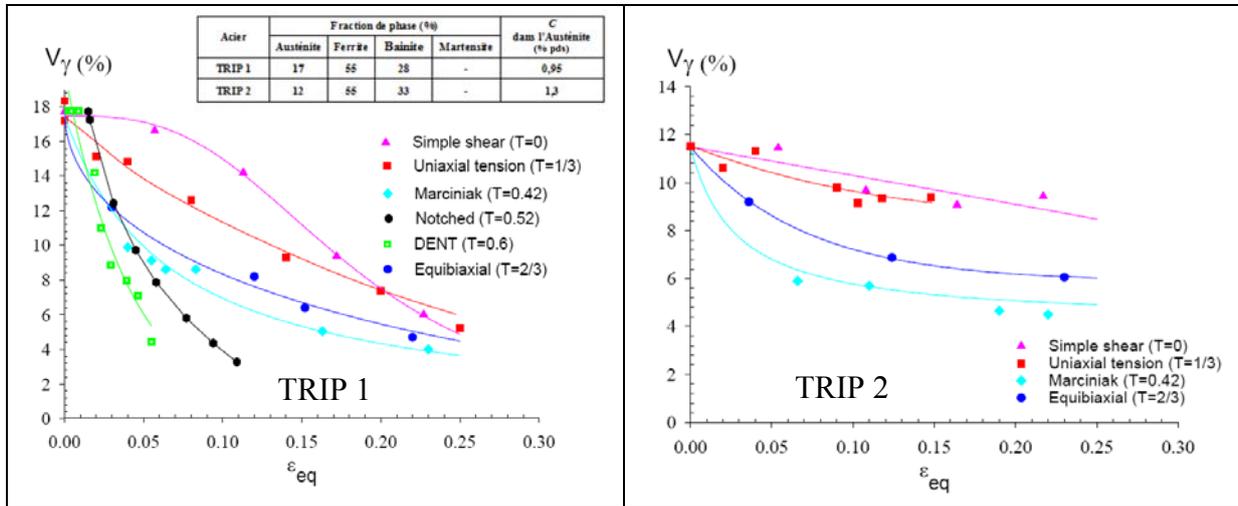


Figure 1.20 : Influence du trajet de chargement sur l'évolution du taux d'austénite résiduelle pour deux microstructures d'acier TRIP multiphasé (0,29%C-1,42%Mn-1,41%Si) [Fur03].

Parmi les études plus récentes, Yan et al. [YKJ06] montrent aussi sur la Figure 1.21 que le mode de déformation influe sur la cinétique de transformation. Une sollicitation de traction plane (déformation plane) favorise la transformation martensitique davantage qu'une sollicitation en déformation équi-biaxiale ou en traction uniaxiale. Ce sont des mesures par diffraction des rayons X de la fraction résiduelle de martensite qui ont conduit les auteurs à cette conclusion.

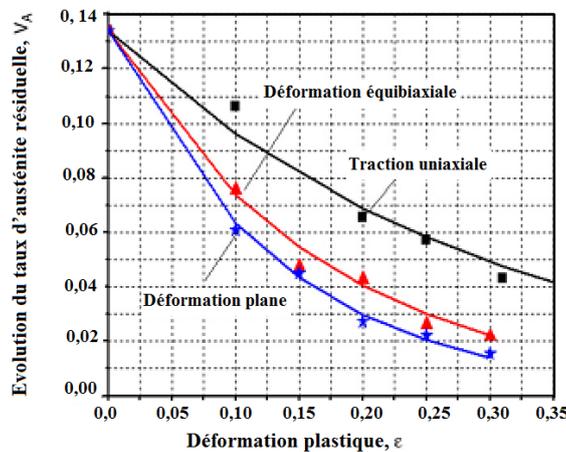


Figure 1.21 : Influence du trajet de chargement sur l'évolution du taux d'austénite résiduelle [YKJ06].

La Figure 1.22 représente la fraction volumique de martensite formée lors d'essais de traction uniaxiale et équi-biaxiale sur un acier AISI 304 (d'après Hecker et al. [HSS+82]), pour deux vitesses de déformation : en quasi-statique $\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$ et en dynamique $\dot{\epsilon} = 10^3 s^{-1}$. Les résultats montrent que l'austénite se transforme moins à la vitesse de déformation la plus élevée. Les auteurs expliquent cela par un échauffement de l'éprouvette. L'échauffement adiabatique diminue la force motrice chimique pour la transformation martensitique. En conséquence, une force thermodynamique mécanique plus importante est nécessaire pour former la martensite.

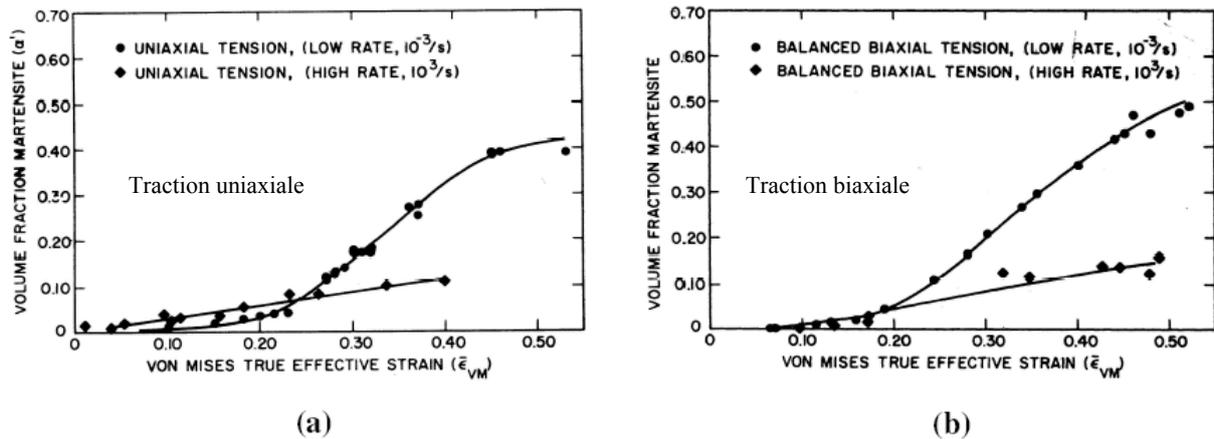


Figure 1.22 : Cinétique de transformation au cours d'essais de traction uniaxiale (a) et équi-biaxiale (b) pour deux vitesses de déformation sur un acier AISI304 [HSS+82].

En conditions isothermes, Rintamaa et Sulonen [RS82] montrent que la fraction de martensite formée en traction dans un acier austénitique 304 est pratiquement indépendante de la vitesse de déformation. Aux vitesses de déformation élevées, cette fraction diminue fortement, car la conduction de la chaleur produite n'est pas assurée (Figure 1.23).

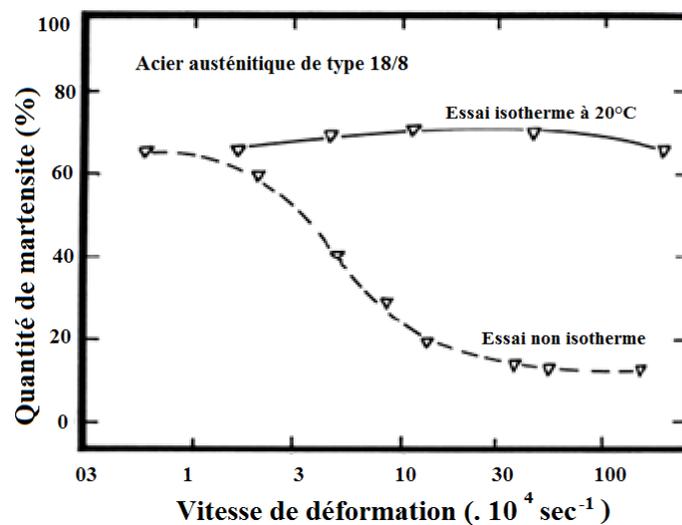


Figure 1.23 : Influence de la vitesse de traction sur la formation de martensite (acier austénitique de type 18/8) : (trait continu) essai isotherme à 20°C ; (pointillés) essai non isotherme (échauffement « naturel » libre) [RS82].

Dans cette thèse, les vitesses de déformation adoptées sont suffisamment faibles pour ne pas avoir à se soucier de l'effet de la vitesse de déformation. Cependant, il est bien évident que pour la mise en forme industrielle les effets de la vitesse de déformation sur la transformation ne doivent pas être négligés. De même l'étude porte essentiellement sur les effets de la nature du chargement et dans le temps imparti, lors de chargements isothermes.

Les paramètres (température, taux de triaxialité des contraintes, vitesse de déformation, composition chimique du matériau, etc.) influant sur la cinétique de la transformation affectent bien entendu les propriétés thermomécaniques macroscopiques des aciers dans lesquels se produit la transformation martensitique.

1.2.5. Propriétés mécaniques d'aciers à effet TRIP

Dans la littérature, le comportement mécanique des aciers à effet TRIP est étudié par de nombreux auteurs [NOC82], [You88], [TI01], [BHF04] et [Kub04]. Les publications qui sont citées et commentées ici sont celles qui portent plus particulièrement sur les matériaux de cette étude (304 ou TRIP800). Elles comportent à la fois des courbes de comportement et des cinétiques de transformation, de préférence sous différentes sollicitations.

Tomita et Iwamoto [TI01] montrent les courbes contrainte - déformation obtenues en traction et en compression ainsi que l'évolution de la fraction de martensite formée, pour un acier austénitique de type 304 à différentes températures entre 77 K et 353 K. La forme particulière des courbes obtenues aux températures basses et moyennes (Figure 1.24-a) exprime l'existence d'un maximum du taux d'écroutissage, qui est corrélé à la transformation martensitique (Figure 1.24-b). Ce type de comportement est observé dans d'autres études ([You88], [NOC82]). Le comportement n'est pas symétrique entre traction et compression [YKJ06].

Le comportement en traction uniaxiale à différentes températures d'un acier entièrement austénitique AISI 304 est donné dans la thèse de Kubler [Kub04]. La Figure 1.25 montre que l'augmentation de la température diminue la transformation. La transformation augmente le taux d'écroutissage dans la courbe de comportement en traction simple. Le début de la transformation se produit après une certaine déformation plastique et se traduit par une inflexion très nette de la courbe de traction.

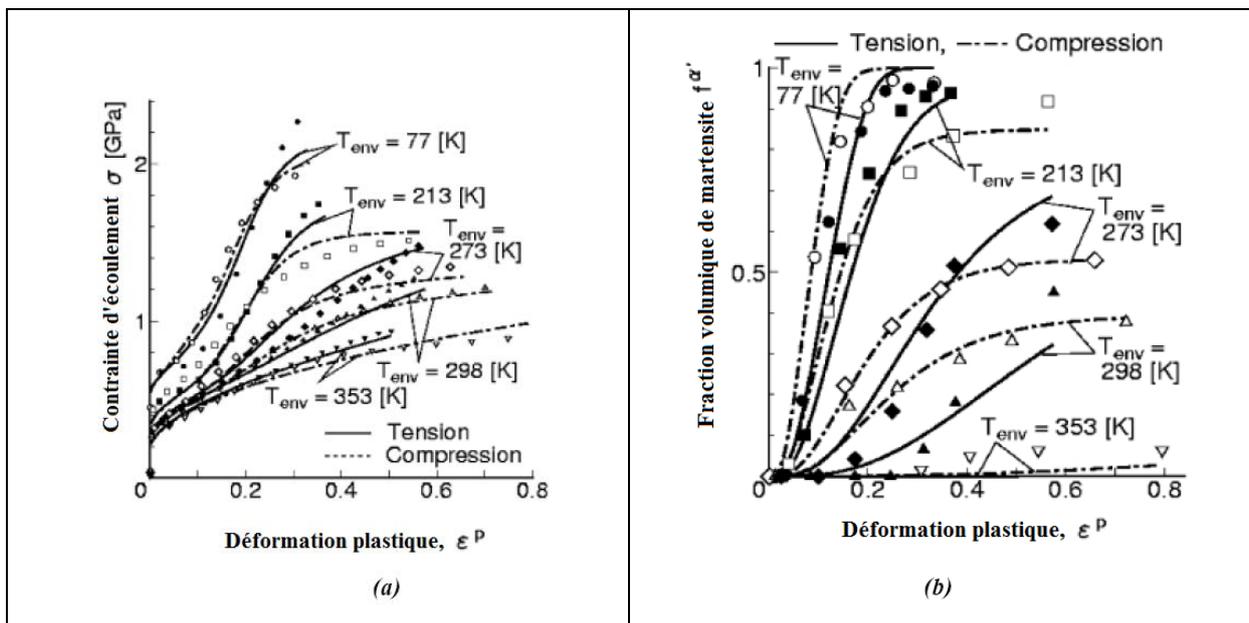


Figure 1.24 : Résultats expérimentaux obtenus en traction et en compression pour différentes températures sur un acier 304 [TI01] : (a) Courbes $\sigma - \epsilon$ et (b) Cinétique de la transformation martensitique.

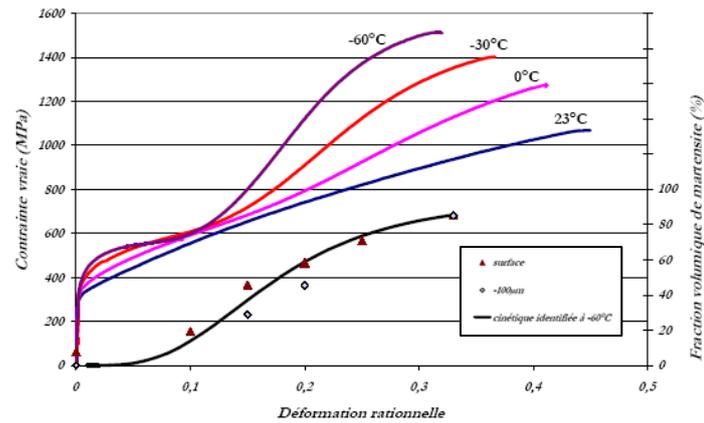


Figure 1.25 : Comportement de l'acier AISI 304 pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures (-60°C, -30°C, 0°C et 23°C). Courbes $\sigma - \varepsilon$ et cinétique de transformation à -60°C mesurée par DRX en surface et à -100µm de profondeur [Kub04].

Toujours pour l'acier 304, les résultats obtenus par Byun et al. [BHF04] en traction et à différentes températures (Figure 1.26) confirment un certain nombre des résultats de Tomita et Iwamoto [TI01], comme par exemple le passage par un maximum de ductilité pour une température intermédiaire, (Figure 1.26-a). Le taux d'érouissage $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ (Figure 1.26-b) présente un maximum très important à basse température ; ce maximum est corrélé à un maximum du taux de transformation martensitique.

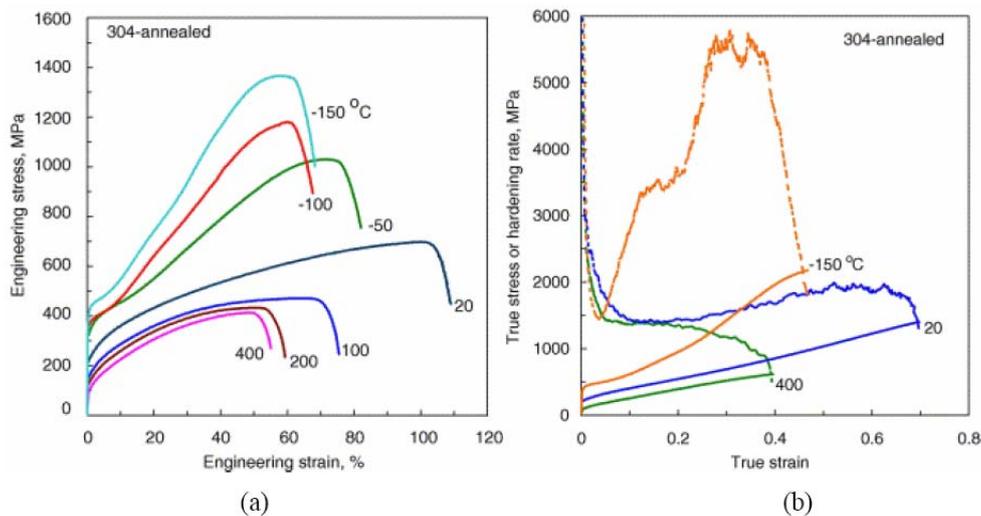


Figure 1.26 : Comportement d'un acier austénitique 304 recuit à différentes températures et à une vitesse de déformation de $10^{-3} s^{-1}$; (a) Courbes de traction conventionnelles (b) Courbes de traction rationnelles (lignes continues) et variation du taux d'érouissage (lignes discontinues) [BHF04].

La Figure 1.27 montre le comportement et la cinétique de transformation d'un acier TRIP multiphasé T800 lors d'une traction uniaxiale à température ambiante. La déstabilisation de l'austénite a lieu dès le début de l'écoulement plastique global. Le coefficient d'érouissage instantané $n = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \frac{\varepsilon}{\sigma}$ connaît une augmentation assez brutale au début de la création de la martensite, puis une décroissance davantage progressive quand la déformation plastique croît.

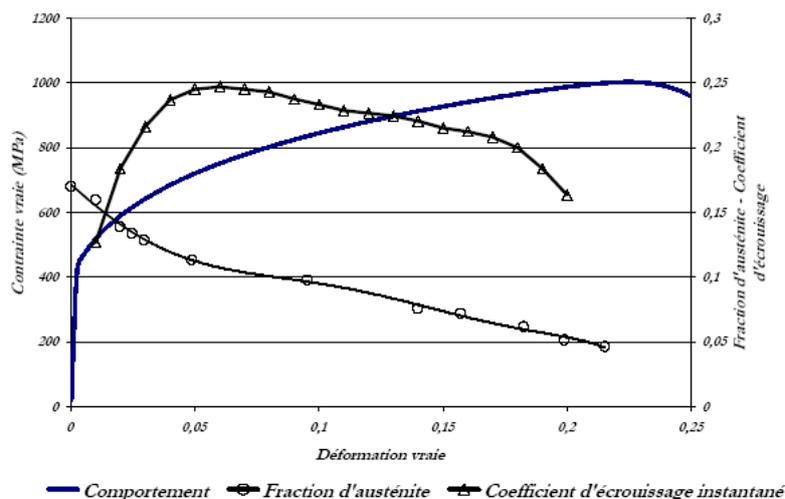


Figure 1.27 : Courbes contrainte, fraction volumique d'austénite résiduelle et coefficient d'érouissage instantané en fonction de la déformation dans l'acier TRIP800 [Kub04].

D'autres types de chargement figurent dans la bibliographie. Depuis une dizaine d'année, de nombreux articles sont consacrés en particulier au comportement en cisaillement des aciers à effet TRIP. Bouvier et al. [BGHT06] ont fait suivre ou précéder le cisaillement par une traction uniaxiale pour étudier les effets des changements de trajets. Plusieurs matériaux sont testés dans ce travail, dont un acier TRIP800. Des essais biaxiaux combinant traction et cisaillement, couplés à des mesures de fraction de martensite par capteur magnétique sont reportés par Perdahcioglu et al. [PGH08]. Le même type de chargement est appliqué par Mohr et Oswald [MO08] sur un acier TRIP700. Six chemins différents sont empruntés (différents rapports entre cisaillement et traction) en chargement radial et en chargement non proportionnel. Les surfaces de charge semblent peu influencées par la nature du trajet et la forme des surfaces de charge est proche d'une surface de type Von Mises. Certaines publications, font état d'une panoplie d'essais permettant de caractériser le même matériau sous différents états de chargements : Jacques et al. [JFL+07] sur deux aciers TRIP (traction uniaxiale, cisaillement, essais Marciniak avec différentes largeurs de tôles, traction sur éprouvettes entaillées ou pré-fissurées), Dan et al. [DZLL07] sur un acier TRIP multiphasé (traction uniaxiale, traction large, traction équibiaxiale, emboutissage), Yan et al. [YKJ06] (traction, traction large, essais Nakazima), etc.

Les études qui viennent d'être citées ont le même but que cette thèse. La multiplication des études qui est indispensable pour accéder à la complexité du comportement des aciers à effet TRIP. La complexité du comportement est due à la transformation de phase, mais aussi à l'effet composite de ces matériaux multiphasés.

La température, le mode de déformation, la vitesse de déformation, la fraction initiale d'austénite résiduelle, et l'intensité de la déformation sont les facteurs les plus importants qui gèrent la transformation martensitique durant la déformation et donc durant la mise en forme. Dans la suite, l'étude se concentre seulement sur l'effet du chargement (mode de déformation), mais la gamme de chargements envisagés se veut très large pour constituer une base de données suffisante pour développer et valider des modèles de comportement qui permet de modéliser l'emboutissage de pièces industrielles.

1.3. Mise en forme des aciers à effet TRIP

Dans les études déjà citées, seules quelques unes portent sur l'étude expérimentale de l'évolution de la microstructure et du comportement sous chargement complexe des aciers à transformation de phase. Pourtant, les états de contraintes lors de la mise en forme des tôles sont généralement complexes : ils sont multiaxiaux et varient spatialement et temporellement. Il est difficile d'analyser complètement ce qui se produit lors d'un essai d'emboutissage si la géométrie de l'embouti est compliquée. C'est pourquoi, les laboratoires ont développé des essais sur des géométries de type godet et les ont équipés de divers dispositifs de mesures (cellules de force, capteurs de déplacement, thermocouples, caméras pour les mesures des champs de températures ou de déformations, etc.).

1.3.1. Généralités concernant le procédé d'emboutissage

L'emboutissage est l'un des procédés de formage des tôles qui permet la réalisation de pièces de formes complexes. En comparaison avec des opérations plus simples comme le pliage, le roulage ou le profilage à froid, ce procédé est mieux adapté à la production en grande série. Il permet de fabriquer des pièces de carrosserie automobile, des appareils électroménagers, des ustensiles de cuisine et des pièces mécaniques pour diverses utilisations.

L'emboutissage représente la transformation d'une tôle plane en une pièce volumique avec une diminution d'épaisseur. La réussite de l'emboutissage nécessite un certain nombre d'impératifs : l'absence de rupture ou d'amincissement localisé excessif, l'absence de plis, un état de surface optimal de l'embouti, une consommation minimale de matière et d'énergie. De nombreux paramètres garantissent la réussite de l'opération et la qualité des pièces : la forme de l'outil, qui dépend de la complexité de la pièce, les réglages de la presse, la vitesse d'emboutissage, la lubrification, la qualité de la tôle, etc.

La forme finale des pièces embouties dépend du comportement des tôles pendant leur mise en forme. Les interactions entre la géométrie du processus, les conditions de frottement entre le flan et les outils, la loi de comportement du matériau et les phénomènes de retour élastique sont complexes. Les simulations d'emboutissage nécessitent donc une bonne connaissance des conditions expérimentales (force de serrage du serre-flan, conditions de contact entre les outils et la pièce, ...) et du comportement du matériau embouti.

- Mode de déformation et état de contraintes au cours de l'emboutissage

L'emboutissage est un procédé de mise en forme qui induit un chargement complexe du matériau. La Figure 1.28 montre le schéma de principe d'un essai d'emboutissage d'une coupelle à fond plat. Cette forme de pièce est relativement simple par rapport aux pièces industrielles, pourtant, elle permet de comprendre toute la complexité de la mise en forme et en particulier de la sollicitation mécanique du matériau.

L'outillage se compose de trois éléments principaux :

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

Le type de déformation dépend du mode d'action du système de retenue. Dans l'emboutissage par expansion la tôle est bloquée entre la matrice et le serre-flan. Pour contrôler le glissement de la tôle une méthode couramment utilisée dans l'industrie est l'usage des joncs de retenue, alors que dans l'emboutissage profond la tôle glisse librement entre la matrice et le serre-flan.

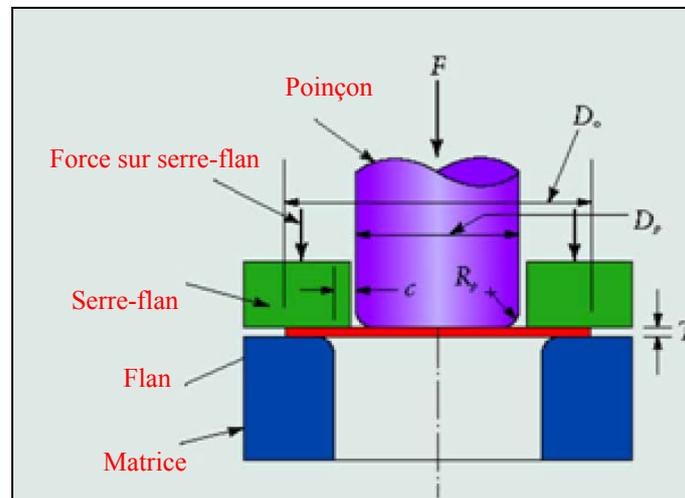
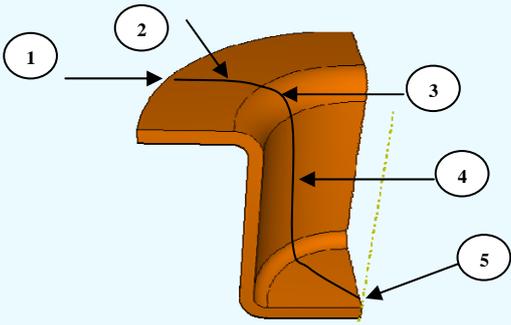


Figure 1.28 : Schéma de principe de l'emboutissage pour une coupelle à fond plat.

La Figure 1.29 représente uniquement la pièce emboutie et précise les différents états de contraintes en fonction de la localisation sur l'embouti. La tôle est soumise à des contraintes de type compression simple sur les bords (1), de type traction-compression au niveau de la collerette (2), de type traction plane dans la jupe (4) et enfin de type traction équibiaxiale sous le poinçon (5). Un même élément de volume du matériau peut être soumis successivement à plusieurs de ces états de contraintes. Il est donc indispensable de connaître le comportement du matériau sous ces différents états de contraintes, et de s'intéresser à l'influence des changements de trajets de chargement mécanique (Figure 1.30).

Les figures 1.29 et 1.30 montrent bien la nécessité de comprendre le comportement des aciers à effet TRIP pour toute une variété de chargements et idéalement, non seulement pour des trajets radiaux, mais aussi avec des changements de trajets.



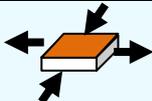
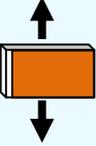
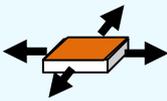
			Tenseur de contrainte
1	Compression		$\begin{pmatrix} -\sigma_{11} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$
2	Traction-Compression		$\begin{pmatrix} -\sigma_{11} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$
3	Traction simple		$\begin{pmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$
4	Traction plane, $\varepsilon_1 = 0$		$\begin{pmatrix} \sigma_{11} = \frac{1}{2}\sigma_{22} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$
5	Traction biaxiale		$\begin{pmatrix} \sigma_{11} & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_{11} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix}$

Figure 1.29 : Etat de contraintes au cours de l'emboutissage, le long d'un rayon sur une coupelle type Marciniak.

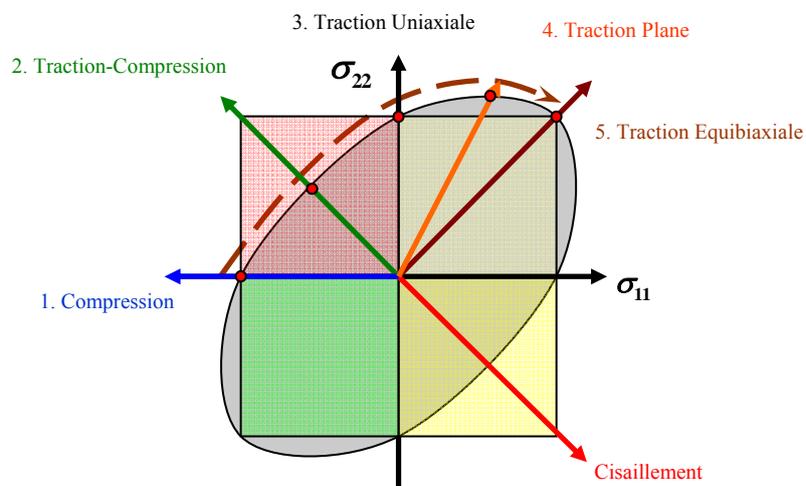


Figure 1.30 : Evolution de l'état de contraintes du matériau au cours de l'emboutissage.

1.3.2. Différents types d'essais standards d'emboutissage

L'importance des études des procédés de formage par déformation plastique a conduit les industriels et les chercheurs à réaliser des essais d'emboutissage en laboratoire dans des conditions expérimentales les plus réalistes possibles. Plusieurs types d'essais sont ainsi couramment utilisés.

A. Essai Swift

En 1951, Swift [CS51] a proposé un dispositif d'essai d'emboutissage dans lequel un poinçon à fond plat enfonce une éprouvette circulaire maintenue entre une matrice et un serre-flan, entre lesquels elle peut glisser (Figure 1.31). En fait, l'effort de retenue du flan au niveau de la collerette est relativement faible. Cet essai Swift est souvent utilisé pour déterminer un rapport limite d'emboutissage (Limiting Drawing Ratio) $LDR=d/D$, où D est le diamètre du poinçon et d est le diamètre maximum du disque qu'il est possible d'emboutir avec ce dispositif.

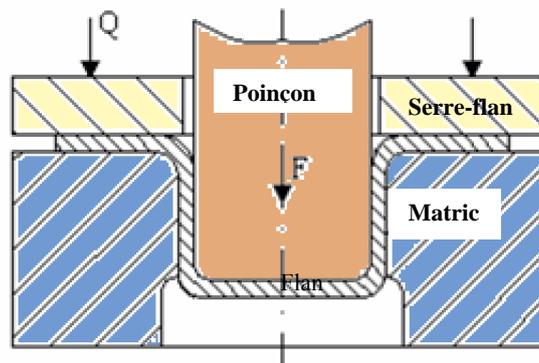


Figure 1.31 : Essai Swift [CS51].

Un emboutissage de ce type est dit en rétreint, car entre le serre-flan et la matrice il y a allongement dans la direction radiale mais rétrécissement dans la direction circonférentielle. Il y a pliage sous tension de la tôle quand elle passe sur le rayon de la matrice. Dans la jupe, le flan est en état de déformation plane (déformation circonférentielle nulle) et le fond de la coupelle subit très peu de déformation en raison du frottement entre le poinçon et la tôle.

B. Essai Nakazima

En 1968, Nakazima et al. [NKK68] ont présenté un autre essai d'emboutissage avec un poinçon à fond hémisphérique et une matrice circulaire, (Figure 1.32). La nature du frottement entre le poinçon et la tôle fait varier l'état de déformation dans la tôle [Zou95], [Fro98].

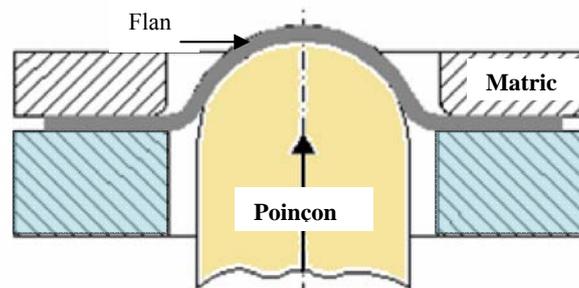


Figure 1.32 : Essai Nakazima [NKK68].

C. Essai Marciniak

En 1973, Marciniak [MKP73] a proposé un autre dispositif d’essai d’emboutissage avec un poinçon à fond plat (Figure 1.33). L’originalité de l’essai est dans la géométrie des tôles à emboutir et dans l’introduction d’un contre-flan.

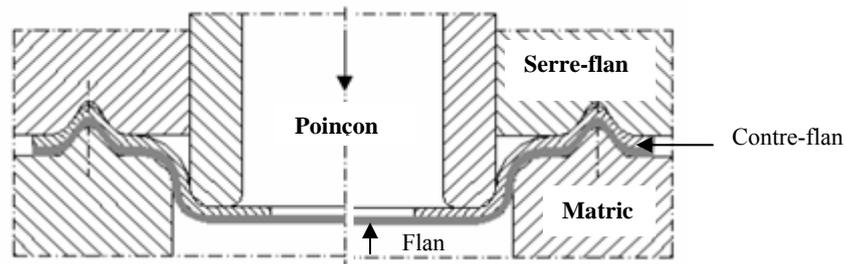


Figure 1.33 : Essai Marciniak [MKP73].

Dans la plupart des essais d’emboutissage avec un poinçon à fond plat, la rupture de la pièce apparaît dans la zone de raccordement entre le fond de la pièce et la portion cylindrique appelée jupe [Fro98], [Mgu97]. Le frottement entre le poinçon et la pièce est la cause de ce type de rupture. Pour localiser la rupture dans la zone plane qui recouvre le fond du poinçon, Marciniak a proposé l’utilisation d’un poinçon creux et d’une pièce intermédiaire le contre-flan. Le contre-flan est une tôle métallique avec un trou circulaire, qui a souvent les mêmes contours extérieurs que l’éprouvette emboutie. Avec un contre-flan les déformations de la tôle au-dessus du poinçon sont plus importantes que quand le flan frotte directement sur le poinçon. En emboutissant des tôles rectangulaires de largeurs différentes, différents états de déformation de la tôle sont obtenus. Nadedkar et Narasimhan [NN99] ont utilisé l’essai Marciniak avec certaines modifications sur la forme de l’éprouvette et du contre-flan, (Figure 1.34). Ils ont introduit des rayons de découpage circulaire sur les éprouvettes (R_s) et sur les contre-flan (R_w) afin de toujours maintenir constante la surface de serrage.

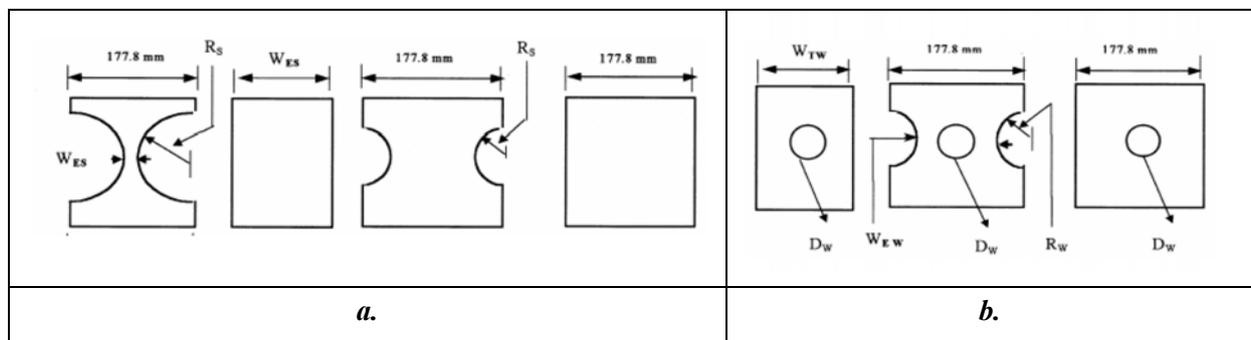


Figure 1.34 : Epreuves pour essais d’emboutissage Marciniak :
 a – éprouvettes rectangulaires ou entaillées de largeurs différentes,
 b – contre - flans entaillés ou non [NN99].

Pour couvrir l’ensemble des états de contraintes rencontrés dans le procédé d’emboutissage (Figures 1.29 et 1.30), et les observer sur la tôle située sur la partie plane du poinçon, il est nécessaire d’emboutir des tôles de différentes géométries ou simplement de différentes largeurs (Figure 1.35 avec $a = \frac{\sigma_2}{\sigma_1}$; $b = \frac{\epsilon_2}{\epsilon_1}$). Les tôles les moins larges sont dans un état de sollicitation proche de la traction uniaxiale ($a=0$ et $b=0,5$), alors que les tôles complètes (les plus larges) sont en traction équi-biaxiale ($a=1$ et $b=1$). Les largeurs intermédiaires donnent divers états entre les deux, dont l’état de déformation plane ($a=0,5$ et $b=0$). Les trajets de chargement, suivis par les points de la

tôle situés sous le poinçon, sont relativement linéaires. Chaque type d'état de contrainte peut être étudié plus ou moins indépendamment des changements de trajet.

Ce type de représentation dans le plan $(\varepsilon_1, \varepsilon_2)$ est utilisé pour les courbes limites de formage. Les déformations limites d'apparition de la striction ou de la rupture pour les différents états de chargement sont reportées dans ce plan. La courbe qui joint les différents points est appelée Courbe Limite de Formage (CLF). Ces courbes sont très utilisées par les industriels pour dimensionner les pièces embouties. Cependant, elles représentent uniquement ce qui se passe pour des trajets de chargement linéaire et doivent être utilisées avec des nombreuses précautions en cas de changement de trajet. Les Courbes Limites de Formage ne font pas l'objet de cette étude qui porte sur le comportement mécanique et non l'endommagement, la localisation et la rupture.

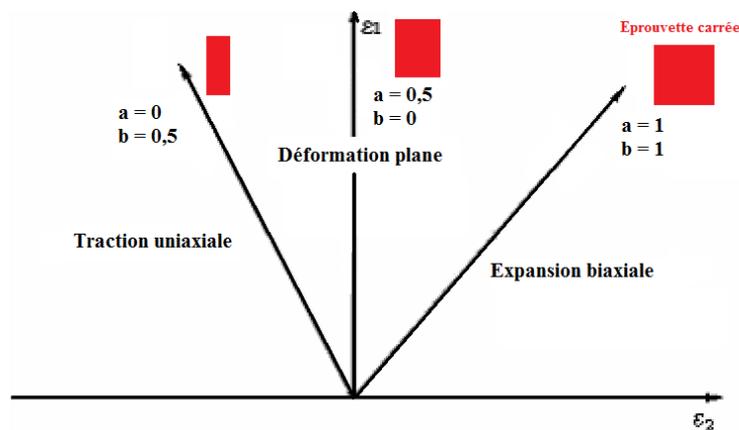


Figure 1.35 : Etats de déformation du matériau à l'emboutissage : $a = \frac{\sigma_2}{\sigma_1}$; $b = \frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1}$.

D. Essai Erichsen

L'essai d'emboutissage de type Erichsen ou expansion sur poinçon hémisphérique est un essai simple (Figure 1.36) qui se réalise sur une tôle maintenue fermement entre le serre-flan et la matrice pour empêcher l'afflux de la tôle dans la zone de déformation. Le poinçon descend sur la tôle maintenue en contact avec l'outil lubrifié jusqu'à la fissuration du flan. La profondeur mesurée d'emboutissage (mm) donne l'indice d'emboutissage Erichsen 'IE' (norme DIN 50101 et ISO 20482:2003).

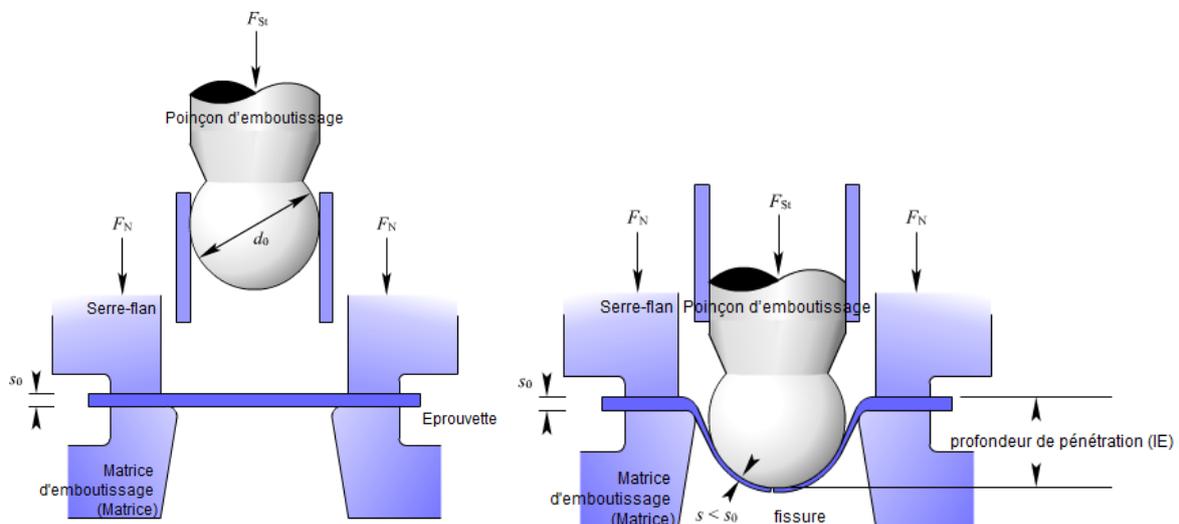


Figure 1.36 : Essai Erichsen.

E. Essai de gonflement hydraulique

L'essai d'expansion par gonflement hydraulique consiste à déformer sous la pression d'un liquide une tôle serrée entre le serre-flan et la matrice (Figure 1.37). Cet essai a été initialement proposé par Olsen en 1920 et indépendamment par Jovignot en 1930. Cet essai porte aussi le nom de « Bulge Test ». L'emploi de matrices elliptiques avec des valeurs d'excentricités a/b (Figure 1.37) différentes assure la variété des modes de déformation atteints lors de ces essais.

La réalisation de ce type d'essais ne nécessite pas l'utilisation d'une presse. L'avantage principal de l'essai de gonflement hydraulique est l'absence de frottement entre l'outil et la pièce, ce qui aide à déterminer les contraintes dans la pièce qui s'exprime directement en fonction de la pression hydraulique et du rayon de courbure de la tôle ([Mes91], [Zou95]).

L'ensemble de ces essais (Nakazima, Marciniak, Erichsen, etc.) est utilisé dans les laboratoires de recherche pour mieux comprendre les phénomènes influençant la qualité de l'embouti dans des conditions industrielles. Même si les pièces industrielles sont bien plus complexes que celles réalisées dans les laboratoires, l'exploitation de plus en plus approfondie des essais simples conduit peu à peu à une meilleure connaissance des phénomènes. Pour utiliser de manière optimale les essais de laboratoire, mais aussi les essais industriels, des méthodes de mesures de déformations locales sont souvent couplées à ces essais. Les déformations locales ont d'abord été mesurées sur des grilles « manuellement » puis par analyse d'images numériques. Les derniers développements des méthodes optiques de mesures de déformations permettent de connaître l'évolution de la forme du flan au cours de l'emboutissage et aussi l'évolution temporelle des champs de déformation sur sa surface. Il n'est plus obligatoire de déposer des grilles, l'application d'un mouchetis de peinture est suffisante. L'ensemble des informations recueillies est beaucoup plus important et de meilleure précision qu'il y a quelques années. Il doit permettre une meilleure compréhension des phénomènes mis en jeu et en particulier du comportement des matériaux sous chargement complexe. La simulation par éléments finis d'un essai d'emboutissage même d'une pièce simple comme un godet est un bon test pour un modèle de comportement de matériau. C'est d'ailleurs un essai assez souvent utilisé pour cela dans la bibliographie concernant la mise en forme des aciers à effet TRIP.

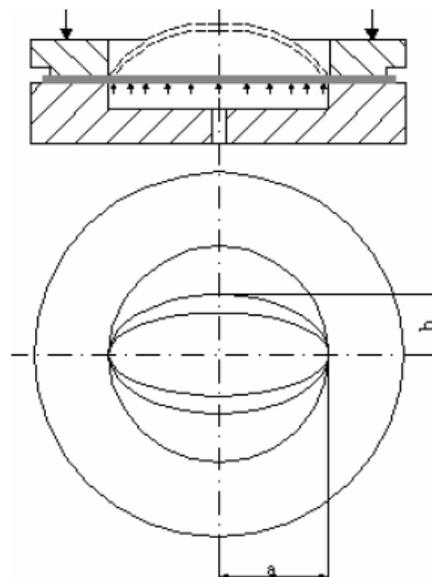


Figure 1.37 : Essai de gonflement hydraulique.

1.3.3. Cas des aciers à effet TRIP

La bibliographie sur l'emboutissage des aciers à effet TRIP (aciers inoxydables ou multiphasés) est elle aussi abondante. Cependant, ici ne seront cités que les travaux dans lesquels sont couplés des essais d'emboutissage et un développement lié à la modélisation du comportement de ces matériaux.

Déjà cités, les travaux de Jacques et al. [JFL+07] utilisent des essais de type Marciniak simplement pour élargir la panoplie d'essais mécaniques et en particulier la variété de taux de triaxialité des contraintes. Dans le même esprit, on trouve les publications de Yan et al. [YKJ06] (emboutissage avec poinçon hémisphérique), Shan et al. [SLZX08], Gallée et Pilvin [GP10]. Par contre, déjà cités également, Dan et al. [DZLL07] utilisent les essais d'emboutissage de type Marciniak (poinçon plat) pour valider leur modélisation. Ils comparent les variations radiales de la fraction de martensite et de l'épaisseur de la tôle, obtenues par simulation et mesurées expérimentalement.

Il existe aussi un certain nombre d'articles qui traitent de l'emboutissage des matériaux à effet TRIP, mais surtout du côté détermination expérimentale ou simulation des Courbes Limites de Formage [Ser06].

1.4. Techniques de mesure de champs cinématiques

1.4.1. Généralités

L'étude des lois de comportement pour tous les types de matériaux nécessite un certain nombre de techniques expérimentales de détermination de l'état de déformation et/ou de contrainte du matériau sous sollicitations mécaniques. L'importance de l'étude du comportement des métaux sous charges complexes (comme l'emboutissage) et des hétérogénéités des déformations dans le plan et des déplacements hors plan, dans le procédé de mise en forme, conduit à utiliser des techniques de mesure de forme et de champs cinématiques en 2D et en 3D.

Les techniques de mesure de champs sont des méthodes expérimentales alternatives aux techniques dites classiques de mesures locales de déplacements, de déformations et de températures (e.g. jauges de déformation, capteurs de déplacement, thermocouple, etc.). Elles ont connu un développement important ces dernières années et ont fait l'objet de publications de synthèse ou de comparaison [PQX+09] [BBD+09]. Les techniques de mesure de champs cinématiques et thermiques sont des outils précis et non destructifs. L'absence totale de contact entre la pièce et l'instrument de mesure supprime certaines erreurs. Les évolutions incessantes de la technologie du matériel informatique et des caméras numériques modifient continuellement les conditions d'utilisation et les performances de ces techniques. Températures [Gau99], déplacements [FRCH04], déformations [SCMC86], formes ([SS98] et [GOP02]) sont les variables les plus couramment mesurées par des techniques de mesure de champs.

Le choix d'une technique de mesure dépend de plusieurs éléments : la géométrie et les dimensions de l'éprouvette, la taille de la zone d'intérêt et l'échelle d'observation, les conditions d'essai mécanique, l'utilisation et la précision souhaitée sur les quantités obtenues. Quelques définitions utilisées dans cette étude sont rappelées ci-dessous ([Tri07] et [Sur04]).

La mesure - Une valeur (variable aléatoire dont la valeur exacte n'est généralement pas connue) qui exprime la grandeur physique particulière obtenue par une méthode de mesure. Chaque valeur de mesure doit de préférence comprendre trois éléments [ISO04] : une valeur, une unité et l'incertitude sur cette valeur (Figure 1.38).

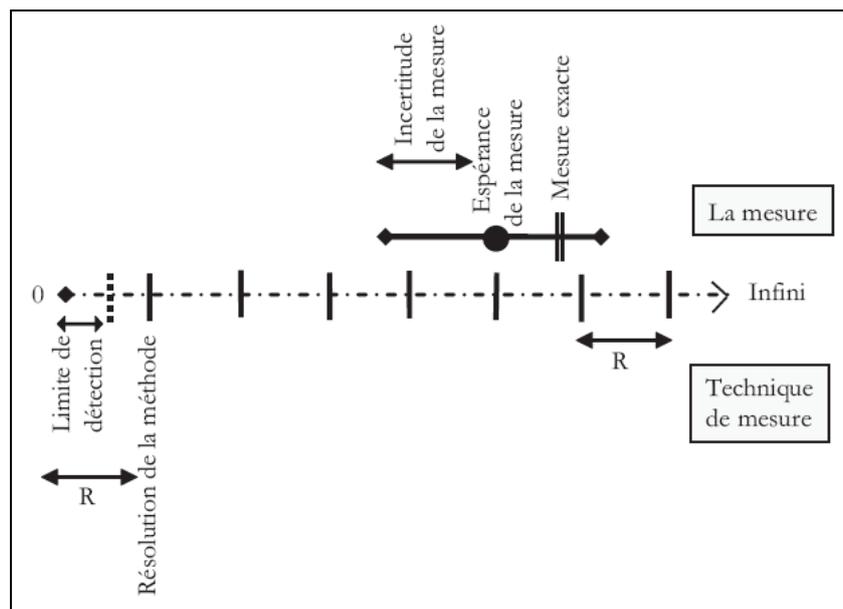


Figure 1.38 : Schématisation des termes métrologiques de résolution, d'incertitude et de limite de détection [Tri07].

On distingue trois types de mesures (résultats) obtenues par des techniques de mesure de champs ; les mesures optiques directes (e.g. images de niveaux de gris), les mesures intermédiaires déduites par traitement numérique des mesures directes (e.g. champs de déplacement ou de phase), et enfin les mesures « décodées » qui sont les informations de mesure en relation avec un gradient des données intermédiaires (e.g. champs de déformations).

Le seuil de détection - Le seuil de détection d'une méthode de mesure est défini par la valeur minimale théorique que doit avoir la grandeur mesurée pour que le résultat soit significativement différent de celui obtenu pour le mesurage du blanc (Figure 1.38). Ce seuil est calculé dans des conditions parfaites de mesure (pas de bruit, pas d'erreurs numériques, etc.).

La sensibilité d'une méthode - La sensibilité d'une méthode est définie par le quotient de la variation de la quantité qui doit être mesurée sur la variation de la mesure. Cette valeur est en quelque sorte le gain du système de mesure.

Incertainde de la mesure - L'incertainde de la mesure est un paramètre quantitatif qui caractérise la dispersion des valeurs attribuées à la mesure, (Figure 1.38) [NC97]. La dispersion des valeurs mesurées a de nombreuses sources comme : une variation incontrôlée des grandeurs influant sur la variable mesurée (intensité, contraste, déplacement de corps rigide, etc.). L'instrument de mesure mais aussi la personne effectuant la mesure peuvent introduire une certaine dispersion sur la mesure.

La résolution de la mesure - La résolution de la mesure représente la plus petite fluctuation de la grandeur mesurée (Figure 1.38) détectable par la mesure. Cette valeur, contrairement au seuil de détection, est une valeur pratique qui prend en compte l'ensemble de la chaîne de mesure et les bruits éventuels qui perturbent la mesure. La résolution correspond au plus petit écart entre deux valeurs de la mesure qui peut être attribué avec certitude aux phénomènes physiques qui font réagir la mesure.

La résolution spatiale : Ce terme est spécifique aux méthodes de mesure de champs. La résolution spatiale correspond à la distance minimale entre deux points de mesure indépendants [Sur04]. Suivant la technique de mesure, cette définition de la résolution spatiale est plus ou moins adéquate, d'autres définitions peuvent être adoptées [Tri07].

Les déformations peuvent être obtenues indirectement par dérivation numérique des champs de déplacements mesurés (speckle interférométrie, Moiré géométrique ou interférométrie, interférométrie holographique, corrélation d'images numériques, méthode de grille, etc.) ou directement lors de la procédure de mesure (shearography). Les techniques de mesure de champs cinématiques (déplacements ou déformations) se répartissent dans deux catégories :

1. Les techniques basées sur les lois de l'optique (diffractions et interférences de faisceaux laser) : la photoélasticimétrie, le moiré interférométrique, l'interférométrie holographique ou le speckle interférométrie, etc.
2. Les techniques basées sur les principes de l'analyse et de la corrélation d'images.

Ces techniques sont nombreuses et ont chacune leur champ d'application, qui peut être représenté par exemple en termes d'échelle d'observation et de résolution en déformation, comme sur la Figure 1.39 extraite des travaux de Sutton [Sut04]. Dans le cadre de cette étude, qui est celui de la mise en forme, il est essentiel de pouvoir analyser les hétérogénéités de déformations sur des zones relativement grandes : de quelques dizaines à quelques milliers de millimètres carrés. La résolution en déformation n'est pas critique pour cette étude : les conditions expérimentales sont donc celles qui autorisent l'application des mesures de déformations par Corrélation d'Images Numériques (DIC : Digital Image Correlation en anglais). Les images peuvent être enregistrées avec des caméras numériques équipées d'objectifs relativement classiques (28 à 75 mm).

Toutes ces techniques cependant ne donnent que des informations sur les déformations sur la surface libre et observable mais en aucun cas ne donnent de renseignements quantitatifs sur ce qui se passe sous la surface, et donc au cœur de la matière.

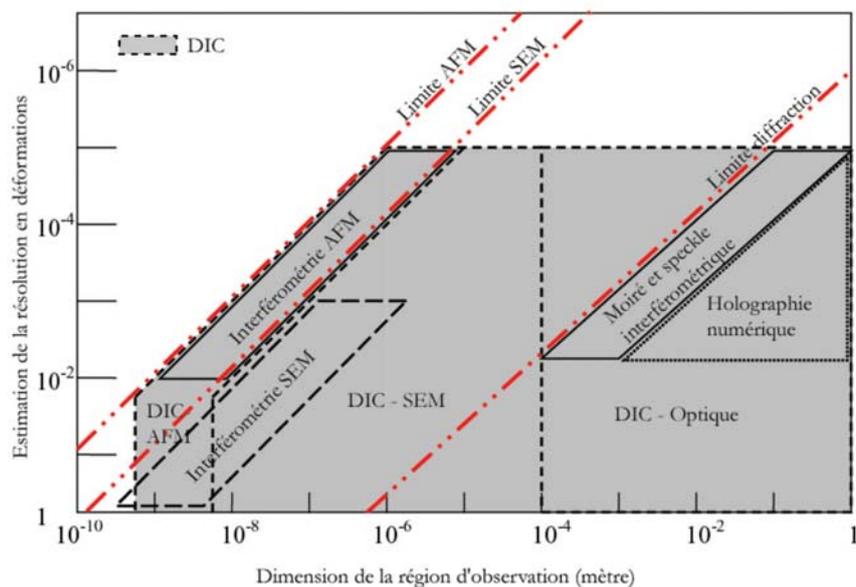


Figure 1.39 : Graphe comparatif des techniques de mesure de champs [Sut04].

1.4.2. Techniques de corrélation d'images numériques

Le but des techniques de corrélation d'images est d'abord de fournir une description quantitative de la surface d'un objet à travers la prise d'une image (répartition spatiale des niveaux de gris). La corrélation bidimensionnelle d'images est basée sur la comparaison de deux images représentatives

respectivement des états initial et déformé de la structure étudiée. Le mouvement de l'ensemble des repères attachés à la surface de l'objet (motifs locaux en terme de niveaux de gris) est analysé et sert à déterminer, à l'aide d'algorithmes numériques, d'une part les éventuels déplacements de l'objet par rapport à un repère fixe lié par exemple à la caméra et d'autre part, les déplacements relatifs entre les repères entre les deux états (déformations de la surface). Dans ce cas, la comparaison des images aboutit au calcul du champ de déformation « autour de chacun des repères ». L'évolution temporelle et spatiale des déplacements des points répartis sur la surface est calculée à partir de séquences d'images successives. Des applications de ces techniques existent dans différents domaines de la science : science des matériaux, science de la vie, géologie, robotique, etc.

Le dispositif expérimental de corrélation d'images numériques en 2D (Figure 1.40) se compose d'une caméra, combinée à un microscope électronique ou optique ou simplement équipé d'un zoom ou d'un objectif au grossissement adapté. Les signaux lumineux, émis par la surface observée, sont transformés en image (un niveau de gris par pixel du capteur CCD) par la caméra numérique et sont traités par un ordinateur qui calcule les déplacements et les déformations. Les caméras donnent des informations de plus en plus riches sur la surface (caméras à plusieurs MégaPixels) et les images sont acquises à des cadences de plus en plus élevées. Il faut cependant toujours faire un compromis entre vitesse d'acquisition et taille de l'image, le taux de transfert d'informations entre le capteur CCD et la mémoire de la caméra ou de l'ordinateur étant limité par la technologie. Ce sont les dispositifs d'observation et de prise d'images qui déterminent le grossissement et donc l'échelle, mais il faut aussi que le marquage de la surface de l'objet soit adapté au niveau d'observation souhaité.

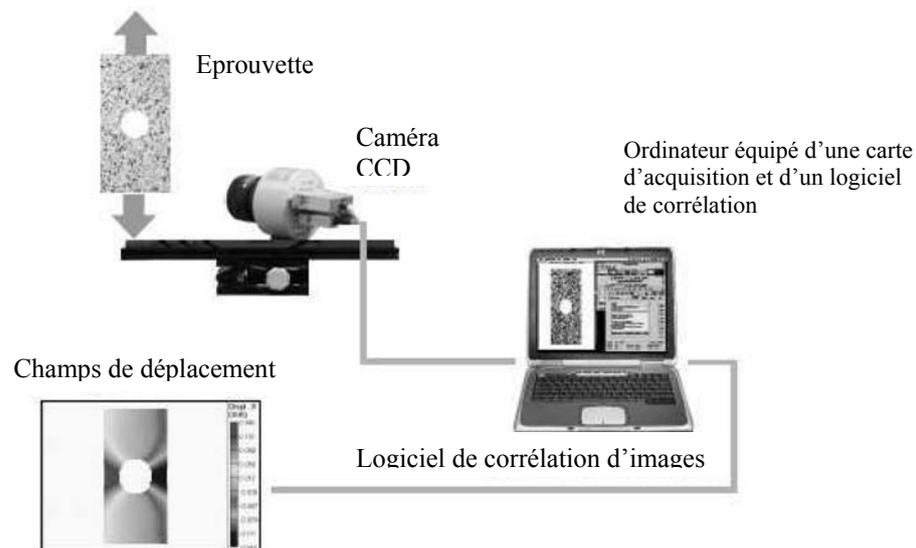


Figure 1.40: Schéma d'un montage de corrélation d'images numériques bidimensionnel, [SMHC99].

Les techniques de corrélation d'images se déroulent donc en trois étapes successives :

I. La préparation de la surface (réalisation d'une grille ou d'un mouchetis).

« Quatre » types de marquage sont utilisés :

- *Dépôts de peinture* ou d'autres produits adhérant suffisamment à la surface et pouvant se déformer au moins autant que le matériau étudié (Figure 1.41) (par exemple [Mgu97] ou [Gar01] pour l'emboutissage).
- *Dépôts par microélectrolithographie*. L'amplitude du contraste est liée à la différence de numéro atomique entre le matériau testé et celui du métal déposé (or, platine, argent ou nickel, par exemple [CSM+04], [SLS+07] et [HDC+07]).

- *Gravure chimique.* Les matériaux sont gravés en milieu humide à température ambiante ou en bains thermostatés constitués de solutions chimiques acides ou basiques (électroérosion [dRSdO09]).
- *Gravure mécanique.*

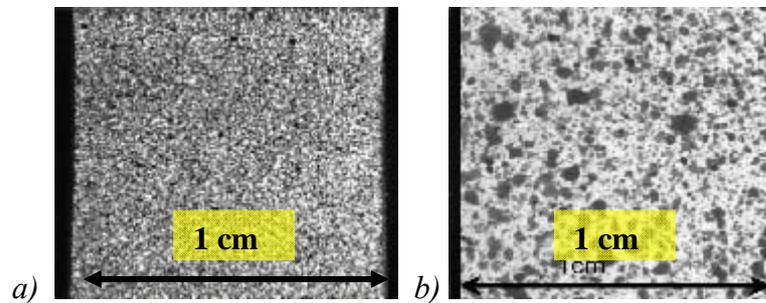


Figure 1.41 : Mouchetis artificiels réalisés a) avec un aérographe, b) avec une bombe aérosol.

Les deux méthodes de préparation de surface les plus répandues dans le domaine de la mise en forme sont le dépôt de grilles ou de mouchetis aléatoire (peinture) sur la surface observable des tôles. Les logiciels de corrélation d'images sont différents suivant que le marquage de la surface est périodique ou aléatoire.

II. L'acquisition des images

Le dispositif expérimental d'acquisition des images est constitué d'une caméra CCD ou d'un appareil photo numérique, d'un ordinateur contenant une carte et un logiciel d'acquisition, et d'un système d'éclairage. Les images sont soit temporairement stockées dans la mémoire de la caméra ou de l'appareil photo, soit directement transférées dans la mémoire de l'ordinateur. Le réglage du système d'éclairage est fondamental, car de la qualité de l'image dépend implicitement une grande partie de la résolution sur les déplacements et les déformations.

La caméra CCD ou l'appareil photo sont équipés d'un objectif permettant d'observer une zone réduite de la surface utile de l'éprouvette. L'objectif permet évidemment de s'adapter aussi bien à des études à l'échelle microscopique qu'à l'échelle macroscopique. Bien que les publications apportant la preuve expérimentale de cette affirmation soient inexistantes à notre connaissance, il est admis que le niveau de codage de la caméra CCD a un impact direct sur la précision du résultat. En effet, plus la numérisation de l'image se fait sur un nombre élevé de bits, plus important sera le nombre de niveaux de gris potentiellement présents dans l'image. Par conséquent, la texture (« dessins » sur la surface) bénéficie de plus de motifs ce qui permet l'obtention de meilleures performances des algorithmes de corrélation d'images. La taille du capteur définit le nombre de sous-échantillonnage de l'image lors de la numérisation. Une augmentation du nombre de pixels du capteur CCD et donc de l'image peut augmenter la résolution spatiale des données optiques et, potentiellement les performances de la technique.

La surface de l'éprouvette observée par la caméra est généralement rectangulaire. Ses dimensions sont exprimées en pixels puis en millimètres. La caméra effectue des prises de vue successives, une première considérée comme image de référence, puis d'autres considérées comme images déformées à différents instants de l'essai. La caméra doit suivre le déplacement moyen de la zone observée pour que les champs de déplacement soient calculés sur une zone qui reste relativement grande par rapport à la taille de l'image. Si les déplacements sont petits, la caméra peut être fixe par rapport à la machine d'essai.

III. Détermination des champs de déplacement et de déformation par corrélation d'images numériques

Le principe de la corrélation d'images est le même dans tous les logiciels. La base des algorithmes de corrélation est la comparaison de deux images d'une même zone de la surface d'un échantillon à deux états différents : un état dit de référence et un deuxième état dit déformé. La procédure de détermination du champ de déplacement comprend trois étapes :

1. Définir la région d'étude (RE) ou zone de corrélation (ROI : « Region of interest » en anglais) de l'image de référence qui n'est pas nécessairement toute l'image acquise (Figure 1.42).
2. « Découper » la région d'étude en zones d'étude élémentaires (ZEE) ou imagerie, que l'on appelle aussi zones d'intérêt (ZOI : Zone Of Interest). Ces imagerie sont identifiées par les fonctions de niveau de gris de leurs pixels. Elles sont généralement carrées d'une taille « ℓ » de l'ordre de la dizaine de pixels ou davantage. Elles sont régulièrement espacées d'un pas « p » de manière à recouvrir toute la zone d'étude. Elles peuvent se recouvrir partiellement ou au contraire être jointives ($p = \ell$). « ℓ » et « p » sont des paramètres de corrélation à choisir lors des calculs.
3. Corréler les imagerie, c'est à dire trouver pour chaque imagerie « son image » à l'état déformé.

C'est durant l'étape 3, que le logiciel tente de déterminer le déplacement d'une imagerie par la procédure de corrélation d'images, afin de retrouver la position dans l'image dite déformée du motif qui ressemble le plus à l'imagerie de l'image de référence. Le déplacement d'une imagerie entre les deux états correspond à un décalage spatial de l'intensité du signal numérisé par la caméra CCD. Le champ de déplacement sur la région d'étude est déterminé en évaluant le déplacement de l'ensemble des centres de chaque imagerie (Figure 1.42). Suivant les logiciels de corrélation d'images, l'imagerie recherchée sur l'image déformée gardera ou non la forme de l'imagerie de l'image de référence. Différentes hypothèses peuvent être faites sur le déplacement et/ou la déformation de l'imagerie.

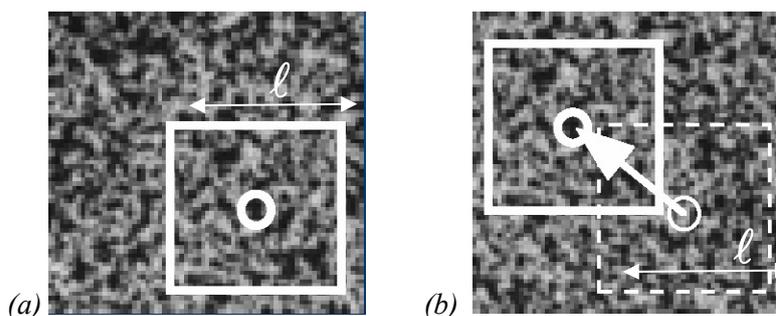


Figure 1.42 : Exemple pour un déplacement de corps rigide du mouchetis (a) image et imagerie de référence et (b) image et imagerie « déformée » à l'instant t .

Dans la Figure 1.43, chaque vecteur déplacement correspond au résultat de la corrélation sur une imagerie. Sur cette figure, le champ de déplacement mesuré a été « recalé » par le logiciel pour avoir un déplacement moyen nul sur la zone d'étude, ce qui laisse voir les déplacements générant la déformation (soustraction du déplacement moyen : déplacement de corps rigide).

Le principe de l'algorithme de corrélation d'images est visualisé sur la Figure 1.44 dans un cas unidimensionnel et pour un déplacement en nombre de pixel entier. Chaque image est discrétisée spatialement par le capteur CCD, et les niveaux de gris sont codés par des fonctions (f à l'instant « t », g à l'instant « $t+dt$ »), (Figure 1.44).

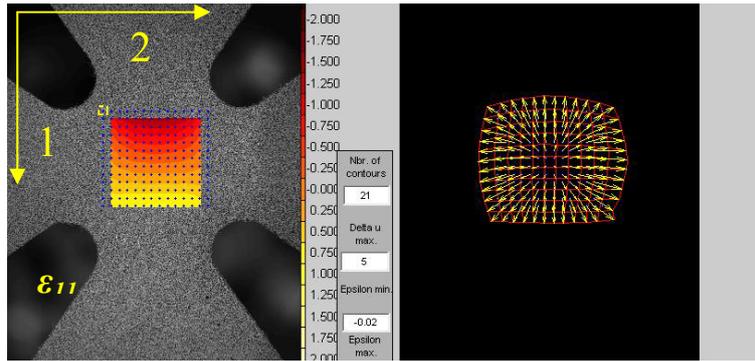
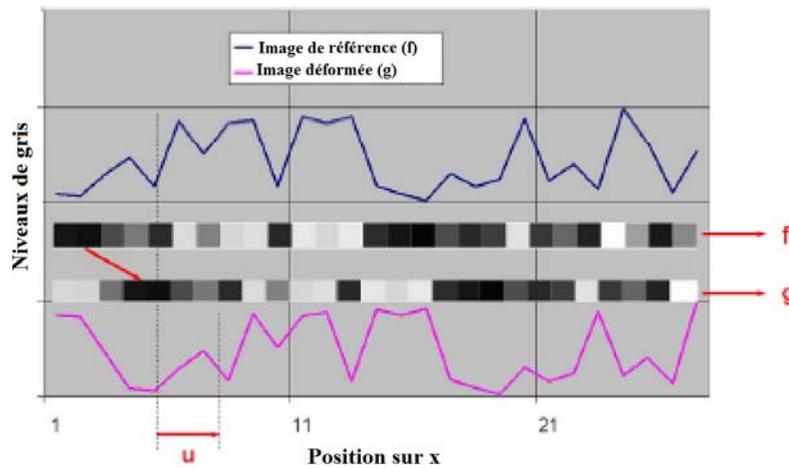


Figure 1.43: Exemple de champ de déplacement représenté par des vecteurs.



Réf. [http://www.si.ens-cachan.fr/accueil_V2.php?page=affiche_ressource&id=37]

Figure 1.44 : Codage des niveaux de gris.

Une image est une fonction scalaire des coordonnées spatiales qui donne le niveau de gris à chaque point discret (ou pixel) de coordonnées \vec{x} . Les images de la référence et les états déformés sont appelés respectivement $f(\vec{x})$ et $g(\vec{x})$. Ces valeurs sont comprises entre 0 et 2^n-1 pour une image codée sur « n » bits. $g(\vec{x})$ vérifie la relation :

$$g(\vec{x}) = f(\vec{x} - \vec{u}) + b(\vec{x}) \quad (1.9)$$

\vec{x} est le vecteur position d'un point P situé sur l'image de référence. $\vec{u}(\vec{x})$ est le vecteur déplacement qui est bien sûr une fonction de \vec{x} et $b(\vec{x})$ est un bruit systématique ou aléatoire.

La détermination de \vec{u} par rapport à un champ de déplacement test $\vec{v}(\vec{x})$ à partir de la seule connaissance de f et g oblige à avoir recours à un processus de minimisation d'un coefficient dit de corrélation. Ce coefficient n'est pas le même suivant les logiciels et prend plusieurs formes suivant entre autres la prise en compte ou non des variations des niveaux de gris locaux (variations de l'intensité de l'éclairage ou du contraste par exemple [Dou00]). Le coefficient de corrélation le plus simple C_1 , qui ne peut être utilisé que si aucune perturbation de l'image n'existe, à part celle liée à la déformation, est défini par un écart au sens des moindres carrés :

$$C_1(\vec{v}_i) = \sum_{i \in \text{image}} (f(\vec{x}_i - \vec{v}_i) - g(\vec{x}_i))^2 \quad (1.10)$$

Dans les logiciels n'utilisant pas la Transformation de Fourier Rapide (FFT) et travaillant dans l'espace réel et non pas dans l'espace des fréquences, la corrélation est obtenue par itérations successives. La fonction de corrélation ainsi que ces dérivées sont calculées à chaque itération. A chaque itération de nouvelles valeurs des déplacements dans le plan (composantes u et v) sont

« choisies » puis un nouveau calcul du coefficient de corrélation est effectué et ainsi de suite. La recherche du minimum de la fonction de corrélation et donc les valeurs de (u, v) successives dépendent de l'algorithme choisi (Newton-Raphson, Levenberg-Marquardt, gradient conjugué,...). Pour obtenir une précision meilleure que le pixel sur les déplacements, il est nécessaire d'interpoler les fonctions f et g pour les rendre continues, voire dérivables. Le type de fonctions d'interpolation utilisé a une influence sur la précision des déplacements calculés.

La corrélation peut se faire entre l'image non déformée et les images déformées prises l'une après l'autre ou bien entre deux images successives. C'est la corrélation incrémentale. Elle peut être nécessaire si les déformations sont très grandes, mais elle conduit à des erreurs plus grandes qu'une corrélation globale. Les erreurs de chaque corrélation sur les incréments de déplacements se cumulent. Dans le paragraphe suivant, les principes et les procédures d'utilisation des logiciels CorreliQ4 et Vic 2D sont rapidement rappelés.

La détermination des champs de déplacement et de déformation se fait en général en post-traitement, une fois toutes les images enregistrées. Les logiciels de corrélation d'images se distinguent entre eux par leurs performances qui sont liées entre autres aux choix faits au moment de la programmation de l'algorithme. Les logiciels varient surtout au niveau :

- de la prise en compte ou non des distorsions optiques de l'image générées par le dispositif d'observation ;
- du choix du coefficient de corrélation, ce qui est plus ou moins lié à la prise en compte d'une possible variation de contraste et/ou de luminosité entre l'image de référence et l'image déformée ;
- de la procédure de recherche du minimum de la fonction de corrélation, résolution du processus de minimisation dans l'espace réel ou dans l'espace de Fourier ;
- des hypothèses sur la forme du champ de déplacement sur l'imagette, qui « impose » la forme de l'imagette sur l'image déformée ;
- du degré de la fonction d'interpolation des niveaux de gris, qui autorise le calcul sub-pixel des champs de déplacements (précision sur les déplacements supérieure au pixel);
- du choix des déformations calculées (logarithmique, Euler-Lagrange, etc.) et de la méthode utilisée pour les calculer (calcul direct, dérivation numérique avec ou sans lissage préalable du champ de déplacement, approximation diffuse...)

De ces choix dépendent une grande partie de la précision des résultats (interpolation niveaux de gris [SMJB88] [SBS00], déformation de l'imagette [LC00] [SS02], etc.), même si d'autres facteurs liés à la mise en œuvre des essais et des mesures peuvent être tout aussi importants.

Tous ces choix dépendent des développeurs des logiciels et souvent aussi des applications visées. C'est pourquoi, certains logiciels ne sont pas commercialisés et sont transmis seulement entre chercheurs de la même communauté. Il existe divers logiciels de corrélation d'images développés dans la communauté scientifique française et internationale. Développés en France et les plus cités dans la bibliographie sont : CorreliLMT [Hil02], CorreliQ4 [BHR06] [HR08], Icasoft [Mgu97] [MMB97] [VDM+99], 7D [Vac03], Granu [BL02] [LBL04], Correla, etc. Les logiciels utilisés en France mais développés à l'étranger et commercialisés à l'échelle mondiale sont : Vic 2D (société Correlated Solutions), Aramis 2D (Société Gom), Istra 3 (Société Dantec Dynamics), DaVis (Société La Vision). Chacun de ces logiciels a ses propres performances [BBD+09] et ses propres limites d'utilisation. Par exemple, certains d'entre eux conviennent mieux pour les grandes déformations, alors que d'autres au

contraire seront plus précis pour mesurer des petites déformations. Certains logiciels ont des versions fonctionnant pour la stéréocorrélation (Vic3D, Istra 4D, DaVis, Aramis, etc.) alors que d'autres non.

La corrélation d'images se fait sur deux types de marquage de surface : des marquages périodiques ou des marquages aléatoires.

- Méthodes de grille (marquage périodique) [LF97], [WLCL00], [Dou00], [SDB+01], [Sur04] et [GCF+06]). La méthode de suivi de marqueurs ou de grille est la technique la plus ancienne, car elle permettait un dépouillement « à la main ». Ensuite, avec les techniques d'analyse d'images puis de corrélation d'images, le dépouillement a été automatisé et est devenu en conséquence plus rapide et aussi plus précis. La grille comme le mouchetis peut être déposée par différentes techniques. Le type de marquage est souvent en relation avec le niveau d'observation et les domaines d'applications, les contraintes expérimentales (e.g. température, environnement corrosif, etc.) et le type de matériel d'observation. Le marquage se distingue de l'objet en lui-même par des niveaux de gris sensiblement différents de ceux du matériau. Il s'agit alors de retrouver l'information correspondant aux repères et de les isoler dans les deux configurations. Les champs de déplacements sont calculés à partir des déplacements des marqueurs ou nœuds de la grille. Le déplacement des points de la grille est suivi tout au long de la séquence d'images. Les déformations locales peuvent être déterminées par exemple par l'application d'une dérivation discrète connaissant le champ de déplacement des points de la grille entre deux états.

Ces techniques sont difficilement applicables dans un matériau à phases multiples présentant de forts contrastes entre les phases. Il est alors souvent difficile de distinguer les repères dans l'une des phases, ce qui implique une multiplication des erreurs. Il est à noter que les méthodes de grille ne sont généralement pas aussi fiables et précises que les nouvelles techniques de corrélation d'images sur des mouchetis aléatoires. Néanmoins, elles restent utilisées en particulier en emboutissage, car l'approche est simple et peu coûteuse en temps de calcul. La Figure 1.45 représente différents types de motifs utilisés pour les méthodes de grilles. En général, le dépôt d'une grille est plus long que celui d'un mouchetis peint.

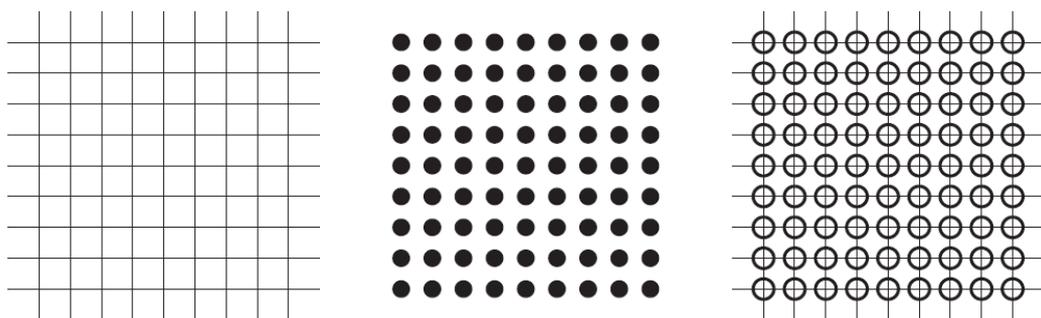


Figure 1.45 : Différents motifs utilisés par les méthodes de suivi de marqueurs ou de grilles [Ort02].

Il faut faire une distinction entre les techniques de grilles quand elles sont dépouillées avec des techniques de corrélation d'images et quand elles sont « dépouillées » avec des techniques de recherche de phase. Les techniques de recherche de phase sont très précises dans le cas des petits déplacements et des petites déformations. La résolution spatiale de ces méthodes correspond au pas de la grille déposée. Elle est généralement millimétrique et donc trop grande pour notre étude, en particulier pour ce qui concerne l'identification à partir de mesures de champs. Une bonne description

des gradients locaux est indispensable. Si le pas de la grille est petit (grilles déposées au MEB [SDB+01]), alors il est difficile de couvrir une zone de plusieurs centimètres carrés avec cette grille.

- Méthodes de corrélation d'images sur mouchetis aléatoire. Ces méthodes sont apparues au début des années 80 et ont rapidement trouvé leur place dans les études scientifiques et les applications industrielles. Le principe de ces techniques consiste également à comparer deux images en utilisant les variations de texture sur la surface de l'objet observé (texture au sens ensemble des motifs contrastés et non au sens métallurgique du terme). Cette texture est généralement générée artificiellement : un motif aléatoire, mouchetis de peinture par exemple fournit le codage nécessaire de la surface pour permettre ensuite la corrélation. Le motif aléatoire rend possible la reconnaissance des points homologues les uns par rapport aux autres. Des études récentes montrent que l'adaptation du système d'observation optique peut permettre des observations très fines avec des niveaux de déplacements de l'ordre d'une dizaine de nanomètres ([JB04] et [BPS+07]).

Les avantages de la technique de corrélation d'images numériques sur grille ou mouchetis aléatoire sont résumés ci-dessous :

- l'analyse peut être très rapide et permet l'obtention d'une multitude de points de mesure ;
- la précision de la mesure est bonne, elle dépend cependant d'un certain nombre de paramètres du logiciel ([BBD+09] et [WSBS09]) et des qualités du mouchetis appliqué sur la surface [LSBS06]. Si les motifs visibles sur la surface sont trop grossiers, par exemple si les tâches de peinture sont trop grosses et/ou trop espacées, il sera impossible de faire des calculs avec une taille d'imagette petite. Le critère pratique souvent utilisé est que le diamètre des tâches ne doit pas excéder un quart de la taille de l'imagette.
- la possibilité de faire de la corrélation d'images sur la surface naturelle de l'éprouvette dans certains cas ([BHRR05], [Ren06]). Certains matériaux tels que les matériaux géologiques, les tissus humains ou les textiles ont un aspect de surface suffisamment contrasté pour travailler sur la surface sans rien y déposer.

Cette technique a aussi un certain nombre d'inconvenients ou de limitations :

- si une grille est utilisée, la résolution spatiale de la mesure est limitée à la distance entre les points de la grille. Dans les autres cas, c'est la taille de l'imagette, elle est donc fonction du grossissement du système d'observation et de la qualité du mouchetis (voir ci-dessus) ;
- lors de l'utilisation d'un système de corrélation 2D, un mauvais alignement du système d'observation par rapport à l'objet étudié ou de forts déplacements hors plan lors de la sollicitation mécanique peuvent provoquer des erreurs importantes sur le résultat de la corrélation [SYT+08]. Cet inconvénient existe quelque soit le motif sur la surface.
- le nombre de pixels du capteur de la caméra CCD utilisée ou la grille limite le nombre de points traités ;
- des variations du contraste local et/ou de la luminosité de l'éprouvette pendant l'application d'un effort sur l'éprouvette changent l'apparence du mouchetis ou de la grille et donc peuvent rendre plus difficile voire impossible la corrélation. Les variations de luminosité et de contraste sont gérées par certains logiciels de corrélation d'images (choix du coefficient de corrélation [Dou00]), mais pas par tous. Il est possible dans certains logiciels de choisir le coefficient de corrélation le mieux adapté à la mesure.

Dans la plupart des essais mécaniques standards, il est possible de se contenter des champs de déplacements mesurés en 2D, puisque l'éprouvette est plane et doit rester plane au cours de l'essai. Ceci suppose que les variations d'épaisseur engendrent des erreurs de mesures du même ordre de grandeur ou plus petite que la précision attendue sur les valeurs mesurées ([SDB+01] et [SYT+08]).

Les logiciels de corrélation d'images permettent en général d'extraire des fichiers de résultats exploitables ensuite par d'autres logiciels. Les fichiers (x, y, u, v, ϵ_{xx} , ϵ_{yy} , ϵ_{xy}) pour un ensemble de points (x, y) de l'image initiale et pour différents états de chargement extérieur sont indispensables aux chercheurs qui développent des programmes d'identification de paramètres des lois de comportement à partir de mesures de champs cinématiques comme dans cette thèse.

1.4.3. Logiciel de corrélation d'images numériques Correli LMT et Correli Q4

Les versions successives du logiciel de corrélation d'images Correli ont été développées au LMT Cachan par F. Hild et ses collaborateurs ([Hil02], [BHR06]). C'est la version de Correli dite « Q4 » qui a été majoritairement utilisée pour l'exploitation 2D des essais mécaniques réalisés dans le cadre de ce travail.

- **Algorithme de calcul et traitement numérique**

La détermination du champ de déplacement « réel » \bar{u} par rapport à un champ de déplacement test $\bar{v}(\bar{x})$ à partir de la seule connaissance de f et g est obtenue dans Correli en minimisant la fonction $F(\bar{v})$ qui est une norme de la différence entre $g(\bar{x})$ et $f(\bar{x} - \bar{v})$, au sens des moindres carrés :

$$F(\bar{v}) = \|g(\bar{x}) - f(\bar{x} - \bar{v})\|^2 \quad (1.11)$$

avec $\|f\|^2 = \int_{-\infty}^{+\infty} |f(x)|^2 dx$ (norme quadratique), c'est à dire :

$$F(\bar{v}) = \int_{-\infty}^{+\infty} [g(\bar{x}) - f(\bar{x} - \bar{v})]^2 d\bar{x} \quad (1.12)$$

Cette fonction atteint sa valeur minimale, 0, en l'absence de bruit ($b(x)=0$) lorsque $\bar{v} = \bar{u}$. Le problème de minimisation de l'équation 1.12 équivaut à maximiser ($g * f$) par rapport à $\bar{v}(\bar{x})$. ($g * f$) représente le produit de convolution (ou fonction d'intercorrélation) des fonctions f et g :

$$\text{Min}[F] = \text{Max}[(g * f)] = \int_{-\infty}^{+\infty} [g(\bar{x}) \cdot f(\bar{x} - \bar{v})] d\bar{x} \quad (1.13)$$

C'est de cette constatation que part la programmation des anciennes versions de Correli. L'intégrale de l'Equation 1.13 s'exprime assez facilement en utilisant la transformée de Fourier des fonctions f et g [Hil02]. Dans les versions successives de Correli, ce qui a évolué ce sont essentiellement les hypothèses sur la fonction $\bar{v}(\bar{x})$. Le programme est toujours écrit avec Matlab et la corrélation est toujours résolue dans l'espace de Fourier et non dans l'espace réel.

Pour réduire l'intervalle d'exploration pour $\bar{v}(\bar{x})$ Correli fait des recherches successives à différentes échelles, pour finir par trouver les valeurs du déplacement pour chaque imagerie. Il est possible de choisir le nombre « n » d'échelles intermédiaires utilisées. Les imageries sont regroupées par $2^{2(n-1)}$. Pour n=1, la recherche se fait directement à la bonne échelle, pour n = 2 le déplacement est recherché sur des domaines regroupant quatre imageries. Les valeurs calculées servent ensuite de point de départ pour rechercher individuellement les valeurs des déplacements sur chacune des imageries.

• **Les particularités du logiciel CorreliQ4**

Dans Correli Q4, les fonctions f et g sont supposées suffisamment régulières aux petites échelles et l'amplitude du déplacement relativement petite. Alors, minimiser la fonctionnelle $F(\vec{v})$ (équation 1.12) équivaut à minimiser le développement de Taylor au premier ordre de $F(\vec{v})$, c'est-à-dire :

$$F(\vec{v}) = \iint \left[g(\vec{x}) - f(\vec{x}) + \vec{v}(\vec{x}) \cdot \vec{\nabla} f(\vec{x}) \right]^2 d\vec{x} \quad (1.14)$$

Le champ de déplacement test $\vec{v}(\vec{x})$ est écrit comme une combinaison linéaire de champs de déplacements simples, dans une base de l'espace E_k , telle que :

$$\vec{v}(\vec{x}) = \sum_i v_i \psi_i(\vec{x}), \quad (1.15)$$

$\psi_i(\vec{x})$ sont des vecteurs de base de E_k , v_i sont les composantes de \vec{v} sur cette base.

$F(\vec{v})$ devient alors une forme quadratique en amplitude, où les v_i sont inconnues. La recherche d'extremum (équation 1.13) revient à résoudre :

$$\left(\iint \left[(\vec{\nabla} f \otimes \vec{\nabla} f)(\vec{x}) : (\psi_i \otimes \psi_k)(\vec{x}) \right] d\vec{x} \right) v_k = \iint \left[(f(\vec{x}) - g(\vec{x})) \vec{\nabla} f(\vec{x}) \psi_i(\vec{x}) \right] d\vec{x} \quad (1.16)$$

où \otimes représente le produit tensoriel.

Le problème consiste alors à résoudre un système linéaire écrit sous forme matricielle :

$$[M]\{w\} = \{m\} \quad (1.17)$$

$\{w\}$ est le vecteur contenant les composantes inconnues v_i . $[M]$ et $\{m\}$ sont des quantités connues dépendantes des fonctions f et g et de ψ .

Le choix de l'espace E_k , donc l'expression des fonctions de base $\psi_i(\vec{x})$, est arbitraire et peut être changé en fonction du problème à traiter. Dans la version Q4 du logiciel Correli utilisée dans cette thèse, il s'agit des fonctions polynomiales P1 ([WRH02], [BHR06]) définies dans l'espace $[-1, 1]^2$ par $(1-x)(1-y)$, $x(1-y)$, $(1-x)y$, xy . Ces fonctions permettent d'exprimer les déplacements en un point contenu dans l'espace $[-1, 1]^2$ comme des fonctions bilinéaires des déplacements aux extrémités du domaine $(-1, -1)$, $(-1, 1)$, $(1, -1)$ et $(1, 1)$. Le champ de déplacement ainsi « interpolé » est similaire à celui obtenu par la méthode des éléments finis avec des éléments carrés à quatre nœuds dits éléments Q4P1. Par cette méthode, le champ de déplacement est continu et dérivable sur l'image ce qui assure un calcul possible des déformations par dérivation.

L'image de référence, ou plutôt la zone d'étude, est discrétisée en zones d'études élémentaires (imassettes), qui définissent les éléments carrés de taille « l ». Les nœuds forment alors un maillage (Figure 1.46). Pour chaque élément, une matrice élémentaire M_{ij}^e et un vecteur m_i^e sont calculés en utilisant les équations précédentes.

