



REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR
ET DE LA RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITÉ DES FRÈRES MENTOURI - CONSTANTINE 1

FACULTE DES SCIENCES DE LA TECHNOLOGIE

DEPARTEMENT DE GENIE MECANIQUE

N° d'ordre :...../Doct./2016

Série :...../GM/2016

THÈSE

Présentée par :

GACI Mounir

Pour obtention du diplôme de Doctorat en Sciences

En **Génie Mécanique**

OPTION : Construction Mécanique

Contribution à la Prédiction des Conséquences Mécaniques Des Transformations Structurales

Soutenue le : 14/07/2016

Devant le jury composé de :

Président	: M. Fayçal MILI	Université des Frères Mentouri Constantine1	Professeur
Rapporteur	: M. Salim MEZIANI	Université des Frères Mentouri Constantine1	Professeur
Examineurs :	M. Lakhdar LAOUAR	Université Badji Mokhtar - Annaba	Professeur
	M. Abdelhakim CHERFIA	Université des Frères Mentouri Constantine1	MC A
	M. Abdennaser LEMMOUI	Université Badji Mokhtar - Annaba	MC A

Résumé :

Le phénomène du changement structural occasionné par des procédés tels que le soudage et les traitements thermiques, met en jeu une interaction plus complexe entre les différents aspects mécanique, thermique et métallurgique dans le matériau. Par conséquent, des études expérimentales et théoriques ont été réalisées, pour prédire ces conséquences mécaniques dans le but de mieux optimiser le choix des matériaux à utiliser. L'approche de Ganghoffer dans ce domaine, nous a servis de base comme d'ailleurs d'autres travaux existant dans la littérature (Meftah et Wen).

Le présent travail représente une contribution à la prédiction de la plasticité de transformation (TRIP) pour une transformation martensitique de l'acier Fe-Ni-C. Dans cette optique, un critère pour choix des plaquettes de martensites en transformation basé sur la force mécanique de cisaillement (FMC) ainsi que deux modèles, l'un à l'échelle du mono-grain de forme quelconque et l'autre à l'échelle du multi-grain, formé par un ensemble de cinq grains de formes quelconques et non identiques avec un milieu environnant, ont été proposés. Des simulations numériques ont été réalisées, en imposant plusieurs uni-axiales et bi-axiales, pour prédire la cinétique et de la valeur finale de la TRIP.

Mots clés : Changement de Phase, Plasticité de Transformation, TRIP, FMC, Transformation Structurale, Contrainte résiduelle, Mono-Grain, Multi-Grains, Martensite.

Abstract:

The phenomenon of structural changes materials caused by procedures such as welding and heat treatment, involves complex interaction between various aspects: mechanical, thermal and metallurgical into the material. Therefore, experimental and theoretical studies were conducted to predict these mechanical impacts in order to optimize the choice of materials to use. In This work we adopt The Ganghoffer approach usually used in this domain.

This work represents a contribution to the prediction of plasticity of transformation (TRIP) for a martensitic transformation of the Fe-Ni-C steel. In this regard, a criterion for selecting transformation into martensite platelets based on the shear mechanical force (SMF). Another originality of this work, is the development of two numerical models; the first focuses on mono-grain of non regular shape and the second one concerns the multi-grain scale formed by a set of five grains of different non regular (non-identical) shapes with a surrounding medium. To validate these models, many numerical simulations were carried out by imposing more uniaxial and biaxial loads to predict the kinetics and the final value of the TRIP.

Keywords: Phase Change, Transformation Plasticity, TRIP, SMF, Structural Transformation, Residual stress, Mono-Grain, Multi-Grain, martensite.

ملخص

ظاهرة التغير الهيكلي الناجمة عن أساليب مثل اللحام والمعالجة الحرارية، وينطوي على تفاعل معقد بين مختلف الجوانب الميكانيكية والحرارية والمعدنية في المواد. لذلك قد أجريت دراسات تجريبية ونظرية التنبؤ بتأثير الميكانيكية من أجل تحسين أفضل اختيار المواد. استخدم اقتراب Ganghoffer في هذا المجال، كما استخدمنا آخر الأعمال كمرجع (Meftah, Wen).

ويمثل هذا العمل مساهمة في التنبؤ اللدونة لتحول martensitic في الحديد الصلب Fe-Ni-C. وفي هذا الصدد، استعملنا معيارا للاختيار تحول الصفائح مارتنسيت على أساس قوة القص الميكانيكية (FMC) واثنين من النماذج، واحدة عبر شكل واحد من الحبوب والآخر لمقياس متعدد الحبوب، التي شكلتها مجموعة من خمسة حبات دي والأشكال غير متطابقة مع الوسط المحيط. وقد أجريت عمليات المحاكاة العددية من أجل التنبؤ بحركية والقيمة النهائية TRIP.

كلمات المفتاحية: تغيير المرحلة، اللدونة التحول، FMC، التحول الهيكلي، والإجهاد المتبقي، أحادي الحبوب متعدد الحبوب، مارتنسيت.

Remerciements

Cette thèse a été réalisée au Laboratoire de Mécanique de l'Université des Frères Mentouri Constantine 1.

Je tiens tout d'abord à remercier mon directeur de thèse, Monsieur le Professeur Salim MEZIANI pour la confiance et le soutien qu'il m'a accordés tout au long de cette étude.

Je remercie par ailleurs :

Monsieur le Proesseur MILI Faycel qui m'a fait l'honneur de s'intéresser à ce travail et de présider le jury de soutenance. Qu'il trouve ici l'expression de ma profonde reconnaissance. Je voudrais exprimer ma gratitude à Messieurs CHERFIA Abdelhakim, LAOUAR Lakhdar et LEMMOUI Abdennacer qui ont accepté la lourde tâche d'être examinateurs de cette thèse.

Je tiens également à remercier Monsieur FOUATHIA Athmane pour son appui et ses encouragements durant toute la période de préparation de ce travail.

J'aimerais adresser mes chaleureux remerciements, spécialement à ma femme Rym pour le soutien et la compréhension, également à mes trois filles Sonia, Sara et Seline, à ma belle mère, mes frères et sœurs, mes parents ainsi qu'à les tous les collègues et les amis qui ont été à mon côté tout au long de ce travail de thèse.

Enfinement je dédie ce modeste travail à ma petite famille

Table des matières

Résumé.....	
Remerciements	
Liste des tableaux.....	
Liste des figures.....	
Nomenclature.....	
Introduction générale.....	1
Chapitre I	7
I.1. INTRODUCTION	8
I.2. TRASFORMATION DE PHASE AU CHAUFFAGE	9
I.2.1 PHENOMENOLOGIE.....	9
I.2.2 L'AUSTENITE	9
I.2.2.1 LES CONDITIONS D'AUSTENITISATION	10
I.2.2.2 CAS DES ACIERS ALLIES	11
I.2.2.3 CAS DES ALLIAGES Fe-C	11
I.2.2.3.1 FERRITE.....	11
I.2.2.3.2 FERRITE ET CARBURES SPHEROÏDALES	11
I.2.2.3 PERLITE LAMELLAIRE	12
I.2.2.4 FERRITE ET PERLITE.....	12
I.2.3 CINETIQUE	12
I.2.4 MODELISATION.....	13
I.2.4.1 MODELES BASES SUR UNE REGLE D'ADDITIVITE	13
I.2.4.2 MODELES DIFFUSIFS	13
I.2.5 CROISSANCE DU GRAIN AUSTENITIQUE	13
I.2.5.1 MECANISMES DE CROISSANCE ET MODELES ANALYTIQUES.....	13
I.2.5.2 MODELES NUMERIQUES.....	14
I.3. TRASFORMATION DE PHASE EN REFROIDISSEMENT	15
I.3.1 PHENOMENOLOGIE.....	15
I.3.2 LES TYPES DE TRANSFORMATION.....	17
I.3.2.1 TRANSFORMATION ISOTHERME.....	17
I.3.2.2 TRANSFORMATION ANISOTHERME.....	17

I.3.3 FORCE MOTRICE DE GIBBS	18
I.3.4 GERMINATION, CROISSANCE ET COALESCENCE.....	18
I.3.5 LES MECANISMES DE TRANSFORMATION DE PHASES	19
I.3.5.1 TRANSFORMATION DIFFUSIVE	19
I.3.5.1.1 DESCRIPTION DES PHENOMENES INTERVENANT DANS LES TRANSFORMATIONS AVEC DIFFUSION	20
I.3.5.1.2 TRANSFORMATIONS DIFFUSIVES ISOTHERMES	21
I.3.5.1.3 TRANSFORMATIONS DIFFUSIVES ANISOTHERMES.....	21
I.3.5.1.4 MODELES DECRIVANT LES TRANSFORMATIONS DIFFUSIVES.....	22
I.3.5.2 TRANSFORMATION INTERMEDIAIRE (ANISOTHERME)	23
I.3.5.2.1 MORPHOLOGIE DE LA FERRITE BAINITIQUE.....	23
I.3.5.2.2 MECANISME DE LA TRANSFORMATION BAINITIQUE	23
I.3.5.2.3 CINETIQUES DES TRANSFORMATIONS ANISOTHERMES	24
I.3.5.3 TRANSFORMATION MARTENSITIQUE (DISPLACIVE)	25
I.3.5.3.1 CRISTALLOGRAPHIE DE LA TRANSFORMATION MARTENSITIQUE DANS LES ACIERS.....	26
I.3.5.3.3 TYPES DE MARTENSITE	28
I.3.5.3.3.1 CONDITIONS THERMOMECHANIQUES D'OBSERVATION DE LA TRANSFORMATION MARTENSITIQUE.....	29
I.3.5.3.3.2 TRANSFORMATION MARTENSITIQUE INDUITE SOUS CONTRAINTE	31
I.3.5.3.3.3 TRANSFORMATION MARTENSITIQUE INDUITE PAR REFROIDISSEMENT SANS CONTRAINTE	32
I.3.5.3.4 CINETIQUE DE TRANSFORMATION MARTENSITIQUE	33
I.3.5.3.4.1 CINETIQUE DE LA TRANSFORMATION SOUS CONTRAINTE	33
I.3.5.3.4.2 CINETIQUE DE LA TRANSFORMATION AVEC REFROIDISSEMENT (MARTENSITE AUTOACCOMMODANTE)	35
I.3.5.3.5 FACTEURS METALLURGIQUES INFLUENÇANT LA TRANSFORMATION MARTENSITIQUE.....	36
I.3.5.3.5.1 INFLUENCE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE.....	36
I.3.5.3.5.2 INFLUENCE DE LA TAILLE DE GRAINS.....	38
I.3.5.3.6 THERMODYNAMIQUE DE LA TRANSFORMATION	38
I.3.5.3.6.1 MARTENSITE ORIENTE.....	38
I.3.5.3.6.2 MARTENSITE AUTOACCOMMODANTE.....	40
I.3.5.3.7 LE PHENOMENE DE DEFORMATION DE TRANSFORMATION	41
I.3.6 MODELISATIONS DE LA TRANSFORMATION DE PHASE.....	43

I.3.7 CONSEQUENCES MECANIKUES DES TRANSFORMATIONS DE PHASES	43
Chapitre II	45
II.1 INTRODUCTION	46
II.2 PLASTICITE DE TRANSFORMATION (TRIP)	47
II.2.1 INTRODUCTION	47
II.2.2. L'EFFET TRIP	49
II.2.3 CONSEQUENCES INDUSTRIELLES DE LA TRIP.....	50
II.2.4 DISPOSITIF EXPERIMENTAL DE LA TRIP.....	51
II.2.5 LES MECANISMES DE LA PLASTICITE DE TRANSFORMATION	52
II.2.5.1 MECANISME DE GREENWOOD – JOHNSON	52
II.2.5.2 MECANISME DE MAGEE	53
II.2.6 MISE EN EVIDENCE EXPERIMENTALE DE LA TRIP	54
II.2.6.1 PROTOCOLE DE L'ESSAI TRIP.....	55
II.2.6.1.1 ESSAI DE TRIP DANS LE CAS D'UNE TRANSFORMATION MARTENSITIQUE	56
II.2.6.2 INFLUENCE DE LA CONTRAINTE APPLIQUEE SUR LA PLASTICITE DE TRANSFORMATION.....	57
II.2.6.3 TRIP ET AVANCEMENT DE TRANSFORMATION	63
II.2.6.4 L'EFFET DE LA DECHARGE DE LA CONTRAINTE SUR LA TRIP	65
II.2.6.5 EFFET DES CRITERES VISQUEUX SUR LE CALCUL DE LA TRIP	66
II.2.6.6 PLASTICITE DE TRANSFORMATION ET DIRECTION D'ECOULEMENT	67
II.3 COMPORTEMENT BIPHASE	68
II.4 ACTION DE LA PLASTICITE CLASSIQUE SUR LA TRIP	70
II.5 RESTAURATION D'ECROUISSAGE.....	71
Chapitre III	73
III.1 INTRODUCTION	74
III.2 MODELES EXISTANTS.....	76
III.2.1 MODELES PHÉNOMÉNOLOGIQUES	76
III.2.2 MODELES MICROMECHANIQUES.....	78
III.2.2.1 MODELES ANALYTIQUES	78
III.2.2.1.1 FORME GENERALE DES MODELES	78
III.2.2.1.2 MODELE DE GREENWOOD ET JOHNSON.....	80
III.2.2.1.3 MODELE D'ABRASSART	81

III.2.2.1.4	MODELE DE KOT ET WEISS	81
III.2.2.1.5	MODELE DE POIRIER.....	82
III.2.2.1.6	MODELE DE FISCHER	82
III.2.2.1.7	MODELE DE MITTER.....	84
III.2.2.1.8	MODELE DE DESALOS, LEBLOND ET GIUSTI	85
III.2.2.1.9	MODELE DE LEBLOND.....	85
III.2.2.1.10	MODELE DE TALEB SIDOROFF	87
III.2.2.1.11	MODELE DE VIDEAU	88
III.2.2.1.12	MODELE DE DIANI.....	89
III.2.2.2	MODELES NUMERIQUES.....	89
III.2.2.2.1	MODELISATIONS DES TRANSFORMATIONS DIFFUSIVES	90
III.2.2.2.2	MODELISATIONS DES TRANSFORMATIONS MARTENSITIQUES.....	92
III.2.2.2.2.1	MODELE DE GANGHOFFER ET SIMONSSON	93
III.2.2.2.2.1.1	TENSEUR DE DEFORMATION DE TRANSFORMATION	94
III.2.2.2.2.1.2	CRITERE D'AVANCEMENT DE TRASFORMATION	96
III.2.2.2.2.1.3	CONDITIONS AUX LIMITES IMPOSEES SUR LE MAILLAGE	97
III.2.2.2.2.2	MODELE DE WEN	98
III.2.2.2.2.3	MODELE D'IESMAN ET LEVITAS	101
III.2.2.2.2.4	ORGANIGRAMME DE LA MODELISATION (EN MONO GRAIN)	102
III.2.2.2.2.5	CRITERES ENERGETIQUES DE SELECTION DES VARIANTS	103
III.2.2.2.2.5.1	CRITERE DE L'ENERGIE DE DEFORMATION ELASTIQUE (EDE).....	104
III.2.2.2.2.5.2	CRITERE DE L'ENERGIE POTENTIELLE ELASTIQUE (EPE).....	107
III.2.2.2.2.6	SIMULATION A L'ECHELLE MULTI GRAIN.....	108
Chapitre IV	113
IV.1	INTRODUCTION	114
IV.2	DONNEES EXPERIMENTALES DE L'ACIER Fe-Ni-C	115
IV.3	FORMES POSSIBLES DU DOMAINE DE TRANSFORMATION.....	115
IV.4	MODELISATION DE LA DEFORMATION DE LA PLASTICITE DE TRANSFORMATION	116
IV.6	ORGANIGRAMME DE LA SIMULATION.....	118
IV.7	MODELISATION A L'ECHELLE MONO GRAIN	120
IV.7.1	CHARGEMENT UNIAXIAL DE TRACTION	120

IV.7.2 ANALYSE DE L'EFFET DE LA FORME DU JOINT DE GRAIN	124
IV.7.3 ETUDE DE L'EFFET DU CHARGEMENT MECANIQUE COMBINE SUR LA TRIP.....	131
IV.7.3.1 CONDITIONS AUX LIMITES	133
IV.8 MODELISATION A L'ECHELLE MULTI GRAIN DE FORMES QUELCONQUES.....	139
IV.8.1 GEOMETRIE DU MODELE	139
IV.8.3 CALCUL NUMERIQUE DE LA DEFORMATION DE LA PLASTICITE DE TRANSFORMATION	140
IV.8.4 CHARGEMENT BIAXIAL DE TRACTION- COMPRESSION.....	141
IV.8.5 CHARGEMENT BIAXIAL DE COMPRESSION -TRACTION.....	147
CONCLUSION GENERALE	154
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES	157

Liste des tableaux

Tab. II. 1: Les différentes charges appliquées durant la transformation [126].....	60
Tab. II. 2: Les différentes valeurs de la fonction $m(z)$ [162, 172], [127].....	69
Tab. II. 3: Valeurs de la fonction $g(z)$ [161, 173],[126]	70
Tab IV. 1: Propriétés mécaniques de l'acier Fe-Ni-C	115
Tab IV. 2: valeurs de la TRIP selon le critère, en fonction de l'avancement de la transformation	123
Tab IV. 3: Variation de la TRIP selon le critère, en fonction du taux de la phase formée	128
Tab IV. 4: Valeurs de la TRIP selon le critère, en fonction de l'avancement de la transformation.....	130
Tab IV. 5: Variation de la TRIP selon le critère, en fonction de l'avancement de la transformation	134
Tab IV. 6: Valeurs de la TRIP selon le critère, en fonction du taux de formation de phase	137
Tab IV. 7: Variation de la TRIP moyenne selon le critère, en fonction de l'avancement de transformation	143
Tab IV. 8: Variation de la TRIP moyenne selon le critère, en fonction du taux de phase formée.....	147
Tab IV. 9: variation de la TRIP moyenne selon le critère FMC exprimé dans le repère global, en fonction du taux de phase formée	151

Liste des figures

Fig .I. 1 : Structures cristallines (CFC) de l'austénite dans les aciers [52].....	10
Fig .I. 2 Diagramme TTA (Temps Température Austénitisation) d'un acier eutectoïde [54].	10
Fig .I. 3: Transformations structurales dans l'acier bas carbone (Schéma d'un diagramme TRC) [57].....	15
Fig .I. 4: Schéma représentatif des mécanismes de transformation de phase : martensitique (displacive) et diffusionnelle (reconstructive) [61, 59].....	16
Fig .I. 5 : Micrographie MET d'un paquet de bainite supérieure formé de sous-unités dans un acier Fe-0.43C-2Si-3Mn [62, 57].....	16
Fig .I. 6: Etat de l'énergie chimique minimum d'activation de la transformation diffusive [40].	19
Fig .I. 7: Mouvements atomiques possibles pour le mécanisme de diffusion. 1, échange direct, 2, échange cyclique, 3, mécanisme lacunaire, 4, mécanisme interstitiel [58].....	21
Fig .I. 8: Formation d'une variante de martensite. Avec n la normale au plan d'accolement séparant l'austénite de la martensite, m la direction de transformation et g l'amplitude de déplacement suivant la direction m [80].....	26
Fig .I. 9: Structures cristallines (QC) de la martensite α' dans les aciers [52].....	26
Fig .I. 10 : dépendance du paramètre de maille (a et c) de la teneur en carbone [52].....	27
Fig .I. 11: Schéma de la transformation cubique-tétraogonale [39].	28
Fig .I. 12: Mécanisme de Bain : deux mailles élémentaires adjacentes pour un réseau cubique face centrée. Au centre, la maille élémentaire déformée cubique centrée [58].	29
Fig .I. 13: Structure et photographie d'AMF [88, 86].	29
Fig .I. 14: Représentation schématique de la variation de la contrainte critique de transformation avec la température d'essai [90].	30
Fig .I. 15: températures d'activation de transformation à l'état libre de contrainte [86].	32
Fig .I. 16: Cinétique de transformation martensitique dans un pour un acier TRIP (0.29%C-1.42%Mn-1.41%Si.) multiphasé, pour trois trajets de chargement : 1 traction, 2 torsion, 3 compression [98, 90]...	34
Fig .I. 17: Comparaison entre les courbes de transformations simulées et les données expérimentales d'Angel (représentées par des points) sur un acier austénitique 304 [101].....	35
Fig .I. 18 : Evolution de la température M_s en fonction de la taille de grain austénitique pour deux teneurs en carbone (pds) 1,2% et 1,6% [114].	38
Fig .I. 19: Diagramme d'état contrainte-température pour la transformation martensitique dans les alliages à mémoire de forme [90].	40
Fig .I. 20: Influence d'un travail mécanique positif U_{max} sur la température de début de transformation $M_S(\sigma)$ [90].	40
Fig .I. 21 : Variation des énergies chimiques en fonction de la température [67].	41
Fig .I. 22: Mécanisme de formation d'une maille de martensite à l'intérieur d'une maille d'austénite selon la théorie de Bain [116].....	42
Fig .I. 23: Décomposition schématique de la déformation de transformation en 3 mécanismes élémentaires (B,P,R) [116,52].	43

Fig. II. 1: Description des conséquences mécaniques, thermiques et métallurgiques lors de la transformation de phase [119].	46
Fig. II. 2: Illustration du gain en ductilité pour un acier présentant un effet TRIP par rapport à un acier Dual Phase de résistance mécanique équivalente [135,134].	50
Fig. II. 3: Machine pour l'essai TRIP (en traction) [119].	51
Fig. II. 4: Effet d'accommodation anisotrope de l'écoulement plastique local (effet Greenwood – Johnson) et comparaison entre transformation avec et sans contrainte appliquée [90].	53
Fig. II. 5: Effet d'orientation des plaquettes de martensite (effet Magee) dans le cas d'une transformation sous contrainte [90].	54
Fig. II. 6: Dilatométrie libre pour une transformation bainitique dans l'acier 16MND5: (a) cycle thermique, (b) absence de chargement mécanique (F=0), (c) évolution de la déformation macroscopique totale de l'éprouvette en fonction de température [7] [132].	55
Fig. II. 7: Essai de TRIP classique (traction monotone) pour une transformation bainitique dans l'acier 16MND5: (a) Cycle thermique, (b) chargement mécanique (24MPa), (c) évolution de déformation macroscopique totale de l'éprouvette en fonction de température [7], [132].	56
Fig. II. 8: Evolution de la déformation axiale totale pour une transformation martensitique, dans l'acier 35NCD16 : (a) durant un essai de dilatométrie libre (b) durant un essai TRIP classique. [132].	57
Fig. II. 9: Variation de la plasticité de transformation pour deux matériaux, sous des états de contrainte différents : (a) transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$ pour du fer à 910°C, (b) transformation $\alpha + Fe_3C \leftrightarrow \gamma$ pour un alliage Fe _{0.4} C, d'après Greenwood et Johnson, [4,126].	58
Fig. II. 10: Variation de la plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour une transformation martensitique dans l'acier 60 NCD 11 [6,126].	58
Fig. II. 11: Variation de la plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour différents taux de phase formée, dans le cas d'une transformation martensitique. (a) Alliage Fe-Ni-C, (b) alliage Fe-Ni-C-Cr [6].	59
Fig. II. 12 : Evolution de la plasticité de transformation en fonction de la contrainte équivalente pour les différentes contraintes appliquées [139,126].	61
Fig. II. 13: Variation de la plasticité de transformation pour une transformation bainitique dans l'acier 42CrMo4 sous différentes contraintes appliquées [150].	62
Fig. II. 14 : essais de dilatométrie libre et la TRIP classique pour une transformation martensitique, dans l'acier 15-5PH [151].	63
Fig. II. 15: Evolution de la plasticité de transformation en fonction de la fraction de phase formée pour différents états de chargements [152,52].	63
Fig. II. 16: Variation de la plasticité de transformation en fonction phase produite (bainite), sous une contrainte de 24MPa [16 ,126].	64
Fig. II. 17: Evolution de la plasticité de transformation en fonction de la proportion de martensite formée , dans l'acier 35NCD16. Essais sous contrainte maximale de 118 MPa : (a) chargement constant, (b, c, d, e, f) chargements décroissants et (g) chargement croissant. [153].	65
Fig. II. 18: Evolution de la plasticité de transformation sous contrainte de traction suivi d'une décharge à une certaine proportion de phase de martensite formée dans un acier XC12 [156,52].	66

Fig. II. 19: Evolution du TRIP pour plusieurs niveaux de taux de transformation (modèle élasto-visco-plastique à germination aléatoire et périodique) en fonction de la contrainte appliquée dans acier 100Cr6 [157].....	66
Fig. II. 20: Effet de la densité de germination et du taux de transformation sur la TRIP dans le modèle à germination aléatoire. sous une contrainte de traction de 25MPa ,acier 100Cr6 [157]	67
Fig. II. 21: Essai de l'effet de plasticité classique sur la TRIP: (a) pré-écrouissage suivi d'un essai TRIP classique, (b) pré-écrouissage suivi d'une transformation sans application de mécanique [28,132]	71
Fig. II. 22: Comparaison entre la courbes contrainte-déformation d'essais de traction après transformation bainitique: sans pré-déformation de l'austénite (référence) et avec différentes valeurs de pré-déformations [28 ,132].....	72
Fig. II. 23: Différents modes de l'héritage de pré-déformation de la phase parente (austénite) à la phase produite (bainite) : (a) par contrainte, (b) par déformation [28,132].....	72
Fig. III. 1: Représentation Géométrique de la phase parente et produite (forme sphérique) considérée dans le modèle de Leblond [24].	86
Fig. III. 2: variation de la TRIP dans le cas d'une transformation bainitique d'un acier 16MND5 sous une contrainte de traction 24MPa [194].....	88
Fig. III. 3: Comparaison des résultats de simulations entre les modèles (SX2SX, MH2MH-PN), lors des essais TRIP en traction (40MPa) et FDT, pour une transformation perlitique Dans l'acier 100C6 [38].	92
Fig. III. 4: Géométrie du modèle éléments finis à l'échelle du grain proposé par Ganghoffer et Simonsson pour la modélisation des transformations martensitiques [31], [206].....	93
Fig. III. 5: Présentation d'une disposition des aiguilles de martensite dans un mono grain, proposée par Ganghoffer et Simonsson [31].....	94
Fig. III. 6: Tenseurs de déformation de transformation (thermique) exprimés dans le repère global [31]	95
Fig. III. 7: Conditions aux limites imposées sur le grain pour la simulation d'une transformation martensitique sous une contrainte de traction [34].	97
Fig. III. 8: Variation de la déformation totale et la TRIP pour une transformation martensitique dans l'acier FeNiC sous une contrainte de traction de 100MPa [31].	98
Fig. III. 9: Présentation du modèle géométrique proposé par Wen [203] (remarque : le schéma représente le principe non la trille du maillage)	99
Fig. III. 10: Comparaison de l'évolution de déformation totale entre les résultats expérimentaux et de simulation, pour les charges appliquées (100 MPa , 200 MPa et en l'absence d'une contrainte 0 MPa) dans le cas de la transformation martensitique (acier Fe-20Ni-0.5C) [37], [34].....	101
Fig. III. 11: Organigramme de la simulation numérique proposé par Meftah [34].	103
Fig. III. 12: Variation de la TRIP obtenu par le critère EDE pour une transformation martensitique dans l'acier 16MND5, sous une contrainte de traction égale à 70MPa, en l'absence de charge mécanique (0 MPa). La TRIP calculée par la différence entre ces deux dernières [34]	106
Fig. III. 13: Variation de la TRIP obtenue selon le critère EDER dans l'acier 16MND5, pour une transformation martensitique, sous une contrainte de traction (70MPa), en l'absence de charge mécanique (0 MPa). La TRIP calculée par la différence entre ces deux dernières [34]	106