Le système (équation 1.17) se construit par assemblage des matrices élémentaires comme dans toute méthode basée sur des éléments finis. Le champ de déplacement est alors calculé par inversion du système. Comme le champ de déplacement est globalement continu, le seul paramètre de corrélation à choisir lors des calculs est la taille des éléments « l ». Le champ de déformation est déduit par une dérivation discrète du champ de déplacement.

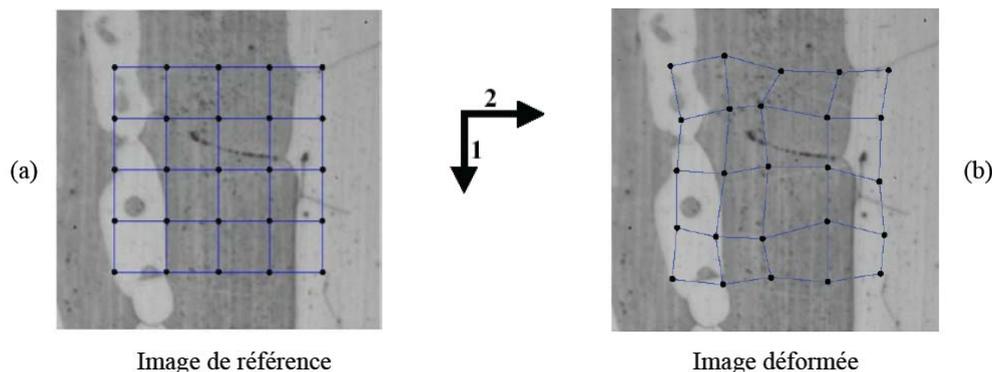


Figure 1.46 : Principe de la technique de corrélation d'images numériques avec Correli_Q4 [Elb07].

Dans la version Q4 de Correli, les imageries sont donc obligatoirement jointives, alors que dans les versions précédentes du logiciel, il était possible de choisir l'espacement entre les imageries pour avoir un certain recouvrement et donc plus de mesures (non indépendantes cependant).

Le logiciel de corrélation version Correli Q4 a été choisi au départ de l'étude car son formalisme type éléments finis semblait a priori devoir faciliter l'identification à partir des champs de déformations puisque les variations suivent les mêmes fonctions locales.

- **Performances de la méthode en termes de déplacements et déformations**

Les performances sont fonctions de nombreux paramètres de l'image (distribution des niveaux de gris : taille et répartition spatiale des taches ou texture locale de la surface), des moyens optiques (nombre de bits du codage en niveaux de gris, nombre de pixels du capteur CCD, éclairage...) et du logiciel de corrélation (principe de résolution, résolution globale ou incrémentale, taille des imageries, ...).

Pour étudier ces performances, il est nécessaire de déterminer la résolution de la méthode et la précision sur les valeurs mesurées (résolution en déplacement et en déformation, incertitudes sur les résultats).

Résolution spatiale - Puisque dans la version Q4 de Correli il n'y a pas recouvrement possible entre les imageries, la résolution spatiale de la méthode (définie dans le paragraphe 1.4.1) est donnée par la taille de l'imagerie choisie pour chaque calcul par l'opérateur. Elle sera donnée à chaque présentation de résultats sous forme de champs.

Seuil de détection en déplacement (ou en déformation) - Il est souvent assez difficile d'estimer le seuil de détection de la méthode de mesure employée. Ce n'est pas une quantité importante pour cette étude, car les déplacements (et les déformations) sont toujours sensiblement plus élevés que le seuil de détection.

Résolution en déplacement (ou en déformation) - Le logiciel Correli Q4 donne une estimation de cette résolution qui est calculée à partir d'une image réelle bruitée artificiellement et translatée numériquement. Cette résolution est assurément inférieure à la résolution « pratique » ou réelle qui doit intervenir toute la chaîne de mesure (Paragraphe 1.4.1).

A chaque étape de l'acquisition ou du traitement des données du système de mesure, des erreurs d'origines variées peuvent être introduites. Ces erreurs jouent sur la résolution de la méthode et sur la précision des résultats. Les erreurs les plus importantes sont listées ci-dessous :

1. Erreurs de positionnement de la caméra par rapport à l'éprouvette. Un mauvais réglage de la perpendicularité entre la caméra et la surface observée génère des erreurs de mesure.
2. Erreurs initiées par la procédure d'enregistrement. Une mauvaise qualité du capteur CCD, une perte d'informations lors des transferts, une compression des images dégrade la qualité des mesures.
3. Erreurs dues aux vibrations extérieures. Les vibrations influent sur les déplacements, mais a priori par sur les déformations, elles engendrent des déplacements de corps rigides du système de mesures par rapport à la caméra.
4. Erreurs dues aux variations de l'éclairage. L'idéal est de faire des mesures dans une pièce où le soleil n'entre pas et de choisir un bon éclairage, diffusant une intensité constante au cours du temps. Un déplacement de la zone observée par rapport au système d'éclairage peut engendrer des variations de lumière sur le mouchetis. Certains logiciels sont programmés pour corriger les variations d'éclairage.
5. Erreurs dues au mouvement de corps rigide. Si les déplacements sont grands par rapport à la taille de l'image, il faut déplacer le système d'observation de façon à ce que la zone d'étude reste dans le champ de l'image.
6. Erreurs dues à la procédure d'extraction des résultats. Certaines des hypothèses faites pour la programmation du logiciel jouent un rôle sur la précision des mesures (interpolation, dérivation numérique, recherche d'extremum, etc.).
7. Erreurs dans les traitements des données.

Résolution en déplacement donnée par Correli - La résolution « théorique » donnée par Correli ne prend en compte que la qualité du mouchetis et les points 6 et 7 cités ci-dessus. Elle dépend uniquement des paramètres de corrélation et des qualités du mouchetis. La résolution en déplacement est assimilable à la valeur du plus petit déplacement mesurable par Correli à partir du mouchetis appliqué (et au grossissement choisi).

Résolution en déformation donnée par Correli - Pour une transformation appliquée à l'image de type déplacement de corps rigide, la déformation doit être nulle (en théorie). La déformation calculée par le logiciel de corrélation pour un tel déplacement (appliqué numériquement) donne la résolution en déformation (valable pour Correli et le mouchetis appliqué). Les bruits apparus pendant le calcul des déplacements sont amplifiés par la procédure de dérivation nécessaire aux calculs des déformations. La dispersion sur les valeurs locales du déplacement génère donc une déformation artificielle. La résolution en déformation ainsi déterminée est une résolution « théorique » (propre à l'algorithme) : c'est la plus petite déformation mesurable par le logiciel sur le mouchetis testé.

Incertitude sur le déplacement (ou la déformation) - L'incertitude (ou erreur) sur les mesures donnée par des logiciels de corrélation sont souvent évaluées sur des transformations simples, e.g. un déplacement de corps rigide (mouvement de translation, faible rotation) ou une déformation homogène ([CRSP85], [Wat99], [Dou00], [SS02], [HR06], [PF06], [Bor06], [WLTR07]). Le résultat de la corrélation : valeur moyenne du déplacement et/ou de la déformation est comparé au déplacement ou à la déformation imposée (connue). Il est également intéressant et indispensable d'analyser les écarts types obtenus sur ces mesures, ce sont eux qui donnent l'incertitude sur la valeur mesurée.

Incertitude sur le déplacement : Cette incertitude est estimée dans Correli Q4 à partir d'une image du mouchetis translattée numériquement. Le mouchetis n'étant pas forcément de même qualité à chaque essai, l'incertitude devrait être estimée pour chaque essai. Même si ce sont les déformations qui seront

utilisées par la suite, l'estimation de l'incertitude sur le déplacement est importante, car l'incertitude en déformation dépend directement de l'incertitude en déplacement (voir plus loin). L'incertitude en déplacement diminue lorsque « ℓ », la taille de l'imagette augmente (les taches qui servent de motifs élémentaires sont plus nombreuses). La relation qui lie l'incertitude sur les déplacements, σ_u , et la taille de l'imagette « ℓ » est donnée par :

$$\sigma_u = A^{\alpha+1} \ell^{-\alpha} \quad (1.18)$$

« A » est une constante. Dans un diagramme en échelles logarithmiques, « α » est la pente de la droite de tendance de la courbe d'incertitude sur les déplacements (exprimés en pixels) par rapport à la taille de l'imagette exprimée en pixels elle aussi.

La Figure 1.47 présente un exemple de variation de l'incertitude sur les déplacements en fonction de la taille de l'imagette (zone d'étude élémentaire) « ℓ » pour deux versions du logiciel : Correli LMT et Correli Q4. La version Q4 a sensiblement amélioré les incertitudes liées à l'algorithme de corrélation.

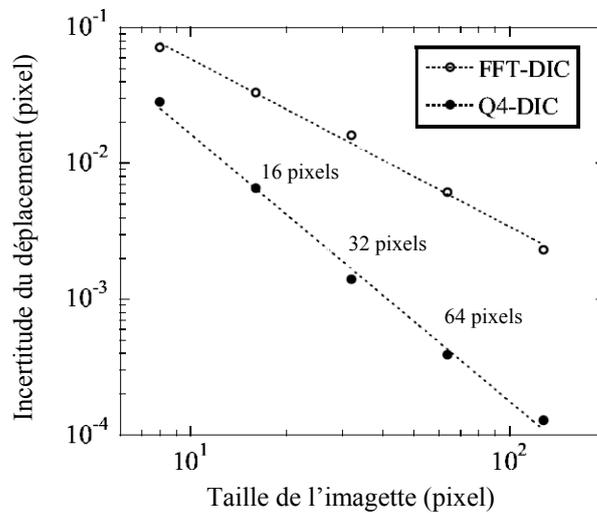


Figure 1.47 : Incertitude sur les déplacements en fonction de la taille de l'imagette. Calculs effectués par les deux logiciels de corrélation : CorreliLMT et CorreliQ4 [HR08].

Incertaine sur la déformation : L'incertitude « théorique » sur les déformations, σ_ε est approximée par la relation [Hil02] :

$$\sigma_\varepsilon = B^{\beta+1} \ell^{-\beta} \quad (1.19)$$

« B » est une constante et « β » est la pente de la droite de tendance de la courbe d'incertitude sur les déplacements (sans unité) par rapport à la taille de l'imagette exprimée en pixels.

Les déformations sont déterminées à partir des déplacements par la méthode des différences finies, c'est-à-dire en calculant :

$$\varepsilon = \frac{U(X + \Delta X) - U(X)}{\Delta X} \quad (1.20)$$

L'incertitude sur les déformations peut donc être déduite de l'incertitude sur les déplacements, selon la relation [Sur04], [BHRR05] :

$$\sigma_\varepsilon \approx \frac{\sqrt{2}\sigma_u}{\Delta X} \quad (1.21)$$

ΔX est la résolution spatiale, elle s'identifie à la taille de l'imagette « ℓ » [BHRR05].

Des équations 1.21 et 1.18, il est simple de déduire que « β » de l'équation 1.19 est peu différent de « $\alpha + 1$ ». L'influence de la taille de l'imagette est donc plus importante sur l'incertitude en

déformation que sur l'incertitude en déplacement. Les bruits et donc l'incertitude sur les déplacements sont amplifiés par la dérivation nécessaire au calcul des déformations.

Mais il ne faut pas oublier qu'une augmentation de la taille de l'imagette correspond aussi à une dégradation de la résolution spatiale. Les champs calculés sont plus grossiers, les gradients sont lissés, car le nombre de points de mesure est moindre. Pour chaque type d'essai, il faut trouver un compromis entre la précision attendue sur les résultats et une résolution spatiale suffisante pour observer et quantifier les phénomènes importants pour l'étude (hétérogénéités de déformation, ou valeurs moyennes précises...).

Lors d'une mesure réelle, pendant un essai mécanique, la déformation déterminée entre deux images successives du même état de sollicitation donne une estimation de la résolution plus proche de la valeur réelle. Entre ces deux images, il peut y avoir eu des perturbations extérieures.

Deux types de résultats de corrélation d'images sont utiles dans cette thèse : des résultats calculés par moyenne sur des zones relativement grandes, contenant plusieurs imagettes (commande « gauge » de Correli qui correspond à la pose d'une jauge virtuelle) et des résultats présentés et exploités sous forme de champs.

Pour les champs de déformations, les résolutions et incertitudes « théoriques » données par le logiciel sont systématiquement accessibles, alors que leurs valeurs « réelles » demandent une démarche spécifique qui n'a toujours été pas faite. Il n'est pas simple d'interrompre un essai pour faire deux images successives du même état de sollicitation. Il est plus simple de faire deux images successives de l'état non déformé, ce qui a été fait pour certains essais mécaniques. Les essais étant très nombreux, des estimations systématiques des erreurs auraient pris énormément de temps d'exploitation. C'est pourquoi, l'estimation faite pour un type d'essai sera extrapolée pour les autres.

Pour les incertitudes sur les valeurs moyennes, elles sont estimées par calcul à partir des formules données et par extrapolation à la taille de la « jauge virtuelle ».

1.4.4. Logiciel de corrélation d'images numériques Vic-2D

Acquis en janvier 2010, le logiciel Vic2D a été préféré à Correli pour l'exploitation des essais nécessitant une connaissance des gradients de déformations sur la totalité de la zone filmée. Vic 2D permet de choisir des zones d'étude de formes complexes, beaucoup plus facilement que Correli. Il est possible de définir des zones d'intérêt en formes de polygones quelconques, ce qui permet de suivre au mieux les hétérogénéités de déformations sur des éprouvettes de formes complexes (biaxiales, Meuwissen, etc.).

- **Coefficient de corrélation**

La détermination du champ de déplacement « réel » \vec{u} , à partir de la seule connaissance de f et g , est obtenue en minimisant une fonction (ou coefficient) de corrélation. Dans Vic 2D le choix entre trois coefficients de corrélation est possible :

- Choix 1 « SSD, Sum of Squared Differences » - Ce coefficient correspond à $C_1(\vec{v}_i)$ qui est une norme de la différence entre $g(\vec{x})$ et $f(\vec{x} - \vec{v})$, au sens des moindres carrés (équation 1.10). Ce coefficient de corrélation n'est pas toujours adapté, car il est sensible aux variations d'éclairage.

- Choix 2 « ZSSD, Zero mean Sum of Squared Differences » - Ce coefficient prend en compte un décalage constant sur toute l'image des niveaux de gris entre l'image initiale et l'image déformée (translation de l'histogramme en niveau de gris vers le blanc ou le noir).

$$C_2(\bar{v}_i) = \sum_{i \in \text{imagerie}} \left((f(\bar{x}_i - \bar{v}_i) - \bar{f}) - (g(\bar{x}_i) - \bar{g}) \right)^2 \quad (1.22)$$

avec \bar{f} et \bar{g} les valeurs moyennes des intensités sur l'imagette considérée.

- Choix 3 « ZNCC, Zero mean Normalized Cross Correlation » - Ce coefficient prend en compte une translation et une « dilatation » de l'histogramme (variation de contraste et de luminosité).

$$C_3(\bar{v}_i) = 1 - \frac{\sum_{i \in \text{imagerie}} (f(\bar{x}_i - \bar{v}_i) - \bar{f}) \cdot (g(\bar{x}_i) - \bar{g})}{\sqrt{\sum_{i \in \text{imagerie}} (f(\bar{x}_i - \bar{v}_i) - \bar{f})^2} \cdot \sqrt{\sum_{i \in \text{imagerie}} (g(\bar{x}_i) - \bar{g})^2}} \quad (1.23)$$

• **Fonction d'interpolation des niveaux de gris**

Les algorithmes de minimisation du coefficient de corrélation sont construits à partir de variables continues or les fonctions « f » et « g » sont des fonctions discrètes. Les valeurs connues pour des valeurs de x et y entières, doivent être définies partout entre ces points. Il est donc nécessaire d'effectuer un calcul d'interpolation des niveaux de gris. Plusieurs types d'interpolation sont utilisables dans Vic2D :

- Interpolation bilinéaire [Dou00] : le niveau de gris varie linéairement en fonction de x et de y entre les valeurs imposées aux quatre « coins » : en (j, i) , $(j+1, i)$, $(j, i+1)$ et $(j+1, i+1)$ avec i et j entiers. Les quatre coefficients du polynôme de la forme « $f(x, y) = a + b x + c y + d xy$ » s'exprime en fonction des quatre valeurs imposées aux quatre coins. Le niveau de gris est alors continu sur l'image, mais toutes ses dérivées sont discontinues.

- Interpolation bicubique B-spline [Dou00] : les niveaux de gris sur le domaine carré (j, i) , $(j+1, i)$, $(j, i+1)$ et $(j+1, i+1)$ s'exprime comme un polynôme de degré 4. Il comporte 16 coefficients qui sont déterminés en assurant la continuité de la fonction interpolée, de ses dérivées premières et de la dérivée croisée aux limites du domaine carré. Les coefficients s'expriment en fonction des 16 valeurs sur le carré limité par la diagonale $(j-1, i-1)$ $(j+2, i+2)$.

- Interpolation quintic B-spline : assure une continuité de la fonction d'ordre encore supérieur.

• **Forme du champ de déplacement sur l'imagette**

Pour rechercher le champ de déplacement, il est nécessaire de faire des hypothèses sur sa forme. Ces hypothèses ont pour conséquences d'imposer la forme de l'imagette après déformation.

Si le champ de déplacement est recherché sous la forme d'un déplacement de corps rigide :

$$u(x, y) = u_0 \quad \text{et} \quad v(x, y) = v_0 \quad (1.24)$$

L'imagette peut simplement s'être déplacée, mais elle ne peut pas s'être déformée, elle est toujours carrée. C'est une hypothèse souvent trop forte.

Si le champ de déplacement est recherché sous une forme affine :

$$u(x, y) = u_0 + u_1 x + u_2 y \quad \text{et} \quad v(x, y) = v_0 + v_1 x + v_2 y \quad (1.25)$$

L'imagette peut s'être déplacée, avoir tourné et s'être déformée en cisaillement ou en traction - compression. L'imagette déformée prend la forme d'un quadrilatère quelconque, la déformation est constante sur une imagette. Cette hypothèse convient dans un grand nombre de cas si les imagettes sont assez petites et les gradients de déformations relativement faibles.

Dans les autres cas, l'hypothèse d'une transformation quadratique est nécessaire :

$$u(x,y) = u_0 + u_1 x + u_2 y + u_3 x y + u_4 x^2 + u_5 y^2 \quad (1.26a)$$

$$v(x,y) = v_0 + v_1 x + v_2 y + v_3 x y + v_4 x^2 + v_5 y^2 \quad (1.26b)$$

L'hypothèse prise dans Vic est au moins de prendre en compte la déformation de l'imagette.

- **Calcul des déformations**

La notice ne fait cependant pas état explicitement de ce choix, mais il est écrit que les déformations de Green-Lagrange sont calculées à partir des coefficients de l'équation 1.25 (ou 1.26).

$$\varepsilon_{xx} = u_1 + \frac{1}{2}(u_1^2 + v_1^2) \quad (1.27a)$$

$$\varepsilon_{yy} = v_2 + \frac{1}{2}(u_2^2 + v_2^2) \quad (1.27b)$$

$$\varepsilon_{xy} = \frac{1}{2}(u_2 + v_1) \quad (1.27c)$$

Dans la version 2009 de Vic2D ont été rajoutées d'autres déformations, comme les déformations logarithmiques (Hencky) et les déformations d'Euler - Almansi. Pour des déformations relativement grandes, la définition de la déformation a beaucoup d'influence sur les valeurs calculées. Chacune de ces déformations est calculée à partir des valeurs du gradient de la transformation.

- **Erreurs sur les déplacements et les déformations**

Par ailleurs le logiciel ne donne actuellement que des valeurs d'erreurs sur les déplacements, il ne donne aucune valeur d'erreurs sur les déformations. Le logiciel (version 2009) donne les niveaux de confiance (erreurs locales) sur les déplacements calculés (« sigma ») : erreurs absolues exprimées en pixels. La précision de mesure est donnée pour chaque jeu de données (paire d'images). Elle est facilement visualisable sur une carte d'isovaleurs superposée à la photo de l'échantillon. Par défaut le logiciel supprime les résultats où l'erreur en déplacement est supérieure à 0,1 pixel, dans cette étude les valeurs locales de l'erreur sigma sont généralement 10 fois plus faibles (voir chap. 3).

Dans les options à choisir au moment du lancement du calcul figurent trois quantités qui donnent en quelque sorte des seuils d'acceptabilité pour les résultats obtenus :

« Confidence interval » - Valeur maximale admise pour « sigma » l'erreur en déplacement exprimée en pixels (voir ci-dessus).

« Matchability » - Ce seuil permet d'enlever automatiquement les imagettes qui possèdent un contraste insuffisant et contiennent donc trop peu d'information. Une valeur basse du seuil permet de garder plus de valeurs, en cas d'éclairage faible par exemple (paramètre par défaut 0,1). Les mouchetis et l'éclairage donnant de forts contrastes, ce seuil n'a pas d'influence sur les résultats de cette étude.

« Prediction margin » - Pour chaque point de l'image, les calculs de déplacements se font à partir d'une valeur initiale qui correspond à la valeur du déplacement pour le même point calculé sur l'image déformée précédente. Le logiciel élimine les points pour lesquels la différence entre les déplacements successifs d'un même point est trop importante. L'intérêt de cette manœuvre est d'éliminer les points pour lesquels il y a une discontinuité du déplacement. La valeur par défaut dans le logiciel est de 0,02

pixel, si la fréquence de prise d'images n'est pas très importante et que l'on est certain de « la qualité » de ses images, il faut augmenter cette valeur.

1.4.5. Technique de stéréocorrélation

La corrélation d'images bidimensionnelle présente deux inconvénients majeurs : elle ne permet de mesurer que des déformations sur un objet plan. Elle exige que la surface plane observée et le plan image de la caméra soient parallèles et le restent pendant l'essai, ce qui est difficile à garantir.

La solution à ces deux problèmes est la technique de stéréocorrélation qui est présentée dans cette partie. L'utilisation d'une seule caméra ne permet d'accéder qu'à une information bidimensionnelle. La stéréocorrélation nécessite l'utilisation de deux caméras et l'enregistrement de paires d'images stéréoscopiques relatives à chacun des états de déformation de l'objet. La stéréocorrélation est l'utilisation conjointe des principes de la stéréovision (reconstitution d'une forme tridimensionnelle à partir d'une paire d'images prises simultanément) et de la corrélation d'images numériques. La stéréocorrélation donne les déplacements dans l'espace des points de la surface libre de l'objet filmé, desquels sont déduites les déformations dans le plan tangent. Le champ de déformations est ensuite calculé à partir des déplacements par dérivation discrète ou par l'utilisation d'un code aux éléments finis [Dou00]. Bien sûr, cette technique ne donne pas accès à la déformation en épaisseur.

La Figure 1.48 représente le principe stéréoscopique et une photo d'un dispositif de stéréovision. Si deux caméras prennent deux images simultanées de l'objet avec deux angles de vue pas trop différents (angle autour de 30 degrés entre les caméras), il est possible de reconstituer la forme tridimensionnelle de la surface observée. La Figure 1.48-a montre les plans d'images de chacune des deux caméras. C_1 et C_2 désignent les centres optiques de chacune des caméras (pour simplifier, ils sont positionnés derrière le plan image alors qu'ils sont en réalité devant). À partir de deux points p_1 et p_2 correctement appariés (représentant le même point de l'objet P), la reconstruction 3D s'effectue par triangulation, en calculant l'intersection dans l'espace des droites C_1p_1 et C_2p_2 .

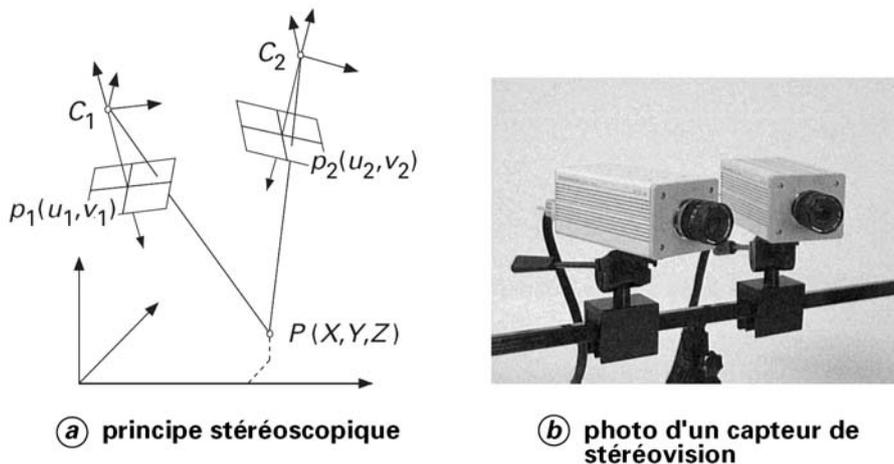


Figure 1.48 : Stéréovision [Ort02].

- **Le calibrage ou étalonnage du système de vision stéréoscopique**

L'étalonnage du système de stéréovision (ou stéréocorrélation), constitué de deux caméras liées de façon rigide, consiste à déterminer les paramètres intrinsèques de chacune des caméras (longueur focale de l'objectif, taille des pixels de la matrice CCD, coefficients pour tenir compte de la distorsion des images induite par l'objectif...), la position et l'orientation relatives des deux caméras. Ces paramètres de calibrage sont nécessaires pour calculer, par triangulation, les coordonnées

tridimensionnelles d'un point correspondant à des pixels appariés entre les deux images (Figure 1.48-a).

- **Appariement des images stéréoscopiques**

On parle d'appariement spatial et d'appariement temporel pour la corrélation entre les images prises à deux instants différents.

Il y a deux « types » d'appariement d'images (Figure 1.49). L'appariement spatial (ou stéréovision ou stéréo-correspondance) consiste à reconstruire la forme tridimensionnelle déformée ou non, et se réalise au terme de l'appariement de deux images acquises, à un instant donné, par deux caméras stéréoscopiques liées de façon rigide (étape 1 et 3 de la Figure 1.49). L'appariement temporel qui est l'appariement d'images de l'objet acquises par une seule des caméras, à des instants différents « t » et « $t + \Delta t$ » (étape 2 de la Figure 1.49).

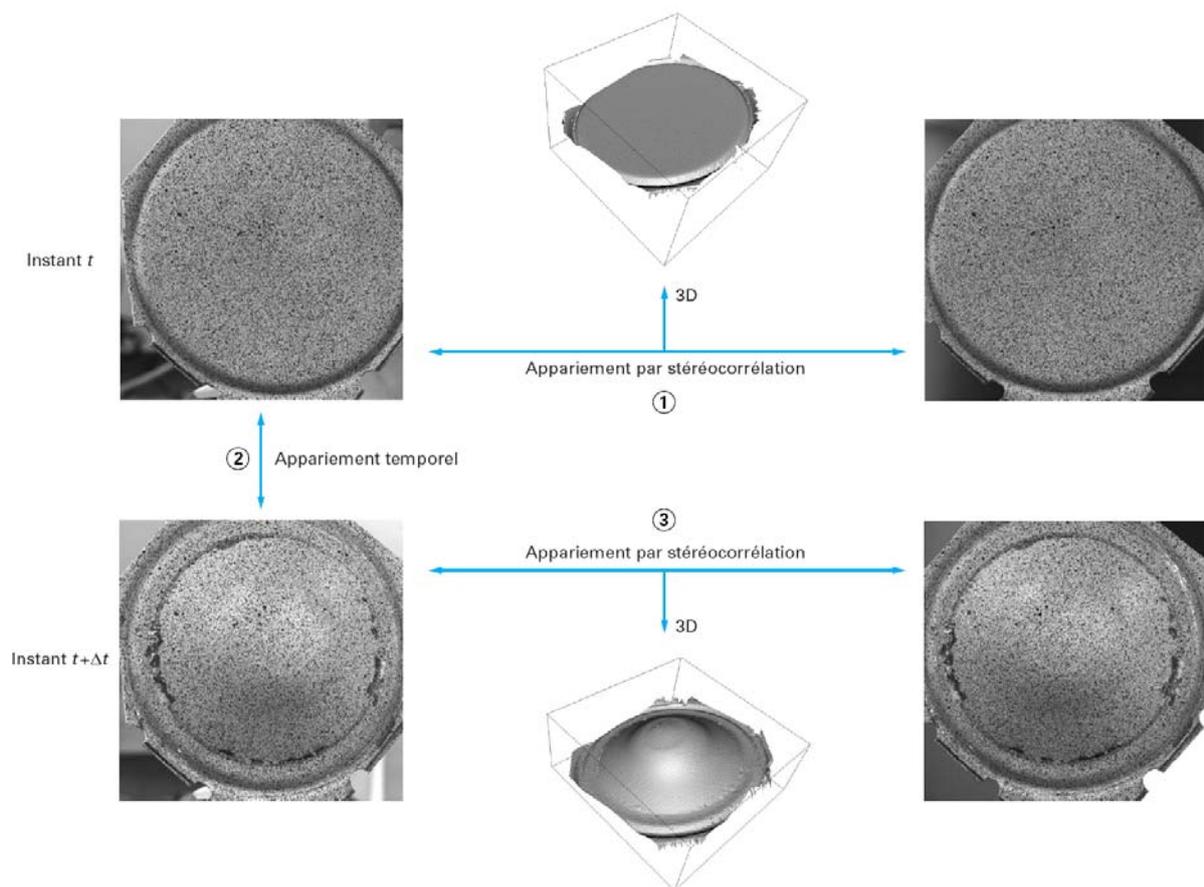


Figure 1.49: Détermination du champ de déplacements 3D par stéréocorrélation et appariement temporel de pixels par corrélation [Ort02].

L'appariement nécessite d'avoir des motifs caractéristiques pour distinguer les différentes zones observées entre elles. Ici comme pour la corrélation en deux dimensions, la préparation de la surface est fondamentale. La surface de l'objet observé peut avoir été préalablement marquée par une grille ou par un mouchetis de peinture ou par tout autre procédé. Si une grille est utilisée, la mise en correspondance se fait uniquement sur les points de la grille donc, la précision de la reconstruction 3D est une fonction directe de la taille des mailles de la grille (Figures 1.50 et 1.51).

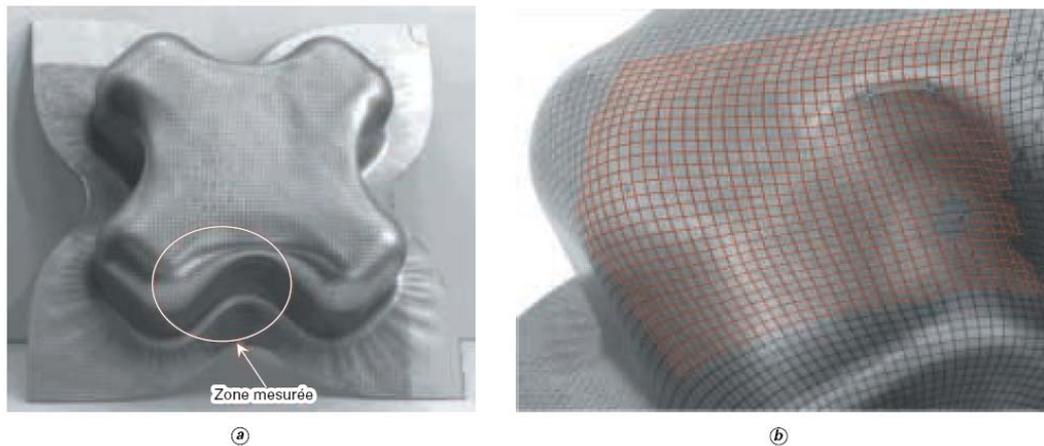


Figure 1.50 : (a) Pièce mesurée - (b) Noeuds extraits automatiquement par analyse de l'image de droite de la paire stéréoscopique (la même opération est réalisée sur l'image de gauche) [Ort02].

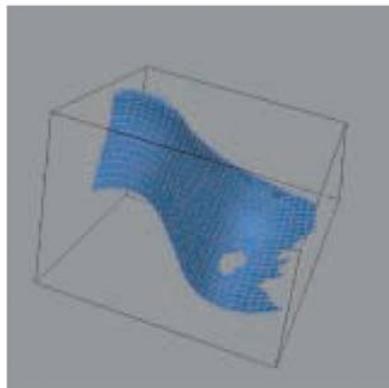


Figure 1.51 : Zone observée reconstruite en 3D [Ort02].

La méthode de stéréocorrélation, employée avec un mouchetis aléatoire, permet une reconstruction plus précise de l'objet 3D et donc aussi une meilleure précision des mesures de déformations.

- **Précision des mesures par stéréocorrélation**

La précision de la mesure de formes 3D par stéréovision est fonction de plusieurs facteurs : la précision du calibrage du dispositif de stéréovision; la qualité des caméras et de leurs objectifs, la configuration des caméras (l'angle formé par leur axe optique détermine la précision de la triangulation), la qualité du marquage, etc. L'extraction de marqueurs ou des nœuds d'une grille peut s'effectuer avec une précision de l'ordre de 1/30 pixels. Par contre, la technique de corrélation sur mouchetis permet d'accéder à une précision de l'ordre du 1/100 de pixels. Avec des caméras numériques de résolution 1024×1024 , il est possible d'obtenir par cette technique une précision de l'ordre de $D/25000$ (D étant la plus grande dimension de l'objet vu plein champ par les caméras), c'est-à-dire $\pm 20 \mu\text{m}$ sur un objet de 50 cm. Dans le cas 3D de la stéréocorrélation, [GT01] a montré qu'il était possible d'obtenir une précision en déformation de l'ordre de 0,05 % avec une imagerie de taille 50 pixels environ.

- **Un exemple en emboutissage**

Deux paires d'images stéréoscopiques du flan sont acquises : une paire avant emboutissage (Figure 1.52) et la deuxième paire après emboutissage (Figure 1.53). La Figure 1.54 montre la forme 3D du flan avant emboutissage reconstruite à partir de la paire d'images de la Figure 1.52, alors que la Figure

1.55 montre la forme 3D de la pièce emboutie calculée à partir de la paire d'images de la Figure 1.53. Le champ de déplacements est calculé par stéréocorrélation à partir des deux formes 3D et de l'appariement temporel. La valeur du déplacement mesuré est imposée en chaque nœud d'un maillage [Gar01] et le post-processeur de type éléments finis calcule le champ des déformations (Figure 1.56).

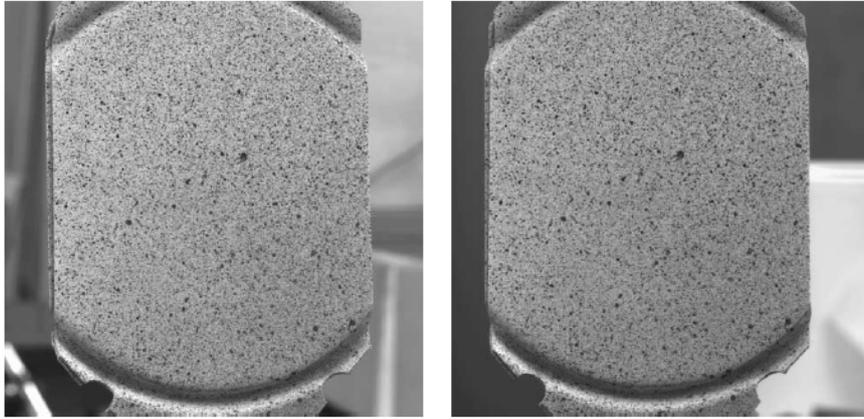


Figure 1.52 : Paire d'images stéréoscopiques du flan avant emboutissage [Ort02].

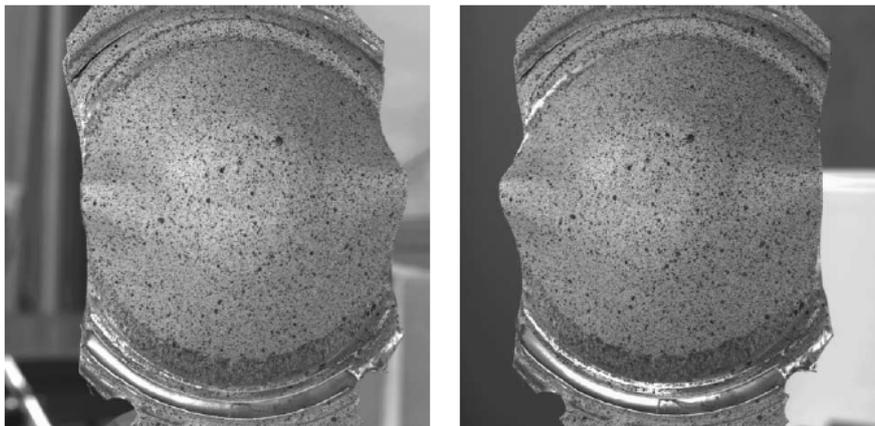


Figure 1.53 : Paire d'images stéréoscopiques du flan embouti [Ort02].

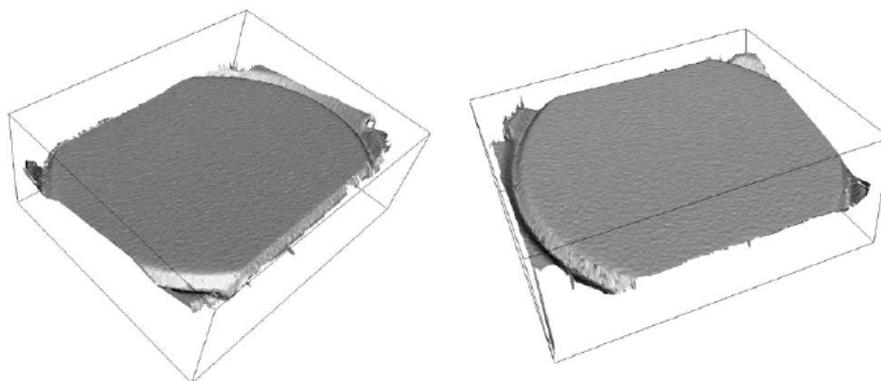


Figure 1.54 : Forme 3D du flan avant emboutissage calculée à partir de la paire d'images de la Figure 1.52 (deux vues sont représentées) [Ort02].

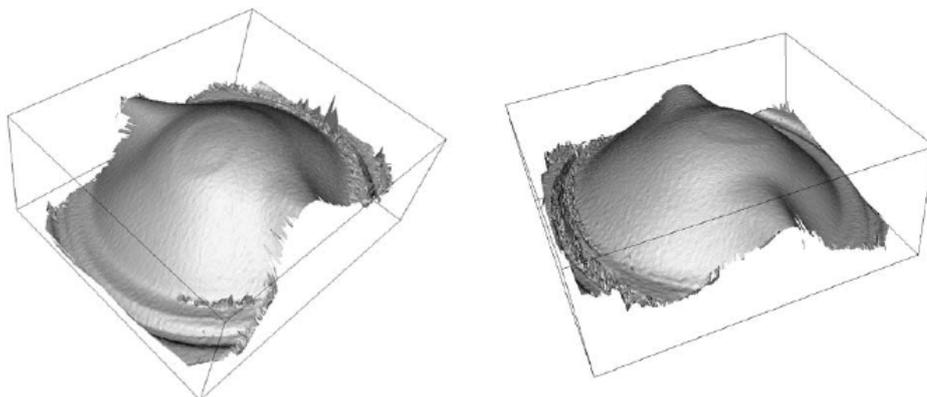


Figure 1.55 : Forme 3D du flan embouti calculée à partir de la paire d'images de la Figure 1.53 (deux vues sont représentées) [Ort02].

Les figures précédentes correspondent à l'emboutissage d'une tôle en aluminium en utilisant un contre-flan en acier percé en son centre pour localiser les contraintes et les déformations autour du sommet de l'embouti. La précision de la reconstruction de la forme est telle qu'elle permet de voir sur le dessus de l'embouti « la trace » du trou percé dans le contre-flan.

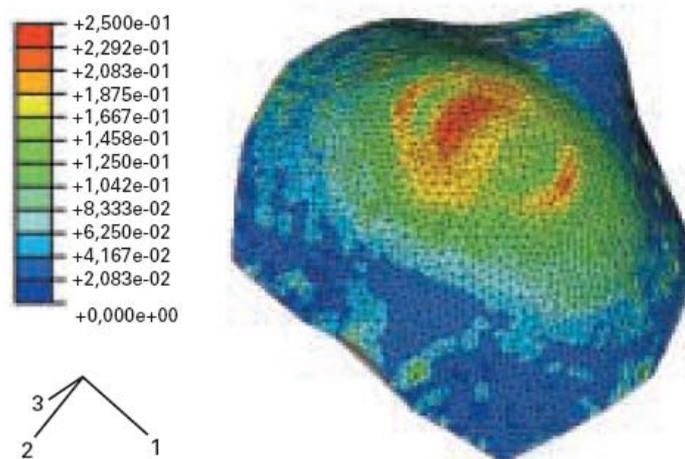


Figure 1.56 : Champ des déformations principales maximales de la tôle mince emboutie [Ort02].

1.5. Conclusion

Dans ce premier chapitre, sont e en martensite est rappelée. Ces conséquences à une échelle supérieure sont : l'apparition d'une déformation plastique dans l'austénite et éventuellement dans la martensite, l'adaptation de la morphologie de la martensite aux contraintes locales et donc une complexification de la microstructure des sollicitations thermiques ou mécaniques. Comme toute transformation de phase, elle respecte les principes de la thermodynamique et dépend de la composition chimique du matériau et des différentes phases qu'il contient ainsi que de la température. Un peu moins classiquement, la cinétique de la transformation martensitique dépend de l'état de contrainte dans le matériau et plus particulièrement de la contrainte hydrostatique. Plus localement la transformation dépend de la densité de dislocation et d'autres défauts dans le matériau. La transformation martensitique est un facteur très important pour expliquer le comportement thermomécanique des aciers inoxydables ou multiphasés. La différence entre ces matériaux réside dans leur teneur en austénite susceptible de se transformer en martensite et en la présence de différentes phases (ferrite,

bainite, austénite, martensite). Une partie du comportement est due à l'effet matériau composite donné par les phases plus ou moins dures (ou ductiles) et à leur arrangement spatial. La complexité du comportement des matériaux à effet TRIP due en particulier à la dépendance de la transformation vis-à-vis de la contrainte pousse les chercheurs à étudier ces matériaux sous différentes sollicitations thermomécaniques. Certains chercheurs ont même développé de nouveaux dispositifs d'essais mécaniques pour soumettre les tôles à des chargements biaxiaux. Un certain nombre de résultats concernant les propriétés des aciers de cette étude sont donnés.

Un matériau n'est souvent utilisé que sous forme de produits nécessitant une mise en forme, il est important d'essayer de prévoir le comportement des nouveaux matériaux lors de l'emboutissage par exemple. Un certain nombre d'essais d'emboutissage dit de laboratoire permettent d'étudier la réponse des matériaux à des sollicitations mécaniques proches mais plus simples que celles existant dans l'industrie. L'emboutissage c'est très souvent une succession d'état de contraintes et de déformations multiaxiaux. La réalisation d'essais d'emboutissage et la comparaison avec des simulations par éléments finis sont de plus en plus courantes pour valider les développements faits sur l'écriture et la détermination des paramètres des lois de comportement. Cette approche est indispensable pour les lois de comportement complexe comme celles nécessaires à la prise en compte de la transformation martensitique et à son développement sous des chargements complexes.

Cependant, une exploitation approfondie des essais d'emboutissage nécessite des outils modernes tels que les techniques de détermination de champs de déplacements et de déformations par corrélation ou stéréocorrélation. Ces techniques utilisées de plus en plus souvent dans les laboratoires permettent aussi de récupérer toute une quantité de résultats sur des essais mécaniques non homogènes et de valider de nouveaux montages d'essais ou de nouvelles géométries d'éprouvette. Un seul essai mécanique sollicitant de manière non homogène le matériau remplace avantageusement plusieurs essais homogènes. Une section est consacrée au principe de la corrélation d'images et aux deux logiciels qui sont utilisés dans cette thèse. Une présentation rapide de la stéréocorrélation est faite en fin de chapitre.

Les essais mécaniques et leur exploitation sont des outils indispensables au développement de lois de comportement des matériaux et en particulier pour les aciers à effet TRIP. La dépendance en contrainte de la cinétique de transformation ne peut être oubliée et doit être approfondie. Depuis un certain nombre d'année, il existe des modèles qui introduisent la transformation martensitique dans leurs équations constitutives mais souvent ces modèles sont complexes et nécessitent un grand nombre de paramètres. Le nombre de paramètres est d'autant plus grand que le nombre de phases dans le matériau est important. L'analyse des modèles de la littérature fait l'objet du chapitre suivant.

Références bibliographiques

- [Ang54] Angel T. (1954). Formation of martensite in austenitic stainless steels. *J. of the Iron and Steel Inst.*, 177, p.154-174.
- [AP71] Ackert R.J. et Parr J.G. (1971). Massive and martensitic transformation temperatures in very dilute iron-carbon alloys. (Technical Note). *Journal Iron and Steels Institute*, 209, part 11, p. 912 – 918.
- [BBD+09] Bornert M., Brémand F., Doumalin P., Dupré J.-C., Fazzini M., Grédiac M., Hild F., Mistou S., Molimard J., Orteu J.-J., Robert L, Surrel Y., Vacher P. et Wattrisse B. (2009). Assessment of digital image correlation measurement errors: methodology and results. *Experimental Mechanics*, 49, p. 353-370
- [BD24] Bain E.C. et Dunkirk N.Y. (1924). The nature of martensite. *Trans. AIME*, 70, p. 25-46.
- [BGHT06] Bouvier S., Gardey B., Haddadi H. et Teodosiu C. (2006). Characterization of the strain-induced plastic anisotropy of rolled sheets by using sequences of simple shear and uniaxial tensile tests. *J. of Mat. Proc. Techno.*, 174, p. 115-126.
- [BHF04] Byun T.S., Hashimoto N. et Farrell K. (2004). Temperature dependence of strain hardening and plastic instability behaviours in austenitic stainless steels, *Acta Materialia*, 52, p. 3889-3899.
- [BHR06] Besnard G., Hild F. et Roux S. (2006). « Finite-Element », Displacement fields analysis from digital images: Application to Portevin–Le Châtelier bands. *Experimental Mechanics*, 46, p. 789–803.
- [BHRR05] Bergonnier S., Hild F., Rieunier J. et Roux, S. (2005). Strain heterogeneities and local anisotropy in crimped glass wool. *Journal of Materials Science*, 40, p. 5949–5954.
- [BL02] Brillaud J. et Lagattu F. (2002). Limits and possibilities of laser speckle and white light image correlation methods: theory and experiments. *Appl Opt*, 41, p. 6603–6613.
- [Bor06] Bornert M. (2006). Resolution and spatial resolution of digital image correlation techniques. In: Proceedings of Photomechanics 2006, *International Conference on full-field measurement technique and their application in experimental solid mechanics*, CD ROM, Grédiac, M. & Huntley, J. eds. Clermont-Ferrand, France.
- [Bot97] Botshekan M. (1997). *Comportement mécanique et stabilité microstructurale d'un acier inoxydable austénitique type AISI 316LN sous forte plasticité monotone et cyclique à 77K et 300K*. Thèse de doctorat, Ecole Centrale Lille (France).
- [BPS+07] Berfield T.A., Patel J.K., Shimmin R.G., Braun P.V., Lambros J. et Sottos N.R. (2007). Micro and nanoscale deformation measurement of surface and internal planes via digital image correlation. *Experimental Mechanics*, 47, p. 51-62.
- [COC79] Cohen M., Olson G. et Clapp P. (1979). On the classification of displacive phase transformation. In: Proceedings of the *International Conference on the Martensitic Transformation*. Cambridge, Massachusetts, USA, p. 1–11.
- [CRSP85] Chu T.C., Ranson W.F., Sutton M.A. et Peters W.H. (1985). Applications of digital image correlation techniques to experimental mechanics. *Experimental Mechanics*, 25, p. 232-244.

- [CS51] Chung S.Y. et Swift H.W. (1951). Cup drawing from a flat blank – Part I and II. *Proceeding of the Institute of Mechanical Engineering*. 165, p. 199-223
- [CSM+04] Collette S. A., Sutton M. A., Miney P., Reynolds A. P., Xiaodong Li, Colavita P. E., Scrivens W. A., Luo Y., Sudarshan T., Muzykov P. et Myrick M. L. (2004). Development of patterns for nanoscale strain measurements: I. Fabrication of imprinted Au webs for polymeric materials, *Nanotechnology*, 15 (12), p. 1812-1817.
- [Dav90] David G. (1990). Les aciers inoxydables : propriétés, mise en œuvre, emploi, normes. Technique et Documentation, Lavoisier.
- [Del91] Delaey L. (1991). Diffusionless Transformations, in *Materials Science and Technology: a comprehensive treatment, Volume 5: Phase transformations in materials*, ed P Haasen. (Weinheim: VCH) p. 339.
- [Dou00] Doumalin P. (2000). *Microextensométrie locale par corrélation d'images numériques- Application aux études micromécaniques par microscopie électronique à balayage*. Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique (LMS, France).
- [dRSdO09] da Rocha M. R. et de Oliveira C. A. (2009). Evaluation of the martensitic transformations in austenitic stainless steels. *Mat. Sci. & Eng.*, A517, p. 281-285.
- [DZLL07] Dan W.J., Li S.H., Zhang W.G. et Lin Z.Q. (2008). The effect of strain-induced martensitic transformation on mechanical properties of TRIP steel. *Materials and Design*, 29 (3), p. 604-612.
- [Elb07] El Bartali A. (2007). *Apport des mesures de champs cinématiques à l'étude des micromécanismes d'endommagement en fatigue plastique d'un acier inoxydable duplex*. Thèse de doctorat, Ecole Centrale de Lille (France).
- [Fur03] Furnémont Q. (2003). *The micromechanics of TRIP-assisted multiphase steels*. Thèse de doctorat, Université Catholique de Louvain (Belgique).
- [FRCH04] Forquin P., Rota L., Charles Y. et Hild F. (2004). A method to determine the macroscopic toughness scatter of brittle materials, *International Journal of Fracture*, 125 (1), p. 171-187.
- [Fro98] Fromentin S. (1998). *Etablissement d'un critère de striction intrinsèque des tôles et validation numérique par simulation d'emboutissage*. Thèse de doctorat, l'Université Paul Verlaine de Metz.
- [Gar01] Garcia D. (2001). *Mesure de formes et de champs de déplacements tridimensionnels par stéréocorrélation d'images*. Thèse de doctorat, Institut National Polytechnique de Toulouse.
- [Gau99] Gaussorgues G. (1999). La thermographie infrarouge : principes, technologies applications. Technique et Documentation, Lavoisier.
- [GCF+06] Garcia C., Celentano D., Flores F., Ponthot J.-P. et Oliva O. (2006). Numerical modelling and experimental validation of steel deep drawing processes: Part II: Applications. *J. Mater. Process. Techno.*, 172, p. 461-471.
- [GJ65] Greenwood G.W. et Johnson R.H. (1965). The deformation of metals under small stresses during phase transformations. *Proc. Roy. Soc.*, A283, p.403-422.
- [GOP02] Garcia D., Orteu J.-J. et Penazzi L. (2002). A combined temporal tracking and stereo-correlation technique for accurate measurement of 3D displacements: Application to sheet metal forming. *J. Mater. Process. Techno.*, 125-126, p. 736-742.

- [GP10] Gallée S. et Pilvin P. (2010). Deep drawing simulation of a metastable austenitic stainless steel using a two-phase model. *J. of Mat. Proc. Techno.*, 210, p. 835-843.
- [GT01] Garcia D. et Toulouse I. (2001). *Mesure de formes et de champs de déplacements tridimensionnels par stéréo-corrélation d'images*, Institut National Polytechnique.
- [HDC+07] Héripéré E., Dexet M., Crépin J., Gélébart L., Roos A., Bornert M. et Caldemaison D. (2007). Coupling between experimental measurements and polycrystal finite element calculations for micromechanical study of metallic materials. *International Journal of Plasticity*, 23, p. 1512–1539.
- [Hil02] Hild F. (2002). CORRELI^{LMT}: A software for displacement field measurements by digital image correlation. *Internal report n°254*, ENS Cachan (LMT Cachan, France).
- [HR08] Hild F. et Roux S. (2008) CORRELI-Q4: A software for “Finite-element” displacement field measurements by digital image correlation. *Internal report n°269*, ENS Cachan (LMT Cachan, France).
- [HR06] Hild F. et Roux S. (2006). Digital Image Correlation: from displacement measurement to identification of elastic properties- a review. *Strain*, 42, p. 69-80.
- [HSS+82] Hecker S.S., Stout M.G., Staudhammer K.P. et Smith J.L. (1982). Effects of strain state and strain rate on deformation induced transformation in 304 stainless steel: Part I et Part II. *Met. Trans. A*, 13A, p. 619-635.
- [ISO04] ISO (International Organization for Standardization). (2004) *International vocabulary of basic and general terms in metrology (VIM) - Draft*, ISO/DGuide 99999.
- [JB04] Jin J. et Bruck H.A. (2004). Objective AFM and digital image correlation for evaluation of deformations in advanced materials at the microscale and nanoscale. *Proceedings of the 12th International Conference on Experimental Mechanics (ECCM12), 29 August-2 september 2004, Politecnico di Bari, Italy*.
- [JFL+07] Jacques P.J., Furnémont Q., Lani F., Pardoën T. et Delannay F. (2007). Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. Characterization and mechanical testing. *Acta Materialia*, 55 (11), p. 3681-3693.
- [Kub04] Kubler R. (2004). *Comportement thermomécanique des aciers à effet TRIP : approches micromécanique et phénoménologique. Applications à la mise en forme*. Thèse de doctorat, ARTS et METIERS PARIS TECH, Centre de Metz.
- [LC00] Lu H. et Cary P.D. (2000). Deformation measurements by digital image correlation: implementation of a second-order displacement gradient. *Experimental Mechanics*, 40 (4) p. 393-400.
- [LBL04] Lagattu F., Brillaud J. et Lafarie-Frenot M. (2004). High strain gradient measurements by using digital image correlation technique. *Materials Characterization*, 2004, 53 (1), p. 17– 28.
- [LF97] Liu Y.L. et Fischer G. (1997). In situ measurement of local strain in a metal matrix composite by the object grating technique. *Scripta Materialia*, 36 (10), p. 1187-1194.
- [Liu81] Liu Y.X. (1981). Principle of Heat Treatment, *China Mechanical Industry Press*, Pekin.
- [LK00] Lebedev A.A. et Kosarchuk V.V. (2000). Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steels. *Int. J. Plast.*, 16, p. 749-767.

- [LP72] Lecroisey F. et Pineau A. (1972). Martensitic transformations induced by plastic deformation in the Fe-Ni-Cr-C system. *Metall. Trans.*, 3, p. 387-396.
- [LSBS06] Lecompte D., Smits A., Bossuyt S. et Sol H. (2006). Quality assessment of speckle patterns for digital image correlation. *Optics and Lasers in Engineering*, 44, p. 1132–1145.
- [Mag66] Magee C.L. (1966). *Transformation Kinetics, Microplasticity and Aging of Martensite in Fe-31Ni*, PhD thesis, Carnegie Institute of Technology University, Pittsburg (PA).
- [Mak90] Maki T. (1990). Microstructure and mechanical behaviour of ferrous martensite. *Materials Science Forum*, 56-58, p. 157-168.
- [Mes91] Mesrar R. (1991). *Comportement plastique des tôles sous sollicitation biaxiale et analyse numérique de la mise en forme par gonflement hydraulique*. Thèse de doctorat, l'Université Paul Verlaine de Metz.
- [Mgu97] Mguil-Touchal S. (1997). *Une technique de corrélation directe d'images numériques : application à la détermination des courbes limites de formage et proposition d'un critère de striction*. Thèse de doctorat, INSA de Lyon (France).
- [MKP73] Marciniak Z., Kuczynski K. et Pokora T. (1973). Influence of plastic properties of a material on the forming limit diagram for sheet metal in tension. *Int. J. Mech. Sci.*, 15, p. 789-805.
- [MMB97] Mguil-Touchal S., Morestin F. et Brunet M. (1997). Various experimental applications of digital image correlation methods. *Computer Meth. and Expl Measmt*, p. 46–58.
- [MO08] Mohr D. et Oswald M. (2008). A new experimental technique for multi-axial testing of advanced high strength steel sheets. *Experimental Mechanics*, 48, p. 65-77.
- [NC97] Neuilly M. et Courtier J.-C. (1997). Vocabulaire de l'analyse - Erreurs et incertitudes de mesure, *Techniques de l'ingénieur, traité Analyse et caractérisation*, P100, p. 1-8.
- [NKK68] Nakazima K., Kikuma T., Hasuka K. (1968). Study on the formability of steel sheets. *Yamata Technical Report*, n°264, p. 141–154.
- [NN99] Nandedkar V. M. et Narasimhan K. (1999) Measurement of strain history during the stretching of forming-grade steel sheets, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 89-90, p. 24-29.
- [NOC82] Narutani T., Olson G.B. et Cohen M. (1982). Constitutive flow relations for austenitic steels during strain-induced martensitic-transformation. *Journal de Physique, Colloque C4*, 43, p. 429-434.
- [OC75] Olson G.B. et Cohen M. (1975). Kinetics of Strain-Induced Martensitic Nucleation, *Metall. Trans.*, 6A, p. 791-795.
- [OC82] Olson G.B. et Cohen M. (1982). Stress Assisted Isothermal Martensitic Transformation: application to TRIP steels. *Metall. Trans.*, 13A, p. 1907-1914.
- [Ort02] Orteu J.-J. (2002). Mesure 3D de formes et de déformations par stéréovision, *Techniques de l'Ingénieur*, BM 7015.
- [PBF03] Perlade A., Bouaziz O. et Furnémont Q. (2003). A physically-based model for TRIP-aided carbon steels behaviour. *Mat. Sci. Eng. A*, 356, Issue 1-2, p. 145-152.
- [PC53] Patel J.R. et Cohen M. (1953). Criterion for the action of applied stress in the martensitic transformation. *Acta Metall.* 1, p. 531-538.

- [PF06] Pan Bing X.H. et Fu-long D. (2006). Performance of sub-pixel registration algorithms in digital image correlation. *Measurement Science and Technology*, 17, p. 1615–1621.
- [PGB+06] Petit B., Gey N., Bolle B., Humbert M. et Cherkaoui M. (2007). Deformation Behavior and Microstructure/Texture Evolution of an Annealed 304 AISI Stainless steel, Experimental and Micromechanical Modeling, *Int. J. of Plasticity*, 23, p. 323-341.
- [PGH08] Perdahcioglu E.S., Geijselaers H.J.M. et Huétink J. (2008). Influence of stress state and strain path on deformation induced martensitic transformations. *Mat. Sci. & Eng. A*, 481-482, p. 727-731.
- [Pic78] Pickering, F.P. (1978). *Physical metallurgy and design of steels*. Applied Science Publishers, New York.
- [PQX+09] Pan B., Qian K., Xie H. et Asundi A. (2009). Two-dimensional digital image correlation for in-plane displacement and strain measurement: a review; *Measurement science and technology journal*; 20, p. 1-17.
- [RAC53] Roberts C. S., Averbach B. L. et Cohen, M. (1953). The Mechanism and Kinetics of The First Stage of Tempering, *Transaction of the American society of material*, 45, p. 576-604.
- [Ren06] Rechenmacher A. L. (2006). Grain-scale processes governing shear band initiation and evolution in sands. *J. Mech. Phys. Solids*, 54 (1), p. 22-44.
- [Rob53] Roberts C.S. (1953). Effect of Carbon on the Volume Fractions and Lattice Parameters of Retained Austenite and Martensite. *Trans. AIME*, 197, p. 203-204.
- [RS82] Rintamaa R. et Sulonen M. (1982). Proc. 12th Biental Congress International Deep Drawing Group. *Associazione Italiana de Metallurgia*, Italie, Mai, p. 119-130.
- [RSZ69] Ridley N., Stuart H. et Zwell L. (1969). Lattice parameters of Fe-C Austenites at Room Temperature. *Trans. Met. Soc. AIME*, 245, p. 1834-1836.
- [SBS00] Schreier H. W., Braasch J.R. et Sutton M. (2000). Systematic errors in digital image correlation caused by intensity interpolation. *Optical Engineering*, 39 (11), p. 2915-2921.
- [Sch32] Scheil E. (1932). Transformation of austenite into martensite in Iron-Nickel alloys under stress, *Zeitschrift.fur Anorganische Allgemeine Chemie*, 207, p. 21-40.
- [SCMC86] Sutton M. A., Cheng M., McNeill S. R., Chao Y. J. et Peters W. H. (1986). Application of an optimized digital image correlation method to planar deformation analysis, *Image and Vision Computing*, 4 (3), p. 143-150.
- [SDB+01] Soppa E., Doumalin P., Binkele P., Wiesendanger T., Bornert M. Schmauder S. (2001). Experimental and numerical characterisation of in-plane deformation in two-phase materials. *Computational Materials Science*, 21, p. 261–275.
- [Ser06] Serri J. (2006). *Caractérisation expérimentale et modélisation du comportement plastique d'aciers à transformation martensitique. Applications à la mise en forme*, Thèse de doctorat, l'Université Paul Verlaine de Metz.
- [SLS+07] Scrivens W. A., Lou Y., Sutton M. A., Collette S. A., Myrick M. L., Miney P., Colavita P. E., Reynolds A. P. et Xiaodong Li (2007). Development of Patterns for Digital Image Correlation Measurements at Reduced Length Scales, *Experimental Mechanics*, 47, p. 63-77.

- [SLZX08] Shan T.K., Li S.H., Zhang W.G. et Xu Z.G. (2008). Prediction of martensitic transformation and deformation behavior in the TRIP steel sheet forming. *Materials and design*, 29, p. 1810-1816.
- [SMJB88] Sutton M. A., McNeill S., Jang J. et Babai M. (1988). Effects of subpixel image restoration on digital correlation error estimates. *Optical Engineering*, 27 (10), p. 870-877.
- [SMHC99] Sutton M. A., McNeill S. R., Helm J. D. et Chao Y. J. (1999). Advances in two-dimensional and three-dimensional computer vision, in *Photomechanics*, Rastogi P. K. (eds.), Springer-Verlag, Berlin, p. 323-372.
- [SN08] Sierra R. et Nemes J.A. (2008). Investigation of the mechanical behaviour of multi-phase TRIP steels using finite element methods. *Int. J. of Mechanical Sciences*, 50 p. 649-665.
- [Sou07] Soulam A. (2007). *Modélisation du comportement des aciers 100% austénitiques à transformation de phase. Applications aux calculs des vitesses de propagation en fatigue*, Thèse de doctorat, l'Université Paul Verlaine de Metz.
- [SR75] Schramm R.E. et Reed R.P. (1975). Stacking Fault Energies of Seven Commercial Austenitic Stainless Steels, *Metall. Trans.*, 6A, p. 1345- 1351.
- [SS02] Schreier H. et Sutton M.A. (2002). Systematic errors in digital image correlation due to undermatched subset shape functions. *Experimental Mechanics*, 42 (3), p. 303-310.
- [SS98] Surrel J. et Surrel Y. (1998). The fringe projection technique for shape acquisition of live biological objects, *Journal of Optics*, 29 (1), p. 6-13.
- [Sur04] Surrel Y. (2004). Les techniques optiques de mesure de champ : essai de classification, *Instrumentation Mesure Métrologie RS série I2M*, 4, p. 11-42.
- [Sut04] Sutton M. A. (2004). Recent developments and trends in measurements from the macro-scale to reduced length scales, *Actes du Colloque Photomécanique 2004 : étude du comportement des matériaux et des structures*, Berthaud Y., et al. (eds.), p. 1-8.
- [SYT+08] Sutton M.A., Yan J.H., Tiwari V., Schreier H.W. et Orteu J.J. (2008). The effect of out-of-plane motion on 2D and 3D digital image correlation measurements. *Optics and Lasers in Engineering*, 46, p. 746-757.
- [TI01] Tomita Y. et Iwamoto T. (2001). Computational Prediction of Deformation Behaviour of TRIP Steels under Cyclic Loading. *Int. J. Mech. Sci.*, 43, p. 2017-2034.
- [Tri07] Triconnet K. (2007). *Identification des propriétés mécaniques à partir de mesures de champs dans un matériau multi-phasé*. Thèse de doctorat, ENSAM de Paris (France).
- [Vac03] Vacher P. (2003). *Apport des techniques de corrélation d'images en mécanique : analyses de déformations et numérisations 3D*. Habilitation à diriger des recherches, Université de Savoie (France).
- [VDM+99] Vacher, P., Dumoulin, S., Morestin, F. et Mguil-Touchal, S., 1999. Bidimensional strain measurement using digital images. *Proc. Inst. Mech. Eng.*, Part C 213, p. 811–817.
- [Wat99] Wattrisse B. (1999). *Etude cinématique des phénomènes de localisation dans les aciers par intercorrélation d'images*. Thèse de doctorat, Université de Montpellier II (France).

- [WLTR07] Wang Z. Y., Li H.Q., Tong J.W. et Ruan J.T. (2007). Statistical analysis of the effect of intensity pattern noise on the displacement measurement precision of digital image correlation using self-correlated images. *Experimental Mechanics*, 47, p. 701-707.
- [WLCL00] Wang C.-C., Lee J., Chen L.-W. et Lai H.-Y. (2000). A new method for circular grid analysis in the sheet metal forming test. *Experimental Mechanics*, 40 (2), p. 190-196.
- [WdBR79] Wollants P., de Bonte M. et Roos J.R. (1979). A thermodynamic analysis of the stress induced martensitic transformation in a single crystal. *Z. Metallkd*, 70, p. 113-117.
- [WSBS09] Wang Y. Q., Sutton M. A., Bruck H. A., et Schreier H. W. (2009). Quantitative error assessment in pattern matching effects of intensity pattern noise, interpolation, strain and image contrast on motion measurements. *Strain*, 45, p. 160-178
- [WRH02] Wagne B., Roux S. et Hild F. (2002). Spectral approach to displacement evaluation from image analysis. *European Physical Journal Applied Physics*, 17, p. 247-252.
- [YKJ06] Yan Y. H., Kai G.Y. et Jian M.D. (2006). Transformation behavior of retained austenite under different deformation modes for low alloyed TRIP-assisted steels. *Mat. Sci. & Eng.*, A441, p. 331-335.
- [You88] Young C.C. (1988), Transformation toughening in phosphocarbide-strengthened austenitic steels. Thèse de doctorat, MIT.
- [Zou95] Zoubeir T. (1995). *Simulation numérique de la mise en forme des tôles. Influence du modèle de plasticité*. Thèse de doctorat, l'Université Paul Verlaine de Metz.

CHAPITRE 2

Modélisation du comportement mécanique des aciers à effet TRIP

SOMMAIRE

2.1. Introduction.....	64
2.2. Différentes approches de modélisation pour la mise en forme	64
2.2.1. Cinétique de transformation.....	64
2.2.2. Plasticité de transformation	67
2.2.3. Comportement macroscopique	69
2.3. Modèle semi-physique	73
2.3.1. Description du modèle élasto-viscoplastique.....	73
2.3.2. Evolution de la densité de dislocation dans chaque phase.....	75
2.3.3. Cinétique de la transformation martensitique	76
2.3.4. Loi de comportement globale	79
2.4. Implémentation dans le code de calcul par éléments finis - ABAQUS	80
2.5. Analyse de sensibilité des paramètres du modèle	85
2.6. Conclusion	94

2.1. Introduction

Ce chapitre est consacré à la modélisation du comportement thermomécanique des aciers à effet TRIP. Cette étude nécessite un rappel succinct sur les phénomènes intervenant dans ces matériaux et les principales pistes pour les mettre en équations. Dans cette partie un inventaire non exhaustif, des modèles de comportement macroscopique des aciers à transformation de phase est établi. Les modèles ne seront pas tous cités ni détaillés car ils sont nombreux et cette thèse n'avait pour but ni le développement d'un modèle ni une comparaison des modèles existants.

Le modèle choisi et exploité lors de ces travaux est présenté dans la deuxième partie du chapitre. Il devait avant tout pouvoir prendre en compte des chargements multiaxiaux et être implanté ou «implémentable» dans un code de calculs de structure. Car, il ne faut pas oublier que les applications de ce travail sont dans le domaine de la mise en forme. Les équations doivent permettre des calculs relativement rapides, car l'identification des paramètres nécessite l'utilisation de multiples calculs par éléments finis, sur un élément ou sur une structure. Le modèle choisi est le modèle semi-physique développé par Serri et Cherkaoui ([CSZK08], [Ser06]). L'ensemble des équations du modèle est détaillé : la cinétique de transformation, l'évolution de la densité de dislocations qui gère la plasticité, les lois d'évolution de l'écrouissage ainsi que les surfaces de charge et de début de transformation.

Dans la troisième partie de ce chapitre, les grandes étapes du sous-programme gérant le comportement du matériau sont mises en lien avec les équations générales du modèle présentées dans la partie précédente. La prise en compte de l'évolution de la transformation et de celle de la densité de dislocations a nécessité une intense réflexion sur les équations « croisées » gérant ces deux phénomènes.

Les calculs par éléments finis permettront d'identifier les paramètres du modèle par une méthode d'identification inverse qui est l'objet du chapitre 4.

La quatrième et dernière partie du chapitre 2 est donc consacrée à l'analyse de sensibilité des paramètres du modèle semiphysique. L'analyse de sensibilité a différents buts : mieux connaître et mieux comprendre le modèle, rendre plus clair le rôle des différentes équations et des différents paramètres et enfin pouvoir esquisser la stratégie d'identification. Si un paramètre ne modifie pas les quantités mesurables, il ne pourra jamais être déterminé lors de l'analyse inverse. Il est très important pour la suite de l'étude de connaître quels sont les paramètres influant sur les quantités mesurables et mesurées lors des essais mécaniques. Les essais mécaniques et les résultats qui sont extraits de ces essais font l'objet du chapitre 3.

2.2. Différentes approches de modélisation pour la mise en forme

Cette partie est dédiée à la présentation de différentes approches de modélisations adoptées pour les aciers à effet TRIP. Les modèles proposés dans la littérature concernent trois aspects du comportement de ces aciers : la cinétique de transformation martensitique, la plasticité de transformation et le comportement global macroscopique. Tous les travaux de modélisation sont en général « justifiés » par des travaux expérimentaux effectués sur des aciers à effet TRIP à différentes températures et/ou sous différentes sollicitations mécaniques.

2.2.1. Cinétique de transformation

Les modèles de cinétique proposés pour décrire la transformation de phase martensitique sont assez nombreux. Ces modèles doivent exprimer les effets du changement de température et du chargement appliqué sur l'évolution de la fraction volumique de martensite, notée généralement « f » ou « f^m ». Les premières cinétiques proposées ne prenaient en compte que l'effet de la température, puis la

contrainte a été prise en compte mais elle devait être uniaxiale (essai de traction à différentes températures). Les modèles sont assez souvent basés sur des observations des phénomènes physiques locaux.

Ainsi, parmi les modèles les plus anciens, celui d'Olson et Cohen [OC75] proposent un modèle de la cinétique de la transformation martensitique basé sur l'évolution de la fraction volumique de bandes de cisaillement, conformément aux travaux expérimentaux menés par Koistinen et Marburger [KM59] et Lecroisey et Pineau [LP72].

Ils expriment la loi d'évolution de la fraction f de martensite de type α' en fonction de la déformation plastique ε^p (qui représente indirectement les sites favorables à la germination de la martensite) :

$$f = 1 - \exp\left(-\beta \left[1 - \exp(-\alpha \varepsilon^p)^n\right]\right) \quad (2.1)$$

$$\beta = CP \frac{\bar{v}^M}{(\bar{v}^{sb})^n} \quad (2.2)$$

« C » est une constante géométrique et l'exposant $n=2$ exprime une distribution aléatoire des orientations des bandes de glissement. α est un paramètre, caractérisant le taux de formation des bandes de glissement, qui augmente lorsque l'énergie de faute d'empilement diminue. \bar{v}^{sb} est le volume moyen, pris comme constant, d'une bande de glissement. « P » est la probabilité pour qu'une intersection de bandes de glissement constitue un germe de martensite α' . \bar{v}^M est le volume moyen d'une latte de martensite.

Divers travaux de la littérature reprennent le modèle d'Olson et Cohen et identifient les paramètres de ces équations gérant la cinétique de transformation (par exemple Bargui et al. [BST00] pour un inox).

Matsumura et al. [MST87] ont étudié l'évolution de la fraction volumique d'austénite et ont donné une expression qui fait elle aussi intervenir la déformation plastique :

$$V_\gamma^A = \frac{V^{A_0}}{1 + (k/q)V^{A_0}(\varepsilon^p)^q} \quad (2.3)$$

V^{A_0} est la fraction volumique d'austénite résiduelle avant déformation, ε^p la déformation plastique, « k » et « q » sont des constantes du matériau.

Inoue et al. [IAJ92] proposent une équation similaire mais qui introduit dans une même expression l'influence de la température et de l'état de contrainte sur la transformation martensitique :

$$f = 1 - \exp\left[\Phi(T - M_s) - A\sigma_m - BJ_2^{1/2}\right] \quad (2.4)$$

T est la température, M_s la température de début de transformation, σ_m la composante hydrostatique du tenseur des contraintes $\sigma_m = -\frac{1}{3}tr\underline{\underline{\sigma}}$, J_2 le second invariant du déviateur des contraintes, « A » et « B » sont des constantes dépendant du matériau et Φ une fonction de $(T - M_s)$ à identifier pour chaque nuance d'acier.

Certains autres modèles sont essentiellement basés sur des lois empiriques, et introduisent des caractères microstructuraux, des paramètres métallurgiques de la transformation martensitique (voir ci-dessous [SPO92], [TI95], [ITT98]), des aspects thermodynamiques de la transformation et également la contrainte appliquée.

Par exemple, pour décrire la cinétique en fonction du chargement imposé, Tanaka et Sato [TS85] proposent cette expression de la fraction de martensite :

$$f = C \left[1 - \exp \left(a(M_s - T) + (b\sigma_m + cJ_2^{1/2})/k \right) \right] \quad (2.5)$$

où σ_m , J_2 , T et M_s ont été définis pour l'équation 2.4. « k » représente la concentration des contraintes aux joints de grains ou de macles durant l'évolution de la déformation plastique dans l'austénite ($k=1$ si $T \leq M_s^\sigma$). C , a , b , c sont des constantes dépendant du matériau et de la température.

De nombreux auteurs ont repris le modèle d'Olson et Cohen [OC75] pour développer leur propre modèle. Une première évolution du modèle de cinétique d'Olson et Cohen est celle proposée par Stringfellow et al. [SPO92] qui donne la variation de la fraction de martensite « f » sous la forme suivante

$$\dot{f} = (1 - f) \left[A_f \dot{\varepsilon}_\gamma^p + B_f \dot{\Sigma} \right] \quad (2.6)$$

$\Sigma = \frac{-P}{\sigma_{eq}}$ est le taux de triaxialité des contraintes, « P » la pression hydrostatique et σ_{eq} la contrainte équivalente au sens de Von Mises, ε^p la déformation plastique. B_f est une fonction de Σ et de f^{sb} .

$$A_f = \alpha p n \eta (f^{sb})^{n-1} (1 - f^{sb}) \quad (2.7)$$

« p » est la probabilité de formation des bandes de glissement, « n » est une constante exprimant l'orientation des bandes de cisaillement ([OC75] $n=2$ pour une orientation aléatoire) et η est une constante. Le modèle de Stringfellow et al. [SPO92] exprime que plus la triaxialité des contraintes est importante, plus la transformation est facile.

Le modèle d'Olson et Cohen, étendu par Stringfellow et al., a été repris et développé à nouveau par Tomita et Iwamoto [TI95]. Le paramètre α introduit dans l'équation (2.7) est devenu une fonction de la température et de la vitesse de déformation de glissement équivalente dans l'austénite $\dot{\varepsilon}_A^{pslip}$

$$\alpha = \left(\alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 \right) \left(\frac{\dot{\varepsilon}_A^{pslip}}{\dot{\varepsilon}_{ref}} \right)^M \quad (2.8)$$

$\dot{\varepsilon}_{ref}$ est une vitesse de déformation de référence, M l'exposant qui exprime la sensibilité à la vitesse de déformation, T est toujours la température et α_1 , α_2 et α_3 sont des paramètres dépendant de l'énergie de fautes d'empilement.

Iwamoto et al. [ITT98] ont rajouté l'influence de l'état de contrainte sur la cinétique de génération des bandes de glissement à travers l'expression du paramètre α :

$$\alpha = \left(\alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 + \alpha_4 \Sigma \right) \left(\frac{\dot{\varepsilon}_A^{pslip}}{\dot{\varepsilon}_{ref}} \right)^M \quad (2.9)$$

α_4 est un nouveau paramètre du matériau. Σ est de nouveau le taux de triaxialité des contraintes.

Ce modèle a été utilisé par J. Serri [Ser06] pour décrire l'évolution de la fraction de martensite dans un modèle phénoménologique utilisé pour des simulations d'essais d'emboutissage et de CLF.

Pour décrire la cinétique de transformation, il existe aussi une autre gamme de modèles qualifiés de thermodynamiques combinés (Fischer [Fis97], Cherkaoui et al. [CBS98] et Levitas [Lev98]) ; ceux-ci sont basés sur la thermodynamique des processus irréversibles. Les principes de minimisation de l'énergie libre de Gibbs et de la dissipation plastique, et la dépendance par rapport au trajet de chargement [Lev98] sont utilisés pour la description de la transformation martensitique en tenant compte de l'incrément de température et de contrainte.

2.2.2. Plasticité de transformation

Dans cette partie, plusieurs modèles qui décrivent la plasticité de transformation accompagnant la transformation martensitique induite par déformation sont présentés.

Greenwood et Johnson [GJ65] ont établi un modèle à partir de la croissance d'une sphère dans un milieu rigide parfaitement plastique. Dans ce modèle, les contraintes appliquées doivent être petites par rapport à la limite d'élasticité de la phase la plus molle et il ne peut prévoir que la plasticité de transformation dans la direction de la contrainte appliquée. Leur modèle phénoménologique de plasticité de transformation aboutit à une relation entre la déformation plastique de transformation macroscopique ε^{pt} dans la direction de chargement, la variation relative de volume $\frac{\Delta V}{V}$, la contrainte appliquée σ , la limite d'élasticité de l'austénite σ^e et la fraction volumique de martensite f :

$$\varepsilon^{pt} = K \frac{\sigma}{\sigma^e} \phi(f) \frac{\Delta V}{V} \quad (2.10)$$

K est une constante et $\phi(f)$ une fonction croissante de f telle que : $\phi(0) = 0$ (pas de transformation) et $\phi(1) = 1$ (transformation complète). Pour une transformation totale, ils trouvent $K = \frac{5}{6}$ et $\phi(1) = 1$, soit $\varepsilon^{pt} = \frac{5}{6} \frac{\sigma}{\sigma^e} \frac{\Delta V}{V}$.

Abrassart [Abr72] a généralisé le calcul de la déformation plastique de transformation macroscopique ε^{pt} à toutes les valeurs de f ; il obtient $K = \frac{1}{4}$ et $\phi(f) = 3f - 2f^{3/2}$.

Les expressions de la forme de l'équation 2.10 sont valables pour des contraintes appliquées constantes et uniaxiales. L'auteur a remarqué que les valeurs obtenues avec ce modèle sont plus faibles que les résultats observés expérimentalement. Dans le cas d'une transformation complète, $f = 1$, son expression donne une prévision trois fois faibles que celle de Greenwood-Johnson. D'autre part, ce modèle ne prévoit que la plasticité de transformation dans la même direction de la contrainte appliquée.

Franitza [Fra72] a développé un autre modèle ressemblant au précédent qui établit une relation entre le tenseur des déformations plastiques de transformation et le déviateur des contraintes \underline{s} :

$$\underline{\varepsilon}^{pt} = \frac{1}{3\sigma^e} \delta\beta \left(1 - \frac{\delta}{\delta_{tot}} \right) \underline{s} \quad (2.11)$$

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

Leblond et Devaux [LD89] ont proposé une formulation généralisée du taux de déformation de transformation macroscopique pour les calculs par éléments finis sous chargements multiaxiaux. Cette expression tensorielle et incrémentale a été utilisée pour les simulations numériques :

$$\underline{\dot{\varepsilon}}^{pt} = \frac{3}{2} K \phi'(f) \dot{f} \underline{s} \quad (2.12)$$

K et ϕ sont les mêmes paramètres que dans l'équation (2.10), \underline{s} est le déviateur des contraintes macroscopiques. Dans ce modèle, les auteurs ont considéré que la plasticité de transformation n'induit pas de changement de volume comme en plasticité classique.

Leblond et al. [LMD86] ont établi une expression pour la vitesse de déformation plastique de transformation dans le cas de faibles contraintes appliquées :

$$\dot{\underline{E}}^{pt} = \left\{ (1-f) \left(\frac{\delta \underline{\varepsilon}_A^p}{\delta f} \right)_{V_A} + f \left(\frac{\delta \underline{\varepsilon}_M^p}{\delta f} \right)_{V_M} + (\Delta \underline{\varepsilon}_{A \rightarrow M}^p) \right\} \dot{f} \quad (2.13)$$

f est la fraction volumique de la martensite et $\left(\frac{\delta \underline{\varepsilon}_\lambda^p}{\delta f} \right)_{V_\lambda}$ la valeur moyenne de l'incrément de la déformation plastique microscopique dans la phase λ due à une petite variation des proportions de phase.

Cet incrément résulte physiquement du fait que lorsque f varie, les contraintes internes microscopiques dues à la différence de volume entre les phases varient elles aussi. Les deux premiers termes du côté droit de l'équation (2.13) expriment la contribution du mécanisme de Greenwood et Johnson à la plasticité de transformation. $(\Delta \underline{\varepsilon}_{A \rightarrow M}^p)$ est la déformation « pseudo-plastique » qui montre le changement de forme associée à la transformation.

Le modèle de Leblond [Leb89] est fondé sur une approche micro-macro. Dans ce modèle, seul l'effet Greenwood-Johnson est pris en compte (effet Magee négligé). Pour l'évolution de la plasticité de transformation, différents comportements élastoplastiques des phases sont considérés : plasticité parfaite [LD89], écrouissage isotrope et cinématique [Leb89]. Ces expressions ne sont valables que pour des contraintes appliquées inférieures à la limite d'élasticité du mélange. Au-delà, Leblond [Leb89] remarque qu'il n'est plus nécessaire de distinguer la plasticité classique de la plasticité de transformation. Taleb et Sidoroff [TS03] ont corrigé et proposé une nouvelle expression du modèle de Leblond afin de prédire la transformation de phase pour des faibles fractions volumiques de martensite (inférieures à 3 %).

Selon Zhang [Zha93], les trois modèles (Abrassart, Leblond, et Greenwood-Johnson) basés sur la seule orientation de l'écoulement plastique (effet Greenwood-Johnson) sous-estiment la plasticité de transformation.

Diani et al. [DSB95] ont proposé une modélisation basée sur une approche micromécanique. Ils ont calculé l'incrément de la déformation de plasticité de transformation en utilisant le tenseur de Green et une approximation auto-cohérente avec l'hypothèse d'un matériau isotrope incompressible. L'évolution de la plasticité de transformation macroscopique avec la fraction volumique de martensite lors d'un refroidissement s'écrit pour une microstructure biphasée (austénite et martensite) dans le cas uniaxial :

$$\dot{\underline{\varepsilon}}^{pt} = \frac{5\mu_M}{3\mu_e + 2\mu_M} \dot{f} \bar{\underline{\varepsilon}}^B \quad (2.14)$$

$\bar{\underline{\varepsilon}}^B$ est une déformation de transformation. μ_e et μ_M sont respectivement les modules de cisaillement du milieu effectif et de la martensite. Les propriétés (le module de cisaillement) du milieu effectif sont calculées par la méthode d'homogénéisation auto-cohérente en considérant des inclusions sphériques et tenant compte de l'hypothèse de comportement élastique des deux phases.

Videau et al. [VCP94] ont proposé une expression pour décrire le taux de plasticité de transformation macroscopique dans un matériau à « n » phases. Dans le cas d'un matériau biphasé (Austénite et martensite), lors de la transformation martensitique, l'expression se simplifie :

$$\underline{\underline{\dot{E}}}^{pt} = K_{AM} (1-f) \dot{f} (\underline{\underline{s}} - \underline{\underline{X}}^{pt}) \quad (2.15)$$

$\underline{\underline{X}}^{pt}$ représente un écrouissage cinématique ou la contrainte interne associée à la plasticité de transformation. f est la fraction de martensite formée. K_{AM} caractérise la plasticité induite par la transformation martensitique.

Fischer [Fis97] a introduit son modèle basé sur l'approximation de Taylor (déformations identiques dans le matériau), dans ce modèle, les déformations élastiques sont négligées et la distribution spatiale des variantes de martensite est prise en compte. Dans ce modèle, la plasticité de déformation est calculée par :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{pt} = \frac{5 \left(\delta^2 + \frac{3\mu^2}{4} \right)^{1/2}}{4\sigma^e} \underline{\underline{s}} \quad (2.16)$$

$\delta = \frac{\Delta V}{V}$ représente la variation relative de volume et μ le module cisaillement, $\underline{\underline{s}}$ est le déviateur des contraintes, σ^e la limite d'élasticité macroscopique donnée par :

$$\sigma^e = \sigma_M^e \left(\frac{1 - \frac{\sigma_A^e}{\sigma_M^e}}{\ln \left(\frac{\sigma_M^e}{\sigma_A^e} \right)} \right) \quad (2.17)$$

σ_A^e , σ_M^e sont les limites d'élasticité de l'austénite et de la martensite. Dans le cas d'un chargement uniaxial, cette relation correspond à celle donnée par Greenwood et Johnson.

Azzouz et al. [ACAF+00] ont étudié l'effet de l'écroutissage cinématique sur le taux de plasticité de transformation macroscopique en considérant un tenseur $\underline{\underline{X}}^{pt}$ du second ordre représentant cet écroutissage dans leur modèle. Ils proposent une fonction de charge associée au mécanisme de plasticité de transformation :

$$f^{pt} = (1 - \alpha) J_2^2 (\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}^{pt}) + \alpha I_1^2 (\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}^{pt}) + \beta I_1 - R^{pt} \quad (2.18)$$

$\underline{\underline{X}}^{pt}$ le tenseur d'écroutissage cinématique, R^{pt} la contrainte seuil pour l'activation de la plasticité de transformation. I_1 et J_2 sont les deux invariants du tenseur $(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}^{pt})$.

Le critère de plasticité de transformation est défini par :

- Si $f^{pt} < 0$, la transformation ne produit pas d'écoulement plastique.
- Si $f^{pt} = 0$, la contrainte appliquée produit un écoulement macroscopique additionnel dû à la plasticité de transformation. Dans ce cas, le taux de plasticité de transformation macroscopique est donné sous la forme :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{pt} = K(1 - f) \dot{f} \left\langle f^{pt} \right\rangle \left(\frac{3}{2J} \right) \underline{\underline{s}} \quad (2.19)$$

2.2.3. Comportement macroscopique

Plusieurs auteurs ont proposé des lois de comportement mécaniques pour les aciers à effet TRIP. Seuls certains de ces modèles sont présentés dans ce paragraphe, simplement pour donner une idée de la diversité des approches. Les modèles se distinguent par les hypothèses faites au niveau du comportement des phases et du type d'homogénéisation (répartition du chargement extérieur entre les phases). Les différents modèles se distinguent par la cinétique de transformation introduite ainsi que par la manière de prendre en compte la déformation de transformation.

Par exemple, Najafi-Zadeh et al. [NZ82] ont proposé une loi de comportement pour des aciers ayant une phase austénite instable. L'aspect multiphasé du matériau est pris en compte par une loi des mélanges

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_A(\varepsilon) + [\sigma_M(\varepsilon) - \sigma_A(\varepsilon)]f(\varepsilon) \quad (2.20)$$

La cinétique de transformation est exprimée par le modèle de Guimaraes, [Gui72] en fonction de la déformation

Les lois d'écoulement des phases austénite (A) et martensite (M) sont données par des lois puissances :

$$\begin{cases} \sigma_A(\varepsilon) = \sigma_0 + K_A(\varepsilon)^n \\ \sigma_M(\varepsilon) = K_M(\varepsilon)^m \end{cases} \quad (2.21)$$

σ_0 , K_A , n , K_M et m sont des constantes identifiables pour chaque phase.

Stringfellow, Parks et Olson [SPO92] ont utilisé la cinétique proposée par Olson et Cohen [OC75] (équation 2.1) pour proposer une loi de comportement incrémentale pour les aciers à effet TRIP :

$$\underline{\underline{\dot{\Sigma}}} = \underline{\underline{C}} : [\underline{\underline{D}} - \underline{\underline{D}}^{in}] \quad (2.22)$$

$\underline{\underline{\dot{\Sigma}}}$ est la dérivée de Jaumann du tenseur des contraintes, $\underline{\underline{C}}$ le tenseur des modules d'élasticité du matériau, supposé isotrope, $\underline{\underline{D}}$ le tenseur symétrique des taux de déformations. $\underline{\underline{D}}^{in}$ la partie inélastique de $\underline{\underline{D}}$. $\underline{\underline{D}}^{in}$ est la somme du taux de déformation du glissement plastique $\underline{\underline{D}}^p$ et du taux de déformation inélastique dû à la transformation martensitique $\underline{\underline{D}}^{pt}$:

$$\underline{\underline{D}}^{in} = [\underline{\underline{D}}^p + \underline{\underline{D}}^{pt}] \quad (2.23)$$

$$\underline{\underline{D}}^{pt} = \dot{f} \left[A \underline{\underline{s}} + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \underline{\underline{\delta}} \right] \quad (2.24)$$

$\underline{\underline{s}}$ est toujours le déviateur des contraintes macroscopiques, A est un paramètre caractéristique des propriétés mécaniques de l'austénite qui dépend de $\underline{\underline{s}}$. L'expression de $\underline{\underline{D}}^p$ est basée sur la théorie du glissement plastique dans chaque phase.

Les auteurs ont implémenté cette loi de comportement couplée avec la cinétique de transformation dans un code de calcul EF à l'aide d'un schéma auto-cohérent [BZ81] appliqué pour un matériau biphasé (austénite et martensite) viscoplastique, isotrope et incompressible. Ce modèle ne peut s'appliquer que pour des simulations de sollicitations radiales.

Diani et al. [DSB95] proposent une loi de comportement incrémentale pour décrire le comportement d'un acier TRIP biphasé (austénite et martensite) dans le cas de sollicitations uniaxiales :

$$\dot{E}_{xx} = 3\mu_e (\dot{E}_{xx} - \dot{E}_{xx}^{pt}) \quad (2.25)$$

avec \dot{E}_{xx} l'incrément de déformation globale. \dot{E}_{xx}^{pt} l'incrément de plasticité de transformation est donné par la relation :

$$\dot{E}_{xx}^{pt} = \frac{5\mu_M}{3\mu_e + 2\mu_M} \dot{f} \bar{\varepsilon}_{xx}^B \quad (2.26)$$

$\bar{\varepsilon}_{xx}^B$ a été présenté dans l'équation 2.14. μ_M est le module de cisaillement de la martensite. μ_e le module de cisaillement du milieu effectif est calculé par application du modèle autocohérent avec l'hypothèse d'un matériau effectif biphasé isotrope incompressible.

Iwamoto et Tsuta [IT00] ont observé une dissymétrie entre les courbes contrainte - déformation de traction et de compression en l'absence de transformation. Ils ont donc fondé leur modèle sur une fonction de charge proposée par Miller et Mc Dowell [MM96]. Cette fonction de charge est définie sous la forme :

$$\mathfrak{S}(J_2, J_3) = J_2 - k \frac{J_3}{\sqrt{J_2}} - \frac{1}{3} \sigma_{eq}^2 = 0 \quad (2.27)$$

avec

$$\sigma_{eq} = \sqrt{3 \left(J_2 - k \frac{J_3}{\sqrt{J_2}} \right)} \quad (2.28)$$

pour lesquelles $J_2 = \frac{1}{2} s_{ij}^{(A)} s_{ij}^{(A)}$ et $J_3 = \frac{1}{3} s_{ih}^{(A)} s_{hj}^{(A)} s_{ji}^{(A)}$

$s_{ij}^{(A)}$ est le déviateur des contraintes de Cauchy

σ_{eq} est la contrainte équivalente dans la phase austénite définie par l'équation 2.28.

Le paramètre « k » dépend du développement de la microstructure dans le matériau et de l'anisotropie d'écroutissage ; il décrit la dissymétrie observée entre traction et compression.

Miller et Mc Dowell [MM96] ont proposé une relation pour décrire l'évolution de k avec la déformation plastique de glissement :

$$\dot{k} = c_k (1 - k) \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{pslip} \quad (2.29)$$

c_k est une constante,

$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{pslip}$ le taux de déformation plastique équivalente dû au glissement des dislocations,

$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{in}$ le taux de déformation inélastique totale est la somme du taux de déformation plastique $\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{pslip}$ induit par la déformation de glissement plastique dans l'austénite et la martensite et du taux de déformation induite par transformation $\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{tr}$.

Le taux de déformation associée à la transformation $\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{tr}$ est lui-même la somme de deux termes : un taux de déformation $\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{pshape}$ purement déviatorique liée au changement de forme et $\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{pdilat}$ un taux de déformation représentant la dilatation liée au changement de volume

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{in} = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{pslip} + \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{tr} = \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{pslip} + \left[\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{pshape} + \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{pdilat} \right]^{tr} \quad (2.30)$$

Le taux de déformation plastique, $\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{pslip}$, est déterminé à partir de la loi d'écoulement plastique :

$$\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{pslip} = \frac{3}{2 \sigma_{eq}} \frac{\partial \mathfrak{S}}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \dot{\underline{\underline{\sigma}}}^p \quad (2.31)$$

$\dot{\underline{\underline{\sigma}}}^p$ est le taux de déformation plastique équivalente.

La dérivée de la fonction de charge est :

$$\frac{\partial \mathfrak{S}}{\partial \sigma_{ij}} = \left[1 + k \frac{J_3}{2J_2^{3/2}} \right] s_{ij} - \frac{k}{J_2^{1/2}} T_{ij} \quad (2.32)$$

avec

$$T_{ij} = s_{im}s_{mj} - \frac{2}{3}J_2\delta_{ij} \quad (2.33)$$

Le taux de déformation $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{pshape}$ est considéré dans la direction normale à la surface de charge \mathfrak{S} , soit :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{pshape} = \frac{3}{2\sigma_{eq}} R \dot{f} \frac{\partial \mathfrak{S}}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \quad (2.34)$$

« R » est le paramètre qui représente l'amplitude du changement de forme associé à la transformation martensitique et il est fonction de l'état de contrainte :

$$R = R_0 + R_1 \left(\frac{\sigma_{eq}^A}{\sigma_y^A} \right) \quad (2.35)$$

avec σ_y^A la limite d'élasticité initiale de l'austénite et σ_{eq}^A la contrainte équivalente de l'austénite.

Le taux de dilatation volumique $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{dilat}$ est défini à partir du changement relatif de volume $\frac{\Delta V}{V}$ généré par la transformation de phase :

$$\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{dilat} = \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \dot{f} \underline{\underline{I}} \quad (2.36)$$

Ce modèle d'Iwamoto et Tsuta [IT00] utilise également la cinétique de transformation (proposée par Iwamoto et al. [ITT98]) dépendant de la taille de grain, la loi de comportement de chaque phase s'écrit par l'équation suivante en tenant compte du terme de la déformation thermique $\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{th}$:

$$\underline{\underline{\dot{\sigma}}} = \underline{\underline{C}} \left(\underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} - \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{th} - \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{pslip} - \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{pshape} - \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}}^{pdilat} \right) \quad (2.37)$$

Perlade et al. [PBF03] ont étudié le comportement d'un acier TRIP multiphasé en traction uniaxiale et ont proposé une loi de comportement inspirée de la loi des mélanges :

$$\underline{\underline{\Sigma}} = (1 - f_A)\sigma_m(\varepsilon_m) + f_A\sigma_A(\varepsilon_A) \quad (2.38)$$

La partition des déformations entre l'austénite et la matrice se fait en tenant en compte l'hypothèse Iso-W (iso-travail) de Bouaziz et Buessler [BB02].

f_A est la fraction volumique d'austénite résiduelle initiale. Les auteurs ont déterminé la cinétique de transformation en supposant une décroissance du volume des plaquettes de martensite formées avec l'avancée de la transformation.

σ_m la contrainte d'écoulement dans la matrice ferrite – martensite - bainite est donnée en fonction de la taille de grain et de la composition chimique de l'acier par le modèle de Bouaziz et al. [BIKL01].

L'écrouissage de l'austénite est décrit par le modèle proposé par Mecking et Kocks [MK81] et développé ensuite par Estrin [Est96]. σ_A la contrainte d'écoulement de l'austénite est déduite de la relation classique entre σ_{0A} la contrainte d'écoulement initiale et ρ la densité de dislocations :

$$\sigma_A = \sigma_{0A} + \alpha M \mu b \sqrt{\rho} \quad (2.39)$$

avec « M » le facteur de Taylor, « μ » le module de cisaillement de l'acier, « b » le vecteur de Burgers et « α » une constante matériau. La contrainte critique d'écoulement de l'austénite σ_{0A} est donnée par les auteurs en fonction de la composition chimique de l'acier. La densité de dislocations ρ est en fonction de la fraction de martensite formée déterminée par une formulation basée sur celle d'Olson et Cohen [OC75].

Lani et al. [LFJD+02] utilise la théorie de l'inclusion d'Eshelby [Esh57] par l'intermédiaire d'une technique d'homogénéisation de type champ moyen dite de Mori-Tanaka [MT73] pour modéliser le comportement d'un acier à effet TRIP. Dans cette étude, la microstructure de l'acier TRIP est assimilée à un ensemble d'inclusions austénitiques élastoplastiques instables dans une matrice ferrito-bainitique élastoviscoplastique.

Pour leur part, Gallée et al. [GMTP+04] ont utilisé une approche micromécanique pour étudier le comportement des aciers inoxydables austénitiques. Ils ont ainsi développé un modèle biphasé pour décrire le comportement des phases austénitique et martensitique et déterminer l'influence du mode de déformation (triaxialité des contraintes) de ces deux phases sur le comportement des aciers 304 et 316L et la cinétique de transformation martensitique. Enfin, les paramètres du modèle sont identifiés par une méthode inverse à l'aide du logiciel Sidolo ([Pil88], [Pil03]). Ce modèle a été validé par implémentation dans Abaqus pour simuler des essais d'expansion biaxiale et d'emboutissage de godets cylindriques.

Cherkaoui et Serri ([CSZK08], [Ser06]) ont présenté un modèle semi-physique qui décrit le comportement thermomécanique des aciers entièrement austénitiques. Ce modèle prend en compte une loi de cinétique de transformation et une loi de comportement viscoplastique basée sur la théorie des dislocations qui permet de bien évaluer l'évolution de l'écroutissage. Chaque phase (austénite et martensite) obéit à une loi de comportement viscoplastique isotrope (surface de charge de type Von Mises et loi d'écoulement de Prandtl-Reuss).

Les modèles de la bibliographie sont nombreux, mais le temps de mise au point d'une routine VUMAT (loi de comportement sous Abaqus) n'est pas compatible avec la conception et la réalisation de nouveaux montages d'essais et de nouvelles géométries d'éprouvettes et l'étude de deux matériaux à effet TRIP différents. C'est pourquoi, le choix du modèle à adopter ne s'est fait qu'entre les modèles développés au LPMM (Serri [Ser06] ou Kubler [Kub04]) et déjà implémentés. Des deux VUMAT à disposition, celle de Serri était la plus accessible à la modification. Il ne faut pas oublier que le modèle doit fonctionner non seulement avec deux phases (acier Inox 304), mais aussi avec quatre phases (acier TRIP 800). Les paramètres du modèle doivent être facilement extractibles du programme et les données d'entrée et de sortie doivent être « reformatées ». Ce ne sont donc pas vraiment des arguments scientifiques émanant de la comparaison des modèles par rapport à ce qu'ils doivent simuler qui ont conduit au choix du modèle proposé par Cherkaoui et utilisé dans la thèse de Serri. Cependant, ce modèle contient tous les ingrédients souhaités pour arriver au bout de ce travail : cinétique de transformation et lois de comportement plastique de chacune des phases et équation d'homogénéisation. Dans le paragraphe suivant, les équations seront passées en revue en totalité et en détail pour permettre une meilleure compréhension du modèle et une mise en avant de l'ensemble des paramètres.

2.3. Modèle semi-physique

2.3.1. Description du modèle élasto-viscoplastique

Le modèle élasto-viscoplastique implémenté est un modèle qualifié de semi-physique. Il tient compte de caractéristiques microstructurales du matériau, dont certaines ont été choisies comme des variables internes. L'une des variables qui contrôle la plasticité et l'écroutissage dans les aciers est la densité de dislocations. Les évolutions de la déformation plastique et de la transformation martensitique sont dépendantes des conditions expérimentales (température, vitesse de déformation, type d'essai, etc.) et aussi dans une certaine mesure de la microstructure (taille des grains, densité de dislocations, etc.) et

donc directement ou indirectement de la composition chimique du matériau. A part la fraction volumique de martensite, le seul paramètre microstructural non constant est la densité de dislocations qui varie au cours de la sollicitation. Dans le modèle de Serri, le stockage des dislocations et la restauration dynamique sont les deux phénomènes principaux qui contrôlent la plasticité et l'écroutissage des aciers (hypothèses : température bien en dessous du point de fusion et vitesse de déformation quasi-statique).

Le modèle introduit explicitement l'aspect composite du matériau, c'est-à-dire la coexistence de deux phases (austénite et martensite), dont les proportions relatives évoluent avec la sollicitation. Plasticité et transformation martensitique sont interdépendantes. Les deux phases ont le même type de comportement (même forme de loi élasto-viscoplastique), mais les paramètres de la loi de comportement peuvent être propres à chaque phase.

Le modèle et le programme informatique, point de départ de ces travaux de thèse, ont été écrits pour décrire le comportement d'aciers entièrement austénitiques et non pour des aciers multiphasés. Pour faciliter la compréhension des équations et des phénomènes physiques qu'elles représentent, le modèle est présenté dans sa version à deux phases, mais sous la forme modifiée qui a été programmée. Dans le cadre de ce travail, il a été nécessaire de reformuler certaines équations et de modifier la VUMAT pour accéder plus facilement aux paramètres et ainsi faciliter l'analyse de sensibilité et l'identification des paramètres du comportement des phases.

Le modèle est présenté en plusieurs parties : le comportement élasto-viscoplastique de chacune des phases, les lois d'évolution de la densité de dislocations dans chacune des phases, la cinétique de la transformation martensitique et enfin le calcul des contraintes et déformations « macroscopiques » (comportement moyen de l'acier).

Classiquement, $\dot{\varepsilon}^{gl}$ le tenseur taux de déformation globale dans la phase φ se décompose en $\dot{\varepsilon}^e$ taux de déformation élastique obéissant à la loi de Hooke et en $\dot{\varepsilon}^{vp}$ taux de déformation viscoplastique :

$$\dot{\varepsilon}^{gl} = \dot{\varepsilon}^e + \dot{\varepsilon}^{vp} \quad (2.40)$$

avec

$$\dot{\varepsilon}^e = C^{-1} \dot{\sigma} \quad (2.41)$$

$\dot{\sigma}$ est le tenseur du taux de contrainte et C est le tenseur des complaisances supposé identique dans les deux phases.

Dans le cas de l'élasticité, c'est l'hypothèse prise, ce tenseur est défini par :

$$C_{ijkl} = \frac{1+\nu}{E} \left(\delta_{ik} \delta_{jl} - \frac{\nu}{1+\nu} \delta_{ij} \delta_{kl} \right) \quad (2.42)$$

avec E le module Young,

ν le coefficient de Poisson et

δ_{ij} aussi tenseur identité du second ordre appelé le symbole de Kronecker.

Dans chaque phase indiquée φ , une surface de plasticité de type Von Mises et une loi d'écoulement dite de Prandtl-Reuss (avec écroutissage isotrope) est introduite :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{vp(\varphi)} = \frac{3}{2} \frac{\dot{\varepsilon}_{eq}^{vp(\varphi)}}{\sigma_{eq}^{(\varphi)}} s_{ij}^{(\varphi)} \quad (2.43)$$

avec

$$s_{ij}^{(\varphi)} = \sigma_{ij}^{(\varphi)} - \sigma_m^{(\varphi)} \delta \quad (2.44)$$

s est le déviateur des contraintes,

$$\sigma_m = \frac{1}{3} \sigma_{ii} \quad (2.45)$$

$\sigma_{eq}^{(\varphi)}$ la contrainte équivalente au sens de Von Mises,

$$\sigma_{eq}^{(\varphi)} = \sqrt{\frac{3}{2} s_{ij}^{(\varphi)} s_{ij}^{(\varphi)}} \quad (2.46)$$

$\dot{\epsilon}_{eq}^{vp(\varphi)}$ le taux de déformation plastique équivalente au sens de Von Mises,

$$\dot{\epsilon}_{eq}^{vp(\varphi)} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\epsilon}_{ij}^{vp(\varphi)} \dot{\epsilon}_{ij}^{vp(\varphi)}} \quad (2.47)$$

Afin de calculer la contrainte seuil d'écoulement plastique $\sigma_{(critical)}^{(\varphi)}$ à chaque incrément, la loi d'écrouissage implémentée correspond à :

$$\sigma_y^{(\varphi)} = k^{(\varphi)} \sqrt{\rho^{(\varphi)}} \left(\dot{\epsilon}_0^{(\varphi)} + \dot{\epsilon}_{eq}^{vp(\varphi)} \right)^{m^{(\varphi)}} \quad (2.48)$$

$\rho^{(\varphi)}$ est la densité de dislocations actuelle dans la phase « φ »,

$\dot{\epsilon}_0^{(\varphi)}$ désigne une vitesse de déformation de référence dans chaque phase (paramètre matériau constant),

$m^{(\varphi)}$ est l'exposant exprimant la sensibilité à la vitesse de déformation (dépendant de la température),

$k^{(\varphi)}$ est une constante matériau.

Les deux dernières équations ne correspondent pas exactement à celle reportée par Serri [Ser06] et Cherkaoui et al. [CSZK08], mais correspondent aux équations présentes dans le programme simulant la loi de comportement et qui a été le point de départ de ce travail (analyse de sensibilité et de l'identification). L'équation 2.48 peut être vue comme une reformulation de deux équations présentes dans les publications, elles ne sont cependant pas strictement équivalentes.

2.3.2. Evolution de la densité de dislocation dans chaque phase

La loi d'écrouissage de chaque phase (équation 2.48 est basée sur la variation de sa densité de dislocations, laquelle est contrôlée par deux phénomènes : le stockage athermique des dislocations et l'annihilation des dislocations par le processus de recouvrement dynamique.

- **Accumulation (athermique) des dislocations**

La variation de la densité de dislocations est proportionnelle à la variation de la déformation plastique dans la phase considérée et s'exprime en trois termes associés chacun à un type d'obstacles : joints de grains, dislocations déjà présentes, variantes de martensites.

$$\frac{d\rho^{(\varphi)}}{d\dot{\epsilon}_{eq}^{vp(\varphi)}} = M^{(\varphi)} \left[\frac{1}{(bd)^{(\varphi)}} + k_1 \sqrt{\rho^{(\varphi)}} + \frac{1}{\lambda^{(\varphi)}} \right] \quad (2.49)$$

$M^{(\varphi)}$ est le facteur de Taylor,

$d^{(\varphi)}$ représente le diamètre moyen des grains dans la phase considérée,

$b^{(\varphi)}$ le vecteur de Burgers,

$k_1 = \frac{\psi^{(\varphi)}}{b^{(\varphi)}}$ est un facteur de proportionnalité,

$\frac{1}{\lambda^{(\varphi)}}$ lié à l'apparition des variantes de martensite s'exprime par : $\frac{1}{\lambda^{(\varphi)}} = \left(\frac{f}{1-f} \right) \left(\frac{1}{2e} \right)$

e est l'épaisseur moyenne des variantes de martensite.

Il est légitime que $\frac{1}{\lambda^{(\varphi)}}$ n'existe que dans l'austénite. Cependant dans la suite de ce travail, il a été totalement supprimé car il rajoutait un couplage supplémentaire entre les équations.

- **Annihilation des dislocations**

La restauration dynamique conduit à un adoucissement de la réponse plastique du matériau lié à l'annihilation locale des dislocations :

$$\frac{d\rho^{(\varphi)}}{d\varepsilon_{eq}^{vp(\varphi)}} = -M^{(\varphi)} k_0^{(\varphi)} \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{eq}^{vp(\varphi)}}{\dot{\varepsilon}_0^{*(\varphi)}} \right)^{\frac{-1}{n_{dis}^{(\varphi)}}} \rho^{(\varphi)} \quad (2.50)$$

$k_0^{(\varphi)}$ est une constante

$n_{dis}^{(\varphi)}$ est inversement proportionnelle à la température,

$\dot{\varepsilon}_0^{*(\varphi)}$ est un taux de déformation de normalisation.

L'évolution de la densité de dislocations est régie par la relation ci-dessous, obtenue en combinant les équations (2.49) et (2.50) :

$$\frac{d\rho^{(\varphi)}}{d\varepsilon_{eq}^{p(\varphi)}} = M^{(\varphi)} \left[\left[\frac{1}{(bd)^{(\varphi)}} + k_1 \sqrt{\rho^{(\varphi)}} \right] - k_0^{(\varphi)} \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{eq}^{vp(\varphi)}}{\dot{\varepsilon}_0^{*(\varphi)}} \right)^{\frac{-1}{n_{dis}^{(\varphi)}}} \rho^{(\varphi)} \right] \quad (2.51)$$

2.3.3. Cinétique de la transformation martensitique

La phase austénitique peut se transformer en phase martensitique lorsqu'un chargement thermomécanique est appliqué au matériau (baisse de la température ou augmentation de la contrainte, ou sous l'effet conjugué de la température et de la contrainte). La cinétique de transformation décrit l'évolution de la fraction volumique de martensite au cours du chargement thermomécanique. Dans le modèle, la transformation commence quand la force motrice thermodynamique F^{th} atteint la force critique F^c .

- **Force motrice thermodynamique**

La force motrice thermodynamique est composée de deux termes : un terme mécanique qui dépend de la contrainte appliquée, et un terme qualifié de microstructural qui exprime l'effet de la composition chimique, de la température et des contraintes internes [CSSK06] :

$$F^{th} = \sigma_{ij}^{(A)} \bar{\varepsilon}_{ij}^{tr} - (B(T - T_0) - \kappa) \quad (2.52)$$

$(B(T - T_0) - \kappa)$ est le terme microstructural correspondant à la différence d'énergie chimique entre les deux phases. Il s'exprime en fonction de la différence entre la température de l'essai T et la température T_0 d'équilibre entre l'austénite et la martensite.

B est le facteur de proportionnalité (constante matériau) entre la variation de la température et la variation de la force motrice.

κ est une constante matériau.

Le terme $\sigma_{ij}^{(A)} \bar{\varepsilon}_{ij}^{tr}$, nommée ici force motrice mécanique, est défini dans l'échelle microscopique.

$\sigma_{ij}^{(A)}$ est la contrainte dans la phase austénitique et

$\bar{\varepsilon}_{ij}^{tr}$ représente la déformation de transformation moyenne dans l'austénite.

Ce produit doublement contracté entre les deux tenseurs du second ordre s'exprime par :

$$\sigma_{ij}^{(A)} \bar{\varepsilon}_{ij}^{tr} = R \sqrt{3J_2} \left(1 + k_T \frac{J_3}{J_2^{3/2}} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} I_1 \quad (2.53)$$

$I_1 = \sigma_{11}^{(A)} + \sigma_{22}^{(A)} + \sigma_{33}^{(A)}$: le premier invariant des contraintes.

$J_2 = \frac{1}{2} s_{ij}^{(A)} s_{ij}^{(A)}$: le deuxième invariant du déviateur des contraintes $\sqrt{3J_2} = \sigma_{eq}^{(A)}$.

$J_3 = \frac{1}{3} s_{ih}^{(A)} s_{hj}^{(A)} s_{ji}^{(A)}$: le troisième invariant du déviateur des contraintes.

$\frac{\Delta V}{V}$: la dilatation volumique pendant la transformation martensitique (constante matériau).

R représente l'amplitude du changement de forme associé à la transformation martensitique et il évolue avec la contrainte :

$$R = R_0 + R_1 \left(\frac{\sigma_{eq}^{(A)}}{\sigma_y^{(A)}} \right) \quad (2.54)$$

σ_y^A et σ_{eq}^A sont respectivement la limite d'élasticité initiale et la contrainte équivalente de l'austénite.

R_0 et R_1 sont des paramètres matériau.

k_T décrit la sensibilité de la transformation à l'état de contraintes, elle croît avec le taux de déformation en respectant l'équation différentielle :

$$\dot{k}_T = c_k (1 - k_T) \dot{\varepsilon}^{vp} \quad (2.55)$$

$$\dot{\varepsilon}^{vp} = \frac{1}{\sigma_{eq}} \left(\sigma_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} \right) \quad (2.56)$$

$\dot{\varepsilon}^{vp}$ est la vitesse de déformation plastique « équivalente » du matériau biphasé et σ_{eq} est la contrainte équivalente du matériau biphasé au sens de Von Mises.

La déformation de transformation macroscopique moyenne $\bar{\varepsilon}_{ij}^{tr}$ se trouve en dérivant par rapport la contrainte l'équation donnant $\sigma_{ij}^{(A)} \bar{\varepsilon}_{ij}^{tr}$. Le résultat de cette dérivation est donnée par :

$$\bar{\varepsilon}_{ij}^{tr} = R \frac{3}{2\sqrt{3J_2}} \left(\left(1 - k_T \frac{2J_3}{J_2^{3/2}} \right) s_{ij}^{(A)} + \frac{2k_T}{\sqrt{J_2}} \left(s_{ih}^{(A)} s_{hj}^{(A)} - \frac{2}{3} J_2 \delta_{ij} \right) \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \delta_{ij} \quad (2.57)$$

Dans cette expression, δ_{ij} est de nouveau le tenseur identité du second ordre.

Ce résultat, qui diffère de celui donné par Serri [Ser06] et Cherkaoui et al. [CSZK08], est justifié par les calculs fournis en annexe de ce manuscrit. Le tenseur des déformations de transformation (changement de forme et dilatation dus à la transformation) dépend de l'état de contrainte dans l'austénite à travers le déviateur des contraintes dans cette phase $s^{(A)}$ et de ses deux invariants J_2 et J_3 . Ce tenseur est aussi fonction de la variation relative de volume due à la transformation $\frac{\Delta V}{V}$.

Conformément aux observations expérimentales, une diminution de la température du matériau ou une augmentation de la contrainte engendre une augmentation de la force motrice F^{th} (équation 2.52).

• **Force critique**

La force critique F^c est la somme de trois contributions :

$$F^c = F_0^c + F_p^c + F_f^c \quad (2.58)$$

F_0^c correspond à la force critique à franchir en l'absence de contrainte appliquée :

$$F_0^c = B(T_0 - M_s) - \kappa \quad (2.59)$$

B , κ et T_0 sont définis dans l'équation 2.52.

M_s est la température de début de transformation du matériau dans l'état sans contrainte.

La force F_p^c est un terme en exponentielle qui est associé à l'augmentation du nombre de sites d'initiation de la transformation avec la déformation plastique, c'est à dire à une diminution de la force critique avec la déformation plastique équivalente dans l'austénite.

$$F_p^c = -\delta_{sb} c \left[1 - \exp\left(-\frac{\epsilon_{eq}^{vp(A)}}{\gamma}\right) \right]^r \quad (2.60)$$

r , placé en exposant, est associé à l'orientation des bandes de cisaillement (r est autour de 4 ou 5 pour une orientation aléatoire).

c est une constante géométrique.

δ_{sb} et γ sont des paramètres pouvant dépendre de la température.

$\dot{\epsilon}_{eq}^{vp(A)}$ est ici de nouveau le taux de déformation plastique équivalent au sens de Von Mises dans l'austénite.

Le troisième et dernier terme traduit l'augmentation de la force critique quand la fraction de martensite augmente. Les variantes de martensite existent dans des domaines restreints (les grains) ce qui entraîne que les variantes finissent par se bloquer entre elles.

$$F_f^c = -Y \ln(1-f) \quad (2.61)$$

f désigne toujours la fraction de martensite.

Y est un paramètre lié aux variantes de martensite qui peut être considéré comme une constante matériau.

Donc, la force critique totale s'écrit :

$$F^c = B(T_0 - M_s) - \kappa - \delta_{sb} c \left[1 - \exp\left(-\frac{\epsilon_{eq}^{vp(A)}}{\gamma}\right) \right]^r - Y \ln(1-f) \quad (2.62)$$

La transformation martensitique s'active lorsque la force thermodynamique atteint la force critique, c'est-à-dire quand la différence entre les deux forces n'est plus négative :

$$F^{th} - F^c = \underbrace{R\sqrt{3}J_2 \left(1 + k_T \frac{J_3}{J_2^{3/2}} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} I_1 - B(T - M_s)}_{\sigma_{ij}^{(A)} \epsilon_{ij}^{tr}} + \delta_{sb} c \left[1 - \exp\left(-\frac{\epsilon_{eq}^{vp(A)}}{\gamma}\right) \right]^r + Y \ln(1-f) \quad (2.63)$$

Dans cette équation n'apparaissent plus ni la température T_0 ni le paramètre κ .

La condition de cohérence « $\dot{F}^{th} = \dot{F}^c$ », qui exprime le fait que la contrainte critique ne puisse être dépassée, permet d'établir l'expression de la variation de la fraction volumique de martensite.

L'accroissement de la force critique dépend de l'évolution de la fraction de martensite et de celle de la déformation plastique :

$$\dot{F}^c = -A_f \dot{\varepsilon}_{eq}^{vp(A)} + \Upsilon \frac{\dot{f}}{1-f} \quad (2.64)$$

avec

$$A_f = \frac{\delta_{sb} rc}{\gamma} \exp\left(-\frac{\varepsilon_{eq}^{p(A)}}{\gamma}\right) \left[1 - \exp\left(-\frac{\varepsilon_{eq}^{p(A)}}{\gamma}\right)\right]^{r-1} \quad (2.65)$$

L'accroissement de la force thermodynamique de son côté est donné par :

$$\dot{F}^{th} = \dot{\sigma}^{(A)} \bar{\varepsilon}^{tr} + \sigma^{(A)} \dot{\bar{\varepsilon}}^{tr} - B \dot{T} \quad (2.66)$$

$\dot{\sigma}^{(A)}$, $\dot{\bar{\varepsilon}}^{tr}$ et \dot{T} désignent respectivement les incréments de contraintes, de déformations de transformation et de température (entre deux instants de chargement).

Pour des essais isothermes, et en considérant la déformation de transformation constante lors d'un même pas de calcul, la condition de consistance conduit à la cinétique de transformation suivante :

$$\dot{f} = \frac{1-f}{\Upsilon} (\dot{\sigma}_{ij}^{(A)} \bar{\varepsilon}_{ij}^{tr} + A_f \dot{\varepsilon}_{eq}^{vp(A)}) \quad (2.67)$$

$$\dot{f} = \frac{1-f}{\Upsilon} \left[\dot{\sigma}_{ij}^{(A)} \bar{\varepsilon}_{ij}^{tr} + \left(\frac{\delta_{sb} rc}{\gamma} \exp\left(-\frac{\varepsilon_{eq}^{vp(A)}}{\gamma}\right) \left[1 - \exp\left(-\frac{\varepsilon_{eq}^{vp(A)}}{\gamma}\right)\right]^{r-1} \right) \dot{\varepsilon}_{eq}^{vp(A)} \right] \quad (2.68)$$

$\bar{\varepsilon}_{ij}^{tr}$ est calculé en fonction des invariants J2 et J3, en respectant l'équation 2.56.

2.3.4. Loi de comportement globale

Pour les aciers entièrement austénitiques, le tenseur des contraintes macroscopiques globales s'écrit comme une loi des mélanges :

$$\sigma_{ij}^{gl} = (1-f) \sigma_{ij}^{(A)} + f \sigma_{ij}^{(M)} \quad (2.69)$$

f est à la fraction volumique de martensite formée.

Cette équation est associée à l'hypothèse d'iso-déformations dans les phases du matériau, ce qui constitue une hypothèse forte mais aussi une grande simplification pour le déroulement des calculs. Un modèle « implicite » de type autocohérent par exemple rend les temps de calculs plus élevés et la convergence du calcul plus difficile.

Le comportement macroscopique global pour les matériaux biphasés et multiphasés sont donnés par la loi des mélanges : la contrainte globale est une fonction, pondérée par leurs fractions volumiques respectives, des différentes contraintes dans les phases. Pour l'acier multiphasé TRIP800, les quatre phases présentes dans le matériau sont prise en compte : austénite (indice A), martensite (indice M), bainite (indice B) et ferrite (indice F). La contrainte macroscopique globale de l'acier multiphasé s'écrit :

$$\sigma_{ij}^{gl} = f^F \sigma_{ij}^{(F)} + f^{(B)} \sigma_{ij}^{(B)} + (1 - f^F - f^{(B)}) \left((1-f) \sigma_{ij}^{(A)} + f \sigma_{ij}^{(M)} \right) \quad (2.70)$$

$f^{(\varphi)}$ correspond à la fraction volumique de la phase φ : ferrite ou bainite. Par contre, dans les matériaux multiphasés « f » désigne le taux de transformation martensitique : $0 \leq f \leq 1$. Dans les matériaux biphasés, fraction volumique globale de martensite et taux de transformation sont confondus.

2.4. Implémentation dans le code de calcul par éléments finis - ABAQUS

Dans ce chapitre, la méthode d'implémentation du modèle semi-physique dans un sous-programme utilisateur VUMAT du code d'éléments finis Abaqus/Explicit est présentée. Le choix du code de calcul Abaqus se justifie par le fait que c'est le seul code de calculs qui permette d'intégrer sans trop de difficultés des lois de comportement personnalisées. Une première version de la VUMAT a été mise au point lors de la thèse de J. Serri [Ser06]. Dans ce travail, il a fallu corriger le programme qui comportait quelques erreurs et le modifier pour l'adapter au programme d'identification. Une nouvelle version du programme pour un matériau multiphasé (à 4 phases) a été développée. L'utilisation d'Abaqus Explicit et donc d'une VUMAT a été rendue nécessaire par les applications visées par cette thèse. La mise en forme se fait rarement en petites déformations et les aciers étudiés sont capables de supporter ces grandes déformations. La loi de comportement devait prendre en compte explicitement la fraction de martensite qui est une variable mesurable au même titre que les déformations.

A chaque pas du calcul, les composantes du tenseur des incréments de déformations globales sont les données d'entrée alors que les données de sortie sont les composantes du nouveau tenseur des contraintes macroscopiques globales. Ce tenseur de contraintes est calculé à partir des contraintes dans les différentes phases constituant le matériau. Afin d'obtenir les incréments de contraintes, il est nécessaire de calculer, dans chaque phase, les incréments de déformations plastiques puis d'actualiser ces déformations.

Le déroulement du programme suit l'organigramme de la Figure 2.1.

- **Partitions des contraintes et des déformations**

Il faut tout d'abord rappeler que le comportement élastique est supposé être le même dans toutes les phases, il n'y a donc qu'un seul module d'Young E , un seul coefficient de Poisson ν , et donc un unique module de cisaillement est noté μ :

$$\mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (2.71)$$

Le tenseur des incréments de déformation globale $\underline{\underline{\Delta \varepsilon}}^{gl}$ se décompose en parties sphérique $\Delta \varepsilon_m \underline{\underline{\mathbf{I}}}$ et déviatorique $\underline{\underline{\Delta e}}$ avec :

$$\underline{\underline{\Delta e}} = \underline{\underline{\Delta \varepsilon}}^{gl} - \Delta \varepsilon_m \underline{\underline{\mathbf{I}}} \quad (2.72)$$

avec

$$\Delta \varepsilon_m = \frac{1}{3} \Delta \varepsilon_{ii} \quad (2.73)$$

Ces incréments sont les mêmes quelque soit la phase, pour respecter l'hypothèse d'iso-déformation entre les phases. C'est la partie élastique de cet incrément qui est reliée au déviateur des contraintes à l'instant $(t + \Delta t)$ par :

$$\underline{\underline{s}}_{(t+\Delta t)}^{(\varphi)} = 2\mu(\underline{\underline{e}}_{(t)}^e + \underline{\underline{\Delta e}}) = \underline{\underline{s}}_{(t)}^{(\varphi)} + 2\mu\underline{\underline{\Delta e}} \quad (2.74)$$

Car, $\underline{\underline{e}}_{(t+\Delta t)}^e$ la déformation élastique déviatorique à l'instant $(t + \Delta t)$ est la somme de $\underline{\underline{e}}_{(t)}^e$ la déformation élastique déviatorique à l'instant t et de $\underline{\underline{\Delta e}}^e$ l'incrément de déformation élastique déviatorique. Ce dernier est aussi la différence entre $\underline{\underline{\Delta e}}$ l'incrément global et $\underline{\underline{\Delta e}}^{vp}$ l'incrément viscoplastique :

$$\underline{\underline{\Delta e}}^{vp(\varphi)} = \underline{\underline{\Delta e}}^{(\varphi)} - \underline{\underline{\Delta e}}^{e(\varphi)} \quad (2.75)$$

Donc, si l'incrément de déformation viscoplastique est connu alors l'incrément de déformation élastique et le déviateur des contraintes sont connus, dans chaque phase, à l'instant $(t + \Delta t)$.

- **Comportement élastique – Prédiction élastique**

Dans cette étape, et dans la suivante aussi, « φ » l'indice de phase est volontairement omis pour alléger un peu les notations. Cependant, les équations ci-dessous sont valables pour chaque phase.

Cette première étape considère en une prédiction élastique du déviateur des contraintes $\underline{\underline{s}}_{(t+\Delta t)}^{pred}$.

L'hypothèse d'un comportement encore élastique est équivalente à écrire $\underline{\underline{\Delta e}}^e = \underline{\underline{\Delta e}}$. La prédiction du déviateur des contraintes de l'équation 2.74 respectant cette hypothèse est notée et définie par

$$\underline{\underline{s}}_{(t)}^{pred} = \underline{\underline{s}}_{(t)} + 2\mu\underline{\underline{\Delta e}} \quad (2.76)$$

Ensuite, il faut vérifier si cette hypothèse est exacte ou non, c'est-à-dire si la contrainte de prédiction se trouve ou non à l'intérieur de la surface de charge.

- Si la fonction de charge F_{charge} , calculée pour l'état de contrainte $\underline{\underline{s}}_{(t)}^{pred}$, a une valeur négative ou nulle, alors l'incrément de déformation permet bien au matériau de rester dans le domaine élastique et il n'y a pas d'incrément de déformation viscoplastique. La contrainte déviatorique et la déformation viscoplastique actualisées sont directement (sans autre calcul)

$$\underline{\underline{s}}_{(t+\Delta t)} = \underline{\underline{s}}_{(t)}^{pred} \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\varepsilon}}_{(t+\Delta t)}^{vp} = \underline{\underline{\varepsilon}}_{(t)}^{vp}$$

- Si la fonction de charge F_{charge} , calculée pour l'état de contrainte $\underline{\underline{s}}_{(t)}^{pred}$, a une valeur positive alors il y a écoulement plastique et il faut modifier le déviateur des contraintes estimé avec l'hypothèse d'un comportement élastique. Le déviateur des contraintes au temps $(t + \Delta t)$ est toujours défini par l'équation 2.74, mais en raison de la décomposition de la déformation totale, elle devient

$$\underline{\underline{s}}_{(t+\Delta t)} = \underline{\underline{s}}_{(t)} + 2\mu\left(\underline{\underline{\Delta e}} - \underline{\underline{\Delta e}}^{vp}\right) \quad (2.77)$$

L'équation 2.77 peut aussi s'écrire (en tenant compte de la définition 2.84)

$$\underline{\underline{s}}_{(t+\Delta t)} = \underline{\underline{s}}_{(t)}^{pred} - 2\mu\underline{\underline{\Delta e}}^{vp} \quad (2.78)$$

A la fin du pas de calcul, les états de contrainte et de déformation actualisés ne doivent pas violer le critère de charge. L'incrément de déformation viscoplastique $\underline{\underline{\Delta e}}^{vp}$ doit donc satisfaire la condition :

$$F_{charge}^{(\varphi)} = \sigma_{eq}^{(\varphi)} - \sigma_y^{(\varphi)} = 0 \quad (2.79)$$

qui s'écrit en fait plus concrètement :

$$F_{charge}^{(\varphi)} = \sigma_{eq(t+\Delta t)} - \sigma_y \left((\rho + \Delta\rho), \left(\underline{\underline{\varepsilon}}_{(t)}^{vp} + \underline{\underline{\Delta \varepsilon}}^{vp} \right), \left(\frac{\underline{\underline{\Delta \varepsilon}}^{vp}}{\Delta t} \right) \right) = 0 \quad (2.80)$$

La procédure de détermination du tenseur $\underline{\underline{\Delta e}}^{vp}$ est détaillée dans les paragraphes suivants en prenant bien soin de prendre les équations de la loi de comportement qui est adoptée pour les matériaux de cette thèse.

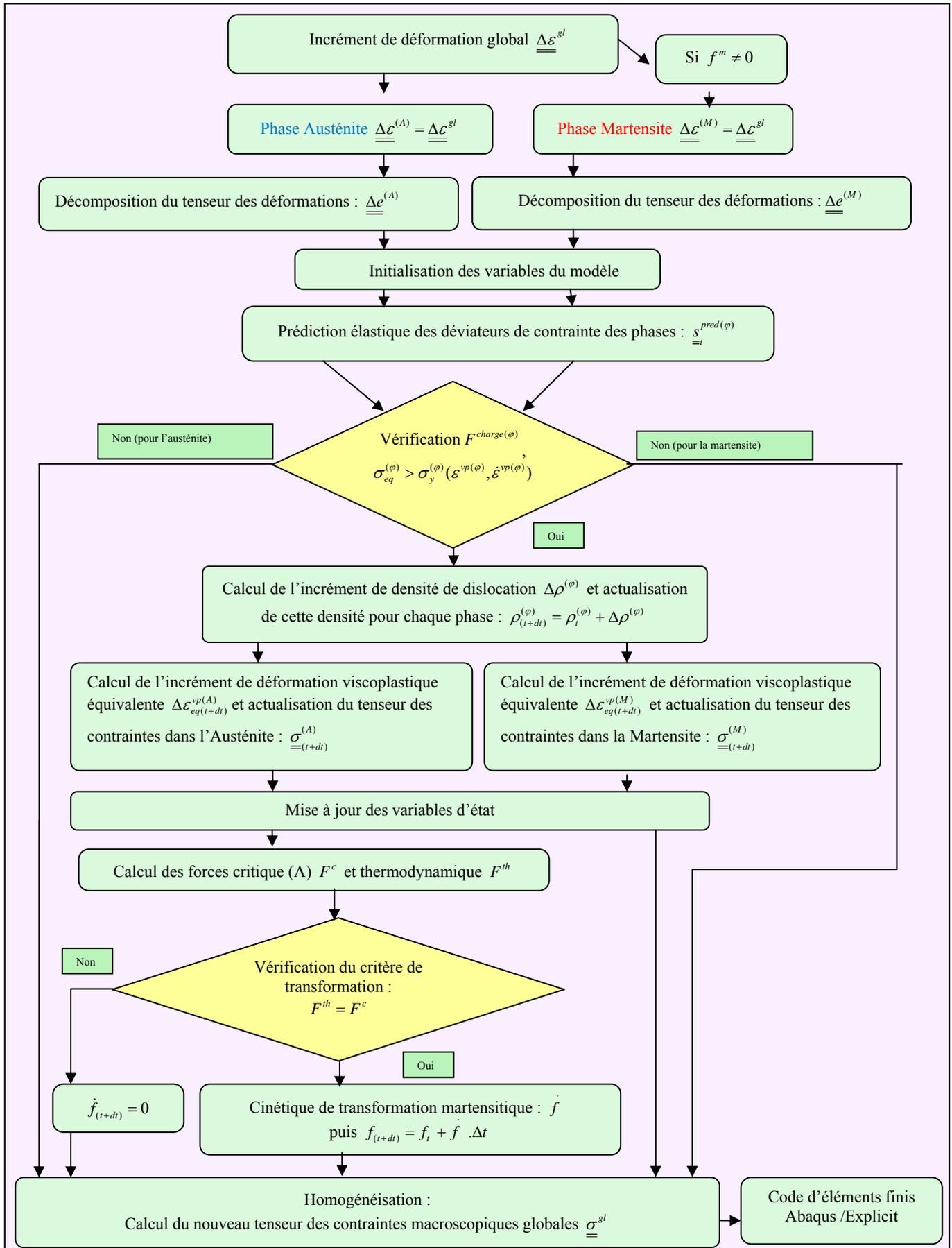


Figure 2.1 : Organigramme de la méthodologie d'implémentation du modèle semi-physique pour un acier biphasé.

• **Fonction de charge et incréments de densité de dislocations et de déformation viscoplastique**

► La densité de dislocation ρ est la première variable réactualisée à chaque incrément :

$$\rho_{(t+dt)}^{(\varphi)} = \rho_{(t)}^{(\varphi)} + \Delta\rho^{(\varphi)} \quad (2.81)$$

$\Delta\rho$ est l'incrément de la densité de dislocations solution de l'équation différentielle donnée par l'équation 2.51 qui s'écrit sous forme finie :

$$\Delta\rho^{(\varphi)} = M^{(\varphi)} \left[\left(\frac{1}{(bd)^{(\varphi)} + k_1^{(\varphi)} \sqrt{\rho_{(t)}^{(\varphi)} + \Delta\rho^{(\varphi)}} \right) \Delta\varepsilon_{eq}^{vp(\varphi)} - k_0^{(\varphi)} \left(\frac{1}{\Delta t \varepsilon_0^{*(\varphi)}} \right)^{\frac{1}{n_{dis}^{(\varphi)}}} (\rho_{(t)}^{(\varphi)} + \Delta\rho^{(\varphi)}) (\Delta\varepsilon_{eq}^{vp(\varphi)})^{\frac{1}{n_{dis}^{(\varphi)} + 1}} \right] \quad (2.82)$$

Les différents paramètres $M^{(\varphi)}$, $b^{(\varphi)}$, $d^{(\varphi)}$, $k_1^{(\varphi)}$, $k_0^{(\varphi)}$, $\varepsilon_0^{*(\varphi)}$ et $n_{dis}^{(\varphi)}$ ont été définis au début de ce chapitre.

L'équation 2.82 élevée au carré donne une équation du second degré dont l'inconnue est l'incrément de la densité de dislocations $\Delta\rho$. Dans cette équation l'incrément de déformation plastique équivalente $\Delta\varepsilon_{eq}^{vp(\varphi)}$ est celui de l'instant t. Une seule solution de l'équation, parmi les deux existantes, est acceptable.

► Le tenseur incrément de déformation viscoplastique $\underline{\underline{\Delta e}}^{vp}$ est donné par la loi de Prandtl-Reuss :

$$\underline{\underline{\Delta e}}^{vp} = \frac{3}{2} \Delta\varepsilon_{eq}^{vp} \frac{s_{(t+\Delta t)}}{\sigma_{eq}^{pred}} \quad (2.83)$$

$\underline{\underline{\Delta e}}^{vp}$ est réactualisé par l'intermédiaire de $\Delta\varepsilon_{eq}^{vp}$ la variation de déformation viscoplastique équivalente et du déviateur des contraintes (qui actualise aussi la contrainte équivalente σ_{eq}).

En introduisant $\underline{\underline{N}}$ le tenseur du second ordre de norme unité, défini par

$$\underline{\underline{N}} = \sqrt{\frac{3}{2}} \frac{1}{\sigma_{eq}} s \quad (2.84)$$

$\underline{\underline{\Delta e}}^{vp}$ l'incrément de déformation viscoplastique s'écrit comme un tenseur qui est colinéaire à $\underline{\underline{N}}$, avec $\underline{\underline{N}}$ identifiable à la normale à la surface de charge.

La loi de Prandtl Reuss combinée à l'équation 2.79, met en évidence que les tenseurs : $\underline{\underline{\Delta e}}^{vp}$, $s_{(t)}^{pred}$ et $s_{(t+\Delta t)}$ sont tous les trois colinéaires, c'est-à-dire que :

$$\underline{\underline{N}}_{(t+\Delta t)} = \underline{\underline{N}}^{pred} \\ \underline{\underline{N}}_{(t+\Delta t)} = \sqrt{\frac{3}{2}} \frac{1}{\sigma_{eq(t+\Delta t)}} s_{(t+\Delta t)} = \underline{\underline{N}}^{pred} = \sqrt{\frac{3}{2}} \frac{1}{\sigma_{eq}^{pred}} s_{(t)}^{pred} \quad (2.85)$$

L'équation 2.84 est équivalente à

$$\underline{\underline{\Delta e}}^{vp} = \Delta\varepsilon^{vp} \sqrt{\frac{3}{2}} \underline{\underline{N}}_{(t+\Delta t)} \quad (2.86)$$

L'équation 2.78 $s_{(t+\Delta t)} = s_{(t)}^{pred} - 2\mu \underline{\underline{\Delta e}}^{vp}$, qui actualise le déviateur des contraintes, devient alors en fonction de $\underline{\underline{N}}$:

$$s_{\underline{\underline{=}}(t+\Delta t)} = \sqrt{\frac{2}{3}} \left(\sigma_{eq}^{pred} - 3\mu\Delta\varepsilon_{eq}^{vp} \right) N_{\underline{\underline{=}}(t+\Delta t)} \quad (2.87)$$

puisque l'équation 2.85 permet aussi d'exprimer le déviateur en fonction de N.

Une expression de la contrainte équivalente actualisée vient en comparant les équations 2.84 (écrite sous forme déviateur égal) et 2.87 :

$$\sigma_{eq(t+\Delta t)} = \sigma_{eq}^{pred} - 3\mu\Delta\varepsilon_{eq}^{vp} \quad (2.88)$$

Cette expression de la contrainte équivalente est insérée dans la fonction de charge (équation 2.80)

$$\left(\sigma_{eq}^{pred} - 3\mu\Delta\varepsilon_{eq}^{vp} \right) - \left(k \left(\dot{\varepsilon}_0 + \frac{\Delta\varepsilon_{eq}^{vp}}{\Delta t} \right)^m \sqrt{\rho_{(t+\Delta t)}} \right) = 0 \quad (2.89)$$

L'incrément de déformation viscoplastique équivalente $\Delta\varepsilon_{eq}^{vp(\varphi)}$ (ou multiplicateur plastique) est alors obtenu en résolvant l'équation 2.89 (par dichotomie). La valeur de la contrainte équivalente est celle qui a été calculée à partir du déviateur de l'équation 2.76.

Le tenseur incrément de déformation viscoplastique $\underline{\underline{\Delta e}}^{vp}$ est calculé en respectant les équations 2.86 et 2.93 : c'est-à-dire en fonction du déviateur et de la contrainte équivalente issue de la prédiction élastique.

- **Mise à jour des variables tensorielles**

En introduisant l'incrément de déformation équivalente $\Delta\varepsilon_{eq}^{vp(\varphi)}$ dans l'équation 2.88, il est alors possible de connaître $\sigma_{eq(t+\Delta t)}$ la nouvelle contrainte équivalente au sens de Von-Mises.

Le déviateur des contraintes $s_{(t+\Delta t)}^{(\varphi)}$ est actualisé en suivant l'équation 2.78.

Ainsi, les nouveaux tenseurs de contraintes de toutes les phases (φ) sont :

$$\underline{\underline{\sigma}}_{(t+\Delta t)}^{(\varphi)} = \underline{\underline{s}}_{(t+\Delta t)}^{(\varphi)} + \left(\sigma_{m(t)}^{(\varphi)} + 3k\Delta\varepsilon_m \right) \underline{\underline{I}} \quad (2.90)$$

« $k = \frac{E}{3(1-2\nu)}$ » est le module de compressibilité (commun à toutes les phases). « $\Delta\varepsilon_m$ » la partie

sphérique de l'incrément de déformation (commun à toutes les phases lui aussi) (équation 2.73).

« $\sigma_{m(t)}^{(\varphi)}$ » la partie sphérique de $\underline{\underline{\sigma}}_{(t)}^{(\varphi)}$ le tenseur des contraintes dans la phase φ à l'instant (t) défini par

l'équation 2.45.

- **Transformation martensitique**

En ayant actualisé $s_{ij}^{(A)}$ le déviateur des contraintes dans l'austénite, il est possible de vérifier si le critère de transformation est atteint ou non. Si le critère de transformation a une valeur négative ($F^{th} - F^c < 0$), il n'y a aucune transformation martensitique et il faut passer directement à l'étape d'homogénéisation. Si le critère de transformation a une valeur positive (équation 2.63) alors il faut faire intervenir la cinétique de transformation et calculer la variation du taux de martensite \dot{f} (équation 2.68) puis réactualiser la fraction de martensite $f_{(t+\Delta t)} = f_{(t)} + \dot{f}\Delta t$.

- **Homogénéisation**

Pour les matériaux biphasés, puisque que les incréments de déformation macroscopique sont supposés identiques dans les deux phases (hypothèse de Taylor), la contrainte macroscopique globale est calculée à partir des contraintes (macroscopiques) $\underline{\underline{\sigma}}^{(\varphi)}$ dans les deux phases et de la fraction volumique de martensite par application de la loi des mélanges :

$$\underline{\underline{\sigma}}^{gl} = (1 - f)\underline{\underline{\sigma}}^{(A)} + f\underline{\underline{\sigma}}^{(M)} \quad (2.91)$$

La généralisation des équations et du sous-programme VUMAT a nécessité l'introduction de deux phases supplémentaires au comportement élasto-plastique « identique » à celui des deux autres phases, mais bien sûr avec des paramètres propres à chacune des phases. Le traitement de la plasticité dans les différentes phases se fait en parallèle, puisque les incréments de déformations sont les mêmes dans les quatre phases. Seule l'austénite peut se transformer et donc seule le taux de transformation peut varier avec la déformation. Les fractions volumiques des phases bainitique et ferritique sont constantes. L'homogénéisation se fait à travers l'équation 2.70.

2.5. Analyse de sensibilité des paramètres du modèle

L'analyse de sensibilité des paramètres du modèle sur le comportement mécanique global est une étape primordiale. C'est la première fois que l'identification des paramètres d'une loi de comportement aussi complexe fait l'objet d'un travail de thèse. L'expérience du laboratoire depuis plusieurs années dans ce domaine, permet cependant de dire qu'il ne sera pas possible d'identifier la totalité des paramètres et donc qu'il faut faire un choix. Le choix se fait à plusieurs niveaux : certains paramètres peuvent être extraits de la littérature qu'ils aient été identifiés d'une manière ou d'une autre (mesures, recalage, etc.), d'autres peuvent être encadrés, d'autres sont totalement inconnus ou varient énormément avec la nature du matériau. Deuxième critère, il faut que le paramètre soit identifiable c'est-à-dire qu'il doit avoir une influence sur les quantités mesurables et même sur les quantités mesurées. Dans tous les essais reportés dans cette thèse, les essais ont fait l'objet de mesure de force et de déplacements et de déformations. Les équipements du laboratoire auraient permis des mesures de la fraction de martensite transformées, au moins dans l'acier Inox 304L, mais faute de temps ces mesures n'ont pas été faites. De même, il est possible d'imaginer de faire des mesures de densité de dislocations. Les difficultés rencontrées tout long de ce travail ont permis de travailler uniquement sur les mesures des grandeurs mécaniques. Cependant l'analyse de sensibilité ne peut se faire sans observer l'évolution de la transformation martensitique qui est un phénomène majeur dans ces matériaux.

Le modèle reformulé et implanté correctement dans le sous-programme, il restait à faire varier les paramètres pour savoir lesquels sont identifiables essentiellement à partir des courbes de comportement sous différentes sollicitations et à l'aide de mesure de champs de déformations.

Il faut souligner que dans ce travail les effets de la température et de la vitesse de déformation n'ont pas été pris en compte lors des nombreux essais mécaniques. C'est l'effet de la nature de la sollicitation qui constitue le cœur des préoccupations.

L'analyse de sensibilité repose sur l'observation des variations de la courbe contrainte - déformation en traction uniaxiale d'un matériau de type 100% austénitique à température ambiante. L'influence des paramètres est aussi regardée à travers l'évolution de la cinétique de transformation au cours du même chargement.

Le modèle semi-physique implanté dans le code Abaqus Explicit (VUMAT) est utilisé pour gérer le comportement d'un unique élément 3D cubique. Les conditions aux limites sur cet élément sont celles indiquées sur la Figure 2.2.

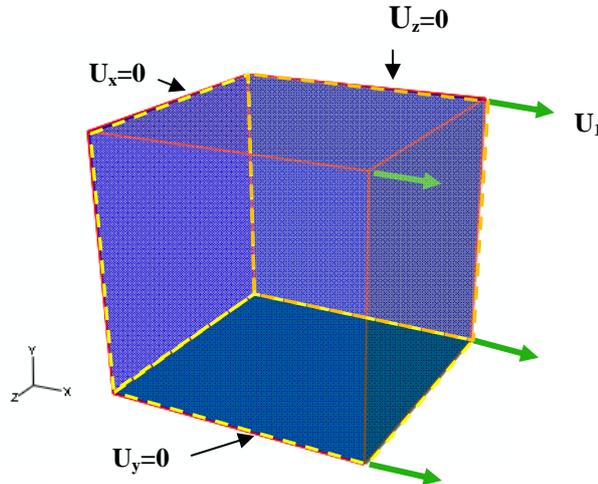


Figure 2.2 : Conditions aux limites sur l'élément 3D permettant de simuler une traction uniaxiale.

- **Recensement et premier tri des paramètres**

Les équations de la loi de comportement sont écrites avec 30 paramètres dont la liste est reproduite dans le Tableau 2.1. Les valeurs de références indiquées dans ce tableau sont pour la plupart extraites de la thèse de Serri [Ser06] qui a travaillé lui aussi sur un acier de type 304L. Ce total de 30 paramètres peut être légèrement diminué ou augmenté si certains paramètres sont supposés égaux ou non pour les deux phases. Un tri est nécessaire parmi ces valeurs pour établir la liste des paramètres qui seront identifiés réellement dans la suite du travail.

Un premier tri est fait dans cette liste pour extraire les paramètres matériaux qui sont supposés connus car mesurables directement ou estimables assez précisément d'une manière ou d'une autre. Même si ces mesures n'ont pas été faites dans le cadre de ce travail, ces paramètres sont supposés connus et leurs valeurs sont prises en général dans la bibliographie. Cette première liste comprend : le module du vecteur de Burgers et la taille des grains (produit $b^{(A)}d^{(A)} = b^{(M)}d^{(M)}$), la densité de dislocations initiales dans l'austénite $\rho_0^{(A)}$ et dans la martensite $\rho_0^{(M)}$, la variation relative de volume liée à la transformation de phase dv/v , la température de transformation martensitique du matériau M_s , le coefficient B lié lui aussi à la transformation et les caractéristiques du comportement mécanique (module d'Young E , coefficient de Poisson ν , et limite d'élasticité initiale du matériau totalement austénitique $\sigma_y^{(A)}$). Ces 9 paramètres sont supposés connus et donc fixés.

Dans la liste de départ, 4 paramètres sont associés à la sensibilité du comportement à la vitesse de déformation. Tous les essais sont réalisés dans des conditions dites quasi statiques. Sont donc éliminés

les paramètres $\dot{\varepsilon}_0^{*(A)} = \dot{\varepsilon}_0^{*(M)}$ et $\dot{\varepsilon}_0^{(A)} = \dot{\varepsilon}_0^{(M)}$ ainsi que $m^{(A)}$ et $m^{(M)}$ les sensibilités à la vitesse de déformation des deux phases. Les essais mécaniques réalisés lors de cette thèse n'avaient pas pour objet de mettre en évidence la sensibilité à la vitesse de déformation, donc ces 4 paramètres resteront fixés.

1	2	3	4	5	6	7	8
$k^{(A)}$	$k_1^{(A)}$	$k_0^{(A)}$	$M^{(A)}$	$k^{(M)}$	$k_1^{(M)}$	$k_0^{(M)}$	$M^{(M)}$
0,01	55.10^3	0,5	1,20	0,03	70.10^3	3,0	1,20
MPa.mm.s ⁻¹	mm ⁻¹	Sans unité	Sans unité	MPa.mm.s ⁻¹	mm ⁻¹	Sans unité	Sans unité

9	10	11	12	13	14	15	16
γ	Υ	r	$c\delta_{sb}$	B	$b^{(A)}d^{(A)} = b^{(M)}d^{(M)}$	$\rho_0^{(A)}$	$\rho_0^{(M)}$
0,23	1000	4,5	$1,5 \times 700$	2	$1,0.10^{-10}$	$0,85.10^9$	$0,58.10^9$
Sans unité	MPa	Sans unité	MPa	MPa. K ⁻¹	mm ²	mm ⁻²	mm ⁻²

17	18	19	20	21	22	23	24
$\dot{\varepsilon}_0^{*(A)} = \dot{\varepsilon}_0^{*(M)}$	$\dot{\varepsilon}_0^{(A)} = \dot{\varepsilon}_0^{(M)}$	$n_{dis}^{(A)}$	$n_{dis}^{(M)}$	$m^{(A)}$	$m^{(M)}$	R_0	R_1
1,0	0,00001	0,5	0,333	0,00333	0,0035	0,001	0,001
s ⁻¹	s ⁻¹	Sans unité	Sans unité	Sans unité	Sans unité	Sans unité	Sans unité

25	26	27	28	29	30
c_k	dv/v	$\sigma_y^{(A)}$	E	ν	M_s
0,19	0,02	270	200000	0,3	193
Sans unité	Sans unité	MPa	MPa	Sans unité	K

Tableau 2.1 : Valeurs de références des paramètres du modèle semi-physique.

- Analyse de sensibilité

Pour les 17 paramètres non éliminés de cette liste, les courbes contrainte-déformation et fraction de martensite en fonction du temps ont été calculées puis tracées pour 3 valeurs du paramètre considéré. Pour ne pas surcharger inutilement ce manuscrit, seules les courbes avec des variations significatives du comportement sont reproduites dans les figures des pages suivantes. Les valeurs des paramètres R_0 , R_1 , c_k , $n_{dis}^{(A)}$ et $n_{dis}^{(M)}$ n'ayant qu'une faible influence sur les deux courbes, aucune de ces courbes n'est présentée. Ces 5 paramètres n'ont donc pas d'influence visible sur les courbes considérées. Donc, seules les courbes pour les paramètres « réellement » influant sont présentées dans les pages suivantes. Puisque les paramètres sont encore au nombre de 12 et qu'il est peu probable de pouvoir identifier simultanément 12 paramètres, un dernier tri est effectué parmi ces paramètres.

Dans un premier sous-groupe sont placés les paramètres qui font peu varier l'évolution de la fraction de martensite, et qui jouent essentiellement sur la courbe d'écrouissage. Ces paramètres sont les 8 premiers du tableau. Parmi ces paramètres, M appelé facteur de Taylor est un peu particulier puisqu'il peut soit être considéré comme un paramètre à identifier, soit comme un paramètre matériau dont les valeurs sont prises dans la littérature. Ces paramètres (4 paramètres par phase) sont ceux qui jouent directement sur l'évolution de la contrainte. La contrainte seuil dans la phase (φ) est directement proportionnelle à $k^{(\varphi)}$. Les 3 autres paramètres $k_1^{(\varphi)}$, $k_0^{(\varphi)}$ et $M^{(\varphi)}$ interviennent sur la contrainte seuil à travers la variation de la densité de dislocations. La variation de la densité de dislocations est directement proportionnelle au facteur de Taylor $M^{(\varphi)}$. $k_1^{(\varphi)}$ et $k_0^{(\varphi)}$ sont respectivement des termes qui sont favorables à la génération ou à l'annihilation des dislocations. Les Figures 2.3 et 2.4 présentent respectivement l'influence de $k^{(\varphi)}$, $k_1^{(\varphi)}$, $k_0^{(\varphi)}$ et $M^{(\varphi)}$ sur les courbes de contrainte – déformation équivalente et sur l'évolution de la fraction de martensite au cours d'un chargement de traction uniaxiale. La Figure 2.3 regroupe les 4 paramètres de l'austénite alors que la Figure 2.4 donne les résultats de l'influence des paramètres de la martensite.

La Figure 2.3 montre bien un effet inverse entre les paramètres $k_1^{(A)}$ et $k_0^{(A)}$. La multiplication de $k_1^{(A)}$ (augmentation de la vitesse de production des dislocations avec la déformation) fait croître plus rapidement la contrainte seuil alors que la multiplication de $k_0^{(A)}$ a un effet contraire. L'influence du facteur de Taylor $M^{(A)}$ est du même type que celle de $k_1^{(A)}$, mais l'accroissement de la densité de dislocations étant directement proportionnelle à $M^{(A)}$, son influence est plus marquée : une multiplication par 10 de $M^{(A)}$ augmente plus largement la contrainte qu'une même évolution de $k_1^{(A)}$. Pour ces 3 paramètres ($k_1^{(A)}$, $k_0^{(A)}$ et $M^{(A)}$), aucune influence sur la cinétique de transformation n'est observable. Ce n'est pas tout à fait le cas pour $k^{(A)}$ qui modifie très légèrement la cinétique de transformation quand il est multiplié par 10. Cependant une telle valeur de $k^{(A)}$ donne des valeurs de contraintes irréalistes.

La Figure 2.4 résume les effets des 4 paramètres de la martensite : $k^{(M)}$, $k_1^{(M)}$, $k_0^{(M)}$ et $M^{(M)}$. L'influence des paramètres de la martensite est la même que celle des paramètres de l'austénite, simplement cette influence est pondérée par la fraction de martensite qui au départ est nulle, puis croit à partir d'un certain seuil de contrainte. L'influence d'une multiplication par 10 de $k^{(M)}$ et $k_1^{(M)}$ paraît plus importante que celle des mêmes paramètres de l'austénite, mais c'est simplement parce que les valeurs

de référence sont plus élevées dans la martensite que dans l'austénite. Même si cette remarque est une évidence, les paramètres de la martensite ne pourront être identifiés que sur les parties du comportement où la fraction de la martensite est non nulle. Il est donc nécessaire de repérer expérimentalement à partir de quelle contrainte ou quelle déformation la transformation commence.

Si la transformation martensitique commence relativement « tard », il est sans doute possible d'organiser une identification en deux étapes : pour l'austénite puis pour la martensite.

Le deuxième sous-groupe de paramètres contient ceux qui interviennent directement sur la force critique de transformation F^c et sur la cinétique de la transformation martensitique c'est-à-dire sur \dot{f} .

Parmi ces 4 paramètres, trois tendances se distinguent :

- (Υ) fait varier uniquement la vitesse de transformation sans faire varier la contrainte de début de transformation Figure 2.5 - (c, d). Il intervient dans l'équation de la force critique (équation 2.62) mais sa contribution s'annule quand la fraction de martensite est nulle. Υ n'intervient pas sur la force critique initiale. La vitesse de transformation est inversement proportionnelle à Υ (équation 2.68). C'est bien la tendance donnée sur la Figure 2.5 : les valeurs élevées de Υ ralentissent la transformation martensitique.

- au contraire, (r) semble faire varier la contrainte de début de transformation sans influencer la vitesse de transformation (\dot{f}) : Figure 2.5 - (e, f). D'après l'équation 2.62, il est normal que les variations de r agissent sur la contrainte de début de transformation. Mais r est un exposant d'une expression dépendant de la déformation plastique, la contrainte de début de transformation ne lui est donc pas directement proportionnelle. Son influence sur la cinétique de transformation est d'autant plus élevée que la déformation plastique dans l'austénite est élevée (équation 2.68, d'où peut-être cette impression qu'il ne change rien dans les cas considérés sur la Figure 2.5.

- (γ et δ_{sb}) font varier à la fois la contrainte de début de transformation et la vitesse de transformation, Figure 2.5 - (a, b) et (g, h). δ_{sb} intervient dans l'expression de la force critique comme un facteur multiplicatif (négatif) devant la fonction en exponentielle de la déformation plastique. Un δ_{sb} élevé avance le début de la transformation puisqu'il diminue la force critique de transformation. Il intervient aussi comme un facteur multiplicatif devant le terme en déformation dans la cinétique de transformation (équation 2.67). Un δ_{sb} élevé accélère l'évolution de la transformation avec la déformation. Quant au paramètre γ , il normalise l'effet de la déformation plastique sur la force critique. D'où un déclenchement retardé de la transformation quand γ augmente. Dans la cinétique de la transformation, il normalise la déformation, mais est aussi un facteur multiplicatif inverse devant le terme en déformation. Une division par 10 du paramètre γ a donc une influence plus grande encore qu'une multiplication par 10 du paramètre δ_{sb} .

Il semble déjà qu'il sera difficile d'identifier ces 4 paramètres, car leurs effets sont difficilement dissociables, et cela d'autant plus si seuls les effets sur la courbe contrainte – déformation sont observés. Les effets de la plasticité des phases et de la transformation sont difficilement dissociables. De plus, si dans certains cas le seuil de transformation est visible sur la courbe de comportement en traction, ce n'est pas toujours le cas (Figures 2.3 c et e par exemple).

La décision qui a été prise concernant le choix des paramètres qui seront identifiés est donc d'identifier uniquement les paramètres qui sont liés au comportement plastique des phases. Ces

paramètres sont au nombre de 4 par phases : soit 8 paramètres pour l'acier Inox bi-phasé, mais davantage pour l'acier TRIP (voir chapitre 4).

Les paramètres liés à la transformation seraient peut-être identifiables, si la cinétique de la transformation avait été mesurée en même temps que contraintes et déformations. L'hétérogénéité de la transformation lors des essais non homogènes aurait aussi été un plus.

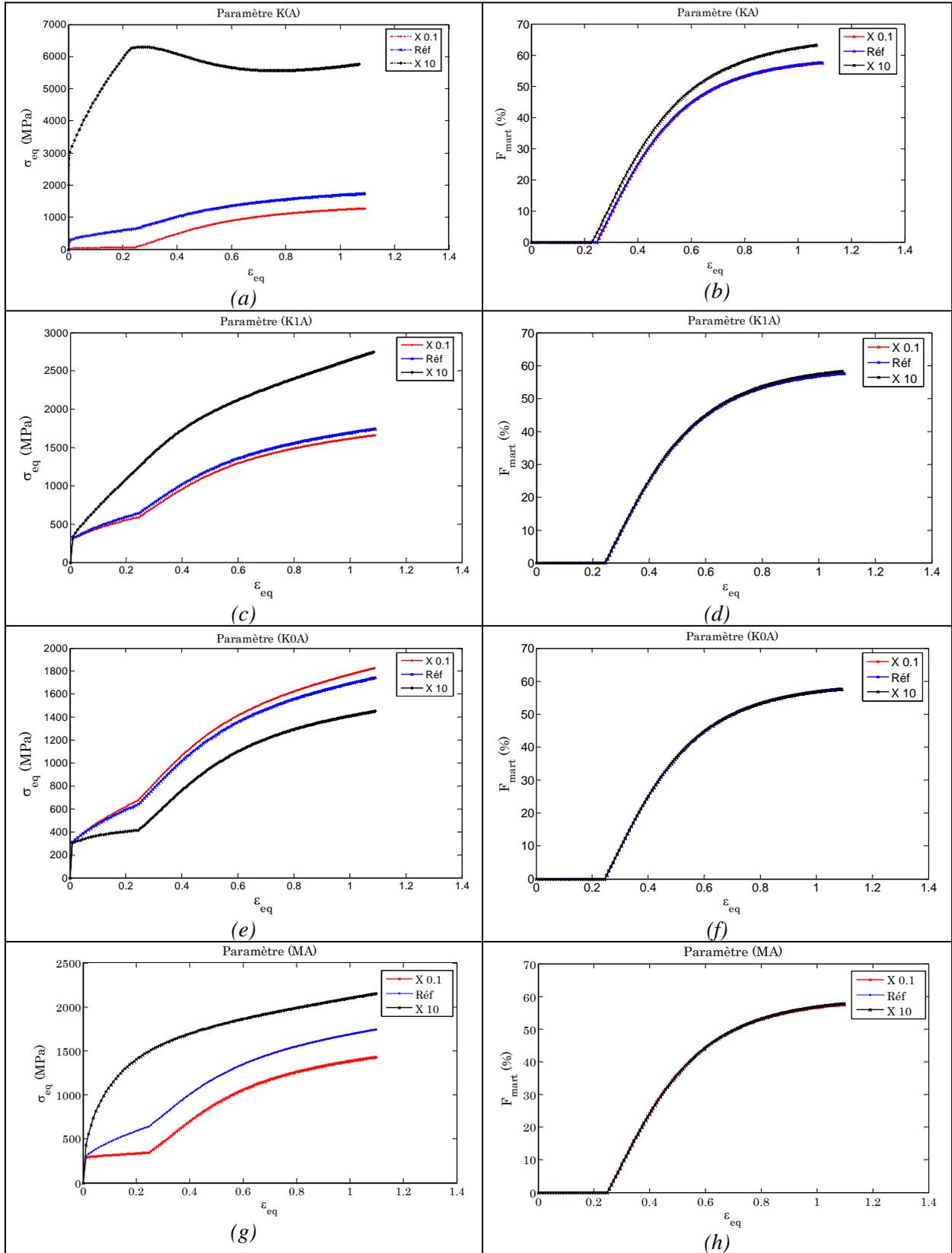


Figure 2.3 : Influence des paramètres de plasticité de l'Austénite sur le comportement mécanique global et sur l'évolution de la fraction de martensite pour un acier initialement austénitique,

(a, b)- $k_{réf}^{(A)} = 0,01 \text{ MPa.mm.s}^{-1}$, (c, d)- $k_1^{(A)} = 55000 \text{ mm}^{-1}$, (e, f)- $k_0^{(A)} = 0,5$, (g, h)- $M_{(réf)}^{(A)} = 1,2$.

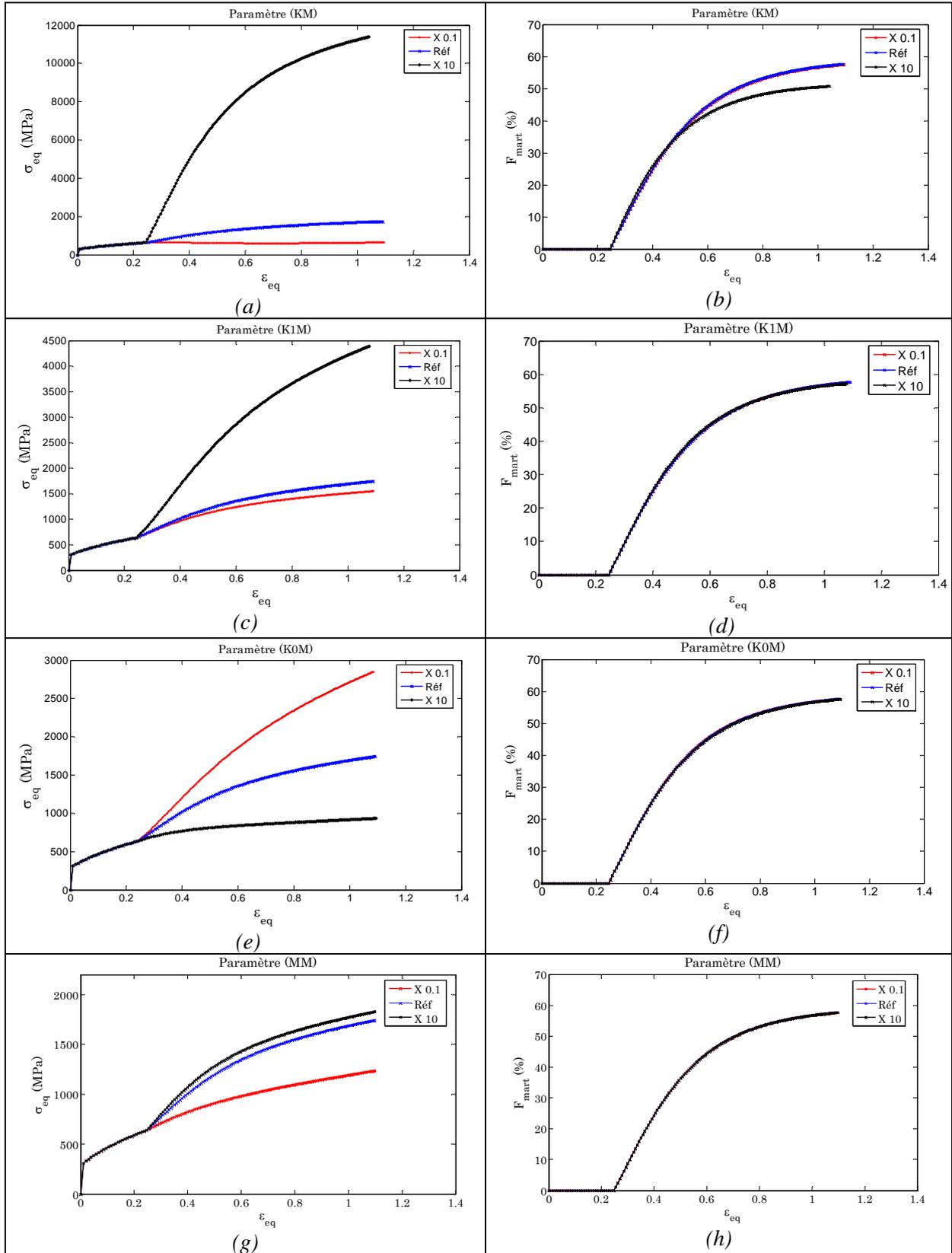


Figure 2.4 : Influence des paramètres de plasticité de la martensite sur le comportement mécanique global et sur la cinétique de transformation pour un acier initialement austénitique,

(a, b)- $k_{(réf)}^{(M)} = 0,03 \text{ MPa.mm.s}^{-1}$, (c,d)- $k_{1(réf)}^{(M)} = 70000 \text{ mm}^{-1}$, (e, f)- $k_{0(réf)}^{(M)} = 3$, (g, h)- $M_{(réf)}^{(M)} = 1,2$.

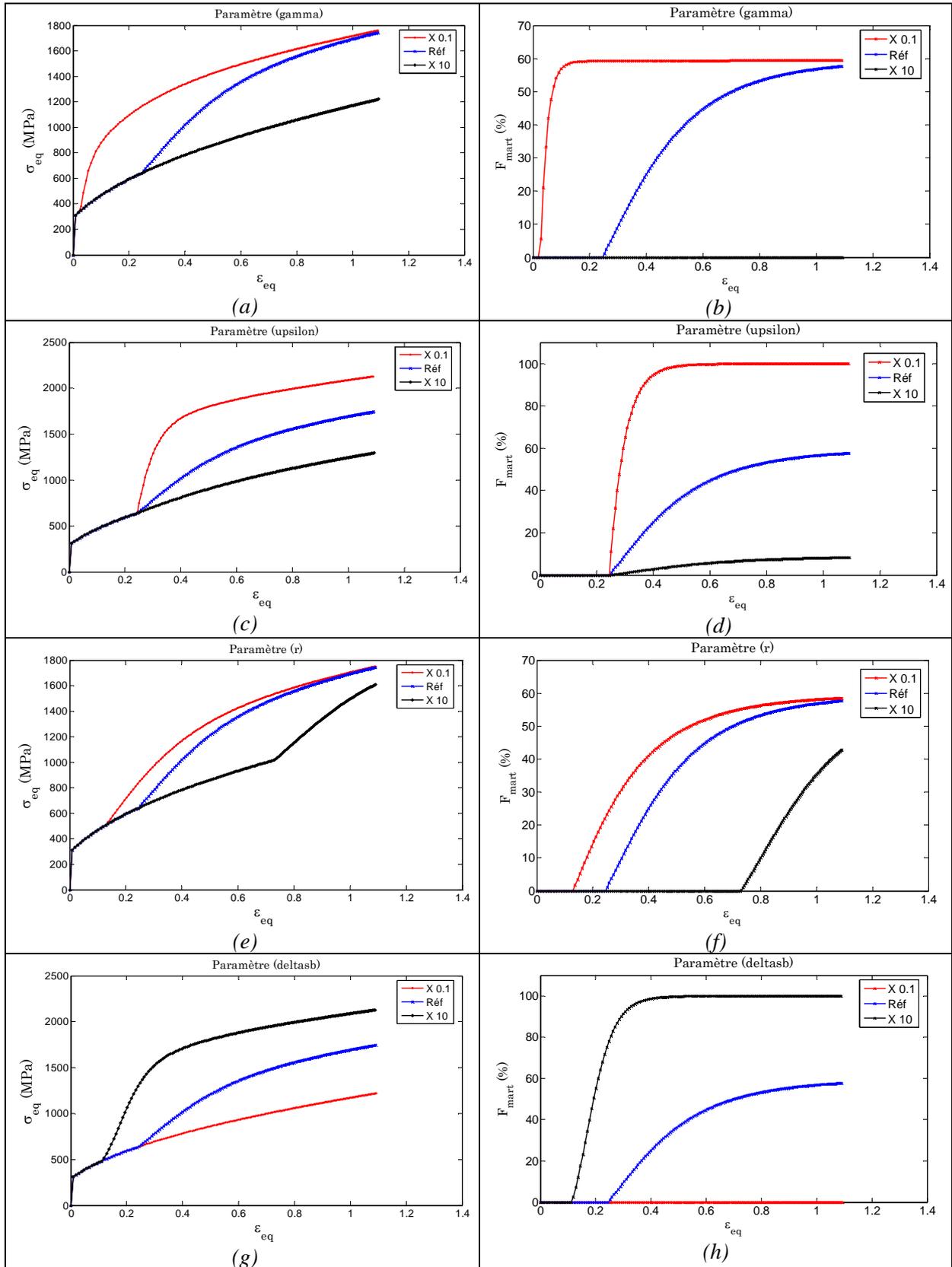


Figure 2.5 : Influence des paramètres de la transformation martensitique sur le comportement mécanique global et sur la cinétique de transformation pour un acier initialement austénitique,

(a, b)- $\gamma_{(réf)} = 0,23$, (c,d)- $\Upsilon_{(réf)} = 1000 \text{ MPa}$, (e, f)- $r_{(réf)} = 4,5$, (g, h)- $\delta_{sb(réf)} = 700 \text{ MPa}$.

2.6. Conclusion

Dans la première partie de ce chapitre, les grandes lignes des modèles utilisés pour simuler le comportement des aciers à transformation de phases ont été rappelées. Les principaux ingrédients des différents modèles sont la cinétique de transformation, la plasticité de transformation et bien sûr le comportement des différentes phases en présence.

Dans la deuxième partie de ce chapitre, le modèle semi-physique choisi ainsi que les modifications rendues nécessaire par son implémentation ont été présentés. Dans la suite de cette partie, a été présentée la méthode d'implémentation de ce modèle semi-physique dans un code de calcul par éléments finis afin de simuler les structures sous sollicitations monotones et complexes.

Dans la dernière partie, le modèle a été analysé de manière à trier intelligemment ses 30 paramètres. Aucune méthode d'identification n'a pu à l'heure actuelle prétendre identifier simultanément 30 paramètres. Les paramètres ont été triés suivant plusieurs critères pour laisser uniquement 17 paramètres pour l'analyse de sensibilité. Cette étude a montré que parmi ces 17 paramètres, 12 seulement influent sensiblement sur la courbe de comportement ou la cinétique de transformation lors d'une sollicitation de traction sur un acier entièrement austénitique. 4 de ces paramètres interviennent directement dans la cinétique de transformation (contrainte critique ou vitesse de transformation). Les 8 autres sont liés pour la moitié au comportement plastique respectivement de l'austénite et de la martensite. Parmi tous les paramètres introduits dans le modèle, seuls ces 8 derniers paramètres ont été choisis (4 paramètres pour chaque phase ; Austénite et Martensite) afin d'être identifiés, par une méthode d'identification inverse, dans le chapitre 4.

Références bibliographiques

- [Abr72] Abrassart F. (1972). Influence des transformations martensitiques sur les propriétés mécaniques des alliages du système Fe-Ni-Cr-C. Thèse d'Etat de l'Université de Nancy I (France).
- [ACAF+00] Azzouz F., Cailletaud G., Antretter T., Fischer F.D. et Tanaka K. (2000). Transformation induced plasticity (TRIP) in steels subjected to nonmonotonic loading paths – experiments and theory. *Proceedings Plasticity*, Vancouver, p. 175-177.
- [BB02] Bouaziz O., Buessler P. (2002). *Revue de métallurgie*, 1, p. 71- 77.
- [BIKL01] Bouaziz O., Lung T., Kandel M. et Lecomte C. (2001). *J. Phys. IV*, 11, p. 223- 231.
- [BST00] Bargui H., Sidhom H. et Tourki Z. (2000). Martensite induite : incidence sur le comportement en écrouissage et sur la limite de formage de l'acier inoxydable austénitique AISI304. *Matériaux & Techniques*, 11-12, p. 31-41.
- [BZ81] Berveiller M. et Zaoui A. (1981). A simplified self-consistent scheme for the plasticity of two-phase metals. *Res. Mechanica Let.*, 1, p. 119-124.
- [CBS98] Cherkaoui M., Berveiller M. et Sabar H. (1998). Micromechanical modelling of martensitic transformation induced plasticity (TRIP) in austenitic single crystals. *Int. J. Plast.*, 14, p.597-626.
- [CSSK06] Cherkaoui M., Souлами A., Sun X. et Khaleel M.A. (2006). From micro to macroscopic description of martensitic transformation in steels: a viscoplastic model, *Philosophical Magazine A*.
- [CSZK08] Cherkaoui M., Souلامي A., Zeghloul A. et Khaleel M.A. (2008). A phenomenological dislocation theory for martensitic transformation in ductile materials: from micro to macroscopic description. *Philosophical Magazine*, 88 (30-32), p. 3479-3512.
- [DSB95] Diani J.M., Sabar H. et Berveiller M. (1995). Micromechanical modelling of the transformation induced plasticity (TRIP) phenomenon in steels, *Int. J. Eng. Sci.*, 33, p. 1921-1934.
- [Esh57] Eshelby J.D. (1957). The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion and related problem. *Proc. Roy. Soc.*, A241, p. 376-396.
- [Est96] Estrin Y. (1996). Dislocation-Density-Related Constitutive Modeling, in: *Unified Constitutive Laws of Plastic Deformation*, ed. A. S. Krausz and K. Krausz. *Academic Press*, New York, p. 69-106.
- [Fis97] Fischer F.D. (1997). Modelling and simulation of transformation induced plasticity in elastoplastic materials. In *Mechanics of solids with phase changes*, Berveiller M., Fischer F.D., Eds Wien New York Springer, 368, p. 189- 237.
- [Fra72] Franitza S. (1972). *Zur Berechnung der Wärme und Umwandlungsspannungen in langen Kreiszyklindern*. PhD Thesis, Tech. Univ. Braunschweig (Allemagne).
- [GJ65] Greenwood G.W. et Johnson R.H. (1965). The deformation of metals under small stresses during phase transformation. *Proc. Roy. Soc.*, A283, p. 403-422.
- [GMTP+04] Gallée S., Manach P.Y., Thuillier S., Pilvin P. et Lovato G. (2004). Identification de modèles de comportement pour l'emboutissage d'aciers inoxydables, *Matériaux et*

Techniques, 3-4, p.3-12.