Fig. III. 14: Variation de TRIP obtenue par le critère EPE dans l'acier 16MND5, pour une transformation martensitique, sous une contrainte de traction (70MPa), en l'absence de charge mécanique (0 MPa). La TRIP calculée par la différence entre ces deux dernières [34]	108
Fig. III. 15: Modèle multi grain et conditions aux limites imposées sur le domaine [34].....	109
Fig. III. 16: Organigramme de la simulation du modèle multi-grains [34].....	110
Fig. III. 17: Comparaison des résultats (FDT) entre expérience et simulations des deux échelles (modèles mono- et multi-grains) pour une transformation martensitique dans l'acier 35NCD16 [34].....	111
Fig. III. 18: Comparaison des résultats de TRIP entre expérience et simulations des deux échelles (modèles mono- et multi-grains) sous une contrainte de traction égale à 57MPa pour une transformation martensitique dans l'acier 35NCD16 [34].	112
Fig. III. 19: Comparaison des résultats de TRIP entre expérience et simulation des deux échelles (modèles mono- et multi-grains) avec pré-déformation en traction de 4% de la phase parente, pour une transformation martensitique dans l'acier 35NCD16 [34].....	112
Fig. IV. 1: Formes géométriques possibles, représentant le domaine de transformation martensitique dans un grain en bidimensionnel pour un maillage triangulaire uniforme.....	116
Fig. IV. 2: Structure de l'organigramme de la simulation numérique [206].....	119
Fig. IV. 3: Modèle de Ganghoffer à courtes plaquettes, a) : distribution des aiguilles de martensite dans le grain, b) : plaquette de martensite imposée au début de la transformation orienté à 315° [31][206].	120
Fig. IV. 4: Comparaison entre la plasticité de transformation obtenus par la simulation numérique et les résultats expérimentaux de Gautier [6] pour une transformation martensitique dans l'acier Fe-Ni-C sous une contrainte de traction égale à 250 MPa [200]	121
Fig. IV. 5: Effet de la taille du maillage sur le TRIP pour une première courte plaquette imposée, orientée à 315°, sous une contrainte de traction égale à 250MPa , a) : Critère FMMoy , b) : Critère FMC, c) : Critère : FMMax.....	122
Fig. IV. 6: Iso valeurs suivant l'axe de l'application de la charge dans le cas d'une courte plaquette imposée au début de la transformation et orientée à 315°. a) : Variation de l'état de contrainte équivalente au sens de Von mises, b) : Variation de l'état de contrainte du cisaillement interne, c) : Variation de l'état de contrainte normale.....	124
Fig. IV. 7: Représentation du grain en maillage triangulaire. a) Distribution de courtes plaquettes dans le domaine où se manifeste la transformation martensitique, b) Joint de grain.....	126
Fig. IV. 8: Forme des grains obtenus à partir de la technique SEM-EBSD, sur un échantillon d'acier 301 qui a été soumis à une transformation martensitique [207].	126
Fig. IV. 9: Iso valeurs suivant l'axe de l'application de la charge dans le cas d'une courte plaquette imposée au début de la transformation et orientée à 315° a) : l'état de contrainte de cisaillement interne, b) : état de déformations interne.	127
Fig. IV. 10: Effet de la taille du maillage et la forme du joint de grain sur le TRIP dans le cas d'une plaquette imposée et selon les critères a) : FMC, b) FMMoy.	129
Fig. IV. 11: Effet de la taille du maillage et de la forme du joint de grain sur le TRIP dans le cas d'une identification de toutes les plaquettes et selon les critères a) : FMC, b) : EDEG	131

Fig. IV. 12: Distribution de courtes plaquettes dans un grain avec un maillage triangulaire.a) Première direction de cisaillement des aiguilles de martensitique, b) Seconde direction de cisaillement, c) Joint de grain et la base locale des huit plaquettes de martensite (\vec{d}, \vec{n}) [31].	132
Fig. IV. 13: Schéma représentatif des conditions aux limites imposées sur le grain [34], pour les deux cas de chargements : compression dans le premier cas, traction et compression dans le second cas et respectivement appliquées sur 80% et 20% du temps de la transformation (M_s, M_f)	133
Fig. IV. 14: Représentation du milieu environnant (joint de grain) et distribution de courtes plaquettes dans un multi-grain en maillage triangulaire	139
Fig. IV. 15: Schéma représentatif des conditions aux limites imposées sur le multi-grain (valable pour les deux types de chargements sauf que, le sens des flèches suivent le type de contrainte imposée suivant une direction donnée) [34]	140
Fig. IV. 16: Variation du TRIP d'une transformation martensitique dans l'acier Fe-Ni-C sous une contrainte bi-axiale de traction-compression (150, 150 MPa) à l'échelle multi-grain, selon le critère EDEL : a) Résultat TRIP en fonction de la déformation totale au sens de Von mises, b) : Résultat TRIP en fonction de la déformation totale équivalente max.	144
Fig. IV. 17: Variation du TRIP d'une transformation martensitique dans l'acier Fe-Ni-C sous une contrainte bi-axiale de traction-compression (150, 150 MPa) à l'échelle multi-grain, en fonction de la déformation totale au sens de Von mises: a) Résultat TRIP obtenu avec le critère FMC sig11 croissante, b) : Résultat TRIP obtenu avec le critère FMC sig11 décroissante	145
Fig. IV. 18: Variation du TRIP d'une transformation martensitique dans l'acier Fe-Ni-C sous une contrainte bi-axiale de traction-compression (150, 150 MPa) à l'échelle multi-grain, en fonction de la déformation totale équivalente max: a) Résultat TRIP obtenu avec le critère FMC sig11 croissante, b) : Résultat TRIP obtenu avec le critère FMC sig11 décroissante.	146
Fig. IV. 19: Variation du TRIP d'une transformation martensitique dans l'acier Fe-Ni-C sous une contrainte bi-axiale de compression- traction (150, 150 MPa) à l'échelle multi-grain, en fonction du critère FMC sig22 décroissante : a) Résultat TRIP en fonction de la déformation totale au sens de Von mises, b) : Résultat TRIP obtenu en fonction de la déformation totale équivalente max.	148
Fig. IV. 20: a) Variation des contraintes équivalentes de Von Mises selon l'état de contrainte de compression traction bi-axial, dans le cas d'un multi-grain, b) : Variation de la déformation totale suivant X, c) Variation de la déformation totale suivant Y.	150
Fig. IV. 21: Variation du TRIP d'une transformation martensitique dans l'acier Fe-Ni-C sous une contrainte bi-axiale de compression- traction (150, 150 MPa) à l'échelle multi-grain, en fonction du critère (FMC sig11) décroissante dans le repère global : a) Résultat TRIP en fonction de la déformation totale au sens de Von mises, b) : Résultat TRIP obtenu en fonction de la déformation totale équivalente max.	152
Fig. IV. 22: Variation du TRIP d'une transformation martensitique dans l'acier Fe-Ni-C sous une contrainte bi-axiale de compression- traction (150, 150 MPa) à l'échelle multi-grain, en fonction du critère (FMC sig22) décroissante dans le repère global : a) Résultat TRIP en fonction de la déformation totale au sens de Von mises, b) : Résultat TRIP obtenu en fonction de la déformation totale équivalente max.	153

Nomenclature

a_γ : paramètre de maille de l'austénite

A_{c1} : température de début transformation de l'austénite

A_{c3} : température de fin transformation de l'austénite

TTA: diagramme : Temps Température Austénitisation

α : structure cristallographique de la ferrite

γ : structure cristallographique de l'austénite

μ : est un coefficient de mobilité de l'interface entre les phases mère et fille

TRC : diagramme : Transformation Refroidissement Continu

TTT: diagramme : Transformation Temps Température

Z: la proportion de phase transformée à l'instant (t)

T : la température

$b(T)$ et $n(T)$: des paramètres Identifiés expérimentalement

ΔG : d'énergie libre chimique de Gibbs

Z_γ : Proportion d'austénite restante à l'instant (t)

\vec{n} : la normale au plan d'accolement séparant l'austénite de la martensite

\vec{m} : la direction de transformation

g : l'amplitude de déplacement

α' : structure quadratique centrée de la martensite

$a_{\alpha'}$ et $c_{\alpha'}$: paramètres de maille de la martensite

a_0 : le paramètre de la maille cubique centrée du fer α (l'austénite).

M_s : la température du début de la transformation martensitique

M_f : la température de fin de la transformation martensitique

M_d : la contrainte nécessaire au déclenchement de la transformation martensitique

M_s^σ : la contrainte critique de transformation et la limite d'élasticité sont confondues

QC : une structure quadratique centrée

HC : structure hexagonale compacte

QFC: structure quadratique à faces centrées

Mt: martensite auto accommodante

M σ : martensite orientée

τ_c : cission critique

τ^n : contrainte résolue

σ_{ij} : tenseur des contraintes appliquées sur le cristal d'austénite

R_{ij}^n : tenseur d'orientation de la variante n

ε_{ij}^{tr} : déformation la déformation de transformation

f^n : la fraction volumique de la variante considérée

Z_m : proportion de martensite formée

Δ : l'indice de La stabilité de l'austénite

S : l'entropie (J/°k)

ε : la déformation macroscopique

ΔH : l'enthalpie de la transformation (J) ;

T0 : la température d'équilibre thermodynamique ;

ρ : la masse volumique (kg/m³) ;

ε^{thm} : déformation thermométallurgique,

ε_Y^{th} , ε_α^{th} : déformations thermiques des phases respectivement parente et produite

TRIP : plasticité de transformation

σ_y : limite d'élasticité du mélange

σ_y^i : limite d'élasticité de la phase i

$\dot{\varepsilon}^{cp}$: taux de déformation plastique

E : module de young

σ_{eq}^{VM} : la contrainte équivalente au sens de Von Mises

S : le tenseur déviateur moyen du tenseur de contrainte

FEM méthode des éléments finis

$\dot{\varepsilon}_S^{cp}$:taux Plasticité classique dépendant de la contrainte

$\dot{\varepsilon}_T^{cp}$: taux plasticité classique dépendant de la température

$\dot{\varepsilon}_Z^{tp}$: taux Plasticité de transformation dépendant de la proportion de phase

$\dot{\varepsilon}_{ij}^{tp}$: Taux de la plasticité de transformation

K : Coefficient de la plasticité de transformation (MPa^{-1})

\dot{Z} : Taux de la phase formée

Z : Fraction volumique de la phase formée

σ : Contrainte appliqué

S_{ij} : Déviateur de contrainte

$\Delta\varepsilon_{\gamma,\alpha}$: Déformation due au changement de phase (parente / produite)

\underline{S} : Partie déviatorique du tenseur des contraintes

σ^u : Limite d'élasticité globale du matériau

ΔV : Variation de volume.

ε : Déformation moyenne de cisaillement associée à la transformation

σ_I : Contrainte interne

C : Constante déterminée par Poirier

σ_Y^* : Fonction des limites d'élasticité de l'austénite et de la martensite

γ : représente le glissement de la déformation de transformation (la partie déviatorique)

β et α : des coefficients dépendant de l'ordre de la transformation

$\Delta\varepsilon_{12}$: Différence de déformation thermique entre les deux phases parente et produite

K : Module de compressibilité élastique

μ : Module de cisaillement

X^{pt} : L'écrouissage cinématique

$\varepsilon_{(d,n)}^{tr}$: Tenseur de déformation de transformation (thermique) dans le plan d'habitat

$\varepsilon_{(x,y)}^{tr}$: Tenseur de déformation de transformation exprimé dans le système global

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

σ_n : Représente la contrainte normale suivant la direction normale (n)

τ : Représente la contrainte de cisaillement agissant dans le plan d'habitat

ε_0 : la déformation due à la variation volumique dans le plan d'habitat

γ_0 : déformation de cisaillement dans le plan d'habitat

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

ΔG_{ch}^{A-M} : Variation de la différence de l'énergie chimique entre la phase parente et produite

δW : Force motrice mécanique ;

δE : Variation de l'énergie de déformation totale associée à la transformation martensitique

V_b : Volume de la plaquette considérée.

δW_{moy} : Force motrice mécanique moyenne d'une plaquette composée de (n) éléments

ΔE : Incrément de l'Energie de Déformation Elastique issu de la transformation d'une plaquette

n_{el} : Numéro de l'élément considéré

N_{el} : Nombre total des éléments

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

t_{ft} : Nombre d'incrément nécessaires pour la transformation d'une plaquette

$\Delta \varepsilon_{ij}^{el(t)}$: Incrément du tenseur des déformations locales à l'instant « t »

σ_{ij}^t : Tenseur des contraintes locales à l'instant « t »

V : Energie potentielle totale emmagasinée

U : Energie de déformation élastique emmagasinée

W : Travail des forces extérieures

\bar{U}_x : Déplacement moyen du bord (CD) suivant la direction (x)

h : Dimension du grain ($h=1$, c'est un carré unitaire)

ε_x^{el} : Déformation macroscopique élastique suivant la direction (x) due au chargement externe

ε_x^{pt} : Déformation plastique due à la transformation de phase (la contrainte appliquée ne dépasse pas : limite élastique de l'austénite)

ε_x^{pc} : Déformation plastique due au chargement externe

ε_x^{tr} : Déformation de transformation dans la direction du chargement à la température considérée

ε_x^{total} : Déformation totale

f : La fraction surfacique d'une plaquette

$\delta\chi$: La force mécanique de cisaillement (FMC)

Υ : La fraction surfacique d'un élément triangulaire

FMMmoy : la force motrice mécanique moyenne

FMMmax : la force motrice mécanique max

EDEL : énergie de déformation élastique dans le repère local

EDEG : énergie de déformation élastique dans le repère global

Introduction générale

INTRODUCTION GENERALE

Avec les enjeux économiques, la préoccupation des industrielles d'obtenir de matériaux de meilleures performances physiques et mécaniques, devient de plus en plus importante. La grande partie des procédés mécaniques s'opèrent avec des altérations du matériau au niveau de la forme, des propriétés mécaniques, de la structure cristallographique ...etc. Le phénomène de transformation structurale, est observé généralement dans les opérations de soudage (assemblage de structure) et les traitements thermiques (amélioration des propriétés mécaniques).

Ainsi, le phénomène du changement structural, provoqué par les procédés de soudage ou de traitements thermiques, met en jeu une interaction plus complexe entre les différents aspects dans le matériau, tels que l'aspect mécanique, thermique et métallurgique. Par conséquent, des études expérimentales et théoriques ont été réalisées dont l'objectif de prédire ces conséquences mécaniques pour mieux optimiser le choix des matériaux à utiliser.

Une transformation de phase se produit lorsque le matériau subit des sollicitations thermiques et/ou mécaniques spécifiques, ce qui conduit la structure cristalline à se réarranger en vue d'obtenir un état d'équilibre bien défini. Notre intérêt est orienté vers les conséquences mécaniques résultant du changement structural, qui sont la plasticité de transformation ou TRIP (TRAnsformation Induced Plasticity), le comportement biphasé, la restauration d'écroûissage et l'action de la plasticité classique sur la TRIP.

Dans le cas des traitements thermiques, des contraintes excessives induites en cours de traitement, peuvent conduire à des ruptures (tapure de trempe). Après traitement, la microstructure et les contraintes résiduelles jouent un rôle fondamental sur le comportement mécanique et la durée de vie d'un composant.

Dans le cas du soudage, les contraintes résiduelles élevées, peuvent conduire à la fissuration du joint.

Donc pour les deux procédés, les contraintes et les déformations résultent de gradients de températures, qui règnent dans la pièce et des transformations métallurgiques qui se développent [1].

Au cours de l'élévation de température, les transformations structurales qui se produisent, s'accompagnent d'adsorption ou de dégagement de chaleur (chaleur latente de transformation) et les transformations thermiques, qui conduisent aux changements des caractéristiques mécaniques (phénomènes mécaniques) sont suivis par une dissipation intrinsèque. Ainsi les principales conséquences mécaniques des transformations structurales à l'état solide, peuvent se résumer en un comportement élasto-plastique (fonction de proportion de phase), un changement de volume spécifique, une plasticité de transformation et une restauration d'écrouissage [3] [1] [2].

L'interaction entre ces phénomènes conduit à un champ de contraintes internes qui influe sur la qualité et la tenue mécanique du matériau. Donc il nous faut une bonne prévision de ces contraintes internes pour mieux comprendre le comportement du matériau.

La non prise en compte de ces contraintes résiduelles dans l'évaluation de la résistance de l'élément, peut avoir des conséquences négatives sur la durée de vie de ce dernier. Cette durée de vie peut être plus courte que prévue à cause de l'accélération (par effet des contraintes résiduelles) de phénomènes tels que la fatigue ou la propagation de défauts (microfissure) [3].

L'objectif de ce travail de thèse est, en premier lieu, la compréhension des mécanismes liés aux changements structurales et plus précisément les transformations martensitiques et les facteurs influençant cette transformation à travers une recherche bibliographique très riche. En deuxième lieu, la modélisation et la simulation numérique afin de parvenir à prévoir le comportement du matériau.

Puisque le phénomène de la TRIP constitue notre premier intérêt, on le définit comme la production d'une déformation plastique irréversible, en présence de contraintes même inférieures à la limite d'élasticité de la phase la plus mole.

Dans ce cas, la modélisation du comportement du matériau peut être réalisée suivant deux méthodes : la première repose sur la connaissance de paramètres et de mécanismes de déformation microstructuraux, la seconde s'inspire de la thermodynamique des processus irréversibles.

Ce travail est scindé en deux parties :

La première partie, est une analyse bibliographique conduite pour une bonne maîtrise et compréhension du phénomène des transformations structurales et de ses conséquences mécaniques.

Dans le premier chapitre on a abordé le phénomène de changement structural dans les aciers. Sont décrits dans un premier temps, les principaux paramètres intervenant dans le processus de chauffage, pour l'austénitisation du domaine d'étude. Durant cette étape, l'objectif est de mettre en solution le carbone et éventuellement, les éléments d'alliage précipités sous forme de carbures, pour assurer le passage de la structure α (CC) vers un réseau cristallin γ (CFC). Les conditions d'austénitisation sont :

- * la vitesse du chauffage ;
- * la nature et la teneur des éléments alliés, qui influent sur la cinétique de transformation ;
- * la température et la durée du maintien au-delà d' AC_3 , qui influent sur la quantité et la taille du grain austénitique.

Dans ce contexte, on a exposé quelques exemples d'austénitisation des aciers, entre autre la ferrite, ferrite et carbures sphéroïdales, perlite lamellaire, ferrite et perlite ainsi que les aciers alliés. Pour ces derniers, on a constaté une influence inversée sur la cinétique de transformation des éléments d'alliages gammagènes (Ni, Mn) et alphagènes (Si, Cr, Mo).

Au second lieu, les transformations de phase au refroidissement sont définies par un passage de la structure cristalline CFC (austénitique à haute température) à une structure ferritique bien déterminée (à basse température), selon le mode de refroidissement établi. On distingue trois types de transformations structurales dans les aciers, qui sont beaucoup influencées par le processus de refroidissement (isotherme, anisotherme, rapide et lent) et la composition chimique, telles que la transformation diffusives (ferrite, perlite) , la transformation displacive auto accommodante ou orienté (martensite) et la transformation intermédiaire qui se positionne entre les deux derniers, donnant de la bainite.

Aussi sont exposés les différents et principaux paramètres intervenant dans les mécanismes de chaque type de transformations structurales, en terme de cinétique de transformation, la germination, la croissance, les modèles permettant de décrire celles-ci et les méthodes expérimentales propres à la détermination des paramètres à introduire dans ces modèles.

On notera aussi qu'une modélisation thermo-métallurgique des matériaux s'avère très importante du fait que ce phénomène (thermique et métallurgique) a un impact considérable sur la tenue des matériaux. Donc, l'amélioration des qualités de produits pour satisfaire les besoins des industriels, passe obligatoirement par une meilleure compréhension du phénomène.

Dans le deuxième chapitre on aborde les quatre principales conséquences mécaniques des transformations structurales à l'état solide. On a présenté divers investigations expérimentales qui ont été réalisées d'après la littérature et qui concernent le comportement biphasé, la restauration d'érouissage et l'action de la plasticité classique sur la plasticité de transformation (TRIP). Plus d'importance est réservée à la quatrième conséquence mécanique des changements structuraux qui représente l'axe de ce travail, la plasticité de transformation.

Dans ce sens plusieurs travaux ont été menés par des chercheurs, où des explications sur le mécanisme complexe de la TRIP sont données, on peut citer G.W. Greenwood and R.H. Johnson[4), G. Colette [5], E. Gautier [6], L. Taleb [7], Cavallo [8], M. Coret [9], M. Coret [10], Y. Desalos [11] F.D. Fischer [12], F.D. Fischer [13], S. Grostabussiat [2], S. Grostabussiat [14], N. Cavallo [15], K. Nagayama [16], K. Nagayama [17], K. Nagayama [18].

Le troisième chapitre est consacré à la modélisation analytique et numérique de la TRIP en vue de confronter les prévisions de ces derniers avec les résultats expérimentaux, afin de juger leurs pertinences. La formulation de ces modèles proposés dans la littérature, se base sur deux mécanismes de la TRIP, le mécanisme de Greenwood et Johnson [19] qui présente la plasticité de transformation dans le cas des transformations diffusives, due à la différence de compacité entre les deux phases (parente et produite) et le mécanisme de Magee [20], appliqué pour les transformations martensitiques. Ce dernier considère que la contrainte

appliquée, provoque une orientation préférentielle des aiguilles de martensite, qui est à l'origine de la plasticité de transformation.

Plusieurs modèles analytiques et numériques sont proposés dans la littérature, pour la prédiction de la TRIP dans les matériaux, on peut citer : Berveiller [21], Leblond et al [23,22,24], Fischer [25], Diani et al [26], Chrysochoos et al [27, 28], T. Inoue et al [29], Ganghoffer [30], Ganghoffer et al [31], Fischer et al [32], Nagayama [17], Taleb el al [33], Meftah et al [34], Wolff et al [35], Mahnken et al [36], Wen [37].

La deuxième partie du travail, est présentée dans le chapitre quatre. Il comprend une analyse numérique de l'évolution de la TRIP dans le cas d'une transformation martensitique dans l'acier Fe-Ni-C, basée sur une approche micromécanique et bidimensionnelle, initiée par Ganghoffer [31]. Pour la prédiction de la TRIP on a proposé un critère de choix des plaquettes de martensites en transformation (FMC) est proposé, ainsi que deux modèles, développés en fonction de ce qui existe en littérature [37, 31, 34], à l'échelle mono-grain avec un grain de forme géométrique quelconque et à l'échelle multi-grain avec un ensemble de cinq grains de formes quelconques non identiques avec un milieu environnant. Les calculs numériques sont exécutés en imposant plusieurs types de contraintes uni-axiales ou bi-axiales.

Dans l'objectif de se rapprocher au mieux des résultats expérimentaux de la plasticité de transformation, nous avons proposé le critère de la force mécanique de cisaillement (FMC) donnant l'ordre de succession dans le processus de formation des plaquettes de martensite (variante).

Dans la première partie, nous avons reproduit la simulation présentée par Ganghoffer [31], pour une transformation martensitique dans l'acier Fe-Ni-C, sous une contrainte de traction uni-axiale égale à 250 MPa afin de valider le critère FMC proposé.

A l'échelle du mono grain, on a présenté une forme du domaine de transformation (grain austénitique), différente de celle donnée par Wen [37] et qui est proche de la réalité physique, afin de voir son effet sur l'écoulement plastique, en termes de la cinétique et de la valeur finale de la TRIP.

On a aussi examiné l'effet de deux types de chargements mécaniques sur la TRIP, à savoir, une contrainte de compression appliquée durant toute la transformation dans un premier temps et dans un deuxième temps, un chargement combiné de traction/compression appliqué respectivement sur 80% et 20% du temps de la transformation (M_s , M_f).

La deuxième partie concerne l'étude de la TRIP à l'échelle du multi grains de forme quelconque avec un milieu environnant (joint de grain), sous un chargement bi-axial de traction/compression et compression /traction égal à (150/150 MPa).

Dans le but d'obtenir des explications sur l'aptitude des critères utilisés pour gérer l'avancement de la transformation martensitique, en présence du phénomène TRIP, on a testé le critère mécanique FMC et le critère EDE (proposé par S. Meftah[34]), exprimés dans le repère local et le repère global.

Finalement on observe sur l'ensemble des résultats obtenus, un bon accord avec les résultats bibliographiques, ce qui confirme la capacité acceptable du modèle géométrique et du critère mécanique FMC, donnant l'ordre de formation des plaquettes de martensites.

Chapitre I

Chapitre I :

PHENOMENES PHYSIQUES IMPLIQUES DANS LES TRANSFORMATIONS DE PHASES

I.1. INTRODUCTION

Les alliages ferreux utilisés dans l'industrie sont des matériaux cristallins. Ils sont souvent composés de nombreux grains. Sous certaines conditions de sollicitations extérieures (température et/ou contrainte en particulier) un matériau cristallin peut être composé de différentes phases. Ce changement de cristallographie entraîne la déformation du matériau ainsi qu'une modification importante de ses propriétés thermiques, mécaniques, phoniques, électriques, magnétiques [38, 39, 1]. La distribution dans l'espace et dans le temps de ces phases, peut influencer considérablement le comportement mécanique de ce matériau [38].

La transformation de phase se caractérise à la fois, par un dégagement de chaleur latente et un changement du réseau cristallin du fer et du déplacement des atomes de soluté (principalement le carbone), qui restent en solution ou précipitent sous forme de carbures ou d'autres composés définis (nitrures, sulfures...) [40].

Ce phénomène peut donc être, détectée expérimentalement en suivant l'évolution de l'une de ces propriétés. En pratique, la libération de chaleur peut être mesurée par DSC (Differential Scanning Calorimetry) [41]. L'évolution cristallographique peut être détectée de manière plus ou moins directe, par l'intermédiaire des pics de diffraction, de la longueur de l'échantillon mesurée par dilatométrie [42], de l'évolution de la courbe de vitesse de propagation d'une onde dans le milieu en fonction de sa fréquence [43, 44], des constantes élastiques [44], de la capacité calorifique mesurée par calorimétrie adiabatique [45], de la résistivité [46] ou, dans le cas de certains matériaux, de la magnétisation [47, 48, 49, 39].

D'une manière générale, les transformations de phases se produisent selon le mode de déplacements des atomes, soit par diffusion ou par une déformation coordonnée d'une partie du réseau. On peut les classer en deux principales familles : transformations diffusionnelles et transformations martensitiques (displasives) [40].

I.2 TRANSFORMATION DE PHASE AU CHAUFFAGE

I.2.1 PHENOMENOLOGIE

L'austénitisation a pour objet de mettre en solution le carbone et, éventuellement, les éléments d'alliage, précipités sous forme de carbures. Pour ce faire, il est nécessaire de se placer dans les conditions où le carbone est soluble dans le fer, c'est-à-dire, de provoquer par chauffage la transformation du fer α en fer γ (fig. I.1). La transformation austénitique peut être obtenue si la température est supérieure à AC3. Plus cette température est élevée, plus le grain austénitique est gros et cela influence notablement les conditions de transformations au refroidissement [1].

I.2.2 L'AUSTENITE

La forme stable à haute température de l'acier est l'austénite. C'est une solution solide d'insertion de carbone dans le fer γ de structure CFC. Les atomes de carbone sont situés sur les sites interstitiels octaédriques du type $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2})$ (centre de la maille) et $(0, 0, \frac{1}{2})$ (milieu de chaque arête) comme montré sur la figure (I-1).

Plusieurs auteurs [50, 51] proposent des expressions (éq. I.1, I.2, I.3, I.4, I.5) reliant le paramètre de maille de l'austénite a_γ (nm) aux teneurs en éléments carbone (C), manganèse (Mn), aluminium (Al), et chrome (Cr) et à la température absolue T pour des alliages Fe-C [52].

$$a_\gamma \text{ (nm)} = (0,36308 + 0,00075 \cdot \%C) \cdot \{1 + (24,9 - 0,6 \cdot \%C) \cdot 10 \cdot [T - 1000]\} \quad T > 773 \text{ K} \quad (\text{I.1})$$

$$a_\gamma \text{ (nm)} = 0,35895 + 0,000095 \cdot \%Mn + 0,00056 \cdot \%Al + 0,00330 \cdot \%C \quad T > 773 \text{ K} \quad (\text{I.2})$$

$$a_\gamma \text{ (nm)} = 0,3553 + 0,000095 \cdot \%Mn + 0,00056 \cdot \%Al + 0,00006 \cdot \%Cr + 0,000474 \cdot \%C \quad (\text{I.3})$$

$$a_\gamma \text{ (nm)} = 0,3555 + 0,00440 \cdot \%C \quad T = 293 \text{ K} \quad (\text{I.4})$$

$$a_\gamma \text{ (nm)} = 0,3573 + 0,00330 \cdot \%C \quad (\text{I.5})$$

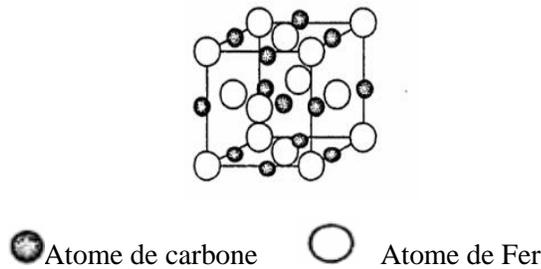


Fig .I. 1 : Structures cristallines (CFC) de l'austénite dans les aciers [52]

I.2.2.1 LES CONDITIONS D'AUSTENITISATION

Lorsque l'austénitisation se fait à une vitesse suffisamment lente, l'opération se déroule dans des conditions proches de l'équilibre thermodynamique (fig. I.2) et les températures de transformations sont notées A_{c1} et A_{c3} . Quand la vitesse de montée en température est rapide, les températures de début et de fin de transformation sont décalées vers des valeurs plus hautes, notées A'_{c1} et A'_{c3} et la plage de transformation s'étend davantage [1].

Les principaux paramètres qui interviennent dans la transformation d'austénitisation ($\alpha \rightarrow \gamma$), sont :

- * la vitesse de montée en température, la nature et la teneur des éléments alliés, qui influent sur la cinétique de transformation et les points de début et de fin de transformation,
- * la température et la durée du maintien, au-delà de A_{c3} pour la quantité d'austénite nouvellement formée, qui définissent la taille de grain austénitique [53,1].

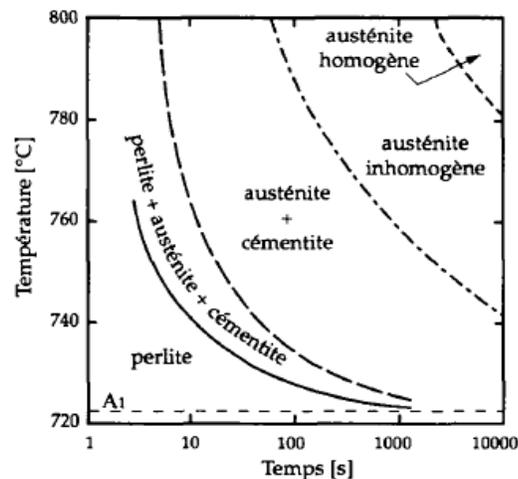


Fig .I. 2 Diagramme TTA (Temps Température Austénitisation) d'un acier eutectoïde [54].

I.2.2.2 CAS DES ACIERS ALLIÉS

Les éléments d'alliage ont une influence notable sur les températures de transformation. Certains tendent à favoriser la transformation : ce sont les éléments gammagènes (Ni, Mn) en abaissant la température de début de transformation au chauffage et en accélérant la transformation. D'autres au contraire, élèvent la température de début de transformation et ralentissent la transformation: ce sont les éléments alphagènes (Si, Cr, Mo). Par ailleurs, au cours de l'austénitisation, les grains austénitiques nouvellement formés, continuent de croître, ce qui influence notablement les conditions de transformations au refroidissement [1, 55].

I.2.2.3 CAS DES ALLIAGES Fe-C

I.2.2.3.1 FERRITE

Dans les structures entièrement ferritiques (fer pur), l'austénite se forme préférentiellement aux joints de grains. Les mécanismes de germination et de croissance ont été étudiés par Speich, qui a montré que la germination a lieu aux interfaces (α/α) . La transformation $(\alpha \rightarrow \gamma)$ dans le fer est une transformation massive. La température à laquelle elle a lieu, n'est que très faiblement influencée par la vitesse de chauffage. Il faut en effet appliquer des vitesses de chauffe supérieures à 10°C/s pour observer un décalage significatif [55].

I.2.2.3.2 FERRITE ET CARBURES SPHEROÏDALES

Les aciers hypo-ou hypereutectoïdes présentent parfois une structure composée de carbures de forme sphéroïdale dispersés dans une matrice ferritique. Cette structure est obtenue par un revenu de maturation (par exemple maintien à 700°C pendant 10h). La formation de l'austénite au chauffage dans ce type de structure, débute par la germination de la phase austénitique aux interfaces carbure/ferrite [54]. Des observations au microscope électronique sur des échantillons trempés en cours de transformation, ont montré que la germination avait lieu préférentiellement aux jonctions entre les joints de grains (α/α) et les carbures. La phase se développe alors le long de l'interface carbure/ferrite pour entourer le carbure partiellement ou complètement. La transformation est ensuite gouvernée par la cinétique de diffusion du carbone dans la couche d'austénite.

Judd et Paxton ont mesuré par métallographie quantitative, les cinétiques d'austénitisation d'un alliage Fe-C et d'un acier au manganèse sphéroïdisé. Ils ont observé un taux de germination et une vitesse de croissance réduits en présence de Manganèse [55].

I.2.1.3 PERLITE LAMELLAIRE

Les aciers eutectoïdes refroidis à des vitesses modérées, présentent une structure perlitique constituée de colonies de lamelles alternées de α et Fe₃C. Chaque colonie provient d'un germe ayant donné lieu à une croissance couplée. La germination de l'austénite au chauffage dans de telles structures, a lieu à l'intersection des colonies de perlite [55]. Speich et Szirmai, ont également montré que la germination à l'intérieure d'une colonie est rare, malgré l'importante aire d'interface entre α et Fe₃C. La croissance de l'austénite est ensuite essentiellement dictée par la diffusion du carbone dans l'austénite [55].

I.2.1.4 FERRITE ET PERLITE

L'austénitisation dans les aciers hypoeutectoïdes contenant de la perlite lamellaire débute, comme pour les cas des aciers eutectoïdes, par la germination de nodules d'austénites aux interfaces entre les colonies. Garcia et Deardo, ont observés que la germination peut aussi avoir lieu à l'interface entre les colonies de perlites et les grains de ferrite proeutectoïde.

Etant les moins stables de la structure, les régions perlitiques sont les premières à disparaître au profit de l'austénite. Cette étape se déroule à des vitesses relativement élevées car les distances de diffusion, caractérisées par l'espacement interlamellaire, sont en général très faibles [55].

I.2.3 CINÉTIQUE

Dans une étude classique du processus d'austénitisation des aciers eutectoïdes, Roberts et Mehl ont établi les premiers diagrammes TTA (Temps Température Austénitisation), équivalents des diagrammes TTT au chauffage. Rosé et Strassburg, ont effectué des mesures similaires sur des aciers hypoeutectoïdes en conditions isotherme et anisotherme. Comme pour les diagrammes au refroidissement, les diagrammes TTA contiennent deux courbes indiquant les temps de début et de fin de transformation pour un maintien isotherme (fig I.2).

Les diagrammes TTA des aciers hypoeutectoïdes contiennent généralement une ligne supplémentaire indiquant la fin de la dissolution de la perlite. Surovtsev et Yarovoi ,ont montré par des mesures dilatométriques, que la formation d'austénite lors d'un chauffage continu présente parfois un arrêt entre la fin de la dissolution de la perlite et le début de dissolution de la ferrite proeutectoïde [55].

I.2.4 MODELISATION

I.2.4.1 MODELES BASES SUR UNE REGLE D'ADDITIVITE

Le modèle mathématique est établi par Denis et Parias. Ce modèle permet de prédire l'évolution structurale dans une pièce soumise à un cycle thermique rapide. La méthode est basée sur deux étapes séparées d'austénitisation dans les aciers hypoeutectoïdes, en utilisant des lois de Johnson-Mehl-Avrami différentes, pour la dissolution de la perlite et la transformation de la ferrite. Il prend en compte les inhomogénéités de concentration et la taille du grain austénitique à la fin du chauffage. Le modèle prédit également les fractions de phase et de duretés obtenues lors du refroidissement en fonction de l'état à haute température [55].

I.2.4.2 MODELES DIFFUSIFS

L'approche diffusive a souvent été choisie pour décrire le processus d'austénitisation. Cette démarche est justifiée par le fait que la cinétique de croissance de la transformation est principalement dictée par la diffusion du carbone dans l'austénite.

Pour décrire la cinétique de transformation austénitique, plusieurs approches ont été développées dans ce sens [55].

I.2.5 CROISSANCE DU GRAIN AUSTENITIQUE

I.2.5.1 MECANISMES DE CROISSANCE ET MODELES ANALYTIQUES

La croissance du grain austénitique joue un rôle prépondérant dans le traitement thermique des aciers. En effet, le maintien à une température d'austénitisation, qui constitue généralement la première étape du traitement, conduit, après la formation d'austénite, à un grossissement du grain dont la taille finale aura une influence importante sur les proportions et les morphologies des phases obtenues après refroidissement.

L'évolution de la taille du grain dans les structures polycristallines, est un vaste sujet qui a fait l'objet de plusieurs travaux .

Burke et Turnbull , ont présentés une première approche quantitative du phénomène (éq. I.6), en considérant la migration des interfaces pour un grain isolé. Le modèle est basé sur les quatre hypothèses suivantes [55] :

- * la tension de surface γ est indépendante de la taille du grain, des orientations cristallographiques et du temps ;

- * le rayon de courbure des interfaces est proportionnel à la taille du grain, R ;

- * la seule force agissant sur l'interface est l'effet de courbure donné par γ/R ;

- * l'évolution de la taille moyenne des grains, $d\bar{R}/dt$, est proportionnelle à la force moyenne agissant sur l'interface.

Ces hypothèses conduisent à l'équation différentielle suivante (éq. I.6) :

$$\frac{d\bar{R}}{dt} = \mu \frac{\gamma}{R} \quad (I.6)$$

Avec : μ : est un coefficient de mobilité de l'interface entre les phases mère et fille.

I.2.5.2 MODELES NUMERIQUES

Plusieurs modèles numériques décrivent la germination et la croissance du grain austénitique en phase de chauffage. D'après la littérature, on peut les répartir sur quatre classes importantes : simulations directes (méthodes directes), données par Frost et al [56], un modèle de vertex proposé et amélioré par plusieurs auteurs. La troisième méthode est appelée modèle de Monte Carlo, de même qu'une nouvelle approche basée sur les diagrammes de Laguerre [55].

I.3 TRANSFORMATION DE PHASE EN REFROIDISSEMENT

I.3.1 PHENOMENOLOGIE

Les transformations de phase au refroidissement, passent de la phase austénitique à une phase ferritique dans les aciers. Ce phénomène, se traduit par un changement de la structure cristalline du matériau, qui va du cubique à faces centrées γ (CFC), au cubique centré α (CC) (fig. I.3) [1, 57].

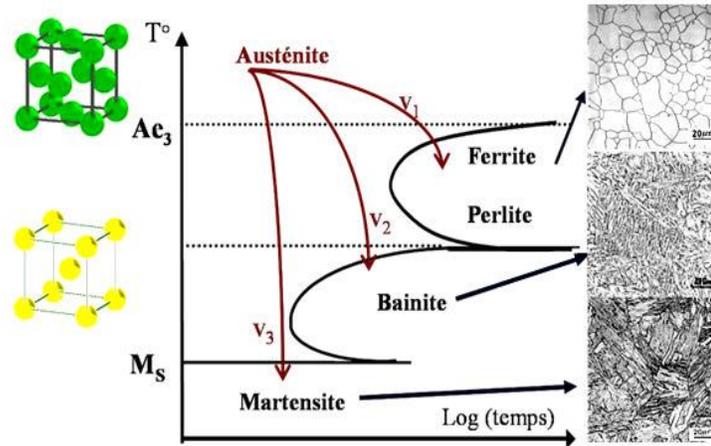


Fig .I. 3: Transformations structurales dans l'acier bas carbone (Schéma d'un diagramme TRC) [57]

Les changements structuraux dans les aciers sont liés directement à la température et la structure cristalline. On distingue trois mécanismes de transformation [57]: les transformations diffusionnelles (reconstructives) (fig. I.4), ce mécanisme se produit à des températures où les atomes obtiennent une mobilité suffisante. Etant donné que les atomes sont des espèces mobiles, ils sont plus solubles dans une phase particulière (ferrite ou d'austénite). Ceci conduit à une différence dans la composition chimique entre les phases parente et produite. La correspondance atomique entre ces deux phases, se perd dans ce type de transformation (diffusion) [58, 59].

Les transformations displacives (martensitiques), se manifestent avec une vitesse de refroidissement plus élevée. Le mécanisme physique mis en jeu, c'est des déplacements atomiques faibles (de l'ordre du dixième de la distance interatomique) et un mouvement coopératif d'un très grand nombre d'atomes. La diffusion d'atomes est donc quasi inexistante

et la transformation s'opère très rapidement (de l'ordre de la vitesse du son dans le milieu), sans changer la composition chimique. Ces déplacements engendrent une déformation homogène du réseau cristallin, constituée principalement par un cisaillement avec une variation de volume très faible ($< 0.3\%$) [60].

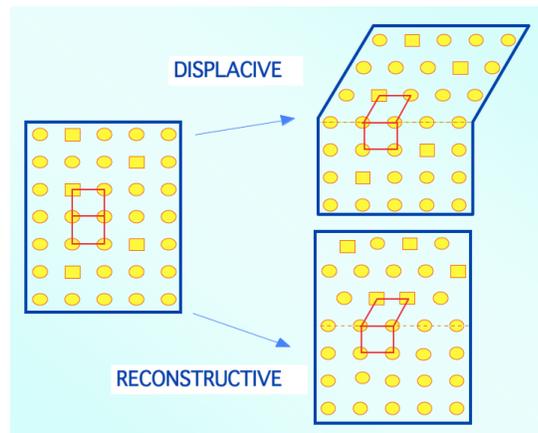


Fig .I. 4: Schéma représentatif des mécanismes de transformation de phase : martensitique (displacive) et diffusionnelle (reconstructive) [61, 59].

Par ailleurs, les courbes TTT de la plupart des aciers présentent une large gamme de températures intermédiaires, dans laquelle ne se forment ni la ferrite (+ perlite) ni la martensite. C'est qu'on appelle communément, la transformation intermédiaire, ayant comme produit (phase fille) une morphologie aciculaire, appelées la bainite (fig. I.5) [57, 59].

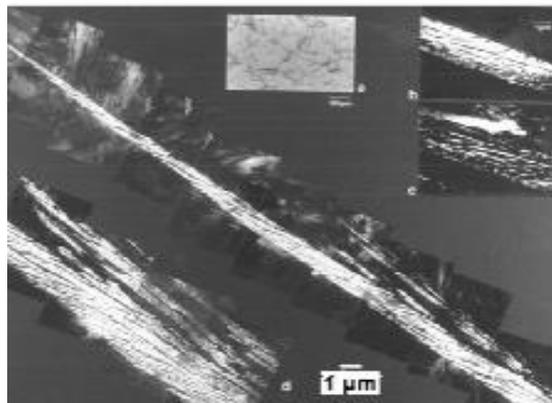


Fig .I. 5 : Micrographie MET d'un paquet de bainite supérieure formé de sous-unités dans un acier Fe-0.43C-2Si-3Mn [62, 57].

I.3.2 LES TYPES DE TRANSFORMATION

I.3.2.1 TRANSFORMATION ISOTHERME

La procédure expérimentale, pour ce type de transformation, consiste à abaisser brutalement la température de l'échantillon à la température de maintien isotherme. La courbe TTT (Transformation, Temps, Température) est établie pour la représentation de l'évolution de la transformation [40, 63].

La cinétique de transformation isotherme a été donnée par Johnson-Mehl-Avrami, pour une transformation perlitique, décrite par l'expression donnée dans l'équation (éq. I.7). Elle est toutefois souvent utilisée pour d'autres transformations par diffusion, à condition d'ajuster les valeurs de $b(T)$ et de $n(T)$ [40].

$$z = 1 - \exp[-b(T)t^{n(T)}] \quad (\text{I.7})$$

Avec :

Z : étant la proportion d'austénite transformée à l'instant t ;

T : la température de maintien isotherme, t le temps à partir duquel débute le maintien isotherme ;

$b(T)$ et $n(T)$ des paramètres Identifiés expérimentalement.

I.3.2.2 TRANSFORMATION ANISOTHERME

En pratique, les transformations de phases se produisent sous température variable (transformation anisotherme). Le mécanisme de germination et de croissance dans un acier, est gouverné par les paramètres suivants : la composition du matériau, la température d'austénitisation pendant une durée (t), en principe suffisante pour former l'austénite (état de taille de grain déterminé) et la température de refroidissement [63].

Il est donc nécessaire d'établir des modèles donnant la cinétique de transformations de phases dans des conditions anisothermes [40].

I.3.3 FORCE MOTRICE DE GIBBS

La force motrice de la transformation, elle représente la variation d'énergie libre chimique ΔG de Gibbs du système, entre l'état final et l'état initial, qui doit nécessairement, être négative pour que la transformation de phases ait lieu. C'est une grandeur fondamentale, qui contrôle la cinétique de la transformation. Lors de cette dernière, une partie de la force motrice est consommée par les formations et multiplications des interfaces entre les phases ainsi que par les distorsions de réseau et les défauts éventuellement créées [64].

L'énergie libre de Gibbs est calculée à la base des modèles thermodynamiques des diverses phases métalliques et de la force motrice des différents changements de phases qui en résultent.

Du fait de l'insuffisance d'informations fournis par la thermodynamique sur la cinétique des transformations de phases solides/solides, quand elles sont pilotées par la diffusion atomique (transformation diffusives), celle-ci est très lente et par suite l'état d'équilibre n'est pratiquement jamais atteint. A l'inverse, la cinétique des transformations martensitiques est au contraire très rapide, mais la phase fille martensitique produite est malheureusement hors équilibre [64].

I.3.4 GERMINATION, CROISSANCE ET COALESCENCE

La cinétique des transformations structurales, est partagée sur trois niveaux différents :

- le déclenchement de la transformation, quand la phase mère de composition donnée est placée thermiquement hors équilibre et devient instable, suivi de son développement ou croissance ;
- La germination d'une nouvelle phase qui est en général facilitée par la présence de particules étrangères de tailles microscopiques (impuretés). Ces particules représentent des sites favorables pour la formation de germes de la nouvelle phase ;
- dès que les conditions thermodynamiques sont favorables, le démarrage de la transformation de phase se fait à la surface de ces particules étrangères [38].

Dans le cas d'une transformation diffusive, qui est lente, ces régimes sont différenciables, la croissance est suivie de la coalescence de la phase fille, régime ultime où la seule force motrice disponible est la réduction de l'énergie interfaciale entre phases mère et fille. Mais bien souvent les trois niveaux sont superposés dans des proportions variables, tout au long de la transformation [64].

Pour ce type de transformation diffusive, l'existence d'un état d'activation intermédiaire entre des niveaux d'énergie minimum de début ΔG_a et de fin de transformation ΔG_v (fig. I.6), représente une hypothèse pour la modélisation proposée par les auteurs Burke, Barralis et Maeder [65, 40].

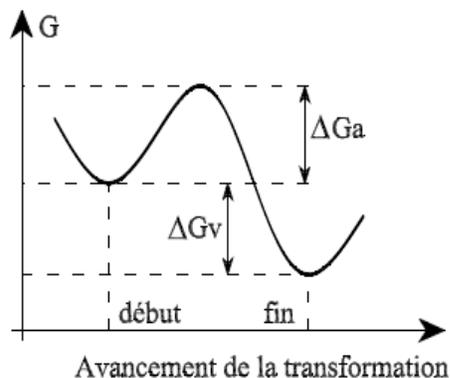


Fig .I. 6: Etat de l'énergie chimique minimum d'activation de la transformation diffusive [40].

La transformation martensitique se traduit par l'apparition de plaquettes, qui se développent en un temps très court. La vitesse de croissance est beaucoup plus élevée dans la direction parallèle au grand axe des plaquettes, que dans la direction perpendiculaire. En général, la transformation progresse par germination de nouvelles plaquettes. La cinétique globale de la transformation est gouvernée essentiellement par la fréquence de germination de nouvelles plaquettes et non par la croissance de la martensite, qui est très rapide [66, 67].

I.3.5 LES MECANISMES DE TRANSFORMATION DE PHASES

I.3.5.1 TRANSFORMATION DIFFUSIVE

Les lacunes présentes dans les structures métalliques à transition de phase, sont mises en jeu par le mécanisme de transformation diffusif [38]. Ce type de transformation ne s'installe qu'à des vitesses de refroidissement relativement basses et par conséquent, le déplacement des atomes de soluté est assez important (de l'ordre de plusieurs distances interatomiques) [40].

Les transformations par diffusion se déroulent toujours en deux niveaux : la germination et la croissance. Dans le premier, les nouvelles phases apparaissent sous la forme de germes, engendrant des interfaces avec le cristal de la phase mère [40].

Pour le second niveau, la croissance résulte par la progression de l'interface. En fonction de la teneur en carbone et la température de transformation, les grains de ferrite, pauvres en carbone, prennent naissance. Puis, avec l'abaissement de la température, on assiste à [57]:

- * la formation de grains de ferrite un peu plus riches en carbone (teneur maximale 0.02%) ;
- * un très léger enrichissement par diffusion en carbone des grains de ferrite déjà formés ;
- * un enrichissement en carbone de l'austénite non encore transformée.

Ainsi, la diffusion de carbone contrôle le grossissement des grains de ferrite. Les divers produits de transformation diffusif recensés, sont la ferrite, la cémentite, la perlite [57].

I.3.5.1.1 DESCRIPTION DES PHENOMENES INTERVENANT DANS LES TRANSFORMATIONS AVEC DIFFUSION

Ce mécanisme de transformation est favorisé par :

- une élévation de température ;
- une concentration en lacunes ;
- et une faible énergie de liaison atomique.

Pour qu'un atome, situé au voisinage d'une lacune, puisse se déplacer pour occuper cette lacune, il faut qu'il ait l'énergie suffisante pour écarter légèrement les atomes adjacents, de leurs positions d'équilibre [38].

Le phénomène est défini comme des mouvements d'atomes de faible amplitude, dans des lacunes du réseau conduisant à son réarrangement. La diffusion ne peut se produire que s'il existe une lacune au voisinage immédiat de l'atome qui doit migrer. Les différents mouvements possibles, que peuvent avoir les atomes de solutés en diffusion [68] au sein d'un réseau cristallin, sont représentés sur la figure (I.7). Finalement, la transformation allotropique diffusives est reliée au mécanisme de diffusion lacunaire [58].

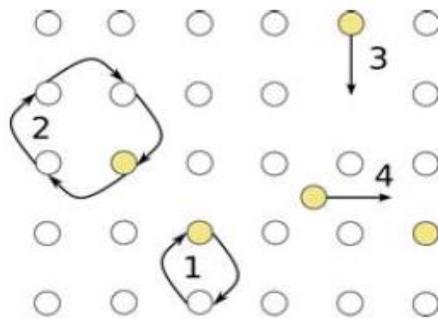


Fig .I. 7: Mouvements atomiques possibles pour le mécanisme de diffusion. 1, échange direct, 2, échange cyclique, 3, mécanisme lacunaire, 4, mécanisme interstitiel [58].

I.3.5.1.2 TRANSFORMATIONS DIFFUSIVES ISOTHERMES

A une température de maintien isotherme déterminée, l'austénite se décompose pendant la période de croissance en agrégats ferrite-carbures après un temps d'incubation. Cette décomposition est gouvernée par le changement de réseau cristallin du fer γ (CFC) vers le fer α (CC). D'autant plus que l'on s'éloigne de Ac_3 , la formation de carbures est plus facile que la température est élevée (phénomène thermiquement active) [1].

I.3.5.1.3 TRANSFORMATIONS DIFFUSIVES ANISOTHERMES

En conditions anisothermes, les transformations par diffusion se produisent pour des vitesses de refroidissement relativement faibles. En général, ces transformations interviennent à une température relativement haute et leurs cinétiques sont très sensibles à cette dernière. Ces

transformations atteignent souvent un état stable après un passage par plusieurs stades de transition métastables de stabilité croissante [1].

I.3.5.1.4 MODELES DECRIVANT LES TRANSFORMATIONS DIFFUSIVES

Les modèles de transformations de phases au refroidissement, sont toujours phénoménologiques et identifiés à partir des diagrammes T.T.T et T.R.C.

On peut classer les trois grandes catégories de modèles utilisés pour la modélisation des transformations de phases par diffusion [40] :

- * les modèles de type Inoue ;
- * les modèles de type Fernandes ;
- * les modèles de type Leblond-Devaux et Giusti.

I.3.5.1.4.1 CINETIQUES DES TRANSFORMATIONS DIFFUSIVES ISOTHERMES

Dans une transformation diffusive avec maintien isotherme, au voisinage de défauts du réseau, apparaissent des germes initiaux cohérents avec la matrice (la phase mère). Ensuite, ces germes croissent et coalescent lorsqu'ils se rencontrent. Durant la période de croissance, l'austénite se décompose en agrégats ferrite-carbures après un temps d'incubation [69]. Cette décomposition est gouvernée par :

- le changement de réseau cristallin du fer γ (CFC) vers le fer α (CC) d'autant plus que l'on s'éloigne d'Ac3 ;
- et la formation de carbures d'autant plus facile que la température est élevée (phénomène thermiquement activé).

La cinétique de ces transformations donnée par l'équation (I.8), est basée sur la cinétique de Johnson-Mehl-Avrami [70, 1, 58] :

$$(1 - Z_\gamma) = 1 - \exp[-b(T)t^{n(T)}] \quad (\text{I.8})$$

Avec :

- Z_γ : Proportion d'austénite restante à l'instant (t) ;
- T : Température ;
- b(T) et n(T) : Paramètres déterminés expérimentalement ;

t : Temps à partir duquel débute le maintien isotherme.

I.3.5.2 TRANSFORMATION INTERMEDIAIRE (ANISOTHERME)

Les transformations intermédiaires ou mixtes sont obtenues avec un refroidissement relativement lent (anisotherme). Dans ce cas, la mobilité des atomes est faible et la force motrice devient insuffisante pour entretenir un processus de cisaillement. Pour un tel régime de refroidissement d'un alliage en transformation de phase, on passe des transformations par diffusion à hautes températures, où la mobilité atomique est forte et la surfusion limitée, aux transformations martensitiques, où la force motrice est considérable (phénomène de cisaillement). Les transformations bainitiques des aciers s'y apparentent [1, 40].