- [Gui72] Guimaraes J.R.C. (1972). The Deformation-Induced Martensitic Reaction in Polycrystalline Fe-30. 7Ni-0.06C, *Scripta Metal* **6** (9), p. 795.
- [IAJ92] Inoue T., Arimoto K. et Ju D.Y. (1992). Metallo-thermo-mechanical simulation of quenching process – theory and implementation of computer code “hearts”. *Proceedings of the First. Int. Conf. on quenching and control of distorsion*, ASM International: Ohio, p. 205-212.
- [IT00] Iwamoto T., Tsuta T. (2000). Computational simulation of the dependence of the austenitic grain size on the deformation behavior of TRIP steels. *Int. J. Plast.*, **16**, p. 791-804.
- [ITT98] Iwamoto T., Tsuta T. et Tomita T. (1998). Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in TRIP steels and modelling of transformation kinetics. *Int. J. Mech. Sci.*, **40** (2-3), p. 173-182.
- [KM59] Koistinen D.P. et Marburger R.E. (1959). A General Equation Prescribing Extent of Austenite-Martensite in Pure Fe-C Alloys and Plain Carbon Steels. *Acta Metall.*, **7**, p. 59-60.
- [Kub04] Kubler R. (2004). *Comportement thermomécanique des aciers à effet TRIP : approches micromécaniques et phénoménologiques – applications à la mise en forme*, Thèse de doctorat, ARTS et METIERS PARIS TECH, Centre de Metz.
- [LD89] Leblond J.B. et Devaux J.C. (1989). Mathematical modelling of transformation plasticity in steels I: case of ideal-plastic phases. *Int. J. Plast.*, **5**, p. 551-572.
- [Leb89] Leblond J.B. (1989). Mathematical modelling of transformation plasticity in steels II: coupling with strain hardening phenomena. *Int. J. Plast.*, **5**, p. 573- 591.
- [Lev98] Levitas V.I. (1998). Thermomechanical theory of martensitic phase transformations in inelastic materials. *Int. J. Solids Structures*, **35** (9-10), p. 889-940.
- [LFJD+02] Lani F., Furnémont Q., Jacques P.J., Delannay F. et Pardoën T. (2002). Micromechanical modeling of plastic anisotropy and strain induced phase transformation in dual-elastoplastic phase materials. *Proceedings EMMC6*, Liège, Belgique, p. 169-177.
- [LMD86] Leblond J.B., Mottet G. et Devaux J.C. (1986). A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations. *Journal Mechanical Physics Solids*, **34**, n°4, p. 395-432.
- [LP72] Lecroisey F. et Pineau A. (1972). Martensitic transformations induced by plastic deformation in the Fe-Ni-Cr-C system. *Metall. Trans.*, **3**, p. 387- 396.
- [MK81] Mecking H. et Kocks U.F. (1981). The kinetics of flow and strain hardening. *Acta Metall.*, **29**, p. 1865-1877.
- [MM96] Miller M.P. et Mc Dowell D.L. (1996). Modelling large strain multiaxial effects in FCC polycrystals. *Int. J. Plast.*, **12** (7), p. 875-902.
- [MST87] Matsumura O., Sakuma Y. et Takechi H. (1987). Trip and its kinetic aspects in austempered 0.4C-1.5Si-0.8Mn steel. *Scr. Met.*, **21** (10), p. 1301-1306.
- [MT73] Mori T. et Tanaka K. (1973). Average stress in matrix and average elastic energy of materials within misfitting inclusions. *Acta Mat.*, **21**, p. 571-579.

- [NZ82] Najafi-Zadeh A., Harmelin M., Chappuis G. et Lehr F. (1982). *Rapport de recherche 160, ENSTA.*
- [OC75] Olson G.B. et Cohen M. (1975). Kinetics of Strain-Induced Martensitic Nucleation, *Metall. Trans.*, 6A, p. 791-795.
- [PBF03] Perlade A., Bouaziz O. et Furnémont Q. (2003). A physically based model for TRIP-aided carbon steels behaviour. *Mat. Sc. Eng. A*, V356 (1-2), p. 145-152.
- [Pil03] Pilvin P. (2003). Notice d'utilisation du logiciel Sidolo version 2.4495, *Rapport interne*, Université de Bretagne Sud.
- [Pil88] Pilvin P. (1988). Identification des paramètres de modèles de comportement, *Proc. MECAMAT*, Besançon, p. 155-164.
- [Ser06] Serri J. (2006). *Caractérisation expérimentale et modélisation du comportement plastique d'aciers à transformation martensitique. Applications à la mise en forme*, Thèse de doctorat de l'Université Paul Verlaine de Metz (France).
- [SPO92] Stringfellow R.G., Parks D.M. et Olson G.B. (1992). A constitutive model for transformation plasticity accompanying strain-induced martensitic transformations in metastable austenitic steels. *Acta Metall. Mater.*, 40 (7), p. 1703-1716.
- [TI95] Tomita Y. et Iwamoto T. (1995). Constitutive Modeling of Trip Steel and its Application to the Improvement of Mechanical Properties. *Int. J. Mech. Sci.*, 37, p. 1295-1305.
- [TS85] Tanaka K. et Sato Y. (1985). A mechanical view of transformation-induced plasticity. *Ing. Arch.*, 55, p. 147-155.
- [TS03] Taleb L. et Sidoroff F. (2003). A micromechanical modeling of the Greenwood-Johnson mechanism in transformation induced plasticity. *Int. J. Plast.*, 19 (10), p. 1821-1842.
- [VCP94] Videau J.C., Cailletaud G. et Pineau A. (1994). Modélisation des effets mécaniques des transformations de phases pour le calcul de structures. *Journal de Physique IV*, 4, C3, p. 227-232.
- [Zha93] Zhang J. (1993). *Influence de la contrainte sur la transformation martensitique d'alliages Fe-Ni-C*. Thèse de doctorat de l'INPL, Nancy.

CHAPITRE 3

Caractéristiques expérimentales du comportement mécanique

SOMMAIRE

3.1. Introduction	100
3.2. Caractéristiques des aciers Inox 304L et TRIP 800	100
3.3. Essais mécaniques.....	103
3.3.1. Essais monotones	103
3.3.1.1. Traction uniaxiale	103
3.3.1.2. Traction équibiaxiale	113
3.3.1.3. Essai Meuwissen.....	123
3.3.2. Essais séquentiels.....	129
3.3.2.1. Traction - compression	129
3.3.2.2. Cisaillement - cisaillement inverse	133
3.3.3. Essais d'emboutissage.....	137
3.3.3.1. Emboutissage de l'acier Inox 304L	137
3.3.3.2. Emboutissage de l'acier TRIP 800	144
3.4. Conclusions	149

3.1. Introduction

Dans ce chapitre, deux types d'aciers à transformation martensitique ont été testés afin d'étudier leurs comportements mécaniques : deux nuances d'acier inoxydable 304L, entièrement austénitique à température ambiante (acier fortement allié : Fe-Cr-Ni), et un acier au silicium, désigné TRIP 800, plus faiblement allié et multiphasé (partiellement austénitique). Plusieurs travaux expérimentaux ont été réalisés pour caractériser le comportement mécanique de ces aciers sous chargements simples et complexes [Mar03], [Kha04], [Ber06], [Gal05], [Pet06].

L'étude du comportement mécanique de ces aciers a été effectuée principalement par l'intermédiaire de différents essais mécaniques : traction uniaxiale (homogène), traction-compression, cisaillement-cisaillement inverse, traction équibiaxiale et sur éprouvette dite Meuwissen (une nouvelle géométrie optimisée). Et enfin, des essais d'emboutissage de type MARCINIAK et NAKAZIMA ont également été réalisés. Les essais ont été dépouillés de deux manières, soit comme des essais homogènes donnant accès au comportement moyen d'un Volume Élémentaire Représentatif du matériau, soit comme des essais sur structures. Dans ce cas, les hétérogénéités de déformations sont analysées sur une surface assez grande et les résultats sont présentés sous forme de champs de valeurs mesurées par corrélation d'images 2D ou 3D.

La caractérisation expérimentale de ces aciers, au comportement mécanique complexe, a nécessité de proposer, concevoir et optimiser des configurations d'essais permettant des sollicitations séquentielles sur des tôles de faible épaisseur (par exemple traction et compression). Certains montages d'essais ont été entièrement conçus et réalisés pendant cette thèse. Pour chaque essai des contraintes de réalisation liées à la volonté de toujours avoir une vue sur la partie déformée de l'échantillon se sont rajoutées aux contraintes mécaniques. Pour certaines sollicitations, le fait que l'éprouvette soit mince a également induit des contraintes supplémentaires.

Les différents résultats expérimentaux aideront soit à identifier soit à valider les paramètres des modèles proposés pour chaque acier.

3.2. Caractéristiques des aciers Inox 304L et TRIP 800

Les matériaux étudiés se présentent sous forme de tôles minces. Les tôles d'acier inoxydable, de nuance Inox 304L, ont été achetées directement ou indirectement à la société Thyssen Krupp. Les tôles d'acier de dénomination commerciale TRIP 800 ont été mises à la disposition du laboratoire par la Société ARCELOR- Mittal.

- **Composition chimique**

- ▶ **Acier Inox 304L**

La composition chimique standard des deux aciers inoxydables Inox 304L, utilisés dans ces travaux, est donnée dans le tableau 3.1. Cette nuance est relativement instable à température ambiante du fait de la faible présence de nickel. Les aciers Inox 304 possèdent une faible teneur en carbone dans l'austénite, cette teneur est un paramètre métallurgique important intervenant dans les mécanismes de transformation.

L'acier Inox 304L-Cu se présente sous forme de tôles laminées à froid d'épaisseur 1,5 mm dans un état final recuit brillant. L'épaisseur des tôles de l'acier 304L est seulement de 1mm, ce qui a posé un certain nombre de problèmes lors de la mise en place de certains montages d'essais. Les comportements des deux nuances diffèrent sensiblement (voir leur comportement en traction). Le comportement de l'Inox 304L n'est pas conforme à ce qui est attendu pour un acier de ce type.

Désignation	AISI	304L	304L-Cu
	EURONORM (EN)	X2CrNi 18 9 (1.4307)	X6CrNi Cu 18 9 4 (1.4105)
Composition chimique	C	0,022	≤ 0,03
	Si	0,45	≤ 1
	Mn	1,31	≤ 2
	P	0,025	≤ 0,04
	S	0,005	≤ 0,03
	Cr	18,18	17/18,5
	Ni	8,04	8,5/10
	N	0,056	-
	Mo	-	≤ 0,60
	Cu	-	3/4

Tableau 3.1 : Composition chimique (% pds) des deux nuances d'Inox 304L (100% austénitiques).

► Acier TRIP 800

Les différentes nuances d'aciers à effet TRIP multiphasés diffèrent par leur composition chimique et donc par les proportions entre les phases. Le tableau 3.2 donne la composition chimique ainsi que les phases et leur proportion respective. Cet acier TRIP 800, d'épaisseur 1,5 mm, a une résistance maximale en traction de 800 MPa, comme indiqué par son nom. Des essais de calorimétrie et de dosage magnétique après trempe à l'azote, effectués par Arcelor Research, ainsi que l'analyse des courbes de traction en température ont permis d'établir les températures critiques suivantes pour cet acier TRIP 800 : $M_s = -90^\circ C$, $M_s^\sigma = -20^\circ C$ et $M_d > 180^\circ C$.

Type	Composition (% pds)			Fraction de phase (%)			
	C	Mn	Si	Austénite	Ferrite	Bainite	Martensite
TRIP 800	0,2	1,65	1,65	17 (avec 1,14% pds C)	70-73	10-13	-

Tableau 3.2 : Composition chimique – dosage de phase – teneur en carbone de l'austénite des aciers TRIP800 multiphasés.

• Micrographies initiales

De part la présence de plusieurs phases, les aciers TRIP multiphasés présentent des caractéristiques microstructurales différentes de celles de l'acier inoxydable austénitique Inox 304.

► Acier Inox 304L

Une micrographie de l'acier inoxydable entièrement austénitique Inox 304L obtenue après polissage et attaque électrolytique est présentée Figure 3.1. Dans cet acier la taille des grains d'austénite est comprise entre 20 et 25 μm , alors que dans les aciers multiphasés, elle est d'environ 2 μm . La température de transformation M_s de cet acier est proche de $-190^\circ C$.

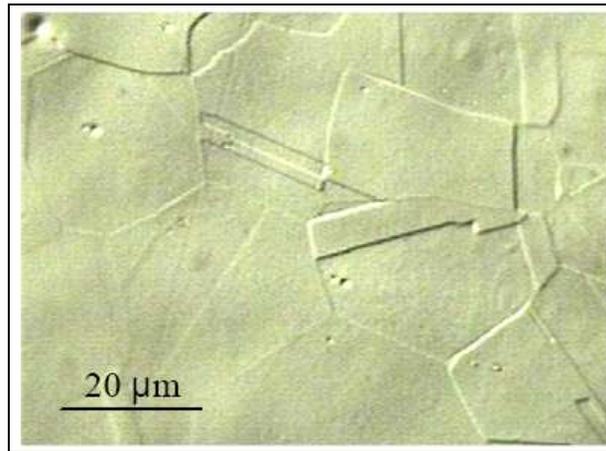


Figure 3.1 : Micrographie optique réalisée sur la nuance Inoxydable 304L à l'état initial [Ser06].

► Acier TRIP 800

La microstructure de l'acier TRIP800 (Figure 3.1 [Kub04]) a été révélée suite à une attaque « Le Pera ». Les différentes phases en présence se distinguent facilement grâce à leur couleur. En effet, la ferrite apparaît en bleu-vert, l'austénite résiduelle en blanc et la bainite en brun. La taille des grains ferritiques est d'environ 5 µm. Les grains d'austénite résiduelle les plus larges se situent aux joints de grains ferritiques où ils forment des amas de quelques micromètres. Certains grains austénitiques ont une forme lenticulaire. Des îlots austénitiques sont également visibles au sein des grains ferritiques, leur taille est plus faible (environ 1 µm). La bainite, issue de la transformation de l'austénite résiduelle lors du maintien à 400°C dans son processus de fabrication, se localise au niveau des grains austénitiques sous forme lenticulaire (obtention des aciers multiphasés et traitement thermique [Kub04]).

L'analyse d'images à partir du logiciel Aphélon a permis de mesurer les taux des phases en présence. Le taux d'austénite mesuré est de 16 ± 1 %. L'analyse de phases par diffraction de rayons X donne elle aussi un taux d'austénite résiduelle de 16 ± 1 %. Ces deux résultats sont en accord avec la fraction d'austénite résiduelle de 17%, donnée par ARCELOR- Mittal le fournisseur du matériau. Une mesure au microscope électronique à balayage suite à une attaque au Nital ainsi que des mesures EBSD a confirmé cette analyse [Ser06].

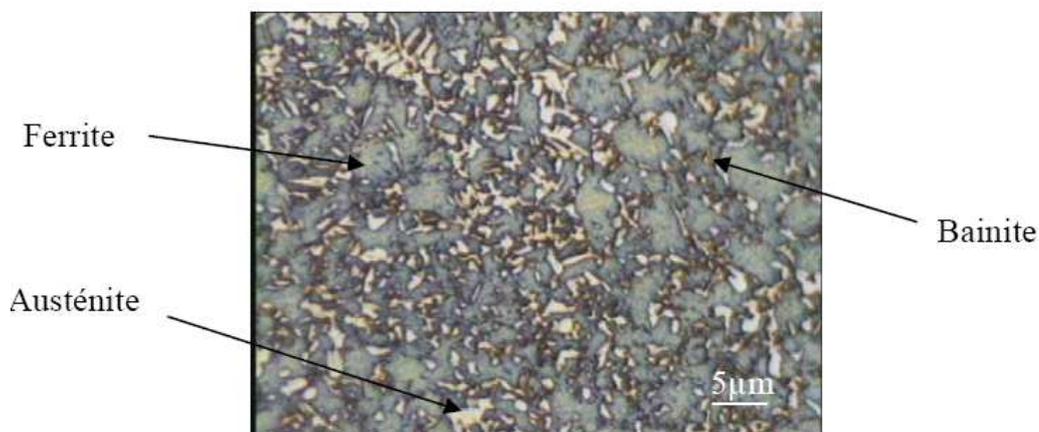


Figure 3.2 : Micrographie d'un échantillon d'acier TRIP 800 à l'état initial [Kub04].

3.3. Essais mécaniques

Cette partie est consacrée à la caractérisation du comportement élastoplastique des aciers à effet TRIP de cette étude sous chargements monotones et séquentiels. Les essais mécaniques, toujours réalisés à de faibles vitesses de déformation (essais quasi statiques) mais sous différentes sollicitations, ont été réalisés sur des éprouvettes généralement usinées par jet d'eau dans les tôles des trois aciers présentés précédemment. Il faut distinguer dans cette liste les essais simples, qui n'ont demandés aucun développement spécifique, des essais plus complexes pour lesquels des développements plus ou moins longs ont été nécessaires. L'optimisation d'une nouvelle géométrie d'éprouvette (telle que celle dite de Meuwissen) n'a demandé que des calculs par éléments finis, alors que pour les essais séquentiels (traction – compression et cisaillement - cisaillement inverse) les montages et les éprouvettes ont été conçus et réalisés.

Les essais réalisés dans cette étude sont exposés dans le tableau récapitulatif 3.3.

	Essais monotones			Essais séquentiels		Essais d'emboutissage	
	Traction simple	Meuwissen	TEB	TU-Compression	Cisaillement-Cisaillement inverse	Nakazima	Marciniak
Inox 304L	Oui	Oui	----	----	----	Oui	Oui
Inox 304L_Cu	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	----	----
TRIP800	Oui	Oui	Oui	Oui	Oui	----	Oui

Tableau 3.3 : Tableau récapitulatif des essais mécaniques réalisés.

3.3.1. Essais monotones

Les essais de traction monotone sur éprouvettes haltères ont été réalisés essentiellement afin de déterminer le comportement moyen des différents aciers de l'étude sous sollicitation monotone. Mais, des sollicitations monotones ont aussi été appliquées sur des éprouvettes de géométries plus complexes : éprouvettes en croix pour traction équibiaxiale et éprouvettes à entailles non symétriques (type Meuwissen).

3.3.1.1. Traction uniaxiale

Pour chaque direction et chaque acier (« Inox 304L », « Inox 304L-Cu » et « TRIP 800 »), une série de trois essais de traction sur éprouvettes haltères (géométrie Figure 3.3) a été réalisée. Toutes les conditions expérimentales étaient identiques pour l'ensemble de ces essais monotones.

- Essais de traction avec extensomètre

Les éprouvettes ont été découpées par l'action d'un jet fluide hyperbar. Ce procédé, utilisé pour la réalisation de l'ensemble des éprouvettes permet d'éviter au maximum les contraintes résiduelles, non négligeables dans le cas d'un usinage à l'outil ou d'une découpe laser : pas d'effort de coupe, pas de déformation de l'éprouvette. Le principe de base de cette découpe consiste à projeter de l'eau à très

grande vitesse (600 à 900 m/s, soit 2 à 3 fois la vitesse du son). Comprimée par l'intermédiaire d'une pompe à très haute pression (2000 à 4000 bars), l'eau est ensuite dirigée vers un accumulateur puis propulsée à travers une buse de diamètre 0,1 à 0,4 mm. Les découpes ont été réalisées avec finesse dans des plaques d'épaisseur 1 ou 1,5mm et suivant trois directions : direction de laminage L (0°), direction transversale T (90°) et direction diagonale Q, c'est-à-dire à 45° par rapport à la direction de laminage. La géométrie des éprouvettes de traction et de traction-compression est reportée Figure 3.3.

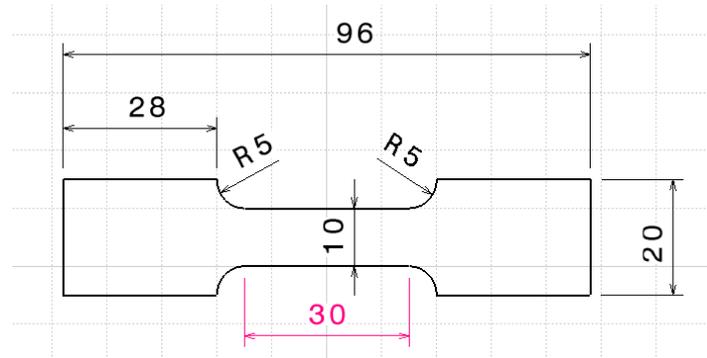


Figure 3.3 : Géométrie des éprouvettes de traction et de traction-compression (dimensions en mm).

Les essais de traction uniaxiale ont été effectués sur une machine d'essais électromécanique « MTS », du Laboratoire de Physique et de Mécanique des Matériaux (LPMM) (Figure 3.4) d'une capacité de 100kN. Les essais ont été pilotés à une vitesse de déplacement de traverse constante égale à 0,5 mm/min et à température ambiante. La section de l'éprouvette dans sa partie calibrée est de 300 mm². Aussi longtemps que l'essai reste homogène, la vitesse de déformation est à peu près $2,8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Les essais sont donc considérés comme quasistatiques. Les déformations ont été mesurées par un extensomètre « MTS » de longueur de jauge 25 millimètres (Figure 3.4).

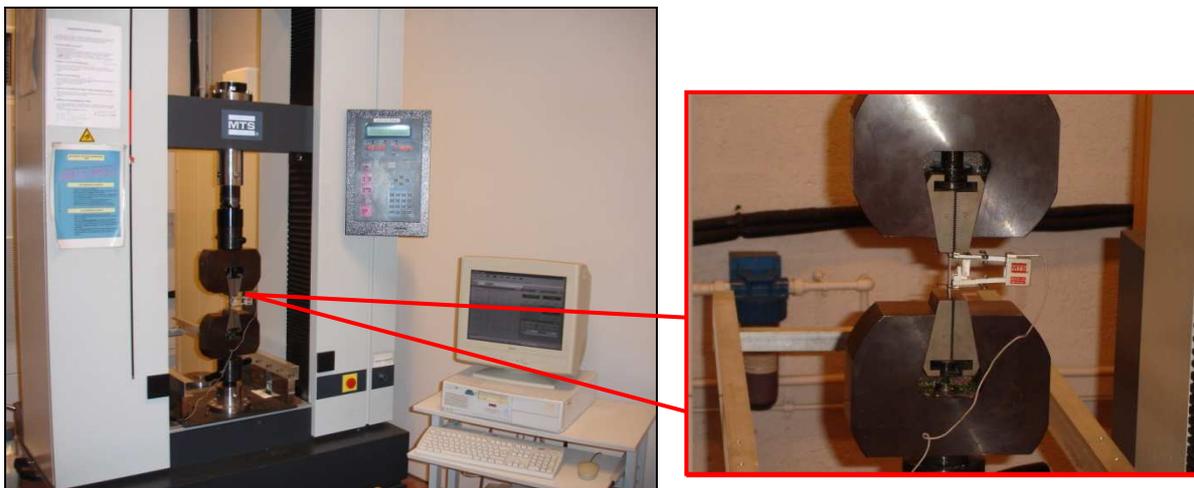


Figure 3.4 : Dispositif expérimental pour les essais de traction simple sur machine « MTS ».

Les courbes de traction de chaque acier, dans les trois directions, à température ambiante, sont représentées sur les Figures 3.5, 3.6 et 3.7. Ces courbes de comportement dans les trois directions montrent que le comportement de ces trois aciers est quasi isotrope, il sera donc considéré comme tel par la suite.

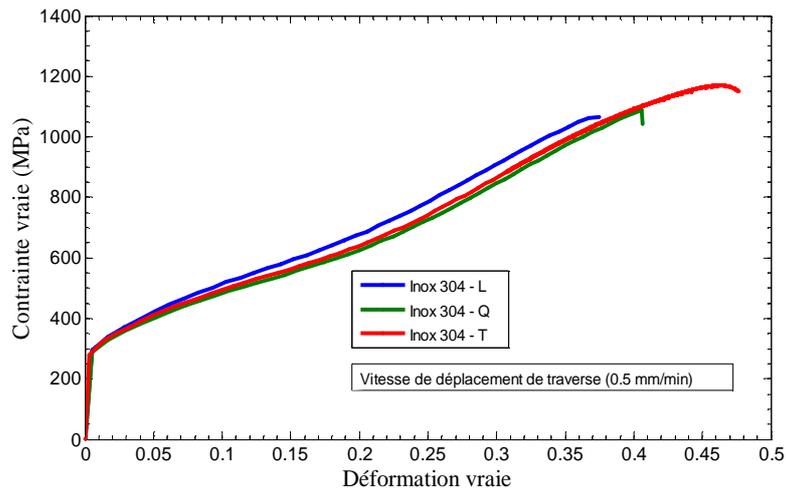


Figure 3.5 : Comportement en traction uniaxiale monotone de l'acier Inox 304L, dans les directions *L*, *Q*, et *T* : comportement quasi isotrope. Déformations logarithmiques mesurées par extensométrie.

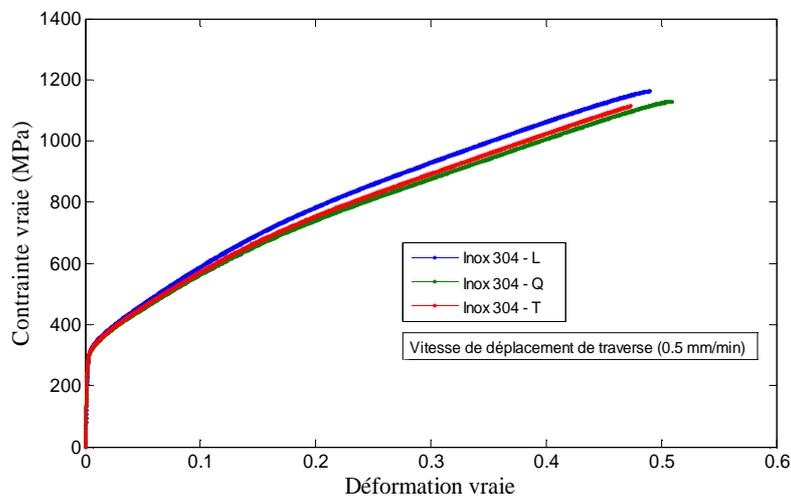


Figure 3.6 : Comportement en traction uniaxiale de l'acier Inox 304L-Cu, dans les directions *L*, *Q*, et *T* : comportement quasi isotrope. Déformations logarithmiques mesurées par extensométrie.

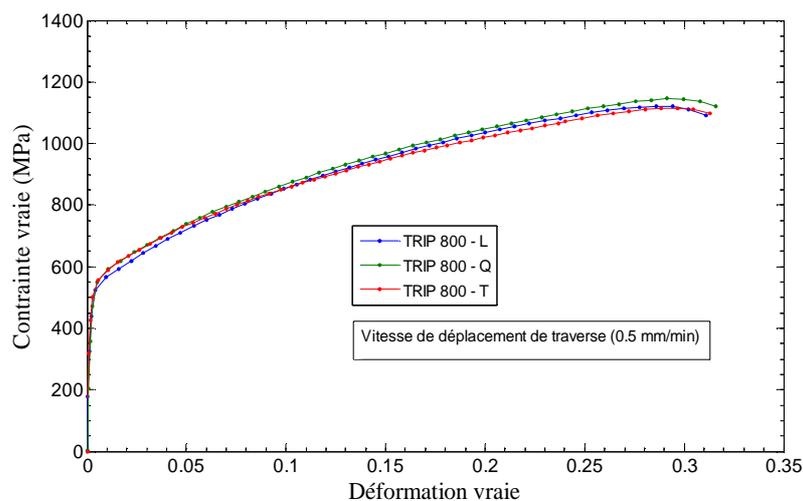


Figure 3.7 : Comportement en traction uniaxiale monotone de l'acier TRIP 800, dans les directions *L*, *Q*, et *T* : comportement quasi isotrope. Déformations logarithmiques mesurées par extensométrie.

L'influence de l'effet TRIP sur le comportement de l'acier Inox 304L est plus prononcée que sur celui des aciers Inox 304 L-Cu et TRIP 800. Cela s'explique par la composition chimique des trois aciers.

Les aciers Inox 304L sont entièrement austénitiques, alors que l'acier TRIP 800 lui ne contient que 17% d'austénite, donc la part de matériau susceptible de se transformer est beaucoup plus élevée dans les aciers Inox 304L. La différence entre les deux aciers inox est au niveau de l'apparition de la transformation martensitique. La transformation de phase commence à peu près au niveau de la limite d'élasticité pour l'acier Inox 304L-Cu (Figure 3.6) alors qu'elle est retardée vers une déformation totale de 17 ou 18% dans l'acier Inox 304L (Figure 3.5). L'Inox 304L-Cu a des possibilités de déformations à froid supérieures à celles de la nuance Inox 304L (grâce à l'addition de cuivre).

- **Essais de traction avec corrélation d'images**

Afin d'évaluer plus précisément les déformations et de vérifier leur homogénéité spatiale, une seconde série d'essais de traction a été réalisée en utilisant cette fois-ci des mesures de champs de déplacements et de déformations par corrélation d'images. Les logiciels « Correli_Q4 » ou « Vic-2D » (présentés au chapitre 1) ont été utilisés pour la corrélation d'images.

La comparaison des déformations (courbes de comportement en traction) obtenues par les deux méthodes de mesure, extensométrie et corrélation d'images, a été utile pour valider la démarche expérimentale entreprise : le nouveau montage d'essai et la maîtrise des techniques de mesure de champs. La comparaison des deux techniques de mesures a déjà fait l'objet de plusieurs publications : [DTC+03] par exemple. Ces essais, comme les précédents, ont été menés jusqu'à rupture de l'éprouvette : au-delà l'apparition de la striction.

La procédure expérimentale de ces essais comporte trois étapes :

1. **Préparation des échantillons**

Une des conditions nécessaires à l'utilisation de la corrélation d'images est d'avoir une surface avec un contraste de niveau de gris de « bonne qualité ». C'est pourquoi, il a été décidé d'appliquer un marquage artificiel sur la surface des éprouvettes par projection de peintures. En premier, un fond de peinture blanche, assez épais pour avoir une couleur uniforme, est réalisé à l'aide d'une bombe aérosol. Ensuite, des gouttelettes de peinture noire sont projetées à l'aide d'un aérographe « Paasche ». Les taches noires qui se détachent sur le fond blanc ont un diamètre de 10 μm à 500 μm . Les taches les plus grosses ne doivent pas dépasser la taille d'un pattern, c'est à dire ici 16 par 16 pixels. Les plus fines ne doivent pas faire moins de 2 pixels fois 2 pixels. Il est toujours possible de jouer sur la taille des taches en augmentant ou en diminuant le grossissement du système optique d'observation et/ou sur la distance entre l'éprouvette et l'objectif. Avant l'application du mouchetis, les éprouvettes ont été nettoyées et dégraissées pour assurer un bon accrochage de la peinture sur la tôle.

Les deux peintures sont mates, afin d'éviter que l'échantillon ne réfléchisse les rayons lumineux, et que certains pixels de l'image ne soient saturés en lumière. Il faut veiller scrupuleusement à ce que la taille et la densité des taches conduisent à un mouchetis de bonne qualité. En effet, si les taches sont trop grosses ou trop denses (avec des zones de recouvrements), ou à l'inverse si les taches sont trop petites ou pas assez denses, le discernement des images les unes des autres ne s'effectuera pas clairement et la corrélation échouera dans les zones pas assez contrastées.

Le mouchetis (Figure 3.8) a été appliqué une à plusieurs heures avant l'essai, sans dépasser une journée. Le temps de séchage de la peinture est important, plus il est élevé, moins la peinture accepte de suivre les déformations de l'éprouvette. Elle risque de se craqueler dès le début de l'application du chargement. De même, quand les déformations sont trop grandes, le mouchetis a tendance à se décoller et/ou à s'écailler.

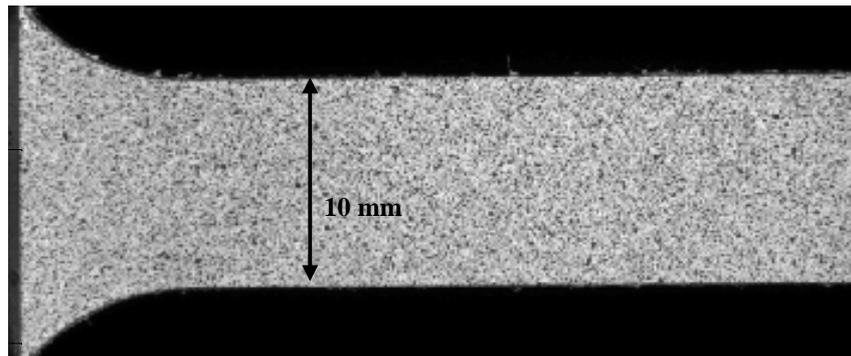


Figure 3.8 : Mouchetis artificiel réalisé avec un aérographe sur une éprouvette de traction.

2. Validation du mouchetis, sollicitation mécanique et acquisition des images

La procédure expérimentale est la même que celle présentée pour les essais de traction avec extensomètres : même géométrie d'éprouvettes, essais pilotés avec une vitesse de déplacement de traverse de 0,5 mm/min. Le schéma du dispositif d'acquisition des images et des données est celui de la Figure 3.9.

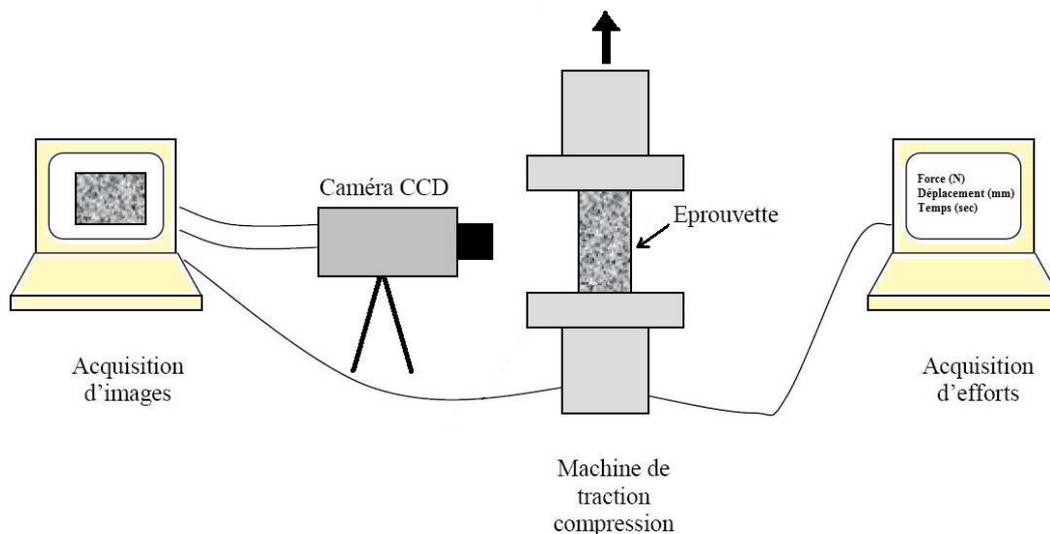


Figure 3.9 : Schéma du dispositif d'essai de traction avec corrélations d'images.

Les images en noir et blanc sont acquises à l'aide d'une caméra numérique refroidie par effet Peltier. La caméra est reliée à un ordinateur qui assure son pilotage et le stockage des images. La caméra numérise les images sur 12 bits puis les convertit sur 16 bits (.tiff). Le logiciel d'acquisition déclenche la capture des images à une cadence constante définie par l'intervalle de temps entre deux images successives. Le capteur CCD de 2/3 de pouces comporte 1376*1040 pixels. La taille d'un pixel sur l'image varie selon la distance entre le capteur et l'éprouvette et selon l'objectif monté sur la caméra. Pour les essais de traction, les prises de vue se font à une distance focale minimale de 200 mm, ce qui donne une taille de pixel de l'ordre de 0,05 mm.

Un projecteur de lumière blanche (de puissance 400 W) est utilisé pour assurer un bon éclairage de la zone calibrée de l'éprouvette. Il doit être positionné correctement par rapport au dispositif d'essai, pour assurer la qualité des résultats (étalement des niveaux de gris). Une « bonne » distribution de niveaux de gris est une distribution presque aléatoire, donc suivant approximativement une loi de Gauss, comme sur l'exemple des Figures 3.10 et 3.11.

Avant le lancement de l'essai mécanique, il est préférable de prendre une image de référence de la zone utile et d'analyser la qualité de cette image (du mouchetis), ce qui est possible avec le logiciel

Corréli-Q4. Avant tout, cette analyse permet de savoir quelle taille d'imagette assurera une corrélation sur l'ensemble de la zone utile (convergence). Si ce sont les gradients de déformations qu'il faut mettre en évidence, il faut choisir la taille de pattern acceptable la plus petite. Si c'est la précision de la mesure locale qui est importante, un pattern plus grand améliore sensiblement la précision sur les déplacements et déformations mesurées.

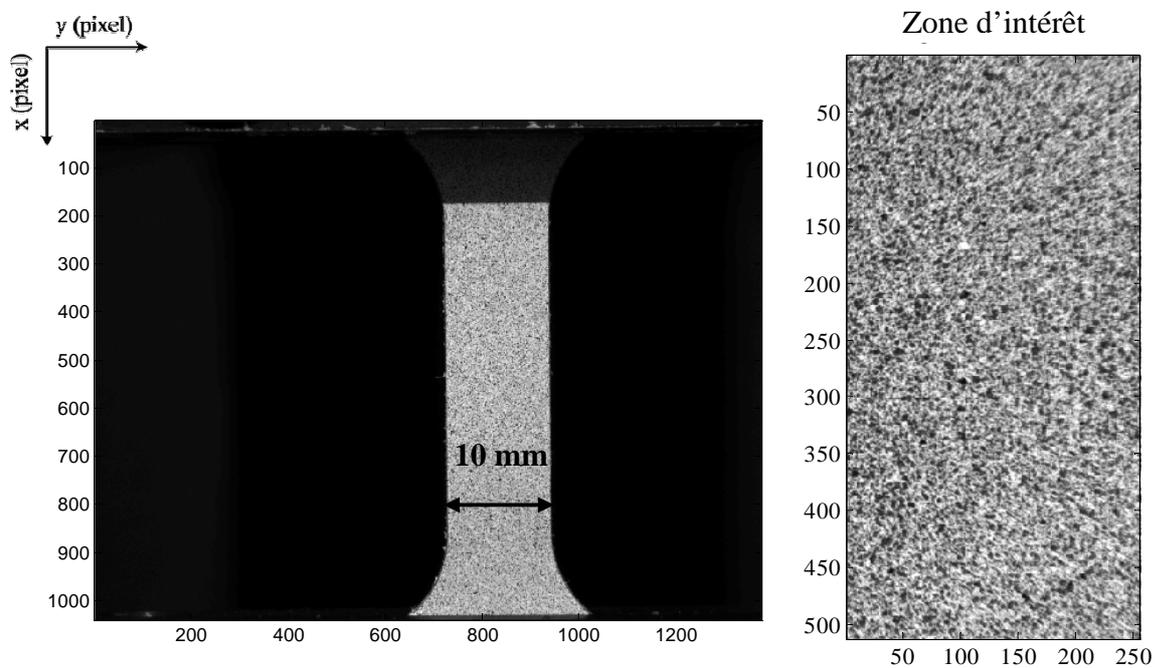


Figure 3.10 : Exemple de mouchetis sur une éprouvette de traction : axe de traction vertical, largeur de l'échantillon 10 mm, taille du pixel 0,0469 mm.

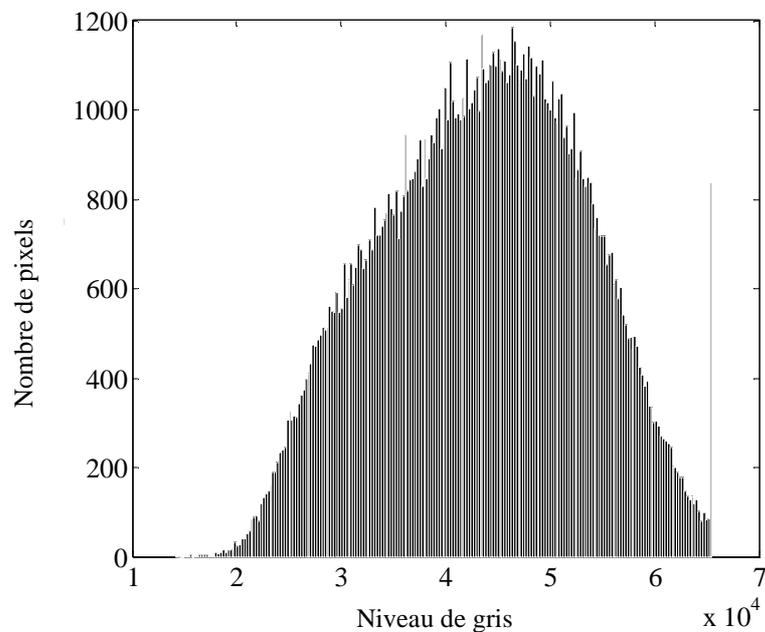


Figure 3.11 : Histogramme des niveaux de gris de la zone d'intérêt de la Figure 3.10.

3. Traitement des données et calcul des champs de déformations

Les champs de déplacements et de déformations entre l'image de référence et chacune (ou quelques) images déformées sont calculées en post-traitement. La taille de ROI «Region Of Interest», taille de la

zone sur laquelle sont calculés les champs, a été choisie de manière à obtenir un calcul sur la surface de l'éprouvette la plus grande possible, soit environ 10 mm x 30 mm. La taille du pattern est de 16 pixels soit 0,75 mm et l'espacement entre deux patterns de 16 pixels également (le pas). Cette taille, assez petite, a été choisie de manière à pouvoir à la fois vérifier l'homogénéité des déformations en traction et aussi quantifier les éventuelles hétérogénéités lors des autres essais mécaniques.

Dans la version Q4 de Correli, le pas ne peut pas être choisi, il est automatiquement égal à la taille de l'imagette : les imagettes sont jointives, elles ne se recouvrent pas. Chaque mesure est indépendante de ses voisines. Avec Vic2D, le pas peut prendre n'importe quelle valeur, inférieure à la taille du pattern. Les points de calculs sont ainsi plus nombreux et les champs résultats plus ou moins lissés.

Le calcul de corrélation terminé, la commande « gauge » peut être exécutée afin de calculer des valeurs de déformations moyennes sur des zones désignées dans la ROI. Les valeurs alors recueillies correspondent aux valeurs moyennes calculées de chaque déformation sur l'ensemble de la zone désignée. Le terme de jauge virtuelle est aussi régulièrement employé pour désigner ce post-traitement de la corrélation.

- **Précision sur les mesures de déplacements et de déformations par corrélation d'images**

La partie analyse de « la texture » du mouchetis du logiciel Correli_Q4 donne à partir de déplacements de l'image effectués numériquement la résolution théorique en déplacement qui sera atteinte suivant la taille de l'imagette choisie par l'utilisateur pour faire les calculs de corrélation (Figure 3.12). Pour une imagette de 16 x 16 pixels le plus petit déplacement mesurable (δ_u) est ainsi de 3.10^{-5} pixels, ce qui représente environ $1,4 \cdot 10^{-6}$ mm. Pour la même taille d'imagette, l'erreur absolue théorique sur la mesure du déplacement (σ_u) est d'environ $2,1 \cdot 10^{-3}$ pixels soit 10^{-4} mm. L'erreur théorique sur la mesure de déformation est donnée par l'équation : $\sigma_\epsilon = \sqrt{2} \frac{\sigma_u}{l} = 2.10^{-4}$. Cependant, les valeurs d'erreurs données ci-dessus ne sont que des valeurs théoriques qui supposent par exemple qu'il n'y ait pas de variations de l'éclairage (conservation du flux optique), pas de vibrations de l'éprouvette ou de la caméra, pas de distorsions optiques dans l'objectif, etc.

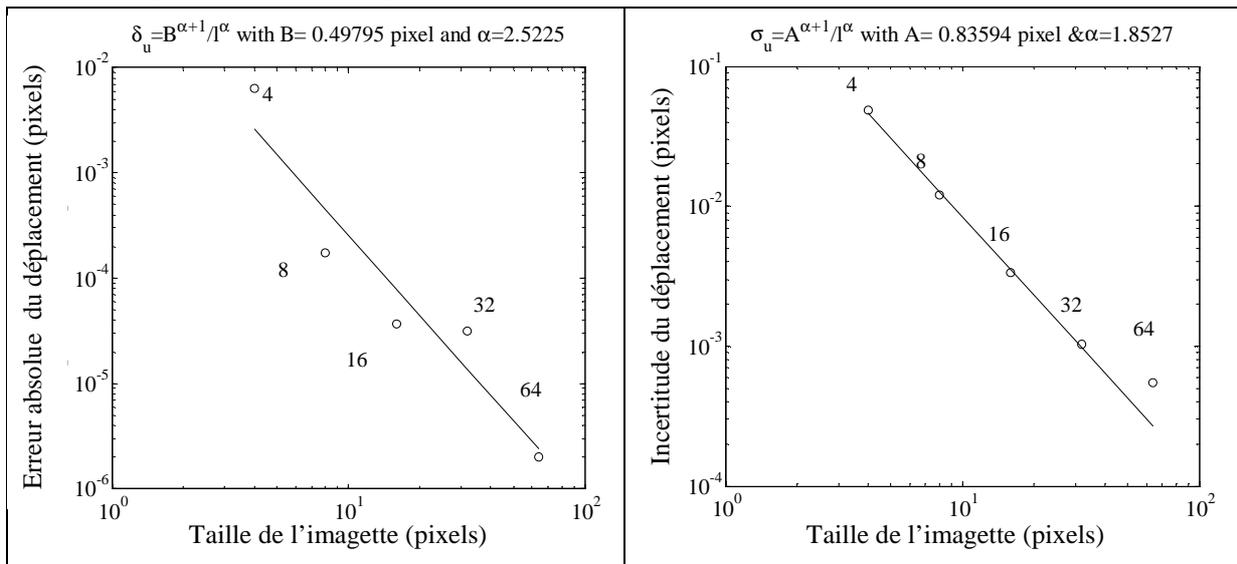


Figure 3.12 : Valeurs du plus petit déplacement mesurable (δ_u) et de l'incertitude sur le déplacement (σ_u), en fonction de la taille de l'imagette. Valeurs théoriques Correli_Q4, sur mouchetis Figure 3.10.

Or, les sources d'erreur sur la mesure de déformations sont nombreuses et pas forcément toutes facilement quantifiables individuellement. Elles peuvent être estimées, toutes ensemble, en faisant des mesures de déformation sur des images prises lors de mouvements de corps rigide d'une

éprouvette (translation ou rotation). Les déformations mesurées, qui devraient être nulles, donnent une valeur de l'erreur commise lors d'une mesure réelle.

Dans ce but, un déplacement de corps rigide a été imposé à une des éprouvettes de traction, puis mesuré par corrélation d'images. La Figure 3.13 montre les valeurs des champs de déformations pour un déplacement proche d'une translation verticale d'une éprouvette de traction. Les déformations lues sur ces figures correspondent à une estimation de l'erreur réelle en déformation : $2 \cdot 10^{-3}$. L'erreur « pratique » est assez souvent 10 fois plus élevée que l'erreur théorique donnée par Correli-Q4.

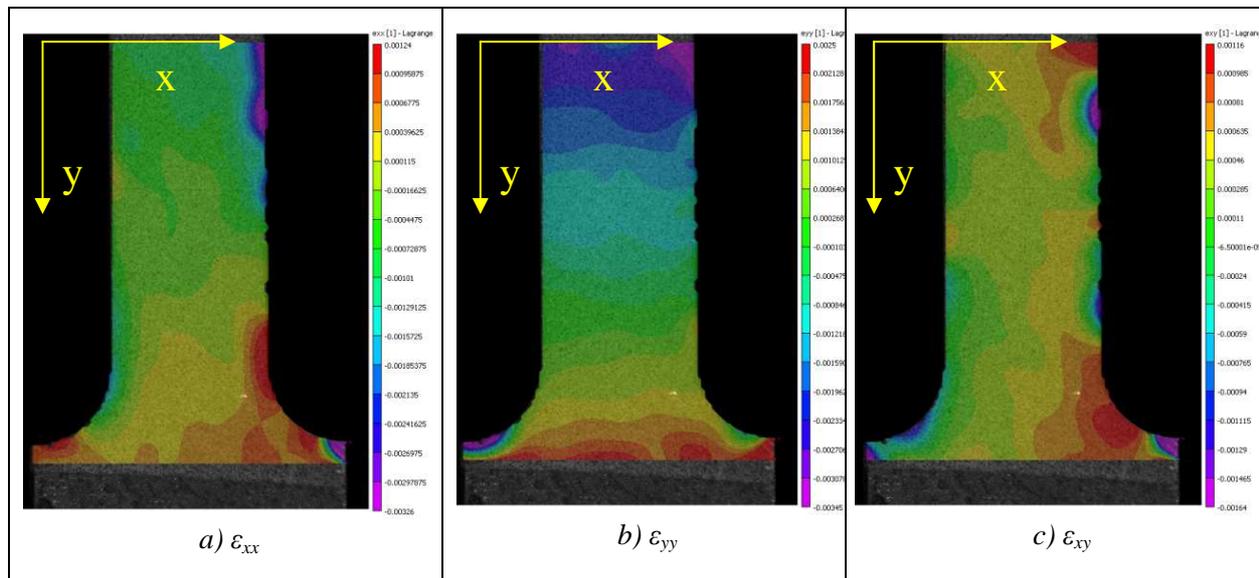


Figure 3.13 : Champs de déformations calculés pour un déplacement de corps rigide de l'éprouvette de 4 mm. Calculs Vic-2D : taille de l'imagette 16 pixels et espacement entre imagettes 16 pixels, taille du pixel 0,0438 mm.

Il est évident que les valeurs, obtenues et reportées ici, dépendent des conditions expérimentales : du mouchetis déposé sur l'éprouvette et des conditions d'éclairage, des conditions de prise de vue et des mouvements réels de l'éprouvette. Peuvent exister des mouvements hors plan ou des perturbations liés aux vibrations de la machine d'essais, etc. Cependant, les conditions expérimentales sont souvent très proches de celles qui ont été adoptées ici et donc l'erreur en déformation de $2 \cdot 10^{-3}$ est du bon ordre de grandeur.

- **Validation de la procédure expérimentale**

Une jauge virtuelle recouvrant une zone d'environ 5 mm x 5 mm placée au centre de la partie calibrée de l'éprouvette a servi à donner les valeurs des déformations indiquées sur les Figures 3.14 à 3.18. Sur la zone, où est placée la jauge, les déformations sont quasiment uniformes.

Pour chaque essai, ce sont les valeurs de la déformation moyenne logarithmique ϵ_{yy} qui ont fait l'objet de la plus grande attention. Les images étant prises à des instants connus de l'essai, chaque image et donc chaque déformation moyenne est associée à un niveau de force (et donc de contrainte). Ceci permet de tracer des courbes de comportement en traction à partir des déformations mesurées par corrélation d'images.

Les Figures 3.14, 3.15 et 3.16 comparent les courbes obtenues par les trois méthodes de mesures des déformations : extensométrie, « Correli-Q4 » et « Vic-2D ». Comme attendu, quelque soit le matériau, l'écart entre les courbes est assez faible. Extensomètre et corrélation d'images donnent des valeurs de déformations très proches.

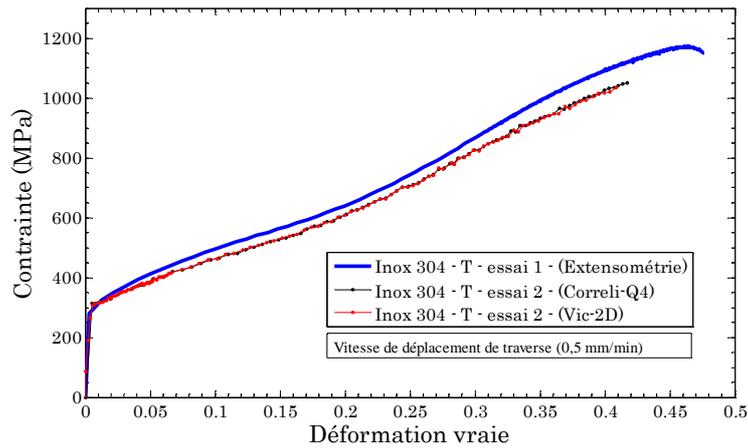


Figure 3.14 : Comportement en traction de l'acier Inox 304L : déformations logarithmiques mesurées par extensométrie ou par corrélation d'images (Correli-Q4 et Vic-2D).

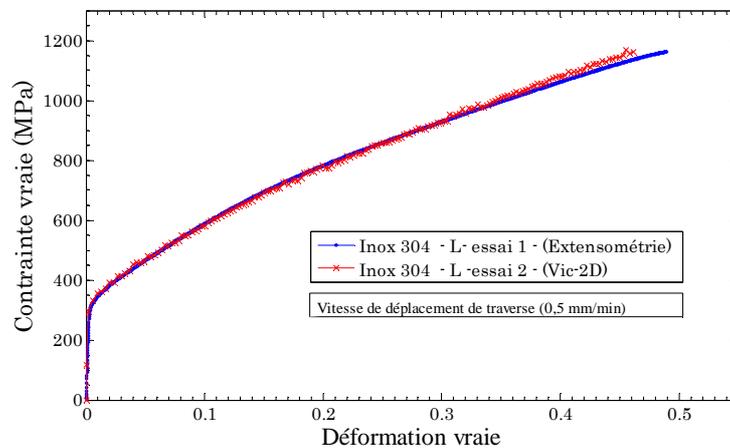


Figure 3.15 : Comportement en traction de l'acier Inox304L-Cu : déformations logarithmiques mesurées par extensométrie et par corrélation d'images (Vic-2D).

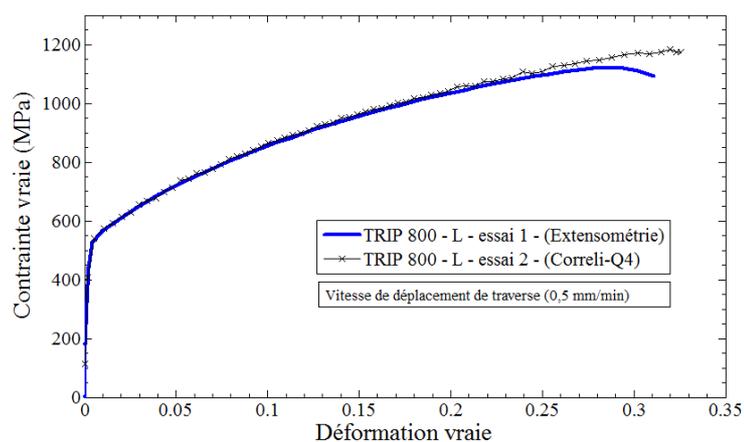


Figure 3.16 : Comportement en traction de l'acier TRIP 800 : déformation logarithmiques mesurée par extensométrie et par corrélation d'images (Correli-Q4).

Les essais avec extensomètre sur machine électromécanique équipés de mors autoserrants et les essais sur la plateforme avec le montage réalisé dans le cadre de cette étude sont en totale conformité. Il est possible de conclure à la validité de la démarche expérimentale et à celle du montage.

• **Coefficient de Lankford**

L'anisotropie du comportement élastoplastique d'une tôle est la combinaison d'une anisotropie initiale et d'une anisotropie induite, dues respectivement à la texture résultant des chargements thermomécaniques subis lors de l'élaboration et aux déformations plastiques de mise en forme. Sur une tôle plane, les directions matérielles L, T et z désignent respectivement la direction de laminage, la direction transverse et la direction normale au plan de la tôle (Figure 3.17). L'anisotropie est estimée par le coefficient de Lankford qui est le rapport entre les déformations plastiques dans les directions x et z lors d'une traction uniaxiale dans la direction y : $r = \frac{\epsilon_{xx}^p}{\epsilon_{zz}^p}$. Les déformations plastiques sont :

$$\epsilon_{xx}^p = \epsilon_{xx}^t + \nu \frac{\sigma_{yy}}{E} ; \epsilon_{yy}^p = \epsilon_{yy}^t - \frac{\sigma_{yy}}{E} ; \epsilon_{zz}^p = -(\epsilon_{xx}^p + \epsilon_{yy}^p)$$

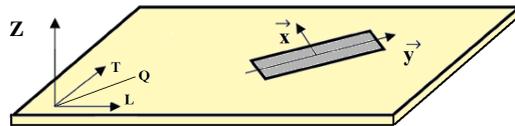


Figure 3.17 : Schéma d'une éprouvette de traction extraite d'une tôle : nom des directions associées.

Les coefficients de Lankford des trois aciers varient de façons quasi identiques (Figure 3.18). Les valeurs sont conformes aux valeurs trouvées dans la bibliographie [Ser06].

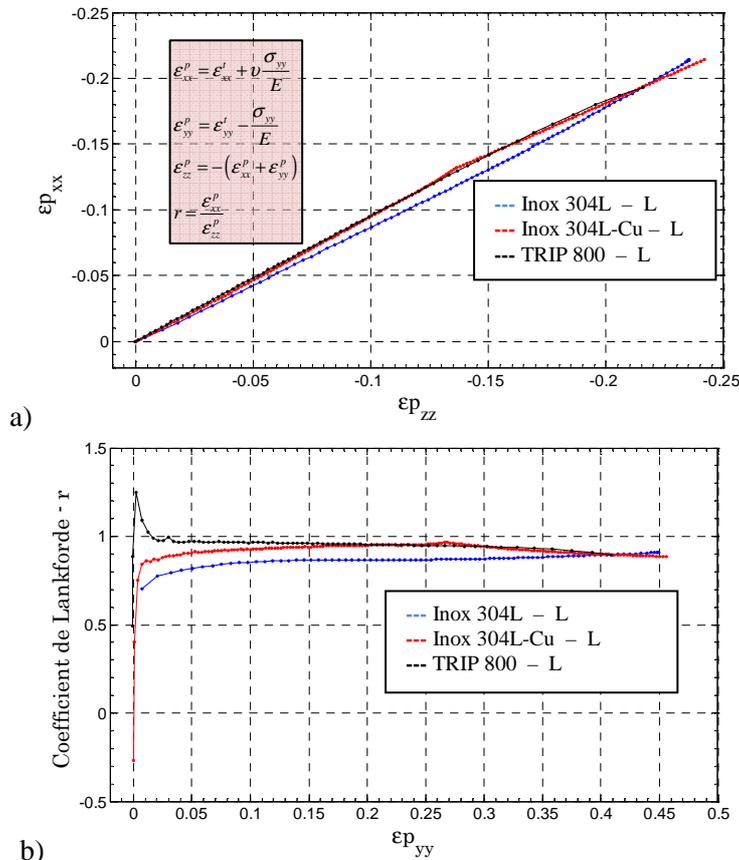


Figure 3.18 : Coefficients de Lankford des aciers Inox 304L, Inox 304L-Cu et TRIP 800 en traction : calculés à partir des déformations moyennes obtenues par corrélation d'images avec Vic-2D.

3.3.1.2. Traction équilibraxiale

Les essais de traction équilibraxiale sur les aciers Inox 304L-Cu et TRIP800 ont été réalisés en collaboration avec le Laboratoire de Mécanique et de Technologie de CACHAN (LMT-Cachan). La machine « ASTREE » mise à notre disposition est une machine hydraulique équipée de six vérins (Figure 3.19), placés dans trois directions de l'espace. Seuls les deux vérins de direction verticale (capacité ± 250 kN) et deux des quatre vérins horizontaux (capacité ± 100 kN) ont été utiles pour ces essais bidimensionnels. Les vérins de la machine sont munis de capteurs d'effort et de capteurs de déplacement. Les forces et les déplacements des vérins sont enregistrés en fonction du temps.

La méthode de corrélation d'images a également été appliquée pour déterminer les champs de déplacements et de déformations sur les éprouvettes en bi-traction. Le dispositif expérimental comporte, un appareil photo Canon, modèle EOS 350D, un système d'éclairage et un ordinateur pour l'enregistrement des images successives.

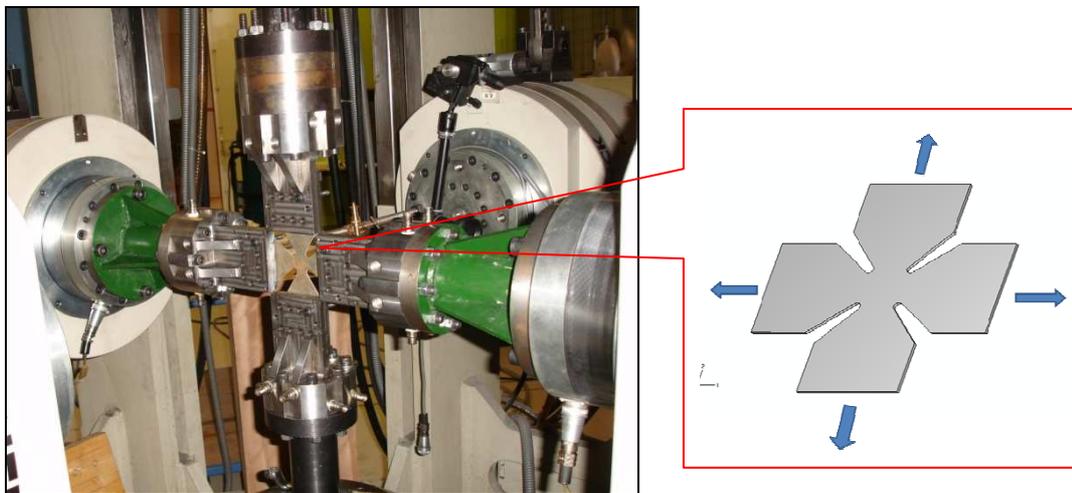


Figure 3.19 : Essai de traction équilibraxiale sur machine « ASTREE » au LMT Cachan.

La procédure d'essai est identique à celle des essais de traction uniaxiale. Les échantillons ont été découpés par jet d'eau (Figure 3.20). Leur géométrie a été optimisée par des calculs par éléments finis afin d'obtenir un champ de déformation équilibraxiale homogène sur une zone de 10×10 mm au centre (Figure 3.21). Le mouchetis de peinture a été appliqué en respectant la procédure déjà présentée.



Figure 3.20 : Découpe par jet d'eau des éprouvettes de traction équilibraxiale.

L'éprouvette est fixée avec la direction de laminage de la tôle coïncidente avec l'axe des vérins horizontaux. Le léger effet de l'anisotropie des tôles intervient toujours « dans le même sens ».

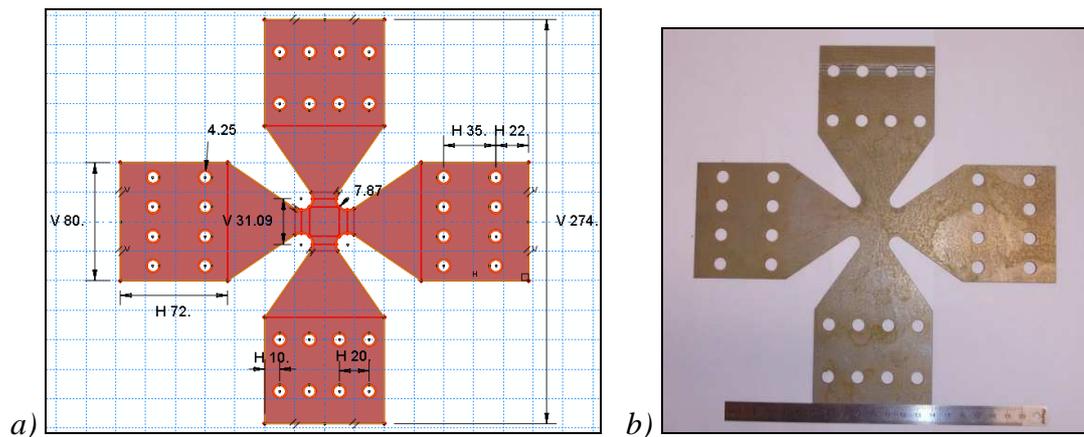


Figure 3.21 : Eprouvettes de traction équi-biaxiale

(a) géométrie optimisée (dimensions en mm) et (b) photo d'une éprouvette.

Tous les pilotages, les acquisitions d'efforts et de déplacements s'effectuent par l'intermédiaire d'un ordinateur. Après la mise en position de l'éprouvette sur la machine, l'appareil photo Canon est installé face à l'éprouvette. Chaque image comportent 1280*1024 pixels et est codée sur 12 bits. La prise d'images est déclenchée par l'ordinateur de pilotage de la machine, mais les images sont enregistrées sur un second ordinateur. Les essais de traction équi-biaxiale ont été pilotés en déplacements vérins. Une vitesse constante de 0,5 mm/min a été entrée en consigne (Figure 3.22).

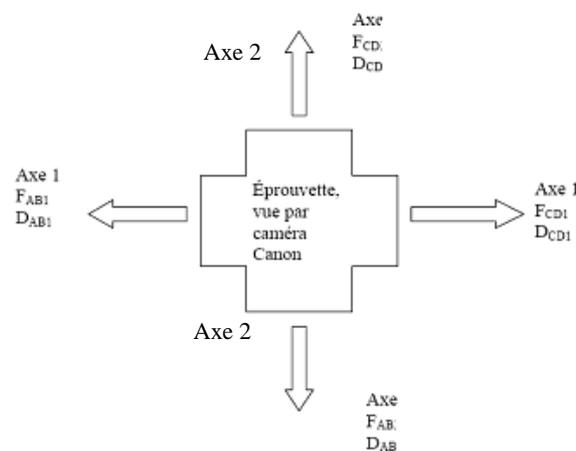


Figure 3.22 : Schéma des axes vérins de la machine utilisée.

Après avoir terminé l'ensemble des essais de traction équi-biaxiale, les données enregistrées ont été dépouillées. Pour chaque essai, sont disponibles les valeurs du temps, des déplacements et des forces pour chaque vérin ainsi que les images prises à des instants déterminés. La Figure 3.23 expose la méthode de calcul des contraintes conventionnelles pour ces essais de bitraction.

Les champs de déplacements et de déformations entre l'image de référence et chacune (ou quelques) images déformées sont calculées en post-traitement par « Correli-Q4 » et/ou « Vic-2D ». La taille de la zone, sur laquelle sont calculés les champs, a été choisie de manière à obtenir un calcul sur la surface (avec les déformations homogènes) de l'éprouvette la plus grande possible, soit environ 10 x 10 mm².

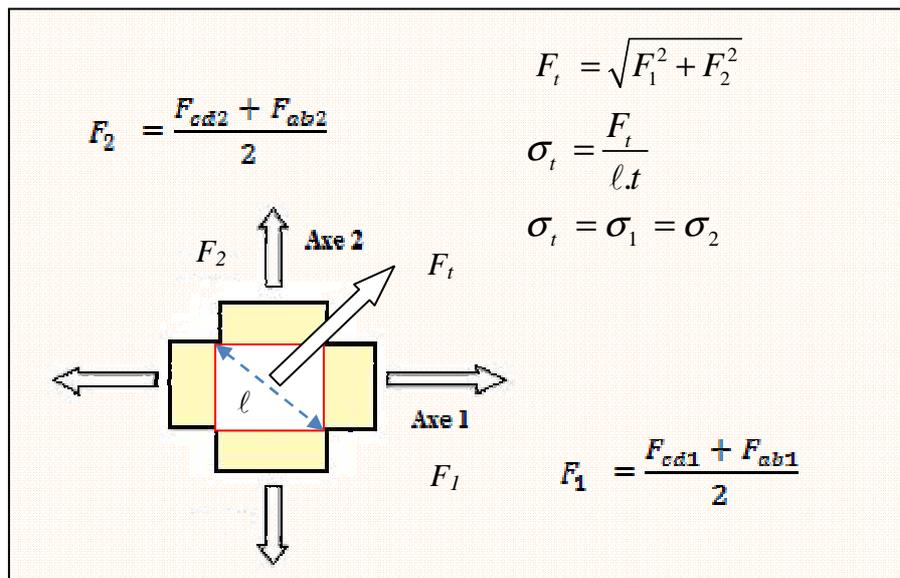


Figure 3.23 : Méthode de calcul de la contrainte de bi-traction (« t » épaisseur de la tôle).

Notations des efforts (F_{ij}) données sur la Figure 3.22.

- **Traction équi-biaxiale : résultats sur l'acier Inox 304L-Cu**

La Figure 3.24 montre l'évolution des forces en fonction de temps dans les quatre vérins pour l'acier Inox 304L-Cu. Il y a de légers écarts entre les forces exercées par ces 4 vérins. La Figure 3.25 reproduit les déformations logarithmiques dans les deux directions de l'éprouvette : la déformation suivant l'axe vertical (2) est plus importante que celle suivant l'axe horizontal (1). L'écart maximal relatif est de 3%. Les déformations de cette figure ont été calculées grâce à une jauge virtuelle carrée de 10 mm de côté occupant le centre de l'éprouvette. Forces et déformations ont été couplées par l'intermédiaire de la variable temps pour construire les courbes de comportement de la Figure 3.26. Les deux courbes représentent respectivement la contrainte en fonction de la déformation dans les deux directions de l'éprouvette, pour l'acier Inox 304L-Cu soumis à une traction biaxiale. La déformation maximale atteinte dans la partie centrale de l'éprouvette est d'environ 5%, soit environ un dixième des valeurs atteintes en traction uniaxiale.

La Figure 3.27 montre les champs de déplacements et de déformations logarithmiques dans les deux directions sur une grande partie de l'éprouvette. Ces champs ne révèlent pas de manière flagrante que la sollicitation n'est pas parfaitement symétrique entre les deux directions de l'éprouvette. Les déformations maximales de traction sont situées à la naissance des bras, là où la section des bras (et de l'éprouvette) est la plus faible et à proximité des bords. La rupture de l'éprouvette se produit donc toujours par rupture dans un des bras et non dans la partie centrale de l'éprouvette sollicitée en bi-traction. Les déformations de cisaillement (Figure 3.27-e) sont faibles en comparaison des déformations de traction. Elles sont maximales sur les bords en fond de rayon de raccordement entre les bras ou un peu plus loin sur les bras. Les erreurs sur les déplacements locaux, représentées par sigma sur la Figure 3.27-f, sont en accord avec les valeurs données dans le paragraphe sur les erreurs. Elles sont inférieures à 0,01 pixel au centre de l'éprouvette et atteignent localement 0,06 pixels, ce qui donne une valeur moyenne dans les bras de l'ordre de 0,02 pixels. Les erreurs absolues en déformations sont donc de l'ordre de 10^{-3} . Si cette erreur est ramenée à la jauge de $10 \times 10 \text{ mm}^2$, elle n'est plus que de $1 \text{ à } 2 \times 10^{-5}$. Cependant la mesure aurait atteint cette précision si c'était l'imagerie qui

avait la taille de la jauge. Là, il ne s'agit que d'une moyenne entre des mesures sur imagettes de 16 pixels de côté et l'erreur est sans doute plus élevée. Les écarts entre les déformations mesurées dans les deux directions sont donc significatifs.

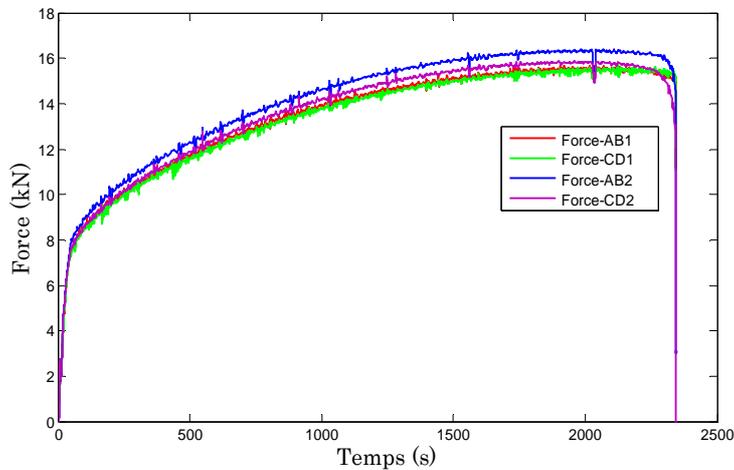


Figure 3.24 : Evolution des forces en fonction du temps dans les 4 vérins pour l'acier Inox 304L-Cu.

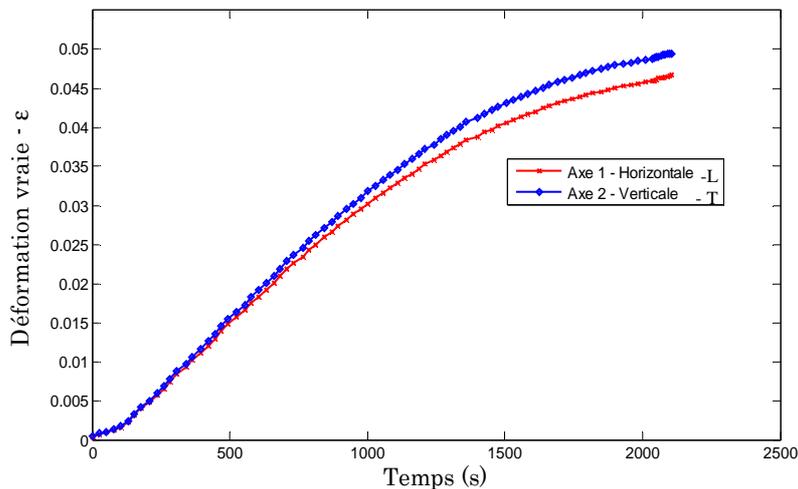


Figure 3.25 : Evolution des déformations logarithmiques en fonction du temps dans chaque direction (Axe 1 = direction de laminage L, Axe 2 = direction transversale T) pour l'acier Inox 304L-Cu mesurées à l'aide du logiciel Correli-Q4 (Taille de la jauge virtuelle est de 10 mm × 10 mm).

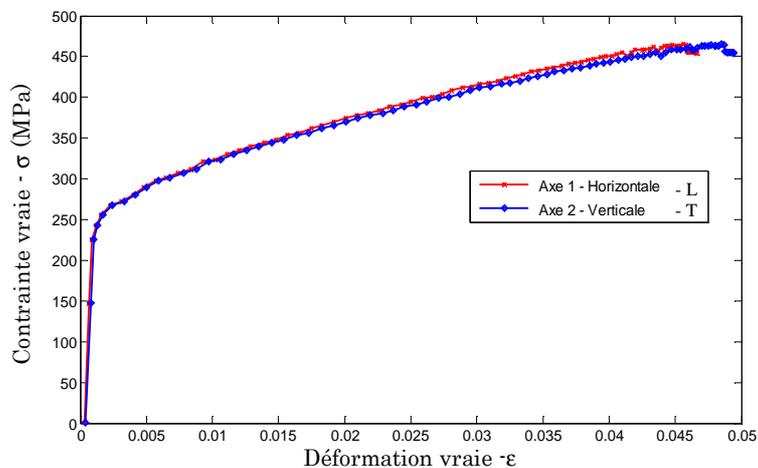


Figure 3.26 : Courbes contrainte-déformation dans chaque direction, au centre d'une éprouvette en l'acier Inox 304L-Cu, soumise à un essai traction équilibriaux.

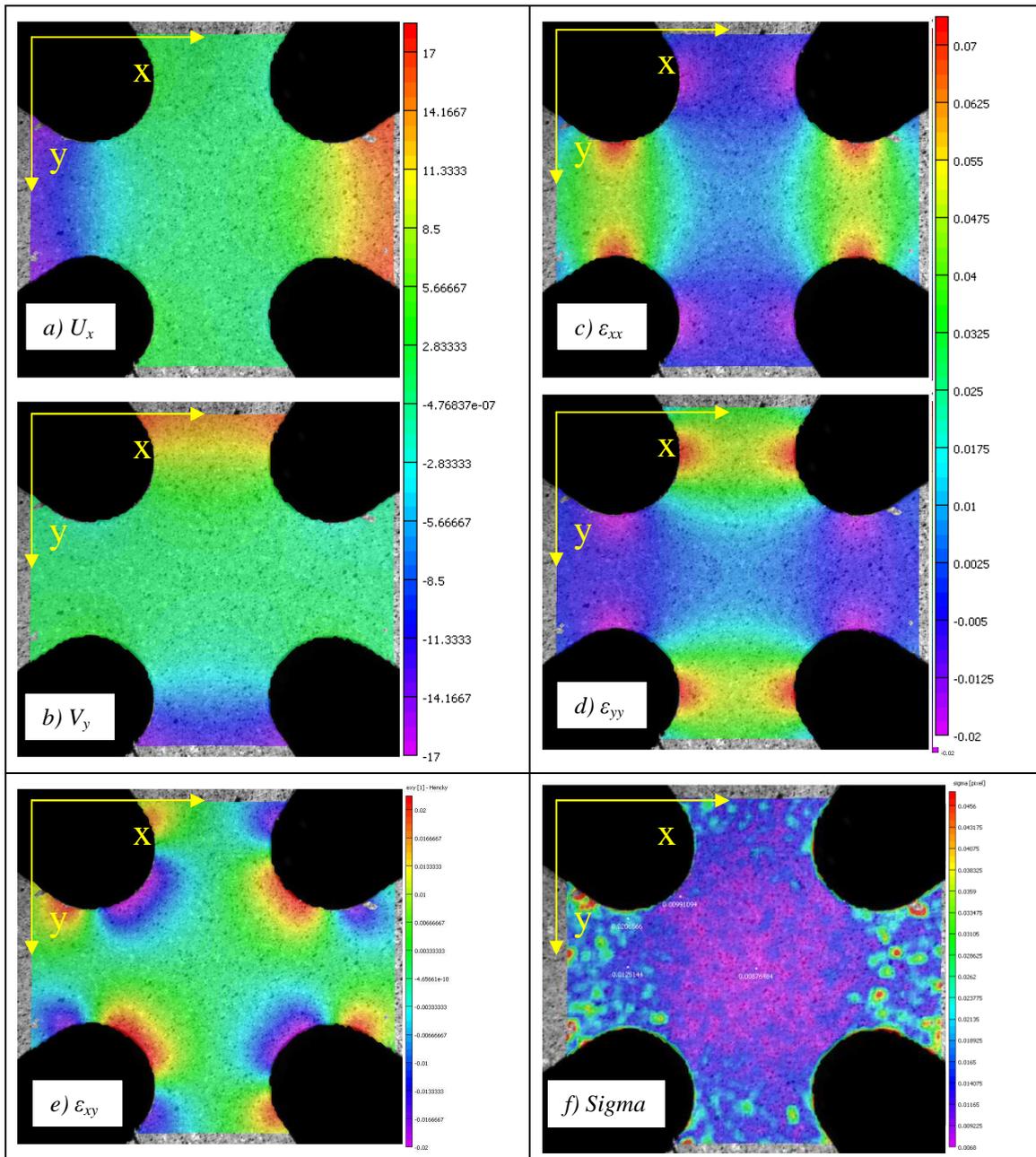


Figure 3.27 : Champs a) b) de déplacements (U et V resp. dans les directions $X=L$ et $Y=T$), c) d) de déformations logarithmiques dans les directions X et Y et e) en cisaillement dans le plan XY , f) d'erreur absolue sur les déplacements (sigma) en pixels. Calculs effectués avec le logiciel Vic-2D, Essai de traction équi-biaxiale sur Inox 304L-Cu. Déplacement des vérins $\delta_x=1,6525$ mm et $\delta_y=1,6562$ mm après une durée de sollicitation de 262 s soit une contrainte d'environ 320 MPa, (Taille de l'imagerie 16 pixels et espacement 16 pixels, taille du pixel 0,0571 mm).

La Figure 3.28 compare les évolutions des déformations logarithmiques en fonction du temps pour quatre points de l'éprouvette dont un au centre et les trois autres dans ou près de la section minimale du bras fortement sollicitée.

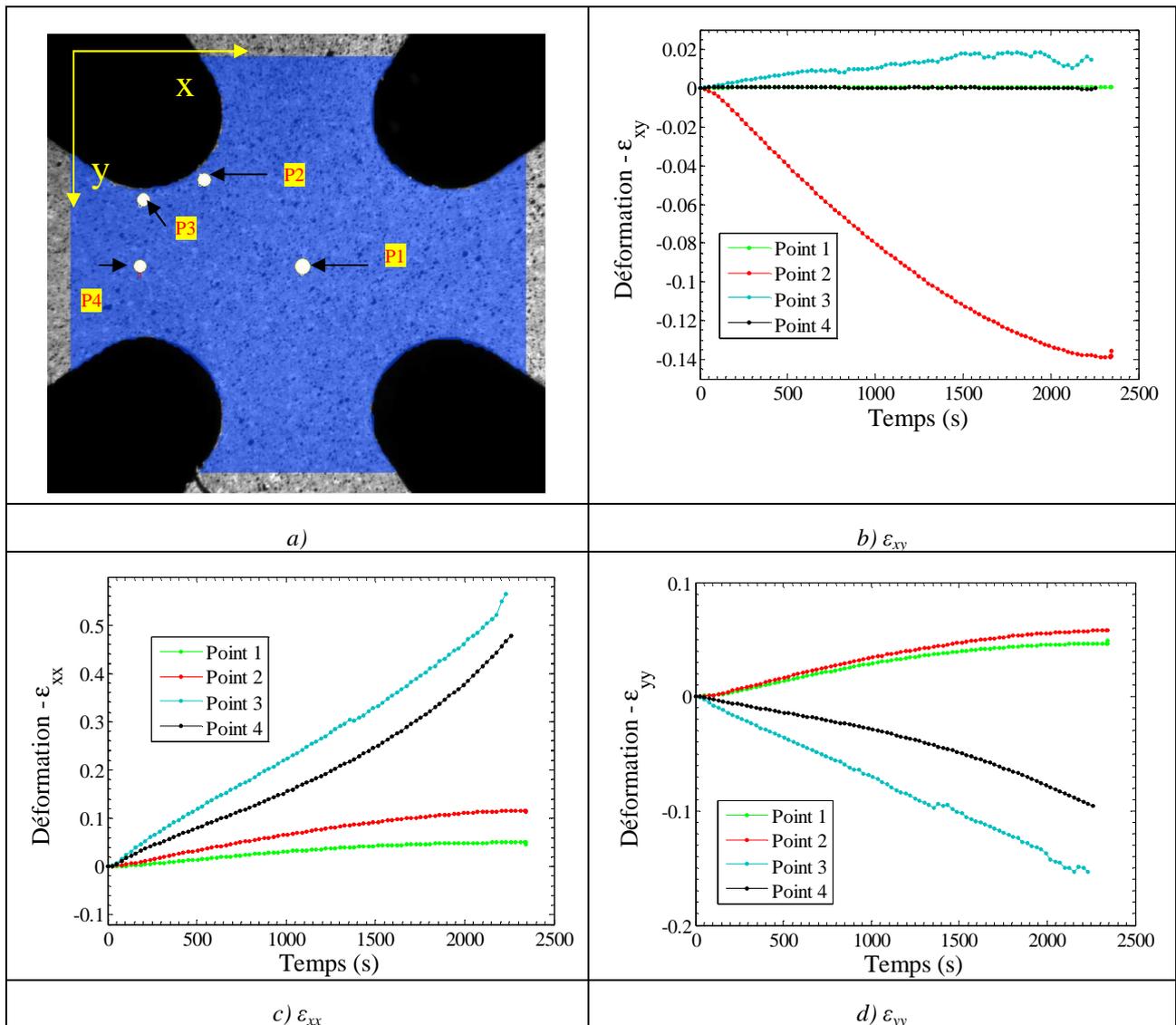


Figure 3.28 : Evolution des déformations logarithmiques en fonction du temps pour quatre points situés sur une éprouvette de traction biaxiale en acier Inconel 304L-Cu. a) Position des points P1 à P4 sur l'éprouvette ; b) c) Evolution de la déformation suivant l'axe X=L ; d) Evolution suivant l'axe Y=T ; e) Evolution de la déformation de cisaillement dans le plan XY. Mesures par corrélation d'images avec le logiciel Vic-2D, images de 16 pixels et espacement de 16 pixels.

Le point P1 est un point situé près du centre et donc soumis à un état de déformation équi-biaxial. Le point P2 est situé dans la zone où les déformations de cisaillement sont maximales. Les déformations dans les directions X et Y en ce point sont environ deux fois plus élevées que celles relevées au centre, c'est-à-dire au point P1. Le point P3 est représentatif des points les plus sollicités, il est dans la section minimale et proche du bord de l'éprouvette. Les déformations dans la direction X sont environ dix fois plus importantes en ce point qu'au centre de l'éprouvette. Enfin, le point P4 est lui aussi proche de la section minimale, mais assez loin du bord où se situe la concentration de contrainte. La « tendance à la localisation » se produit assez rapidement. A un tiers du temps total d'essai, la vitesse de déformation au centre de l'éprouvette diminue alors que la vitesse de déformation dans la section minimale s'accélère.

- **Traction équi-biaxiale : résultats sur l'acier TRIP 800**

Les résultats des essais de traction équi-biaxiale sur l'acier TRIP 800 ont été obtenus en suivant la même procédure expérimentale et les mêmes dépouillements. La Figure 3.29 présente l'évolution des forces en fonction du temps dans les quatre vérins pour l'acier TRIP 800. De nouveau, il y a des petits écarts entre les efforts dans les vérins. Les déformations logarithmiques dans les deux directions principales de l'éprouvette sont reportées sur la Figure 3.30. Elles ont été calculées par corrélation d'images dans les mêmes conditions que pour l'inox. Comme attendu du fait de la meilleure ductilité des aciers Inox, les déformations atteintes au centre de l'éprouvette en acier TRIP sont moins importantes que dans l'Inox. Le rapport entre les déformations maximales au centre dans les deux matériaux est d'environ 5. La dissymétrie entre les deux axes de l'éprouvette est du même ordre de grandeur et dans le même sens (déformation verticale supérieure à la déformation horizontale) dans les deux matériaux testés. La Figure 3.31 montre les courbes contraintes - déformations pour les directions de l'éprouvette en croix d'acier TRIP 800 soumise à une traction biaxiale. La déformation maximale relevée au centre de l'éprouvette est légèrement inférieure à 1,2 %, ce qui est très faible et ne génère localement qu'une fraction très faible de martensite. Les déformations maximales atteintes en traction simple sont supérieures à 30%. Les écarts dans le domaine élastique sont simplement liés au fait que dans ce domaine les déformations sont très petites et proches de la résolution de la méthode.

La Figure 3.32 donne les champs de déplacements et de déformations logarithmiques dans les deux directions sur la zone centrale et sur une partie des bras. La dissymétrie entre l'axe horizontal et l'axe vertical est plus visible ici, sans doute, en raison du plus faible étalement de l'échelle des déformations. Les lieux des valeurs maximales et minimales sont les mêmes pour les deux matériaux, ils dépendent plus de la géométrie de l'éprouvette que du comportement du matériau. La rupture intervient par rupture dans la section minimale de l'un des bras, désigné par la dissymétrie des déformations. Au centre de l'éprouvette c'est la déformation verticale qui est supérieure à la déformation horizontale, alors que ce sont les bras horizontaux qui sont les plus déformés : la décharge d'un endroit surcharge l'autre.

La Figure 3.33 présente l'évolution des déformations logarithmiques en fonction du temps aux mêmes quatre points que précédemment, mais pour l'acier TRIP 800. De nouveau, les tendances dans ce matériau sont les mêmes que celles dans l'inox.