I.3.5.2.1 MORPHOLOGIE DE LA FERRITE BAINITIQUE

Les bainites supérieure et inférieure sont constituées d'agrégats de plaquettes ou lattes de ferrite, séparées par de l'austénite retenue, de la martensite ou de la cémentite. Ces agrégats sont nommés paquets ou « sheaves » et les plaquettes ou lattes à l'intérieur de chaque paquet sont dénommées « sous-unités » (Fig. I.5). Les sous-unités ne sont pas isolées les unes des autres, mais elles sont connectées en 3D et partagent une même orientation cristallographique. Leurs dimensions sont uniformes à l'intérieur d'un paquet, car chaque sous-unité croît jusqu'à une certaine taille, puis de nouvelles sous-unités germent généralement près des extrémités des sous-unités existantes, plutôt que sur les côtés. Quand les sous-unités sont sous forme de lattes, leur direction longue, est parallèle à la direction dense de la ferrite qui est presque parallèle à la direction dense correspondante de l'austénite. De plus, comme pour la martensite, les plaquettes tendent à se former à basse température, pour de fortes concentrations en carbone [62].

I.3.5.2.2 MECANISME DE LA TRANSFORMATION BAINITIQUE

La diversité et la complexité des microstructures bainitiques, ont fait qu'aujourd'hui encore, subsiste une controverse sur le mécanisme de transformation avec deux théories majeures qui s'affrontent [71, 72] :

- la théorie displacive est défendue par H. Bhadeshia [61] ;
- et la théorie diffusive soutenue par H. Aaronson [70].

Dans l'interprétation displacive, les réarrangements atomiques durant la transformation bainitique sont supposés se produire sans diffusion d'atome et l'interface (γ/α), serait ainsi glissile, comme dans le cas de la transformation martensitique. Néanmoins la diffusion d'atomes interstitiels, tels que le carbone, est admise juste après la transformation, du fait des températures de transformation élevées. Les auteurs de la théorie diffusive pensent que la croissance de la bainite se fait par un mécanisme de diffusion, au moyen d'une interface (α/γ) qui va avec une diffusion à courte distance des atomes substitutionnels à proximité de l'interface (α/γ), pour permettre le changement de structure [57]. Finalement, le mécanisme de la transformation bainitique est beaucoup plus complexe et seuls les aciers alliés s'adaptent en mieux avec ce type de transformation [1].

1.3.5.2.3 CINETIQUES DES TRANSFORMATIONS ANISOTHERMES

La formule de Johnson-Melch-Avrami, est utilisée pour décrire la cinétique de transformation, sans pour autant permettre de distinguer les périodes de croissance et de germination. Le modèle de l'INPL [73], basé sur les concepts d'additivité et de temps fictif, prend en compte l'état de contrainte, la période de germination (ou d'incubation) et la période de croissance de la phase formée.

Par ailleurs, le Modèle de type Inoue [74], prend en compte l'influence de l'état de contrainte et la teneur en carbone de l'acier sur le comportement métallurgique. Les transformations généralement considérées, sont des transformations perlitiques. Le taux d'avancement de la transformation (cinétique) est donné par l'équation (I.9) [1].

$$Z = 1 - \exp \left\{ \int_0^t f_T(T[\tau]) f_c(C[\tau]) f_\sigma(\sigma[\tau]) (t - \tau)^3 d\tau \right\} \quad (I.9)$$

Avec :

$f_T(T)$, $f_c(C)$ et $f_\sigma(\sigma)$ qui sont des fonctions prenant en compte respectivement la température, la teneur en carbone et l'état de contrainte et qui influencent l'avancement de la transformation ;

Z : est la proportion de phase formée.

Les fonctions sont identifiées à partir des diagrammes T.T.T. ou T.R.C. d'une façon qui n'est pas explicitée par l'auteur [1].

Le temps d'incubation d'une transformation est plus long, lorsque l'échantillon est soumis à une contrainte hydrostatique [75,76]. Il diminue avec le niveau de chargement dans le cas d'une contrainte appliquée de traction [77]. La vitesse de germination de la perlite augmente lorsque l'austénite est préalablement déformée plastiquement. L'augmentation de la taille de grain austénitique, conduit à une augmentation de la durée de germination, du fait que la germination se développe essentiellement aux joints des grains et que ceux-ci se voient diminués dans ce cas, les grains étant moins nombreux [69]. Cet effet est surtout sensible pour le domaine perlitique et moins marqué pour le domaine bainitique [1].

1.3.5.3 TRANSFORMATION MARTENSITIQUE (DISPLACIVE)

La transformation martensitique est une transformation de phase solide/solide, displacive du premier ordre (la transition s'accompagne d'une production d'une chaleur positive lors de la transformation $A \rightarrow M$, phénomène exothermique) [78, 39]. Le phénomène dominant dans cette transformation, est une déformation homogène du réseau cristallin, constituée principalement par un cisaillement [60, 79, 80].

Lorsque la vitesse de refroidissement dépasse une valeur critique, la diffusion n'a pas le temps de se produire et on obtient des solutions sursaturées en carbone. Dans ce cas l'austénite se transforme en martensite au-dessous d'une température nommée M_S (pour "Martensite start"), définie uniquement par la composition chimique [80], à la quelle les énergies de Gibbs de ferrite et d'austénite sont identiques. Ceci engendre une force motrice thermodynamique suffisante pour la formation de ferrite (martensitique), avec la même composition que celle de l'austénite (changement de phase sans diffusion) [81, 40].

Les deux phases (austénite et martensite) sont nettement différenciées et sont séparées par une interface que l'on nomme plan d'habitat (Fig. I.8). A partir des mesures cristallographiques effectuées sur les deux phases et la donnée de la déformation à réseau invariant, la théorie phénoménologique donnée par Wechsler, Lieberman et Read [82], permet de déterminer les trois caractéristiques de la transformation qui sont [80]:

- * la normale \vec{n} au plan d'accolement séparant l'austénite de la martensite ;
- * la direction de transformation \vec{m} ;
- * l'amplitude de déplacement g suivant la direction \vec{m} .

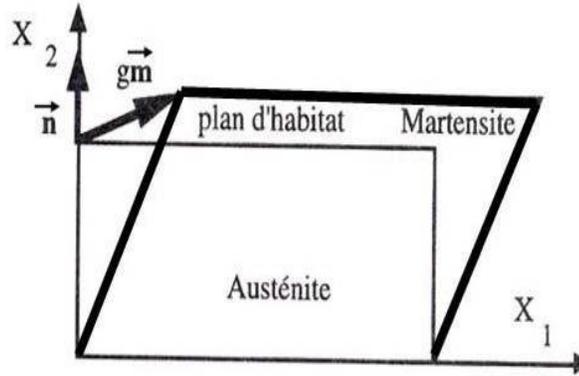


Fig .I. 8: Formation d'une variante de martensite. Avec \vec{n} la normale au plan d'accolement séparant l'austénite de la martensite, \vec{m} la direction de transformation et g l'amplitude de déplacement suivant la direction \vec{m} [80]

I.3.5.3.1 CRISTALLOGRAPHIE DE LA TRANSFORMATION MARTENSITIQUE DANS LES ACIERS

Dans les alliages binaires Fe-C, la martensite possède une structure quadratique centrée. Dans la martensite (α'), les atomes de carbone sont distribués sur les sites interstitiels octaédriques en position $(0, 0, \frac{1}{2})$ (milieu des arêtes parallèles à l'axe c) et $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, 0)$ (base de la maille). Ainsi, la martensite est une solution solide sursaturée en carbone dans le réseau du fer (α), voir la figure (I-9) [52].

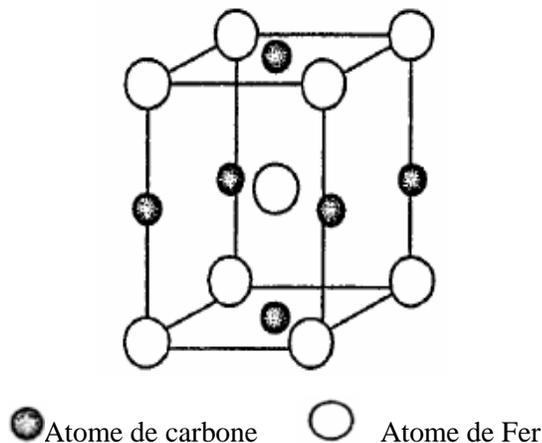


Fig .I. 9: Structures cristallines (QC) de la martensite α' dans les aciers [52].

Cette sursaturation en carbone entraîne une distorsion du réseau de la maille qui devient quadratique, distorsion d'autant plus marquée que la teneur en carbone est élevée. Les paramètres de maille de la martensite ($a_{\alpha'}$) et ($c_{\alpha'}$) sont fonction de la teneur en éléments d'insertion et plus particulièrement en carbone. Cette dépendance a été vérifiée dans plusieurs études (Fig. I.10) [83, 84]. Les relations (éq. I.10, I.11), donnent une fonction linéaire entre les paramètres de mailles c et a (nm) et la teneur en carbone de la martensite[52]:

$$c_{\alpha'}(\text{nm}) = a_0 + 0,118. \%C \quad (\text{I.10})$$

$$a_{\alpha'}(\text{nm}) = a_0 - 0,115. \%C \quad (\text{I.11})$$

Avec : a_0 - paramètre de la maille cubique centrée du fer α (l'austénite).

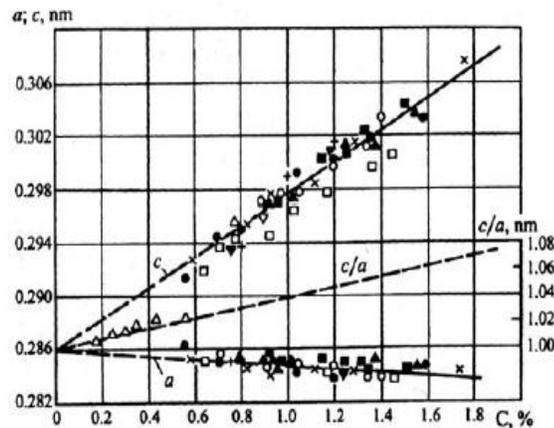


Fig .I. 10 : dépendance du paramètre de maille (a et c) de la teneur en carbone [52].

Dans ce type de transformation, l'austénite et la martensite ont la même composition chimique. En plus, la martensite hérite de l'ordre et des défauts de la phase mère. Il existe trois types de structures cristallines de la martensite dans les aciers, qui sont :

- * une structure quadratique centrée (QC) caractéristique de la martensite α' (figure I.9) ;
- * une structure hexagonale compacte (HC) caractéristique de la martensite ϵ ;
- * une structure quadratique à faces centrées (QFC), cette martensite n'a été observée que dans les alliages Fe-Pd et Fe-Pt [84, 52].

La transformation ($A \rightarrow M$) correspond au passage d'une phase austénitique à symétrie cristalline cubique, à une phase martensitique à symétrie tétragonale, comme cela est schématisé sur la figure (I.11). La connaissance de ce changement de géométrie, permet de remonter théoriquement à la déformation (tenseur des déformations de Bain) associé au passage de la phase austénitique à la phase martensitique [68,85].

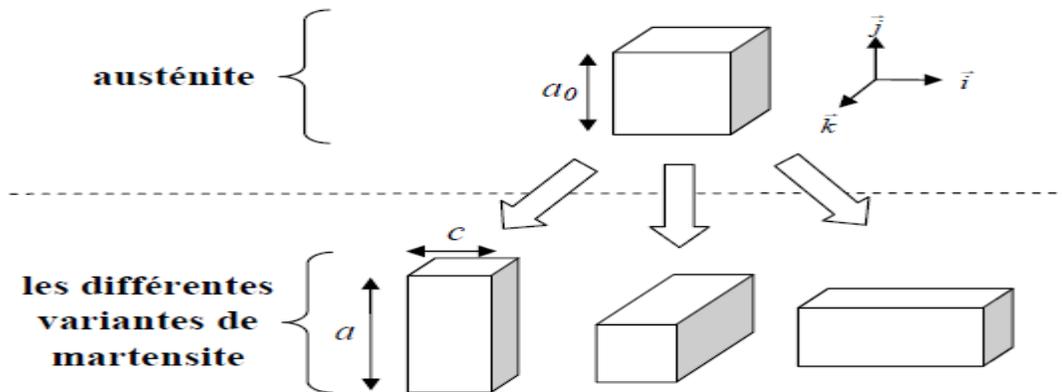


Fig .I. 11: Schéma de la transformation cubique-tétragonale [39].

I.3.5.3 TYPES DE MARTENSITE

La martensite est une phase qui apparaît à basse température et/ou sous contrainte. Selon que le chargement appliqué est thermique ou mécanique, on observe un type différent de martensite : respectivement la martensite auto accommodante (M_t) et la martensite orientée (M_σ) [86]. Les transformations martensitiques expliquées par un mécanisme de bain (Fig. I.12), typiquement pour un métal ayant une phase austénitique stable à basse température. Cette propriété est utilisée dans les alliages à mémoire de forme [58, 60, 87].

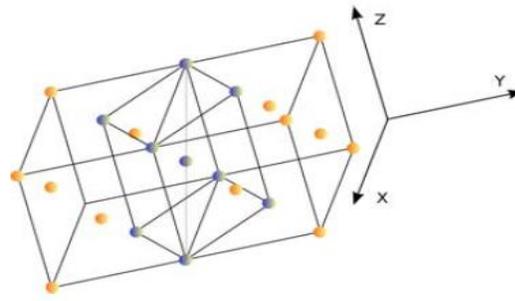


Fig .I. 12: Mécanisme de Bain : deux mailles élémentaires adjacentes pour un réseau cubique face centrée. Au centre, la maille élémentaire déformée cubique centrée [58].

La figure (I.13), présente les trois dispositions possibles prises par le réseau cristallin d'un alliage à mémoire de forme, lors de la transformation de phase. La martensite créée lors d'un refroidissement depuis la phase austénitique, présente des variantes de martensite disposées de façon à conserver la forme du matériau [86].

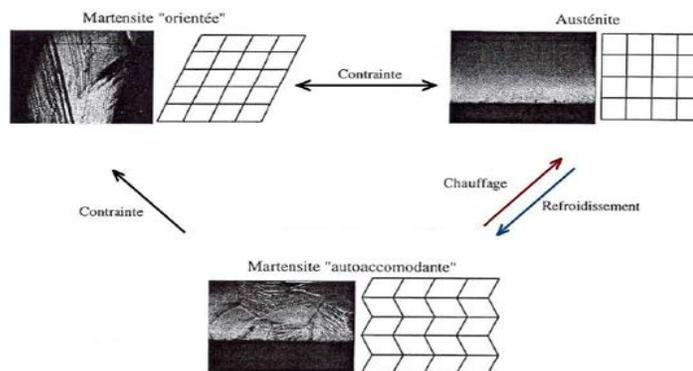


Fig .I. 13: Structure et photographie d'AMF [88, 86].

I.3.5.3.1 CONDITIONS THERMOMECHANIQUES D'OBSERVATION DE LA TRANSFORMATION MARTENSITIQUE

La transformation martensitique aura lieu, lors d'un refroidissement, en dessous de la température de début de transformation M_s (Martensite start). Cette température correspond à l'apparition de martensite d'origine thermique. En dessous de (M_s), la fraction de martensite formée dépend uniquement de l'écart de température par rapport à (M_s). La possibilité de former de la martensite à des températures supérieures à (M_s), par apport

d'énergie mécanique, est connue depuis les observations faites par Scheil [89]. Ainsi, l'application de contraintes a pour conséquence de modifier la température de début de transformation, d'autant plus que ces contraintes sont élevées. Notons qu'au-delà de la température (M_d), il n'est plus possible d'induire cette transformation, quel que soit le niveau de contrainte appliqué [90].

La figure (I.14) schématise les conditions de formation de la martensite en fonction de la contrainte et de la température. Entre (M_s) et (M_d), on distingue deux conditions différentes de formation de la martensite :

* Transformation assistée par la contrainte (« stress assisted transformation ») dans le domaine $M_s < T < M_s^\sigma$: la contrainte critique de début de transformation varie linéairement avec la température. Elle est inférieure à la limite d'élasticité de l'austénite. Ce mode de transformation est donc entièrement régi par la contrainte appliquée.

* Transformation induite par la déformation plastique (strain induced transformation) dans le domaine $M_s^\sigma < T < M_d$: la contrainte nécessaire au déclenchement de la transformation martensitique est supérieure à la limite d'élasticité de l'austénite. A la température M_s^σ , la contrainte critique de transformation et la limite d'élasticité sont confondues [90].

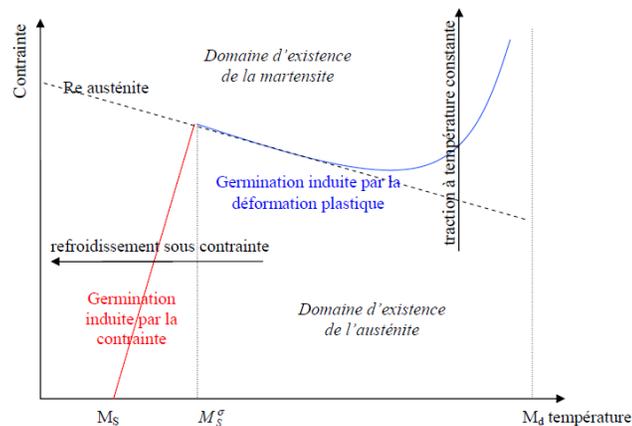


Fig .I. 14: Représentation schématique de la variation de la contrainte critique de transformation avec la température d'essai [90].

I.3.5.3.3.2 TRANSFORMATION MARTENSITIQUE INDUITE SOUS CONTRAINTE

L'application d'un champ de contrainte, va conduire à sélectionner une variante préférentielle, qui sera la seule à se former [44]. Pour être sélectionnée, il faut que la contrainte résolue τ^n sur le plan d'habitat de cette variante préférentielle (n) et dans sa direction de transformation, atteigne la première la scission critique τ_c déterminée par la relation de Clausius-Clapeyron (éq. 1.12). La scission critique τ_c étant supposée identique pour toutes les variantes, c'est l'orientation cristallographique de la variante par rapport à l'orientation du chargement mécanique, qui est le moteur de cette sélection. La relation entre la contrainte résolue τ^n et la contrainte appliquée, est donnée par Benoit Malard [80] :

$$\tau^n = R_{ij}^n \sigma_{ij} \quad (\text{I.12})$$

Avec : σ_{ij} - tenseur des contraintes appliquées sur le cristal d'austénite

R_{ij}^n - tenseur d'orientation de la variante n donné par l'équation (I.13) :

$$R_{ij}^n = 1/2 (n_i m_j + m_i n_j) \quad (\text{I.13})$$

Où : n_i et m_i – sont respectivement les composants des vecteurs \vec{n} et \vec{m} définis dans la figure I.8

La variante possédant la contrainte maximale, apparaît en premier. Sa direction de transformation \vec{m} est la direction préférentielle pour la transformation martensitique. La transformation sous contrainte s'accompagne d'une importante déformation du matériau. On appelle cette déformation la déformation de transformation, notée ε_{ij}^{tr} . Dans un cristal monovariant, cette déformation est donnée par la relation suivante (éq. I.14) [80].

$$\varepsilon_{ij}^{tr} = g \cdot R_{ij}^n \cdot f^n \quad (\text{I.14})$$

Avec :

f^n : la fraction volumique de la variante considérée ;

g : l'amplitude de déplacement suivant \vec{m} .

I.3.5.3.3 TRANSFORMATION MARTENSITIQUE INDUITE PAR REFROIDISSEMENT SANS CONTRAINTE

Quand un cristal d'austénite cubique se transforme en martensite au cours d'un refroidissement, en l'absence de contrainte appliquée, les vingt-quatre variantes possibles se forment de façon auto-accommodante [80].

Au début, le matériau est complètement austénitique. La transformation martensitique commence lorsqu'on atteint (M_s) et s'achève dès qu'on est en-dessous de (M_f). La courbe (Fig. I.15) présente la fraction de martensite formée en fonction de la température. On observe deux segments [86, 87] :

- * transformation de l'austénite ;
- * transformation martensitique auto accommodante entre M_s et M_f .

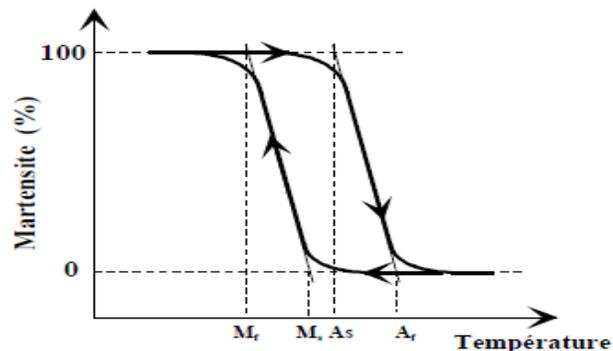


Fig .I. 15: températures d'activation de transformation à l'état libre de contrainte [86].

Cette multiplicité de variantes permet au matériau de développer un mélange de variantes, minimisant les contraintes mécaniques. La quantité énergétique de chaque variante est alors identique [91], ce qui a pour conséquence l'apparition de structures auto-accommodées [85, 39].

I.3.5.3.3.4 TRANSFORMATION THERMOELASTIQUE ET NON THERMOELASTIQUE

A l'échelle microscopique, en dépit de l'auto accommodation, l'austénite et la martensite doivent se déformer pour accommoder la déformation liée à l'apparition de la martensite. Il faut différencier les cas où cette déformation reste dans le domaine élastique ou, au contraire, entre dans le domaine plastique [92, 93]. Lorsque cette déformation reste dans le domaine élastique, la transformation est dite thermo élastique. La transformation martensitique thermo élastique est caractérisée par une faible hystérésis.

Au refroidissement, il y a croissance continue des plaquettes de martensite et simultanément, nucléation de nouvelles plaquettes. Les interfaces sont complètement glissiles. Quand la température est maintenue constante, la transformation s'arrête, mais quand elle est de nouveau abaissée, la croissance des plaquettes redémarre par déplacement des interfaces. Les interfaces s'arrêtent quand les plaquettes se bloquent sur d'autres plaquettes ou aux joints de grains [94, 86].

Lorsque la déformation de la transformation entre dans le domaine plastique, on assiste à une martensite dite non-thermo élastique, ayant une forte hystérésis. Dans ce cas, il aura une alors apparition de dislocations, qui immobilisent les interfaces austénite/martensite. Pendant le refroidissement, les plaquettes de martensite se développent et s'arrêtent quand la température est maintenue constante. Cependant, pour un nouvel abaissement de température, elles ne vont pas nécessairement continuer leur mouvement et la poursuite de la transformation va se réaliser par germination et croissance de nouvelles plaquettes. La formation de ces plaquettes, induit des contraintes, en raison des variations de forme et de volume qui l'accompagnent [95, 94].

I.3.5.3.4 CINETIQUE DE TRANSFORMATION MARTENSITIQUE

I.3.5.3.4.1 CINETIQUE DE LA TRANSFORMATION SOUS CONTRAINTE

La cinétique de transformation est fortement influencée par le trajet de chargement mécanique. Cette influence est particulièrement importante pour la prévision du comportement dans les procédés en emboutissage. Un certain nombre d'expériences ont été

réalisées [96, 97], et elles montrent que l'état de contraintes joue un rôle très important sur la transformation, mais cette influence n'est pas encore complètement claire (Fig. I.16) [90].

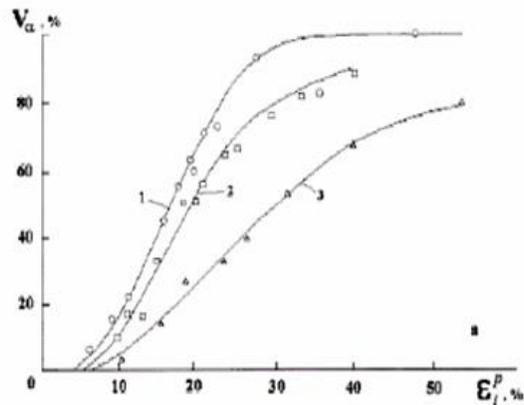


Fig .I. 16: Cinétique de transformation martensitique dans un pour un acier TRIP (0.29% C- 1.42%Mn-1.41%Si.) multiphasé, pour trois trajets de chargement : 1 traction, 2 torsion, 3 compression [98, 90].

Plusieurs modèles ont été élaborés, dans le but de prévoir l'avancement des transformations de la martensite orienté, entre autre on peut citer [90]:

- Les modèles purement empiriques, qui proposent une expression mathématique pour caractériser la cinétique de transformation, qui varie de façon inversement proportionnelle à la température et la déformation inélastique [97, 99] ;
- Les modèles physiques, qui supposent que l'intersection des bandes de glissement dans l'austénite est considérée comme la source de la transformation ($\gamma \rightarrow \alpha'$). L'hypothèse sur la quelle s'appuient ces modèles, fait intervenir des paramètres métallurgiques ou thermodynamiques [100, 101, 102,103,104]. La figure (I.17), représente l'ajustement des résultats obtenus par Angel [101, 90].

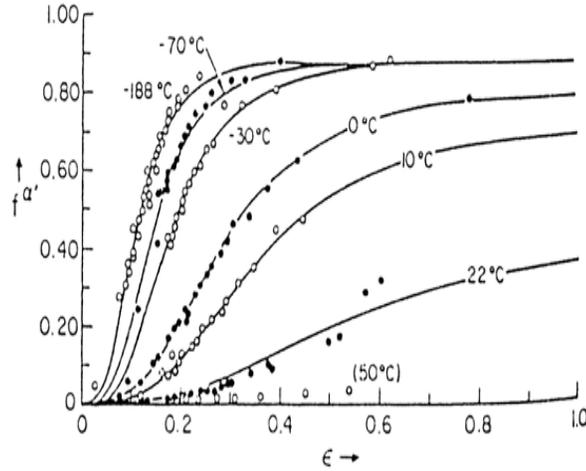


Fig .I. 17: Comparaison entre les courbes de transformations simulées et les données expérimentales d'Angel (représentées par des points) sur un acier austénitique 304 [101].

Les modèles qui expriment la cinétique de transformation, basés sur la thermodynamique des processus irréversibles, sont proposés par Fischer [105], Cherkaoui et al. [106] ou Levitas et al [107]. Le principe de minimisation de l'énergie libre de Gibbs est le plus utilisé, pour prédire la transformation martensitique des matériaux élastiques. Dans le cas des matériaux élastoplastiques, la dissipation plastique et la dépendance par rapport au trajet de chargement doivent également être considérée [107, 90].

I.3.5.3.4.2 CINÉTIQUE DE LA TRANSFORMATION AVEC REFROIDISSEMENT (MARTENSITE AUTOACCOMMODANTE)

Le modèle empirique décrivant la cinétique de transformation de la martensite induite thermiquement, est donné par Koïstinen-Marbürger (éq. I.15) [108]. Les résultats obtenus par ce modèle, sont en bon accord avec les mesures expérimentales. C'est pour cette raison qu'il est très utilisé pour la modélisation de ce type de transformations [40, 58, 1].

$$Z_m = Z_\gamma \{1 - \exp[-\alpha(M_s - T)]\} \quad (\text{I.15})$$

Avec :

Z_m : proportion de martensite formée ;

Z_γ : proportion d'austénite non transformée à la température M_s ;

M_s : température de début de transformation martensitique ;

α : paramètre matériau.

Il est à noter que l'austénite formée en fin de chauffage, peut être chimiquement hétérogène. Lorsque l'austénite formée, contient davantage de carbone et d'éléments d'alliages dissous, elle est plus trempante. Il en est de même lorsque la transformation martensitique est précédée d'une transformation par diffusion. La diminution de M_s est prise en compte en introduisant un facteur dépendant du temps Δt_{300}^{700} écoulé entre 700°C et 300°C. La cinétique dans ce cas, s'écrit comme suit (éq. I.16) [1].

$$Z_m = Z_\gamma [1 - \exp[-\alpha(M_s - T)(1 - \mu)]] \quad (\text{I.16})$$

Avec : μ - facteur dépendant du temps, donné par l'équation (I.17) [1].

$$\mu = 0,41(1 - \exp[0,03 (\Delta t_{300}^{700})^{0,6}]) \quad (\text{I.17})$$

I.3.5.3.5 FACTEURS METALLURGIQUES INFLUENÇANT LA TRANSFORMATION MARTENSITIQUE

I.3.5.3.5.1 INFLUENCE DE LA COMPOSITION CHIMIQUE

Lors de la transformation martensitique, la température (M_s) peut être diminuée par ajout d'éléments gammagènes (éléments stabilisateurs), tels que le nickel, le manganèse et le carbone. Dans le cas des aciers partiellement austénitiques, l'ajout de silicium inhibe la formation de cémentite, ce qui permet à l'austénite de conserver un taux de carbone important. Le carbone étant très peu soluble dans la ferrite, la formation de ferrite qui rejette le carbone vers l'austénite permet également l'enrichissement en carbone.