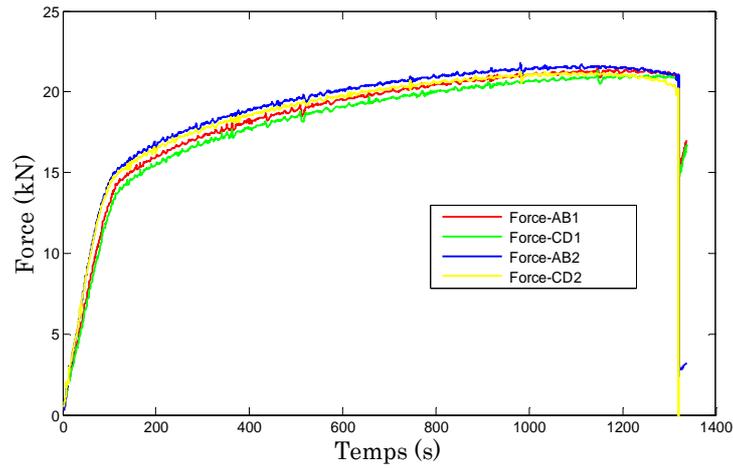


Figure 3.29 : Evolution des forces en fonction du temps dans les quatre vérins, pour une traction équilibaxiale sur acier TRIP 800.

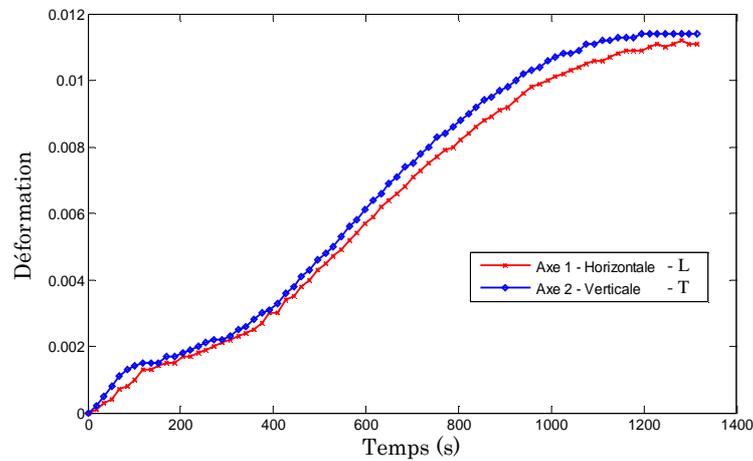


Figure 3.30 : Evolution temporelle des déformations logarithmiques lors d'une traction équilibaxiale (Axe 1 = direction L, Axe 2 = direction T) pour l'acier TRIP 800. Mesures par corrélation d'images au centre de l'éprouvette à l'aide de Correli-Q4, (Taille de la jauge virtuelle est de 10 mm × 10 mm).

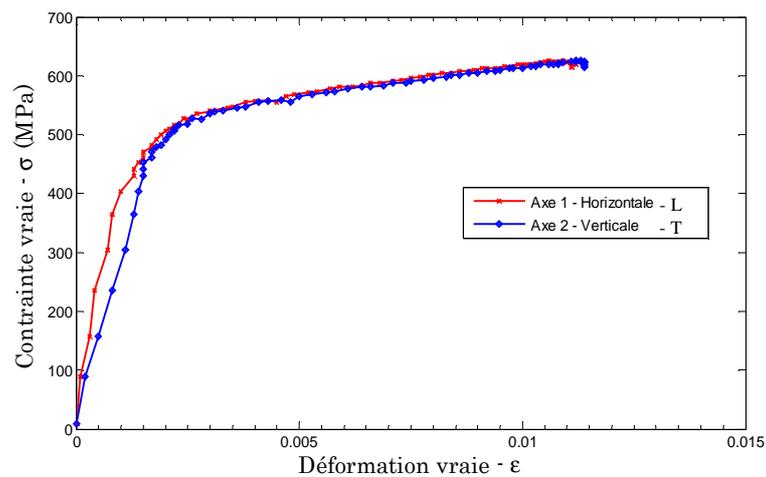


Figure 3.31: Courbes contraintes-déformations en traction équilibaxiale dans chaque direction pour l'acier TRIP 800. Déformations mesurées par corrélation d'images au centre de l'éprouvette.

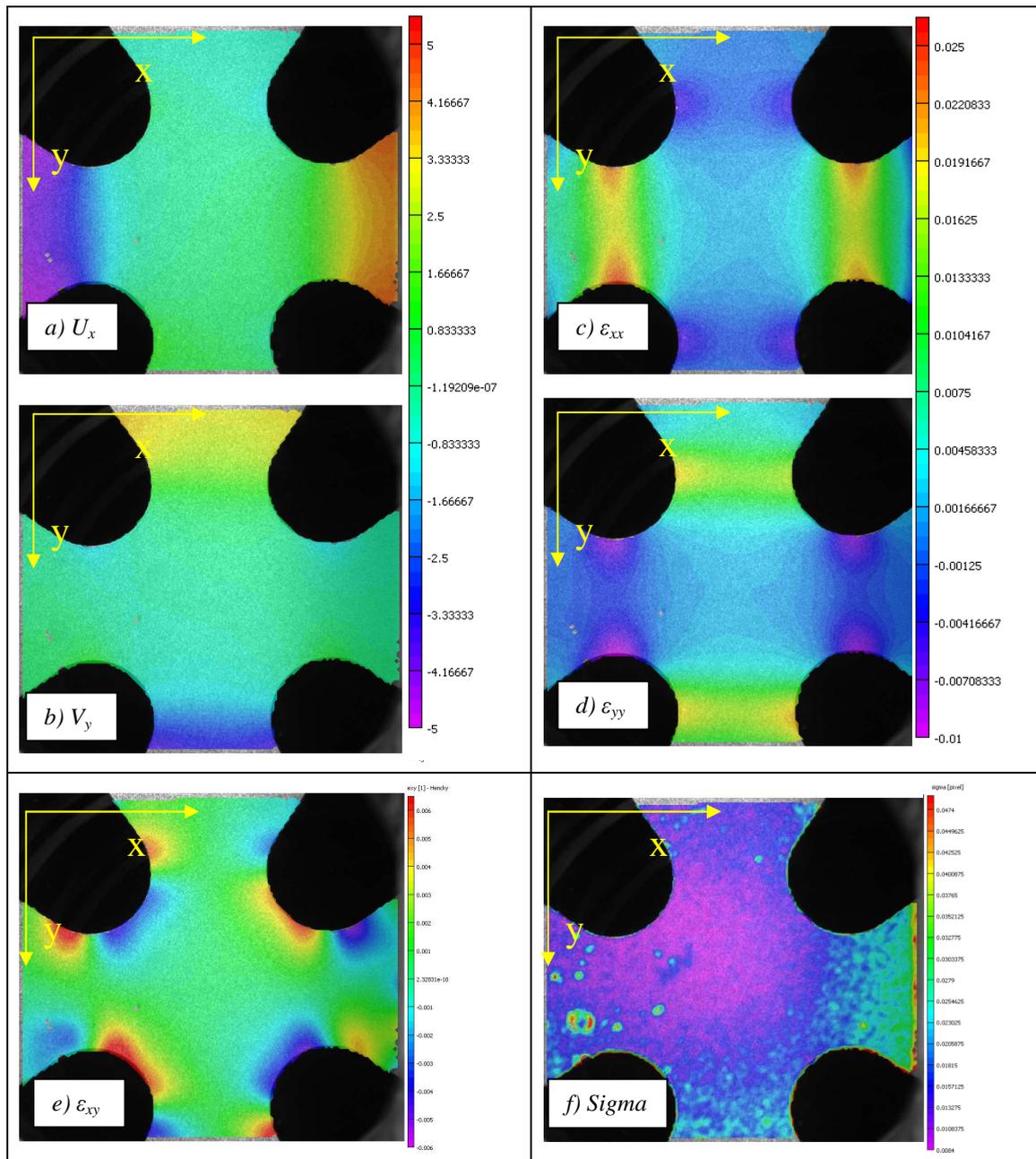


Figure 3.32 : Champs a) b) de déplacements (U et V resp. dans les directions $X=L$ et $Y=T$), c) d) de déformations logarithmiques dans les directions X et Y et e) en cisaillement dans le plan XY , f) d'erreur absolue sur les déplacements (sigma) en pixels. Calculs effectués avec le logiciel Vic-2D, Essai de traction équi-biaxiale sur TRIP 800. Déplacement des vérins $\delta_x=0,8402$ mm et $\delta_y=0,8517$ mm après une durée de sollicitation de 168 s soit une contrainte d'environ 500 MPa, (Taille de l'imagette 16 pixels et espacement 16 pixels, taille du pixel 0,0555 mm).

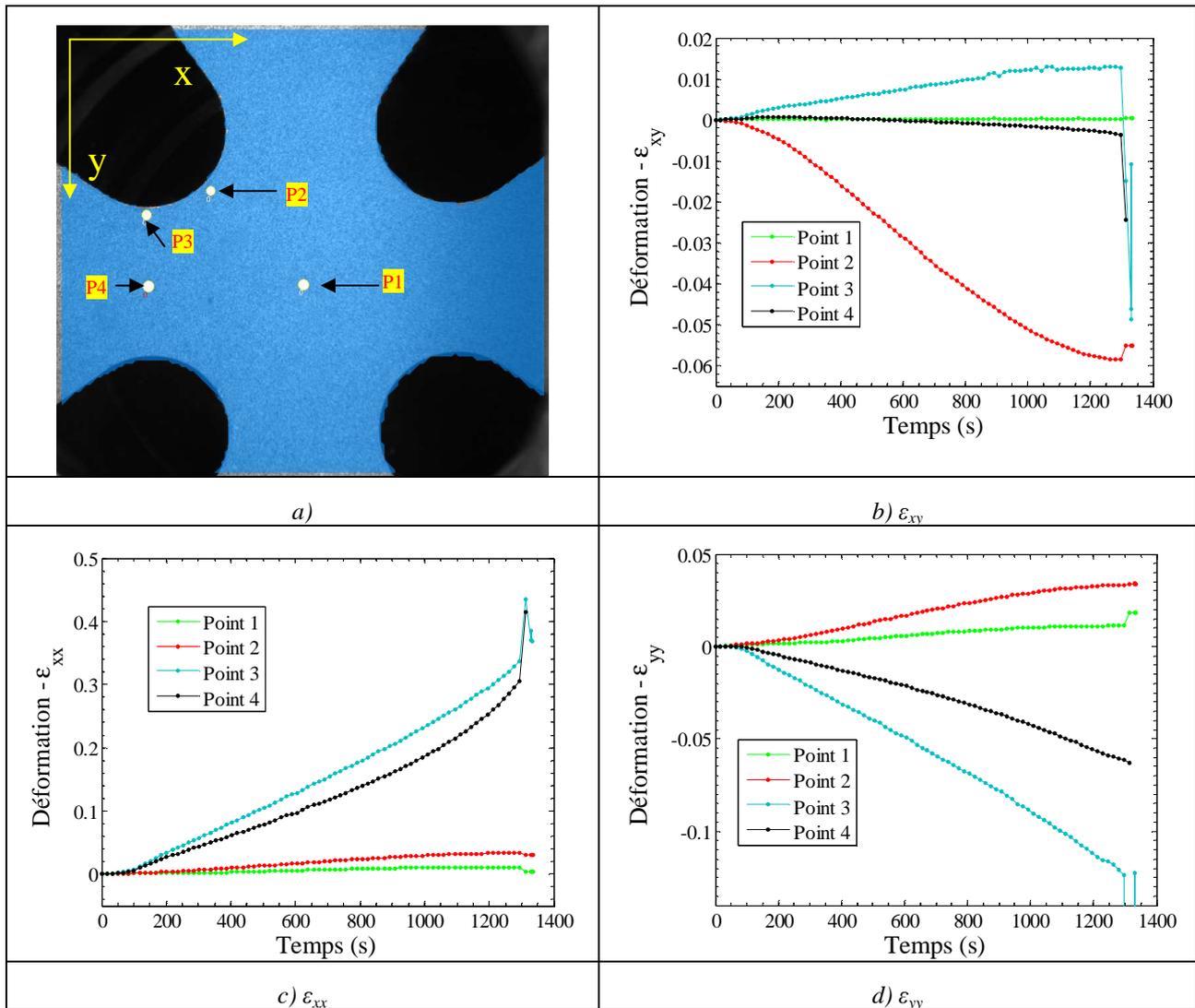


Figure 3.33 : Evolution des déformations logarithmiques en fonction du temps pour quatre points situés sur une éprouvette de traction biaxiale en acier TRIP 800, a) Position des points P1 à P4 sur l'éprouvette ; b) c) Evolution de la déformation suivant l'axe X=L ; d) Evolution suivant l'axe Y=T ; e) Evolution de la déformation de cisaillement dans le plan XY. Mesures par corrélation d'images avec le logiciel Vic-2D, imagerie de 16 pixels et espacement de 16 pixels.

3.3.1.3. Essai Meuwissen

Des essais de traction sur éprouvettes dites « Meuwissen » ont été effectués sur les trois aciers « Inox304L », « Inox304L-Cu » et « TRIP 800 ». La machine d'essai utilisée est une machine de traction MTS d'une capacité de 25 kN. La procédure expérimentale et l'équipement d'acquisition d'images sont les mêmes que ceux présentés pour les essais de traction simple. La Figure 3.34 montre la géométrie d'une éprouvette Meuwissen optimisée dont le but d'avoir un gradient de déformations élevés et des déformations de différents types : uniaxiale, biaxiale et de cisaillement. La Figure 3.35 montre une vue globale de l'environnement d'essai : partie mécanique et optique, ainsi qu'une éprouvette Meuwissen d'Inox rompue. Le déroulement de ces essais et la procédure d'enregistrement des images sont identiques à ceux des essais de traction monotone. Une hauteur de 20 mm de chaque côté de l'éprouvette est pincée dans les mors de la machine. Les essais ont été pilotés avec une vitesse de déplacement de traverse de 1 mm/min.

La Figure 3.36 montre une superposition des courbes de force en fonction du déplacement de la traverse pour les éprouvettes Meuwissen taillées dans les trois aciers. Pour ces essais, les champs de déformations et de déplacements sont calculés à l'aide du logiciel de corrélation (Vic-2D), acquis très récemment au laboratoire. Les niveaux de force atteints dans les 3 matériaux sont très différents.

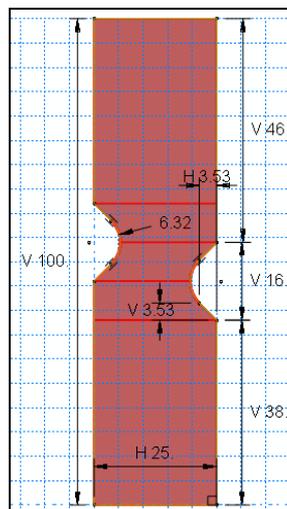


Figure 3.34 : Géométrie de l'éprouvette Meuwissen (dimensions en mm).

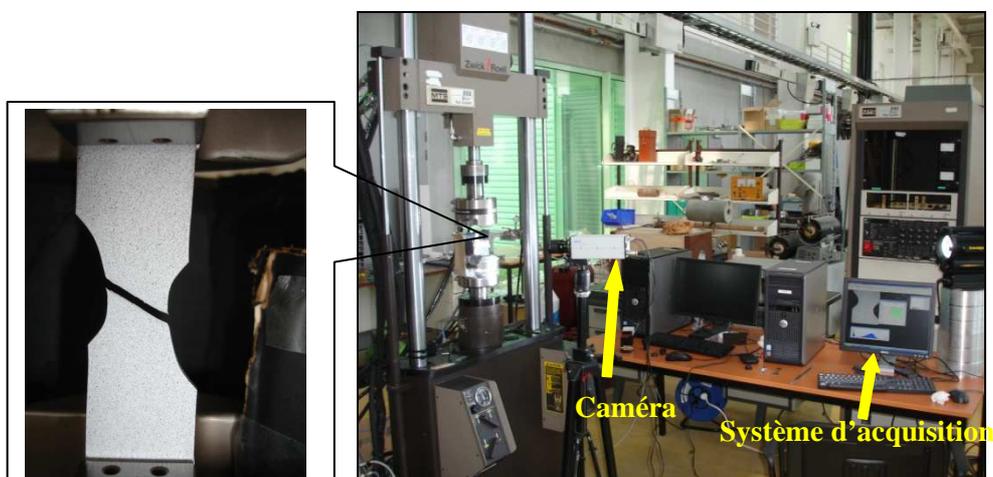


Figure 3.35 : Vue globale de l'équipement d'essai Meuwissen et une éprouvette Meuwissen (Inox 304L-Cu).

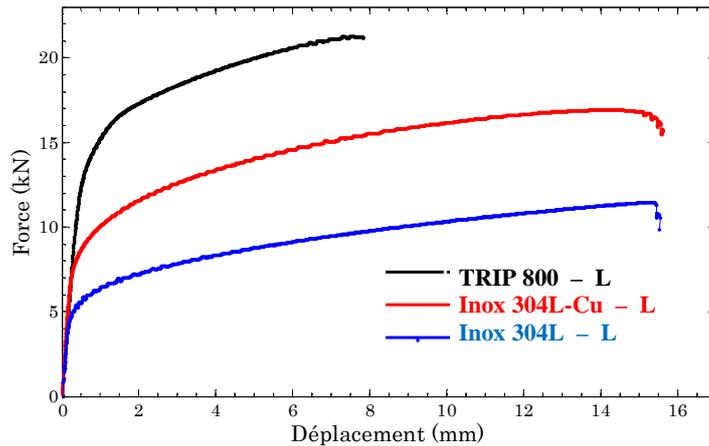


Figure 3.36 : Courbes force-déplacement des éprouvettes Meuwissen dans la direction L, (TRIP 800, Inox 304L-Cu, Inox 304L). Epaisseur 1,5 mm pour les aciers TRIP800 et Inox 304L-Cu, 1 mm pour l'acier Inox 304L.

Les Figures 3.37, 3.38 et 3.40 montrent quelques exemples de champs de déformations et de déplacements sur les éprouvettes de type Meuwissen, pour les trois matériaux à transformation de cette étude. Dans les 3 matériaux à transformation de phase les gradients ont une allure semblable. Ils sont générés par la géométrie de l'éprouvette.

La Figure 3.39 donne l'évolution des déformations Green-Lagrange en fonction du temps dans six points de l'éprouvette de Meuwissen pour l'acier Inox 304L-Cu. Les tendances visibles sur ces courbes sont les mêmes pour les trois matériaux. Le point P1 situé près du bord à une certaine distance de l'entaille est très peu sollicité. Les trois déformations en ce point sont très faibles. Le point P2 est assez éloigné des entailles et des bords de l'éprouvette. Il subit des déformations longitudinales et transverses assez proches et une déformation de cisaillement nulle. Les 4 autres points sont plus près des entailles et les déformations y sont plus complexes. Les points P4 et P5 sont des points où les déformations de cisaillement sont relativement importantes mais restent de l'ordre de la moitié de la déformation longitudinale. Le point P6 est situé dans la zone où les déformations longitudinales et transversales sont les plus élevées ; alors que les déformations de cisaillement sont nulles. Enfin le point P3 est situé entre les 2 entailles, vers le centre de l'éprouvette, il est peu sollicité. Cependant les valeurs maximales atteintes localement avant rupture dépendent fortement du matériau. Au point 6, dans l'acier 304L-Cu les valeurs locales des déformations Green-Lagrange atteignent 200% (200% de déformation Green-Lagrange correspondent à 0,8 en déformation logarithmique). Dans le second acier inox, les déformations Green-Lagrange sont inférieures à 85% (soit 0,48 en déformation logarithmique). Cette différence de ductilité, déjà constatée en traction, est accentuée par l'hétérogénéité du chargement. La déformation maximale Green-Lagrange atteinte dans l'acier TRIP 800 est de l'ordre de 40%, (soit une déformation logarithmique de 0,30).

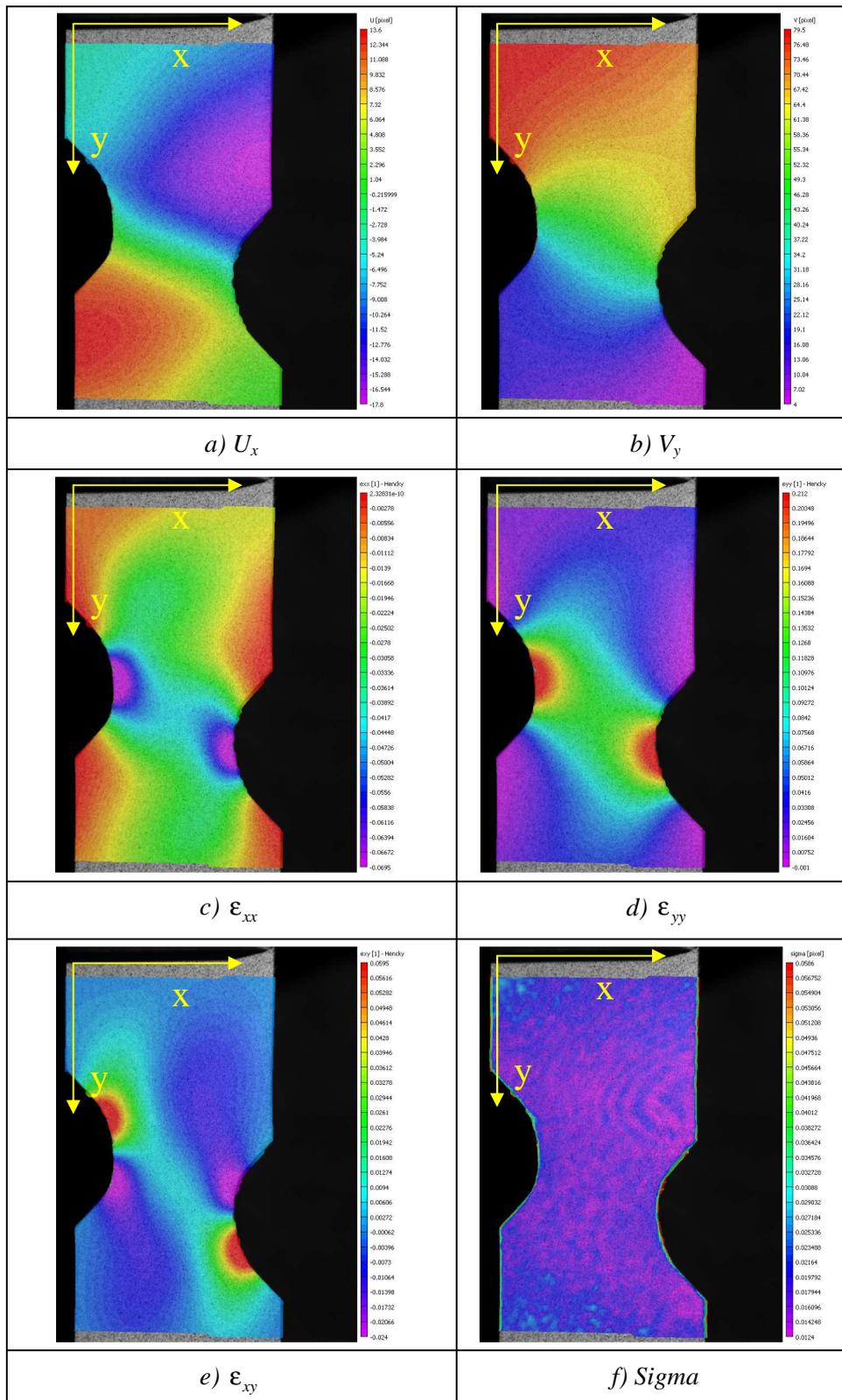


Figure 3.37 : Champs a) b) de déplacements (U et V resp. dans les directions $X=L$ et $Y=T$), c) d) de déformations logarithmiques dans les directions X et Y et e) en cisaillement dans le plan XY , f) d'erreur absolue sur les déplacements (σ) en pixels. Calculs effectués avec le logiciel Vic-2D, Eprouvette Meuwissen en acier Inox 304L. Déplacement du vérin de 4 mm, soit une force de 8352N et le déplacement du vérin à rupture de 7,8 mm, (Taille de l'imagette 16 pixels et espacement 16 pixels, taille du pixel 0,0497 mm).

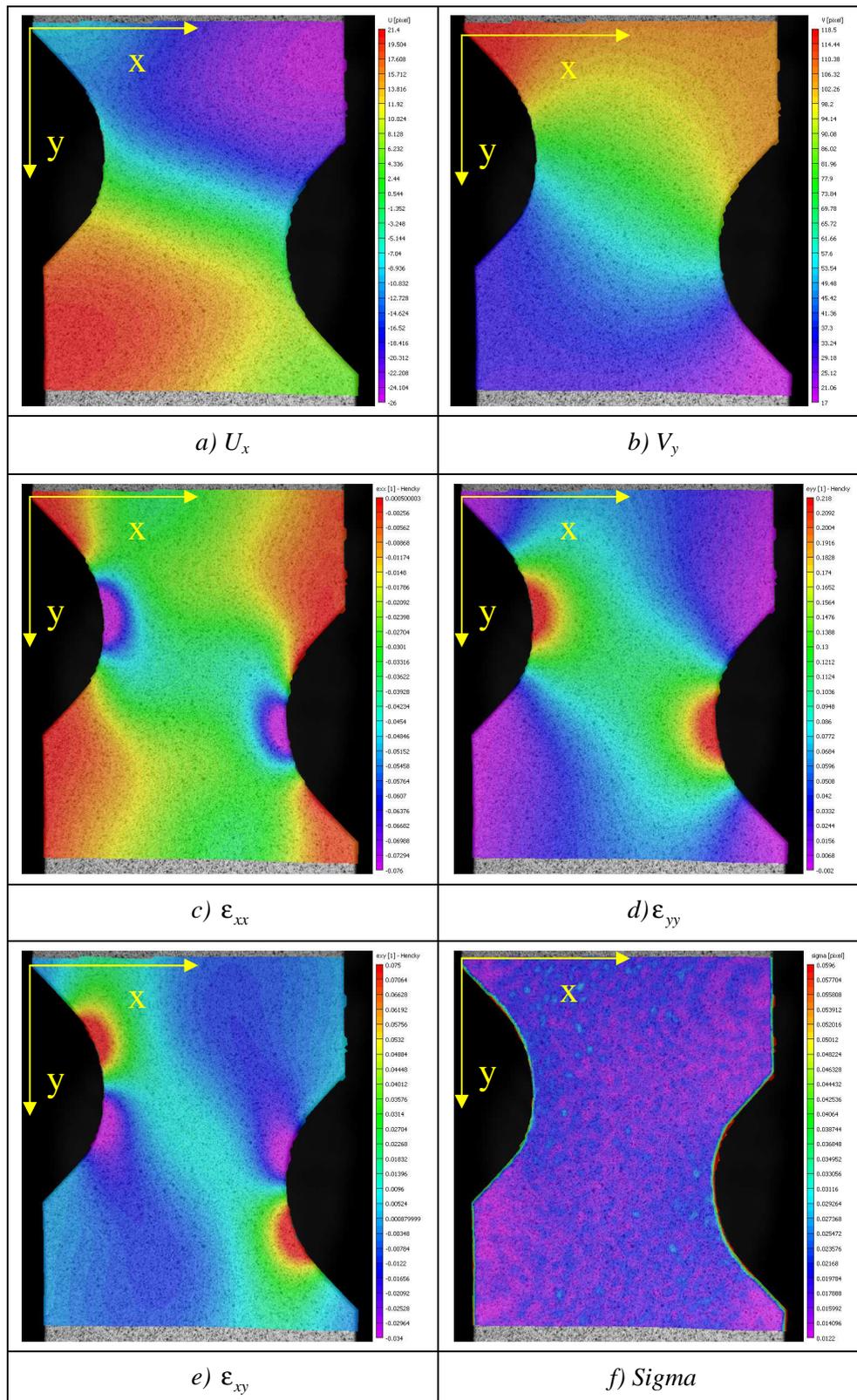


Figure 3.38 : Champs a) b) de déplacements (U et V resp. dans les directions $X=L$ et $Y=T$), c) d) de déformations logarithmiques dans les directions X et Y et e) en cisaillement dans le plan XY , f) d'erreur absolue sur les déplacements (σ) en pixels. Calculs effectués avec le logiciel Vic-2D, Epreuve Meuwissen en Inox 304L-Cu. Déplacement du vérin de 4 mm et force appliquée de 13 276 N, (Taille de l'image 16 pixels et espacement 16 pixels, taille du pixel 0,0496 mm).

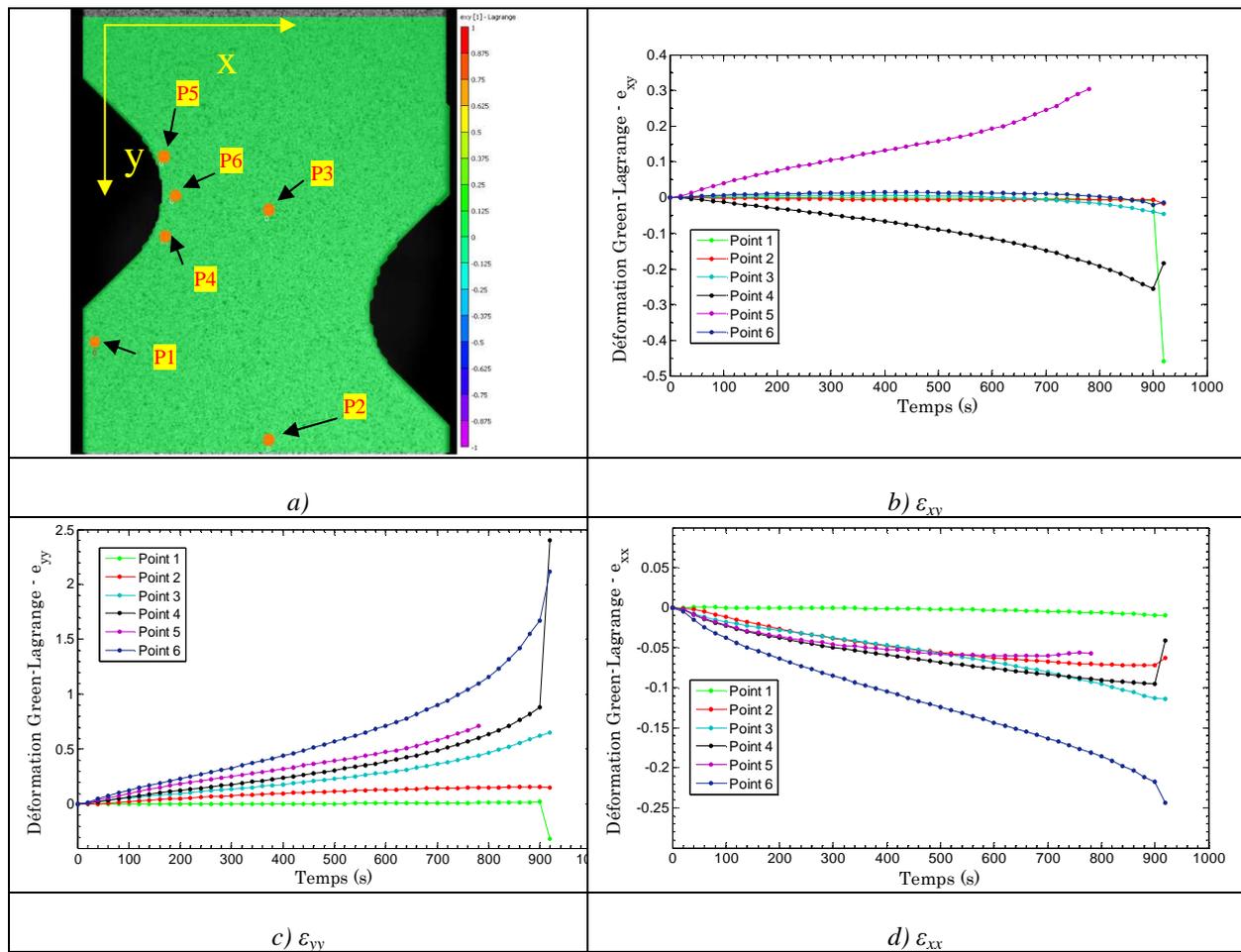


Figure 3.39 : Evolution des déformations de Green-Lagrange en fonction de temps dans six points pour l'acier Inox 304L-Cu.

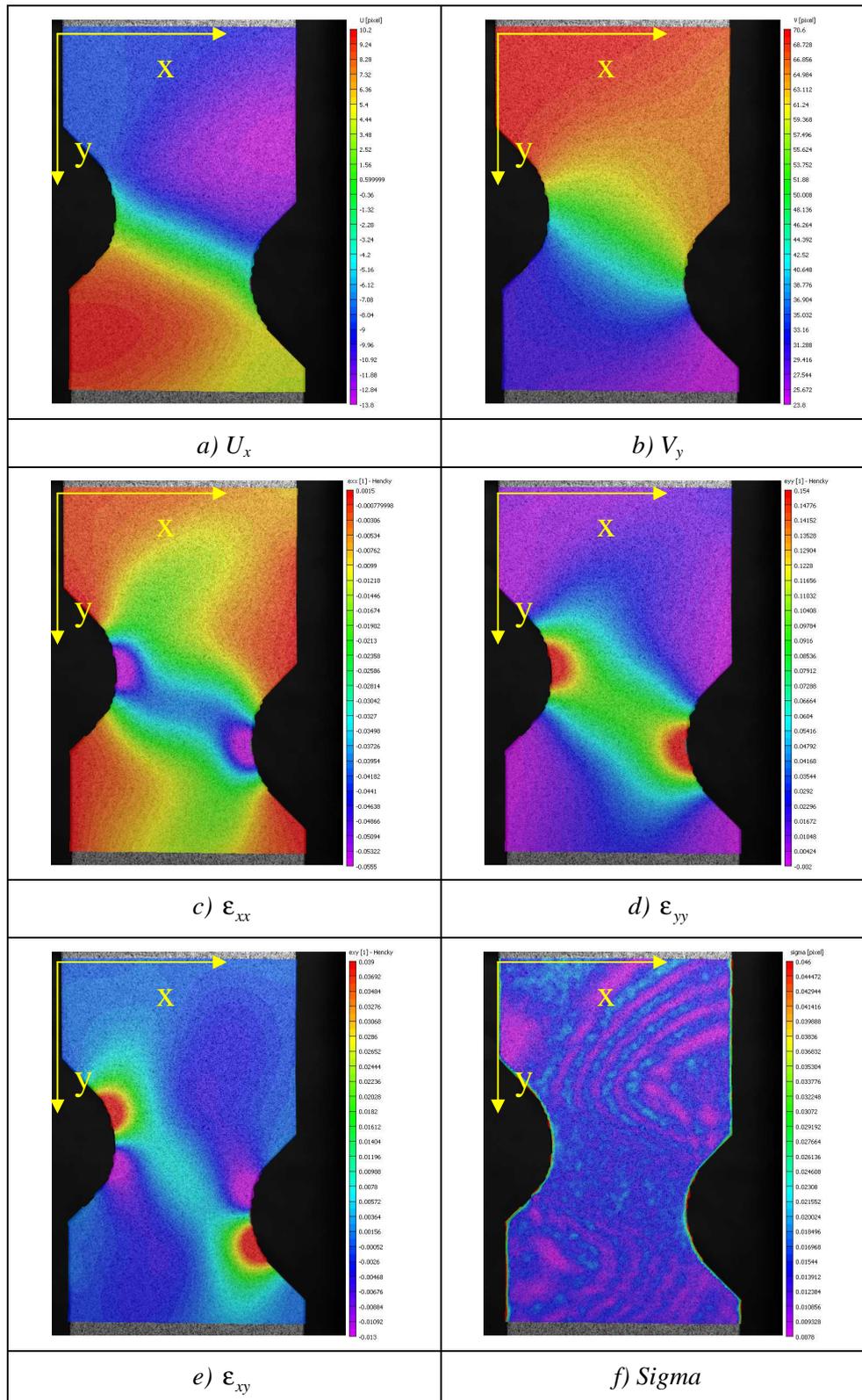


Figure 3.40 : Champs de déplacements (U_x et V_y) de déformations dans le plan (ϵ_{xx} , ϵ_{yy} et ϵ_{xy}) et d'erreurs sur les déplacements (σ), calculés par Vic-2D. Eprouvette dite de géométrie Meuwissen en acier TRIP 800. Déplacement vérin de 4 mm, pour une force appliquée de 19 303N, (Taille de l'imagette 16 pixels et espacement 16 pixels, taille du pixel 0,0393 mm).

3.3.2. Essais séquentiels

Des essais séquentiels sont nécessaires pour caractériser le type d'érouissage présent dans le matériau (isotrope ou cinématique). Les résultats obtenus à partir de ces essais sont indispensables pour identifier les paramètres d'érouissage des lois de comportement. Deux types d'essais séquentiels ont été réalisés pendant ces travaux : traction – compression et cisaillement - cisaillement inverse.

3.3.2.1. Traction - compression

Les essais de traction - compression sur les aciers « Inox304L-Cu » et « TRIP 800 » ont été réalisés à l'aide d'un dispositif expérimental particulier conçu et réalisé dans le cadre de cette thèse. La Figure 3.41 présente le montage fabriqué au centre Arts et Métiers ParisTech de Metz. L'idée de départ était de concevoir un montage modulaire permettant de recevoir différents systèmes de chargement, pour des géométries d'éprouvettes variées et des sollicitations engendrées de nature différente (voir les essais de cisaillement - cisaillement inverse paragraphe 3.3.2.2). En plus des contraintes mécaniques liées au fait que les éprouvettes sont usinées dans des tôles minces et donc que le montage doit empêcher le flambage de l'éprouvette, il doit permettre d'utiliser les techniques de mesures de champs cinématiques.

L'ensemble mécanique permet d'étudier le comportement des aciers à effet TRIP sous changement de chargement : inversion de la charge. Pour ces essais, une traverse a été rajoutée au montage afin d'augmenter la rigidité de l'ensemble. Des simulations effectuées, à l'aide du logiciel « Catia », sur chaque élément constituant le montage, ont permis d'optimiser la cinématique et la géométrie des pièces. Les mors assurent le positionnement correct de l'éprouvette et sont parfaitement guidés par les rails verticaux dotés de glissières en bronze auto-lubrifiées. Ces dernières permettent de réduire considérablement les frottements dus au contact des mors avec les rails (Figure 3.41-d).

L'éprouvette est montée dans les mors striés (deux demi mors supérieurs et deux demi mors inférieurs) dont le serrage a été optimisé pour assurer un maintien efficace. Les mors possèdent chacun une empreinte correspondant sensiblement à une demi épaisseur de la tête d'amarrage, ainsi un positionnement optimal de l'éprouvette est assuré. Le couple de serrage sur chacune des vis (70 N.m) est assuré par des vis CHC de qualité supérieure. Après assemblage sur un établi, les biellettes (pièces bleues outremer), qui rendent solidaires les deux mors, sont ajoutées. Elles permettent toutes les manipulations ultérieures de l'ensemble mors et éprouvette sans solliciter cette dernière. Ce dispositif facilite la mise en place de l'ensemble dans les rails qui assurent un parfait guidage et un bon alignement dans l'axe de traction de la machine. Ensuite, le mors supérieur est relié à la chape supérieure, qui elle est vissée et centrée sur la cellule de force (capacité 100 kN). De la même manière le mors inférieur est lié à la chape inférieure, elle-même solidaire de la semelle du montage. Ces deux liaisons sont assurées par des goupilles traversant à la fois les chapes et les mors. La semelle du montage est solidement fixée sur la table de la machine. Il ne reste plus qu'à enlever les biellettes rendant solidaires les deux mors pour commencer l'essai de traction ou de compression.

La mise en place de l'éprouvette est identique pour les essais de traction monotone (paragraphe 3.3.1.1) que lors des essais de traction – compression. Seulement, les essais de traction - compression nécessitent l'emploi de deux peignes (Figure 3.41 et 3.42) ajoutés sur le mors inférieur et permettant d'éviter le flambement de l'éprouvette lors de la compression. Un trou oblong a été usiné sur les deux peignes pour permettre la capture des images dans la zone centrale de l'éprouvette. Afin d'obtenir une surface parfaitement lisse au contact de l'éprouvette, les faces des peignes ont été rectifiées et polies. La géométrie des éprouvettes est similaire à celle de la traction monotone de la Figure 3.3.

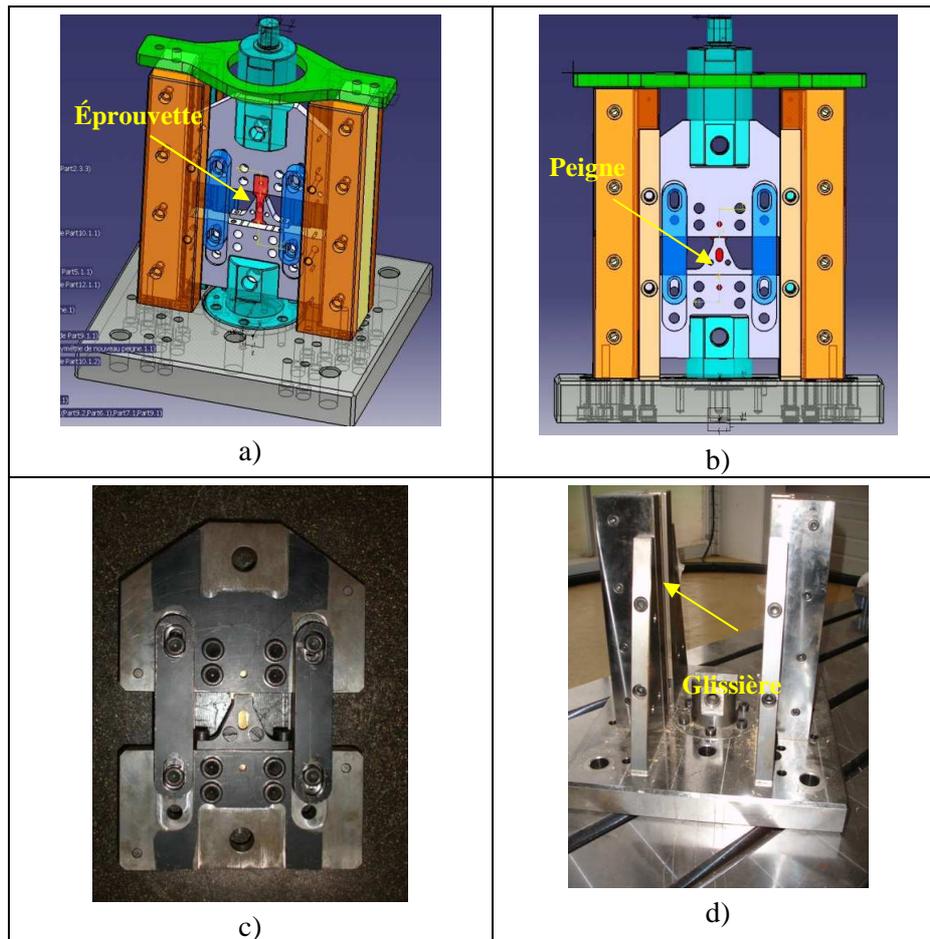


Figure 3.41 : Montage d'essai de traction - compression conçu, optimisé et réalisé lors de cette thèse
 a, b) dessin d'ensemble du montage, c) mors, bielles et dispositif anti-flambement et
 d) semelle et rails de guidage avec glissières en bronze autolubrifiées.

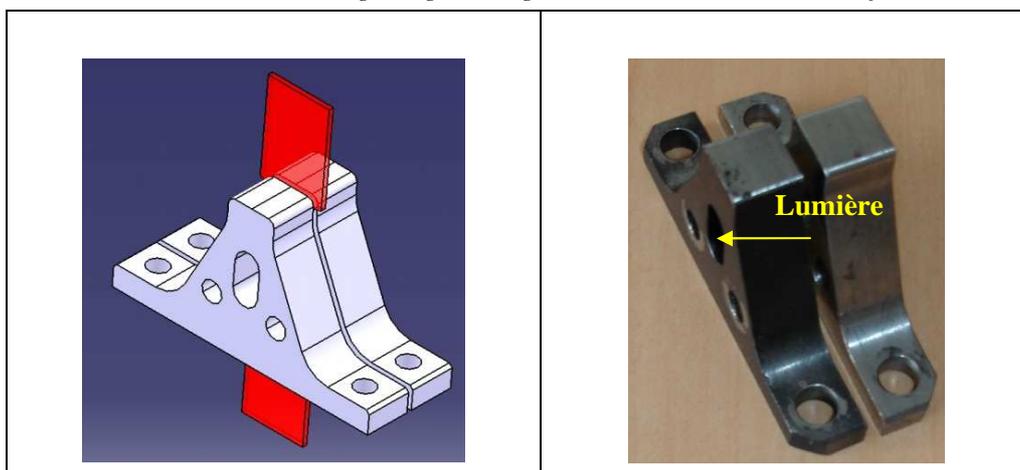


Figure 3.42 : Peignes anti- flambage.

Le montage s'installe sur une machine servo-hydraulique multiaxiale de type « INSTRON » (Figure 3.43 et 3.44) dont la capacité est de ± 50 kN. Cette machine d'essai comporte principalement trois vérins (un vertical et deux horizontaux) alimentés par une pompe hydraulique. Dans ces travaux, seul le vérin vertical sur lequel est adapté une cellule de force de 100 kN a été utilisé. Cet axe est également muni d'un capteur de déplacement. L'unité de commande reçoit les instructions de l'utilisateur par l'intermédiaire d'un ordinateur, qui ordonne à la pompe d'exécuter la consigne donnée via le groupe hydraulique. Tous les pilotages ainsi que les acquisitions des forces et déplacement vérin

s'effectuent à l'aide de l'ordinateur. Il est possible de commander les essais en force ou en déplacement.

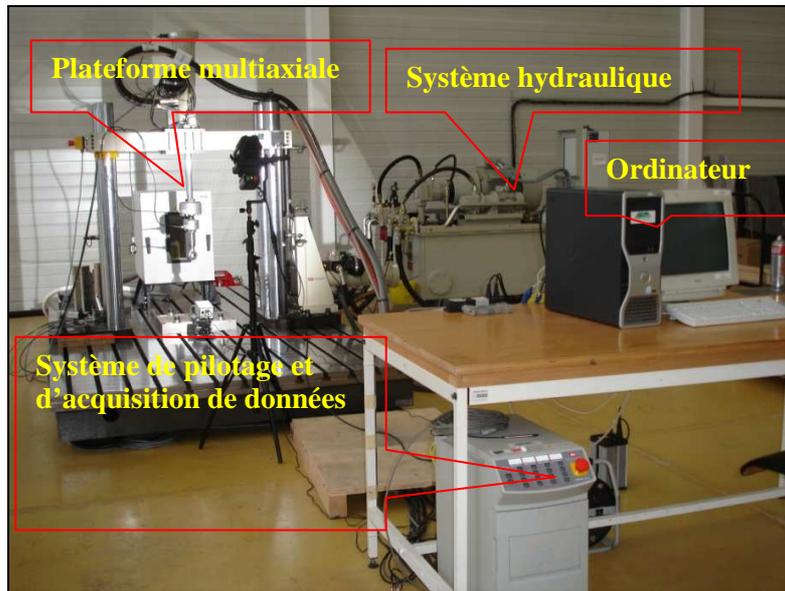


Figure 3.43 : Vue globale de l'installation d'essai.

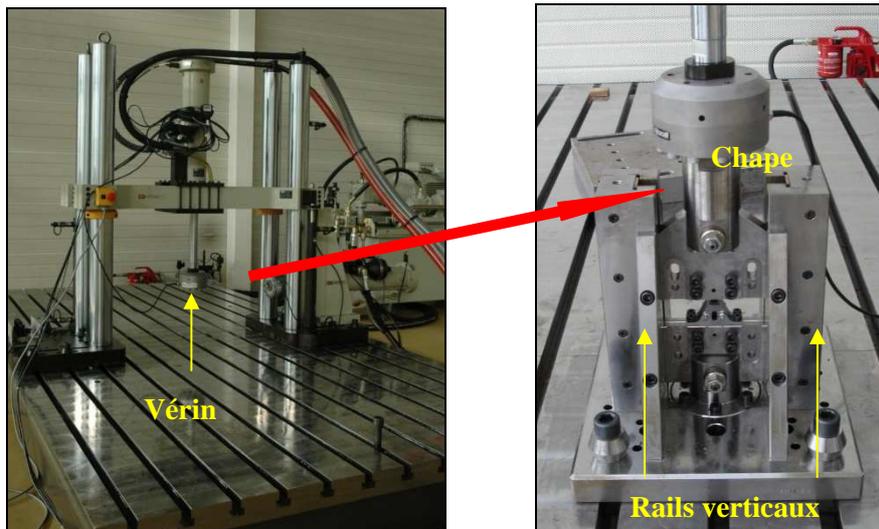


Figure 3.44 : Plateforme multi-axiale (INSTRON) et montage de traction - compression installé dessus.

Les essais de traction - compression ont été réalisés à température ambiante et en conditions quasi statiques : à vitesse de déplacement imposée de 0,5 mm/min. Ces essais se déroulent en trois étapes :

1. Préparation des éprouvettes et pulvérisation du mouchetis comme présentées pour l'essai de traction simple.
2. L'éprouvette est placée entre les mors. L'ensemble est ensuite glissé dans les rails sur le socle, solidaire de la table de la machine. Les peignes et la caméra (Figure 3.45) sont installés ensuite.

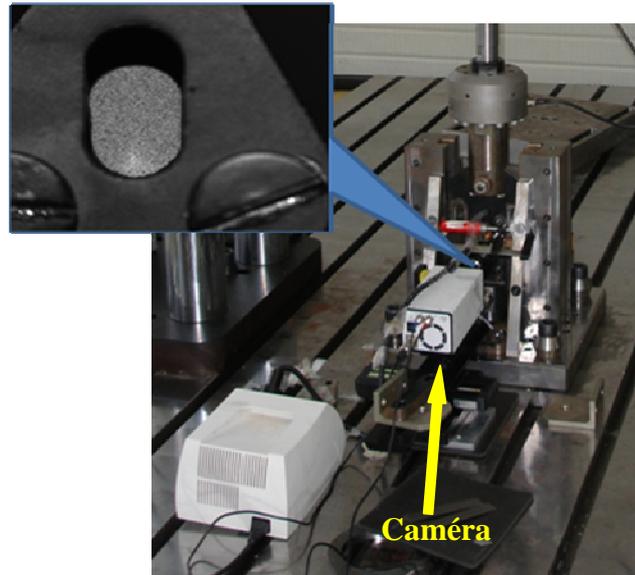


Figure 3.45 : Dispositif expérimental pour les essais traction - compression. Lumière permettant d'enregistrer les images afin de calculer les déformations.

3. L'acquisition des images se fait dans les mêmes conditions que pour l'essai de traction simple. Les champs de déplacement et de déformation sont calculés en post-traitement, pour chaque essai. L'analyse de la déformation ne peut se faire que sur la surface laissée visible par le trou oblong. La Figure 3.46 donne un exemple de champ de déformation et de déplacement.

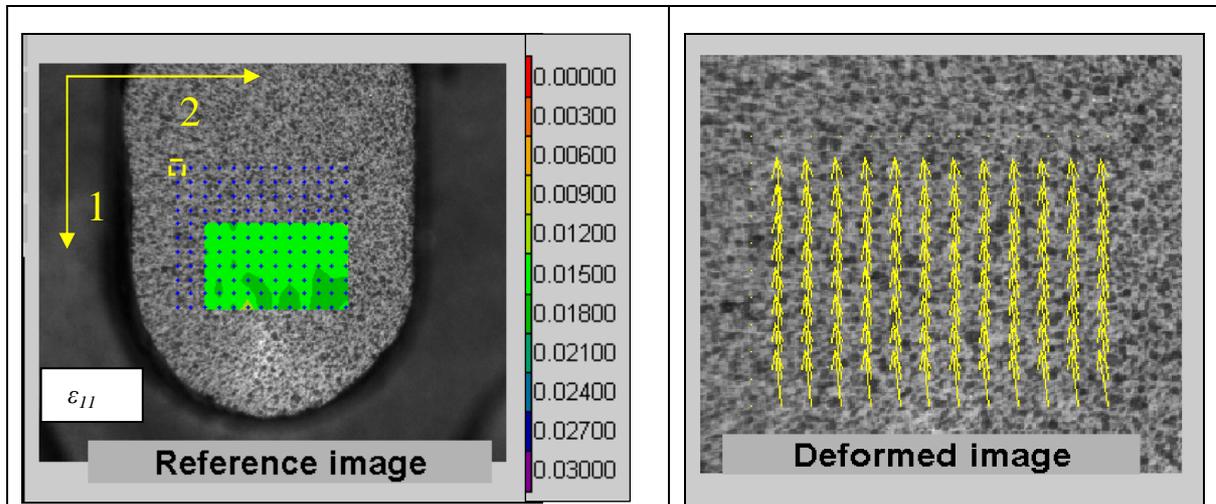


Figure 3.46 : Champ de déformations (ϵ_{11}) et vecteurs déplacement pour un chargement correspondant au déplacement de vérin $\delta=0,6$ mm dans un acier TRIP 800, (Taille de l'imagette 16 pixels et espacement de 8 pixels, taille du pixel 0,0244 mm).

Les Figures 3.47 et 3.48 présentent les courbes de comportement en traction - compression des aciers Inox 304L-Cu et TRIP 800. La limite élastique obtenue de l'acier TRIP 800 est plus proche de celle de l'essai de traction uniaxiale mais dans le cas de l'acier Inox 304 L-Cu, un écart des valeurs de la limite élastique est de 70 MPa par rapport de l'essai traction uniaxiale.

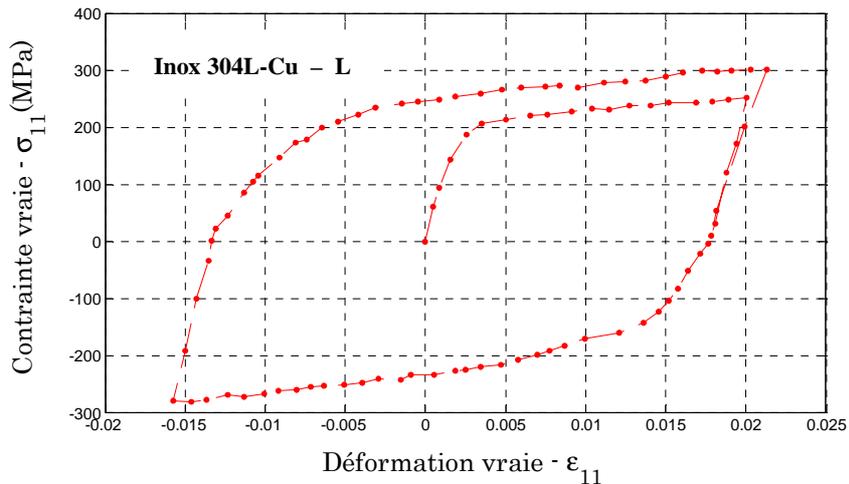


Figure 3.47 : Courbe contrainte-déformation vraie longitudinales. Essai de traction - compression sur l'acier Inco 304L-Cu. Déplacement maximal imposé : 0,8 mm en traction, 0,8 mm en compression et 0,8 mm en traction.

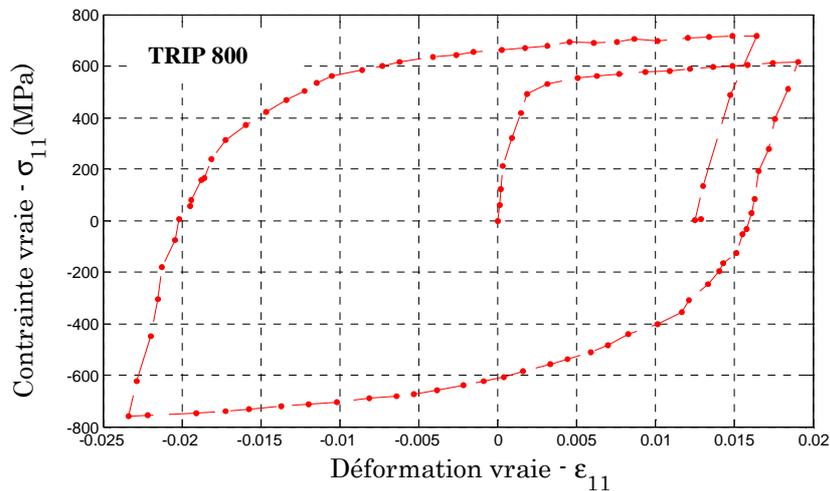


Figure 3.48 : Courbe contrainte-déformation vraie longitudinales. Essai de traction – compression sur l'acier TRIP 800. Déplacement maximal imposé : 0,8 mm en traction, 0,8 mm en compression puis 0,8 mm en traction.

3.3.2.2. Cisaillement - cisaillement inverse

Les essais de cisaillement monotones et de cisaillement - cisaillement inverse ont été réalisés sur le même montage que les essais de traction - compression, mais le « système de mors » est différent (Figure 3.49). La symétrie du montage permet d'effectuer des essais de cisaillement - cisaillement inverse. Pour ces essais, la géométrie de l'éprouvette est bien sûr elle aussi changée. Les éprouvettes ont été optimisées à l'aide du logiciel de simulation par éléments finis ABAQUS, tout en considérant la capacité de la machine et les dimensions des rails. La Figure 3.50 illustre la géométrie des éprouvettes finalement adoptée. L'éprouvette est de type éprouvette de double cisaillement, elle est donc initialement symétrique et le reste au cours de la déformation. Les zones cisillées mesurent chacune 20 mm × 5mm (pour une épaisseur de 1,5 mm).

La Figure 3.51 donne une vue du montage installé sur la plateforme et un zoom sur la zone cisailée (de gauche). Seule cette zone cisailée est filmée pendant l'essai. Elle est située entre deux parties épaisses qui peuvent suivant la position de l'éclairage projeter des ombres et donc rendre plus difficile la corrélation d'images.

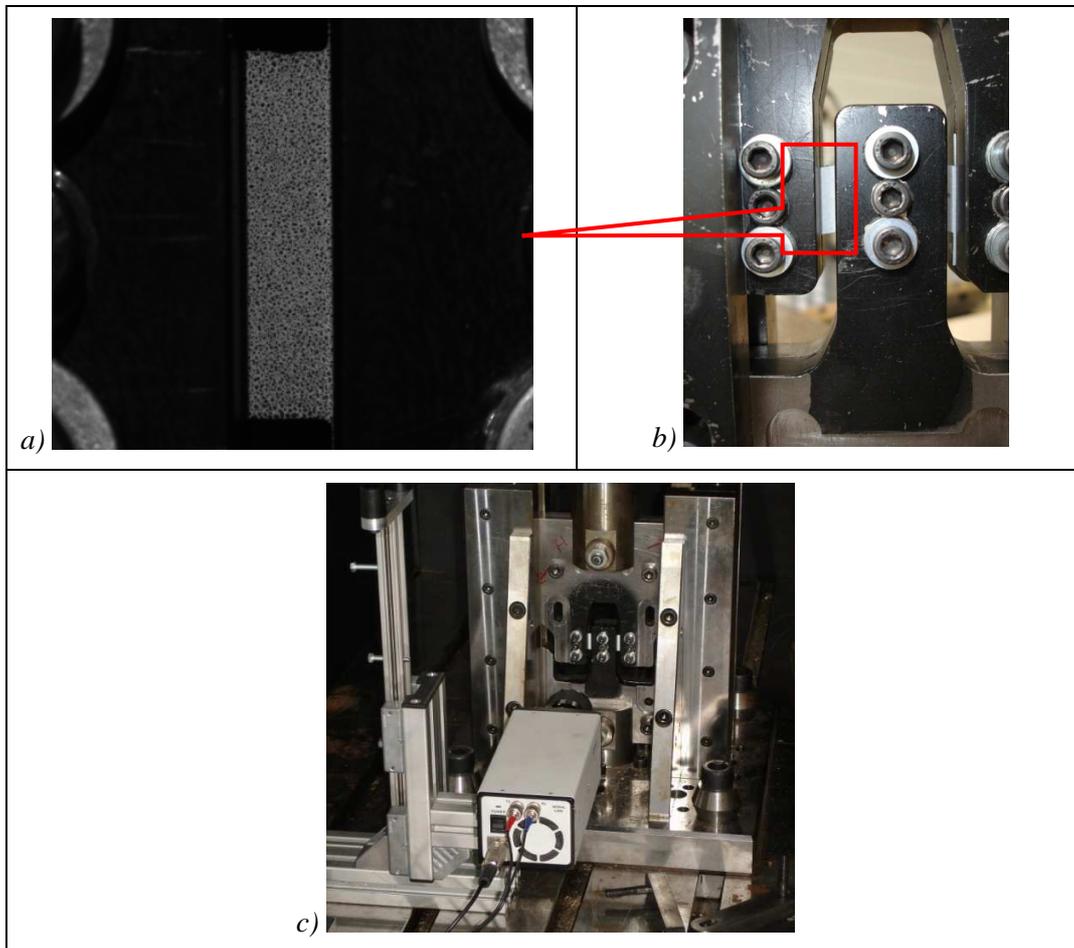


Figure 3.51 : Essais de cisaillement – cisaillement inverse

- a) Image d'une zone cisailée mouchetée non déformée, b) Une éprouvette cisailée encore en place, c) Montage de cisaillement et caméra installés sur la plateforme.

La Figure 3.52 montre un schéma de l'éprouvette de cisaillement sous chargement. L'éprouvette est maintenue serrée dans une empreinte, ce qui permet une transmission des efforts par les surfaces inférieures et/ou supérieures de l'éprouvette, et non par les vis. Une partie de l'effort est probablement transmise par frottement sur les surfaces maintenues serrées entre les mors.

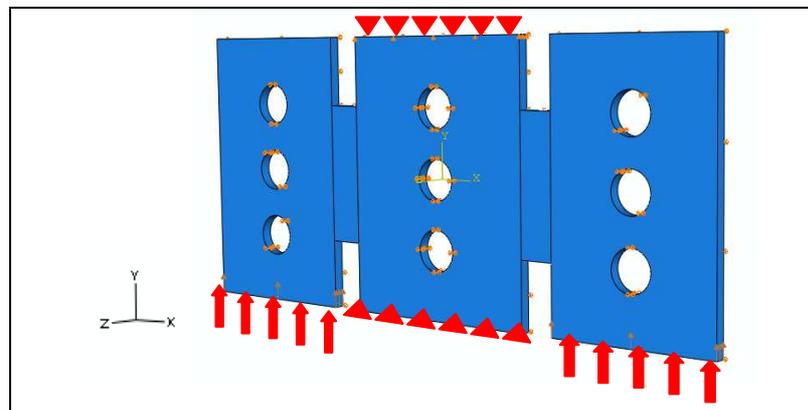


Figure 3.52 : Schéma de l'application des déplacements et des conditions d'amarrage de l'éprouvette.

Pour le dépouillement des essais, la contrainte de cisaillement est calculée en considérant l'essai comme parfaitement homogène, en utilisant la relation $\tau = F / S$. F représente l'effort appliqué et S l'aire de la surface cisailée. Les mesures de déformations sont réalisées par corrélation d'images. La déformation de cisaillement reportée sur les courbes de comportement est une valeur moyenne extraite à l'aide d'une jauge virtuelle couvrant une zone de 3 mm \times 10 mm et située au centre de la zone cisailée. Un exemple de champ de déformation en cisaillement (epsilon 12) est reporté sur la Figure 3.53, seules les zones près des bords supérieur et inférieur sont perturbées par la présence du décrochement de section (Figure 3.50).

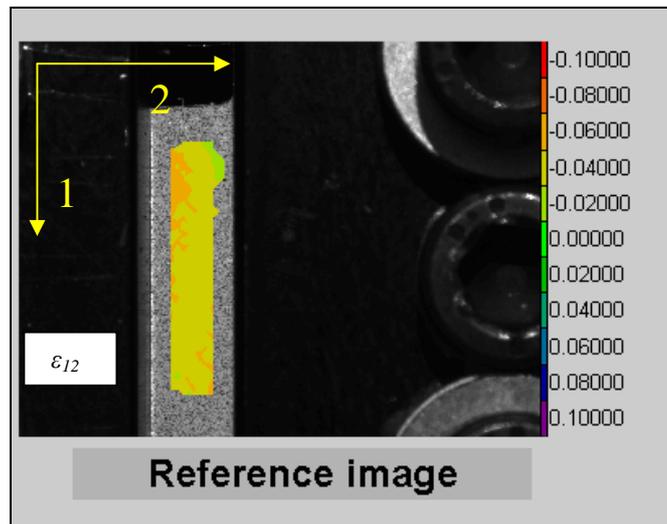


Figure 3.53 : Champ de déformation en cisaillement (epsilon 12) calculé par Correli Q4, le déplacement du vérin de -3,5 mm (Taille image 16 pixels et espacement 8 pixels, la taille du pixel 0,023 mm).

Les courbes de comportement en cisaillement – cisaillement inverse des deux aciers sont présentées respectivement sur les Figures 3.54 et 3.55.

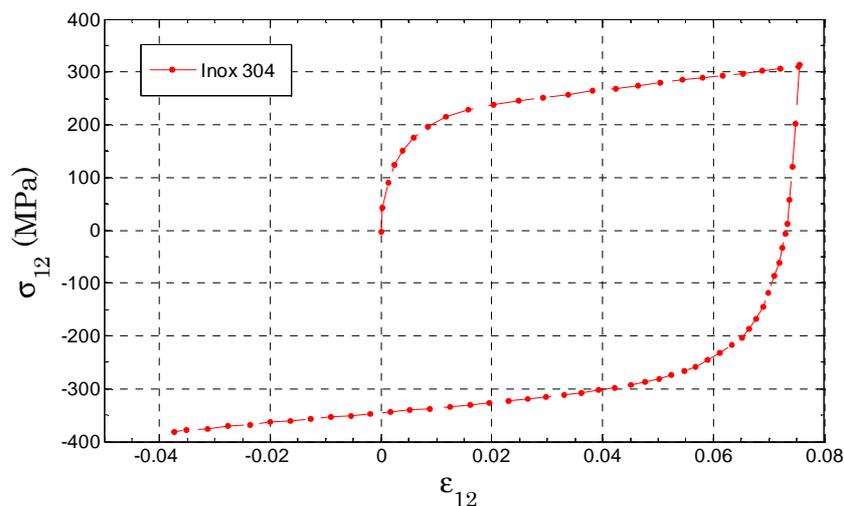


Figure 3.54 : Courbe de comportement en cisaillement - cisaillement inverse de l'acier Inox304L-Cu. Déplacement maximal imposé de ± 2 mm.

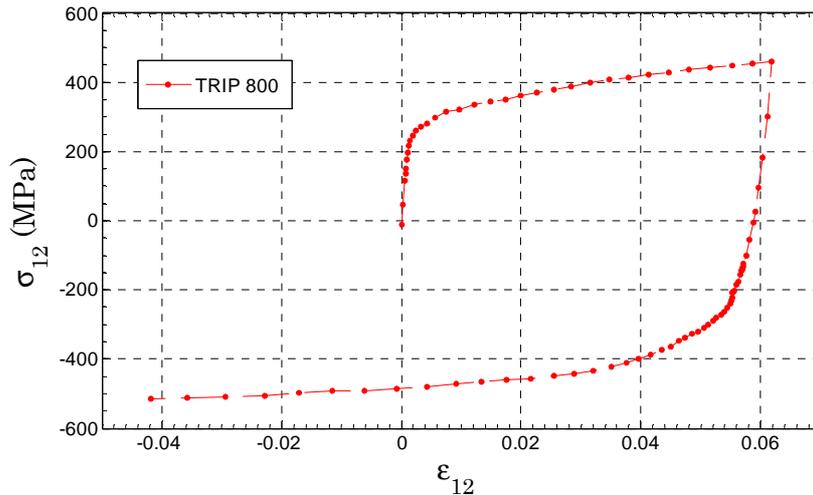


Figure 3.55 : Courbe du comportement en cisaillement - cisaillement inverse de l'acier TRIP 800. Déplacement maximal imposé de ± 4 mm.

3.3.3. Essais d'emboutissage

Différents essais d'emboutissage ont été réalisés afin de comparer les courbes de comportement expérimentales de ces aciers avec les courbes simulées à partir des valeurs des paramètres identifiés à partir des essais monotones ou séquentiels. Cette démarche permet de valider d'une part le modèle de comportement implémenté et d'autre part les paramètres identifiés qui sont caractéristiques des matériaux étudiés. Les essais d'emboutissage concernent deux aciers l'Inox 304L et le TRIP 800.

3.3.3.1. Emboutissage de l'acier Inox 304L

Les essais d'emboutissage sur cet acier ont été réalisés au laboratoire, sur le site du Saulcy. Le dispositif expérimental d'emboutissage développé par Morestin et al. [BMM98] permet de réaliser deux types d'essai : Nakazima (poinçon hémisphérique) et Marciniak (poinçon à fond plat). Le montage est placé sur une machine de traction - compression (Figure 3.56) Zwick d'une capacité de 200 kN.

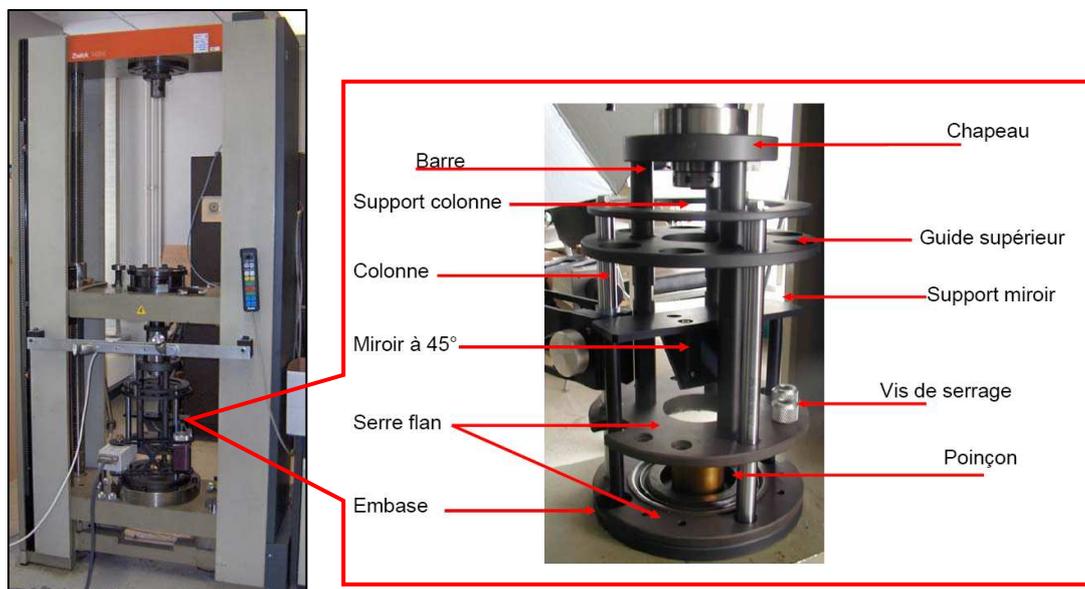


Figure 3.56 : Dispositif expérimental utilisé pour les essais d'emboutissage de l'acier Inox 304L.

- **Emboutissage de type Marciniak**

Les essais d'emboutissage en configuration Marciniak utilisent un poinçon cylindrique à fond plat et évidé (Figure 3.57). Sur l'acier « Inox 304L », plusieurs essais de ce type ont été réalisés avec deux largeurs de flan différentes, afin d'atteindre des états de déformations différents (proche de la traction plane ou en déformations équilibaxiales).

La procédure d'essai se déroule en quatre étapes :

1. Préparation des échantillons (flans)

Plusieurs éprouvettes d'acier Inox 304L ont été découpées dans une tôle d'épaisseur 1 mm suivant deux géométries ; des éprouvettes en forme d'octogone régulier taillées dans un carré de dimensions 200 mm x 200 mm, (Figure 3.58) ainsi que des éprouvettes de forme rectangulaires, de dimensions 130 mm x 200 mm. La forme octogonale est nécessaire uniquement en raison de l'encombrement des colonnes de guidage du montage qui ne permettent pas d'utiliser simplement un flan carré.

Des contre-flans sont utilisés afin d'éviter la localisation de la déformation au niveau du rayon du poinçon. Ces contre-flans peuvent être en acier doux (par exemple acier ES) ou en acier Inox. Pour des essais à rupture, ils doivent avoir un allongement à la rupture au moins égal à celui de la tôle à caractériser. Ils ont la même dimension que la tôle à emboutir, mais sont percés au centre par un trou de diamètre 18,6 mm. Le contre-flan est rendu solidaire de l'éprouvette par un ruban adhésif double face. Cette opération se fait avant la pulvérisation du mouchetis qui suit toujours la même procédure : fond blanc et taches noires.

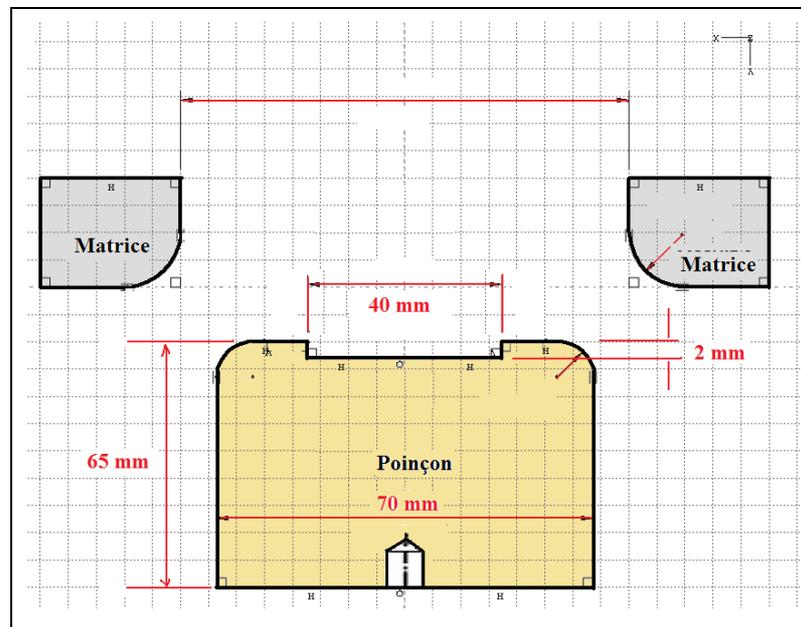


Figure 3.57 : Géométrie du poinçon pour essais Marciniak.

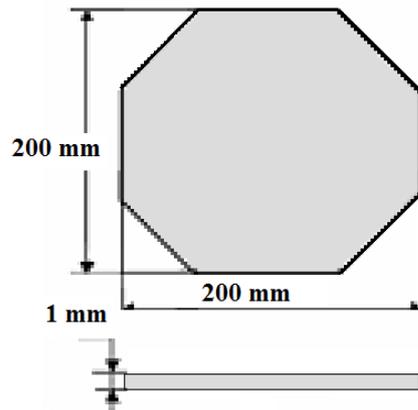


Figure 3.58 : Epreuve initiale de forme octogonale, pour essai Marciniak en traction équilibrée.

2. Mise en œuvre de l'essai et acquisition des images

Le montage d'emboutissage a été conçu avec le poinçon solidaire de la partie fixe, alors que la matrice et le serre-flan sont liés à la partie mobile de la machine. Dans cette configuration la distance entre l'éprouvette et la caméra (fixe par rapport au bâti de la machine) reste constante pendant toute la déformation. Ce montage permet d'effectuer des emboutissages avec un enfoncement maximum de 45mm. La tôle est maintenue entre la matrice et le serre-flan à l'aide de six vis de blocage. La force de serrage initialement assurée par la machine, puis maintenue par les vis, est de l'ordre de 180 kN. Un film de téflon (d'une épaisseur de 1 mm) est placé entre le poinçon et le contre-flan afin de réduire les effets du frottement (Figure 3.59).



Figure 3.59 : Film de téflon intercalé entre le poinçon et le contre flan ou le flan.

L'acquisition des images au cours des essais est réalisée grâce à une caméra numérique noir et blanc, saisissant des images codées sur 8 bits et enregistrées au format bitmap. Chaque image comporte 1024×1280 pixels. La caméra est associée à un boîtier d'alimentation et à une carte vidéo insérée dans un ordinateur dédié à ces essais et à leur exploitation.

Avant de mettre l'échantillon en place, il est préférable de positionner la caméra pour s'assurer qu'elle observera bien la zone centrale de l'échantillon par l'intermédiaire du miroir incliné à 45° , placé au dessus du poinçon (Figure 3.60). La caméra est positionnée en visant le centre évidé du poinçon. Pour définir l'échelle, c'est-à-dire pour établir la taille d'un pixel en millimètre, il suffit de prendre une image du dessus du poinçon en se servant de l'évidement comme référence de longueur. Une rampe de deux spots halogènes de 50W est fixée sur le bâti de la machine par deux pieds aimantés. Le même support est utilisé pour fixer un parapluie de photographe qui permet de diffuser la lumière de manière relativement homogène autour du montage.

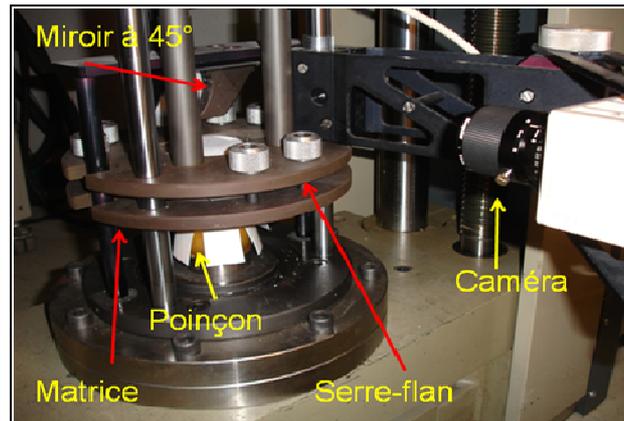


Figure 3.60 : Dispositif d'essai Marciniak.

Après avoir retiré le poinçon, qui est amovible, la partie mobile du montage est amenée en position basse. Les vis qui servent à maintenir l'échantillon et le contre-flan en place sont retirées. La partie mobile est remontée en position haute maximale afin de mettre la tôle en place. Cette dernière est centrée par rapport aux colonnes, le trou du contre-flan doit être placé le plus précisément possible, pour qu'il soit au centre du poinçon. La partie mobile est redescendue, afin que la machine puisse exercer une pression importante (proche de la capacité maxi de la machine) pour assurer le bon serrage de l'échantillon et du contre-flan. Après avoir procédé au serrage des 6 vis moletées, l'ensemble est relevé. Le poinçon est remis en place avec le téflon. La partie mobile est descendue jusqu'à que le l'échantillon tangente le dessus du poinçon.

L'éclairage et la caméra (netteté, ouverture du diaphragme) sont réglés de façon à obtenir un histogramme de niveaux de gris satisfaisant. La première image, image de l'éprouvette initiale à l'état non déformé, est enregistrée. L'essai d'emboutissage est lancé en même temps que la prise d'images. A la fin de l'essai, les images successives et les données de la machine d'essai sont enregistrées automatiquement. La Figure 3.61 présente un exemple d'éprouvette emboutie. Les traces brillantes circulaires sont les traces du jonc et de la matrice. L'essai est piloté à vitesse de déplacement de traverse imposée : 10 mm/min.



Figure 3.61 : Eprouvette emboutie, résultant d'un essai Marciniak interrompu sur acier Inox 304L.

3. Traitement des données et calcul des champs de déformation par le logiciel Correli_Q4

Les images prises sont traitées à l'aide du logiciel Correli_Q4. Les résultats obtenus par l'analyse de texture de l'image d'une éprouvette non-déformée donne une distribution des niveaux de gris bien adaptée à la corrélation d'images (Figure 3.62) : étalement continu sur une bonne partie de la dynamique du signal.

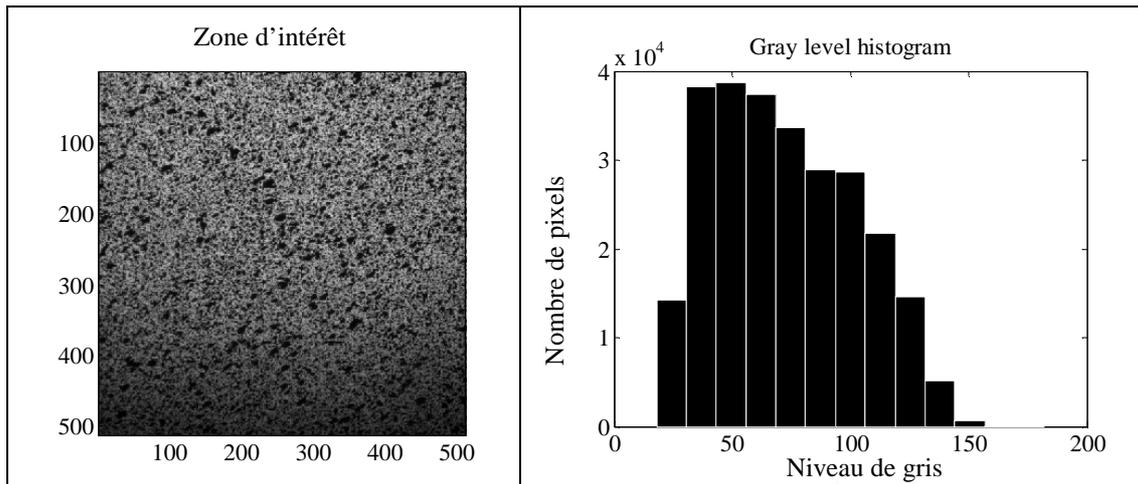


Figure 3.62 : Distribution et histogramme des niveaux de gris d'une éprouvette non-déformée (zone d'intérêt). Images codées sur 8 bits (256 niveaux de gris), taille du pixel 0,07 mm.

- **Emboutissage de type Nakazima**

Les équipements utilisés sont les mêmes que ceux de l'essai en configuration Marciniak sauf pour le poinçon utilisé qui maintenant est hémisphérique (Figure 3.63). Les seules données de sortie dans cet essai sont le déplacement de la traverse et la force appliquée. L'éprouvette utilisée dans cet essai est celle de la Figure 3.58. Le protocole d'essai est le même que celui de l'essai Marciniak sauf pour le traitement des images car la méthode de corrélation d'images en 2D n'est pas adapté pour la mesure des déformations sur une tôle qui ne reste pas plane. La Figure 3.64 montre une éprouvette emboutie. Pour cet essai, sont disponibles les valeurs du temps, des déplacements et des forces du vérin.

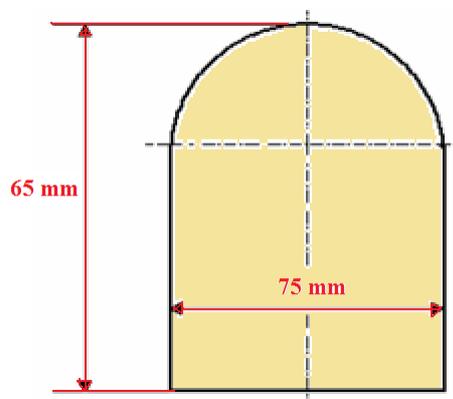


Figure 3.63 : Poinçon pour essais Nakazima.



Figure 3.64 : Eprouvette emboutie, résultant d'un essai Nakazima interrompu sur acier Inox 304L.

Le Tableau 3.4 n'illustre que les caractéristiques de trois essais réalisés sur l'acier Inox304L. La Figure 3.65 montre les courbes force – déplacement enregistrées pour un essai Nakazima et deux essais Marciniak. Les images prises (en configuration Marciniak) sont traitées par le logiciel Correli_Q4 pour déterminer les valeurs des déformations. Les Figures 3.66 et 3.68 montrent l'évolution de la déformation logarithmique dans deux directions ainsi que la déformation logarithmique équivalente en fonction du temps. La taille de l'imagette est de 16 pixels et l'espacement de 8 pixels. La taille de la jauge virtuelle, ou zone sur laquelle a été calculée la moyenne, est 10 mm × 10 mm et est placée au centre du flan.

Les Figures 3.67 et 3.69 donnent deux exemples de champs de déformation et de déplacements : essais 2 et 3 respectivement. L'essai sur flan complet (essai 2) est bien associé à des déformations dans les deux directions quasiment égales, alors que lors de l'essai 3 la déformation dans la direction 2 est pratiquement nulle.

Nom d'essai	Type d'essai	Dimension	Déplacement	Acier
Essai 1	Nakazima	200×200 mm	Jusqu'à rupture	Inox 304L
Essai 2	Marciniak	200×200 mm	Jusqu'à rupture	Inox 304L
Essai 3	Marciniak	130×200 mm	Jusqu'à rupture	Inox 304L

Tableau 3.4 : Caractéristiques des essais réalisés (Inox 304L).

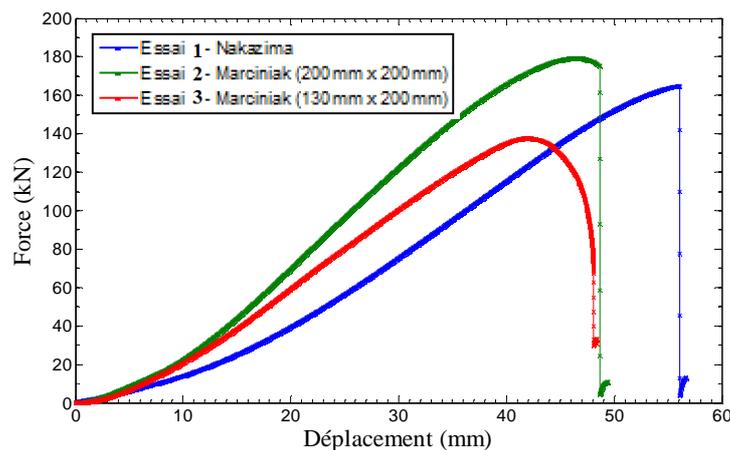


Figure 3.65 : Courbes force - déplacement de 3 essais d'emboutissage réalisés sur l'Inox 304L.

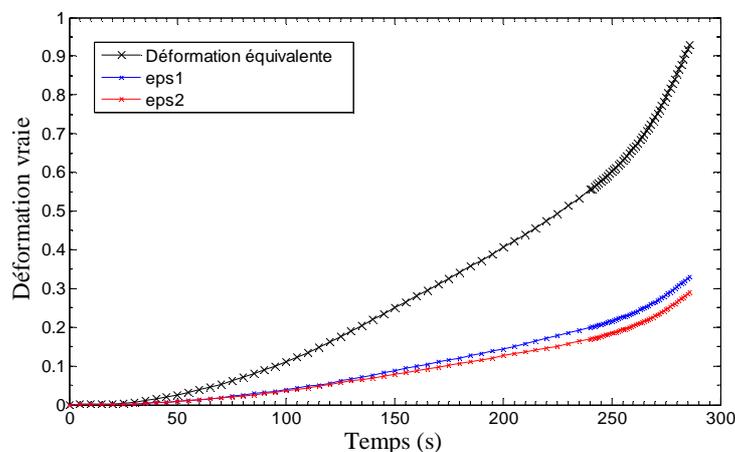


Figure 3.66 : Evolutions des déformations logarithmiques dans les directions 1 et 2 et de la déformation équivalente de Von-Mises pour un essai de type Marciniak avec flan complet sur l'acier Inox 304L (essai 2, Taille de jauge virtuelle de 10 mm × 10 mm).