L'expression (I.18) proposée par Post, révèle les éléments stabilisateurs de l'austénite comme le nickel, le manganèse et le carbone (indices positifs). La stabilité de l'austénite est caractérisée par un indice (Δ), qui est fonction des éléments d'addition [90] :

$$\Delta = \text{Ni} + 0,5\text{Mn} + 35\text{C} - 0,0833(\text{Cr} + 1,5\text{Mo} - 20)^2 - 15 \quad (\text{I.18})$$

L'influence des éléments d'alliage sur la température de début de transformation (M_s) a été étudiée par Izumiyama, pour un alliage de fer. L'apport d'éléments comme Al, Ti, V, Nb et

Co augmente la température (M_s), alors que les éléments Si, Cu, Cr, Ni, Mn et le carbone assurent une fonction inverse, abaisseurs de la température (M_s).

Andrews, a mis en évidence l'influence de la teneur en éléments d'alliage, données en pourcentage massique sur (M_s) et exprime ainsi empiriquement cette température de début de transformation en degré Celsius (éq. I.19) [90].

$$M_s (\text{°C}) = 512 - 453(\%C) - 16,9(\%Ni) - 9,5(\%Mo) + 217(\%C)^2 - 71,5(\%C)(\%Mn) + 15(\%Cr) - 67,6(\%C)(\%Cr) + 10(\%Co) - 7,5(\%S) \quad (\text{I.19})$$

Les expériences réalisées sur l'acier 18MND5 par Lebec et Massoud [109] ont montrés, une bonne concordance des résultats obtenus, grace l'estimation faite par la formule d'Andrews [3].

L'ajout de la plupart des éléments d'alliage entraîne une chute de (M_s), comme le montrent respectivement Pickering dans l'équation (I.20) et Perlade et al [110] présentée par l'expression (éq. I.21) [90, 67] :

$$M_s (\text{°C}) = 497 - 810(\%C) - 1230(\%N) - 13(\%Mn) - 30(\%Ni) - 12(\%Cr) - 54(\%Cu) - 46(\%Mo) \quad (\text{I.20})$$

$$M_s (\text{°C}) = 546 \cdot \exp(-1,362(\%C)) - 30,4(\%Mn) - 17,7(\%Ni) - 12,1(\%Cr) - 11(\%Si) \quad (\text{I.21})$$

La transformation martensitique est induite par la déformation plastique entre les températures M_s^σ et, M_d . Dans ce domaine, Pickering [111] présente l'équation (I.22), donnant l'effet des éléments d'alliage sur la température (M_d):

$$M_{d30} (\text{°C}) = 497 - 462(\%C + \%N) - 9,2(\%Si) - 8,1(\%Mn) - 13,7(\%Cr) - 20(\%Ni) - 18,5(\%Mo) \quad (\text{I.22})$$

Avec :

M_{d30} : est la température à laquelle 50% de martensite est formée sous l'effet d'une déformation plastique de 30%. L'augmentation de la teneur en nickel inhibe la formation de martensite d'écroissage (α') [90].

I.3.5.3.5.2 INFLUENCE DE LA TAILLE DE GRAINS

La grosseur du grain de l'austénite intervient également sur la stabilité, tout comme les éléments d'addition, qu'ils soient alphagènes ou gammagènes. D'après les études réalisées par Noh [112], pour une transformation et déformation donnée, ils ont montrés qu'un acier à grains fins, formera moins de martensite qu'un acier à gros grains[113].

Expérimentalement, lors d'un essai de traction uniaxiale sur l'acier Fe-30Ni-0.23C, réalisé à des différentes températures, les auteurs Maki et al ,ont observés que la diminution de la taille de grain est derrière le déplacement de la plage ($M_s - M_d$) vers des températures inférieures.

Les auteurs indiquent que la taille de grain, augmente avec la température (M_s) (Fig. I.18) avec une stabilisation de l'austénite pour une taille de grain inférieure à $0,01\mu\text{m}$ et une déstabilisation pour une taille de grain supérieure à $1\mu\text{m}$. Les travaux de Iung et al , montrent, après quantification expérimentale de la fraction des îlots austénitiques transformés dans des aciers 0.220C-1.55Mn-1.8Al et 0.225C-1.54Mn-1.78Al-0.793Cr, que les petits îlots sont plus stables que les grands [90].

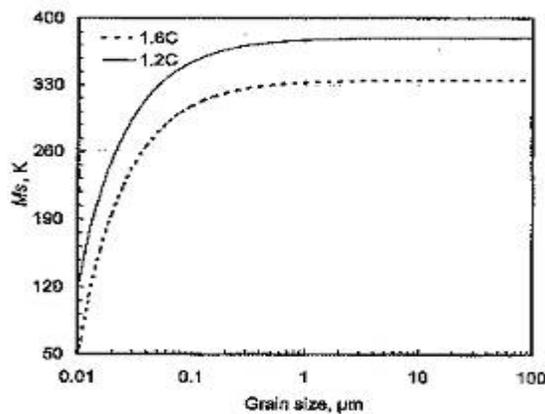


Fig .I. 18 : Evolution de la température M_s en fonction de la taille de grain austénitique pour deux teneurs en carbone (pds) 1,2% et 1,6% [114].

I.3.5.3.6 THERMODYNAMIQUE DE LA TRANSFORMATION

I.3.5.3.6.1 MARTENSITE ORIENTE

L'application d'une contrainte sur un volume d'austénite, produit une énergie mécanique qui joue un rôle très important sur la transformation martensitique, du fait du caractère displacif de celle-ci. Dans ce cas, la variation d'énergie libre de Gibbs d'écrite par l'équation (I.23) [88] [115]:

$$dG = -SdT - \varepsilon d\sigma \quad (I.23)$$

Avec :

S : l'entropie ;

ε : la déformation macroscopique.

La condition d'équilibre thermodynamique entre les deux phases ($G_A = G_M$) conduit à l'équation (I.24), avec $[\Delta\varepsilon]^{A \rightarrow M}$ qui représente le saut de déformation totale entre les deux phases (austénite et martensite). Ce saut correspond en général à la déformation de transformation ε^{tr} .

$$-[\Delta S]^{A \rightarrow M} \Delta T - [\Delta\varepsilon]^{A \rightarrow M} \Delta\sigma = 0 \quad (I.24)$$

L'équation (I.24) conduit à l'obtention de la relation de Clausius-Clapeyron, qui relie la contrainte appliquée et la température. Cette relation est supposée linéaire (éq. I.25). Le passage de la relation (I.24) à (I.25) s'effectue en considérant l'équation (I.26).

$$\frac{d\sigma}{dT} = \rho \frac{-\Delta H}{T_0 \varepsilon^{tr}} \quad (I.25)$$

$$\Delta S = \frac{\Delta H}{T_0} \quad (I.26)$$

Avec :

ΔH : l'enthalpie de la transformation ;

T_0 : la température d'équilibre thermodynamique ;

ρ : la masse volumique (kg/m^3) ;

ΔS : la variation d'entropie.

La figure (I.19), montre qu'il est possible de former de la martensite à des températures supérieures à (M_s) par l'application d'une contrainte. Ce phénomène a été prédit par Scheil et discuté de façon quantitative par Patel et Cohen [90].

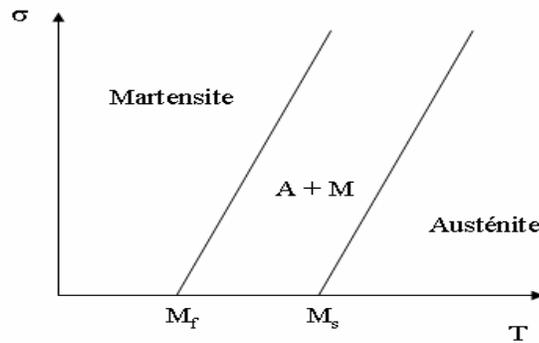


Fig .I. 19: Diagramme d'état contrainte-température pour la transformation martensitique dans les alliages à mémoire de forme [90].

Les grandeurs introduites par le critère de Patel et Cohen, se trouvent sur la figure (I.20) qui, représente l'énergie libre chimique de chaque phase en fonction de la température [90].

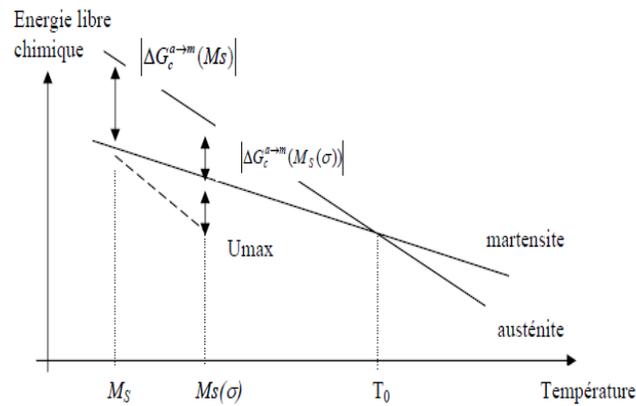


Fig .I. 20: Influence d'un travail mécanique positif U_{max} sur la température de début de transformation $M_S(\sigma)$ [90].

I.3.5.3.6.2 MARTENSITE AUTOACCOMMODANTE

Un système thermodynamique évolue spontanément dans le sens d'une diminution de l'enthalpie libre (fonction de Gibbs). Dans le cas des transformations martensitiques, l'énergie motrice, dont le système dispose à une température T , est la différence des enthalpies libres de l'austénite $G^{\gamma}(T)$ et celle de la martensite $G^{\alpha^{\prime}}(T)$, notée $\Delta G(T)$, donnée par l'équation (I.27) [67].

$$\Delta G(T) = G^\gamma(T) - G^{\alpha'}(T) \quad (I.27)$$

Cette quantité est proportionnelle au volume transformé. Elle est positive aux températures où la martensite est stable et négative dans le cas contraire. Elle est nulle à la température T_0 , température d'équilibre thermodynamique entre les deux phases figure (1.21).

Cependant la transformation de phase ne débute qu'à une température (M_s) inférieure à T_0 . En effet, l'énergie nécessaire à la création d'une interface et celle liée à la déformation élastique accompagnant la transformation doivent être prises en compte dans le bilan énergétique global [67]:

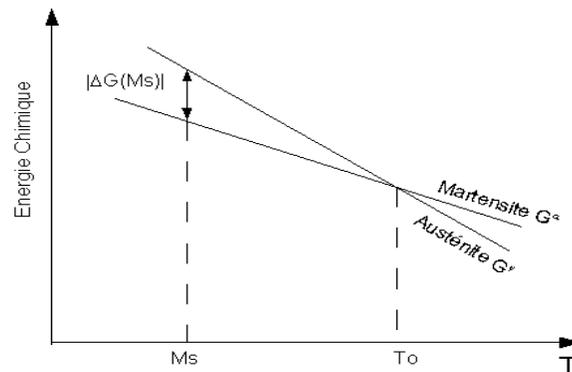


Fig .I. 21 : Variation des énergies chimiques en fonction de la température [67].

I.3.5.3.7 LE PHENOMENE DE DEFORMATION DE TRANSFORMATION

Toute transformation martensitique implique une correspondance entre le réseau de la phase mère (austénite) et celui de la martensite. La figure (I.22) montre la manière dont la phase martensitique est obtenue à partir de l'austénite.

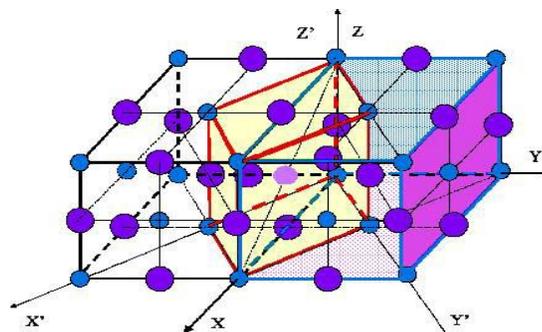


Fig .I. 22: Mécanisme de formation d'une maille de martensite à l'intérieur d'une maille d'austénite selon la théorie de Bain [116]

Cette transformation implique trois déformations différentes :

- * Une déformation homogène de réseau (passage de la structure atomique de la phase mère γ à celle de la phase fille α') appelée déformation de Bain ε^B [116] ;
- * Une déformation à réseau invariant qui assure la continuité de la matière entre l'austénite et la martensite (étape d'accommodation) ;
- * Une transformation par rotation est nécessaire pour amener le cristal d'austénite au contact du cristal de martensite le long du plan d'habitat et pour assurer la continuité de l'interface [90].

Le tenseur de déformations de Bain, est représenté dans le repère (O, X', Y', Z') à l'aide des paramètres de maille de l'austénite et de la martensite a_γ , $a_{\alpha'}$ et $c_{\alpha'}$. (éq.I.28) [116, 52].

$$\varepsilon^B = \begin{bmatrix} \sqrt{2} a_{\alpha'}/a_\gamma & 0 & 0 \\ 0 & \sqrt{2} a_{\alpha'}/a_\gamma & 0 \\ 0 & 0 & c_{\alpha'}/a_\gamma \end{bmatrix} \quad (\text{I.28})$$

La figure (I.23) représente schématiquement les composantes de la transformation d'un volume d'austénite dont la déformation de Bain (B), l'accommodation inélastique (P) (par glissement plastique ou maillage) et la rotation (R).

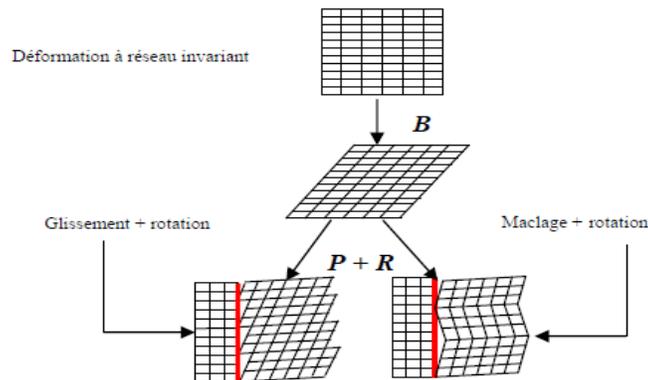


Fig .I. 23: Décomposition schématique de la déformation de transformation en 3 mécanismes élémentaires (B,P,R) [116,52].

I.3.6 MODELISATIONS DE LA TRANSFORMATION DE PHASE

Les mécanismes qui gouvernent les transformations de phase sont différents, du fait que les facteurs influençant les transformations, avec une plage de température très larges, sont nombreux et restent encore peu clairs. C'est pourquoi la plupart des modèles aujourd'hui sont de types phénoménologiques [40].

D'un point de vue théorique, les modélisations des transformations de phases par diffusion reposent généralement sur l'hypothèse de l'existence d'un état d'activation intermédiaire entre des états d'énergie minimum de début et de fin de transformation (Fig I.6). Il est ensuite possible d'obtenir la vitesse de germination et de croissance en fonction de ΔG_a et ΔG_v [65].

Pour ce type de modèle, il est souvent difficile d'identifier les paramètres, en outre, ils ne sont applicables que pour des évolutions isothermes. Pour les transformations de phases dans des conditions anisothermes, à notre connaissance, il n'existe pas de modélisation théorique complète [40].

Afin de déterminer l'état métallurgique des structures métalliques, dans le cas de changement structural (lors d'une opération de soudage ou de traitement thermique ou autre...), il est nécessaire d'établir les modèles qui prennent en compte : la transformation au chauffage, au refroidissement et un modèle d'évolution de la taille du grain austénitique [1].

I.3.7 CONSEQUENCES MECANIQUES DES TRANSFORMATIONS DE PHASES

Les conséquences mécaniques des transformations de phases dans les matériaux se résument par une évolution métallurgique conduisant à une déformation de transformation du fait des différences de compacité mises en jeu par les transformations structurales, suite à un

chargement thermique qui, à son tour donne naissance à une déformation purement thermique.

Ajoutant à ces deux déformations, la présence de constituants aux caractéristiques thermiques et mécaniques différentes ce qui nous oblige à prendre en compte le comportement multiphasique du matériau à la température considérée. En général, une loi de mélange linéaire est utilisée [1].

Par ailleurs, l'état de contrainte influence les transformations structurales en modifiant leur cinétique et les plages de températures auxquelles elles se produisent. Toutefois, cette influence est négligée par la plupart des codes industriels de calcul de structures, du fait des difficultés liées à la caractérisation expérimentale de ce phénomène, aux manques de données existantes et à la nature totalement couplée du phénomène [117].

Chapitre II

Chapitre II :

CONSEQUENCES MECANQUES DES TRANSFORMATIONS DE PHASES

II.1 INTRODUCTION

Sous l'effet du chargement thermique, les matériaux ferreux voient leurs structures métallurgiques modifiées. On observe ces changements structuraux dans le cas des processus industriels, tel que par exemple, le soudage et les traitements thermiques. Ce sont donc ces transformations structurales qui sont à l'origine des conséquences d'ordre métallurgique, thermique et mécanique [118].

De ce fait, le couplage des trois phénomènes (mécanique, thermique, métallurgique) implique des difficultés pour étudier toutes les conséquences qui s'y attachent. Par exemple, les reconfigurations cristallographiques telles que la recristallisation où la transformation de phase entraîne des changements de propriétés mécaniques des matériaux. Une description de ces effets de couplage est illustrée par la figure (II.1).

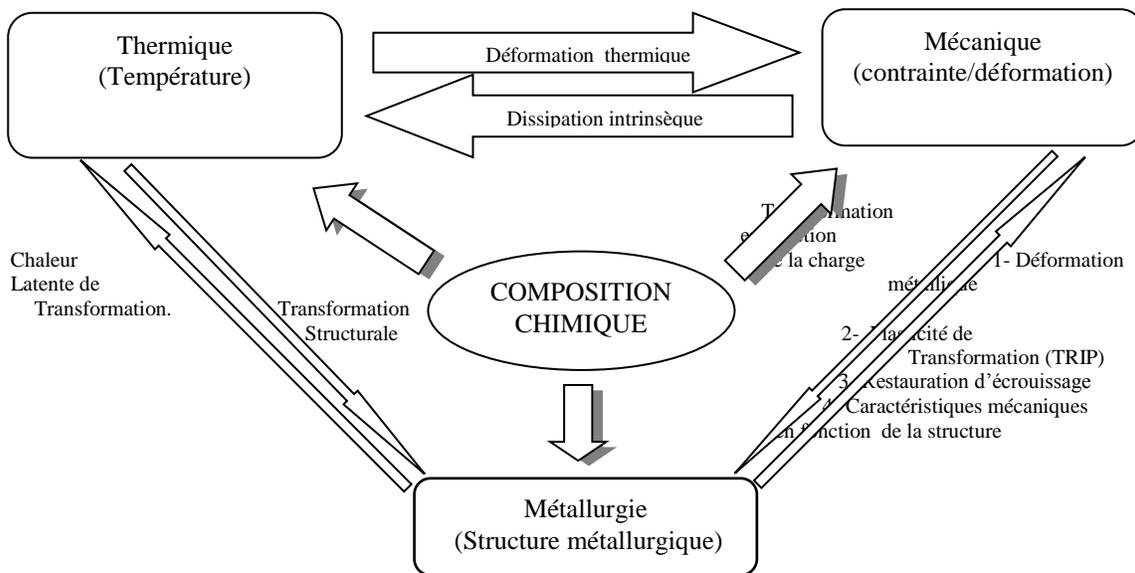


Fig. II. 1: Description des conséquences mécaniques, thermiques et métallurgiques lors de la transformation de phase [119].

Dans cette partie, nous présentons les quatre conséquences mécaniques, résultant des transformations structurales au cours du refroidissement :

- Le comportement multiphasique ;
- La restauration d'écrouissage ;
- La plasticité de transformation est connue pour être l'un des phénomènes les plus complexes, et importants [120, 121,122] ;
- Finalement les conséquences de l'action de la plasticité classique sur la plasticité de transformation [119,120].

II.2 PLASTICITE DE TRANSFORMATION (TRIP)

II.2.1 INTRODUCTION

La plasticité de transformation dans les alliages ferreux, est un phénomène influencé par la transition de phase solide/solide. C'est au début du vingtième siècle que ce phénomène a été identifié. Sauveur [123] observa, au cours d'essais de flexion et de torsion à des températures élevées, une déformation irréversible (déformation de la plasticité de transformation). Ensuite, Scheil [124] et Wassermann [125], conduisirent les premières séries d'essais, de façon à étudier l'influence d'une contrainte extérieure appliquée, sur la déformation plastique macroscopique. Les essais sont relatifs à une transformation martensitique sur des alliages Fe-Ni qui au début, a été définie par Wassermann comme " la réduction évidente du seuil d'élasticité macroscopique" [126].

La transformation de phase dans les matériaux, est liée directement à une variation de volume. Cette différence de volume entre la phase mère (l'austénite) et la phase fille (produite) dans la matrice, va permettre la naissance d'un champ de contrainte interne, et avec l'accommodation des contraintes, on assiste à la plasticité de transformation. La déformation totale est due à la sommation des effets de la sollicitation mécanique extérieure et des contraintes internes [4, 127, 128,129].

Poirier [95] a défini la plasticité de transformation comme étant un affaiblissement mécanique passager d'un matériau, qui subit un changement de phase. Le phénomène peut être caractérisé par les effets suivants [130, 129]:

- * soit une augmentation du taux de déformation, au-delà du taux permis thermiquement dans le cas du fluage à contrainte constante ;
- * Soit une chute de la contrainte, dans le cas de tests de déformation à vitesse constante.

Au début, le phénomène de la plasticité de transformation n'a pas eu une explication claire et détaillée [19]. Dans son livre, Mitter [131] définit la plasticité de transformation comme un "accroissement significatif de la plasticité au cours d'un changement de phase, pour une contrainte extérieure appliquée, dont la contrainte équivalente est petite, comparée à la limite d'élasticité du matériau, une déformation plastique macroscopique se produit". Cette définition exprime que la plasticité est induite par la transformation [90].

La plasticité de transformation, comparée à la plasticité classique, présente deux particularités macroscopiques à savoir [122]:

- * elle peut se produire à un niveau de contrainte appliquée pour lequel, sans transformation, aucune déformation irréversible significative n'est générée ;
- * Sous une contrainte appliquée constante, la plasticité de transformation se développe au moment où la transformation métallurgique se développe [117].

La déformation de transformation provoque des contraintes locales, qui peuvent dépasser à l'échelle microscopique, la contrainte critique de cisaillement de certains systèmes de glissement et la limite d'élasticité du matériau (échelle macroscopique). Par conséquent des déformations plastiques microscopiques sont engendrées et ce, majoritairement dans la phase mère. On parle dans ce cas de la plasticité de transformation en anglais : "Transformation Induced Plasticity (TRIP)" [131].

La précision des calculs en présence des transformations métallurgiques, dépend du degré d'estimation quantitative, apporté aux pourcentages de phases présentes dans le matériau.

L'équation (II.1)[126], est donnée pour le cas d'une transformation austénite à martensite + bainite) [132].

$$Z(T) = (\varepsilon^{\text{thm}} - \varepsilon_{\gamma}^{\text{th}}) / (\varepsilon_{\alpha}^{\text{th}} - \varepsilon_{\gamma}^{\text{th}}) \quad (\text{II.1})$$

Avec :

ε^{thm} : Déformation thermo métallurgique ;

$\varepsilon_{\gamma}^{\text{th}}, \varepsilon_{\alpha}^{\text{th}}$: Déformations thermiques des phases respectivement parente et produite.

La plasticité de transformation est donc une déformation macroscopique irréversible, observée dans les matériaux cristallins subissant un changement structural, provoquée par une contrainte équivalente, même inférieure à la limite d'élasticité de la phase la plus molle (l'austénite). Pour l'explication de ce phénomène, il existe deux approches ou mécanismes, le premier se base sur la présence d'une variation de volume, c'est le mécanisme de Greenwood-Johnson [19], et le deuxième met en évidence la nature de la transformation qui s'opère par cisaillement, c'est le mécanisme de Magee [20], [132].

I.2.2. L'EFFET TRIP

Sous l'effet d'une sollicitation mécanique appliquée sur une structure retenant de l'austénite (l'austénite résiduelle) à la température ambiante, le mécanisme de TRIP où la Plasticité Induite par la transformation, est mis en action pour donner en fin de transformation une martensite orientée.

La figure (II.2) montre qu'un matériau TRIP aura une augmentation significative du taux d'écrouissage, par conséquent l'augmentation de l'allongement de la structure est constatée. D'autre part, le gain en ductilité obtenue pour un acier présentant un effet TRIP, dépasse celui d'un acier Dual Phase, de résistance mécanique équivalente.

Il est généralement admis, que l'effet TRIP donne lieu à une augmentation du taux d'écrouissage et améliore significativement l'allongement homogène des aciers à effet TRIP, au détriment dans certains cas, de leur déformation à la rupture. L'augmentation du taux

d'écrouissage est explicitée par un mécanisme se basant sur l'effet Dual Phase dynamique, pour la transformation progressive de l'austénite résiduelle, en martensite à haute teneur en carbone, dont la dureté est très élevée [133,134].

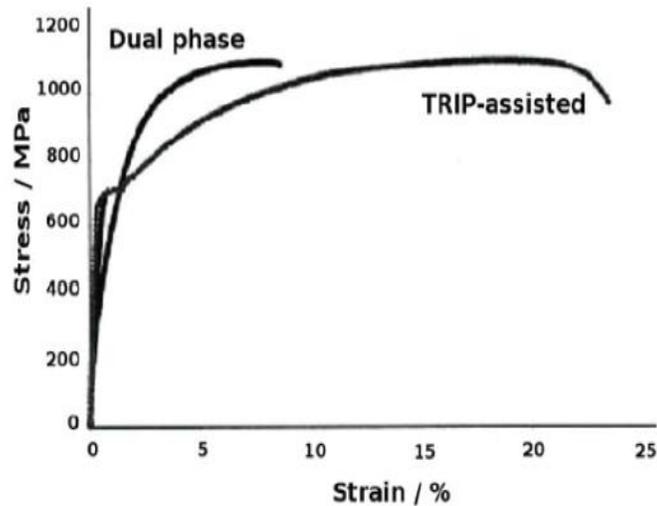


Fig. II. 2: Illustration du gain en ductilité pour un acier présentant un effet TRIP par rapport à un acier Dual Phase de résistance mécanique équivalente [135,134].

II.2.3 CONSEQUENCES INDUSTRIELLES DE LA TRIP

Le phénomène de plasticité de transformation, favorise une plastification pendant le changement de phase, pour une contrainte même inférieure à la limite élastique de la phase mère, ce qui remet en cause le dimensionnement de structures. Les conséquences mécaniques de la TRIP sur la durée de vie des matériaux, est sujette à ce phénomène, qui peut apporter un préjudice à leurs sécurités.

L'impact de la TRIP concerne plusieurs domaines, tels que les cuves de réacteur nucléaire et s'étend aussi au cas des structures assemblées par soudage ainsi que les opérations de traitements thermiques. Dans ce contexte, une modélisation analytique ou numérique fiable, s'avère très importante pour une meilleure estimation de la composition et la géométrie finale des structures [58].

II.2.4 DISPOSITIF EXPERIMENTAL DE LA TRIP

La Machine de la fig. II.3, du centre de recherche sur les matériaux ultra-haute température – JUTEM au Japon, est conçue pour identifier la déformation de la plasticité de transformation. Elle est équipée d'un système de chauffage (jusqu'à 1300 °C), qui ramène l'éprouvette en phase austénitique, tandis que le système de refroidissement direct, emploi de l'azote liquide afin d'éviter une éventuelle corrosion de la structure. La vitesse de refroidissement maximale de ce système est d'environ 0,2 °C/sec. Des essais ont été réalisés par Otsuka [119], sur des spécimens chauffés à 900°C avec un maintien la température pendant 5 minutes afin d'obtenir la phase entièrement austénitique, suivi par refroidissement rapide au début de la transformation martensitique et une application de faibles contraintes allant de -50 MPa à 50 MPa [119].



Chambre de refroidissement (Refroidi par liquide Azote)

Fig. II. 3: Machine pour l'essai TRIP (en traction) [119].

II.2.5 LES MECANISMES DE LA PLASTICITE DE TRANSFORMATION

Le phénomène de la plasticité de transformation résulte de la déformation plastique nécessaire pour accommoder les contraintes internes. Dans le cas où la transformation s'effectue sous contrainte, on observe un écoulement plastique, qui sera orientée suivant la direction d'application de la contrainte, ce qui nous ramène à dire, qu'il y a accommodation directionnelle de la plasticité locale dans l'austénite [90].

Pour la description de la plasticité de transformation, deux mécanismes sont proposés:

- le mécanisme de Magee, relatif à la transformation Martensitique ;
- et le mécanisme de Greenwood-Johnson qui est, quand à lui, relatif aux transformations par diffusion (transformations ferritiques ou perlitiques) et aux différences entre les caractéristiques des phases existantes [117].

Bien que le mécanisme de Magee semble prédominant dans les transformations martensitiques, on ne peut négliger les accommodations plastiques engendrée par l'apparition des plaquettes elles mêmes. Par conséquent, les deux mécanismes peuvent être présents simultanément dans une transformation donnée. La prédominance d'un mécanisme ou de l'autre, dépend du matériau considéré, de la transformation et du chargement mécanique durant et avant la transformation. La contribution de chacun des mécanismes, fait souvent un des objectifs des travaux sur la plasticité de transformation, que ce soit par la voie expérimentale ou à travers les modélisations analytiques ou numériques, ainsi que les interactions mécaniques durant les transformations de phases, telles que la restauration ou non de l'érouissage, l'influence de la plasticité classique sur la TRIP et le comportement bi-phasique [131].

II.2.5.1 MECANISME DE GREENWOOD – JOHNSON

Lors d'une transformation diffusive dans les matériaux ferreux, on assiste à une différence de caractéristiques et compacité entre la phase parente (structure cubique à faces centrés) et

produite (structure cubique centré). En effet, d'après Greenwood et Johnson [4], la plasticité de transformation est due à cette différence de compacité entre ces deux structures.

En l'absence de contrainte externe appliquée (fig. II.4), le tenseur microscopique des contraintes internes est sphérique et seule une variation globale macroscopique du volume est observée. Lorsqu'une contrainte externe est appliquée, le tenseur microscopique des contraintes n'est plus sphérique, ce qui induit une déformation irréversible dans la direction de la contrainte effective appliquée [126, 117].

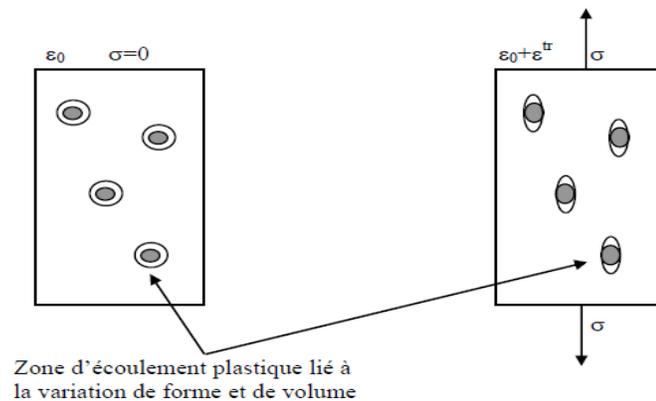


Fig. II. 4: Effet d'accommodation anisotrope de l'écoulement plastique local (effet Greenwood – Johnson) et comparaison entre transformation avec et sans contrainte appliquée [90]

II.2.5.2 MECANISME DE MAGEE

Pour les transformations martensitiques, qui peuvent être considérées comme la combinaison d'une expansion (ε_0) et d'un glissement (γ_0), le mécanisme de Magee [20] considère que la contrainte appliquée provoque une orientation préférentielle des aiguilles de martensite, qui est à l'origine de la plasticité de transformation [52,90].

Durant cette transformation, la martensite se développe sous la forme de plaquettes induisant des contraintes de cisaillement élevées dans la phase mère. En l'absence de contrainte appliquée (fig. II.5), la déformation macroscopique se limite à une expansion car les déformations de glissement propres à chaque variante, se compensent mutuellement. De ce fait, les plaquettes s'orientent aléatoirement et ont un effet global (macroscopique) isotrope.

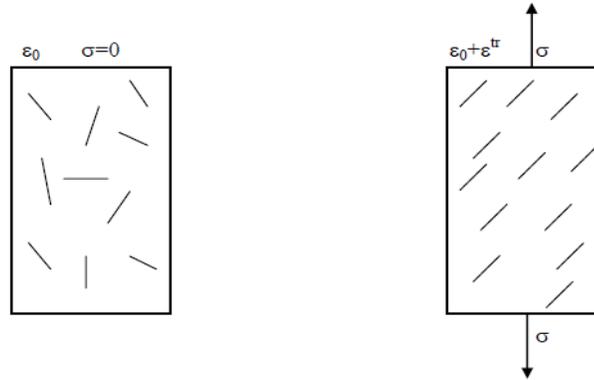


Fig. II. 5: Effet d'orientation des plaquettes de martensite (effet Magee) dans le cas d'une transformation sous contrainte [90]

En cas d'application d'une contrainte extérieure, il se met en place un système de sélection et d'orientation des plaquettes dans la direction de la charge mécanique. Par conséquent, la résultante des contraintes de cisaillement ne sera donc pas nulle, ce qui va engendrer une déformation macroscopique irréversible (TRIP) dans la direction de la contrainte effective appliquée [117].

II.2. 6 MISE EN EVIDENCE EXPERIMENTALE DE LA TRIP

Plusieurs travaux expérimentaux ont été menés avec différents chargements mécaniques et thermiques, dans le but d'apporter plus de compréhension sur le phénomène de la plasticité de transformation (TRIP). Les premiers essais ont été réalisés par G. Westermann[125] au début du 20^{ème} siècle, qui ensuite, ont été suivis par de nombreuses expériences, parmi lesquelles on peut citer : G.W. Greenwood and R.H. Johnson[4]), G. Colette [5], E. Gautier [6], L. Taleb [7], Cavallo [8], M. Coret [9], M. Coret [10], Y. Desalos [11] F.D. Fischer [12], F.D. Fischer [13], S. Grostabussiat [2], S. Grostabussiat [14], N. Cavallo [15], K. Nagayama [16], K. Nagayama [17], K. Nagayama [18], A. Simon [136], L. Taleb [137], L. Taleb [3], L. Taleb [138], L. Taleb and S. Petit-Grostabussiat [28], J.Ch. Videau [139], L. Hirsinger [140], M. Wolff [141], M. Dalgic and G. Löwisch [142], A. Rusinek and J.R. Klepaczko [143], S. Meftah [141,34], A. Boudiaf [145], A. Boudiaf [146], A. Boudiaf [147],[132].

II.2.6.1 PROTOCOLE DE L'ESSAI TRIP

Les études expérimentales de la plasticité de transformation, se réalisent avec deux types d'expériences. En premier lieu, c'est l'acquisition des informations sur le matériau étudié, cet essai (fig. II.6) est dit dilatométrie libre (Free Dilatometric test ou FDT). Les renseignements qu'on peut avoir à partir de cet essai sont la cinétique de transformation, la température de début et fin de transformation et l'évolution de la fraction volumique de la phase produite en fonction de température [132].

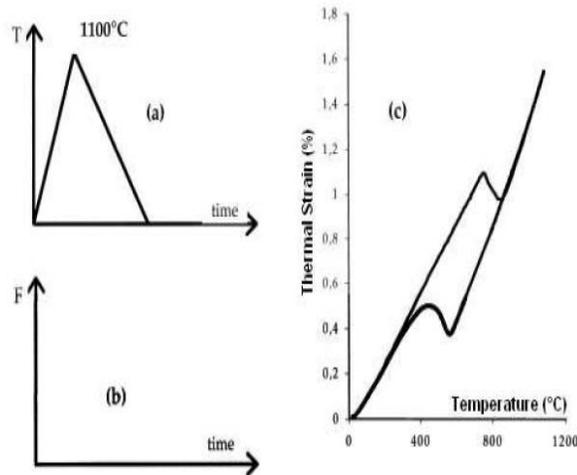


Fig. II. 6: Dilatométrie libre pour une transformation bainitique dans l'acier 16MND5: (a) cycle thermique, (b) absence de chargement mécanique ($F=0$), (c) évolution de la déformation macroscopique totale de l'éprouvette en fonction de température [7] [132].

La figure II.7 présente un essai de la plasticité de transformation (TRIP) classique. Cet essai consiste à appliquer un cycle thermique, identique à celui donné sur la figure II.6 et un chargement mécanique constant du début jusqu'à la fin de la transformation métallurgique du spécimen. Par ailleurs, il existe des tests TRIP, où la contrainte appliquée a plusieurs modes (variable, combiné, appliquée durant une partie de la transformation....) [132].

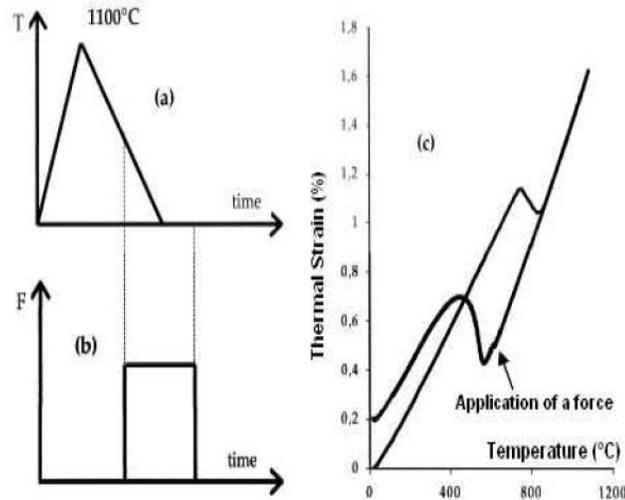


Fig. II. 7: Essai de TRIP classique (traction monotone) pour une transformation bainitique dans l'acier 16MND5: (a) Cycle thermique, (b) chargement mécanique (24MPa), (c) évolution de déformation macroscopique totale de l'éprouvette en fonction de température [7], [132]

II.2.6.1.1 ESSAI DE TRIP DANS LE CAS D'UNE TRANSFORMATION MARTENSITIQUE

L'évolution de la déformation axiale en fonction de température, pour une transformation martensitique dans l'acier 35NCD16, est montrée dans la figure II.8. La procédure de l'essai TRIP est telle que mentionnée précédemment.

Grâce à l'ensemble des équipements de mesures, on a accès à des données telles que : le temps, la température, le déplacement axial et la rotation, la force axiale et le couple de torsion. On peut donc, déduire de ces données expérimentales : la déformation, les contraintes axiale et de torsion. Pour ce faire, on adopte quelques hypothèses :

- * la section de la zone utile de l'éprouvette reste constante durant la déformation ;
- * les champs de déformation, contrainte et de température sont homogènes dans cette zone de l'éprouvette [132].

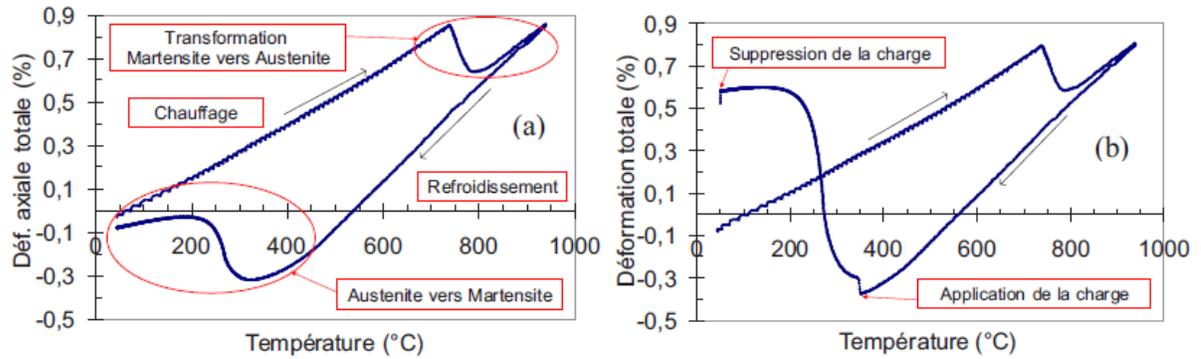


Fig. II. 8: Evolution de la déformation axiale totale pour une transformation martensitique, dans l'acier 35NCD16 : (a) durant un essai de dilatométrie libre (b) durant un essai TRIP classique. [132].

II.2.6.2 INFLUENCE DE LA CONTRAINTE APPLIQUEE SUR LA PLASTICITE DE TRANSFORMATION

Plusieurs travaux théoriques et expérimentaux ont été menés par Greenwood et Johnson [148, 4], pour élucider le phénomène de la plasticité de transformation. Ils réalisèrent des essais pour étudier l'allongement irréversible au cours de cycles avec transformation, sur des échantillons en fer pur, en alliage fer-carbone, en uranium, en zirconium, en titane et en cobalt.

Les résultats obtenus (fig. II.9), montrent une relation de linéarité entre la déformation de plasticité de transformation et la contrainte appliquée, jusqu'à des niveaux de contrainte équivalents à la moitié de la limite d'élasticité de la phase austénitique [126].

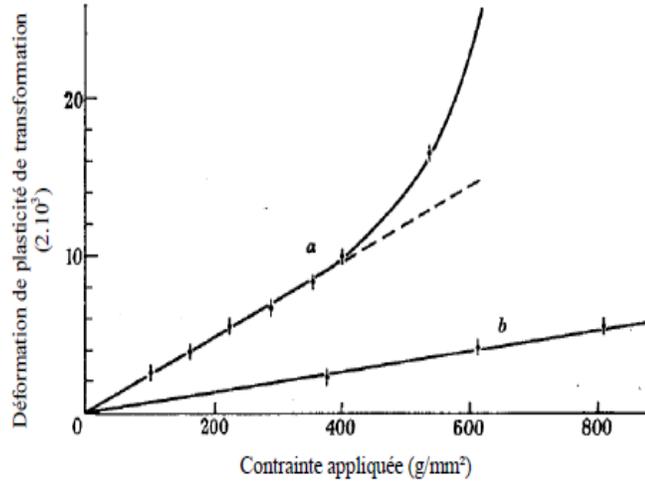


Fig. II. 9: Variation de la plasticité de transformation pour deux matériaux, sous des états de contrainte différents : (a) transformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$ pour du fer à 910°C, (b) transformation $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \leftrightarrow \gamma$ pour un alliage Fe0.4C, d'après Greenwood et Johnson, [4,126].

Colette [5] a mené des expériences sur l'acier 60NCD1 pour une transformation martensitique, dans l'objectif d'expliquer les interactions entre la contrainte appliquée et le phénomène de la plasticité de transformation (fig. II.10). Ils ont constaté une variation linéaire de la plasticité de transformation dans le domaine de la contrainte appliquée, inférieure à la limite élastique de l'austénite [6, 5]. Pour des contraintes plus élevées, cette plasticité augmente rapidement [6].

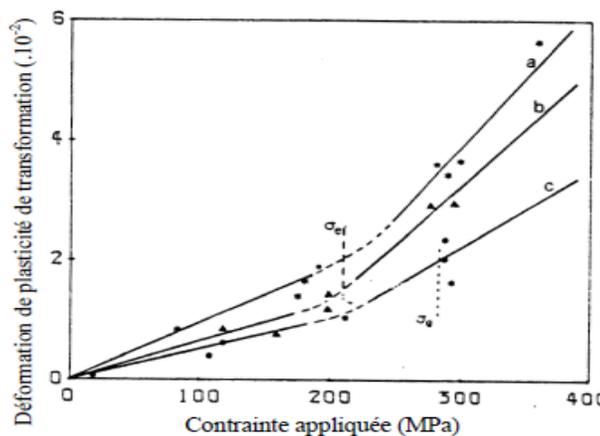
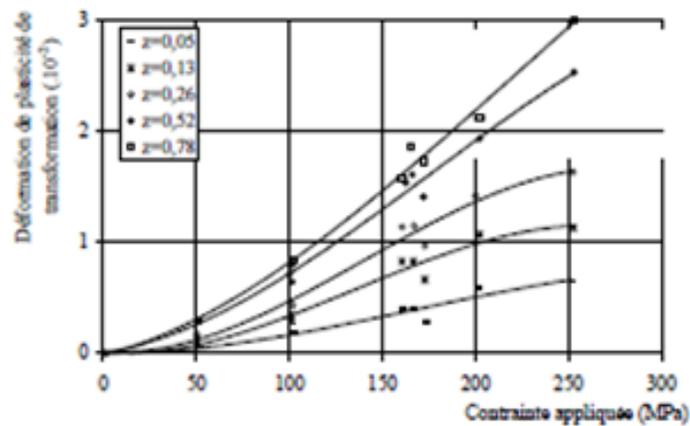


Fig. II. 10: Variation de la plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour une transformation martensitique dans l'acier 60 NCD 11 [6,126]

L'étude de l'influence de la contrainte mécanique sur la TRIP, dans le cas d'une transformation martensitique d'alliages Fe-Ni-C et Fe-Ni-C-Cr, a été menée par Gautier, [10]. On constate une cinétique lente de la TRIP en fonction de la contrainte, pour des taux faibles de martensite formée (fig. II.11). Enfin, pour des taux de phase formée plus élevés, la plasticité de transformation varie sensiblement linéairement avec la contrainte appliquée [127].

(a)



(b)

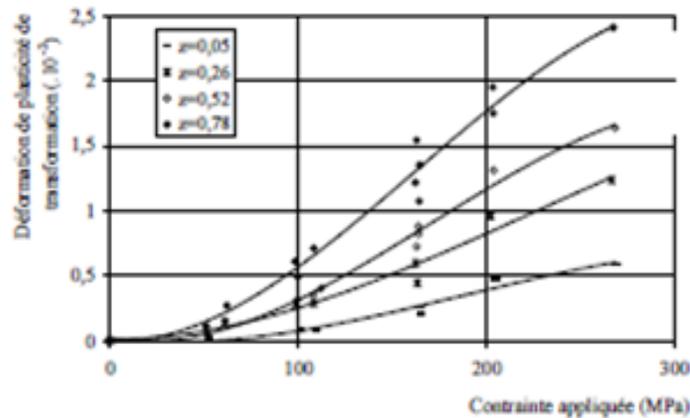


Fig. II. 11: Variation de la plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour différents taux de phase formée, dans le cas d'une transformation martensitique. (a) Alliage Fe-Ni-C, (b) alliage Fe-Ni-C-Cr [6].

Par ailleurs, dans le cas des contraintes appliquées en multiaxial, Videau et al, [139] ont réalisé de nombreuses expériences relatives à la transformation martensitique d'un acier Cr-Ni-Mo-Al-Ti. Le tableau II.1, présente les différentes charges appliquées, pour des contraintes bi-axiales. Le niveau du chargement est évalué en termes de contrainte équivalente au sens de Von Mises [126].

Tab. II. 1: Les différentes charges appliquées durant la transformation [126].

types de Contraintes	niveau de contrainte(MPa)					
	30	50	90	120	150	180
traction	30	50	90	120	150	180
compression	30	50	90	120	#	#
torsion	30	50	90	120	150	180
traction-torsion	30	50	90	120	150	#
compression –torsion	30	50	90	120	#	#

Les résultats montrent une relation de linéarité entre la déformation de la plasticité de transformation et la contrainte appliquée, jusqu'à une certaine contrainte équivalente, différente, selon le type de chargement imposé.

La figure II.12, montre que la linéarité n'est plus respectée pour une contrainte supérieure à la moitié de la limite d'élasticité de la phase austénitique, $(1/2) \sigma_Y^1$, pour des sollicitations de traction, de torsion et de traction-torsion. Dans les autres cas, cette limite est équivalente à $(2/3) \sigma_Y^1$ [126].

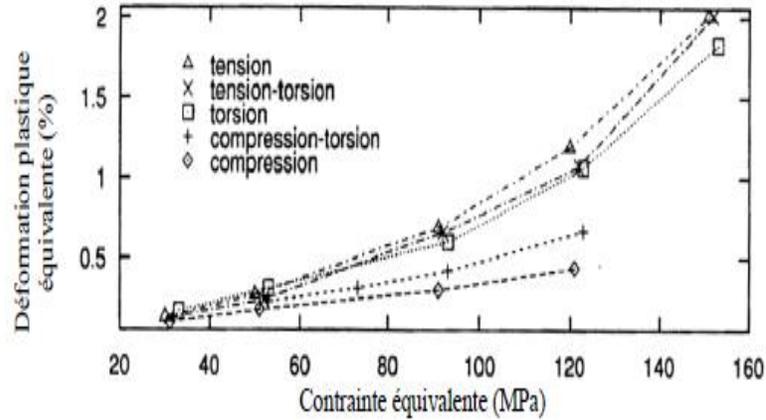


Fig. II. 12 : Evolution de la plasticité de transformation en fonction de la contrainte équivalente pour les différentes contraintes appliquées [139,126].

Pour une transformation bainitique et martensitique d'un acier 16MND5, Cavallo et Taleb [149] trouvent également, une relation de linéarité entre la plasticité de transformation et la contrainte appliquée, quand cette dernière n'excède pas la moitié de la limite d'élasticité conventionnelle de l'austénite (à 0.2% de déformation plastique), à température équivalente au début de la transformation considérée. Au-delà, la plasticité de transformation croît plus rapidement [149].

Des expériences d'évaluation de la plasticité de transformation, ont été réalisées sur un acier faiblement allié (42CrMo4) dans le cas d'une transformation bainitique, sous plusieurs niveaux de contrainte mécanique. La figure II.13, présente une forte proportionnalité entre le niveau de chargement appliqué et la valeur de la TRIP finale [150].

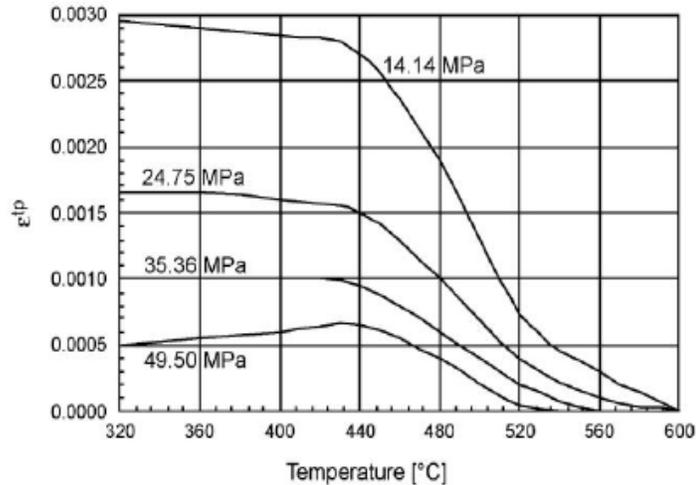


Fig. II. 13: Variation de la plasticité de transformation pour une transformation bainitique dans l'acier 42CrMo4 sous différentes contraintes appliquées [150].

La figure II.14, présente la procédure d'un test de plasticité de transformation pour un acier 15-5PH en transformation martensitique. Le premier essai consiste à chauffer le matériau à une température d'austinisation, puis le refroidir à une vitesse de refroidissement constante, en fonction de la phase métallurgique désirée (test de dilatomètre libre). Dans le second test, différents niveaux de charge mécaniques sont appliqués à l'échantillon, juste avant le début de la transformation pertinente. Les résultats montrent une proportionnalité entre la valeur finale de la TRIP et le niveau de la sollicitation.

D'une manière générale, il apparaît que la déformation de plasticité de transformation est proportionnelle à la contrainte appliquée, tant que cette dernière est inférieure à une contrainte seuil, généralement inférieure à une fraction de la limite d'élasticité conventionnelle de la phase austénitique. Cette fraction varie d'un alliage ferreux à un autre. Pour l'acier de type 16MND5, cette fraction est de l'ordre de 0.5[151].

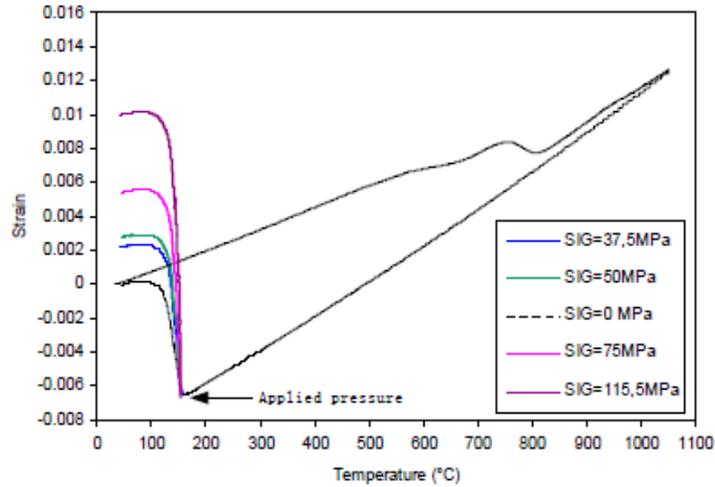


Fig. II. 14 : essais de dilatométrie libre et la TRIP classique pour une transformation martensitique, dans l'acier 15-5PH [151]

II.2.6.3 TRIP ET AVANCEMENT DE TRANSFORMATION

Gautier et al [152] analysèrent la cinétique, c'est-à-dire, l'évolution de la TRIP en fonction en fonction de la phase formée, d'une transformation martensitique d'un acier Fe-20%Ni-0,5C (fig. II.15). Ils observèrent une cinétique rapide au début de la transformation, pour les niveaux de contraintes élevées. A 25% du taux d'avancement de la transformation, la variation de la TRIP est plus au moins lente, quelque soit le chargement appliqué [51].

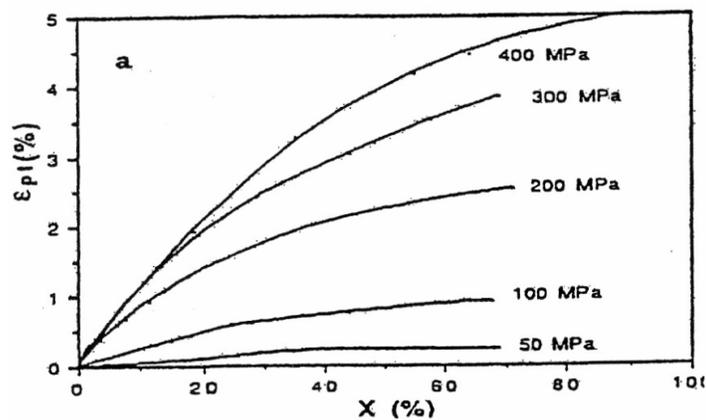


Fig. II. 15: Evolution de la plasticité de transformation en fonction de la fraction de phase formée pour différents états de chargements [152,52]

Desalos [11] a conduit des essais sur l'acier A533, afin d'estimer la cinétique de la TRIP, dans le cas de transformations bainitiques isotherme et anisotherme. La remarque constatée, est qu'il n'y a pas une linéarité entre la plasticité de transformation et l'avancement de la transformation. Ce résultat est confirmé par des tests réalisés par plusieurs auteurs : Abrassart [97], Magee [20], Videau et al [139], Cavallo [8], Taleb et al [149], [126].