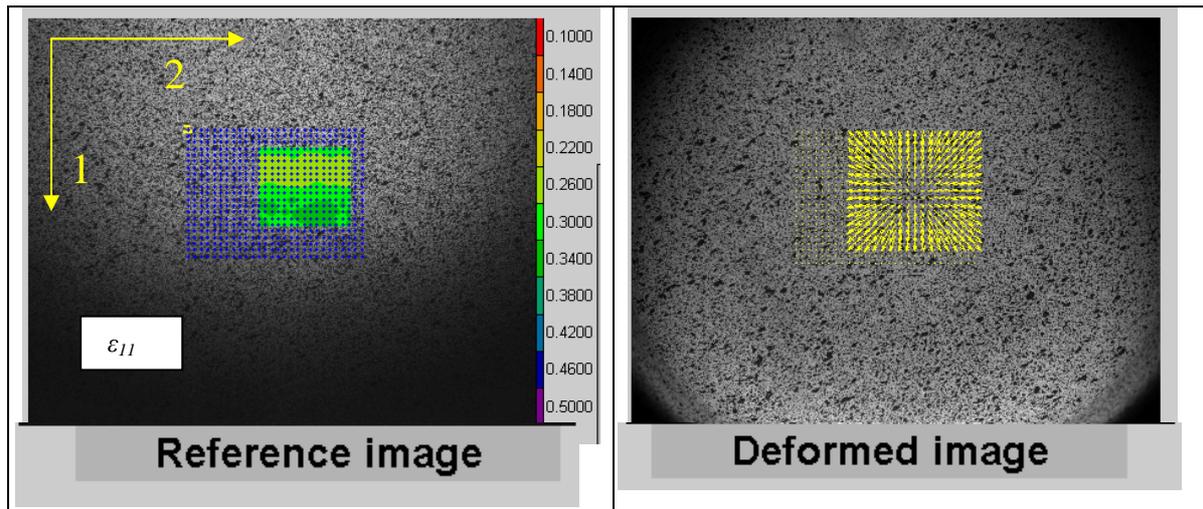


Figure 3.67 : Champs de déformations logarithmiques et de vecteurs déplacement obtenus par corrélation d'images sur l'essai 2 : flan complet (traction équi-biaxiale, durée de sollicitation de 270 s et taille du pixel est de 0,07 mm).

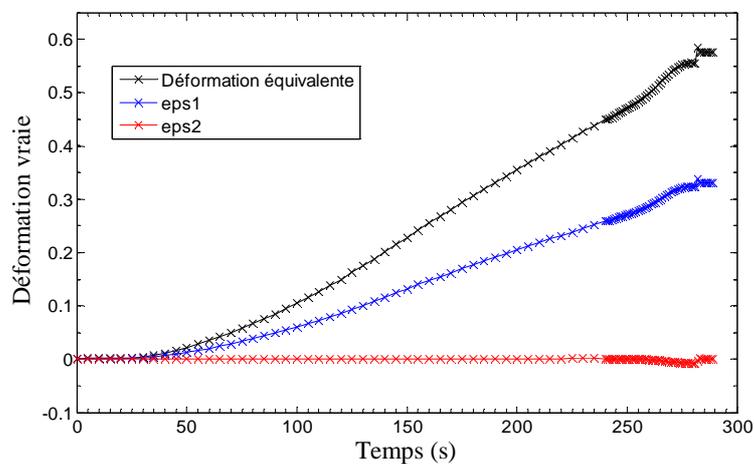


Figure 3.68 : Evolutions des déformations logarithmiques dans les directions 1 et 2 et de la déformation équivalente de Von Mises pour un essai de type Marciniak sur flan étroit (130 mm x200 mm) en acier Inox 304L : essai 3 (proche d'un état de déformation plane, taille de la jauge virtuelle de 10 mm x10 mm).

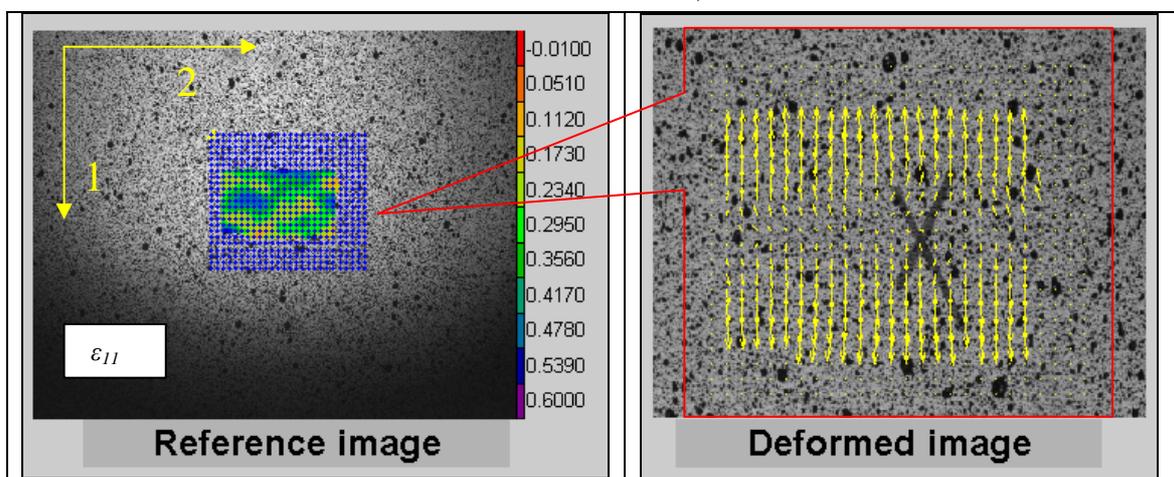


Figure 3.69 : Champs de déformations logarithmiques et de vecteurs déplacement obtenus par corrélation d'images lors de l'essai 3 (traction plane, flan de largeur 130mm, durée de sollicitation de 270 s et taille du pixel de 0,07 mm).

3.3.3.2. Emboutissage de l'acier TRIP 800

Les essais d'emboutissage en configuration Marciniak sur acier TRIP 800, avec flans d'épaisseur 1,5mm, ont été réalisés en notre présence au CEMEF de Sophia-Antipolis. Ces essais n'étaient pas réalisables sur le dispositif expérimental du LPMM car il est impossible d'assurer une force de serrage suffisante pour maintenir l'éprouvette dans de bonnes conditions. Les efforts à appliquer sur le flan en acier TRIP 800 pour qu'il épouse la forme du jonc sont trop important pour la machine et le montage utilisés par l'acier Inox.

La machine d'essais utilisée au CEMEF (Figure 3.70) est une machine électromécanique de marque INSTRON développant une force maximale de 300 kN. Elle est pilotée par l'intermédiaire d'un ordinateur. Une vitesse de descente du poinçon proche de 10 mm/min a été imposée. Le poinçon est cylindrique et évidé, il a un diamètre de 67,2 mm et un rayon de courbure extérieur de 6,5 mm (Figure 3.71).

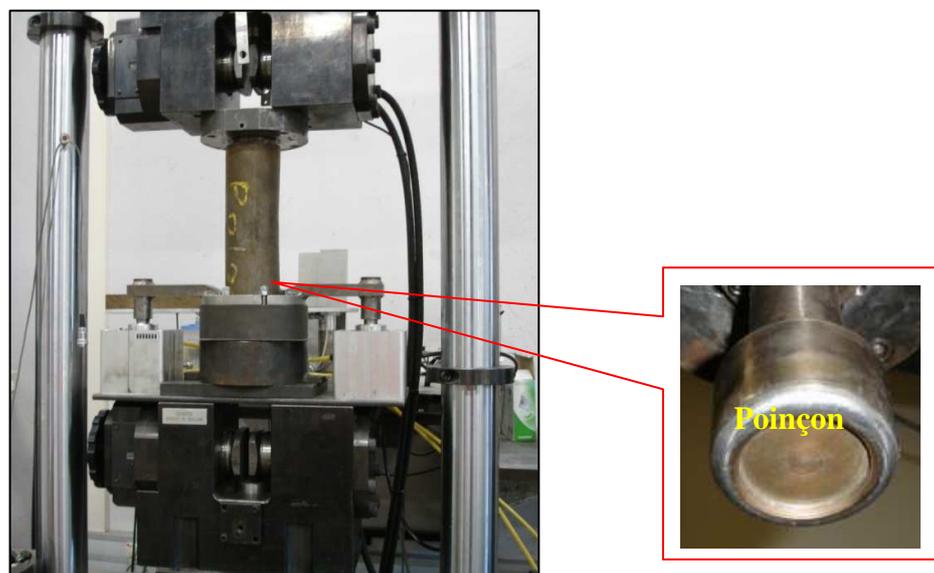


Figure 3.70 : Configuration de la machine et du montage d'emboutissage de type Marciniak (CEMEF).

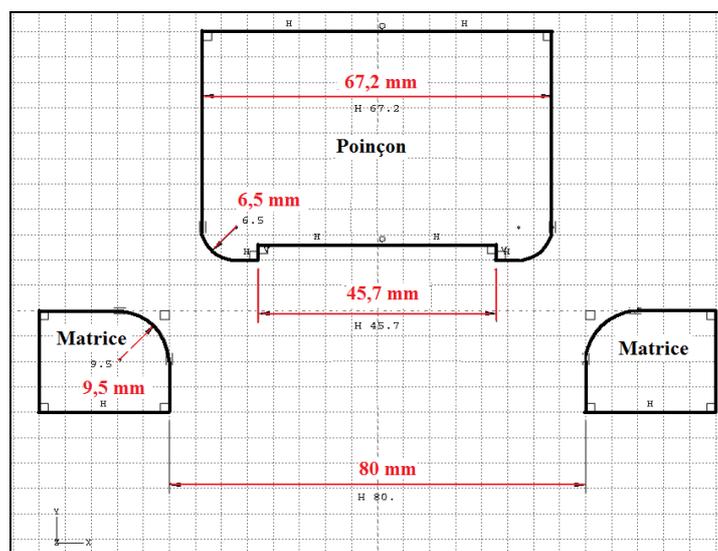


Figure 3.71 : Géométrie du poinçon et de la matrice utilisés pour l'emboutissage du TRIP 800.

Au CEMEF, les caméras ne sont pas installées sur la machine ce qui ne permet qu'une mesure des déformations après l'emboutissage et le démontage de la tôle. Aucune mesure des déformations au cours du chargement n'est possible, car le flan est caché pendant sa déformation.

Plusieurs éprouvettes de forme carrée (200 mm × 200mm) en acier TRIP 800 ont été découpées à la cisaille. Quatre trous ont été percés aux bords de l'éprouvette afin d'assurer un maintien correct du flan et d'éviter son glissement (avalement) pendant la phase d'emboutissage.

Après nettoyage et dégraissage, un mouchetis artificiel est déposé sur chaque échantillon, à l'aide d'un équipement de gravure électrolytique (Figures 3.72 et 3.73). Suite à cette opération l'éprouvette est mise en place entre la matrice et le serre-flan. L'ensemble de ces pièces est rendu solidaire par l'emploi de brides de serrage maintenues par un système hydraulique (Figure 3.74). Le poinçon est descendu au contact de la tôle à emboutir. L'ensemble matrice, serre-flan et éprouvette est monté sur la partie inférieure de la machine qui se déplace vers le haut, grâce au moteur électrique fixé sur la traverse de la machine. La Figure 3.75 présente l'éprouvette emboutie de l'un des essais réalisés (essai 1). Six essais d'emboutissage ont été réalisés sur l'acier TRIP 800. Le Tableau 3.5 ne donne que les caractéristiques de deux de ces essais. Les données concernant la force et le déplacement de chaque essai sont enregistrées via l'ordinateur qui pilote l'essai. Les courbes force - déplacement des essais 1 et 2 sont reproduites sur la Figure 3.76.



Figure 3.72 : Méthode de gravure électrolytique.

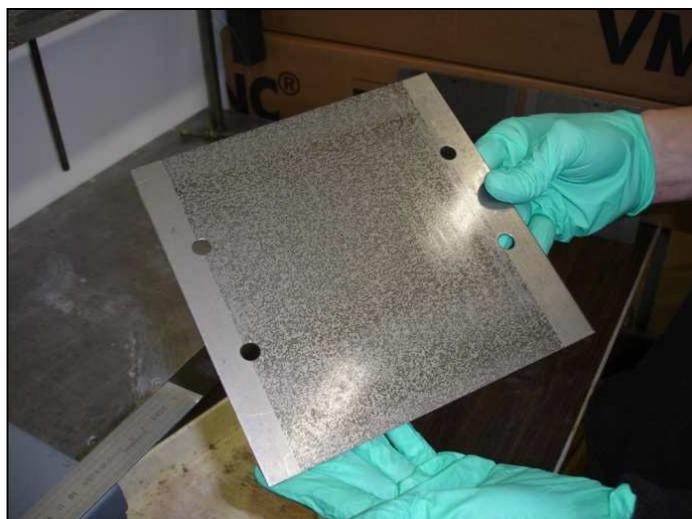


Figure 3.73 : Plaque avec mouchetis.

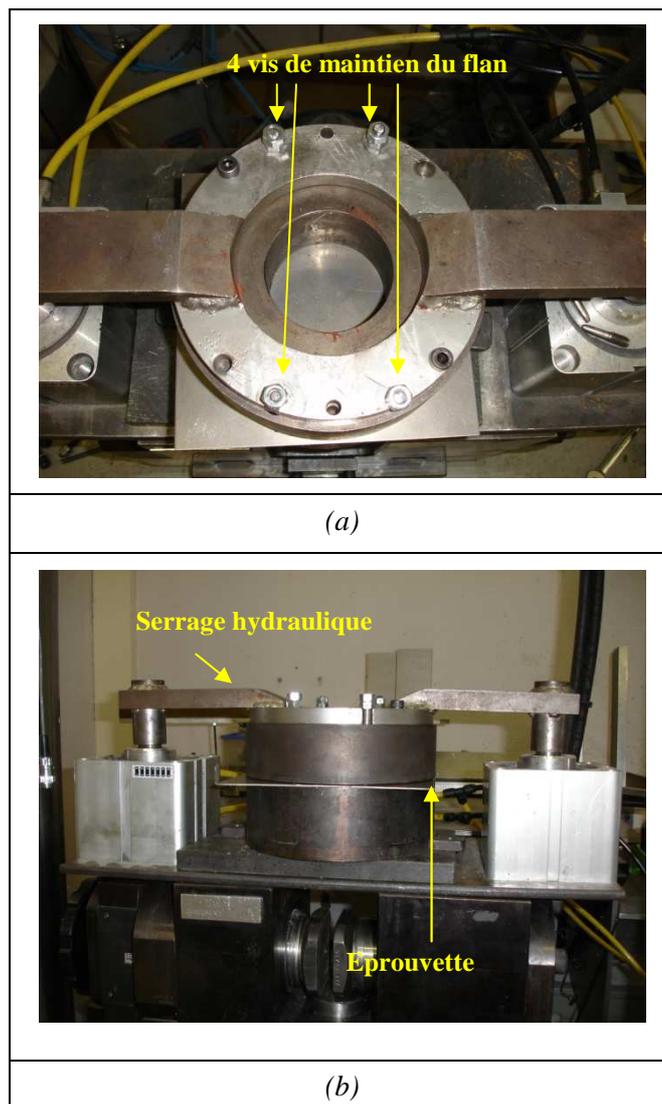


Figure 3.74 : Matrice, serre-flan et éprouvette d'emboutissage installés sur la machine
(a) vue de dessus – (b) vue de face.



Figure 3.75 : Eprouvette emboutie de l'essai 5.

Nom d'essai	Type d'essai	Dimension	Déplacement du poinçon	Acier
Essai 1	Marciniak	200 × 200 mm	9 mm	TRIP 800
Essai 2	Marciniak	200 × 200 mm	Jusqu'à rupture	TRIP 800

Tableau 3.5 : Caractéristiques des essais réalisés (TRIP 800).

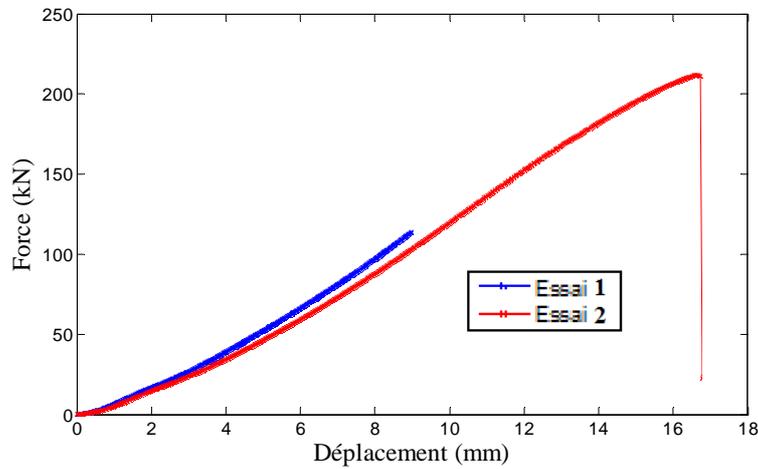


Figure 3.76 : Courbes force - déplacement de 2 essais d'emboutissage sur acier TRIP 800 : essai 1, (interruption de l'essai après un déplacement du vérin d'environ 9 mm) et essai 2 jusqu'à rupture.

L'acquisition des images et le calcul des déformations utilisent le logiciel de stéréo corrélation ARAMIS (Figures 3.77). Après gravure, une paire d'images stéréoscopiques de l'éprouvette, à l'état non-déformé, est acquise (Figure 3.78). De même, après emboutissage deux images de l'éprouvette à l'état déformé sont enregistrées. Les caméras utilisées sont des caméras CCD codant les images sur 8 bits avec un capteur de 768 × 572 pixels. Les champs de déformations sont calculés par stéréo corrélation. Avoir deux caméras avec des angles de vision différents, et installées dans une position relative connue, permet de reconstituer la forme 3D de la surface de l'objet observé (Figures 3.79 et 3.80). C'est l'appariement entre images de gauche et de droite qui permet cette reconstruction. C'est ensuite la comparaison des deux formes avec leurs motifs de surface qui permet de calculer les déformations subies par le matériau entre les deux états. Il n'est pas toujours facile de trouver une position de l'échantillon déformé par rapport aux caméras qui permettent de reconstituer la totalité de la forme. Il faut aussi trouver l'éclairage optimal de l'échantillon (pas de zone trop ou pas assez éclairées). L'hypothèse d'incompressibilité du matériau, $\epsilon_3 = -(\epsilon_1 + \epsilon_2)$, est appliquée pour le calcul de la déformation dans l'épaisseur et donc aussi pour celui de la déformation au sens de Von Mises.



Figure 3.77 : Aperçu du système de stéréocorrélation ARAMIS (CEMEF Sophia Antipolis).

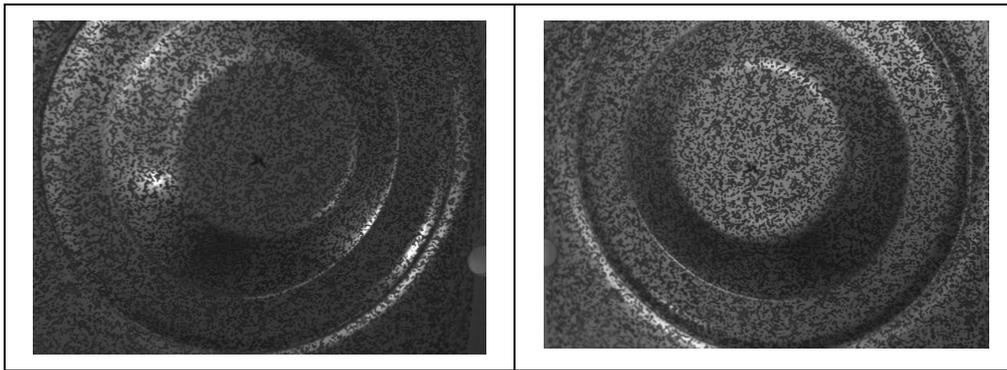


Figure 3.78 : Exemple d'images prises respectivement par les caméras de gauche et de droite après emboutissage, (essai 1).

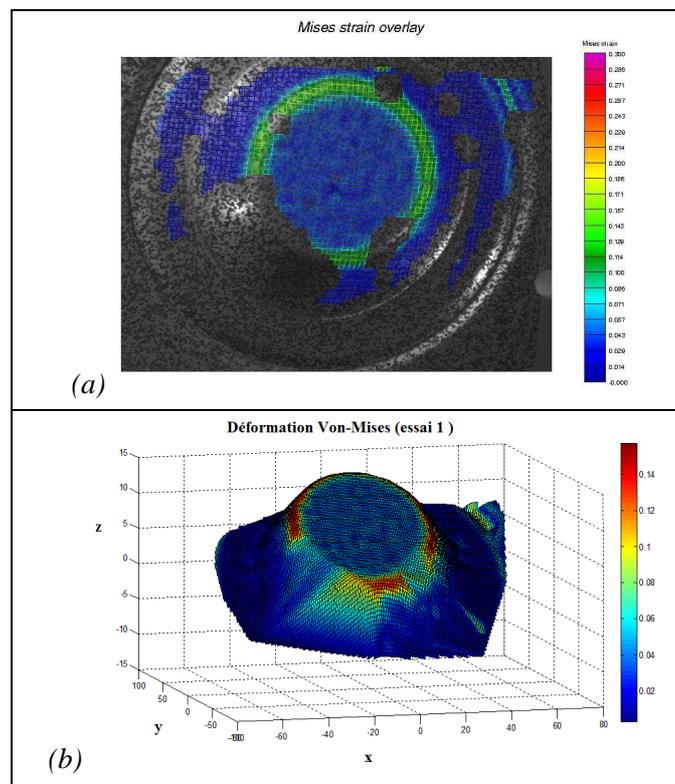


Figure 3.79 : Champs de déformation équivalente au sens de Von Mises calculé par stéréo corrélation à partir de deux paires d'images acquises lors de l'essai 1 (enfoncement du poinçon de 9 mm).

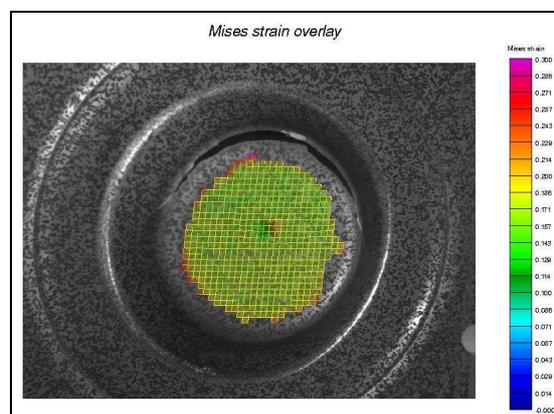


Figure 3.80 : Champ de déformation équivalente au sens de Von Mises calculé pour l'essai 2.

La préparation des six éprouvettes et les six essais d'emboutissage sur l'acier TRIP ayant été réalisée dans une même journée, il a été difficile de bien maîtriser suffisamment le logiciel Aramis pour réussir à obtenir des résultats ailleurs que sur la partie plate des flans déformés. Le manque de connaissance de l'équipement, le faible nombre de pixels des caméras, le choix d'un mouchetis trop grossier (taches de grand diamètre et/ou mal réparties) par rapport au nombre de pixels des caméras, un manque de temps pour optimiser l'éclairage et les prises de vue, l'impossibilité de choisir une meilleure position relative des caméras, tous ces facteurs n'ont pas permis d'optimiser les prises de vues des flans déformés et d'obtenir des résultats aussi complets qu'espérés.

3.4. Conclusions

Dans les paragraphes précédents, quelques caractéristiques microstructurales des trois nuances d'aciers de cette thèse ont été présentées : Inox 304L, Inox 304L-Cu et TRIP 800. Le comportement mécanique de ces aciers a été étudié à travers différents essais mécaniques : traction uniaxiale, traction - compression, cisaillement - cisaillement inverse, traction équibiaxiale, essai de traction hétérogène sur éprouvette Meuwissen, emboutissage de type Marciniak et Nakazima. Certains de ces essais (traction, traction - compression, cisaillement, cisaillement - cisaillement inverse) ont été réalisés à l'aide de montages conçus et fabriqués durant ce travail. Chaque essai a été analysé en terme d'hétérogénéités des déformations grâce à l'utilisation de la mesure de champs cinématique par corrélation ou stéréocorrélation d'images. Pour les essais habituellement considérés comme homogènes, des courbes contrainte - déformation « moyenne » ont été extraites. Pour les essais non homogènes, les évolutions spatio-temporelles des déformations ont été enregistrées et associées généralement à un effort global mesuré simultanément.

Dans la suite du travail, le comportement des trois matériaux testé sera supposé isotrope, car les essais réalisés dans les différentes directions n'ont pas montré d'anisotropie importante.

Les résultats obtenus dans ce chapitre seront utilisés dans la suite de l'étude afin d'identifier les paramètres des lois de comportement de ces aciers. Ils permettent aussi de mettre en évidence le rôle de la triaxialité des contraintes sur la transformation martensitique sous des sollicitations complexes.

Références bibliographiques

- [DTC+03] Dumoulin S., Tabourot L., Chappuis C., Vacher P. et Arrieux R. (2003). Determination of equivalent stress-equivalent strain relationship of a copper sample under tensile loading, *Journal of Materials processing Technology*, 133, p.79-83.
- [Kub04] Kubler R. (2004). *Comportement thermomécanique des aciers à effet TRIP : approches micromécaniques et phénoménologiques – applications à la mise en forme, 2004*, Thèse de doctorat, thèse de doctorat, ARTS et METIERS PARIS TECH, Centre de Metz.
- [Mar03] Marin N. (2003). *Caractérisation expérimentale de l'acier TRIP 800*, rapport de DEA, LPMM/LETAM, l'Université Paul Verlaine de Metz.
- [Ser06] Serri J. (2006). *Caractérisation expérimentale et modélisation du comportement plastique d'aciers à transformation martensitique. Applications à la mise en forme*. Thèse de doctorat, l'Université Paul Verlaine de Metz.
- [Kha04] Khalfallah A. (2004). *Identification des lois de comportement élastoplastiques par essais inhomogènes et simulations numériques*. , Faculté Des Sciences De Tunis.
- [Ber06] Berrahmoune M.R. (2006). *Transformation Martensitique et Rupture différée dans l'acier Austénitique Instable 301LN*. Thèse de doctorat, ARTS et METIERS PARIS TECH, Centre de Metz.
- [Gal05] Gallée S. (2005). *Caractérisation expérimentale et simulation numérique des procédés d'emboutissage profond : application aux aciers inoxydables austénitiques*. Thèse de doctorat, Université de Bretagne-Sud (France).
- [Pet06] Petit B. (2006). *Etude du comportement mécanique et des modifications de texture et de microstructure induites par la transformation de phase $\gamma-\alpha'$ sous contrainte d'un acier AISI 304.Aspects expérimentaux et modélisations*. Thèse de doctorat, l'Université Paul Verlaine de Metz.

CHAPITRE 4

Identification des paramètres par analyse inverse

SOMMAIRE

4.1. Introduction	152
4.2. Techniques d'identification de lois de comportement – Revue bibliographique.....	153
4.2.1. Généralités	153
4.2.2. Le problème inverse et sa résolution.....	153
4.2.2.1. Méthode de l'écart à l'équilibre.....	154
4.2.2.2. Méthode de l'erreur en relation de comportement.....	155
4.2.2.3. Méthode des champs virtuels.....	156
4.2.2.4. Méthode de recalage par éléments finis.....	157
4.3. Identification de lois de comportement pour les aciers Inox 304L, Inox 304L-Cu et TRIP 800	158
4.3.1. Méthode inverse pour l'identification des paramètres des lois de comportement	158
4.3.1.1. Démarche de résolution du problème inverse.....	159
4.3.1.2. Construction de la fonction <i>objectif</i>	159
4.3.1.3. Algorithmes d'optimisation	159
4.3.2. Identification des paramètres à partir d'un essai homogène	164
4.3.2.1. Stratégie d'identification à partir d'un essai homogène	164
4.3.2.2. Résultats de l'identification	169
4.3.3. Identification des paramètres à partir d'un essai hétérogène	178
4.3.3.1. Stratégie de l'identification à partir d'un essai hétérogène.....	179
4.3.3.2. Résultats de l'identification à partir de champs de déformations expérimentaux	187
4.3.4. Validation des paramètres identifiés à partir des différents essais	194
4.4. Conclusion.....	206

4.1. Introduction

La modélisation numérique du comportement mécanique des aciers à transformation de phase fait appel à des modèles mathématiques complexes. Pour représenter au mieux le comportement en grandes déformations, les lois constitutives peuvent faire intervenir un nombre important de paramètres matériau qui n'ont souvent pas tous une signification physique immédiate (voir chapitre 2). De plus, la réalisation d'essais mécaniques homogènes en grands déplacements requiert une instrumentation complexe et coûteuse en temps. C'est pourquoi dans le cadre de cette étude, des essais mécaniques hétérogènes avec des conditions aux limites bien précises ont été réalisés (chapitre 3). Dans ces configurations d'essai, la relation entre les paramètres de la loi de comportement et les grandeurs (mesures) n'est pas toujours explicite et donc nécessitent le développement de méthodes inverses d'identification paramétrique.

L'objectif de ce chapitre est le développement de stratégies d'identification par une approche inverse fondées sur le dialogue entre essais mécaniques et simulations numériques. Deux stratégies ont été mises en œuvre pour la détermination des paramètres des modèles de comportement élastoplastique (dans le cas 3D). Elles sont basées sur une méthode de minimisation au sens des moindres carrés.

La première stratégie exploite les résultats d'essais homogènes de traction simple et de traction - compression présentés dans le chapitre 3. Dans cette stratégie, l'identification est basée sur la minimisation, par une technique inverse, d'une fonction *objectif* construite en termes de contrainte dans la direction longitudinale. Cette première méthode d'identification a été utilisée dans le but de déterminer les cinq paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche et les huit paramètres du modèle semi-physique pour trois aciers de cette étude : Inox 304L, Inox 304L-Cu et TRIP 800.

La deuxième stratégie d'identification exploite la mesure des champs cinématiques générés au cours d'un essai hétérogène. Dans cette stratégie, les paramètres des deux modèles (Lemaitre et Chaboche et semi-physique) sont identifiés par une approche inverse basée sur la minimisation d'une fonction *objectif* construite sur la base des champs de déformations (ϵ_{11} , ϵ_{22} et ϵ_{12}) et les efforts sur la frontière de l'éprouvette optimisée (type Meuwissen). Cette seconde stratégie d'identification a nécessité le choix et l'optimisation d'une configuration d'essai mécanique générant une répartition spatio-temporelle hétérogène des déformations. La résolution du problème inverse a requis l'estimation de la matrice de sensibilité des variables observables (déformations, efforts) par rapport aux paramètres d'identification. Cet aspect a amené à développer un code de résolution inverse interfacé avec le code de calculs par éléments finis Abaqus.

Dans la première partie de ce chapitre, une courte étude bibliographique sur les méthodes d'identifications inverses est présentée. Dans la deuxième partie, la méthode d'identification inverse utilisée dans ce travail est exposée : construction de la fonction *objectif*, algorithme d'optimisation, détermination de la matrice de sensibilité et critère d'arrêt. Dans la troisième partie, la méthode d'identification inverse à partir des essais homogènes et les paramètres identifiés des deux modèles sont reportés. La quatrième partie est consacrée à la méthode d'identification inverse à partir des essais hétérogènes et des champs de déformations ; les paramètres identifiés des deux modèles par cette technique sont exposés. Dans la dernière partie, les différents jeux de paramètres identifiés par les différentes techniques inverses et les différents essais mécaniques (simples ou séquentiels) sont introduits dans le code de calcul par éléments finis pour simuler d'autres essais multiaxiaux (bitraction) ou complexes (emboutissage) et ainsi valider ou non ces paramètres identifiés.

4.2. Techniques d'identification de lois de comportement – Revue bibliographique

4.2.1. Généralités

Cette partie est consacrée à l'étude bibliographique sur l'identification des paramètres de lois de comportement par une méthode inverse et sa résolution. La méthode inverse s'appelle ainsi par opposition à la méthode dite direct qui consiste à calculer la réponse d'un système mécanique, pour un chargement extérieur et une loi de comportement donnés. Cette méthode inverse consiste à déterminer les paramètres d'une loi de comportement de forme connue à partir de la réponse du système mécanique à une (ou des) sollicitation(s) connue(s). La résolution du problème inverse consiste à minimiser la différence entre les valeurs calculées des observables et leurs valeurs expérimentales mesurées. Cette différence est exprimée et calculée à travers une expression dite fonction *objectif*.

Les problèmes inverses sont souvent des problèmes qualifiés de mal posés, par opposition aux problèmes directs qui sont bien posés. La solution d'un problème bien posé est en général moins sensible aux perturbations sur les données (stabilité du problème).

Pour la majorité des essais statiquement déterminés et homogènes, dans le cas des matériaux isotropes, l'identification des paramètres de la loi de comportement peut se faire directement à partir de la courbe force - déplacement, ou contrainte - déformation. Un essai homogène est un essai où l'état de contrainte et l'état de déformation sont homogènes dans la partie utile de l'éprouvette, cette dernière ayant une taille bien supérieure aux dimensions caractéristiques de la microstructure (c'est à dire à la taille d'un Volume Élémentaire Représentatif). Cette méthode est limitée à des matériaux homogènes dans lesquels n'intervient aucun phénomène de localisation ou de striction. Pour des matériaux anisotropes, il est nécessaire de réaliser plusieurs essais dans différentes directions matérielles, afin de caractériser toutes les composantes de la relation de comportement.

Depuis les premiers travaux de Sutton et al. [SWP+83], concernant les mesures de champs cinématiques par corrélation d'images numériques, les techniques d'identification ont connu d'importants développements et surtout de nouvelles applications. Les mesures de champs cinématiques ont ouvert de nouvelles perspectives dans le domaine de l'identification des propriétés des matériaux, en particulier à partir d'essais hétérogènes : propriétés élastiques, paramètres d'endommagement [CHR02], paramètres de lois de comportement plastique, élasto-plastique [MS96].

4.2.2. Le problème inverse et sa résolution

Cette partie a pour objectif de présenter certaines méthodes d'identification basées sur la minimisation d'une fonction *objectif* définie par la somme des écarts quadratiques entre grandeurs calculées et mesurées. Dans la littérature, plusieurs méthodes ont été proposées pour l'identification de paramètres de lois de comportement à partir de champs cinématiques homogènes et hétérogènes, des méthodes itératives et des méthodes non itératives.

Le calcul par éléments finis a longtemps été la méthode la plus utilisée pour résoudre à la fois le problème direct et inverse par l'utilisation du recalage à l'équilibre. Le problème direct consiste à déterminer les champs de déformation/contrainte en connaissant le modèle et les paramètres qui le pilotent. Tandis que le problème inverse est celui de la détermination des paramètres qui interviennent dans la réponse de la structure à partir de la connaissance de grandeurs mesurées (déplacements, déformation, ...) et de la sollicitation appliquée (Figure 4.1).

Pour une loi de comportement donnée, l'identification par analyse inverse revient à déterminer l'ensemble des paramètres de cette loi pour lequel est obtenue la meilleure superposition entre les variables mesurées expérimentalement et les valeurs de ces variables calculées par le modèle direct. La qualité de cette superposition est quantifiée à l'aide d'une fonction *objectif*.

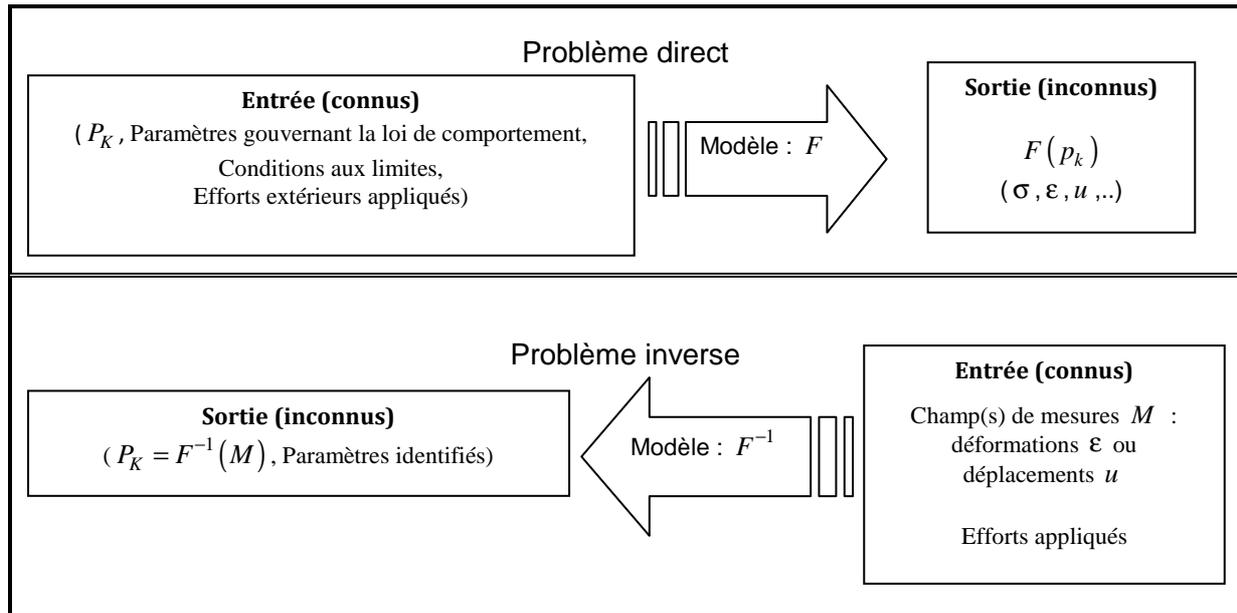


Figure 4.1 : Comparaison entre le problème direct et le problème inverse.

La minimisation de la fonction *objectif* est assurée par une des méthodes décrites dans les paragraphes suivants (classées en trois catégories [Til98]) :

- Méthodes de régression linéaire, utilisée si l'expression des grandeurs calculées est linéaire par rapport aux paramètres à identifier, ou permet une linéarisation.
- Méthodes d'évaluations successives de la fonction *objectif* pour différents jeux de paramètres choisis avec des critères de recherche linéaire (algorithme de type simplex), génétique ou statistique (méthode de Monte-Carlo).
- Méthodes de type gradient (1^{er} ou 2^{ème} ordre) permettant la détermination des paramètres par une méthode d'approximation itérative. Cette méthode impose d'évaluer simultanément la fonction *objectif* et son gradient (méthode de la plus grande pente, méthode du gradient conjugué, méthode de Newton, méthode de Gauss - Newton, ...).

Le choix d'une de ces méthodes se fait « par expérience » mais surtout en fonction du type du modèle direct de calcul, du degré de complexité de la résolution et des caractéristiques de la fonction *objectif* telles que sa convexité, l'existence ou non de plusieurs minima ou la présence de paliers. Pour les modèles non linéaires, il est généralement préférable d'utiliser des méthodes itératives de type gradient [Til98]. Le principe des méthodes les plus répandues dans le domaine de la mécanique des matériaux est présenté brièvement dans la suite de ce document.

4.2.2.1. Méthode de l'écart à l'équilibre

La méthode de l'écart à l'équilibre MEQ (Equilibrium Gap Method ou EGM) a été utilisée par Claire et al. [CHR02] pour l'identification des paramètres de lois de comportement anisotrope ou isotrope. Cette méthode est basée sur les champs de déplacements mesurés. La formulation proposée peut être dérivée pour l'identification de champs de propriétés mécaniques ou thermiques. Dans le domaine mécanique, il s'agit de propriétés mécaniques moyennes sur la surface étudiée et de champs de propriétés en un nombre fini de régions de la structure étudiée. L'idée de cette méthode est de chercher un champ de propriétés mécaniques pour un champ de déplacements donné qui conduit à l'équilibre mécanique à l'intérieur de la structure étudiée ($div(\sigma) = 0$). Dans ce système, les champs de modules

élastiques sont par exemple les inconnues et les champs de déplacements mesurés sont les données [Cro08].

La formulation du problème d'identification est alors associée à une représentation de type éléments finis où l'endommagement est considéré constant par élément (sous domaines de la structure étudiée). L'endommagement est considéré comme une variable discontinue sur la structure. L'identification de la distribution des paramètres se fait par la minimisation d'un écart à l'équilibre sur tous les sous domaines à l'intérieur desquelles ces paramètres sont constants. Après développement, un système surdimensionné est construit où les paramètres par élément sont les inconnues. Le système linéaire final est résolu par une méthode du gradient conjugué. Cette méthode a été appliquée pour l'identification des conductivités thermiques et des propriétés élastiques locales par analyse de champs [CRH03]. Cette procédure a été également utilisée pour la détermination de champs d'endommagement à partir de champs de déplacement mesurés par corrélation d'images [HFI92].

4.2.2.2. Méthode de l'erreur en relation de comportement

Ladevèze & Leguillon [LL83] ont introduit une méthode de l'erreur en relation de comportement (ERC) basée pour les calculs d'erreur en éléments finis. Cette méthode inverse basée sur la minimisation d'une norme énergétique formulée par l'erreur en relation de comportement a été proposée par plusieurs auteurs pour l'identification des propriétés élastiques à partir d'un seul essai [BBC03, APG04]. L'erreur en relation de comportement est donnée par une fonction $E(u, \sigma, C)$ pour les matériaux élastique, qui est la somme de deux fonctions convexes correspondant respectivement aux énergies potentielle et complémentaire :

$$E(u, \sigma, C) = \frac{1}{2} \int_{\Omega} (\varepsilon(u) : C : \varepsilon(u)) d\Omega + \frac{1}{2} \int_{\Omega} (\sigma : C^{-1} : \sigma) d\Omega - \int_{\partial\Omega} (u \cdot \sigma \cdot n) ds \quad (4.1)$$

En l'absence de forces de volume, et en tenant compte des conditions aux limites, la fonction $E(u, \sigma, C)$ peut être réécrite pour des champs de contraintes σ statiquement admissibles et des champs de déplacements u cinématiquement admissibles de façon à faire apparaître l'écart en relation de comportement :

$$E(u, \sigma, C) = \frac{1}{2} \int_{\Omega} (\sigma - C : \varepsilon(u)) : C^{-1} : (\sigma - C : \varepsilon(u)) d\Omega \quad (4.2)$$

Dans le cadre de l'élasticité, une conséquence des principes variationnels permet de montrer que pour un tenseur d'élasticité C donné :

$$\min_{u_{CA}, \sigma_{SA}} E(u, \sigma, C) = 0 \quad (4.3)$$

Les paramètres définissant le tenseur C peuvent alors être identifiés via la minimisation de l'énergie exprimée dans l'équation 4.3. Pour identifier des paramètres élastiques, une méthode similaire à celle qui vient d'être exposée a été appliquée par Constantinescu [Con95]. Elle consiste à faire intervenir des problèmes d'équilibres élastiques de deux types classiques : à déplacements imposés et à forces imposées. D'autres méthodes basées sur l'erreur en relation de comportement consistent à ajouter une fonction d'écart à la mesure sur les frontières avec des facteurs de pondération [Fal90, GMC99].

L'identification de la loi de comportement sur la base de la méthode de l'erreur en relation de comportement a été appliquée dans le cadre de la thèse de Merzouki [Mer08] afin de comparer l'identifiabilité de quatre configurations d'essais hétérogènes. La fonction *objectif* a été construite à partir d'une méthode de type ERC exprimée à partir des mesures de champs de déformations ainsi que des efforts sur la frontière. Cette méthode a été également appliquée à l'échelle d'un multicristal d'AMF pour identifier le comportement local de grains d'austénite à partir de mesure de champs de

déformations locales à l'échelle des grains [Mer08]. Cependant, l'identification a été rendue impossible par les bruits de mesures trop importants par rapport aux déformations élastiques. De nombreux auteurs ont utilisé la méthode d'erreur en dissipation qui a permis en premier lieu d'étendre les calculs d'erreur à des modèles élastoplastiques [LM99] et élastoviscoplastiques [LMD99].

4.2.2.3. Méthode des champs virtuels

La méthode des champs virtuels (Virtual Field Method ou VFM) est une méthode non itérative d'identification des paramètres pilotant des lois de comportement mécaniques [Grédiac, 1989], [GPB98, GTP02]. Cette méthode ne nécessite pas la création d'un modèle simulant l'essai réalisé. Elle est basée sur le Principe des Travaux Virtuels (PTV). En l'absence de forces volumiques extérieures. L'équilibre statique global du solide s'écrit :

$$-\int_{\Omega} \sigma \varepsilon(u^*) d\Omega = \int_{d\Omega_f} T u^* dS \quad (4.4)$$

avec σ est le champ de contraintes, u^* champ de déplacement virtuel cinématiquement admissible, $\varepsilon(u^*)$ le champ de déformation associé à celui de déplacement virtuel, T le chargement surfacique sur la frontière extérieure $d\Omega_f$.

Le principe de la méthode repose sur l'écriture du tenseur des contraintes σ en fonction du tenseur des déformations ε à partir de la loi de comportement. Les déformations sont calculées à partir d'un champ de déplacements obtenu par une technique de mesure de champs cinématiques telle que la corrélation d'images. Ensuite, il s'agit de choisir le bon champ de déplacement virtuel u^* , c'est-à-dire des champs sensibles aux paramètres de la relation de comportement à identifier. Le problème de l'identification est résolu en écrivant le principe des travaux virtuels (4.4) avec les champs virtuels choisis. Ceci conduit à un système d'équations linéaires dépendantes des paramètres du comportement à identifier [GTP02].

Une méthode est proposée pour construire des champs virtuels par morceaux, elle consiste à faire appel à des champs indépendants, judicieusement choisis afin de faire apparaître les paramètres à identifier dans le système d'équations découlant de l'équation (4.4) [Gre96 et HFI92].

Grédiac et al. [GP06] ont ajouté une précaution supplémentaire pour le choix de ce champ virtuel. Avril et al. [APG04] ont étudié d'une façon approfondie la sensibilité de la méthode. Les travaux de Chalal et al. [Cha05, CAPM06 et CMPG04] présentent l'extension de la méthode des champs virtuels à un comportement élastique endommageable. Seul l'endommagement en cisaillement est considéré. Dans ces travaux, l'identification a été réalisée sur un essai hétérogène de type Iosipescu. La mesure de champ sur ce type d'essais permet d'identifier dans un premier temps, les quatre modules élastiques, et à chaque pas de chargement la variable d'endommagement locale qui affecte le module de cisaillement.

La méthode des champs virtuels non linéaires a également été appliquée par Grédiac et al. [Gre96-GTP02] au comportement élastoplastique avec écrouissage isotrope linéaire de type Prandtl-Reuss. L'identification se fait à partir des données simulées numériquement sur une géométrie complexe utilisée dans les travaux de Meuwissen ([Meu98] et [MOB+98]). Pour Grédiac et al. les propriétés élastiques sont considérées connues, seuls les paramètres plastiques sont à identifier.

Dans la même problématique, Panier [Pan06] a appliqué cette méthode avec des données expérimentales. Le modèle d'écrouissage retenu dans son travail est un écrouissage isotrope non linéaire selon le modèle de Voce.

Les méthodes de l'erreur en relation de comportement et des champs virtuels font partie d'une famille de méthodes basées sur les principes variationnels [BBC03].

Des méthodes d'identification présentées peuvent être appliqués pour l'identification de comportements élastiques, élastoplastiques, anisotropes, endommageables ou non, pour des matériaux métalliques, composites, rocheux, ou encore le bois. Un des intérêts de ces méthodes est la variété des échelles des systèmes mécaniques observés, et en particulier des échelles fines d'observation qui permettent l'étude de phénomènes microscopiques comme par exemple l'étude de la plasticité cristalline ou de la fissuration [Lat07].

4.2.2.4. Méthode de recalage par éléments finis

L'une des méthodes les plus utilisées est la méthode dite de recalage par éléments finis, qui est flexible et peut être adaptée à un très grand nombre de problèmes en mécanique des matériaux [Hen91]. Méthode de recalage par éléments finis est une méthode simple pour identifier des propriétés mécaniques qui consiste à recalculer de façon itérative des grandeurs calculées d'un modèle par la méthode des éléments finis et les grandeurs mesurées. La méthode du recalage consiste à minimiser une fonction *objectif* notée $F(p)$ construite au sens des moindres carrés et traduisant la somme des écarts quadratiques entre les grandeurs calculées par la méthode des éléments finis et les grandeurs mesurées :

$$F(p) = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^{N_{pts}} (M(p)_i - \overline{M}_i)^2 \quad (4.5)$$

- N_{pts} : nombre de points de mesure
- p : paramètres à identifier
- $M(p)_i$: grandeur calculée en fonction des paramètres à identifier p au point i
- \overline{M}_i : grandeur mesurée.

La minimisation de $F(p)$ conduit à un problème mal posé qu'il est nécessaire de régulariser. Différentes techniques de régularisation peuvent être utilisées parmi lesquelles la technique de Levenberg - Marquardt [Mar63, Lev44].

De nombreux auteurs ont utilisé cette technique d'identification sur la base d'une fonction *objectif* donnée par l'équation 4.5. Meuwissen et al. [Meu98] ont utilisé cette méthode pour l'identification du comportement élastoplastique de l'Aluminium sur des éprouvettes sollicitées en traction uniaxiale. La grandeur mesurée est le champ de déplacement dans le plan sur la surface de l'éprouvette. Lecompte et al. [LB99] ont utilisé le même type de fonction *objectif* afin d'identifier le comportement élastique d'un matériau composite orthotrope. Les grandeurs permettant la construction de la fonction *objectif* sont les déformations. Expérimentalement, elles sont déduites du champ de déplacements mesuré à la surface de l'échantillon.

Kajberg et Lindkvist [KL04] ont identifié les paramètres d'un comportement élastoplastique avec écrouissage isotrope multilinéaire ou parabolique en grandes déformations. La grandeur mesurée est le champ de déplacement obtenu par corrélation d'images numériques.

Hoc et al. [HCGZ03] ont identifié le comportement d'un monocristal de fer à partir du comportement élastoplastique macroscopique d'un polycristal. Les monocristaux sont considérés identiques avec des orientations cristallographiques différentes, ces orientations provoquent une réponse hétérogène de l'échantillon. Dans le même travail, Hoc et al. [HCGZ03] ont vérifié le comportement macroscopique par la comparaison entre la courbe expérimentale force - allongement et celle calculée à partir des paramètres identifiés.

Au sein du laboratoire, les méthodes de recalage par éléments finis sont modifiées et étendues au comportement en fatigue avec endommagement des thermoplastiques renforcés par des fibres de verre dans le cadre de la thèse de H. Nouri [Nou09].

Dans le cadre de la thèse de Y. Payandeh [Pay10], ces méthodes sont également étendues au comportement de composites à renforts en alliage à mémoire de forme. Dans la thèse de Payandeh, la méthode de type gradient proposée par Levenberg et Marquardt [GMC99, Til98] basée sur l'algorithme de Gauss Newton est appliquée pour la résolution du problème inverse.

Dans ce travail, la méthode de type gradient proposée par Levenberg et Marquardt est également appliquée pour la résolution du problème inverse. L'utilisation de cette méthode est limitée par les instabilités caractérisant les problèmes mal conditionnés. Pour cela, plusieurs méthodes de stabilisation sont proposées dans la littérature. Toutes ces méthodes ont pour but de borner la zone admissible de recherche de jeux optimaux de paramètres.

La méthode de Levenberg-Marquardt peut être vue comme un cas particulier de méthode à région de confiance. Pour ces dernières, la recherche du jeu de paramètres optimal est limitée à une hypersphère au delà de laquelle la non-linéarité de la fonction *objectif* devient trop importante. Une autre approche est celle des statisticiens, qui stabilisent souvent le problème d'identification de paramètres en ajoutant de l'information a priori sur les paramètres. Augmenter la quantité d'informations a pour conséquences d'améliorer le conditionnement du problème d'identification de paramètres et donc de limiter les problèmes d'instabilité.

4.3. Identification de lois de comportement pour les aciers Inox 304L, Inox 304L-Cu et TRIP 800

Dans la littérature, il existe de nombreux travaux qui décrivent et utilisent des techniques d'identification de paramètres de lois de comportement élastoplastique pour des matériaux hétérogènes et sous sollicitations complexes. Une de nos principales motivations dans ce travail est l'étude de la possibilité d'identifier des paramètres de comportements mécaniques par méthode inverse. Pour ces raisons, une méthode inverse a été développée dans le cadre de ce travail. Une étude porte sur des hypothèses de matériaux homogènes (homogénéité d'un matériau est dépendante de l'échelle d'observation et elle peut être réaliste pour des domaines d'observation suffisamment étendus, tandis qu'à l'échelle microscopique les caractéristiques mécaniques peuvent être extrêmement hétérogènes) et des grandes déformations. Deux modèles de comportement mécanique sont utilisés. Un modèle élastoplastique à écrouissage isotrope et cinématique (modèle de Lemaitre et Chaboche [LC01]), et un modèle semi-physique introduisant un comportement élastoplastique par phase et à la transformation martensitique présenté dans le chapitre 2.

4.3.1. Méthode inverse pour l'identification des paramètres des lois de comportement

La méthode d'identification utilisée a pour objectif de chercher le jeu de paramètres par deux stratégies. La première stratégie minimise l'écart entre une courbe expérimentale obtenue à partir d'essais homogènes (par exemple : contrainte-déformation) et celle obtenue par le calcul numérique. La deuxième stratégie minimise l'écart entre les champs de déformations (et les efforts appliqués) expérimentaux obtenus à partir d'essais hétérogènes et ceux obtenus par le calcul numérique.

L'algorithme retenu pour la résolution des problèmes inverses traités dans ces deux stratégies est de type gradient (algorithme de Levenberg-Marquardt). En effet, pour des modèles non-linéaires, cet algorithme est souvent performant notamment lorsque l'on veut minimiser le nombre de simulations

numériques à effectuer. Par contre, cette méthode ne permet pas d'éviter les minima locaux. Nous présentons dans un premier temps le cadre général de cet algorithme.

4.3.1.1. Démarche de résolution du problème inverse

Dans ce paragraphe, les étapes nécessaires pour la démarche de résolution du problème inverse sont présentées :

- la construction d'une base expérimentale pertinente avec une condition de sensibilité des données expérimentales observables aux paramètres que l'on cherche à identifier ;
- la définition d'une fonction objectif ;
- le choix de l'algorithme d'optimisation ;
- le calcul de la matrice de sensibilité ;
- le choix du critère d'arrêt.

Concrètement, le déroulement de l'algorithme est le suivant : une première estimation des paramètres (paramètres initiaux) est faite. Un premier calcul par simulation numérique est alors réalisé. Les résultats de la simulation sont comparés aux données de la base expérimentale. Un nouveau jeu de paramètre est ensuite déterminé par l'utilisation d'un algorithme de minimisation. Une nouvelle simulation est réalisée et les résultats seront de nouveau comparés à la référence, etc. Ce cycle se poursuit jusqu'à s'être approché de manière satisfaisante de la courbe de référence choisie pour identifier le comportement. Le Figure 4.2 décrit le déroulement de l'algorithme.

4.3.1.2. Construction de la fonction *objectif*

Cette fonction décrit les écarts relatifs, en chaque point de mesure, entre la valeur expérimentale et la valeur simulée. En règle générale, cette fonction est écrite sous la forme :

$$F(p) = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^m \beta_i [M_i^{\text{exp}} - M_i^{\text{num}}(p)]^2 \quad (4.6)$$

les termes β_i sont des coefficients de pondération (qui servent aussi à normaliser l'écart), M_i^{exp} désignent les valeurs expérimentales des variables observables utilisées pour l'identification (déformation, effort, température ...), $M_i^{\text{num}}(p)$ désignent les valeurs calculées numériquement par le modèle dont on cherche à identifier les paramètres, p est le vecteur des paramètres à identifier et m indique le nombre de points de mesure.

Quelle que soit la fonction F choisie, elle doit toujours respecter les conditions suivantes ; F doit être positive : $F \geq 0$ (cela suppose que $\beta_i > 0$) et $F = 0$ si et seulement si $M_i^{\text{num}} = M_i^{\text{exp}}$.

4.3.1.3. Algorithmes d'optimisation

La minimisation de la fonction *objectif* revient à trouver un vecteur de paramètres p^* tel que $\nabla F(p^*) = 0$. Cette résolution s'effectue de façon itérative, à chaque itération un incrément des paramètres Δp_K est calculé afin d'actualiser les paramètres :

$$p_{K+1} = p_K + \Delta p_K \quad (4.7)$$

L'estimation de Δp_K peut être faite de différentes manières, parmi lesquelles par exemple la méthode du gradient conjugué ou les méthodes de type Newton ou Newton-Raphson. Le lecteur intéressé peut se référer à la thèse de Moreau [Mor00] pour les différentes méthodes d'estimation de l'incrément Δp_K .

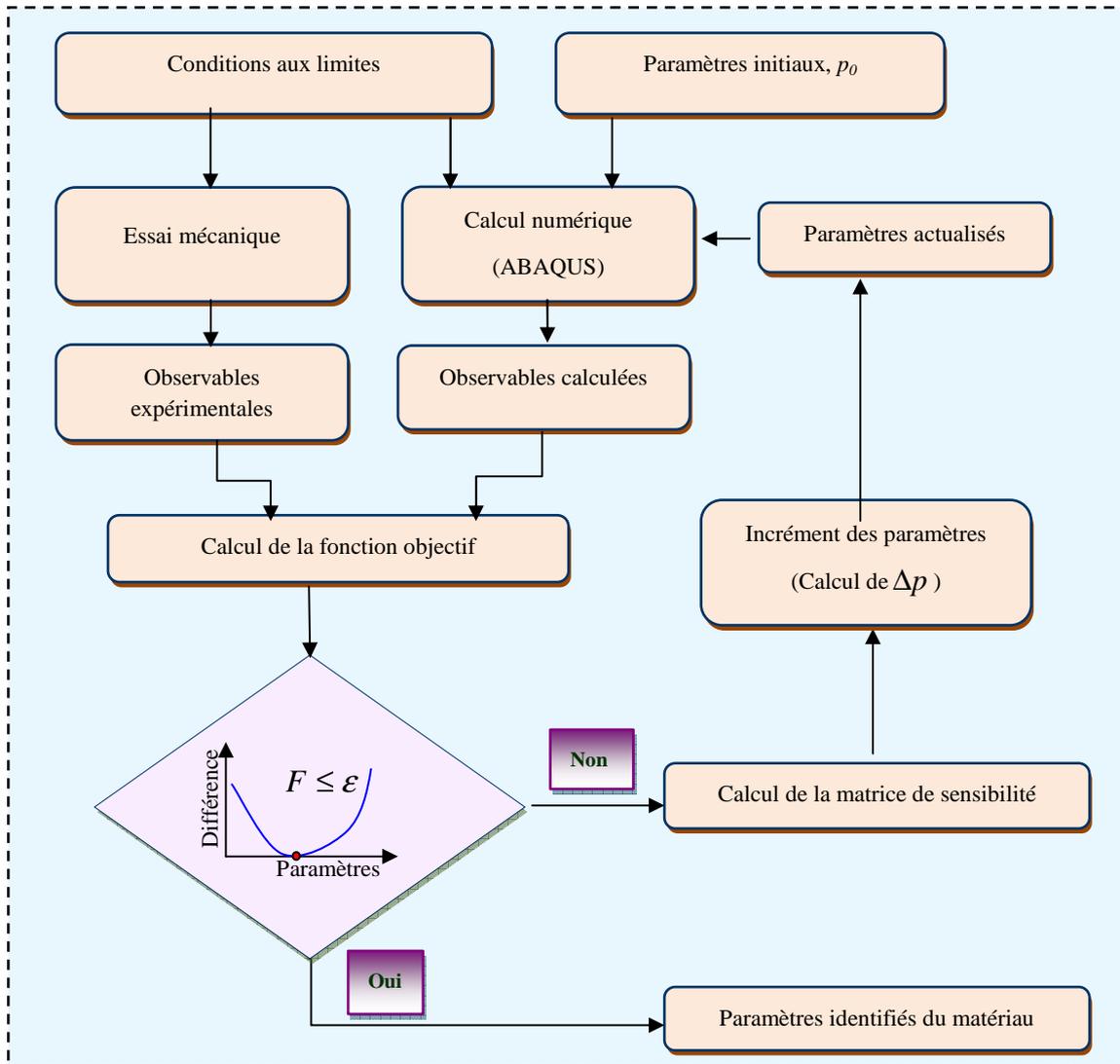


Figure 4.2 : Principe de la méthode d'identification inverse.

• **Méthode de Gauss-Newton**

La méthode de Gauss Newton repose sur le développement en séries de Taylor du gradient de la fonction *objectif* :

$$\frac{dF}{dp}(p + \Delta p) = \frac{dF}{dp}(p) + \Delta p \frac{d^2F}{dp^2}(p) + 0(\Delta p^2) \quad (4.8)$$

Pour que la fonction objectif présente un extremum, il faut que :

$$\frac{dF}{dp}(p + \Delta p) = 0 \quad (4.9)$$

Une approximation de la variation Δp , qu'il est nécessaire d'appliquer au vecteur paramétrique p , est ainsi obtenue par résolution du système linéaire :

$$\begin{cases} H\Delta p + G = 0 \\ H = \frac{d^2 F}{dp^2}(p): \text{ Hessien de } (F) \\ G = \frac{dF}{dp}(p): \text{ Gradient de } (F) \end{cases} \quad (4.10)$$

A partir de l'équation (4.8), les expressions des matrices H (également appelée Hessien de F) et G (gradient de F) sont les suivantes :

$$H_{ij} = \frac{d^2 F}{dp_i dp_j}(p) = 2 \sum_{k=1}^m \beta_k (M_k^{num} - M_k^{exp}) \frac{d^2 M_k^{num}}{dp_i dp_j} + 2 \sum_{k=1}^m \beta_k \frac{dM_k^{num}}{dp_i} S_{kj} \quad (4.11)$$

$$G_i = \frac{dF}{dp_i} = 2 \sum_{k=1}^m \beta_k (M_k^{num} - M_k^{exp}) S_{ki} \quad (4.12)$$

Par la suite, S_{ij} désigne la matrice de sensibilité. Elle est également appelée matrice Jacobienne dont les composantes traduisent la sensibilité des variables observables par rapport aux paramètres d'identification. Les composantes de S s'expriment par :

$$S_{ij} = \frac{dM_i^{num}}{dp_j} \quad (4.13)$$

La méthode de Gauss-Newton propose de négliger les dérivées d'ordre deux des observables calculées par le modèle direct, $\frac{d^2 M_k^{num}}{dp_i dp_j} = 0$. Alors l'expression simplifiée de la matrice H est :

$$H_{ij} \approx 2 \sum_{k=1}^m \beta_k \frac{dM_k^{num}}{dp_i} S_{kj} \quad (4.14)$$

Le calcul de S permet donc de résoudre l'équation linéaire (4.10) et ainsi d'estimer ΔP . L'incrément ΔP s'écrit en fonction de la seule matrice de sensibilité :

$$\Delta p = [S^T W S]^{-1} [S^T W] \Delta M \quad (4.15)$$

avec la matrice de pondération W qui est une matrice diagonale dont les composantes sont :

$$W_{ii} = \beta_i \quad (4.16)$$

et ΔM le vecteur déviation exprimé par :

$$\Delta M_i = (M_i^{num} - M_i^{exp}) \quad (4.17)$$

L'approximation réalisée pour le calcul de H devient de plus en plus précise lorsqu'on se rapproche de la solution et que la fonction objectif tend vers zéro. Cependant, il peut arriver que la matrice H possède des valeurs propres nulles. Auquel cas la convergence n'est pas assurée (la matrice devient non inversible). Ceci est dû au fait qu'un ou plusieurs paramètres peuvent ne pas avoir d'influence directe sur la grandeur observée. Ainsi, il sera nécessaire de redéfinir le problème, soit en choisissant d'autres paramètres (c'est-à-dire, définir un nouveau modèle conduisant au calcul de M_i^{num}), ou bien en choisissant une autre variable observable.

- **Détermination de la matrice de sensibilité**

Comme exposé dans les paragraphes précédents, le calcul de la matrice de sensibilité est indispensable à la résolution du problème inverse. Cette matrice exprime la sensibilité des grandeurs mesurées à une variation des paramètres à identifier.

Cette matrice calculée à chaque itération peut être évaluée de quatre manières : par une méthode analytique, par une méthode basée sur les différences finies, par une méthode semi-analytique et par celle de l'état adjoint [Meu98, For04].

La méthode analytique est très répandue dans le cas où les relations entre les grandeurs observables et les paramètres à identifier sont explicites ou partiellement explicites. Les termes de la matrice de sensibilité sont obtenus analytiquement. Il est alors nécessaire de construire un modèle où les observables s'expriment de façon explicite en fonction des paramètres à identifier. Cette approche est mal adaptée à des lois de comportement formulées sous forme incrémentale. Cependant, son utilisation, si elle est possible, permet un gain considérable en temps de calcul [For04].

La méthode des différences finies est relativement simple à mettre en œuvre. Elle consiste à perturber l'un après l'autre chaque paramètre et à calculer à chaque fois la réponse du système. La matrice de sensibilités peut alors être construite sur la base du schéma aux différences finies.

$$S_{ij} = \frac{dM_i^{num}}{dp_j} \approx \frac{M_i^{num}(p + \delta p) - M_i^{num}(p)}{\delta p_j} \quad (4.18)$$

où δp_j est la perturbation du paramètre p_j .

A titre d'illustration, pour un problème avec 2 paramètres à identifier à partir de m mesures, S s'écrit :

$$S = \begin{pmatrix} \frac{M_1^{num}(p_1 + \delta p_1, p_2) - M_1^{num}(p_1, p_2)}{\delta p_1} & \frac{M_1^{num}(p_1, p_2 + \delta p_2) - M_1^{num}(p_1, p_2)}{\delta p_2} \\ \frac{M_2^{num}(p_1 + \delta p_1, p_2) - M_2^{num}(p_1, p_2)}{\delta p_1} & \frac{M_2^{num}(p_1, p_2 + \delta p_2) - M_2^{num}(p_1, p_2)}{\delta p_2} \\ \vdots & \vdots \\ \frac{M_m^{num}(p_1 + \delta p_1, p_2) - M_m^{num}(p_1, p_2)}{\delta p_1} & \frac{M_m^{num}(p_1, p_2 + \delta p_2) - M_m^{num}(p_1, p_2)}{\delta p_2} \end{pmatrix} \quad (4.19)$$

Mathématiquement, la précision de ce calcul différentiel augmente lorsque δp_i tend vers 0. Il faudra donc choisir des paramètres de perturbation aussi petits que possibles. Il est d'usage de travailler avec une valeur de δp_i vérifiant [Til98] :

$$10^{-5} |p_i| \leq \delta p_i \leq 10^{-2} |p_i| \quad (4.20)$$

En effet, cette méthode s'implante avec très peu de modifications quelle que soit la loi de comportement étudiée. La méthode analytique, au contraire, dont la mise en œuvre repose directement sur la loi de comportement nécessite d'adapter, pour chaque problème étudié, la formulation permettant le calcul des termes S_{ij} de la matrice de sensibilité.

- **Techniques de régularisation de problèmes mal conditionnés**

L'algorithme de Gauss-Newton peut présenter des problèmes de convergence. Outre les critères de recherche linéaire, il est possible d'appliquer des algorithmes de stabilisation, encore appelés algorithmes de régularisation, dont le principe est de limiter la zone de recherche des paramètres. Ils intègrent en quelque sorte le critère de recherche linéaire, car ils proposent à la fois une direction de descente et une longueur de pas [Til98, For04].

Un de ces algorithmes est celui de Levenberg-Marquardt [GMC99, Til98]. Il reprend celui de Gauss-Newton, à la différence qu'il intègre un paramètre de régularisation noté μ qui, en variant, va influencer sur la convergence de l'algorithme. Le système linéaire à résoudre est alors (équation 4.10) :

$$\begin{cases} (H + \mu I)\Delta p = -\nabla F \\ H = \nabla^2 F \end{cases} \quad (4.21)$$

$G = \nabla F$ est le vecteur Gradient de F .

$H = \nabla^2 F$ est la matrice Hessienne de F .

I est la matrice identité du second ordre.

Par conséquent, lorsque μI est grand devant H , l'équation prend la forme :

$$\mu \Delta p \approx -\nabla F \quad (4.22)$$

et alors la méthode est proche d'une méthode de type gradient, réputée converger rapidement quand les paramètres initiaux sont loin de la solution. Lorsque μI est négligeable devant H alors :

$$H \Delta p \approx -\nabla F \quad (4.23)$$

ce qui correspond à une méthode de Newton dont la convergence est relativement rapide aux alentours de la solution.

La valeur initiale de μ est choisie suffisamment grande. Puis, à mesure que la solution est approchée, la valeur de μ change. Dans la pratique, lors de l'itération k , la fonction coût F_{k+1} est calculée. Si $F_{k+1} < F_k$ alors la valeur du coefficient de Levenberg-Marquardt à l'itération $k+1$ est donnée par :

$$\mu_{k+1} = 0,1\mu_k \quad (4.24)$$

En revanche, si la fonction objectif augmente entre l'itération k et $k+1$ une nouvelle évaluation de la fonction coût F_{k+1} est obtenue après avoir ajusté le paramètre μ à l'itération k :

$$\mu_{k+1} = 10\mu_k \quad (4.25)$$

- **Critères d'arrêt**

L'algorithme d'identification est stoppé lorsqu'une des deux conditions suivantes est vérifiée :

- La fonction *objectif* passe sous un certain seuil imposé au départ. Ce seuil est fixé en fonction de l'écart toléré entre les paramètres réels et calculés.
- La fonction *objectif* n'évolue plus assez. C'est une condition d'arrêt dite de stationnarité ou de stagnation qui intervient lorsque la différence entre les fonctions objectif d'une itération à l'autre est trop faible, sans que le seuil soit atteint pour autant. C'est qu'un minimum (local ou absolu) de la fonction *objectif* est atteint, il est donc inutile de poursuivre le calcul. Cette condition peut aussi être exprimée en fonction des paramètres, en considérant que $\Delta p \Delta p^T$ tend vers 0.

Les deux stratégies d'identification utilisées dans ce travail sont basées sur l'algorithme de Levenberg-Marquardt présenté dans les paragraphes précédents. Dans la partie suivante, ces deux stratégies sont développées pour identifier les paramètres des deux modèles à partir d'essais homogènes ou hétérogènes.

4.3.2. Identification des paramètres à partir d'un essai homogène

La première stratégie permet d'identifier les paramètres de deux modèles de comportement des aciers à effet TRIP. La fonction *objectif* est construite pour minimiser l'écart entre la contrainte vraie calculée à partir des résultats expérimentaux et la contrainte vraie calculée par éléments finis. Dans un premier temps, la stratégie de l'identification est présentée et un espace artificiel de données expérimentales est obtenu par éléments finis et utilisé pour tester la validité et la stabilité de la première stratégie d'identification. Dans un deuxième temps, les résultats de l'identification des paramètres des deux modèles, pour chaque matériau, sont exposés.

4.3.2.1. Stratégie d'identification à partir d'un essai homogène

L'algorithme d'identification est appliqué pour les essais homogènes monotones et séquentiels (traction simple, traction - compression, cisaillement - cisaillement inverse) présentés dans le chapitre 3. Cet algorithme permet d'identifier les cinq paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche et les huit paramètres du modèle semi-physique.

- **Les deux lois de comportement choisies : Lemaitre et Chaboche et semi-physique**

L'identification requiert une base de données de résultats numériques avec des conditions limites précises. Il est donc nécessaire de simuler les essais numériques avec un jeu de paramètres dans un code de calculs (ABAQUS). Dans ce travail, deux lois constitutives ont été choisies pour décrire le comportement mécanique des aciers à effet TRIP en trajet quasi-statique et isotherme sous sollicitations monotones ou séquentielles. Ces lois sont exposées ci-dessous.

Le modèle de Lemaitre et Chaboche propose la description de l'écrouissage cinématique. Combiné à la loi de Voce, qui se limite à l'écrouissage isotrope, il permet ainsi de décrire le déplacement de la surface de charge en plus de son gonflement. Il fait intervenir deux paramètres supplémentaires, C et γ , traduisant le déplacement du centre de la surface de charge. Dans le cas d'un trajet de traction - compression, l'équation traduisant la position actuelle de la surface de charge est la suivante [LC01] :

$$\sigma = \sigma_0 + Q \left(1 - \exp(-b\varepsilon^p) \right) + \frac{C}{\gamma} \left(1 - \exp(-\gamma\varepsilon^p) \right) + K \left(\dot{\varepsilon}^p \right)^{1/n} \quad (4.26)$$

Dans ce travail, l'effet de la vitesse de déformation n'est pas pris en compte : le terme $K \left(\dot{\varepsilon}^p \right)^{1/n}$ est supprimé car il est constant et intégré à la contrainte σ_0 . Il s'agit donc ici d'identifier cinq paramètres ($\sigma_0, Q, b, C, \gamma$) à partir des résultats des essais homogènes réalisés dans la direction longitudinale des aciers Inox 304L, Inox 304L-Cu et TRIP 800.

Le modèle semi-physique a été présenté dans le chapitre 2. Parmi les 30 paramètres de ce modèle, 22 paramètres sont fixés et les quatre paramètres $\left(k^{(A)}, k_1^{(A)}, k_0^{(A)}, M^{(A)} \right)$ de la phase austénite et les quatre paramètres $\left(k^{(M)}, k_1^{(M)}, k_0^{(M)}, M^{(M)} \right)$ de la phase martensite seront identifiés à partir des résultats des essais de traction réalisés dans la direction longitudinale pour l'acier 304 L, puis pour l'acier 304L-Cu et enfin pour l'acier TRIP 800.

Une condition d'identifiabilité qui s'impose pour les paramètres de la martensite est bien sûr que la sollicitation soit suffisante pour que la transformation martensitique existe et même sans doute soit relativement importante. En fait si la courbe $\sigma - \varepsilon$ ne fait pas apparaître la transformation, il sera impossible d'identifier les quatre paramètres de la phase martensitique.

• **Choix de la configuration d'essai homogène**

Les configurations expérimentales des essais homogènes (traction, traction-compression et cisaillement-cisaillement inverse) sont présentées dans le chapitre 3. En raison de l'homogénéité de la déformation dans la zone étudiée, afin de réduire le temps de calcul par éléments finis et de faciliter la convergence des calculs, les simulations numériques de ces essais ont été réalisées sur un unique élément 3D (C3D8R). Ces simulations permettent de valider d'une part le sous programme VUMAT associé au modèle semi-physique et d'autre part la méthode d'identification.

L'implémentation du modèle semi-physique a été réalisée à l'aide d'un sous-programme VUMAT d'Abaqus/Explicit. La densité du matériau est $0,0078 \text{ g/mm}^3$. Le modèle de comportement plastique de Lemaitre et Chaboche se définit en utilisant l'option «PLASTIC HARDENING» de type «COMBINED» et l'option «CYCLIC HARDENING» de type «PARAMETRES». Les paramètres de ce modèle ont déjà été présentés dans le paragraphe précédent. Les conditions aux limites sont représentées dans la Figure 4.3. Le déplacement dans la direction X (ou U_x) est imposé avec les mêmes amplitudes que lors des essais mécaniques réalisés dans cette thèse.

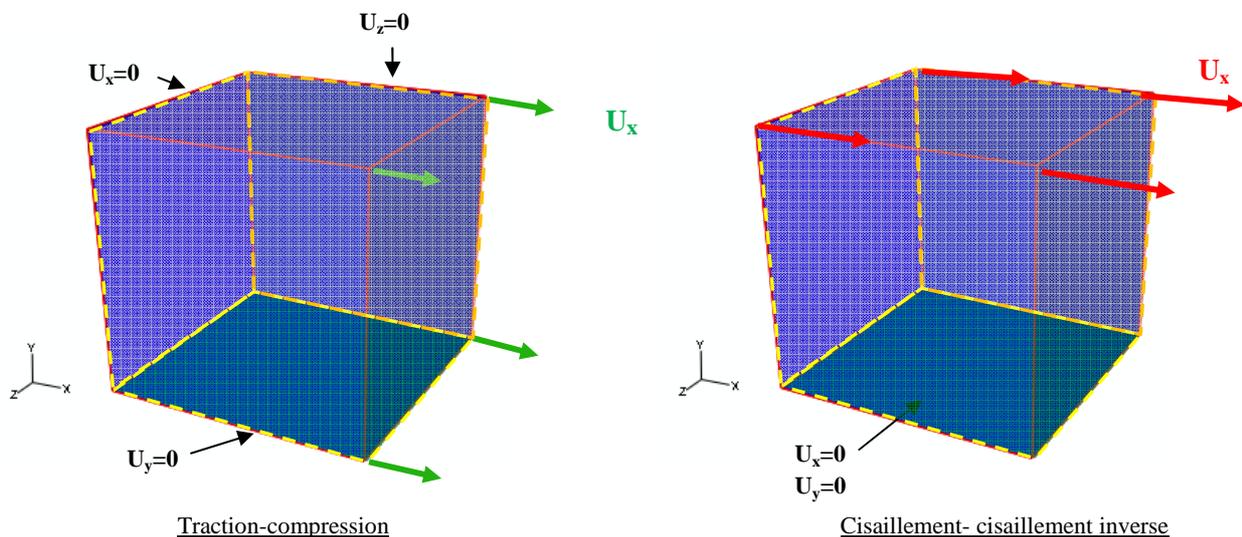


Figure 4.3 : Modèles éléments finis des essais et conditions limites imposées.

• **Fonction objectif**

La fonction *objectif* à minimiser est construite à partir des écarts entre la contrainte évaluée expérimentalement et la contrainte calculée numériquement. Elle s'obtient à partir de l'équation (4.5) où la grandeur mesurable est la contrainte et avec les coefficients de pondération qui sont

$$\beta_i = \sum_{i=1}^n [(\sigma)_i^{\text{exp}}]^2 :$$

$$F(p) = \frac{1}{2} \frac{\sum_{i=1}^n [(\sigma)_i^{\text{exp}} - (\sigma)_i^{\text{num}}]^2}{\sum_{i=1}^n [(\sigma)_i^{\text{exp}}]^2} \quad (4.27)$$

$(\sigma)_i^{\text{exp}}$ est la contrainte déterminée expérimentalement pour chaque incrément i , $(\sigma)_i^{\text{num}}$ est la contrainte calculée numériquement pour le même incrément i , n est le nombre de mesures.

• **Construction de la matrice de sensibilité**

La résolution du système linéaire (4.7) repose alors entièrement sur la détermination des différentes composantes de la matrice S , c'est-à-dire sur le calcul des dérivées des contraintes par rapport à chacun des paramètres à identifier. Elle permet en effet de déterminer à la fois le gradient B et la matrice A du système linéaire à résoudre. La matrice de sensibilité $S_{(n,p)}$ s'écrit dans le cas du modèle de Lemaitre et Chaboche (n est le nombre de mesures et p le nombre de paramètres, égal ici à 5 : $p_1 = \sigma_0$, $p_2 = Q$, $p_3 = b$, $p_4 = C$, $p_5 = \gamma$)

$$S_{(n,p)} = \begin{pmatrix} \frac{\partial \sigma^1}{\partial p_1} & \frac{\partial \sigma^1}{\partial p_2} & \frac{\partial \sigma^1}{\partial p_3} & \frac{\partial \sigma^1}{\partial p_4} & \frac{\partial \sigma^1}{\partial p_5} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ \frac{\partial \sigma^i}{\partial p_1} & \frac{\partial \sigma^i}{\partial p_2} & \frac{\partial \sigma^i}{\partial p_3} & \frac{\partial \sigma^i}{\partial p_4} & \frac{\partial \sigma^i}{\partial p_5} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ \frac{\partial \sigma^n}{\partial p_1} & \frac{\partial \sigma^n}{\partial p_2} & \frac{\partial \sigma^n}{\partial p_3} & \frac{\partial \sigma^n}{\partial p_4} & \frac{\partial \sigma^n}{\partial p_5} \end{pmatrix} \quad (4.28)$$

• **Algorithme utilisé**

L'algorithme de minimisation choisi est celui de Levenberg-Marquardt, il est couplé au code de calculs par éléments finis Abaqus. La procédure d'identification est présentée sur la Figure 4.4 et se déroule selon les étapes suivantes :

- 1) Choisir des paramètres initiaux p_0 ;
- 2) ($p+1$) simulations par éléments finis (une simulation avec les paramètres initiaux et une simulation pour chaque paramètre perturbé) ;
- 3) Calculer la matrice de sensibilité S ;
- 4) Calculer Δp ;
- 5) Remplacer p_i par p_{i+1} avec $p_{i+1} = p_i + \Delta p$;
- 6) Utiliser le nouveau jeu de paramètres p_{i+1} pour lancer un nouveau calcul ;
- 7) Calculer la fonction *objectif* à partir des valeurs expérimentales M^{exp} (de la contrainte) et des valeurs numériques M^{num} (de la contrainte) pour les deux jeux de paramètres p_i et p_{i+1} ;
- 8) Si $F(p_{k+1}) > F(p_k)$ alors $\mu = 10\mu$ et $p_{i+1} = p_i - \Delta p$ et la procédure est reprise à partir de la deuxième étape ;
- 9) Sinon, faire un test de convergence ;
- 10) Si après le test, le critère de convergence n'est pas atteint alors l'algorithme est repris à partir de la deuxième étape avec $\mu = 0,1\mu$;
- 11) Si le critère de convergence est satisfait, fin du programme, les paramètres p_i sont les paramètres identifiés.

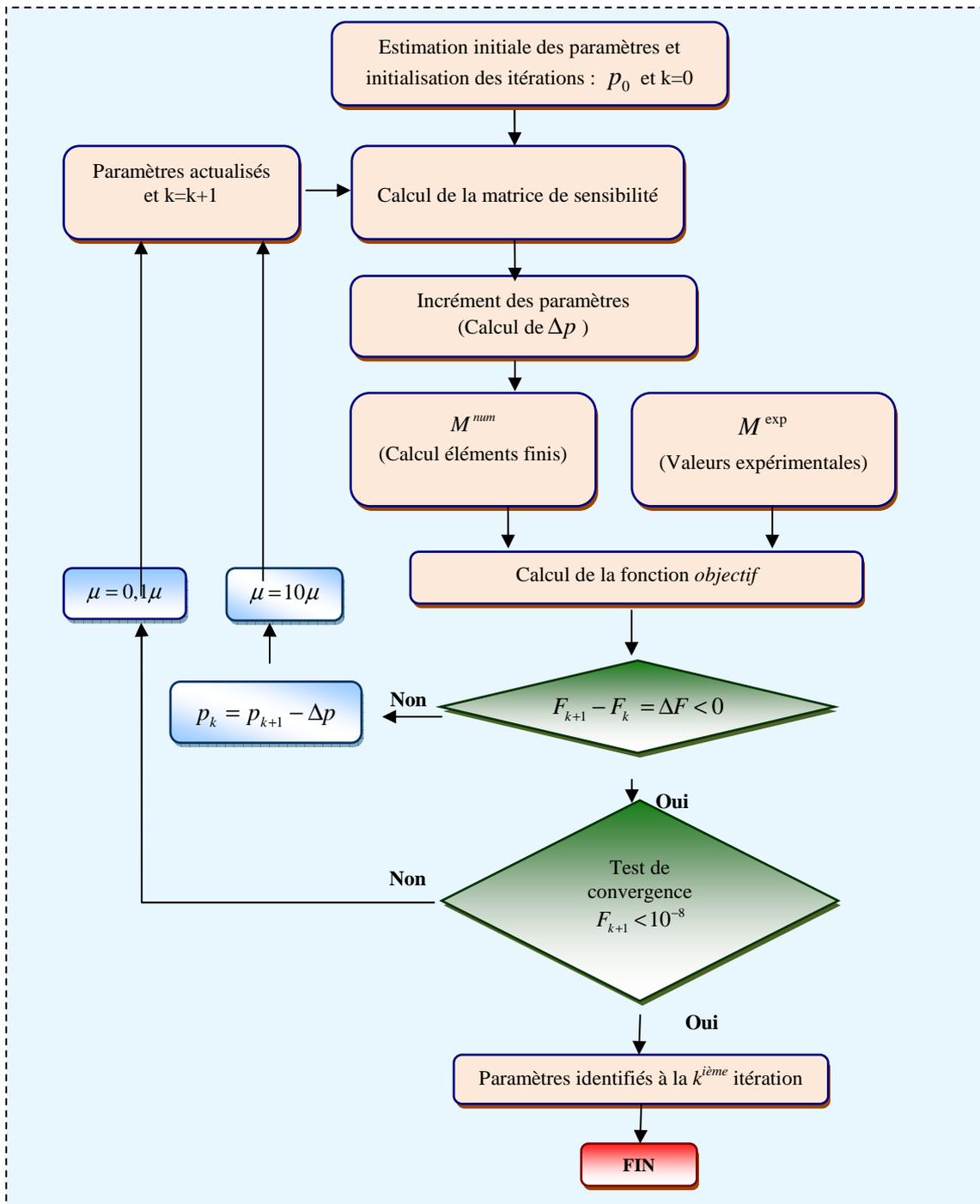


Figure 4.4 : Stratégie d'identification à partir d'un essai homogène : algorithme de type gradient (Levenberg-Marquardt).

• **Validation numérique de l'algorithme d'identification à partir d'un essai de traction monotone**

Afin de vérifier les performances de la méthode d'identification, plusieurs bases de données « expérimentales » artificielles construites à partir du jeu de paramètres de référence (présentés dans les Tableaux 4.1 et 4.2) sont utilisées. L'algorithme d'identification a été testé en cherchant à retrouver les valeurs de référence à partir de mesures idéales représentées par les résultats de calculs réalisés à partir de ces valeurs de référence des paramètres. Cette procédure a été répétée pour différents ensembles de paramètres initiaux plus ou moins éloignés des valeurs de référence. Les résultats de l'identification et les valeurs des paramètres initiaux sont présentés dans les Tableaux 4.1 et 4.2,

respectivement pour le modèle de Lemaitre et Chaboche et pour le modèle semi-physique. Dans le cas du modèle semi-physique, les deux paramètres de Taylor des phases austénite $M^{(A)}$ et martensite $M^{(M)}$ ont dû être fixés à 1,2 pour assurer la convergence. La convergence n'est plus assurée si ce paramètre est ajouté à la liste des paramètres à identifier. Ceci s'explique sans doute par le fait que le paramètre $M^{(\varphi)}$ est en facteur devant les coefficients $k_1^{(\varphi)}$ et $k_0^{(\varphi)}$ dans l'équation 2.51. La procédure d'identification est donc validée pour 5 ou 6 paramètres mais ne converge plus pour 8 paramètres (au moins avec la loi de comportement semi-physique implémentée ici).

Paramètres (unité)	Paramètres références	Jeu 1		Jeu 2	
		Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés
σ_0 (MPa)	280	180	280	580	280
Q (MPa)	30,0	40,0	30,0	10,0	30,0
b (Sans unité)	12,0	2,00	12,0	32,0	12,0
C (MPa)	$30,0 \cdot 10^3$	$50,0 \cdot 10^3$	$30,0 \cdot 10^3$	$10,0 \cdot 10^3$	$30,0 \cdot 10^3$
\mathcal{Y} (Sans unité)	150	100	150	550	150
Nombre d'itérations		6		59	
Fonction coût		$6,42 \cdot 10^{-25}$		$6,42 \cdot 10^{-25}$	

Tableau 4.1 : Validation numérique de l'algorithme à partir d'un essai de traction monotone numérique et à partir de deux jeux de paramètres initiaux pour le modèle de Lemaitre et Chaboche.