Cavallo [8] a réalisé des travaux sur l'acier 16MND5, ayant des structures martensitique et bainitique. Les résultats présentés dans la figure II.16, montrent un aspect non linéaire de l'avancement de la transformation en fonction du taux de la phase formée.

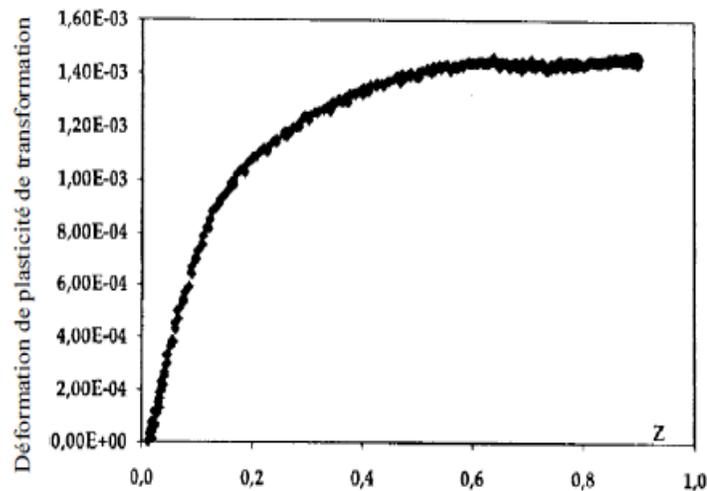


Fig. II. 16: Variation de la plasticité de transformation en fonction phase produite (bainite), sous une contrainte de 24MPa [16 ,126].

Des expériences TRIP ont été menées sur un acier 35NCD16 (fig. II.17), dans le cas d'une transformation martensitique, sous différents types de contraintes mécaniques, de valeur maximale égale à 118 MPa : (a) chargement constant, (b-f) chargements décroissants, (g) chargement croissant. On observe que la cinétique de plasticité de transformation est non linéaire, d'autant plus qu'elle est relativement rapide au début de la transformation (jusqu'au 38% de la phase de martensite formée) et sature vers 70% de la transformation [153].

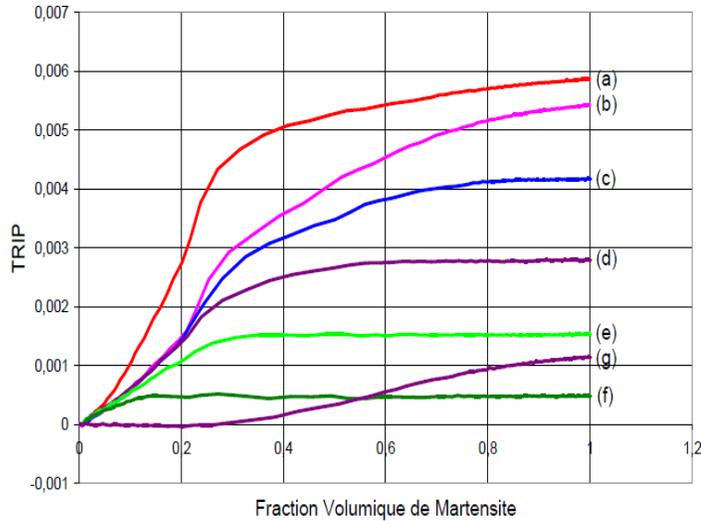


Fig. II. 17: Evolution de la plasticité de transformation en fonction de la proportion de martensite formée, dans l'acier 35NCD16. Essais sous contrainte maximale de 118 MPa : (a) chargement constant, (b, c, d, e, f) chargements décroissants et (g) chargement croissant. [153]

II.2.6.4 L'EFFET DE LA DECHARGE DE LA CONTRAINTE SUR LA TRIP

Les auteurs Videau et al [154], Azzouz et al [155] et Antretter et al [156], ont observé, qu'au cours des essais de TRIP pour un acier XC12 en transformation martensitique, que la cinétique de transformation est influencée par le changement de niveau de contrainte appliquée (inversement de l'incrément de plasticité de transformation) (fig. II.18). Ils attribuent ce phénomène aux contraintes internes qui, lors d'une décharge macroscopique, peuvent changer de signe. Ainsi, ils ont déduit que la plasticité de transformation est orientée par la valeur des contraintes locales dans l'austénite [51].

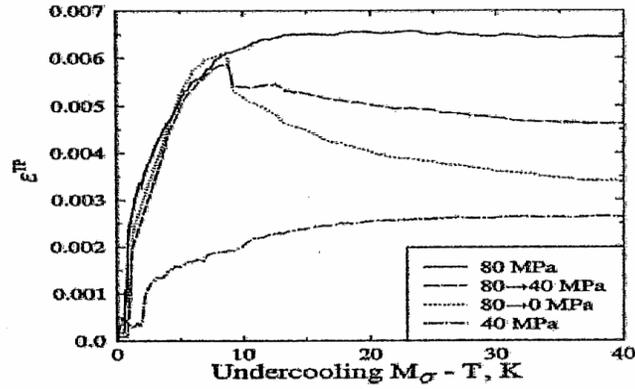


Fig. II. 18: Evolution de la plasticité de transformation sous contrainte de traction suivi d'une décharge à une certaine proportion de phase de martensite formée dans un acier XC12 [156,52]

II.2.6.5 EFFET DES CRITERES VISQUEUX SUR LE CALCUL DE LA TRIP

La figure II.19, présente les résultats d'un calcul numérique de la TRIP, utilisant un modèle élasto-visco-plastique à germination aléatoire et périodique. L'influence de la sollicitation appliquée et le taux d'avancement de la transformation sont analysés,.

On constate une forte proportionnalité du TRIP classique, en fonction de la contrainte appliquée, et ce quelle que soit la cinétique imposée (périodique ou aléatoire) et le taux de transformation [157].

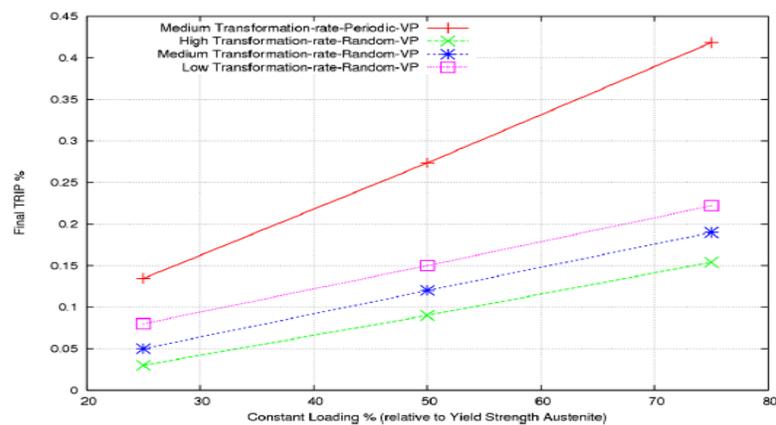


Fig. II. 19: Evolution du TRIP pour plusieurs niveaux de taux de transformation (modèle élasto-visco-plastique à germination aléatoire et périodique) en fonction de la contrainte appliquée dans acier 100Cr6 [157]

D'autres résultats de prédiction du TRIP sont représentés sur la figure II.20, ils montrent que la TRIP décroît lorsque le nombre de germes de la phase augmente. Ceci est cohérent avec les analyses menées en élasto-plasticité [158,159,160], avec un modèle à germination aléatoire et confirme que toute prédiction de TRIP, basée sur une évolution hétérogène de la microstructure, nécessite que le taux de germination dans la microstructure soit bien établi [157].

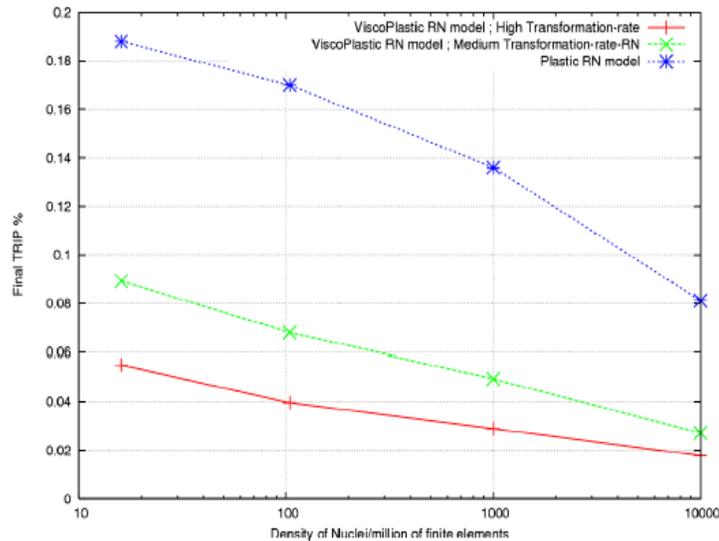


Fig. II. 20: Effet de la densité de germination et du taux de transformation sur la TRIP dans le modèle à germination aléatoire. sous une contrainte de traction de 25MPa ,acier 100Cr6 [157]

II.2.6.6 PLASTICITE DE TRANSFORMATION ET DIRECTION D'ÉCOULEMENT

Plusieurs tests ont été conduits par Videau et al [160], pour prédire la direction d'écoulement de la plasticité de transformation. L'essai, appelé "dip test", consiste à décharger totalement ou partiellement l'échantillon, au cours de la transformation. Les auteurs observent, que si une contrainte de torsion, équivalente à 2/3 de la limite d'élasticité de la phase mère, est appliquée, l'évolution de la plasticité de transformation est stoppée. Pour un taux d'avancement de la transformation égal à 50% et une contrainte déchargée jusqu'à la moitié de sa valeur, la direction d'écoulement plastique change de signe, dans le cas où la sollicitation est entièrement déchargée [126].

II.3 COMPORTEMENT BIPHASE

Pour l'étude du comportement mécanique des mélanges, on est obligé de passer par une identification pointue des paramètres de calcul, tels que la limite d'élasticité du milieu en fonction des limites d'élasticités pour les différentes phases constituantes.

Une loi des mélanges linéaire est généralement utilisée, pour les mélanges à température ambiante (éq. II.2). En ce qui concerne les mélanges avec austénite, Leblond et al [161] proposèrent une loi des mélanges en cours de transformation structurale, non linéaire donnée par l'équation (II.3) [126] :

$$\sigma_y = \sum_i Z_i \sigma_y^i \quad (\text{II.2})$$

$$\sigma_u = (1 - m(Z))\sigma_y^1 + m(Z)\sigma_y^2 \quad (\text{II.3})$$

Avec :

Z_i : Proportion de la phase i ;

σ_y^i : Limite d'élasticité de la phase i .

σ_u : Contrainte ultime macroscopique (cas de la plasticité parfaite) ;

σ_y^1 : Limite d'élasticité de l'austénite ;

σ_y^2 : Limite d'élasticité de la phase produite ;

Z : Proportion de phase formée ;

$m(Z)$: Fonction dépendant de Z , déduites de simulations numériques.

La fonction $m(z)$ est déterminée d'après des essais de traction numériques, conduits pour différentes proportions de phase (Tab. II.2) [126].

Tab. II. 2: Les différentes valeurs de la fonction $m(z)$ [162, 172], [127]

Z	0	0,125	0,12	0,5	0,75	1
$m(Z)$ [Leblond et al 86b]	0	0,044	0,124	0,391	0,668	1
$m(Z)$ [Devaux,98]	0	0,0186	0,101	0,392	0,672	1

En se basant sur une approche théorique, pour le comportement de la structure biphasé, Leblond et al [161] proposèrent une équation, dans le cas de sollicitations mécaniques faibles et de pourcentages de phases moyens ou élevés. Une étude numérique vient d'une part, étendre cette relation à des contraintes élevées, et à de faibles taux de phase formée, et d'autre part, vérifier la validité des hypothèses adoptées (éq. II.4) [126] :

$$\dot{\epsilon}^{cp} = \frac{3S}{2\sigma_y^1} (1 - Z) \frac{g(Z)}{E} \sigma_{eq}^{VM} \quad (II.4)$$

Avec :

$\dot{\epsilon}^{cp}$: Taux de déformation plastique qui dépend de la contrainte appliquée ;

Z : Proportion de la phase ferritique ;

σ_y^1 : Limite d'élasticité de l'austénite ;

E : Module de young ;

S : Tenseur déviateur moyen du tenseur de contrainte, supposé identique pour les deux phases ;

σ_{eq}^{VM} : Contrainte équivalente au sens de Von Mises ;

$g(Z)$: Fonction déduite d'essais de traction numériques, conduits pour différentes proportions de phases (Tab. II.3).

Tab. II. 3: Valeurs de la fonction $g(z)$ [161, 173],[126]

Z	0	0,125	0,12	0,5	0,75	1
$g(Z)$ [Leblond et al 86b]	0	2,53	4	2,76	1,33	1
$g(Z)$ [Devaux,98]	0	2	3	1,75	1,75	1

II.4 ACTION DE LA PLASTICITE CLASSIQUE SUR LA TRIP

Pour élucider ce phénomène, Videau [160] a mené des essais qui consistent à pré-écrouir la phase austénitique, avant qu'elle ne subisse une transformation de phase martensitique. Finalement, il constata, qu'en l'absence de contrainte extérieure appliquée, la plasticité de transformation est induite.

Depuis, plusieurs travaux ont été consacrés à l'étude de ce phénomène. On en cite en particulier Petit-Grostabussiat [126], L. Taleb et S. Petit [138], qui ont réalisé des essais sur l'acier 16MND5. L'austénite a été sollicitée en plasticité, avant sa transformation, en présence ou l'absence d'une contrainte mécanique extérieure (Fig. II.21).

Les observations expérimentales obtenues, ont montré que dans le cas de transformation martensitique, une pré-déformation en traction induit une déformation positive (allongement de l'éprouvette), alors qu'une pré-déformation en compression induit une TRIP négative (rétrécissement). Bien qu'ils soient moins prononcés du point de vue quantitatif, des résultats inverses ont été observés dans le cas d'une transformation bainitique, c'est-à-dire, une pré-déformation en traction induit une TRIP négative et une pré-déformation en compression induit une plasticité de transformation positive [9, 28], [132].

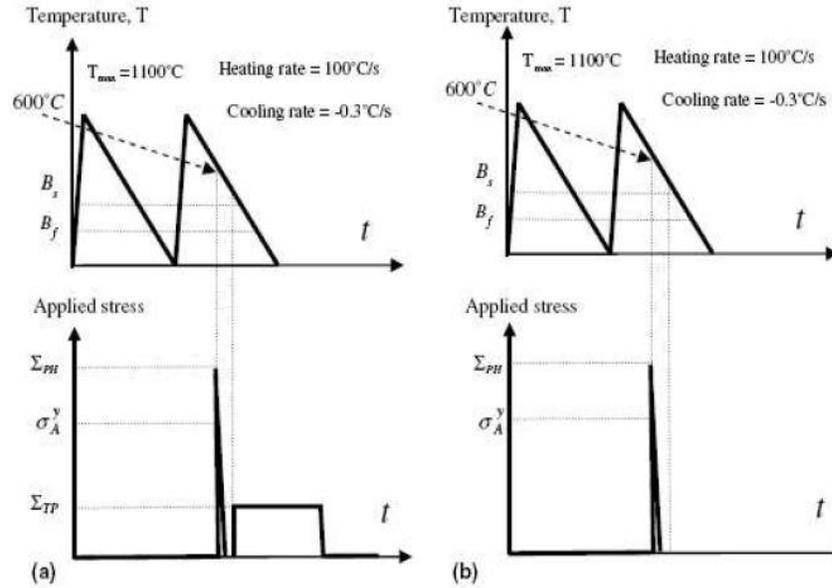


Fig. II. 21: Essai de l'effet de plasticité classique sur la TRIP: (a) pré-écrouissage suivi d'un essai TRIP classique, (b) pré-écrouissage suivi d'une transformation sans application de mécanique [28,132]

II.5 RESTAURATION D'ECROUISSAGE

Le phénomène de restauration d'écrouissage signifie éventuellement, la non transmission de l'écrouissage de la phase parente à la phase produite, lors d'une transformation métallurgique. Cette restauration, si elle a lieu, peut être partielle ou totale. Dans ses travaux, S. Petit-Grostabussiat [28] a réalisé des essais de deux types de transformations: austénite-martensite et austénite-bainite, de l'acier 16MND5. Il a appliqué un cycle charge/décharge avant sa transformation de refroidissement, provoquant une déformation plastique/ Ce phénomène a pu être observé même en l'absence de sollicitation mécanique extérieure.

Les résultats obtenus, montrent que pour une transformation bainitique, le comportement n'est pas le même par rapport au cas où l'éprouvette ne subit pas de pré-écrouissage. Ainsi, il a été montré qu'une part significative de l'écrouissage de l'austénite a été *héritée* par la phase bainitique (fig. II.22). Ceci n'est pas le cas de la transformation martensitique, où les résultats obtenus, n'étaient pas suffisamment clairs. Le mécanisme de transmission de l'écrouissage peut être activé par la contrainte ou par la déformation (Fig. II.23) [132].

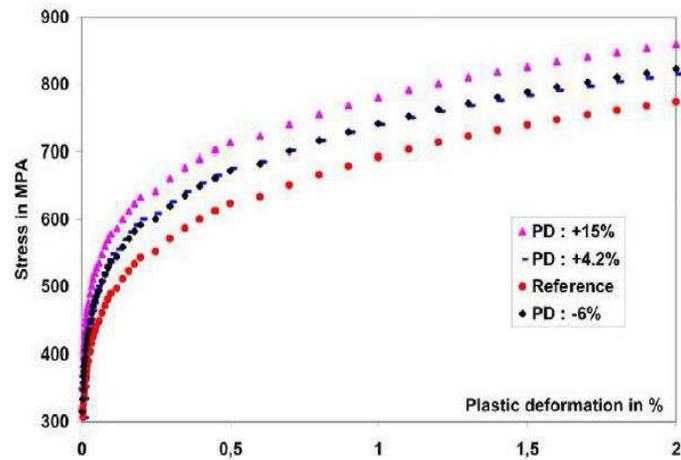


Fig. II. 22: Comparaison entre la courbes contrainte-déformation d'essais de traction après transformation bainitique: sans pré-déformation de l'austénite (référence) et avec différentes valeurs de pré-déformations [28 ,132]

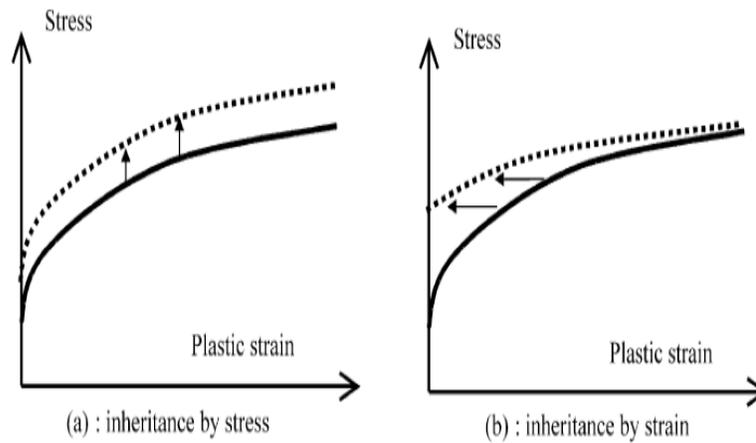


Fig. II. 23: Différents modes de l'héritage de pré-déformation de la phase parente (austénite) à la phase produite (bainite) : (a) par contrainte, (b) par déformation [28,132]

Chapitre III

Chapitre III :

MODELISATION DE LA PLASTICITE DE TRANSFORMATION

III.1 INTRODUCTION

Les besoins accrus de l'industrie en matière d'amélioration des performances et qualités mécaniques des aciers, ont impulsés le développement des méthodes de calculs beaucoup plus efficaces et prévoyant des phénomènes, telle que la TRIP, qui fait intervenir à la fois, trois facteurs couplés : mécanique, métallurgique, thermique.

On trouve dans la littérature, que les premiers modèles ne furent proposés qu'après plusieurs années de la découverte du phénomène de TRIP. Le comportement macroscopique d'un matériau peut être modélisé suivant deux méthodes. La première s'inspire des règles de la thermodynamique pour les processus irréversibles. La deuxième, est basée sur les mécanismes de déformation microstructuraux. C'est ensuite par un passage micro-macro que les lois macroscopiques de comportement sont obtenues [28].

D'autre part, les modèles de prévision de la plasticité de transformation sont fondés sur plusieurs hypothèses, telles que l'homogénéité des propriétés dans chaque phase, une plasticité ne pouvant émerger que de la phase parente et surtout une insensibilité aux taux de déformation, c'est-à-dire un comportement sans viscosité, bien que les températures de transformations de phase considérées, soient en général élevées. Cette même hypothèse est adoptée dans la plupart des approches de la modélisation de TRIP, que ce soit par transformée de fourrier rapide [119], champ de phase (multiphase-field method, PFM) [174, 170, 171, 162] ou en éléments finis (FEM) [30,172].

Plusieurs travaux [173, 174] ont montrés qu'une déformation imposée à haute température, influe d'une manière significative sur le comportement mécanique des deux phases parente et produite. Par conséquent, pour une meilleure prédiction des conséquences de changements structurales solide/solide et particulièrement de la TRIP, il faut opter pour des modèles qui

prennent en compte, le processus de transformation de phase et l'évolution de la microstructure cristalline [53]

La modélisation de la plasticité de transformation est basée sur les deux mécanismes, celui de Greenwood et Johnson [4] et de Magee [20], qui sont explicités dans le chapitre II.

L'importance relative de l'un ou de l'autre, dépend de la transformation considérée et de l'acier étudié. Seulement, Fischer [170] a pris en compte dans sa modélisation les deux mécanismes. Pour les autres modèles proposés, seul le mécanisme de Greenwood et Johnson a été considéré, tel que constater dans travaux de Leblond et al [22, 171, 23, 24], amélioré par Taleb [33] et Valance [172], [58]. Les modèles de Greenwood et Johnson [173] et Leblond et al [23], donnent de satisfaisantes prévisions, précisément pour le cas des alliages ferreux [149] [126].

Les premiers modèles s'intéressent à décrire le changement de phase et ses conséquences mécaniques, à l'échelle d'une déformation macroscopique homogénéisée. Ces modèles s'appuient généralement sur la possibilité de partition du taux de déformation macroscopique plastique ($\dot{\epsilon}$) en trois parties, équation (III.1) [582] :

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_S^{cp} + \dot{\epsilon}_T^{cp} + \dot{\epsilon}_Z^{tp} \quad (\text{III.1})$$

Où : Les exposants cp et tp désignent la plasticité classique et la plasticité induite par la transformation. Les indices S, T, Z indiquent la dépendance des termes macroscopiques respectivement à la contrainte macroscopique, la température et la proportion de phase.

La partie qui prend un grand intérêt, est celle reliée à la plasticité de transformation ($\dot{\epsilon}_Z^{tp}$). Pour son estimation, les différents modèles se basent généralement sur une homogénéisation du milieu, pendant le changement de phase [58].

III.2 MODELES EXISTANTS

Plusieurs modèles sont proposés pour décrire de manière satisfaisante, la valeur et la cinétique de l'écoulement plastique de transformation (TRIP). Ces modèles sont généralement basés sur plusieurs approches micro-macro, sans pour autant s'intéresser de près à l'évolution fine de la microstructure. On cite quelques un : Berveiller [21], Leblond et al [230,22], Fischer [25], Diani et al [26], Chrysochoos et al [27 , 282] , T. Inoue et al [29], Ganghoffer [30], Ganghoffer et al[31], Fischer et al [32], Nagayama [17], Taleb el al [33], Meftah et al [34], Wolff et al [35] ,Mahnken et al [36]. Par ailleurs, ces modèles sont utilisés généralement dans le cas de simples types de chargement et faibles valeurs de contraintes. Par conséquent, ils présentent une estimation insuffisante des champs de contraintes internes, des déformations locales et de la distribution de phase durant la transformation [132].

Pour palier aux insuffisances des modèles basés sur les approches macro-micro, pour la prédiction du phénomène de TRIP, les modèles qui travaillent avec la méthode des champs de phases (PFM) ont prouvés une grande robustesse. La méthode dite (PFM), tient compte du type de phase et offre une représentation implicite de l'interface [174] [58]. On peut citer Artemev et al [175], Mecozi et al [176], Levitas et al [177], Suiker et al [178], Thiessen et al [179], Ammar et al [180 ,181], Levitas [182]. Cette méthode demande des capacités de calcul énormes, et pour cette raison son application est limitée dans les domaines de modélisation [132].

III.2.1 MODÈLES PHÉNOMÉNOLOGIQUES

La description phénoménologique de la plasticité de transformation peut être donnée par une simple relation entre la déformation plastique de transformation, la fraction volumique de phase nouvelle et la contrainte appliquée. Dans ce sens, Inoue [183] et Desalos [184] proposent respectivement les équations (III.2) et (III.3) [119] :

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{tp} = 2K(1 - Z)\dot{Z}\sigma \quad (\text{III.2})$$

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{tp} = 3K(1 - Z)\dot{Z}S_{ij} \quad (\text{III.3})$$

Avec :

$\dot{\varepsilon}_{ij}^{tp}$: Taux de la plasticité de transformation ;

K : Coefficient de la plasticité de transformation (MPa^{-1})

\dot{Z} : Taux de la phase formée ;

σ : Contrainte appliqué;

S_{ij} : Déviateur de contrainte.

Otsuka et al [185] ont proposé une extension du modèle donnée par l'équation (III.3), pour la évaluer la plasticité de transformation dans le cas où plusieurs phases coexistent durant le refroidissement (eq III.4) [119] :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{tp} = \sum_{l=2}^N 3K_l \left(\sum_{j=1}^{l-1} Z_j \right) \dot{Z}_l S_{ij} \quad (\text{III.4})$$

Après intégration de l'équation (III.4) entre le début ($Z=0$) et la fin ($Z=1$) de la transformation, le paramètre de la plasticité de transformation (K) est obtenu par l'équation (III.5) [119] :

$$\varepsilon^{tp} = K\sigma \quad (\text{III.5})$$

Par ailleurs, le coefficient ou paramètre de transformation plastique (K), peut être identifié par les résultats expérimentaux. La valeur de (K) est considérée constante durant la transformation et elle représente le rapport entre la valeur finale de plasticité de transformation et la charge mécanique appliquée (qui est constante). En règle générale, cette valeur varie de 10^{-5} to 10^{-4} (MPa^{-1}) [186,187, 119 ,126].

Dans la structure générale des modèles analytiques, le paramètre (k) peut être considéré comme une fonction f_1 . Cette fonction dépend de la variation volumique relative entre les phases mère et fille et de la limite d'élasticité de la phase mère ou parente [171]. Par la suite, Taleb et al [149] adoptent une valeur moyenne, déterminée expérimentalement sous deux conditions principales :

- * la contrainte appliquée ne doit pas dépasser le seuil pour lequel elle cesse d'être proportionnelle à la plasticité de transformation finale ;
- * la contrainte appliquée ne doit provoquer ni de plasticité classique ni de fluage. Après observations, il s'avère que ces deux conditions sont généralement remplies si la contrainte appliquée est équivalente au quart de la limite d'élasticité conventionnelle de la phase austénitique ou phase mère [126].