Paramètres (unité)	Paramètres références	Jeu 1		Jeu 2	
		Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés
$k^{(A)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	$1,00 \cdot 10^{-2}$	$7,00 \cdot 10^{-2}$	$1,00 \cdot 10^{-2}$	$9,00 \cdot 10^{-2}$	$1,00 \cdot 10^{-2}$
$k_1^{(A)}$ (mm ⁻¹)	$55,0 \cdot 10^3$	$60,0 \cdot 10^3$	$55,0 \cdot 10^3$	$35,0 \cdot 10^3$	$55,0 \cdot 10^3$
$k_0^{(A)}$ (Sans unité)	0,50	0,80	0,50	0,80	0,50
$M^{(A)}$ (Sans unité)	1,2	1,2 (fixé)	(1,2)	1,2 (fixé)	(1,2)
$k^{(M)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	$3,00 \cdot 10^{-2}$	$4,00 \cdot 10^{-2}$	$3,00 \cdot 10^{-2}$	$1,00 \cdot 10^{-2}$	$3,00 \cdot 10^{-2}$
$k_1^{(M)}$ (mm ⁻¹)	$70,0 \cdot 10^3$	$95,0 \cdot 10^3$	$70,005 \cdot 10^3$	$80,0 \cdot 10^3$	$70,002 \cdot 10^3$
$k_0^{(M)}$ (Sans unité)	3,00	10,00	3,0001	10,00	3,0000
$M^{(M)}$ (Sans unité)	1,2	1,2 (fixé)	(1,20)	1,2 (fixé)	(1,20)
Nombre d'itérations		17		9	
Fonction coût		$3,79 \cdot 10^{-13}$		$1,27 \cdot 10^{-12}$	

Tableau 4.2 : Validation numérique de l'algorithme à partir d'un essai de traction monotone numérique et à partir de deux jeux de paramètres initiaux pour le modèle semi-physique.

4.3.2.2. Résultats de l'identification

Les résultats expérimentaux des différents essais homogènes (traction monotone, traction-compression, cisaillement-cisaillement inverse) présentés dans le chapitre 3 constituent la base de données utilisée pour identifier les paramètres des modèles par analyse inverse pour les aciers de cette étude : Inox 304L, Inox-304L-Cu et TRIP 800. Ce chapitre expose les résultats de ces identifications pour les trois aciers. La procédure d'identification pour les deux aciers Inox a été menée en quelque sorte en deux étapes. Dans un premier temps, l'identification est lancée uniquement pour trouver les quatre paramètres de l'austénite. La fraction de martensite est bloquée à zéro et la déformation globale ne dépasse pas 20 %. Dans un deuxième temps, l'identification est relancée avec pour inconnues les 2×4 paramètres. Lors de ce second calcul, les valeurs initiales des paramètres de l'austénite sont proches de ceux qui ont été estimés sur la première phase du comportement.

a) Acier Inox 304L

- Paramètres du modèle semi-physique identifiés à partir d'un essai de traction uniaxiale

L'identification inverse a permis de déterminer huit paramètres du modèle semi-physique de l'acier Inox 304L. Le Tableau 4.3 donne les valeurs des paramètres identifiés.

Paramètres (Inox 304L) (unité)	Jeu 1		Jeu 2	
	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés
$k^{(A)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	1,00 10 ⁻²	0,954 10 ⁻²	1,10 10 ⁻²	0,956 10 ⁻²
$k_1^{(A)}$ (mm ⁻¹)	60,0 10 ³	31,2 10 ³	40,0 10 ³	33,0 10 ³
$k_0^{(A)}$ (Sans unité)	0,100	0,256	0,300	0,341
$M^{(A)}$ (Sans unité)	1,20	1,368	1,10	1,346
$k^{(M)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	1,00 10 ⁻²	1,09 10 ⁻²	1,10 10 ⁻²	1,11 10 ⁻²
$k_1^{(M)}$ (mm ⁻¹)	60,0 10 ³	105,5 10 ³	100,0 10 ³	112,0 10 ³
$k_0^{(M)}$ (Sans unité)	3,00	-1,55	1,00	-1,14
$M^{(M)}$ (Sans unité)	1,20	1,51	1,40	1,53
Nombre d'itérations	19		14	
Fonction coût	1,68 10 ⁻⁴		1,66 10 ⁻⁴	

Tableau 4.3 : Résultats de l'identification des paramètres du modèle semi-physique à partir d'essai traction monotone et à partir de deux jeux de paramètres initiaux différents pour l'acier Inox 304L.

Les valeurs identifiées donne un paramètre $k_0^{(M)}$ négatif ce qui signifierait que dans la martensite il n'y a pas de terme d'annihilation des dislocations, alors qu'il existe dans l'austénite. En fait, il est sans doute difficile à l'algorithme de différencier les rôles des paramètres $k_0^{(M)}$ et $k_1^{(M)}$ les deux agissant de manière inversée sur la densité de dislocations. Cependant, les deux jeux de paramètres identifiés restent relativement proches.

La fonction coût est de l'ordre de 10⁻⁴ pour une identification par rapport à des valeurs expérimentales alors qu'elle était de l'ordre de 10⁻¹³ ou 10⁻²⁵ lors des calculs de validation de l'algorithme. Il est

beaucoup plus difficile de faire correspondre parfaitement valeurs expérimentales et simulées après identification.

Les paramètres du deuxième jeu de résultats ont ensuite été rentrés comme données matériau pour simuler un essai traction. La courbe contrainte - déformation ainsi obtenue et celle de l'essai mécanique introduite pour l'identification sont présentées sur la Figure 4.5. Cette figure montre une bonne concordance entre les courbes simulée et expérimentale. Le jeu de paramètres 1 donne une courbe peu éloignée de celle du jeu 2. Le comportement est mieux décrit dans la deuxième phase du comportement (avec transformation que lors de la première phase). Il est difficile de dire si le début de la transformation se produit précisément au bon niveau de chargement, il semble être un peu tardif.

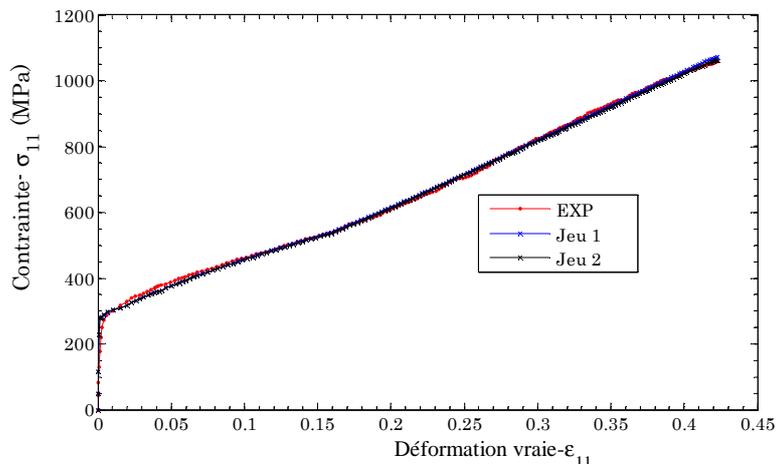


Figure 4.5 : Courbes expérimentale (entrée pour l'identification – sens (L)) et simulée du comportement de l'acier Inox 304L : simulation à partir des résultats de l'identification des jeux 1 et 2.

L'étude des effets de corrélation entre les paramètres du modèle semi-physique a été réalisée. Une analyse de sensibilité a été réalisée pour quantifier l'interdépendance des paramètres du modèle semi-physique. La matrice de corrélation s'écrit : $C_{ij} = \cos\left(\frac{dF(p)}{dp_i}, \frac{dF(p)}{dp_j}\right)$. Le Tableau 4.4 présente la matrice de corrélation du modèle semi-physique calculée à partir d'un essai traction uniaxiale (avec le jeu 2) pour l'acier Inox 304L. Il existe une forte corrélation entre les paramètres $k_0^{(M)}$ et $k_1^{(M)}$ (-0,9818), $k^{(M)}$ et $k_1^{(M)}$ (0,9974) dans la phase martensite. La matrice de corrélation obtenue montre que les paramètres de ce modèle ne sont pas indépendants (intercorrélés), ce qui n'assure pas l'unicité de la solution. Le tableau justifie aussi qu'il faut fixer $M^{(A)}$ et $M^{(M)}$.

Paramètres (unité)	$k^{(A)}$	$k_1^{(A)}$	$k_0^{(A)}$	$M^{(A)}$	$k^{(M)}$	$k_1^{(M)}$	$k_0^{(M)}$	$M^{(M)}$
$k^{(A)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	1,0000	0,0243	-0,6255	0,8532	-0,0083	-0,0338	0,0569	-0,0186
$k_1^{(A)}$ (mm ⁻¹)	0,0243	1,0000	-0,0057	0,0268	-0,0163	-0,0104	0,0437	-0,0139
$k_0^{(A)}$ (Sans unité)	-0,6255	-0,0057	1,0000	-0,2475	-0,6889	-0,6582	0,6163	-0,6770
$M^{(A)}$ (Sans unité)	0,8532	0,0268	-0,2475	1,0000	-0,4190	-0,4349	0,4417	-0,4257
$k^{(M)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	-0,0083	-0,0163	-0,6889	-0,4190	1,0000	0,9974	-0,9744	0,9996
$k_1^{(M)}$ (mm ⁻¹)	-0,0338	-0,0104	-0,6582	-0,4349	0,9974	1,0000	-0,9818	0,9990
$k_0^{(M)}$ (Sans unité)	0,0569	0,0437	0,6163	0,4417	-0,9744	-0,9818	1,0000	-0,9778
$M^{(M)}$ (Sans unité)	-0,0186	-0,0139	-0,6770	-0,4257	0,9996	0,9990	-0,9778	1,0000

Tableau 4.4 : Matrice de corrélation du modèle semi-physique calculée à partir d'un essai traction uniaxiale (jeu 2) pour l'acier Inox 304L.

Le modèle de Lemaitre et Chaboche ne permet pas de simuler une courbe de traction avec une telle allure : l'identification des paramètres de ce modèle est impossible. La transformation engendre un fort redressement de la courbe de traction qui ne peut être obtenu avec l'équation 4.26.

b) Acier Inox 304L-Cu

- Paramètres du modèle semi-physique identifiés à partir d'un essai de traction uniaxiale

La même stratégie d'identification inverse a été utilisée pour identifier les huit paramètres du modèle semi-physique de l'acier Inox 304L-Cu. Le Tableau 4.5 reprend les paramètres identifiés à partir de deux jeux de paramètres initiaux.

Paramètres (Inox 304L-Cu) (unité)	Jeu 1		Jeu 2	
	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés
$k^{(A)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	$7,00 \cdot 10^{-2}$	$1,077 \cdot 10^{-2}$	$1,08 \cdot 10^{-2}$	$1,072 \cdot 10^{-2}$
$k_1^{(A)}$ (mm ⁻¹)	$60,0 \cdot 10^3$	$165,4 \cdot 10^3$	$163,2 \cdot 10^3$	$172,5 \cdot 10^3$
$k_0^{(A)}$ (Sans unité)	0,800	0,318	2,203	0,315
$M^{(A)}$ (Sans unité)	1,2 (fixé)	(1,20)	1,2 (fixé)	(1,20)
$k^{(M)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	$4,00 \cdot 10^{-2}$	$1,26 \cdot 10^{-2}$	$1,055 \cdot 10^{-2}$	$1,24 \cdot 10^{-2}$
$k_1^{(M)}$ (mm ⁻¹)	$95,0 \cdot 10^3$	$4,15 \cdot 10^3$	$60,7 \cdot 10^3$	$11,7 \cdot 10^3$
$k_0^{(M)}$ (Sans unité)	1,00	-0,444	-0,875	-0,619
$M^{(M)}$ (Sans unité)	1,2 (fixé)	(1,20)	1,2 (fixé)	(1,20)
Nombre d'itérations	36		2	
Fonction coût	$4,67 \cdot 10^{-5}$		$1,73 \cdot 10^{-4}$	

Tableau 4.5 : Résultats de l'identification des paramètres du modèle semi-physique à partir d'un essai de traction monotone et de deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier Inox 304L-Cu.

Dans ce tableau, pour les paramètres initiaux des jeux 1 et 2, la valeur identifiée du paramètre $k_1^{(M)}$ (production de dislocations) sont positives, mais les paramètres d'annihilation des dislocations sont négatifs, comme pour l'Inox 304L. C'est toujours la balance entre les deux mécanismes et sa prise en compte, peut-être un peu trop explicite, qui pose problème. La Figure 4.6 montre les deux courbes expérimentale et simulée avec les deux jeux de paramètres identifiés. Les courbes sont presque superposées. Elles sont tout à fait comprises dans l'intervalle de tolérance lié à la mesure. Ce qu'il faut souligner ici, c'est qu'avec 2 jeux de paramètres sensiblement différents, il est possible de simuler la courbe de traction monotone de cet inox. Plusieurs hypothèses peuvent être formulées pour justifier ce résultat : les paramètres de la loi de comportement ne sont pas suffisamment indépendants et/ou la courbe de comportement en traction ne donne pas des informations assez riches pour identifier des paramètres uniques.

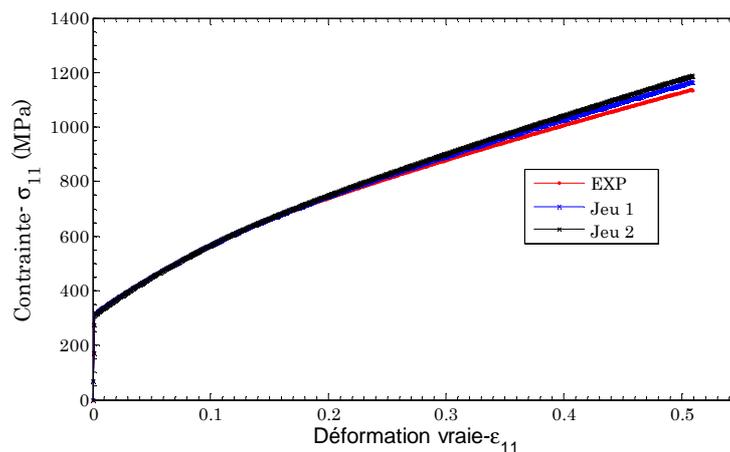


Figure 4.6 : Courbes expérimentale (entrée pour l'identification) et simulée avec les paramètres identifiés du modèle semi-physique (jeux 1 et 2) : comportement en traction monotone de l'acier Inox 304L-Cu – sens (L).

Le modèle semi-physique ne possédant qu'un écrouissage isotrope, il ne peut pas reproduire le comportement en traction - compression ou cisaillement - cisaillement inverse des matériaux dans lesquels un écrouissage cinématique existe. Le tableau 4.6 présente la matrice de corrélation du modèle semi-physique pour l'acier Inox 304L-Cu. La matrice a été calculée pour le jeu 2. Les paramètres ont été identifiés à partir d'un essai traction uniaxiale. Dans ce cas aussi, il existe une forte corrélation entre les paramètres de la phase martensite ($k^{(M)}$, $k_1^{(M)}$ et $k_0^{(M)}$).

Paramètres (unité)	$k^{(A)}$	$k_1^{(A)}$	$k_0^{(A)}$	$k^{(M)}$	$k_1^{(M)}$	$k_0^{(M)}$
$k^{(A)}$ (MPa,mm,s ⁻¹)	1,0000	0,5543	-0,3431	0,1590	0,1472	-0,1464
$k_1^{(A)}$ (mm ⁻¹)	0,5543	1,0000	-0,8919	0,8952	0,8721	-0,8468
$k_0^{(A)}$ (Sans unité)	-0,3431	-0,8919	1,0000	-0,8919	-0,8970	0,8947
$k^{(M)}$ (MPa,mm,s ⁻¹)	0,1590	0,8952	-0,8919	1,0000	0,9880	-0,9632
$k_1^{(M)}$ (mm ⁻¹)	0,1472	0,8721	-0,8970	0,9880	1,0000	-0,9922
$k_0^{(M)}$ (Sans unité)	-0,1464	-0,8468	0,8947	-0,9632	-0,9922	1,0000

Tableau 4.6 : Matrice de corrélation du modèle semi-physique calculée à partir d'un essai traction uniaxiale pour l'acier Inox 304L-Cu.

• Paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche identifiés à partir d'un essai de traction uniaxiale

La même procédure a été utilisée pour identifier les cinq paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche. Cependant ici, la limite élastique du matériau a été fixée au préalable à la vue de la courbe de comportement en traction monotone. Le tableau 4.7 résume les paramètres identifiés du modèle de Lemaitre et Chaboche. Les résultats de l'identification sont indépendants des valeurs initiales des paramètres, ce qui n'était pas le cas pour le modèle semi-physique. Pour assurer la convergence de l'identification des paramètres de Lemaitre et Chaboche, il est indispensable de fixer la limite d'élasticité. Sinon la procédure a tendance à lui donner une valeur très basse, ce qui empêche dans ce cas de trouver les paramètres d'écrouissage. La Figure 4.7 montre les courbes expérimentale et simulée à partir des valeurs des paramètres identifiés pour le modèle de Lemaitre et Chaboche. Une fonction coût en 10^{-5} assure une superposition quasi parfaite des deux courbes.

Paramètres (unité)	Jeu 1		Jeu 2	
	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés
σ_0 (MPa)	270 (fixée)	(270)	270 (fixée)	(270)
Q (MPa)	100	920,28	200	920,30
b (Sans unité)	1,00	3,042	25,00	3,042
C (MPa)	$80 \cdot 10^3$	$10,747 \cdot 10^3$	$10 \cdot 10^3$	$10,751 \cdot 10^3$
γ (Sans unité)	250	195,59	190	195,62
Nombre d'itérations	44		51	
Fonction coût	$4,88 \cdot 10^{-5}$		$4,88 \cdot 10^{-5}$	

Tableau 4.7 : Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai de traction monotone et de deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier Inox 304L-Cu.

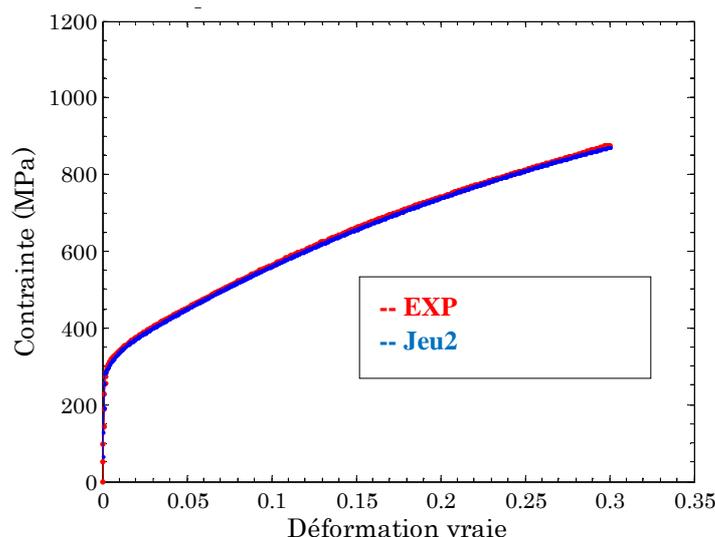


Figure 4.7 : Courbes expérimentale (entrée pour l'identification) et simulée avec les paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche (jeu 2) : comportement en traction de l'acier Inox 304L-Cu-L.

Les courbes de comportement non monotone de l'acier Inox 304-Cu n'étant pas de très bonne qualité (évolution saccadée de la contrainte), l'identification des paramètres de Lemaitre et Chaboche avec ces données fortement bruitées a échoué.

c) Acier TRIP 800

- Paramètres du modèle semi-physique identifiés à partir d'un essai de traction uniaxiale

En raison de la présence de quatre phases, seize paramètres (quatre paramètres pour chacune des phases présentes dans le matériau (Austénite, Martensite, Ferrite et Bainite) doivent être identifiés. Il est nécessaire de réduire le nombre de paramètres à identifier en une seule fois. Pour cela, les huit paramètres des phases Austénite et Martensite ont été fixés à leurs valeurs identifiées pour l'acier Inox 304L-Cu. Par la suite, seuls les huit paramètres des phases Ferrite et Bainite ont été identifiés. Le Tableau 4.8 reproduit les paramètres du modèle semi-physique identifiés pour l'acier TRIP 800. Les résultats obtenus montrent que les paramètres identifiés avec différents jeux de paramètres initiaux sont sensiblement différents. La procédure d'identification du modèle semi-physique sur le matériau multiphasé n'est pas satisfaisante. Il est bien sûr naturel de remettre en cause l'hypothèse faite au départ de considérer les paramètres des phases martensite et austénite identiques dans l'acier Inox et dans l'acier TRIP. De toute façon la non unicité de la solution est beaucoup plus préoccupante, il faut remettre en question la forme des équations du modèle et l'interdépendance de certains paramètres.

La Figure 4.8 montre la confrontation entre les courbes expérimentale et simulée à partir des paramètres identifiés. La minimisation de la fonction coût n'est pas un critère suffisant pour trouver les paramètres de la loi de comportement semi-physique. La formulation des équations ne permet pas l'unicité de la solution de l'identification si elle est conduite uniquement à partir de la courbe de traction monotone. L'information n'est pas assez riche.

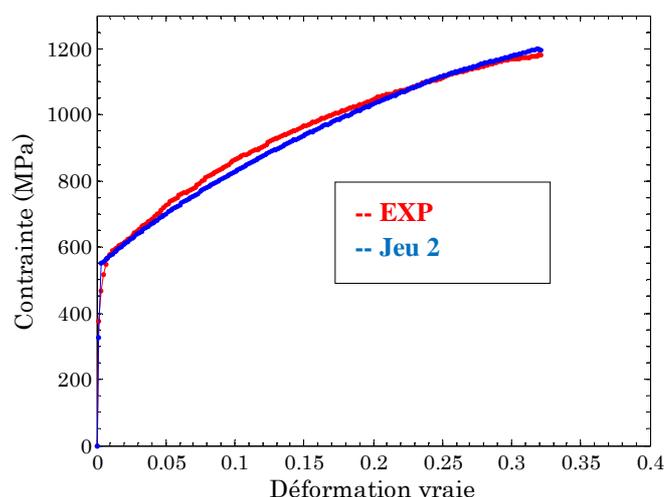


Figure 4.8 : Courbes expérimentale (entrée pour l'identification – sens L) et simulée avec les paramètres résultant de l'identification du modèle semi-physique (jeu 2) : comportement en traction monotone de l'acier TRIP 800.

a)

Paramètres (TRIP 800) (unité)	Fixés
$k^{(A)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	0,955 10 ⁻²
$k_1^{(A)}$ (mm ⁻¹)	32,0 10 ³
$k_0^{(A)}$ (Sans unité)	0,300
$M^{(A)}$ (Sans unité)	1,35
$k^{(M)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	1,10 10 ⁻²
$k_1^{(M)}$ (mm ⁻¹)	108 10 ³
$k_0^{(M)}$ (Sans unité)	-1,30
$M^{(M)}$ (Sans unité)	1,52

b)

Paramètres (TRIP 800) (unité)	Jeu 1		Jeu 2	
	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés
$k^{(F)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	0,01	0,0169	0,008	0,0181
$k_1^{(F)}$ (mm ⁻¹)	90 10 ³	1873 10 ³	700 10 ³	722 10 ³
$k_0^{(F)}$ (Sans unité)	0,1	14,81	2,5	2,12
$M^{(F)}$ (Sans unité)	1,2	122,37	1,3	4, 80
$k^{(B)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	0,01	0,0256	10,5	10,5
$k_1^{(B)}$ (mm ⁻¹)	60 10 ³	38 10 ³	180 10 ³	180 10 ³
$k_0^{(B)}$ (Sans unité)	3,0	3,18	1,0	1,0
$M^{(B)}$ (Sans unité)	1,2	0,442	1,1	1,1
Nombre d'itérations	52		7	
Fonction coût	2,4201 10 ⁻⁴		2,9667 10 ⁻⁴	

Tableau 4.8 : Résultats de l'identification des paramètres du modèle semi-physique à partir d'un essai de traction monotone et de deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier TRIP 800, a) paramètres fixés de l'austénite et de la martensite b) identifiés de la ferrite et de la bainite.

- **Paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche identifiés à partir d'un essai homogène**

Les paramètres identifiés et retenus pour l'acier TRIP 800 à partir d'un essai traction monotone sont présentés dans le Tableau 4.9. Ils ont été identifiés à partir de deux jeux de paramètres initiaux en fixant la limite élastique à partir des courbes de comportement en traction monotone uniaxiale. Les

valeurs identifiées présentées dans ce tableau sont quasiment identiques, c'est-à-dire que la procédure d'identification donne une solution unique pour les paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche. La Figure 4.9 montre les courbes du comportement en traction expérimentale et simulée à partir des paramètres identifiés de l'acier TRIP 800.

Paramètres (TRIP 800) (unité)	Jeu 1		Jeu 2	
	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés
σ_0 (MPa)	450 (fixé)	(450)	450 (fixé)	(450)
Q (MPa)	800	780,5	600	780,5
b (Sans unité)	6	5,1366	2	5,1372
C (MPa)	$30,0 \cdot 10^3$	$37,302 \cdot 10^3$	$40,0 \cdot 10^3$	$37,392 \cdot 10^3$
\mathcal{Y} (Sans unité)	550	357,2	350	358,1
Nombre d'itérations	25		9	
Fonction coût	$1,05 \cdot 10^{-4}$		$1,05 \cdot 10^{-4}$	

Tableau 4.9 : Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai de traction monotone et de deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier TRIP 800.

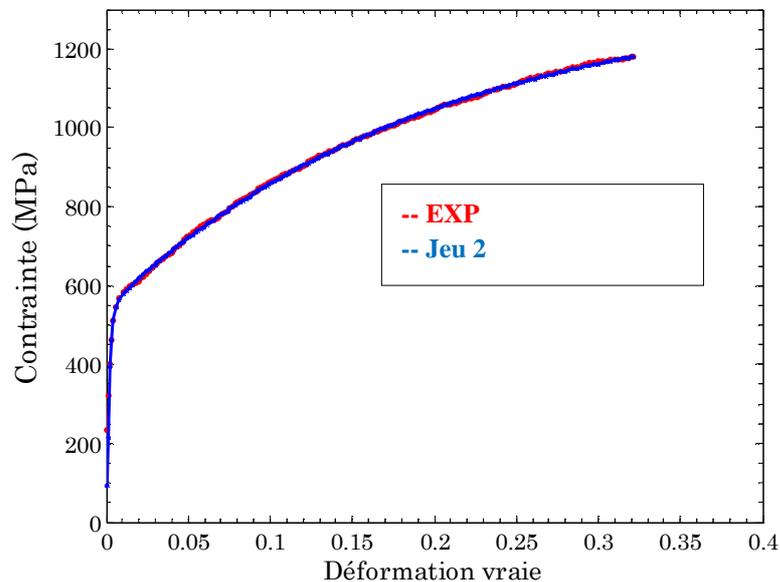


Figure 4.9 : Courbes expérimentale (entrée pour l'identification – sens L) et simulée à partir des paramètres identifiés du modèle de Lemaitre et Chaboche (jeu 2) : comportement en traction monotone de l'acier TRIP 800.

La même méthode d'identification a été adoptée pour identifier les paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir des essais séquentiels (traction - compression et cisaillement - cisaillement inverse). Les calculs numériques ont été réalisés sur un élément avec les mêmes amplitudes de déplacement que ceux de l'essai mécanique correspondant. Les paramètres identifiés pour l'acier TRIP 800 à partir des essais de traction - compression et cisaillement - cisaillement inverse sont

présentés respectivement dans les Tableaux 4.10 et 4.11. Les valeurs identifiées sont quasiment identiques pour les différents jeux de paramètres initiaux. Par contre, les paramètres identifiés dépendent du comportement choisi. La fonction coût est maintenant de l'ordre de 10^{-3} , car il est plus difficile de reproduire le comportement lors de l'inversion de la sollicitation que lors d'une sollicitation monotone. Les différences entre les deux sollicitations (traction ou cisaillement) peuvent être attribuées à des problèmes expérimentaux liés à l'inversion du trajet (jeu dans le montage, frottement, dépouillement de l'essai de cisaillement, etc.) ou à la non adéquation du modèle pour prendre en compte la complexité du couplage entre la transformation et la plasticité.

Les Figures 4.10 et 4.11 montrent les courbes de comportement expérimentale et simulée à partir des paramètres de Lemaitre et Chaboche identifiés sous chargement séquentiel pour l'acier TRIP 800. Les écarts sont sensiblement plus importants que pour une simulation de traction simple.

Paramètres (TRIP 800) (unité)	Jeu 1		Jeu 2	
	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés
σ_0 (MPa)	450 (fixé)	(450)	450 (fixé)	(450)
Q (MPa)	80	784	700	732
b (Sans unité)	9,00	0,228	1,00	0,248
C (MPa)	$40,0 \cdot 10^3$	$31,5 \cdot 10^3$	$30,0 \cdot 10^3$	$31,5 \cdot 10^3$
\mathcal{V} (Sans unité)	120	116,83	100	116,84
Nombre d'itérations	94		13	
Fonction coût	$2,85 \cdot 10^{-3}$		$2,85 \cdot 10^{-3}$	

Tableau 4.10 : Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai de traction-compression et de deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier TRIP 800.

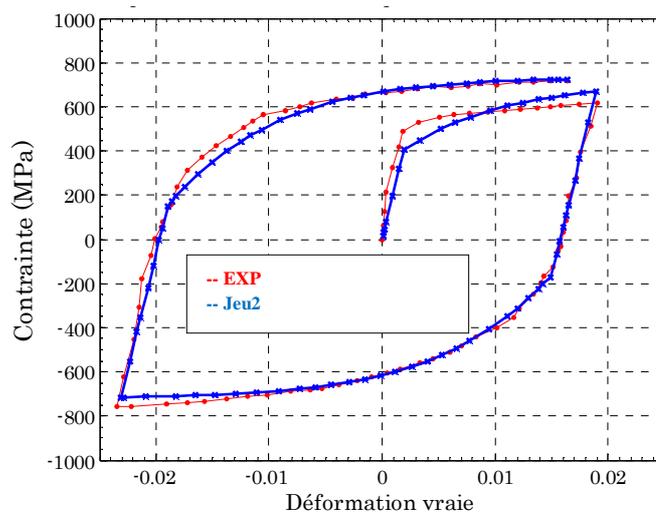


Figure 4.10 : Courbes expérimentale (entrée pour l'identification – sens L) et simulée avec les paramètres de Lemaitre et Chaboche résultats de l'identification (jeu 2) : comportement de l'acier TRIP 800 en traction – compression.

Paramètres (TRIP 800) (unité)	Jeu 1		Jeu 2	
	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés
σ_0 (MPa)	450 (fixé)	(450)	450 (fixé)	(450)
Q (MPa)	750	392,93	350	392,86
b (Sans unité)	10	13,327	15	13,331
C (MPa)	$20,0 \cdot 10^3$	$31,241 \cdot 10^3$	$32,0 \cdot 10^3$	$31,239 \cdot 10^3$
γ (Sans unité)	130	183,66	200	183,65
Nombre d'itérations	10		4	
Fonction coût	$1,05 \cdot 10^{-3}$		$1,05 \cdot 10^{-3}$	

Tableau 4.11 : Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai de cisaillement-cisaillement inverse et deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier TRIP 800.

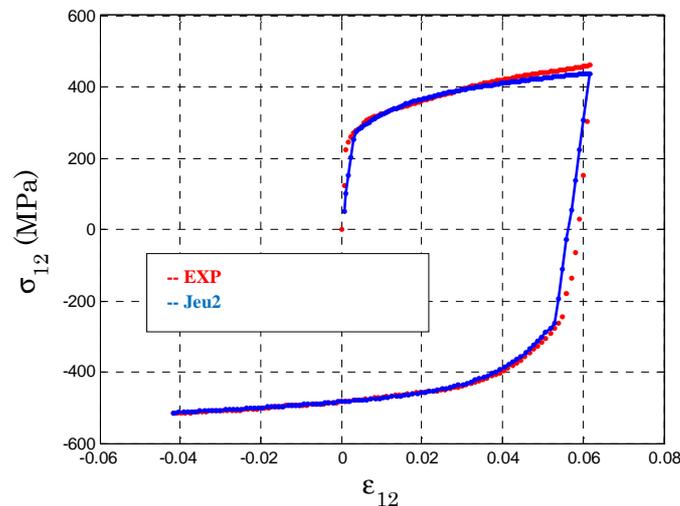


Figure 4.11 : Courbes expérimentale (entrée pour l'identification – L dans la direction de déplacement) et simulée à partir des paramètres de Lemaitre et Chaboche résultats de l'identification (jeu 2) : comportement de l'acier TRIP 800 en cisaillement - cisaillement inverse.

L'approche d'identification à partir d'essais homogènes est souvent utilisée pour les matériaux isotropes et les modèles de comportement simples. Cette approche nécessite parfois différents essais pour identifier l'ensemble des paramètres d'une loi de comportement. L'application de cette approche d'identification pour les matériaux anisotropes et hétérogènes augmente la dispersion et l'erreur sur les paramètres identifiés. Pour cela, une deuxième stratégie d'identification inverse est mise en place. Cette stratégie permettra d'identifier les paramètres à partir d'un seul essai hétérogène réalisé sur une éprouvette de géométrie complexe (Meuwissen optimisée). L'hétérogénéité de l'essai donne des informations complémentaires à travers la variété des trajets de chargement.

4.3.3. Identification des paramètres à partir d'un essai hétérogène

La deuxième stratégie d'identification consiste à exploiter les champs cinématiques calculés à partir d'images enregistrées au cours d'un essai de traction sur une éprouvette de géométrie complexe sollicitée en chargement « simple ». L'essai doit générer une répartition spatio-temporelle hétérogène

de la déformation (et de l'effort). Cette stratégie doit permettre d'identifier les paramètres du modèle à partir d'un ou plusieurs états de chargement d'un seul et unique essai hétérogène.

4.3.3.1. Stratégie de l'identification à partir d'un essai hétérogène

La deuxième stratégie d'identification doit permettre d'identifier soit les cinq paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche soit les huit paramètres du modèle semi-physique à partir d'un essai de traction monotone sur une éprouvette de type Meuwissen présentée dans le chapitre 3. C'est toujours une stratégie d'identification inverse basée sur la minimisation d'une fonction *objectif* mais celle-ci est maintenant construite sur les champs de déformations (ϵ_{11} , ϵ_{22} et ϵ_{12}) et les efforts sur la frontière de l'éprouvette.

- **Choix de la configuration d'essai hétérogène : essai dit de Meuwissen**

L'éprouvette choisie a une configuration proche de celle utilisée par Meuwissen [Meu98]. La géométrie et les dimensions retenues pour cette éprouvette, les conditions aux limites, le type de chargement appliqué lors des simulations des champs de déformations sont présentés sur la Figure 4.12. Cette éprouvette permet d'avoir des champs de déformations, dans les directions longitudinale et transversale, et de cisaillement, toutes les trois hétérogènes. Sachant que ces trois déformations évoluent également dans le temps (avec le chargement). Cette richesse d'information spatiale et temporelle permet à cette configuration d'essai de remplacer plusieurs essais homogènes avec différents rapports de chargement entre les directions longitudinale et transversale et le cisaillement, réalisés à différentes amplitudes.

La simulation par éléments finis de l'essai Meuwissen est pilotée à déplacement imposé (voir Figure 4.12). Les intensités des déplacements imposés à la simulation ne sont pas directement les déplacements imposés entre les mors mais sont extrapolés à partir des déplacements mesurés par corrélation d'images (logiciel Vic-2D) sur la zone située au voisinage des entailles.

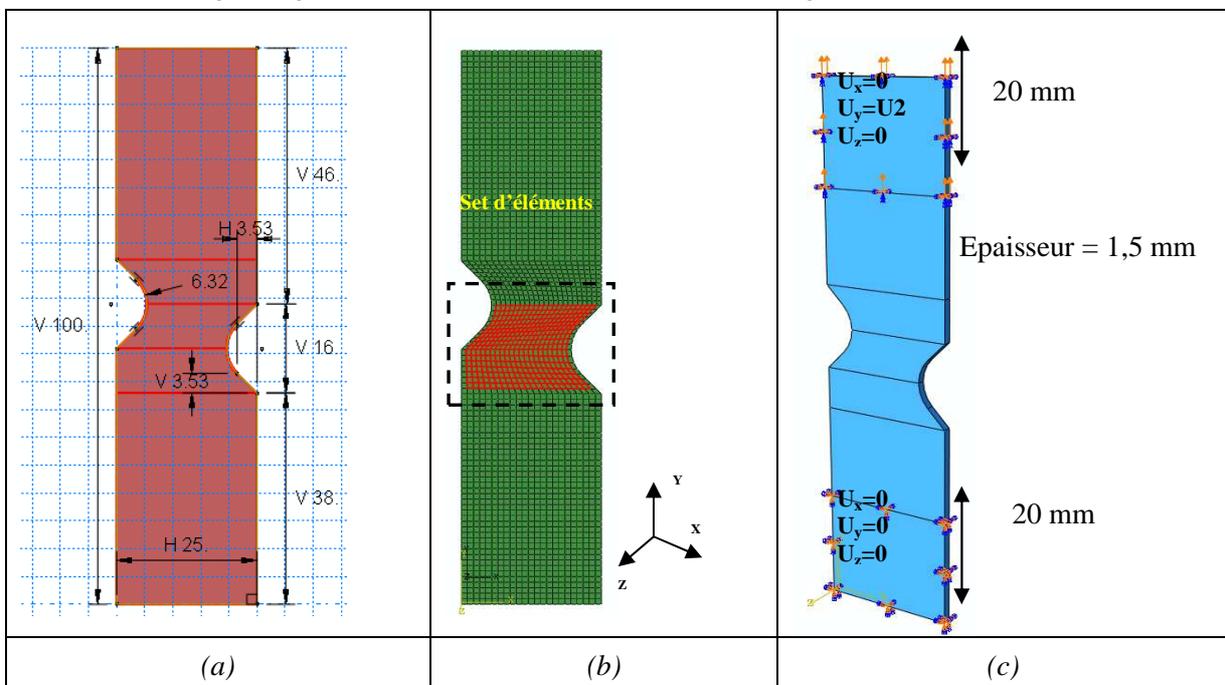


Figure 4.12 : Eprouvette «Meuwissen optimisée», a) géométrie de l'éprouvette «Meuwissen» choisie pour l'identification des paramètres (dimensions en mm), b) zone d'intérêt choisie (set d'éléments), c) conditions aux limites imposées pour les calculs éléments finis.

Les deux modèles de comportement ont été utilisés lors des simulations.

Les courbes (Figure 4.13) montrent l'influence de la taille de mailles sur la réponse de la structure et plus précisément sur l'effort à la frontière obtenu lors d'une simulation d'un essai de traction sur une éprouvette Meuwissen au comportement élastique isotrope (coefficient de Poisson de 0,3 et module d'Young de 200 000 MPa). Le déplacement imposé est de 15 mm. L'influence de la taille de maille sur l'effort calculé est négligeable (1% erreur pour 9000kN).

L'influence du nombre d'éléments dans l'épaisseur a montré que le gradient de déformations dans l'épaisseur est négligeable. D'après les résultats obtenus, le maillage avec une taille de 1 mm a été finalement choisi.

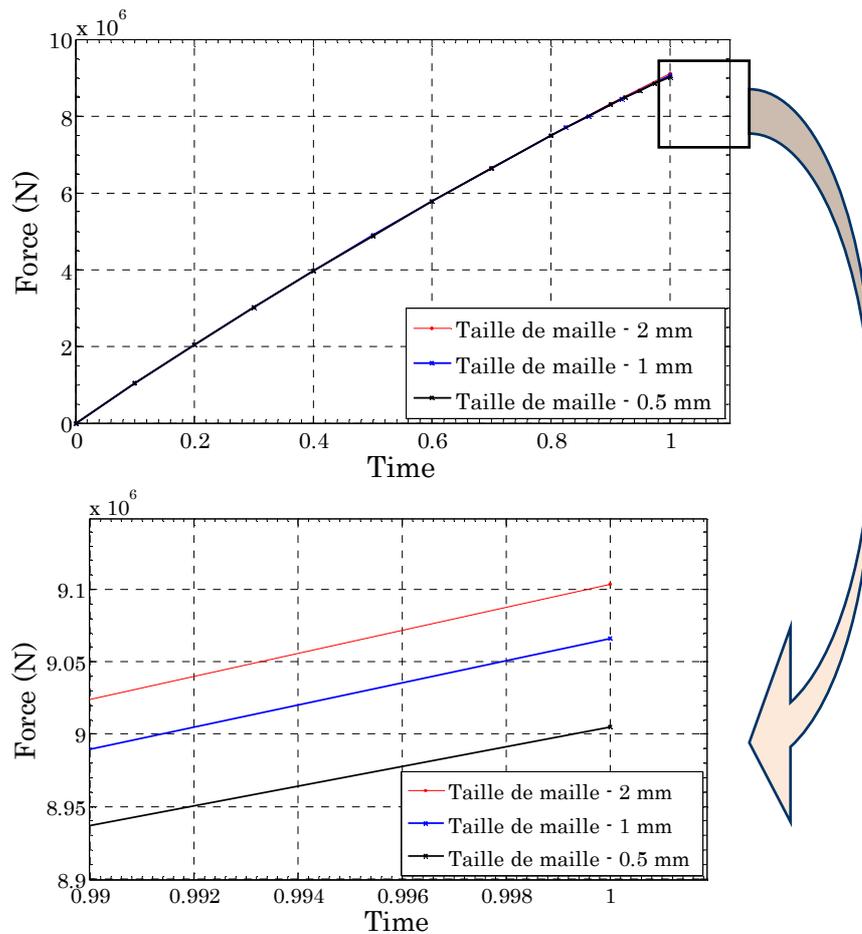


Figure 4.13 : Courbe force en fonction du temps d'une éprouvette (Meuwissen) au comportement élastique isotrope soumise à une traction (déplacement imposé $U_2 = 15$ mm) : effet de la taille de mailles.

La stratégie d'identification est basée sur les champs de déformations. Pour gagner en temps de calcul, une zone d'intérêt (set d'éléments) est choisie vers le centre de l'éprouvette. Cette zone est constituée des éléments qui montrent un gradient de déformation dans les deux directions. Cette zone ($n_{élé} = 460$) est présentée sur la Figure 4.12-b. Dans la suite de ce travail, les champs de déformations (Figure 4.14) et ainsi que les forces appliquées seront utilisés dans la procédure d'identification.

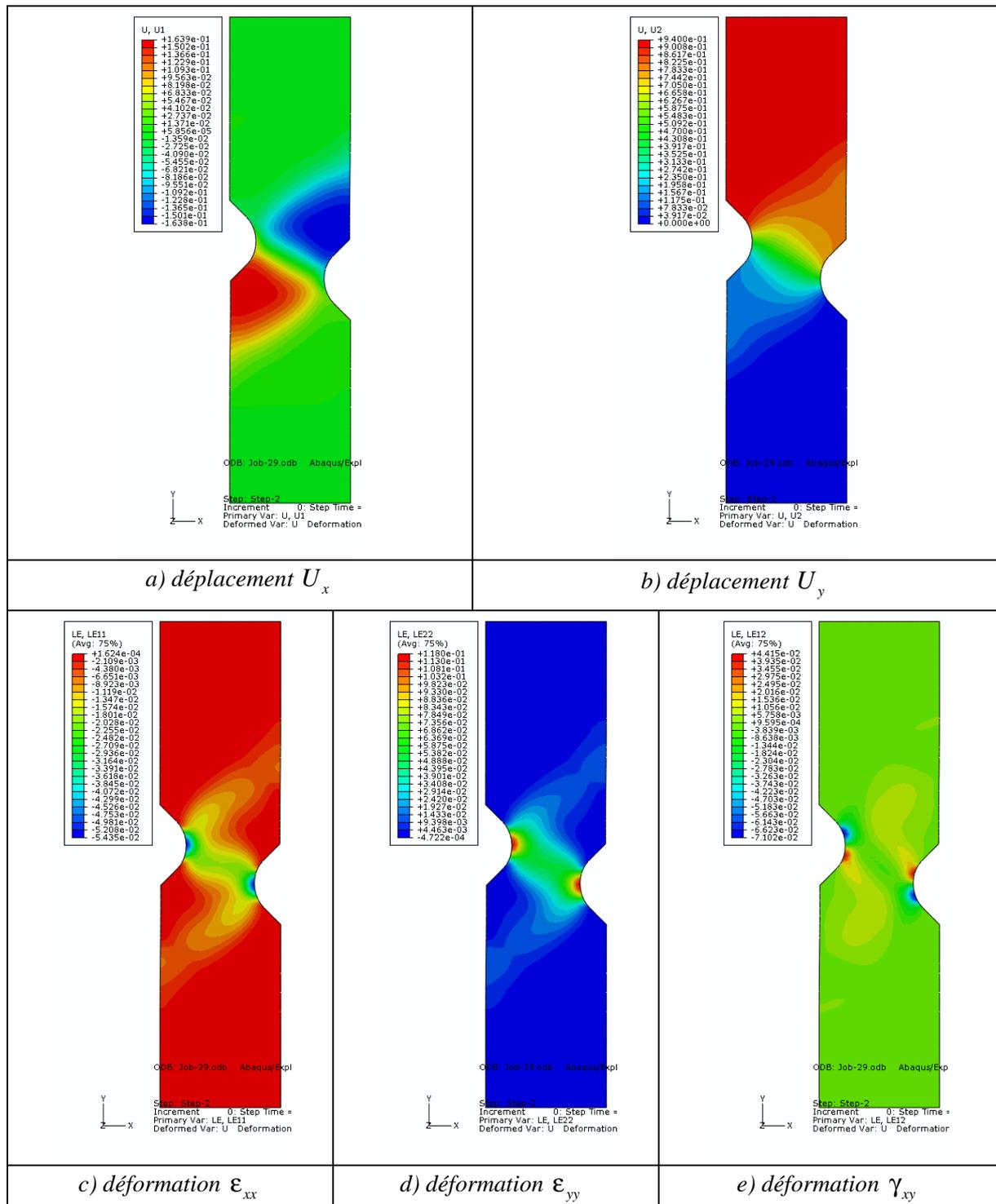


Figure 4.14 : Champs de déformations hétérogènes sur une éprouvette de type Meuwissen, au comportement élastique isotrope, soumis à un essai traction simple.
 a) déplacement U_x , b) déplacement U_y , c) déformation ϵ_{xx} , d) déformation ϵ_{yy} , e) déformation γ_{xy} .

• **Fonction objectif**

L'essai hétérogène est considéré comme un essai de structure vérifiant l'admissibilité cinématique (pour les champs de déformation) et l'admissibilité statique (pour les efforts sur la frontière). Dans le cas d'un essai contrôlé en déplacement, la fonction *objectif* est écrite comme une somme temporelle et spatiale des écarts quadratiques en termes de déformations et d'effort :

$$F(p) = \frac{1}{2} \left(\left(\frac{\sum_{i=1}^{n_{\text{incrément}}} \sum_{j=1}^{m_p} (\epsilon_{11}^{\text{exp}} - \epsilon_{11}^{\text{num}})_{ij}^2}{\sum_{i=1}^{n_{\text{incrément}}} \sum_{j=1}^{m_p} (\epsilon_{11}^{\text{exp}})_{ij}^2} \right) + \left(\frac{\sum_{i=1}^{n_{\text{incrément}}} \sum_{j=1}^{m_p} (\epsilon_{22}^{\text{exp}} - \epsilon_{22}^{\text{num}})_{ij}^2}{\sum_{i=1}^{n_{\text{incrément}}} \sum_{j=1}^{m_p} (\epsilon_{22}^{\text{exp}})_{ij}^2} \right) + \left(\frac{\sum_{i=1}^{n_{\text{incrément}}} \sum_{j=1}^{m_p} (\epsilon_{12}^{\text{exp}} - \epsilon_{12}^{\text{num}})_{ij}^2}{\sum_{i=1}^{n_{\text{incrément}}} \sum_{j=1}^{m_p} (\epsilon_{12}^{\text{exp}})_{ij}^2} \right) \right) + \frac{1}{2} \left(\left(\frac{\sum_{i=1}^{n_{\text{incrément}}} (F_{22}^{\text{exp}} - F_{22}^{\text{num}})_i^2}{\sum_{i=1}^{n_{\text{incrément}}} (F_{22}^{\text{exp}})_i^2} \right) \right) \quad (4.29)$$

$(\epsilon_{11}^{\text{num}}, \epsilon_{22}^{\text{num}} \text{ et } \epsilon_{12}^{\text{num}})$ correspondent aux déformations simulées par éléments finis, associées aux valeurs des coordonnées des centroïdes des 460 éléments situés dans la zone d'intérêt (Figure 4.12-b).

m_p (= 460 ici) est le nombre de points de mesure (informations spatiales).

$(\epsilon_{11}^{\text{exp}}, \epsilon_{22}^{\text{exp}} \text{ et } \epsilon_{12}^{\text{exp}})$ désignent les déformations expérimentales dans le plan de l'éprouvette, qui ont été interpolées à partir des résultats de la corrélation d'images (logiciel Vic-2D) pour les 460 points de mesure situés dans la zone d'intérêt et pour les $n_{\text{incrément}}$ (= 5 ici) états de chargements (incrément de calcul). Les champs de déformations mesurés sont donnés aux centres des imageries, il est donc nécessaire de faire une interpolation sur ces champs pour avoir les valeurs expérimentales des déformations aux points correspondant aux centroïdes des éléments finis. Il est également nécessaire de faire un changement de systèmes de coordonnées car le repère associé à l'éprouvette simulée, n'est pas le repère associé à l'image initiale.

Il est à noter que la déformation « LE12 » dans le calcul Abaqus/standard (avec modèle de Lemaitre et Chaboche) correspond à la déformation γ_{12} , mais dans le calcul Abaqus/Explicit, (avec modèle semi-physique), « LE12 » est liée directement à la déformation ϵ_{12} . Il faut tenir compte de cette différence pour la lecture des figures dans la suite du manuscrit.

F_{22}^{exp} est donné par la cellule de force de la machine d'essai. Force et déformations sont relevées aux instants correspondant bien entendu aux incréments de calculs choisis pour la comparaison des valeurs.

F_{22}^{num} est la somme des efforts sur les 52 nœuds de la frontière supérieure de l'éprouvette. La résultante des efforts est calculée, elle aussi aux $n_{\text{incrément}}$ incréments de calculs.

Remarque : si le contrôle de l'essai Meuwissen et de la simulation était réalisé en effort, alors il aurait été nécessaire d'exprimer la fonction *objectif* en terme de déplacement.

• **Construction de la matrice de sensibilité**

La matrice de sensibilité est calculée à partir des dérivées des grandeurs observables choisies ($\epsilon_{11}, \epsilon_{22}, \epsilon_{12}$ et F_{22}) par rapport aux paramètres des deux modèles (semi-physique et Lemaitre et Chaboche). Par exemple, pour le modèle de Lemaitre et Chaboche, il s'agit d'une matrice rectangulaire $\left[(3m_p + n_{\text{incrément}}) \times 5 \right]$ car il y a les cinq paramètres ($\sigma_0, Q, b, C, \gamma$). Elle s'écrit comme suit :

$$S \left[(3m_p + n_{\text{incrément}}) \times 5 \right] = \begin{pmatrix} \frac{\partial \varepsilon_{11}^{1,1}}{\partial p_1} & \frac{\partial \varepsilon_{11}^{1,1}}{\partial p_2} & \frac{\partial \varepsilon_{11}^{1,1}}{\partial p_3} & \frac{\partial \varepsilon_{11}^{1,1}}{\partial p_4} & \frac{\partial \varepsilon_{11}^{1,1}}{\partial p_5} \\ \frac{\partial \varepsilon_{12}^{1,1}}{\partial p_1} & \frac{\partial \varepsilon_{12}^{1,1}}{\partial p_2} & \frac{\partial \varepsilon_{12}^{1,1}}{\partial p_3} & \frac{\partial \varepsilon_{12}^{1,1}}{\partial p_4} & \frac{\partial \varepsilon_{12}^{1,1}}{\partial p_5} \\ \frac{\partial \varepsilon_{22}^{1,1}}{\partial p_1} & \frac{\partial \varepsilon_{22}^{1,1}}{\partial p_2} & \frac{\partial \varepsilon_{22}^{1,1}}{\partial p_3} & \frac{\partial \varepsilon_{22}^{1,1}}{\partial p_4} & \frac{\partial \varepsilon_{22}^{1,1}}{\partial p_5} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ \frac{\partial \varepsilon_{11}^{i,j}}{\partial p_1} & \frac{\partial \varepsilon_{11}^{i,j}}{\partial p_2} & \frac{\partial \varepsilon_{11}^{i,j}}{\partial p_3} & \frac{\partial \varepsilon_{11}^{i,j}}{\partial p_4} & \frac{\partial \varepsilon_{11}^{i,j}}{\partial p_5} \\ \frac{\partial \varepsilon_{12}^{i,j}}{\partial p_1} & \frac{\partial \varepsilon_{12}^{i,j}}{\partial p_2} & \frac{\partial \varepsilon_{12}^{i,j}}{\partial p_3} & \frac{\partial \varepsilon_{12}^{i,j}}{\partial p_4} & \frac{\partial \varepsilon_{12}^{i,j}}{\partial p_5} \\ \frac{\partial \varepsilon_{22}^{i,j}}{\partial p_1} & \frac{\partial \varepsilon_{22}^{i,j}}{\partial p_2} & \frac{\partial \varepsilon_{22}^{i,j}}{\partial p_3} & \frac{\partial \varepsilon_{22}^{i,j}}{\partial p_4} & \frac{\partial \varepsilon_{22}^{i,j}}{\partial p_5} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ \frac{\partial \varepsilon_{11}^{n,m}}{\partial p_1} & \frac{\partial \varepsilon_{11}^{n,m}}{\partial p_2} & \frac{\partial \varepsilon_{11}^{n,m}}{\partial p_3} & \frac{\partial \varepsilon_{11}^{n,m}}{\partial p_4} & \frac{\partial \varepsilon_{11}^{n,m}}{\partial p_5} \\ \frac{\partial \varepsilon_{12}^{n,m}}{\partial p_1} & \frac{\partial \varepsilon_{12}^{n,m}}{\partial p_2} & \frac{\partial \varepsilon_{12}^{n,m}}{\partial p_3} & \frac{\partial \varepsilon_{12}^{n,m}}{\partial p_4} & \frac{\partial \varepsilon_{12}^{n,m}}{\partial p_5} \\ \frac{\partial \varepsilon_{22}^{n,m}}{\partial p_1} & \frac{\partial \varepsilon_{22}^{n,m}}{\partial p_2} & \frac{\partial \varepsilon_{22}^{n,m}}{\partial p_3} & \frac{\partial \varepsilon_{22}^{n,m}}{\partial p_4} & \frac{\partial \varepsilon_{22}^{n,m}}{\partial p_5} \\ \frac{\partial F_2^1}{\partial p_1} & \frac{\partial F_2^1}{\partial p_2} & \frac{\partial F_2^1}{\partial p_3} & \frac{\partial F_2^1}{\partial p_4} & \frac{\partial F_2^1}{\partial p_5} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ \frac{\partial F_2^i}{\partial p_1} & \frac{\partial F_2^i}{\partial p_2} & \frac{\partial F_2^i}{\partial p_3} & \frac{\partial F_2^i}{\partial p_4} & \frac{\partial F_2^i}{\partial p_5} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ \frac{\partial F_2^n}{\partial p_1} & \frac{\partial F_2^n}{\partial p_2} & \frac{\partial F_2^n}{\partial p_3} & \frac{\partial F_2^n}{\partial p_4} & \frac{\partial F_2^n}{\partial p_5} \end{pmatrix} \quad (4.30)$$

Le terme $\frac{\partial \varepsilon_{22}^{i,j}}{\partial p_1}$ désigne la variation, avec le paramètre p_1 , de la déformation longitudinale ε_{22} pour le point de mesure (centroïde) numéro j ($1 < j <$ et le $i^{\text{ème}}$ incrément).

• **Algorithme utilisé**

L'algorithme de minimisation de Levenberg-Marquardt a été choisi et programmé pour être couplé au code de calculs par éléments finis Abaqus. Le déroulement de la procédure d'identification est présenté dans la Figure 4.4. Il suit les mêmes étapes que pour la première stratégie, sauf pour le calcul de la fonction *objectif* qui nécessite les valeurs expérimentales et les valeurs numériques de $M^{\text{exp}} = (\varepsilon_{xx}, \varepsilon_{yy}, \varepsilon_{xy}, F_{yy})$ et $M^{\text{num}} = (\varepsilon_{xx}, \varepsilon_{yy}, \varepsilon_{xy}, F_{yy})$ respectivement.

• **Validation numérique de l'algorithme et intercorrélation des paramètres**

Pour tester la convergence de l'algorithme et valider la deuxième stratégie d'identification, des données expérimentales artificielles ont été créées. Il ne s'agit pas ici d'identifier les paramètres d'après des valeurs expérimentales réelles mais de les identifier en exploitant des champs de déformations résultats d'une simulation avec des paramètres connus. Ceci permet de valider la méthode inverse indépendamment de la pertinence de la loi de comportement pour les aciers étudiés. Ces données expérimentales artificielles sont construites à partir d'essais monotones avec la configuration optimisée de l'éprouvette Meuwissen. Chacune de ces bases contient les champs de déformations (ϵ_{11} , ϵ_{22} et ϵ_{12}) et l'effort à la frontière.

Les Tableaux 4.12 et 4.13 reprennent les résultats obtenus avec deux jeux de paramètres initiaux pour chacun des modèles utilisés. Les paramètres identifiés pour le modèle de Lemaitre et Chaboche sont toujours très proches de la solution (des paramètres de référence). La fonction coût est très faible : de l'ordre de 10^{-8} . Ces résultats montrent que la stratégie d'identification utilisée fonctionne indépendamment du jeu de paramètres initiaux.

Le temps de calcul est cependant parfois élevé (grand nombre d'itérations), en particulier quand le jeu de paramètres initiaux est loin de la solution. Une solution pour converger plus rapidement est de trouver un bon compromis entre le nombre d'éléments et le nombre d'incrémentes pour avoir une base expérimentale plus riche en informations dans l'espace et dans le temps (le nombre d'incrémentes exploités).

Paramètres (unité)	Paramètres de référence	Jeu 1		Jeu 2	
		Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés
σ_0 (MPa)	418,94	300	418,91	500	418,96
Q (MPa)	56,9	200	56,95	100	56,89
b (Sans unité)	7,7	10,00	7,757	2	7,649
C (MPa)	36 295	48 000	36 316	28 000	36 280
\mathcal{Y} (Sans unité)	118,27	150,0	118,39	80,0	118,18
Nombre d'itérations		32		44	
Fonction coût		$7,82 \cdot 10^{-9}$		$5,63 \cdot 10^{-9}$	

Tableau 4.12 : Résultats de la validation de l'algorithme d'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai Meuwissen et de deux jeux de paramètres initiaux.

La procédure d'identification des paramètres du modèle semi-physique a échoué. Il est impossible de trouver une solution valable et cela quels que soient les valeurs initiales choisies, même relativement proches de la solution. La fonction coût reste avec des valeurs inadmissibles, il n'y a pas de convergence : la fonction n'évolue plus après le nombre d'itérations indiqué dans le tableau. Après avoir appliqué la deuxième stratégie d'identification au modèle semi-physique, il est possible d'affirmer que les paramètres de ce modèle ne sont pas identifiables par cette stratégie. Cela peut vraisemblablement s'expliquer en partie par la forte dépendance des paramètres gérant la plasticité des phases.

Paramètres (unité)	Paramètres de référence	Jeu 1		Jeu 2	
		Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés
$k^{(A)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	0,010	0,020	0,0092	0,015	0,00884
$k_1^{(A)}$ (mm ⁻¹)	55 000	52 000	33 631	45 000	45 134
$k_0^{(A)}$ (Sans unité)	0,500	0,200	0,254	0,350	0,333
$M^{(A)}$ (Sans unité)	1,20	2,20	2,48	1,40	1,63
$k^{(M)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	0,030	0,230	0,230	0,250	2,097
$k_1^{(M)}$ (mm ⁻¹)	70 000	72 000	101 580	65 000	65 890
$k_0^{(M)}$ (Sans unité)	3,00	2,00	2,20	2,00	2,27
$M^{(M)}$ (Sans unité)	1,20	1,22	1,73	1,50	0,71
Nombre d'itérations		7		14	
Fonction coût		6,23		0,90	

Tableau 4.13 : Résultats de la validation de l'algorithme d'identification des paramètres du modèle semi-physique et à partir d'un essai Meuwissen et de deux jeux de paramètres initiaux.

- **Test de stabilité de l'algorithme d'identification**

Les champs de déformations expérimentaux, utilisés dans la procédure d'identification « réelle », sont obtenus par corrélation d'images. Ces résultats expérimentaux sont inévitablement entachés de bruits de mesure induits par exemple par un mauvais ajustement de la position de la caméra, des vibrations, des déplacements hors-plan, des variations de l'intensité de la lumière, etc. Pour valider la robustesse et la stabilité de la seconde procédure d'identification, il est nécessaire de quantifier l'influence des bruits affectant les données expérimentales sur les paramètres identifiés. La procédure d'identification est dite plus stable si les valeurs des paramètres identifiés à partir de petites variations des données de références (champs de déformations artificielles) sont toujours proches des valeurs des paramètres de références.

Les champs de déformations perturbés sont construits avec un bruit de biais qui a été ajouté aux valeurs des champs de déformations artificielles obtenues avec les paramètres de référence. Il s'agit d'une augmentation systématique de 1%, 5% et 10% de toutes les composantes de la base de données expérimentales artificielles. Les bruits ainsi introduits simulent une erreur de mesure dite systématique (un déplacement hors plan de l'éprouvette pendant l'essai donne une erreur de ce type). Les tableaux 4.14, 4.15 et 4.16 présentent les paramètres identifiés à partir d'un jeu de paramètres initial commun et les 3 niveaux de bruit différents. Les résultats de la simulation sans bruit ont été reportés dans le Tableau 4.12. L'écart maximal entre valeur identifiée et valeur de référence est sur le terme « b », il est de 0,7%.

Plus les données sont bruitées, moins les chances de convergence existent : le calcul s'arrête au bout de quelques itérations car il n'arrive plus à faire diminuer la fonction coût. Pourtant cette dernière garde à la fin du calcul une valeur qui ne permet pas d'affirmer que les paramètres identifiés peuvent être considérés comme valables. D'ailleurs, les écarts très importants sur certains paramètres le démontrent encore mieux (41, 71 et 91 % d'erreur sur « b »).

Paramètres (unité)	Paramètres de référence	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Ecart relatif
σ_0 (MPa)	418,94	300	420,82	0,4 %
Q (MPa)	56,9	200	60,6	6,5 %
b (Sans unité)	7,7	10	10,89	41,4 %
C (MPa)	36295	48000	37324	2,8 %
\mathcal{Y} (Sans unité)	118,27	150	126,20	6,7 %
Nombre d'itérations		13		
Fonction coût		8,27 10^{-5}		

Tableau 4.14 : Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche avec des champs de déformations bruités : bruit de 1%.

Paramètres (unité)	Paramètres de référence	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Ecart relatif
σ_0 (MPa)	418,94	300	432,30	3,2 %
Q (MPa)	56,9	200	62,7	10,2 %
b (Sans unité)	7,7	10	13,58	76,4 %
C (MPa)	36295	48000	38120	50,2 %
\mathcal{Y} (Sans unité)	118,27	150	137,63	16,4 %
Nombre d'itérations		4		
Fonction coût		1,89 10^{-3}		

Tableau 4.15 : Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche avec des champs de déformations bruités : bruit de 5%.

Paramètres (unité)	Paramètres de référence	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Ecart relatif
σ_0 (MPa)	418,94	300	448,38	7,0%
Q (MPa)	56,9	200	56,095	1,4%
b (Sans unité)	7,7	10	14,774	91,9%
C (MPa)	36295	48000	36855	1,5%
\mathcal{Y} (Sans unité)	118,27	150	140,96	19,2 %
Nombre d'itérations		2		
Fonction coût		7,3345 10^{-3}		

Tableau 4.16 : Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche avec des champs de déformations bruités : bruit de 10%.

Malgré ces constatations qui laissent peu d'espoir quand à l'identifiabilité des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir des champs de déformations expérimentaux, plusieurs tentatives ont été entreprises dans le cadre de ce travail.

4.3.3.2. Résultats de l'identification à partir de champs de déformations expérimentaux

Cette partie a pour objectif de présenter les valeurs des paramètres identifiés du modèle de Lemaitre et Chaboche, pour les trois matériaux, à partir des mesures de champs de déformations sur l'éprouvette Meuwissen en traction. Aucun résultat concernant le modèle semi-physique n'aurait de sens.

a) Identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche pour l'acier Inox 304L

La deuxième procédure d'identification est utilisée pour identifier les cinq paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche. Dans cette procédure, la limite élastique a été une nouvelle fois fixée pour assurer des chances de convergence assez rapide. Le Tableau 4.17 résume les paramètres identifiés du modèle de Lemaitre et Chaboche avec deux jeux de paramètres initiaux. Les résultats obtenus en partant de ces deux jeux sont loin d'être identiques car l'identification s'est arrêtée sur des valeurs stables de la fonction coût très élevées (0,5 et 1).

La Figure 4.15 montre les écarts entre les déformations expérimentales et les résultats du calcul numérique pour le deuxième jeu de paramètres identifiés, présenté dans le Tableau 4.17. Les résultats sont présentés de manière peu standard : les 460 premiers points des courbes représentent les 460 déformations (sur l'ensemble des points) du premier incrément, puis les 460 suivants les déformations au deuxième incrément et ainsi de suite. L'ordre des 460 points correspond à la numérotation automatique des nœuds dans Abaqus. Les très fortes valeurs locales trouvées par la simulation ne semblent pas aussi élevées que la réalité.

Paramètres (Inox 304L) (unité)	Jeu 1		Jeu 2	
	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés
σ_0 (MPa)	270 (fixé)	270	270	270
Q (MPa)	800	11 600	2 000	2 071
b (Sans unité)	9	221,4	20	50,1
C (MPa)	7000	107 280	20 000	164 070
\mathcal{Y} (Sans unité)	250	1,91	20	6,40
Nombre d'itérations	47		7	
Fonction coût	0,56		1,09	

Tableau 4.17 : Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai Meuwissen de deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier Inox 304L avec cinq incréments et déformations mesurées par corrélation d'images.

L'Inox 304L est le matériau sur lequel il a déjà été impossible d'identifier les paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche avec la première procédure d'identification car la courbe de comportement montre un effet de la transformation très marqué. Il n'est donc pas surprenant que la seconde procédure ne soit pas satisfaisante sur ce matériau.

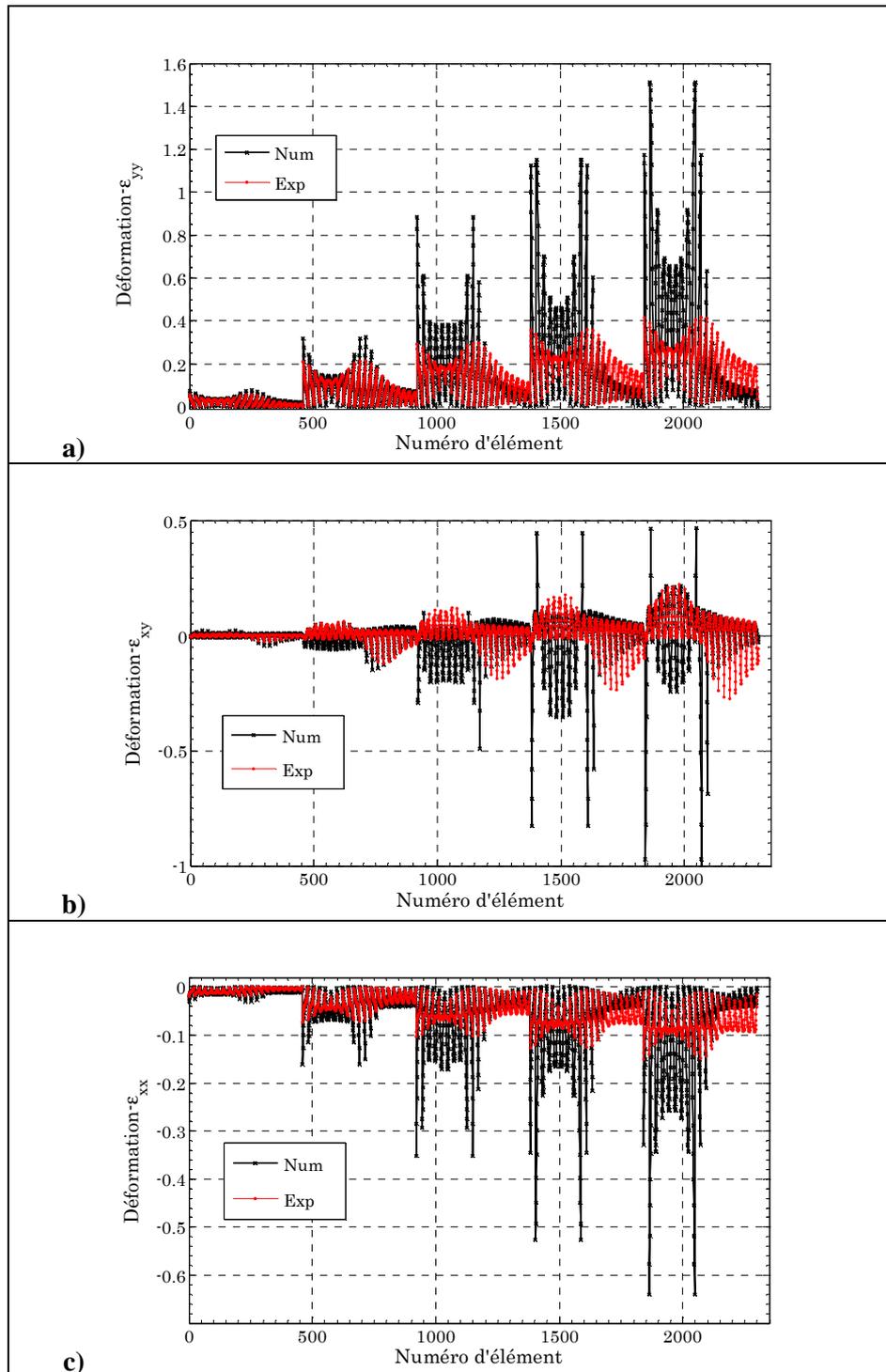


Figure 4.15 : Comparaison des déformations expérimentales et simulées (Tableau 4.17, jeu 2) par le modèle de Lemaitre et Chaboche pour l'acier Inox 304L sur les 460 éléments de la zone d'intérêt et pour les cinq incréments (successivement en allant vers la droite),
 a) déformation longitudinale ϵ_{yy} , b) déformation de cisaillement ϵ_{xy} ,
 c) déformation transversale ϵ_{xx} .

b) Identification des paramètres du modèle Lemaitre et Chaboche pour l'acier Inox 304L-Cu

Pour ce second acier Inox la procédure d'identification est exactement la même (limite d'élasticité fixée). Le Tableau 4.18 résume les paramètres identifiés du modèle de Lemaitre et Chaboche avec deux jeux de paramètres initiaux et 5 incréments de calcul.

Ces résultats montrent que le modèle de Lemaitre et Chaboche n'est pas capable de reproduire le comportement de l'acier Inox 304L-Cu. La Figure 4.16 montre les écarts entre les déformations mesurées et simulées avec les paramètres du Tableau 4.18, jeu 2.

Afin de simplifier et de faciliter la convergence de calcul, cette procédure d'identification a été appliquée pour un seul incrément temporel (STEP 2). Le Tableau 4.19 et la Figure 4.17 présentent les paramètres identifiés à partir de ce seul incrément et les répartitions de déformations, ϵ_{yy} , ϵ_{xy} , ϵ_{xx} .

Les paramètres identifiés à partir du jeu 1 de paramètres sont proches des paramètres identifiés à partir du jeu de paramètres (2).

Paramètres (Inox 304L-Cu) (unité)	Jeu 1		Jeu 2	
	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés
σ_0 (MPa)	270-fixé	270	270	270
Q (MPa)	900	14 034	200	45,1
b (Sans unité)	30	501	5	11,5
C (MPa)	50 000	145 730	2 000	54 319
\mathcal{Y} (Sans unité)	100	$3,22 \cdot 10^{-3}$	20	5,98
Nombre d'itérations	104		29	
Fonction coût	1,22		1,18	

Tableau 4.18 : Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai Meuwissen et de deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier Inox 304L-Cu avec cinq incréments et des déformations mesurées par corrélation d'images.

Paramètres (Inox 304L-Cu) (unité)	Jeu 1		Jeu 2	
	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés
σ_0 (MPa)	270-fixé	270	270	270
Q (MPa)	600	575,2	550	573,0
b (Sans unité)	10	6,83	7	6,97
C (MPa)	2 000	2 584	2 800	2 951
\mathcal{Y} (Sans unité)	200	323	420	396
Nombre d'itérations	22		19	
Fonction coût	0,19		0,19	

Tableau 4.19 : Résultats de l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai Meuwissen et de deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier Inox 304L-Cu avec un seul incrément et des déformations mesurées par corrélation d'images.

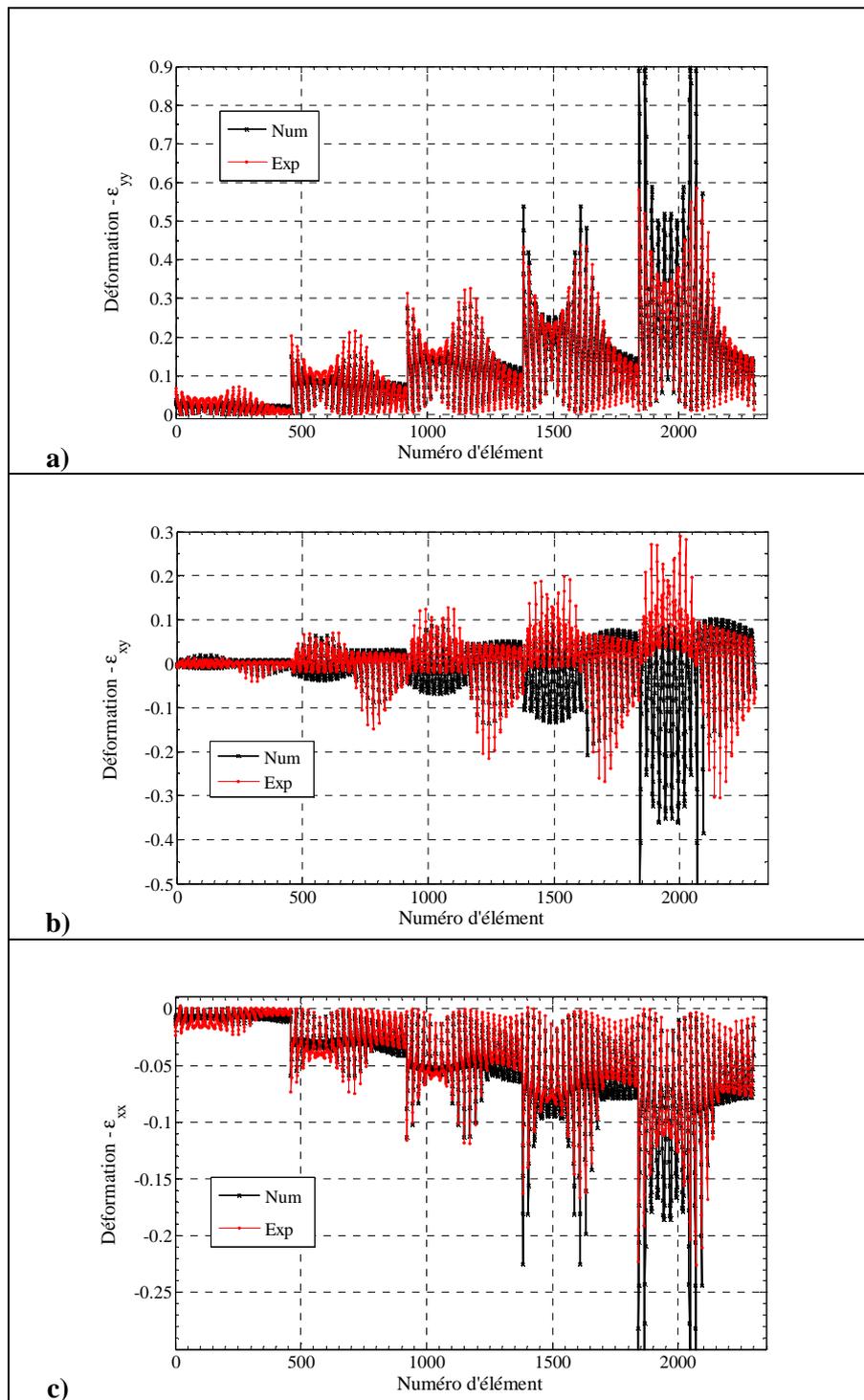


Figure 4.16 : Comparaison de déformations expérimentales et simulées par le modèle de Lemaitre et Chaboche pour l'acier Inox 304L-Cu avec 460 éléments et cinq incréments,
 a) déformation longitudinale ϵ_{yy} , b) déformation de cisaillement ϵ_{xy} ,
 c) déformation transversale ϵ_{xx} .

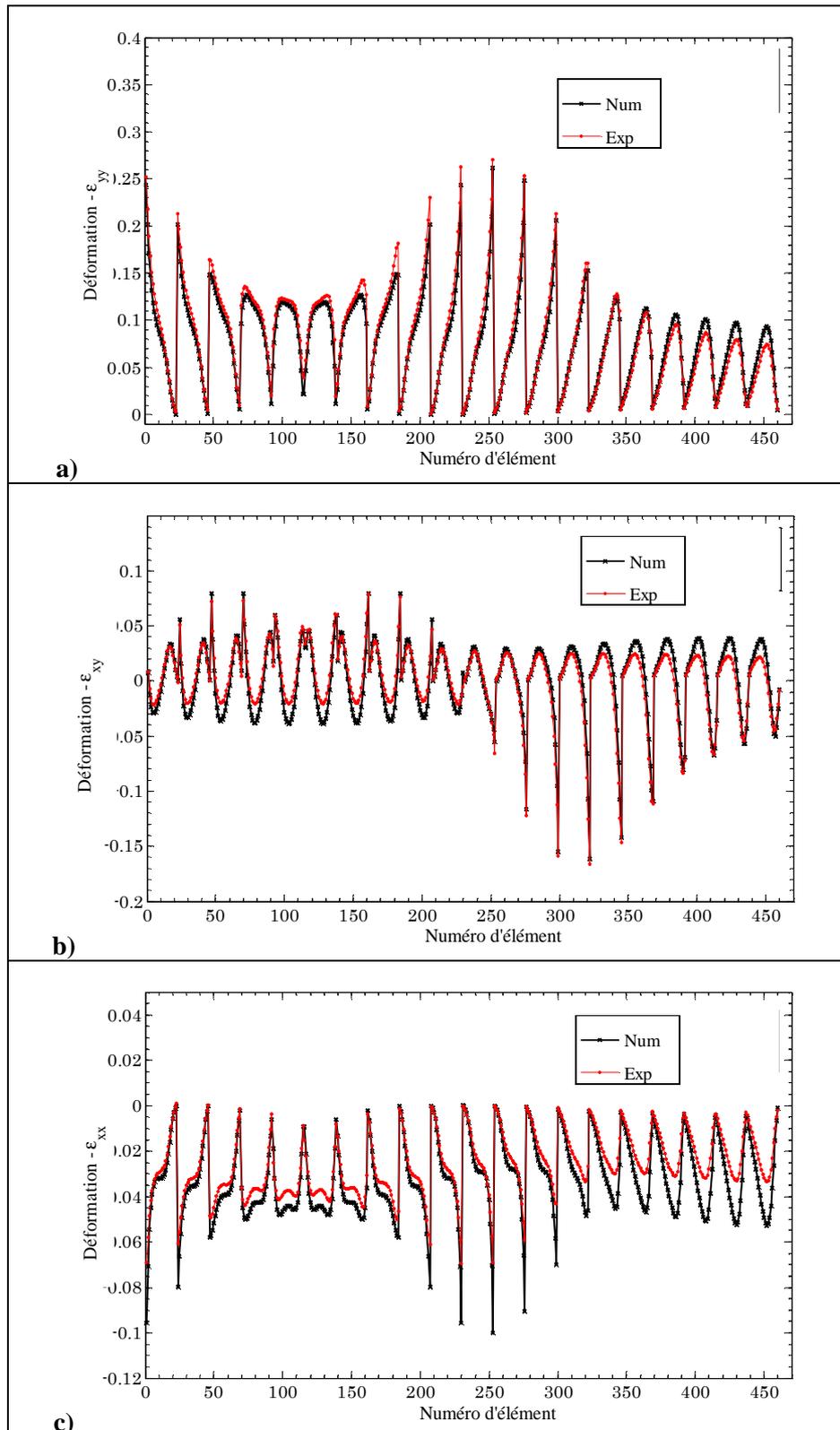


Figure 4.17 : Comparaison de déformations expérimentales et simulées par le modèle de Lemaitre et Chaboche pour l'acier Inox 304L-Cu avec 460 éléments et un seul incrément, a) ϵ_{yy} , b) ϵ_{xy} , c) ϵ_{xx} .

Les écarts toujours dans le même sens et de plus en plus élevés laisse à penser que le déplacement imposé à la frontière de l'éprouvette n'est forcément celui qui était réellement imposé à cet instant là.

c) Identification des paramètres du modèle Lemaitre et Chaboche pour l'acier TRIP 800

Les cinq paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche sont identifiés par l'application de la deuxième procédure d'identification. Dans cette procédure, aussi la limite élastique de ce modèle a été fixée à une valeur identifiée à partir des courbes du comportement en traction monotone d'un acier TRIP 800 dans le sens longitudinal. Tableau 4.20 résume les paramètres identifiés du modèle de Lemaitre et Chaboche avec les deux jeux de paramètres initiaux pour l'acier TRIP 800. Figure 4.18 montre des écarts entre les déformations obtenues par les essais expérimentaux et les calculs numériques pour le deuxième jeu de paramètres présentés dans le Tableau 4.20.

Paramètres (TRIP 800) (unité)	Jeu 1		Jeu 2	
	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés	Paramètres initiaux	Paramètres identifiés
σ_0 (MPa)	450	450	450	450
Q (MPa)	900	5843	810	2757
b (Sans unité)	4	0,774	2	1,183
C (MPa)	1000	33289	600	1347,3
γ (Sans unité)	110	81,9	85	26,5
Nombre d'itérations	24		13	
Fonction coût	2,59		2,69	

Tableau 4.20 : Résultats d'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'essai Meuwissen et à partir de deux jeux de paramètres initiaux différents pour l'acier TRIP 800 avec cinq incréments.

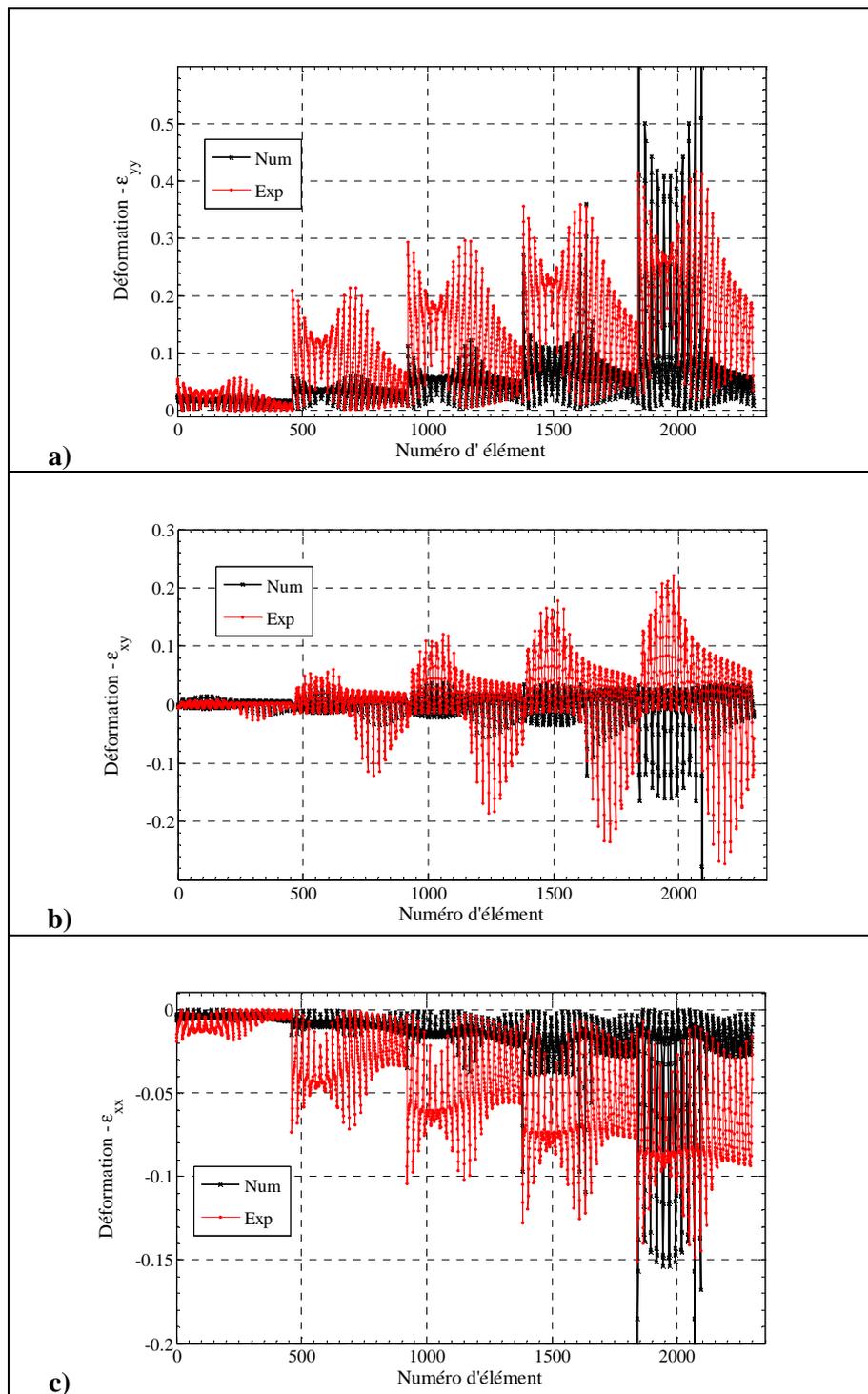


Figure 4.18 Comparaison de déformations expérimentales et simulées par le modèle de Lemaitre et Chaboche pour l'acier TRIP 800 avec 460 éléments et cinq incréments, a) ϵ_{yy} , b) ϵ_{xy} , c) ϵ_{xx} .

4.3.4. Validation des paramètres identifiés à partir des différents essais

Après avoir déterminé les meilleures bases de données expérimentales et avoir identifié les paramètres des modèles utilisés, les validations de ces modèles seront réalisées par comparaison de résultats expérimentaux et numériques sur les essais non exploités directement pour l'identification des jeux de paramètres à valider. Les résultats numériques sont obtenus par simulations des différents essais homogènes et hétérogènes en utilisant les paramètres identifiés des modèles semi-physique ou de Lemaitre et Chaboche.

➤ Configurations des simulations d'essais

a) Traction uniaxiale

L'éprouvette utilisée pour la simulation correspond à l'éprouvette réelle (Figure 4.19-a) et elle est décrite par un maillage utilisant des éléments 3D (C3D8R). L'influence du nombre d'éléments dans l'épaisseur est la même que l'éprouvette Meuwissen : le gradient de déformation dans l'épaisseur étant négligeable (chapitre 3).

La modélisation 3D dans ABAQUS est faite en imposant les conditions aux limites correspondant aux conditions réelles dans lesquelles les essais ont été réalisés : d'un côté l'éprouvette est encastree, et de l'autre côté elle est soumise à un déplacement imposé, (Figure 4.19-c) (dans la direction 2) ce qui correspond aux déplacements imposés expérimentaux. Une telle géométrie d'essai donne, bien entendu, au centre de l'éprouvette un essai homogène qui est aussi bien reproduit par une simulation sur un seul élément comme présenté précédemment.

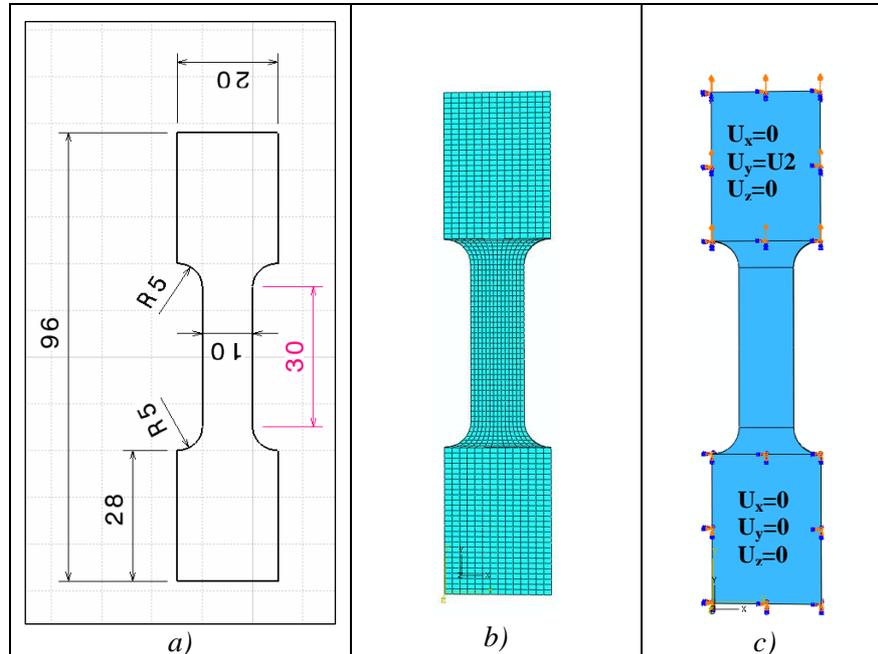


Figure 4.19 : Géométrie de l'éprouvette utilisée pour les essais de traction et de traction-compression
 a) (dimensions en mm) b) maillage éléments finis c) conditions aux limites pour un essai de traction monotone.

b) Traction sur éprouvette Meuwissen

La géométrie de l'éprouvette, le maillage et les conditions aux limites ont été présentés sur Figure 4.12. Les simulations numériques de cet essai sont pilotées à vitesse de déplacement constante et égale 1mm/min jusqu'à la rupture.

c) Traction équibiaxiale

La Figure 3.21 montre la géométrie de l'éprouvette de traction équibiaxiale. La Figure 4.20 donne le maillage de cette éprouvette et les conditions aux limites.

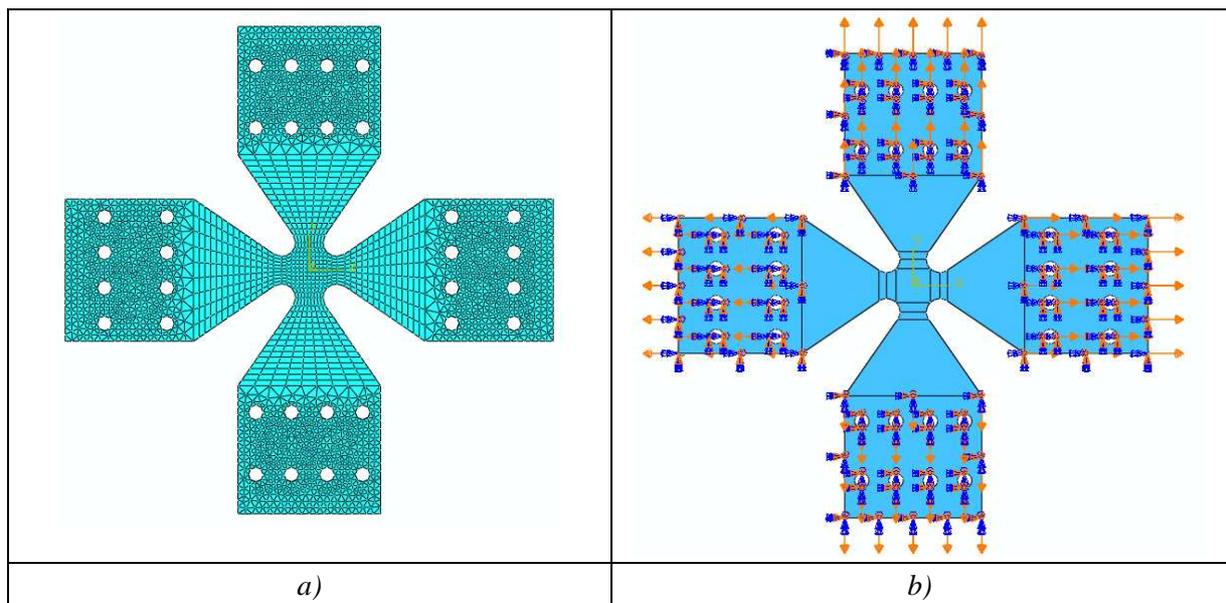


Figure 4.20 : Epreuve de traction équibiaxiale a) maillage, b) conditions aux limites des simulations.

➤ Validation des paramètres du modèle semi-physique de l'acier Inox 304L

Les seuls résultats d'identification des paramètres, satisfaisants pour l'acier Inox 304L, ont été obtenus pour le modèle semi-physique et ont été présentés dans le Tableau 4.3 (jeu 2). Ce jeu de paramètres a été utilisé pour simuler par éléments finis (ABAQUS) le comportement global et les champs de déformations d'une éprouvette Meuwissen du même matériau, soumise à une traction. La Figure 4.21 présente les champs de déformations mesurés par Vic-2D et les résultats du calcul par éléments finis pour l'acier Inox 304L. Les problèmes de conditions aux limites sur les simulations de cet essai ont été pris en compte en faisant un décalage artificiel dans le temps. La comparaison des champs de déformations n'est pas faite exactement entre les deux instants supposés identiques (par extrapolation des conditions aux limites, voir début de ce chapitre). Les états qui sont comparés sont ceux qui ont des valeurs approchantes des déformations maximales. La comparaison ne peut donc être faite que sur les gradients observés. Pour une comparaison « plus propre », il faut refaire des simulations numériques en introduisant des conditions aux limites plus proches de la réalité de l'essai.

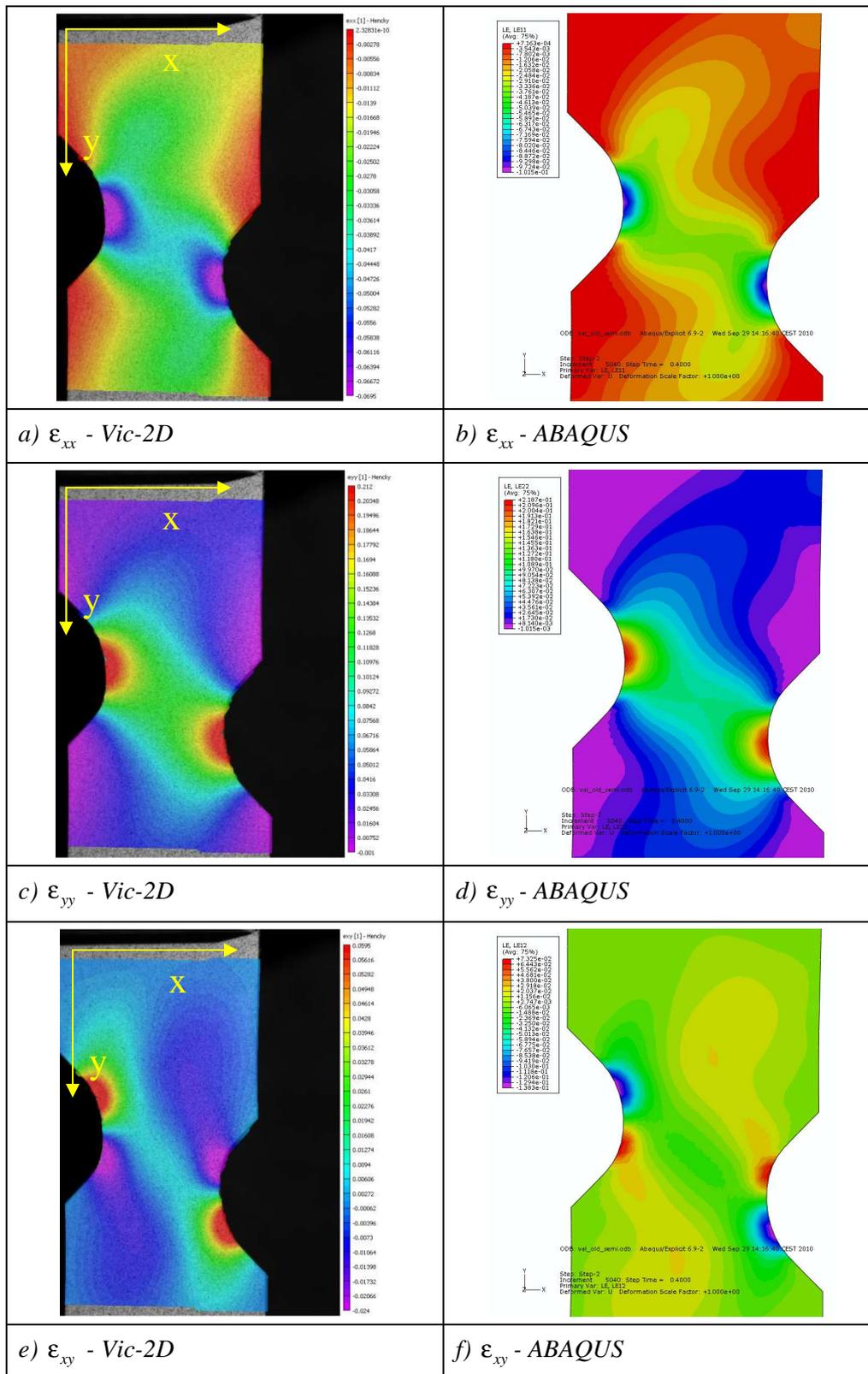


Figure 4.21 : Champs de déformations logarithmiques a) b) c) mesurés par corrélation d'images (Vic-2D) sur une éprouvette Meuwissen d'acier Inox 304L et d) e) f) calculés par ABAQUS à partir des paramètres du modèle semi-physique identifiés à partir de la courbe contrainte - déformation obtenue lors d'un essai traction simple (Tableau 4.3, jeu 2).

➤ **Validation des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche de l'acier Inox 304L-Cu**

Pour l'acier Inox 304L-Cu les paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche (Tableau 4.21) ont pu être identifiés d'une part à partir de la courbe contrainte - déformation d'un essai de traction uniaxiale, d'autre part à partir d'un champ de déformation mesuré lors d'un essai de traction sur éprouvette Meuwissen (Tableau 4.7 et 4.19). Les deux jeux de paramètres sont sensiblement différents, il est a priori difficile d'accorder plus de validité à l'un qu'à l'autre. L'identification du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai de traction simple ne peut être satisfaisante puisque l'essai ne permet pas de faire le partage entre écrouissage isotrope et cinématique. Pour l'essai Meuwissen, les différents trajets de chargement des points de l'éprouvette n'assure pas réellement une prise en compte de l'écrouissage cinématique et surtout la procédure d'identification utilisant l'essai Meuwissen n'est pas encore tout à fait au point (problème de l'évaluation des conditions aux limites à appliquer sur l'éprouvette : « recalage » des incréments).

Paramètres (Inox 304L-Cu) (unité)	Valeurs paramètres identifiés	
	Courbe TU	Meuwissen - un champ
σ_0 (MPa)	270	270
Q (MPa)	920,30	572,98
b (Sans unité)	3,042	6,966
C (MPa)	10 751	2 951
γ (Sans unité)	195,62	395,59

Tableau 4.21 : Valeurs des paramètres identifiés du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'une part de la courbe d'un essai de traction monotone et d'autre part des champs de déformations mesurés lors d'une traction sur éprouvette Meuwissen (1 seul incrément), acier Inox 304L-Cu.

Les paramètres identifiés ont été utilisés pour la simulation d'un essai de traction équibiaxiale. Ces calculs permettent de visualiser et donc de comparer les champs de déformations mesurés lors des essais de traction équibiaxiale et les champs simulés. Ces champs de déformations sont présentés sur la Figure 4.22.

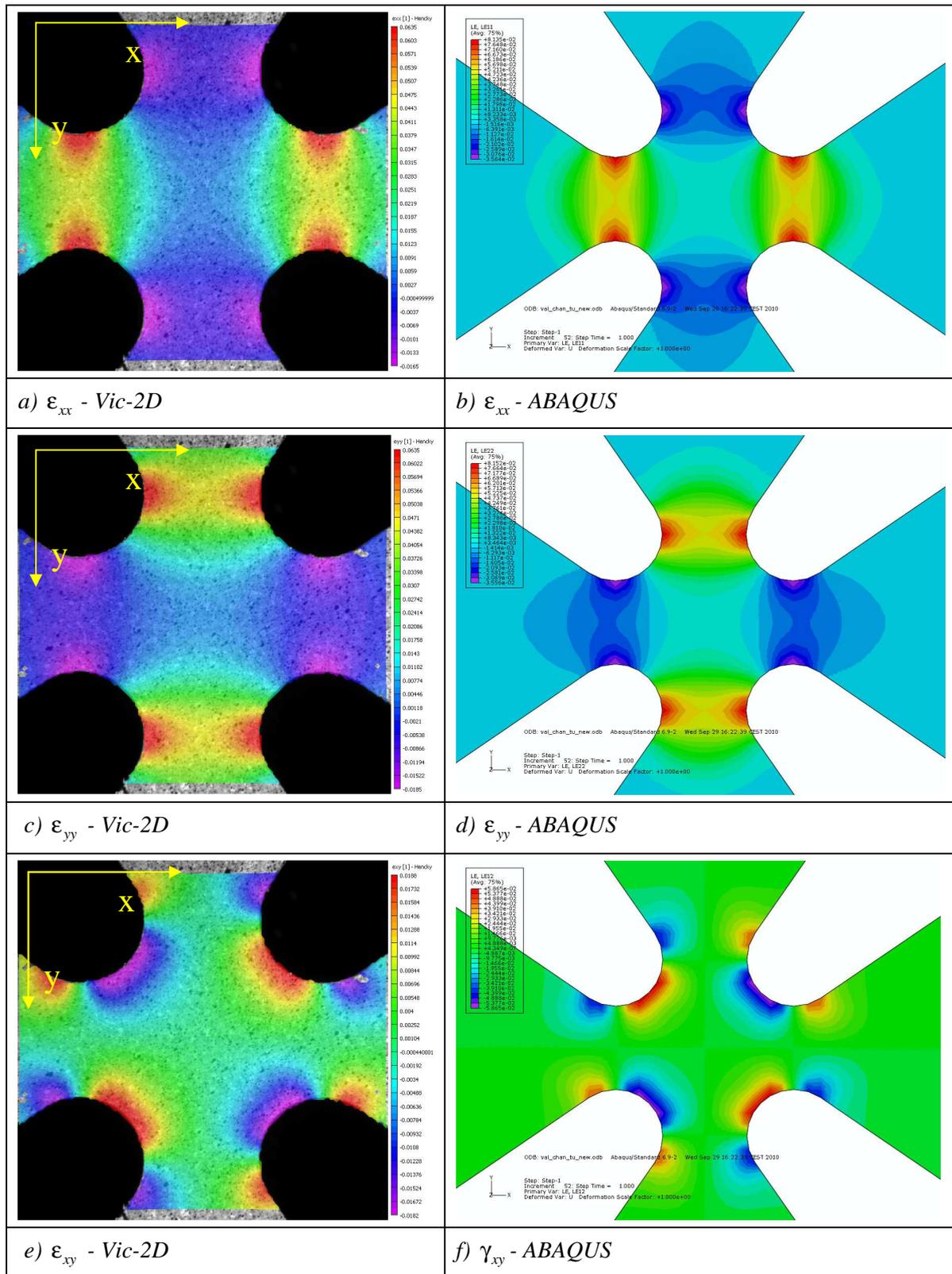


Figure 4.22 : Champs de déformations logarithmiques a) b) c) mesurés par corrélation d'images (logiciel Vic-2D, taille du pattern 16 pixels et espacement de 16 pixels), (Inox 304L-Cu), $\delta x=1,6252$ mm, $\delta y=1,6562$ mm et d) e) f) résultats de la simulation numérique avec les paramètres identifiés du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai de traction simple (Tableau 4.21).

➤ **Validation des paramètres du modèle semi-physique de l'acier Inox 304L-Cu**

Pour l'acier Inox 304L-Cu les paramètres du modèle semi-physique (Tableau 4.22 = Tableau 4.5, jeu 1) n'ont pas pu être identifiés de manière satisfaisante, mais il peut tout de même être intéressant de comparer les résultats simulés avec un jeu de paramètres et les résultats expérimentaux. Cela peut aider à mieux comprendre ce qui ne convient pas dans le modèle. La Figure 4.23 présente les champs de déformations de Vic-2D et du calcul par éléments finis. Il est à noter que les déformations de cisaillement sont de signes opposés en raison des repères respectifs.

Paramètres (Inox 304L-Cu) (unité)	Paramètres de la simulation
	(TU)
$k^{(A)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	1,077 10 ⁻²
$k_1^{(A)}$ (mm ⁻¹)	165,4 10 ³
$k_0^{(A)}$ (Sans unité)	3,176 10 ⁻¹
$M^{(A)}$ (Sans unité)	1.2 (fixé)
$k^{(M)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	1,258 10 ⁻²
$k_1^{(M)}$ (mm ⁻¹)	4150,5
$k_0^{(M)}$ (Sans unité)	-4,445 10 ⁻¹
$M^{(M)}$ (Sans unité)	1,2 (fixé)

Tableau 4.22 : Un jeu de paramètres résultat (non unique) de la procédure d'identification du modèle semi-physique à partir d'une courbe contrainte - déformation d'un essai de traction pour l'acier Inox 304L-Cu.

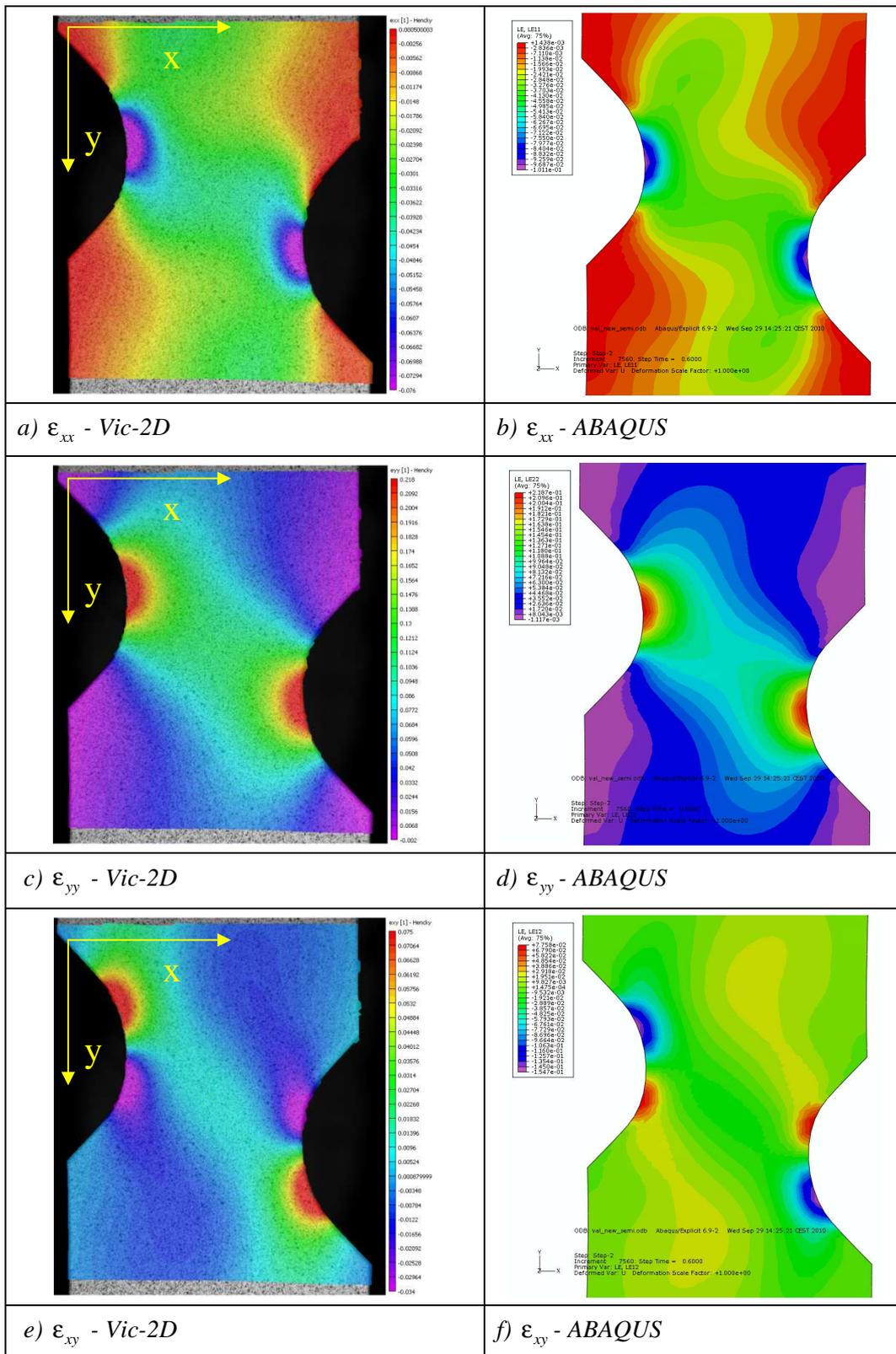


Figure 4.23 : Champs de déformations logarithmiques a) b) c) mesurés par corrélation d'images (Vic-2D) sur une éprouvette Meuwissen d'acier Inox 304L-Cu et d) e) f) calculés par ABAQUS à partir des paramètres du modèle semi-physique du Tableau 4.22.

➤ **Validation des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche de l'acier TRIP 800**

Les paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche ont été identifiés à partir de différentes procédures : courbe contrainte déformation en traction uniaxiale (Tableau 4.9), courbe de comportement en traction –compression (Tableau 4.10), courbe de comportement en cisaillement – cisaillement inverse (Tableau 4.11). L'identification a eu moins de succès quand elle a été tentée avec les mesures de champs cinématiques sur l'éprouvette Meuwissen avec 5 incréments de calculs (Tableau 4.20). L'ensemble des valeurs sont reportées dans le Tableau 4.23. Comme pour l'acier Inox 304L-Cu, les valeurs identifiées sont sensiblement différentes et il est difficile d'avoir confiance plus dans certains valeurs que d'en d'autres. Pour le modèle de Lemaitre et Chaboche à écrouissage cinématique, l'option la meilleure est sans doute celle qui prend l'un des essais séquentiels, mais il est difficile de savoir si les conditions expérimentales n'entachent pas les mesures. Lors de l'essai de traction – compression, il y a sans doute une influence du frottement de l'éprouvette sur le peigne anti-flambement. Cette influence est-elle négligeable ? Lors de l'essai de cisaillement- cisaillement inverse, la section cisaillement ne subit pas réellement une déformation homogène sur la totalité de la surface. Il est reconnu que le dépouillement de ces essais est délicat [Rus00].

Paramètres (TRIP 800) (unité)	Paramètres identifiés à partir des essais			
	TU	TC	Cis-CI	Meuwissen
σ_0 (MPa)	450	450	450	450
Q (MPa)	780,5	731,8	392,9	2757,1
b (Sans unité)	5,137	0,248	13,33	1,183
C (MPa)	37 392	31 550	31 239	1 347,3
\mathcal{Y} (Sans unité)	358,1	116,8	183,6	26,50

Tableau 4.23 : Différents jeux de paramètres identifiés du modèle de Lemaitre et Chaboche à partir des courbes contrainte – déformation en traction uniaxiale (TU), en traction compression (TC), en cisaillement - cisaillement inverse (Cis-CI) et à partir d'un essai Meuwissen et des champs de déformations mesurés (solution non unique) pour l'acier TRIP 800.

Les différents jeux de paramètres du tableau 4.23 (sauf TU) ont été utilisés pour simuler un essai de traction simple et pour comparer les courbes contrainte –déformation ainsi obtenues avec la courbe expérimentale mesurée, qui elle ne peut être remise en cause (peu différente de celle tracée avec les paramètres identifiés TU : voir Figure 4.9).

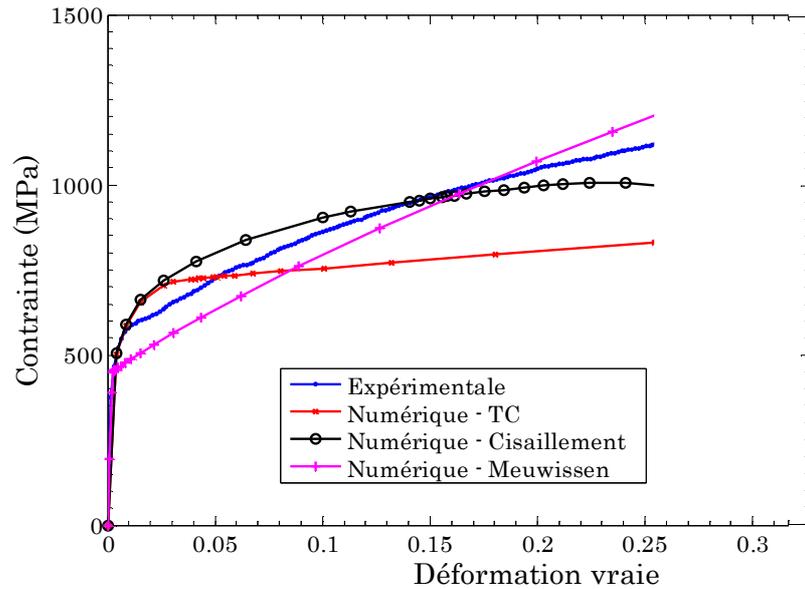


Figure 4.24 : Courbes expérimentale et numérique (valeurs identifiées à partir des essais traction-compression, cisaillement-cisaillement inverse, Meuwissen, Tableau 4.23) du comportement de l'acier TRIP 800.

Cette comparaison montre que les paramètres identifiés à partir de l'essai de cisaillement- cisaillement inverse sont ceux qui donnent la courbe la plus proche de la courbe expérimentale.

Une simulation d'un essai traction équi-biaxiale a été réalisée à partir des valeurs des paramètres identifiées en traction simple pour le modèle de Lemaitre et Chaboche. Ces calculs permettent de visualiser et de comparer les champs de déformations réels mesurés et les champs simulés (Figure 4.25).

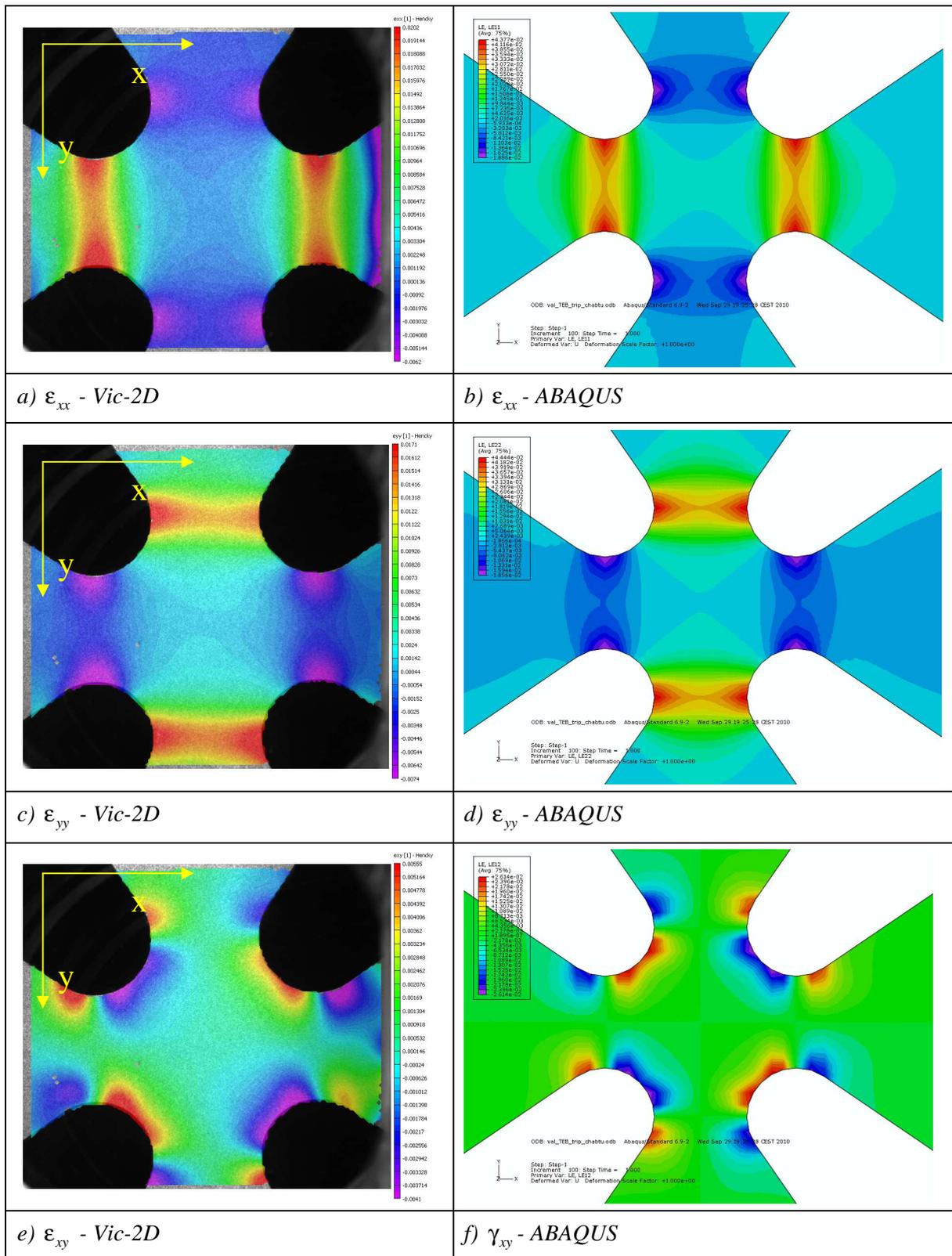


Figure 4.25 : Champs de déformations logarithmiques a) b) c) mesurés à l'aide du logiciel Vic-2D (Taille du pattern et espacement de 16 pixels) et d) e) f) calculés avec les paramètres identifiés du modèle Lemaitre et Chaboche à partir d'un essai traction simple (Tableau 4.23 colonne TU), acier TRIP 800, déplacements vérins $\delta x=0,8402$ mm, $\delta y=0,8517$ mm.

➤ ***Simulation avec les paramètres du modèle semi-physique de l'acier TRIP800***

Les paramètres des quatre phases du modèle semi-physique de l'acier TRIP 800 présentés dans le tableau 4.24 sont utilisés pour une simulation d'un essai de traction sur éprouvette Meuwissen. Ces calculs numériques permettent de comparer les champs de déformations mesurés par corrélation d'images et les champs simulés (Figure 4.26). Pour l'acier TRIP 800, les problèmes de conditions aux limites sur les simulations de l'essai Meuwissen ont été pris en compte en faisant un décalage artificiel dans le temps.

Paramètres (TRIP 800) (unité)	Paramètres de simulation
	(identification TU)
$k^{(A)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	0,18995 E-01
$k_1^{(A)}$ (mm ⁻¹)	8578,5
$k_0^{(A)}$ (Sans unité)	0,95103
$M^{(A)}$ (Sans unité)	1,2152
$k^{(M)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	0,20456 E-02
$k_1^{(M)}$ (mm ⁻¹)	64581
$k_0^{(M)}$ (Sans unité)	3,3262
$M^{(M)}$ (Sans unité)	0,93968
$k^{(F)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	0,0169
$k_1^{(F)}$ (mm ⁻¹)	1873100
$k_0^{(F)}$ (Sans unité)	14,81
$M^{(F)}$ (Sans unité)	122,37
$k^{(B)}$ (MPa.mm.s ⁻¹)	0,0256
$k_1^{(B)}$ (mm ⁻¹)	38026
$k_0^{(B)}$ (Sans unité)	3,178
$M^{(B)}$ (Sans unité)	0,442

Tableau 4.24 : Paramètres « identifiés » du modèle semi-physique à partir de la courbe de traction monotone de l'acier TRIP 800.

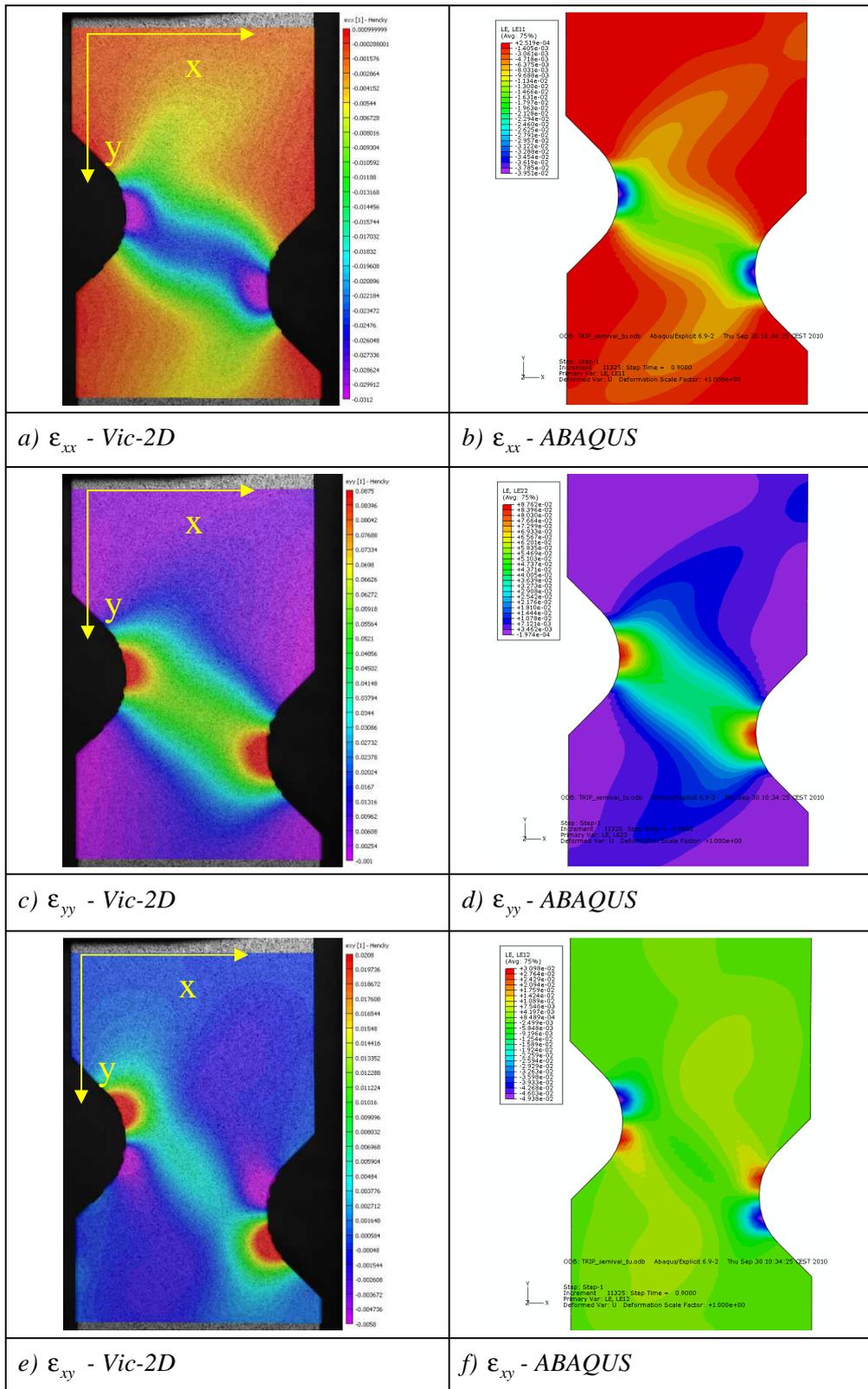


Figure 4.26 : Champs de déformations logarithmiques mesurés par Vic-2D et simulés par ABAQUS à partir des paramètres du modèle semi-physique du Tableau 4.25. Essai de traction sur éprouvette Meuwissen en acier TRIP 800.

4.4. Conclusion

Dans ce chapitre, la recherche des paramètres de deux modèles (semi-physique et Lemaitre et Chaboche) a été effectuée par l'application d'une méthode d'identification inverse. Pour cela, deux stratégies d'identification inverse basées sur l'algorithme de Levenberg - Marquardt ont été développées au cours de ce travail. Les deux stratégies diffèrent par l'expression de leur fonction *objectif*, elles sont toutes deux couplées à chacune des deux lois de comportement implémentées directement ou via une VUMAT dans le code de calculs par éléments finis Abaqus.

La **première stratégie** a été appliquée pour déterminer les cinq paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche et huit des paramètres du modèle semi-physique, et pour les trois aciers de cette étude. La fonction *objectif* est construite en termes de contrainte, exploitant les résultats des essais homogènes exprimés en terme de courbe contrainte –déformation en traction uniaxiale, en traction - compression ou en cisaillement - cisaillement inverse. Dans le modèle de Lemaitre et Chaboche, la limite élastique du matériau, et dans le modèle semi-physique, les paramètres de Taylor des deux phases $M^{(A)}$ et $M^{(M)}$ ont été fixés pour assurer la convergence de l'algorithme de l'identification.

Pour l'acier **Inox 304L**, les paramètres du modèle semi-physique ont été identifiés avec succès à partir de la courbe contrainte – déformation en traction uniaxiale. Quant au modèle de Lemaitre et Chaboche, il n'est pas approprié pour représenter correctement le comportement mécanique d'un matériau à très fort effet TRIP. L'identification n'a pas pu converger.

Pour l'acier **Inox 304L-Cu**, les paramètres du modèle semi-physique et du modèle de Lemaitre et Chaboche ont pu être identifiés à partir des courbes de traction uniaxiale. Aucune autre courbe n'a donné de résultats satisfaisants.

L'identification des paramètres des deux modèles à partir des courbes contrainte –déformation des essais de traction - compression et/ou de cisaillement - cisaillement inverse n'a pas abouti et donc les résultats n'en sont pas présentés.

Dans le cas de l'acier **TRIP 800**, l'identification a été lancée pour extraire les paramètres des phases ferritique et bainitique du modèle semi-physique, en supposant connue les paramètres des phases austénitiques et bainitiques à partir de la courbe d'un essai de traction uniaxiale. Les résultats obtenus ont montré qu'une interdépendance forte des paramètres peut empêcher l'identification d'aboutir. Les paramètres identifiés dépendent des jeux de paramètres : la solution de la minimisation n'est pas unique. Les paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche identifiés à partir des essais de traction - compression et de cisaillement - cisaillement inverse ne sont pas tout à fait identiques, mais l'identification avec une courbe donnée converge vers un jeu de paramètre unique.

En pratique, dans le cas du **modèle semi-physique**, son implémentation dans le code Abaqus via une routine VUMAT et adoptant un schéma d'intégration Explicit, l'absence de résultats expérimentaux probants pour certains types d'essais, le problème de « synchronisation » entre les incréments du calcul explicite et les incréments d'acquisition des champs de déformations par corrélation d'images, et finalement l'interdépendance des paramètres ne permet pas de déterminer ses paramètres sur un essai homogène. Donc la seconde stratégie d'identification n'a été utilisée que pour déterminer les paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche.

Cette **seconde stratégie** est fondée sur une fonction *objectif* en termes de champs de déformations (hétérogènes) et d'efforts sur la frontière d'une éprouvette de Meuwissen. La géométrie de l'éprouvette de Meuwissen a été optimisée lors de ce travail afin de générer une évolution spatio-temporelle des champs de déformations hétérogènes sur l'éprouvette. Les champs de déformations de 460 points de mesure, pour 5 (ou 1) incréments (niveaux de chargement), et les efforts donnés aux mêmes incréments temporels sont introduits dans la fonction coût qui compare valeurs expérimentales

et simulées. La stabilité et la robustesse de la deuxième stratégie d'identification inverse ont été testées par application de l'algorithme sur des bases de données expérimentales artificielles avec trois niveaux de bruit. Dans ce test, les champs de déformations hétérogènes ont été perturbés mais les efforts sont non bruités. La procédure semble assez sensible aux bruits de mesures.

Pour l'acier **Inox 304L**, les valeurs identifiées pour les deux jeux de paramètres initiaux ne sont pas identiques. Cela confirme que le modèle de Lemaitre et Chaboche ne peut pas reproduire le comportement d'un acier à effet TRIP à fort taux de transformation.

Dans le cas de l'acier **Inox 304L-Cu**, aussi, les valeurs identifiées ne sont pas identiques pour les deux jeux de paramètres initiaux. Dans cet acier, qui a un faible taux de transformation à température ambiante la présence et l'influence de l'effet TRIP sont moins importantes et donc les difficultés présentes dans l'acier Inox 304L aurait dû disparaître. C'est pourquoi, un calcul d'identification avec un seul incrément a été lancé pour l'acier Inox 304L-Cu. Les résultats obtenus ont montré que les écarts entre les valeurs identifiées sont plus faibles que celles obtenus pour le calcul avec 5 incréments. En conséquence, le problème de synchronisation entre les incréments du calcul numérique et les incréments d'acquisition des champs de déformations et aussi le problème induit par les conditions aux limites imposées moins précises ont un rôle très important sur la dispersion des valeurs identifiées.

L'acier **TRIP 800** a une faible teneur en austénite résiduelle, l'effet TRIP a une importance, sur la courbe de comportement en traction, plus faible que dans les aciers austénitiques. En conséquence, l'impact de l'effet TRIP sur la dispersion entre les résultats des calculs d'identification des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche est faible. Cependant, pour réduire encore l'écart entre les jeux de valeurs identifiées, avec deux jeux de paramètres initiaux, il est indispensable de synchroniser finement les incréments de calcul numérique et les incréments temporels de l'essai expérimental et d'imposer des conditions aux limites plus proches de la réalité de l'essai.

En plus de la difficulté rencontrée de reproduire précisément les conditions aux limites adéquates en termes de déplacement imposés sur l'éprouvette Meuwissen, les bruits de mesure sur les champs cinématiques obtenus par corrélation d'images devront si possible être encore diminués. La configuration de l'essai Meuwissen n'est probablement pas bien optimisée pour identifier l'ensemble des paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche, en particulier l'érouissage cinématique.

A la fin de ce chapitre, les résultats de plusieurs simulations numériques effectuées pour valider les valeurs des paramètres identifiés ont été présentés. Ces validations exploitent les résultats des essais qui n'ont pas été utiles à l'identification des paramètres. Les gradients de déformations simulés et mesurés par corrélations d'images sont en bon accord si le problème de recalage des incréments de temps est contourné.

Références bibliographiques

- [APG04] Avril S., Pierron F. et Grédiac M. (2004). Evaluation de l'identifiabilité d'une loi de comportement anisotrope par la méthode des champs virtuels. *Proceedings Colloque Photomécanique*, p. 57-64.
- [BBC03] Bonnet M., Bui H.D. et Constantinescu A. (2003). Principes variationnels et exploitation de mesures de champs en élasticité. *Mécanique et Industrie*, 4(6), p.687-697.
- [CAPM06] Chalal H., Avril S., Pierron F. et Meraghni F. (2006). Experimental identification of a nonlinear model for composites using the grid technique coupled to the virtual fields method. *Composite Part A*, 37, p.315-325.
- [Cha05] Chalal H. (2005). *Identification numérique et expérimentale de lois de comportement non-linéaires de matériaux composites à partir de mesures de champs cinématique*. Thèse de doctorat, Ecole Supérieure d'Arts et Métiers, Centre de Chalons en Champagne.
- [CHR02] Claire D., Hild F., et Roux S. (2002). Identification of damage fields using kinematic measurements. *Comptes Rendus Mécanique*, 330 (11), p.729-734.
- [CMPG04] Chalal H., Meraghni F., Pierron F. et Grédiac M. (2004). Direct identification of the damage behaviour of composite materials using the virtual fields method. *Composites, Part A, applied science and manufacturing*, 35, p. 841-848.
- [Con95] Constantinescu A. (1995). On the identification of elastic moduli from displacement-force boundary measurements. *Inverse Problems in Engineering*, 1, p.293-315.
- [CRH03] Claire D., Roux S. et Hild F. (2003). Identification de conductivités thermique et de propriétés élastique locales par analyse de champs - Identification of thermal conductivities and élastic properties by field analyses. *Mécanique et Industries*, 4(6), p.655-665.
- [Cro08] Crouzeix L. (2008). *Identification de Champs de Propriétés Mécaniques de Structures Composites à partir de mesures de champs de déplacements*. Thèse de doctorat, l'université de Toulouse.
- [Fal90] Falk F. (1990). Pseudoelastic stress-strain curves of polycrystalline shape memory alloys calculated from single crystal data. *International Journal of Engineering Science*, 27 (3), p. 277-284.
- [For04] Forestier R. (2004). *Développement d'une méthode d'identification de paramètres par analyse inverse couplée avec un modèle éléments finis 3D*, Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [GMC99] Gavrus A., Massoni E. et Chenot J.L. (1999). The rheological parameter identification formulates as an inverse finite element problem. *Inverse Problem in Engineering*, 7, p. 1-41.
- [GP06] Grédiac M. et Pierron F. (2006). Applying the Virtual Fields Method to the identification of elasto-plastic constitutive parameters. *International Journal of Plasticity*, 22(4), p. 602-627.
- [GPB98] Gillet Y., Patoor E. et Berveiller M. (1998). Du micro au calcul de structure, le cas de la superélasticité. *Revue européenne des éléments finis*, 7 (8), p.137-164.
- [Gre89] Grédiac M. (1989). Principe des travaux virtuels et identification. *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences*, 309, p.1-5.

- [Gre96] Grédiac M. (1996). On the direct determination of invariant parameters governing anisotropic plate bending problems». *International Journal of Solids and Structures*, 33(27), p. 3969-3982.
- [GTP02] Grédiac M., Toussaint E. et Pierron F. (2002). Special virtual fields for the direct determination of material parameters with the virtual fields method. Part 1- Principle and definition. *International Journal of Solids and Structures*, 39, p.2691-2705.
- [HFI92] Hatanaka K., Fujimitsu T. et Inoue H. (1992). A measurement of three-dimensional strains around a creep-crack tip. *Optics and lasers in Engineering*, 32(3), p. 211-217.
- [HCGZ03] Hoc T., Crépin J., Gelebart L. et Zaoui A. (2003). A procedure for identifying the plastic behavior of single crystals from the local response of polycrystals. *Acta Mater.*, vol. 51, p. 5477–5488.
- [Hen91] Hendriks M. (1991). *Identification of the mechanical behavior of solid materials*. Thèse de Doctorat, Eindhoven University of Technology, Eindhoven, The Netherlands.
- [KL04] Kajberg J. et Lindkvist G. (2004). Characterisation of materials subjected to large strains by inverse modelling based on in-plane displacement fields. *International Journal of Solids and Structures*, 41(13), p.3439–3459.
- [Lat07] Latourte F. (2007). *Identification des paramètres d'une loi élastoplastique de prager et calcul de champs de contrainte dans des matériaux hétérogènes*. Thèse de doctorat, Université montpellier 2.
- [LB99] Lagoudas D. C. et Bo Z. (1999). Thermomechanical modeling of polycrystalline SMAs under cyclic loading, Part II: material characterization and experimental results for a stable transformation cycle. *International Journal of Engineering Science*, 37, p.1141-1173.
- [LC01] Lemaître J. et Chaboche J. L. (2001). *Mécanique des matériaux solides*. Edition Dunod, Paris 2001.
- [Lev44] Levenberg K. (1944). A method for the solution of certain non-linear problems in least squares, *Quarterly of Applied Mathematics*, vol. 2, p.164-168.
- [LL83] Ladevèze P. et Leguillon D. (1983). Error estimates procedures in the finite element method and applications. *SIAM J. Numer. Anal.*, 20(3), p. 485-509.
- [LM99] Ladevèze P. et Moës N. (1999). Adaptive control for finite element analysis in plasticity. *Computers and Structures*, 73(1-5), p.45-60.
- [LMD99] Ladevèze P., Moës N., et Douchin B. (1999). Constitutive relation error estimators for (visco) plastic finite element analysis with softening. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 176(1-4), p.247–264.
- [Mar63] Marquardt D. W. (1963). An algorithm for least-squares estimation of non-linear parameters . *Journals on Applied Mathematics*, volume 11, p. 431-441.
- [Mer08] Merzouki T. (2008). *Identification expérimentale et modélisation du comportement d'un multicrista en alliage à mémoire de forme*, Thèse de doctorat, ARTS et METIERS PARIS TECH, Centre de Metz.
- [Meu98] Meuwissen M.H.H. (1998). *An inverse method for the mechanical characterization of metals* . Thèse de doctorat, Eindhoven University of Technology, the Netherlands.
- [MOB+98] Meuwissen M.H.H, Oomens C.W.J., Baaijens F.P.T., Pettreson R. et Janssen J.D. (1998). Determination of the elasto-plastic properties of aluminium using a mixed numerical-experimental method . *Journal of Materials Processing Technology*. 75,

- p.204-211.
- [Mor00] Moreau C. (2000). *Etude expérimentale et numérique de l'hyperélasticité avec prise en compte de la compressibilité. – Identification paramétrique inverse. – Application aux élastomères compacts : polychloroprène, mélanges à base de caoutchouc naturel*. Thèse de doctorat, Université de Bretagne sud, (2000).
- [MS96] Mahnken R. et Stein E. (1996). A unified approach for parameter identification of inelastic material models in the frame of the finite element method. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 136(3-4), p.225–258.
- [Nou09] Nouri H. (2009). *Modélisation et identification de lois de comportement avec endommagement en fatigue polycyclique de matériaux composites à matrice thermoplastique*. Thèse de doctorat, ARTS et METIERS PARIS TECH, Centre de Metz.
- [Pan06] Panier Y. (2006). *Identification de paramètres élastoplastiques par des essais statiquement indéterminés: mise en œuvre expérimentale et validation de la méthode des champs virtuels*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, Centre de Chalons en Champagne.
- [Pay10] Payandeh Y. (2010). *Elaboration and characterization of NiTi/epoxy smart composite - Effects of martensitic transformation on mechanical behavior and interface debonding*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, Centre de Metz.
- [Rus00] Rusinek A. (2000). Modélisation Thermoviscoplastique d'une nuance de tôle d'acier aux grandes vitesses de déformation. Etude expérimentale et numérique du cisaillement, de la traction et de la perforation. Thèse de doctorat, l'Université de Metz.
- [SWP+83] Sutton M., Wolters W., Peters W., Ranson W., et McNeill S. (1983). Determination of displacements using an improved digital correlation method. *Image and Vision Computing*, 1(3), p.133–139.
- [Til98] Tillier Y. (1998). *Identification par analyse inverse du comportement mécanique des polymères solides ; applications aux sollicitations multiaxiales et rapides*. Thèse de doctorat de L'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Conclusion générale

Le travail de cette thèse porte sur l'étude et la modélisation du comportement des aciers à effet TRIP en vue en particulier d'étudier les effets relatifs du trajet de chargement et de la transformation martensitique. Il a porté en grande partie sur l'analyse du comportement mécanique sous différentes sollicitations et sur l'identification des paramètres de deux lois de comportement et pour trois aciers à effet TRIP.

Ce travail a été abordé selon trois aspects complémentaires : la modélisation du comportement mécanique des aciers à effet TRIP, la caractérisation expérimentale du comportement mécanique sous différents types de chargements monotones ou séquentiels et enfin l'identification des paramètres des modèles adoptés au moyen de deux stratégies inverses.

L'étude bibliographique a permis de présenter les travaux portant sur la phénoménologie de l'effet TRIP dans les aciers à structure entièrement ou partiellement austénitique, instable lors d'un chargement thermomécanique. Il a été montré que des considérations cristallographiques, métallurgiques et thermodynamiques conditionnent l'apparition des plaquettes de martensite. Les conséquences de la transformation martensitique et de sa cinétique sur le comportement mécanique des aciers à effet TRIP ont été expliquées. Le taux de triaxialité des contraintes est un facteur important pour la cinétique de transformation et donc pour le comportement mécanique de ces aciers.

Sur le plan de la modélisation du comportement des aciers à effet TRIP, différentes voies de modélisation de l'effet de la transformation martensitique sur le comportement ont été succinctement présentées. Ces modélisations sont généralement fondées sur l'intégration de la cinétique de la transformation martensitique et de ses conséquences sur la plasticité et donc directement ou indirectement sur le comportement mécanique. Afin d'analyser l'effet du multiphasage des aciers à effet TRIP, un modèle à fort contenu physique a été sélectionné et enrichi. Il s'agit du modèle semi-physique développé par M. Cherkaoui. Les équations traduisant la cinétique de transformation, l'évolution de la densité de dislocations gouvernant la plasticité et les lois d'évolution de l'écrouissage ont été détaillées et certaines modifiées. Le sous-programme « VUMAT » interfaçant la loi de comportement et le code de calcul par éléments finis Abaqus/Explicit a dû être modifié pour faciliter l'identification des paramètres. L'analyse de sensibilité des différents paramètres du modèle semi-physique a été réalisée en vue d'évaluer l'impact des différents paramètres, gouvernant le comportement mécanique des phases et la transformation martensitique, sur les variables mesurables (observables) caractérisant le comportement macroscopique global. Huit paramètres ont été choisis parmi les 30 : les variations de ces 8 paramètres engendrent des variations sensibles des variables observables (ici les courbes contrainte – déformation ou les champs de déformations, ...) et par conséquent sont potentiellement identifiables. Dans l'acier biphasé, il s'agit des paramètres gouvernant le comportement plastique de l'austénite ($k^{(A)}$, $k_1^{(A)}$, $k_0^{(A)}$ et $M^{(A)}$) et de la martensite ($k^{(M)}$, $k_1^{(M)}$, $k_0^{(M)}$ et $M^{(M)}$).

La partie expérimentale de ce travail est consacrée à la caractérisation du comportement mécanique de trois aciers à effet TRIP au travers de multiples essais mécaniques dont certains restent très peu abordés dans la littérature. Les aciers étudiés dans cette thèse sont deux aciers austénitiques (Inox 304L et Inox 304L-Cu) et un acier multiphasé (TRIP 800). Différentes configurations d'essais mécaniques ont été utilisées pour caractériser le comportement des aciers étudiés en chargements

monotone ou séquentiel (chargement quasi statique et à température ambiante). Lors des différents essais, les champs de déformations sur la surface des éprouvettes ont été mesurés à l'aide d'une méthode de corrélation d'images (logiciels Correli-Q4 et Vic-2D) et/ou par extensométrie.

Les essais de traction uniaxiale réalisés dans les trois directions (L, Q et T) ont montré que le comportement mécanique de ces trois aciers est quasi isotrope en traction. Des essais de traction sur éprouvette dite de Meuwissen (essais hétérogènes) ont permis de construire une base de données expérimentales en vue de l'identification des paramètres des lois de comportement à partir de champs de déformations hétérogènes mesurés par corrélation d'images. Les courbes contrainte - déformation générées à partir des essais de traction - compression et cisaillement - cisaillement inverse sont indispensables pour identifier les paramètres d'un modèle introduisant un écrouissage cinématique. Des essais de traction équibiaxiale ont été réalisés sur des éprouvettes en croix pour avoir des données expérimentales concernant le comportement mécanique sous sollicitation bidimensionnelle. Les champs de déformations mesurés à partir de ces essais sont utiles pour valider les paramètres des lois de comportement sur des données autres que celles qui concernent des essais uniaxiaux. Enfin, des essais de mise en forme par emboutissage (Nakazima et Marciniak) ont été réalisés sur les aciers Inox 304L et TRIP 800. Les résultats obtenus lors de ces essais (courbes force-déplacement et mesures de champs de déformations) sont introduits eux aussi dans la base de données de validation.

L'identification des paramètres des modèles semi-physique et de Lemaitre et Chaboche a été tentée, avec succès ou non, par application de deux méthodes inverses basées sur un algorithme de minimisation d'une fonction *objectif* au sens des moindres carrés. Deux stratégies d'identification inverse, basées sur deux fonctions *objectif* différentes, ont été développées et programmées en couplage avec le code de calculs par éléments finis Abaqus/Explicit et standard.

La première stratégie d'identification exploite les résultats des essais homogènes recueillis sous forme de courbes contrainte - déformation (traction uniaxiale, traction - compression et cisaillement - cisaillement inverse). La fonction *objectif* est construite en termes de contrainte et compare contraintes mesurées et contraintes simulées avec les paramètres sur un seul élément soumis à la sollicitation adéquate. Des tentatives d'identification des cinq paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche et des huit paramètres du modèle semi-physique ont été lancées pour les trois aciers testés. Il est à noter que pour le modèle de Lemaitre et Chaboche la limite élastique a dû être fixée par avance pour faciliter la convergence de l'algorithme de l'identification. Les paramètres de ce modèle n'ont pu être identifiés sur le comportement de l'acier qui présente un important décrochement dans la courbe contrainte-déformation dû à la transformation martensitique. L'identification a été conduite avec succès pour les deux autres matériaux. Pour assurer la convergence de la procédure d'identification sur le modèle semi-physique, ce sont les coefficients de Taylor des phases qui ont été fixés. Les résultats ont montré que les paramètres de ce modèle ne sont pas indépendants (intercorrélés), ce qui n'assure pas l'unicité de la solution.

La deuxième stratégie exploite les champs de déformations hétérogènes et non des mesures moyennes. La fonction *objectif* associe les champs de déformations locaux et les efforts sur la frontière. La géométrie de l'éprouvette de Meuwissen a été optimisée afin de générer une évolution spatio-temporelle des déformations hétérogènes et donc de permettre une identification des paramètres à partir des champs de déformations mesurées par corrélation d'images. Cette stratégie a été appliquée aux trois aciers, mais les résultats ne sont pas pleinement satisfaisants. Pourtant, la stabilité et la

robustesse de cette stratégie d'identification inverse a été prouvée en exploitant des espaces de champs de déformation artificiels simulés à l'aide d'un jeu de paramètres de référence et puis bruités.

La deuxième stratégie d'identification a été utilisée pour déterminer les cinq paramètres du modèle de Lemaitre et Chaboche des trois aciers étudiés. L'exploitation des mesures champs de déformation n'a pas permis d'obtenir des paramètres proches de ceux identifiés à partir des essais homogènes. Cela est dû principalement d'une part aux bruits de mesure inhérent aux champs cinématiques et d'autre part à la difficulté de reproduire numériquement les conditions aux limites réelles en terme de déplacement imposés aux différents incréments (les déplacements mesurés ont été extrapolés pour pouvoir être appliqués à la frontière). Par ailleurs, la redondance des mesures (en considérant 5 niveaux de chargements) n'a pas eu l'effet attendu en terme de richesse de la base de données exploitée dans l'identification. De plus, bien que la configuration de l'essai Meuwissen ait été exploitée pour l'identification de la loi de comportement avec écrouissage cinématique, il est judicieux de se poser la question sur l'identifiabilité des paramètres du modèle de Lemaitre-Chaboche en exploitant cette configuration. En effet, la présence de différents trajets de chargement induite par la configuration de Meuwissen n'est probablement pas suffisante pour identifier les paramètres d'écrouissage cinématique dans les aciers à effet TRIP caractérisés également par la présence de la transformation.

Pour l'identification du modèle semi-physique à partir des mesures de champs, l'absence de résultats probants peut-être expliquée principalement par le fait que le modèle ait été implanté dans le code Abaqus via une routine VUMAT en adoptant un schéma d'intégration explicite. En fait, le couplage avec le programme d'identification a mis en évidence un problème de « synchronisation » entre les incréments de calcul explicite et les incréments d'acquisition des champs de déformation par corrélation d'images. Le grand nombre de paramètres à identifier ainsi que leur interdépendance (mise en évidence par l'analyse de sensibilité) rendent délicate l'identification des huit paramètres du modèle de comportement. Par ailleurs, il aurait été judicieux d'enrichir la fonction *objectif* par une information sur une quantité observable (mesurable) associée à la transformation telle que la fraction de martensite. En rajoutant cet observable dans la fonction *objectif* à minimiser, l'identifiabilité des paramètres du modèle semi-physique se serait trouvée améliorée.

Perspectives

Le travail réalisé dans le cadre de cette thèse a le mérite de montrer que l'analyse du comportement, la modélisation et surtout l'identification de lois de comportement reste une thématique ouverte. Ce constat est particulièrement valable dans le cas de matériaux hétérogènes dont le comportement met en jeu des phénomènes couplés, tels que les aciers à effet TRIP. En effet, la modélisation de ces phénomènes couplés et de leur cinétique requiert nécessairement des modèles complexes à grand nombre de paramètres et dont l'identification reste encore délicate à mener. L'ensemble des résultats présentés dans ce travail laisse entrevoir des perspectives notamment en termes de modélisation du comportement, d'essais mécaniques et de procédure d'identification inverse.

- Concernant la modélisation

Une des perspectives immédiates sur le plan de la modélisation consiste à modifier le schéma d'intégration du modèle semi-physique et à l'implémenter dans le code de calculs via une routine UMAT. Le modèle peut être amélioré en réduisant ces paramètres. Ce point pourra être effectué en

éliminant les paramètres interdépendants dont l'identification est délicate voire impossible. Il serait également judicieux d'enrichir le modèle par l'intégration d'un écrouissage cinématique par phases et par l'introduction de critères de plasticité et de transformation anisotropes pour prendre en compte l'éventuelle anisotropie initiale des tôles. En effet, la quasi-isotropie du comportement n'a été validé qu'en traction simple et sur deux directions.

- Concernant l'approche expérimentale

Afin de poursuivre la validation expérimentale des potentialités du modèle semi-physique, il est envisagé de réaliser des mesures de fraction de martensite par dosage de phase à différents niveaux de déformation plastique et cela en sollicitations combinées ou séquentielles. Les résultats obtenus permettront de valider la cinétique de transformation martensitique en terme d'effets du trajet de chargement et surtout d'enrichir la base de données expérimentales par un observable lié directement à la transformation de phase. Il serait également opportun de mener une réflexion sur les configurations des essais utilisés en chargements séquentiels ou hétérogènes. Ces derniers n'ont pas permis d'identifier les paramètres d'écrouissage cinématique malgré la richesse des informations qu'ils procurent.

- Concernant l'approche d'identification inverse

L'identification serait améliorée en diminuant les bruits de mesures sur les champs de déformations mais surtout en imposant des conditions aux limites plus précises et plus proches de celles des essais mécaniques réels. L'implémentation du modèle semi-physique dans une routine utilisateur Abaqus/UMAT devrait elle-aussi améliorer les paramètres identifiés. Il est envisagé de reformuler la fonction *objectif* par l'ajout d'un terme quadratique associé à la mesure et à la simulation de l'évolution de fraction de martensite au cours du chargement.

ANNEXE A

Expression de la déformation de transformation dans le modèle semi-physique

Invariants du tenseur des contraintes :

$$I_1' = I_1 = \text{trace}(\underline{\underline{\sigma}})$$

$$I_2' = \frac{1}{2} \text{trace}(\underline{\underline{\sigma}}^2) = \frac{1}{2} \sigma_{ij} \sigma_{ij}$$

$$I_3' = \frac{1}{3} \text{trace}(\underline{\underline{\sigma}}^3) = \frac{1}{3} \sigma_{ij} \sigma_{jk} \sigma_{ki}.$$

Invariants du déviateur des contraintes :

$$\blacktriangleright \quad \boxed{J_2 = \frac{1}{2} s_{ij} s_{ij}}$$

$$J_2 = \frac{1}{2} (\sigma_{ij} - \sigma_m \delta_{ij}) (\sigma_{ij} - \sigma_m \delta_{ij}) \quad \text{avec} \quad \boxed{\sigma_m = \frac{1}{3} \text{trace} \underline{\underline{\sigma}} = \frac{1}{3} \sigma_{kk}}$$

$$J_2 = \frac{1}{2} (\sigma_{ij} \sigma_{ij} - 2 \sigma_m \sigma_{ij} \delta_{ij} + \sigma_m^2 \delta_{ij} \delta_{ij}) \quad \text{avec} \quad \delta_{ij} \delta_{ij} = 3 \quad \text{et} \quad \sigma_{ij} \delta_{ij} = 3 \sigma_m$$

$$\boxed{J_2 = \frac{1}{2} (\sigma_{ij} \sigma_{ij} - 3 \sigma_m^2)}$$

$$\blacktriangleright \quad \boxed{J_3 = \frac{1}{3} s_{il} s_{lj} s_{ji}}$$

$$J_3 = \frac{1}{3} (\sigma_{il} - \sigma_m \delta_{il}) (\sigma_{lj} - \sigma_m \delta_{lj}) (\sigma_{ji} - \sigma_m \delta_{ji})$$

$$J_3 = \frac{1}{3} (\sigma_{il} \sigma_{lj} - \sigma_m \sigma_{lj} \delta_{il} - \sigma_m \sigma_{il} \delta_{lj} + \sigma_m^2 \delta_{lj} \delta_{il}) (\sigma_{ji} - \sigma_m \delta_{ji})$$

$$\text{avec} \quad \sigma_{lj} \delta_{il} = \sigma_{il} \delta_{lj} = \sigma_{ij} \quad \text{et}$$

$$\delta_{lj} \delta_{il} = \delta_{ij}$$

$$J_3 = \frac{1}{3} (\sigma_{il} \sigma_{lj} - 2 \sigma_m \sigma_{ij} + \sigma_m^2 \delta_{ij}) (\sigma_{ji} - \sigma_m \delta_{ji})$$

$$J_3 = \frac{1}{3} (\sigma_{il} \sigma_{lj} \sigma_{ji} - 2 \sigma_m \sigma_{ij} \sigma_{ji} + \sigma_m^2 \sigma_{ji} \delta_{ij} - \sigma_m \sigma_{il} \sigma_{lj} \delta_{ji} + 2 \sigma_m^2 \sigma_{ij} \delta_{ji} - \sigma_m^3 \delta_{ij} \delta_{ji})$$

$$\text{avec} \quad \sigma_{ij} \delta_{ij} = 3 \sigma_m \quad \text{et}$$

$$\delta_{ij} \delta_{ij} = \delta_{ij} \delta_{ji} = 3$$

$$J_3 = \frac{1}{3} (\sigma_{il} \sigma_{lj} \sigma_{ji} - 2 \sigma_m \sigma_{ij} \sigma_{ij} + 3 \sigma_m^3 - \sigma_m \sigma_{il} \sigma_{li} + 6 \sigma_m^3 - 3 \sigma_m^3)$$

$$\boxed{J_3 = \frac{1}{3} (\sigma_{il} \sigma_{lj} \sigma_{ji} - 3 \sigma_m \sigma_{ij} \sigma_{ij} + 6 \sigma_m^3)}$$

Dérivées des invariants par rapport à la contrainte (exprimées en fonction du déviateur des contraintes) :

$$\triangleright \frac{\partial J_2}{\partial \sigma_{pq}} = \frac{1}{2} \frac{\partial (\sigma_{ij} \sigma_{ij} - 3 \sigma_m^2)}{\partial \sigma_{pq}}$$

$$\text{avec } \frac{\partial (\sigma_{ij} \sigma_{ij})}{\partial \sigma_{pq}} = 2 \sigma_{pq}$$

$$\frac{\partial \sigma_m}{\partial \sigma_{pq}} = \frac{1}{3} \frac{\partial \sigma_{kk}}{\partial \sigma_{pq}} = \frac{1}{3} \delta_{pq} \text{ et}$$

$$\frac{\partial \sigma_m^2}{\partial \sigma_{pq}} = 2 \sigma_m \frac{\partial \sigma_m}{\partial \sigma_{pq}} = \frac{2}{3} \sigma_m \delta_{pq}$$

$$\boxed{\frac{\partial J_2}{\partial \sigma_{pq}} = \frac{1}{2} (2 \sigma_{pq} - 2 \sigma_m \delta_{pq}) = s_{pq}}$$

$$\triangleright \frac{\partial J_3}{\partial \sigma_{pq}} = \frac{1}{3} \frac{\partial (\sigma_{il} \sigma_{lj} \sigma_{ji} - 3 \sigma_m \sigma_{ij} \sigma_{ij} + 6 \sigma_m^3)}{\partial \sigma_{pq}}$$

$$\frac{\partial J_3}{\partial \sigma_{pq}} = \frac{1}{3} \left(\frac{\partial (\sigma_{il} \sigma_{lj} \sigma_{ji})}{\partial \sigma_{pq}} - 3 \frac{\partial (\sigma_m \sigma_{ij} \sigma_{ij})}{\partial \sigma_{pq}} + 6 \frac{\partial (\sigma_m^3)}{\partial \sigma_{pq}} \right)$$

$$\frac{\partial J_3}{\partial \sigma_{pq}} = \frac{1}{3} \left(\frac{\partial (\sigma_{il} \sigma_{lj} \sigma_{ji})}{\partial \sigma_{pq}} - 3 \left(2 \sigma_m \sigma_{pq} + \frac{\partial (\sigma_m)}{\partial \sigma_{pq}} \sigma_{ij} \sigma_{ij} \right) + 18 \sigma_m^2 \frac{\partial (\sigma_m)}{\partial \sigma_{pq}} \right)$$

$$\text{avec } \frac{\partial (\sigma_{il} \sigma_{lj} \sigma_{ji})}{\partial \sigma_{pq}} = 3 \sigma_{pl} \sigma_{lq}$$

$$\frac{\partial J_3}{\partial \sigma_{pq}} = \frac{1}{3} \left(3 \sigma_{pl} \sigma_{lq} - 3 \left(2 \sigma_m \sigma_{pq} + \frac{1}{3} \sigma_{ij} \sigma_{ij} \delta_{pq} \right) + 6 \sigma_m^2 \delta_{pq} \right)$$

$$\frac{\partial J_3}{\partial \sigma_{pq}} = \frac{1}{3} (3 \sigma_{pl} \sigma_{lq} - \sigma_{ij} \sigma_{ij} \delta_{pq} - 6 \sigma_m (\sigma_{pq} - \sigma_m \delta_{pq}))$$

$$\text{avec } \sigma_{pl} \sigma_{lq} = (s_{pl} + \sigma_m \delta_{pl}) (s_{lq} + \sigma_m \delta_{lq}) = s_{pl} s_{lq} + \sigma_m^2 \delta_{pl} \delta_{lq} + \sigma_m (\delta_{pl} s_{lq} + \delta_{lq} s_{pl})$$

$$\sigma_{pl} \sigma_{lq} = s_{pl} s_{lq} + \sigma_m^2 \delta_{pq} + 2 \sigma_m s_{pq} \text{ et}$$

$$\sigma_{ij} \sigma_{ij} = s_{ij} s_{ij} + 3 \sigma_m^2 \text{ car } J_2 = \frac{1}{2} s_{ij} s_{ij} = \frac{1}{2} (\sigma_{ij} \sigma_{ij} - 3 \sigma_m^2)$$

$$\frac{\partial J_3}{\partial \sigma_{pq}} = \frac{1}{3} (3 (s_{pl} s_{lq} + \sigma_m^2 \delta_{pq} + 2 \sigma_m s_{pq}) - (s_{ij} s_{ij} + 3 \sigma_m^2) \delta_{pq} - 6 \sigma_m s_{pq})$$

$$\frac{\partial J_3}{\partial \sigma_{pq}} = \frac{1}{3} (3 s_{pl} s_{lq} - s_{ij} s_{ij} \delta_{pq})$$

$$\frac{\partial J_3}{\partial \sigma_{pq}} = s_{pl}s_{lq} - \frac{1}{3}s_{ij}s_{ij}\delta_{pq} = s_{pl}s_{lq} - \frac{2}{3}J_2\delta_{pq}$$

➤ Déformation de transformation du modèle semi-physique :

$$F = \sigma_{pq}\varepsilon_{pq}^{tr} = R\sqrt{3J_2} \left(1 + k \frac{J_3}{J_2^{3/2}} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} I_1 \quad (\text{thèse Serri page 145})$$

$$\frac{\partial F}{\partial \sigma_{pq}} = R\sqrt{3} \frac{\partial \left(\left(\sqrt{J_2} + k \frac{J_3}{J_2} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} I_1 \right)}{\partial \sigma_{pq}}$$

$$\frac{\partial F}{\partial \sigma_{pq}} = R\sqrt{3} \left(\frac{1}{2\sqrt{J_2}} \frac{\partial J_2}{\partial \sigma_{pq}} + k \frac{\partial J_3}{\partial \sigma_{pq}} \frac{1}{J_2} - k \frac{J_3}{J_2^2} \frac{\partial J_2}{\partial \sigma_{pq}} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \frac{\partial I_1}{\partial \sigma_{pq}}$$

$$\frac{\partial F}{\partial \sigma_{pq}} = R\sqrt{3} \left(\frac{1}{2\sqrt{J_2}} \left(1 - k \frac{2J_3}{J_2^{3/2}} \right) \frac{\partial J_2}{\partial \sigma_{pq}} + k \frac{\partial J_3}{\partial \sigma_{pq}} \frac{1}{J_2} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \frac{\partial I_1}{\partial \sigma_{pq}}$$

$$\text{avec } \frac{\partial J_2}{\partial \sigma_{pq}} = s_{pq} \quad \text{et} \quad \frac{\partial J_3}{\partial \sigma_{pq}} = s_{pl}s_{lq} - \frac{2}{3}J_2\delta_{pq}$$

$$\frac{\partial I_1}{\partial \sigma_{pq}} = \frac{\partial \sigma_{kk}}{\partial \sigma_{pq}} = \delta_{pq}$$

$$\frac{\partial F}{\partial \sigma_{pq}} = R\sqrt{3} \left(\frac{1}{2\sqrt{J_2}} \left(1 - k \frac{2J_3}{J_2^{3/2}} \right) s_{pq} + k \left(s_{pl}s_{lq} - \frac{2}{3}J_2\delta_{pq} \right) \frac{1}{J_2} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \delta_{pq}$$

$$\frac{\partial F}{\partial \sigma_{pq}} = R \frac{\sqrt{3}}{2\sqrt{J_2}} \left(\left(1 - k \frac{2J_3}{J_2^{3/2}} \right) s_{pq} + k \left(s_{pl}s_{lq} - \frac{2}{3}J_2\delta_{pq} \right) \frac{2}{\sqrt{J_2}} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \delta_{pq}$$

$$\frac{\partial F}{\partial \sigma_{pq}} = \varepsilon_{pq}^{tr} = R \frac{3}{2\sqrt{3J_2}} \left(\left(1 - k \frac{2J_3}{J_2^{3/2}} \right) s_{pq} + \frac{2k}{\sqrt{J_2}} \left(s_{pl}s_{lq} - \frac{2}{3}J_2\delta_{pq} \right) \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \delta_{pq}$$

Autres expressions du nouveau résultat :

$$\varepsilon_{pq}^{tr} = R \left(\frac{3}{2\sqrt{3J_2}} \left(1 - k \frac{2J_3}{J_2^{3/2}} \right) s_{pq} + \frac{3k}{\sqrt{3}} \left(s_{pl}s_{lq} - \frac{2}{3}J_2\delta_{pq} \right) \frac{1}{J_2} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \delta_{pq}$$

$$\varepsilon_{pq}^{tr} = R \left(\frac{3s_{pq}}{2\sqrt{3J_2}} + \frac{k}{J_2^{3/2}} \left(\sqrt{3J_2} \left(s_{pl}s_{lq} - \frac{2}{3}J_2\delta_{pq} \right) - 3 \frac{J_3}{\sqrt{3J_2}} s_{pq} \right) \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \delta_{pq}$$

L'expression donnée dans la thèse de Serri page 146 est

$$\varepsilon_{pq}^{\text{tr}} = R \frac{3}{2\sqrt{3J_2}} \left(\left(1 - k \frac{J_3}{2J_2^{3/2}} \right) s_{pq} + \frac{k}{\sqrt{J_2}} s_{pl} s_{lq} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \delta_{pq}$$

qu'il faut rapprocher de la nouvelle expression :

$$\varepsilon_{pq}^{\text{tr}} = R \frac{3}{2\sqrt{3J_2}} \left(\left(1 - k \frac{2J_3}{J_2^{3/2}} \right) s_{pq} + \frac{2k}{\sqrt{J_2}} \left(s_{pl} s_{lq} - \frac{2}{3} J_2 \delta_{pq} \right) \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \delta_{pq}$$

➤ Vérification de la nouvelle expression de la déformation de transformation dans l'autre sens :

$$\begin{aligned} \varepsilon_{pq}^{\text{tr}} &= R \frac{3}{2\sqrt{3J_2}} \left(\left(1 - k \frac{2J_3}{J_2^{3/2}} \right) s_{pq} + \frac{2k}{\sqrt{J_2}} \left(s_{pl} s_{lq} - \frac{2}{3} J_2 \delta_{pq} \right) \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \delta_{pq} \\ \sigma_{pq} \varepsilon_{pq}^{\text{tr}} &= \sigma_{pq} R \frac{3}{2\sqrt{3J_2}} \left(\left(1 - k \frac{2J_3}{J_2^{3/2}} \right) s_{pq} \sigma_{pq} + \frac{2k}{\sqrt{J_2}} \left(s_{pl} s_{lq} \sigma_{pq} - \frac{2}{3} J_2 \delta_{pq} \sigma_{pq} \right) \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \delta_{pq} \\ &= R \frac{3}{2\sqrt{3J_2}} \left(\left(1 - k \frac{2J_3}{J_2^{3/2}} \right) s_{pq} (s_{pq} + \sigma_m \delta_{pq}) + \frac{2k}{\sqrt{J_2}} \left(s_{pl} s_{lq} (s_{pq} + \sigma_m \delta_{pq}) - \frac{2}{3} J_2 \delta_{pq} (s_{pq} + \sigma_m \delta_{pq}) \right) \right) \\ &\quad + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \delta_{pq} (s_{pq} + \sigma_m \delta_{pq}) \\ \text{avec } \delta_{pq} s_{pl} &= s_{ql} = s_{lq} \\ s_{pq} \delta_{pq} &= 0 \\ s_{pq} s_{pl} s_{lq} &= 3J_3 \\ \delta_{pq} \delta_{pq} &= 3 \\ s_{pq} s_{pq} &= 2J_2 \\ \sigma_{pq} \varepsilon_{pq}^{\text{tr}} &= R \frac{3}{2\sqrt{3J_2}} \left(\left(1 - k \frac{2J_3}{J_2^{3/2}} \right) s_{pq} s_{pq} + \frac{2k}{\sqrt{J_2}} \left((s_{pl} s_{lq} s_{pq} + s_{pl} s_{lq} \sigma_m \delta_{pq}) - \frac{2}{3} J_2 \sigma_m \delta_{pq} \delta_{pq} \right) \right) \\ &\quad + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \sigma_m \delta_{pq} \delta_{pq} \\ &= R \frac{3}{2\sqrt{3J_2}} \left(\left(1 - k \frac{2J_3}{J_2^{3/2}} \right) 2J_2 + \frac{2k}{\sqrt{J_2}} \left((s_{pl} s_{lq} s_{pq} + \sigma_m s_{pl} s_{lp}) - \frac{2}{3} J_2 3\sigma_m \right) \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} 3\sigma_m \\ \sigma_{pq} \varepsilon_{pq}^{\text{tr}} &= R \frac{3}{2\sqrt{3J_2}} \left(\left(1 - k \frac{2J_3}{J_2^{3/2}} \right) 2J_2 + \frac{2k}{\sqrt{J_2}} \left((3J_3 + \sigma_m 2J_2) - \frac{2}{3} J_2 3\sigma_m \right) \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} I_1 \\ \sigma_{pq} \varepsilon_{pq}^{\text{tr}} &= R \frac{3}{\sqrt{3J_2}} \left(\left(1 - k \frac{2J_3}{J_2^{3/2}} \right) J_2 + \frac{k}{\sqrt{J_2}} 3J_3 \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} I_1 \\ \sigma_{pq} \varepsilon_{pq}^{\text{tr}} &= R \frac{3}{\sqrt{3J_2}} \left(\left(1 - k \frac{2J_3}{J_2^{3/2}} \right) J_2 + \frac{k}{J_2^{3/2}} 3J_3 J_2 \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} I_1 \end{aligned}$$

Ce qui donne bien :

$$\sigma_{pq} \varepsilon_{pq}^{tr} = R\sqrt{3J_2} \left(1 + k \frac{J_3}{J_2^{3/2}} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} I_1 \quad \text{qui était l'expression de départ.}$$

➤ Vérification avec l'ancienne expression de la déformation de transformation :

$$\varepsilon_{pq}^{tr} = R \frac{3}{2\sqrt{3J_2}} \left(\left(1 - k \frac{J_3}{2J_2^{3/2}} \right) s_{pq} + \frac{k}{\sqrt{J_2}} s_{pl} s_{lq} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \delta_{pq}$$

$$\sigma_{pq} \varepsilon_{pq}^{tr} = R \frac{3}{2\sqrt{3J_2}} \left(\left(1 - k \frac{J_3}{2J_2^{3/2}} \right) \sigma_{pq} s_{pq} + \frac{k}{\sqrt{J_2}} \sigma_{pq} s_{pl} s_{lq} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} \sigma_{pq} \delta_{pq}$$

$$\sigma_{pq} \varepsilon_{pq}^{tr} = R \frac{3}{2\sqrt{3J_2}} \left(\left(1 - k \frac{J_3}{2J_2^{3/2}} \right) (s_{pq} + \sigma_m \delta_{pq}) s_{pq} + \frac{k}{\sqrt{J_2}} (s_{pq} + \sigma_m \delta_{pq}) s_{pl} s_{lq} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} (s_{pq} + \sigma_m \delta_{pq}) \delta_{pq}$$

$$\sigma_{pq} \varepsilon_{pq}^{tr} = R \frac{3}{2\sqrt{3J_2}} \left(\left(1 - k \frac{J_3}{2J_2^{3/2}} \right) 2J_2 + \frac{k}{\sqrt{J_2}} (3J_3 + \sigma_m s_{ql} s_{lq}) \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} 3\sigma_m$$

$$\sigma_{pq} \varepsilon_{pq}^{tr} = R \frac{3}{2\sqrt{3J_2}} \left(\left(2J_2 - k \left(\frac{J_3}{\sqrt{J_2}} - \frac{3J_3}{\sqrt{J_2}} \right) \right) + 2k\sigma_m \sqrt{J_2} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} I_1$$

$$\sigma_{pq} \varepsilon_{pq}^{tr} = R \frac{3J_2}{2\sqrt{3J_2}} \left(\left(2 + 2k \frac{J_3}{J_2^{3/2}} \right) + 2k \frac{\sigma_m}{\sqrt{J_2}} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} I_1$$

$$\sigma_{pq} \varepsilon_{pq}^{tr} = R\sqrt{3J_2} \left(\left(1 + k \frac{J_3}{J_2^{3/2}} \right) + k \frac{\sigma_m}{\sqrt{J_2}} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} I_1$$

qui devrait être égal à :

$$\sigma_{pq} \varepsilon_{pq}^{tr} = R\sqrt{3J_2} \left(1 + k \frac{J_3}{J_2^{3/2}} \right) + \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V} I_1$$

Analyses et Identification du comportement mécanique d'aciers à effet TRIP à partir de mesures de champs cinématiques

RESUME : Le travail abordé dans le cadre de cette thèse constitue une contribution à la compréhension de l'effet TRIP (TRansformation Induced Plasticity) dans les aciers et à la modélisation du comportement élastoplastique de ces aciers. Le présent travail est consacré à l'analyse du comportement de trois aciers à effets TRIP (Inox 304L, Inox 304L-Cu et TRIP 800) et à l'identification des paramètres pilotant leur comportement pour des chargements monotones et séquentiels. Le but est de regarder l'influence relative du trajet de chargement et de la transformation martensitique. Deux modèles de comportement élastoplastique ont été analysés et implémentés dans le code de calcul éléments finis-ABAQUS. Le premier est le modèle de Lemaître et Chaboche, prenant en compte l'érouissage cinématique sans l'effet TRIP. Le deuxième est un modèle dit semi-physique, élastoplastique par phase, (développé par Cherkaoui). Il tient compte du multiphasage et de l'évolution de la fraction de martensite. Différents essais mécaniques ont été réalisés (essais monotones, essais séquentiels, essais hétérogènes et essais d'emboutissage) afin de constituer une base de données expérimentales en vue de l'identification du comportement élastoplastique. Une méthode d'identification inverse a été développée afin d'identifier les paramètres des deux modèles élastoplastiques. Dans les aciers multiphasés, en raison de la faible fraction d'austénite résiduelle, la transformation martensitique ne peut pas influencer énormément le comportement mécanique macroscopique lors d'un chargement thermomécanique. En conséquence, l'application d'un modèle classique (modèle de Lemaître et Chaboche dans cette étude) permet de prédire simplement le comportement mécanique des aciers à effet TRIP (304L-Cu et TRIP 800). En revanche, dans les aciers entièrement austénitiques (304L) où l'effet TRIP change considérablement la courbe de comportement mécanique, le modèle de Lemaître et Chaboche n'est pas approprié pour prédire leur comportement mécanique. Il est alors nécessaire d'utiliser un modèle qui prend en compte l'effet TRIP (modèle semi-physique dans ce travail).

Mots-clés : Aciers à effet TRIP, Corrélation d'images, Modélisation, Essai monotone, Essai séquentiel, Essai hétérogène, Méthode d'identification inverse, Emboutissage.

Analysis and identification of mechanical behavior of TRIP effect steels using kinematic full field measurements

ABSTRACT: This work aims at understanding the TRIP effect (TRansformation Induced Plasticity) in steels and modeling of their elastoplastic behavior. The work is devoted to analyzing the mechanical behavior of three steels with TRIP effects (304L, 304L-Cu and TRIP 800) and to identifying the material parameters governing their mechanical behavior under monotonic and sequential loading. The final objective of this study is to evaluate the influence of loading paths and of the martensitic transformation. Two elastoplastic models have been analyzed and implemented in the user's material subroutine of the finite element code ABAQUS. The first is the well-known model developed by Lemaître and Chaboche and taking into account the kinematic hardening without TRIP effect. The second is an elastoplastic constitutive model in all phases (semiphysics developed by Cherkaoui et al.). This model takes into account the characteristics of the different phases and TRIP effect. Several mechanical tests were performed to examine the mechanical behavior of materials under monotonic and sequential loading and in an heterogeneous test. The obtained results are used in experimental databases for the identification of parameters of two models. An inverse identification method was developed and coupled to identify the parameters of two constitutive models. The obtained results show that for multiphase TRIP steels, which contain a small amount of the retained austenite, only a few amount of this unstable austenite will transform to martensite during the loading process. Consequently, there will be no significant changes in the stress-strain curve. In such steels, the application of the model of Lemaître and Chaboche allows predicting the mechanical behavior of TRIP steels (like 304L-Cu and TRIP 800). However, in fully austenitic steels (304L in this study) with the instable austenite phase, the TRIP effect creates a considerable change in the stress-strain curve of uniaxial tensile test. In these steels, the model of Lemaître and Chaboche is not appropriate for modeling the TRIP effect. Therefore, another model that takes into account the TRIP effect (semiphysic model in this work) is recommended.

Keywords: TRIP steels, Digital Image Correlation, Modeling, Monotonic and Sequential Mechanical Tests, Heterogeneous Mechanical Test, Inverse Identification Method, Deep Drawing.