III. 2.2 MODELES MICROMECHANIQUES

III.2.2.1 MODELES ANALYTIQUES

III.2.2.1.1 FORME GENERALE DES MODELES

Les principaux modèles décrivant la plasticité de transformation prennent généralement, la forme donnée par l'équation (III.6). Dans ses travaux, Taleb [126] montre que la formule donnée dans l'équation III.6, peut être écrite sous la forme de produit de trois fonctions (éq. III.7) : la fonction (f1) exprime la dépendance à l'égard des caractéristiques relatives des deux phases et du taux de déformation, une deuxième fonction (f2) exprime la dépendance à l'égard de la progression de la transformation et la troisième fonction (f3) exprime la dépendance à l'égard de la contrainte appliquée et la contrainte d'écoulement du mélange, qui dépend aussi du taux de déformation.

$$\dot{\varepsilon}^{tp} = f\left(Z, \dot{Z}, \sigma_y, \Delta\varepsilon_{\gamma,\alpha} \dots \dots \dots\right) S \quad \text{(III.6)}$$

Avec :

$\dot{\varepsilon}^{tp}$: Taux de déformation de la plasticité de transformation ;

Z : Phase formée;

\dot{Z} : Taux de la phase formée;

σ_y : Limite élastique de la phase parente;

$\Delta\varepsilon_{\gamma,\alpha}$: Déformation due au changement de phase (parente / produite);

S : déviateur des contraintes macroscopique.

$$\varepsilon^{pt} = K\left(\frac{\Delta v}{v}, \sigma_{\gamma}^1\right) \cdot f_2(f) \cdot f_3(\underline{S}, \sigma^u(f)) \quad (\text{III.7})$$

Avec :

σ_{γ}^1 : Limite d'élasticité de l'austénite ;

\underline{S} : Partie déviatorique du tenseur des contraintes ;

σ^u : Limite d'élasticité globale du matériau ;

ΔV : Variation de volume.

Lorsque la contrainte appliquée est faible, c'est-à-dire inférieure à la moitié de la limite d'élasticité de la phase la plus mole, constante et uniaxiale, alors le terme $K\left(\frac{\Delta v}{v}, \sigma_{\gamma}^e\right)$ est considérée comme constante pendant la transformation. La vitesse de déformation plastique de transformation s'écrit selon l'équation (III.8) :

$$\dot{\varepsilon}^{pt} = K \cdot \phi(f) \cdot \sigma \quad (\text{III.8})$$

Avec :

σ : Contrainte mécanique appliquée (uniaxiale et constante);

Notons que $(\phi(f))$ une fonction croissante de (f) , telle que $\phi(0)= 0$ (dans le cas où il n'y pas de transformation) et $\phi(1)=1$ (quand la transformation est complète) [90].

Après l'intégration de l'équation (III.7), on obtient l'expression (III.9) [126] :

$$\varepsilon^{pt} = I_1\left(\frac{\Delta v}{v}, \sigma_{\gamma}^1\right) \cdot I_2(Z) \cdot I_3(\sigma) \quad (\text{III.9})$$

Grostabussiat Sophie [126] a analysé pour chaque approche, les aptitudes des modèles dédiés à la prévision de la plasticité de transformation à représenter avec fidélité les tendances observées expérimentalement telle que :

- * La proportionnalité entre plasticité de transformation et contrainte appliquée, tant que la contrainte appliquée est inférieure à la moitié de la limite d'élasticité de la phase austénitique ;

- * La non-linéarité de la plasticité de transformation en fonction de l'avancement de la transformation ;

- * La prise en compte de la direction de l'écoulement ;

- * La prise en compte du paramètre de plasticité de transformation, autrement dit de f_1 .

III.2.2.1.2 MODELE DE GREENWOOD ET JOHNSON

Greenwood et Johnson [4] ont développé un modèle décrivant la plasticité de transformation, basé sur les principes de la mécanique macroscopique, en prenant en compte un changement de volume lors de la transformation de phase (éq. III.10) [90] [119].

Dans ce modèle, les contraintes internes dues au changement de volume, créent une déformation dans la phase la plus plastique. Cette expression est en accord avec les résultats expérimentaux, pour des contraintes inférieures à la moitié de la limite élastique de la phase la plus mole (austénitique) [90,188].

$$\varepsilon^{pt} = \frac{5}{6} \frac{\sigma}{\sigma_Y^1} \frac{\Delta V}{V} \quad (\text{III.10})$$

Avec :

ΔV : Variation de volume ;

σ : Contrainte extérieure appliquée ;

σ_Y^1 : Limite élastique de l'austénite (la phase mère).

Le modèle de Greenwood et Johnson [4] était le premier qui a été publié et permet une interprétation théorique des données expérimentales relatives à la plasticité de

transformation. Les hypothèses qui ont servis comme base pour leurs raisonnements sont [127] :

- * La transformation est supposée complète ;
- * Chacune des phases est supposée parfaitement plastique ;
- * Les critères classiques macroscopiques de plasticité sont applicables à l'échelle microscopique ;
- * La valeur de la plasticité de transformation finale est petite devant $\Delta V/V$;
- * Le rapport (σ/σ_y^1) est supposé petit.

III.2.2.1.3 MODELE D'ABRASSART

Abrassart [97] a modifié le modèle de Greenwood et Johnson afin de pouvoir corrélérer la plasticité de transformation à la contrainte, au niveau de transformation (la proportion de phase nouvellement formée). Il a obtenu la relation suivante (éq. III.11) [52,189] [126] :

$$\varepsilon^{pt} = \frac{3}{4} \frac{\sigma}{\sigma_e} \frac{\Delta V}{V} \left[Z - \left(\frac{2}{3}\right) Z^{3/2} \right] \quad (\text{III.11})$$

Où : Z est le taux (exprimé en vraie grandeur) de la phase transformée. Pour une transformation complète ($Z=1$), la plasticité de transformation obtenue par le modèle d'Abrassart est trois fois plus faible que celle obtenue par le modèle de Greenwood et Johnson [52].

III.2.2.1.4 MODELE DE KOT ET WEISS

Pour palier aux insuffisances du modèle de Greenwood et Johnson [4], Kot et Weiss [190] ont proposé une expression (éq. III.12) qui tient compte de l'influence des charges appliquées au cours de la transformation et des contraintes internes, qui en résultent, sur le phénomène de déplacement des dislocations et par conséquent sur la TRIP [191], [129].

$$\varepsilon^{pt} = \varepsilon Z D(\sigma/\sigma_I) \quad (\text{III.12})$$

Avec :

ε : Déformation moyenne de cisaillement associée à la transformation ;

Z : Taux de phase formée ;

σ_I : Contrainte interne ;

σ : Contrainte extérieure appliquée.

III.2.2.1.5 MODELE DE POIRIER

Poirier [192] a généralisé le modèle de Kot et Weiss [190], en considérant que la déformation peut avoir lieu dans les deux phases et pas seulement dans la phase la plus plastique. Il propose un modèle microscopique dans lequel les contraintes dues au changement de volume, sont relaxées et accommodées par une augmentation de la densité de dislocation. Pendant l'application de la contrainte externe, ces dislocations contribuent à l'augmentation du taux de déformation plastique. Donc la plasticité transformation s'écrit suivant l'équation (III.13) [129] :

$$\varepsilon^{pt} = \left(\frac{C}{2K}\right) \left(\frac{\Delta V}{V}\right) \sigma \quad (\text{III.13})$$

Avec :

C : Constante déterminée par Poirier ;

K : Constante de réaction.

III.2.2.1.6 MODELE DE FISCHER

Fischer [25] propose son modèle, basé sur le principe de participation des deux mécanismes (Greenwood et Johnson et Magee) dans l'apparition de la TRIP. Une approche micromécanique a été utilisée pour modéliser la plasticité de transformation des aciers. Il

emploie cette approche aussi bien pour la transformation bainitique que martensitique. Cette approche est fondée sur plusieurs hypothèses, nous en citons quelques une [126]:

- * La déformation élastique est négligée ;
- * Le matériau est isotrope, parfaitement plastique au sens de Von Mises ;
- * La valeur moyenne du déviateur des contraintes microscopique est égale au déviateur des contraintes macroscopiques.

Cette analyse aboutit à l'équation (III.14) appliquée seulement pour les transformations diffusives.

$$\varepsilon^{pt} = \frac{5\Delta V}{6V} \frac{\sigma}{\sigma_Y^1} f(Z) \quad (III.14)$$

La fonction $f(Z)$ peut être exprimée par les équations (III.15) et (III.16), selon la proportion de la phase formée (Z) :

$$f(Z) = \ln \left[1 + \frac{Z^2}{\alpha} \right] \quad \text{Pour } 0 \leq Z \leq \alpha \quad (III.15)$$

$$f(Z) = \frac{\sigma_Y^1}{\sigma_Y^2} \left[\frac{\sigma_Y^1}{\sigma_Y^2} \frac{2(Z-\alpha)}{2-\alpha} + \ln 4 \right] \quad \text{Pour } \alpha \leq Z \leq 1 \quad (III.16)$$

Dans le cas de la transformation martensitique, d'autres hypothèses sont considérées comme :

- * Le refroidissement se passe de telle manière que toute la phase austénitique se transforme immédiatement en martensite ;

- * L'arrangement spatial des variantes de martensite est décrit par les angles eulériens ν , Φ , ψ . L'effet d'orientation des variantes de martensite est pris en compte par la déformation, à l'aide d'une fonction de distribution $g(\nu, \varphi, \psi)$. Cette fonction de distribution est équivalente à 1 pour une distribution uniforme.

Un traitement mathématique rigoureux mené avec une distribution aléatoire des variantes de martensite conduit à l'expression suivante (III.17) [126] :

$$\varepsilon^{pt} = \frac{5}{4\sigma_Y^*} \left[\left(\frac{\Delta V}{V} \right)^2 + \frac{3}{4} \gamma^2 \right]^{1/2} S \quad (\text{III.17})$$

D'où σ_Y^* est donnée par l'équation (III.18) :

$$\sigma_Y^* = \sigma_Y^2 \left[\frac{1 - \sigma_Y^1 / \sigma_Y^2}{\ln(\sigma_Y^2 / \sigma_Y^1)} \right] \quad (\text{III.18})$$

Avec :

σ_Y^* : Fonction des limites d'élasticité de l'austénite et de la martensite ;

γ : représente le glissement de la déformation de transformation (la partie déviatorique)

III.2.2.1.7 MODELE DE MITTER

Mitter [131] a donné une expression qui tient en compte de la limite d'élasticité de l'austénite (σ_Y^1) et de la martensite (σ_Y^2). Toutefois, le modèle donnée par l'équation (III.19), est uniquement valable pour des contraintes appliquées constantes et uniaxiales. C'est pourquoi d'autres auteurs ont proposé une expression reliant le tenseur de plasticité de transformation avec la partie déviatorique du tenseur des contraintes (éq. III.20) [90] [1].

$$\varepsilon^{pt \text{ finale}} = \frac{\Delta V}{V} \left[\frac{\alpha}{\sigma_Y^1} + \frac{\beta}{\sigma_Y^2} \right] \sigma \quad (\text{III.19})$$

$$\varepsilon_{ij}^{pt} = \frac{1}{3} \Delta V \beta \frac{S_{ij}}{\sigma^e} \left(1 - \frac{\Delta V}{V} \right) \quad (\text{III.20})$$

Avec : β et α : des coefficients dépendant de l'ordre de la transformation.

III.2.2.1.8 MODELE DE DESALOS, LEBLOND ET GIUSTI

Desalos, Leblond et Giusti [184] contribuent à l'élaboration d'une formulation qui permet de déterminer la vitesse de plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée et du taux de phase nouvellement formée (éq. III.21) [126,193], [1] :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pt} = \frac{3}{2} K S_{ij} f'(Z) \dot{Z} \quad (\text{III.21})$$

Desalos, [11], propose une nouvelle expression (éq. III.22) sur la base des essais expérimentaux de TRIP, sous une contrainte de compression, pour des transformations bainitiques (anisothermes et isothermes) et martensitiques (anisothermes, dans l'acier A533 [126].

$$\varepsilon^{pt} = 10^{-4} \cdot Z(2 - Z) \cdot \sigma \quad (\text{III.22})$$

III.2.2.1.9 MODELE DE LEBLOND

Le modèle de Leblond [24] compte parmi les meilleurs modèles dans le domaine de la prévision de la plasticité de transformation. Ce dernier se résume par une formulation explicite du taux de plasticité de transformation. Il a été développé sur la base du schéma micromécanique représenté par la Figure (III.1). Sa simplicité fait qu'il est le modèle le plus utilisé dans les codes de calcul mécanique industriels.

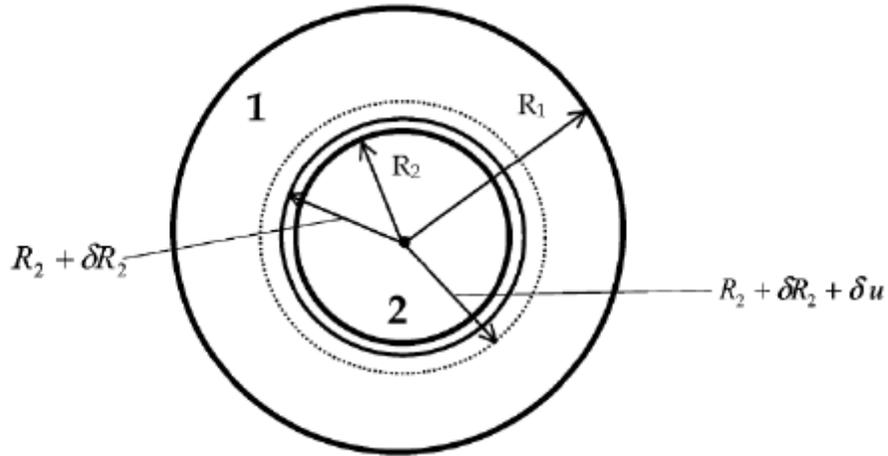


Fig. III. 1: Représentation Géométrique de la phase parente et produite (forme sphérique) considérée dans le modèle de Leblond [24].

A la base d'une analyse micromécanique de la déformation plastique dans le cas des changements structuraux, l'auteur a supposé les hypothèses suivantes, pour la formulation de son modèle (éq. III.23) [132] :

- * la représentation de la phase austénitique (mère) par une sphère dans laquelle la phase fille se développe sous forme sphérique ;

- * un comportement plastique de la phase parente (austénite) ;

- * les efforts de compression de l'austénite sur la phase en formation sont négligeables ;

- * Les deux phases suivent un comportement parfaitement plastique (sans écrouissage) et obéissent au critère de Von Mises.

$$\dot{\varepsilon}^{\text{pt}} = \begin{cases} 0 & Z \leq 0,003 \\ \left[\left(\frac{-2\Delta\varepsilon_{12}}{\sigma_Y^1} \right) \ln(Z) Z S \right] & Z > 0,003 \end{cases} \quad (\text{III.23})$$

Avec :

$\dot{\varepsilon}^{\text{pt}}$: Taux de plasticité de transformation ;

Z : Fraction volumique de la phase produite ;

S : Tenseur déviateur des contraintes appliquées ;

$\Delta\varepsilon_{12}$: Différence de déformation thermique entre les deux phases parente et produite ;

σ_Y^1 : Limite d'élasticité conventionnelle de l'austénite.

III.2.2.1.10 MODELE DE TALEB SIDOROFF

Dans l'objectif d'améliorer les prévisions du modèle de Leblond, Taleb et Sidoroff [194] proposent de revoir les hypothèses adoptées dans ce modèle, telles que :

- * la prise en compte des déformations élastoplastiques dans les deux phases ;
- * l'effet des efforts de compression de la phase parente sur la phase produite.

L'un des principaux avantages de ce modèle (éq. III.24) est de permettre le calcul du taux de TRIP au début de la transformation, ce qui n'est pas le cas du modèle de Leblond. [135] :

$$\dot{\varepsilon}^{pt} = \begin{cases} \left[\left(\frac{-2\Delta\varepsilon_{12}}{\sigma_Y^1} \right) \ln(z_1) \dot{z} s \right] & z < z_1 \\ \left[\left(\frac{-2\Delta\varepsilon_{12}}{\sigma_Y^1} \right) \ln(z) \dot{z} s \right] & z \geq z_1 \end{cases} \quad (\text{III.24})$$

Où : Z_1 est donnée par l'expression suivante (III.25) :

$$Z_1 = \frac{\sigma_Y^1}{2\Delta\varepsilon_{12}} \frac{4\mu+3k}{9\mu k} \quad (\text{III.25})$$

Avec :

K : Module de compressibilité élastique ;

μ : Module de cisaillement.

La Figure (III.2) présente une comparaison des résultats de la TRIP, obtenues par le modèle de Taleb et Sidoroff, des résultats expérimentaux et la modèle de Leblond, avec la prise en compte de ce dernier, des deux seuils de déclenchement de la plasticité de transformation (égale à 1% et 3%). Pour le premier seuil, on constate une surestimation de

la TRIP. Par ailleurs, le seuil de 3% conduit à la superposition des prédictions de ce modèle avec celui de Taleb et Sidoroff. Dans le modèle de Taleb et Sidoroff, où le paramètre S est remplacé par le produit $S(1-z^2)$, il représente les résultats expérimentaux de manière satisfaisante [126].

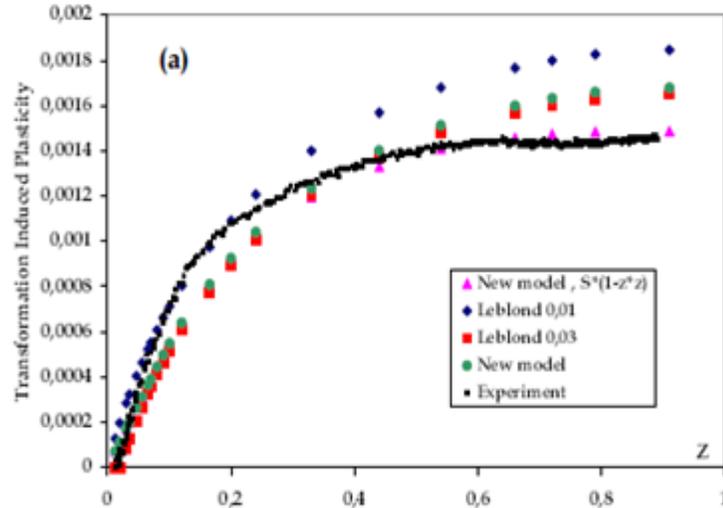


Fig. III. 2: variation de la TRIP dans le cas d'une transformation bainitique d'un acier 16MND5 sous une contrainte de traction 24MPa [194].

III.2.2.1.11 MODELE DE VIDEAU

D'autres travaux ont été développés ces dernières années, notamment ceux de Videau et al [195] qui caractérisent le taux de plasticité de transformation macroscopique dans le cas d'un matériau multiphasé. Ce modèle tient compte de l'écroutissage cinématique (X^{Pt}) associé au phénomène de la plasticité de transformation. Par ailleurs, des observations expérimentales ont montré qu'un changement du niveau des contraintes, lors d'une décharge par exemple, modifie la cinétique de la plasticité de transformation. Dans le cas d'un matériau biphasé austénite et martensite, le taux de plasticité de transformation est donné par l'équation (III. 26) [90] :

$$\varepsilon^{pt} = K_{AM}(1 - f)f(S - X^{pt}) \quad (III.26)$$

Avec :

K_{AM} : caractérise la plasticité induite par la transformation ;

f : est la fraction de martensite formée.

III.2.2.1.12 MODELE DE DIANI

Diani et al [26] ont calculé l'incrément de déformation de transformation en utilisant le tenseur de Green et une approximation auto-cohérente avec l'hypothèse d'un matériau isotrope incompressible. L'évolution de la plasticité de transformation macroscopique (éq. III.27) est exprimée en fonction de la fraction volumique de martensite formée et sous une contrainte uniaxiale, pour une microstructure biphasée [90] :

$$\varepsilon^{pt} = \frac{5\mu_\alpha}{3\mu_e + 2\mu_\alpha} f \bar{\varepsilon}^B \quad (III.27)$$

La transformation martensitique est accompagnée d'une déformation de transformation ($\bar{\varepsilon}^B$) et des modules de cisaillement du milieu effectif et de la martensite (μ_e et μ_α). Pour la détermination des propriétés (μ_e et μ_α), l'équation (III.28) présente une relation entre les modules de cisaillement l'austénite et de la martensite (μ_γ , μ_α) par homogénéisation auto-cohérente en considérant des inclusions sphériques [90] :

$$\frac{5\mu_e}{3\mu_e + 2\mu_\alpha} f + \frac{5\mu_e}{3\mu_e + 2\mu_\gamma} (1 - f) = 1 \quad (III.28)$$

III.2.2.2 MODELES NUMERIQUES

Plusieurs approches numériques à l'échelle micromécaniques ont été développées, pour investiguer sur le phénomène de la plasticité de transformation. Les premiers travaux dans ce domaine (modèle numérique), sont les études de Leblond [24], qui présente une modélisation numérique par éléments finis, pour une transformation martensitique dans

l'acier A508. Le domaine de transformation est un élément de volume cubique de maillage régulier (5x5x5 cubes identiques). L'élément transformé reçoit de nouvelles propriétés élastoplastiques et thermique. Dans cette étude, les phases mère et fille sont supposées avoir un comportement parfaitement plastique (sans écrouissage) [132].

Pour les transformations diffusives, plus particulièrement la transformation perlitique, a été étudiée par Ganghoffer et al [30] sur la base des approches de Leblond [24], en supposant que les deux phases ont un comportement élastoplastiques. L'étude a ciblé les points suivants :

- * l'effet de différents paramètres de modélisation sur le TRIP notamment, la taille de maillage, l'effet d'un écrouissage isotrope linéaire ;

- * l'évaluation des prédictions numériques par rapport aux résultats expérimentaux.

Il a conclu que les prédictions numériques sont correctes d'un point de vue qualitatif par rapport aux observations expérimentales, mais restent insuffisants d'un point de vue quantitatif [132]

Par la suite, Barbe et al [196, 197,198] ont développés des modèles éléments finis (FEM) pour des transformations diffusives. Les approches utilisées, dans le but de mieux prédire les conséquences des transformations structurales (diffusives), sont celle de la plasticité cristalline (crystal plasticity) et microstructure polycristalline en 3D (polycrystal microstructure) [119].

III.2.2.2.1 MODELISATIONS DES TRANSFORMATIONS DIFFUSIVES

Les travaux de Leblond [24] et Ganghoffer et al [30], ont beaucoup servis comme bases et références à plusieurs études dans le domaine de la modélisation numérique des transformations diffusives.

Par ailleurs, des améliorations sur les plans qualitatif et quantitatif ont été entamées dans plusieurs études, en vue de les rapprocher des résultats expérimentaux, notamment en ce qui concerne la cinétique de transformation et les équations constitutives des lois de

comportement des phases parente et produite, on peut citer les travaux de Barbe et al [196, 197], Hoang et al [199], Quey et al [200]. Après des développements des modèles indiqués en dessus, Barbe et al [198] et Tahimi [38] ont finalement aboutis à un nouveau modèle portant le nom de "Polycrystal-to- Polycrystal ou PX2PX" [38].

Selon la nomination adoptée par Tahimi [38] dans le cadre de sa thèse, concernant les bases de la modélisation tel que :

- * la cinétique de transformation (PN pour Periodic Nucleation ou germination périodique) et (RN pour Random Nucleation ou germination aléatoire) ;

- * les lois de comportement des phases (MH pour comportement Macro Homogène SX ou PX pour Single Crystal ou Poly-Crystal) [38].

Les différents modèles seront obtenus, en combinant un choix de chacune des bases (la cinétique de transformation et les lois de comportement des phases). On peut citer les configurations ou modèles : MH2MH_PN [203], MH2MH_RN [204,256], SX2SX [38] et PX2PX [200]. Le modèle SX2MH, correspond à la transformation de la phase parente MH (matrice homogène) à la phase monocristalline SX [38].

La figure (III.3) présente les résultats de simulation des essais TRIP sous une contrainte de traction égale à 24(MPa) et FDT lors d'une transformation perlitique dans l'acier 100C6. Les paramètres de calcul utilisés pour les deux modèles (SX2SX et MH2MH-PN) sont les mêmes, tels que la morphologie, la cinétique de transformation et les conditions aux limites. On constate que le modèle SX2SX prévoit une TRIP du même ordre de grandeur que le modèle MH2MH-PN. Le fait que le modèle SX2SX prévoie une TRIP légèrement plus élevée, peut être due au comportement monocristallin choisi (isotrope). Par ailleurs, la différence reste faible entre les prévisions des deux modèles et ce pour les deux essais (TRIP et FDT). Les deux modèles SX2SX et MH2MH_PN donnent des prévisions de la plasticité de transformation presque similaires, de même que le deuxième modèle MH2MH_PN, qui présente une rapidité et simplicité dans son exécution [38].

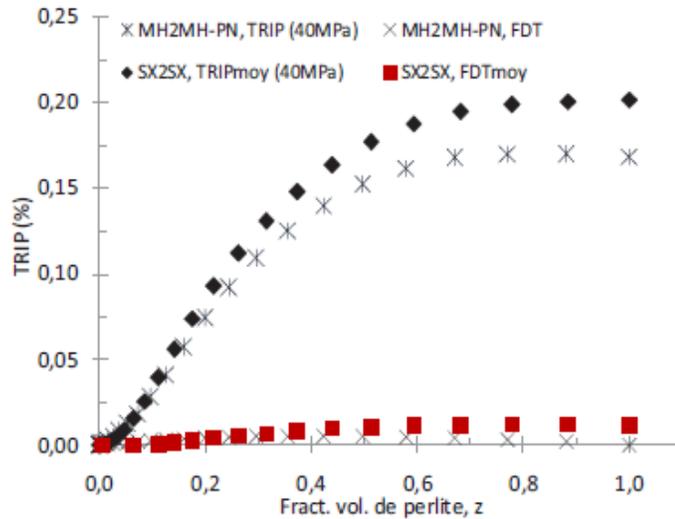


Fig. III. 3: Comparaison des résultats de simulations entre les modèles (SX2SX, MH2MH-PN), lors des essais TRIP en traction (40MPa) et FDT, pour une transformation perlitique Dans l'acier 100C6 [38].

III.2.2.2 MODELISATIONS DES TRANSFORMATIONS MARTENSITIQUES

Les premiers travaux sur La modélisation numérique des transformations martensitiques, sont à la base d'éléments finis en bidimensionnel (2D). Ganghoffer [201] précise que la plasticité de transformation (TRIP) est le résultat d'interaction de plusieurs paramètres tels que l'orientation préférentielle des variantes de martensite formés et l'accommodation des micro-plasticités anisotropes dues à la déformation de transformation (cisaillement et dilatation volumique).

Les modèles éléments finis et bidimensionnel considérés dans cette partie, consistent à modéliser la transformation d'un grain d'austénite en martensite. La formation de cette dernière phase, se fait par l'apparition instantanée de plaquettes cisillées [1].

Les travaux de Ganghoffer [202] et de Wen [203] à l'échelle d'un grain, ont montré que la modélisation numériques des transformations martensitiques, sont gouvernées par une combinaison des paramètres de calcul, tels que la taille du maillage, la loi de comportement

et le type d'écroûissage choisi ainsi que la taille et la direction du cisaillement de la première plaquette.

Meftah [144, 34] propose des améliorations des modèles précédents, en introduisant un calcul à l'échelle multi grain (dimension du maillage et interactions inter granulaire) et des critères d'avancement de la transformation, basés sur le travail des efforts externes et de l'énergie potentielle [38]

III.2.2.2.1 MODELE DE GANGHOFFER ET SIMONSSON

Ganghoffer et al [31] utilisent dans leurs calculs, un grain d'austénite représenté par un carré unitaire. Le grain de taille de 9×9 briques carrées est maillé en éléments triangulaires de formes identiques. Cette représentation donne la possibilité de simuler la formation des plaquettes de martensite dans quatre directions possibles (chaque 45°). La figure (III.4) présente les huit directions de cisaillement qui peuvent être associées aux variantes de martensite [38].

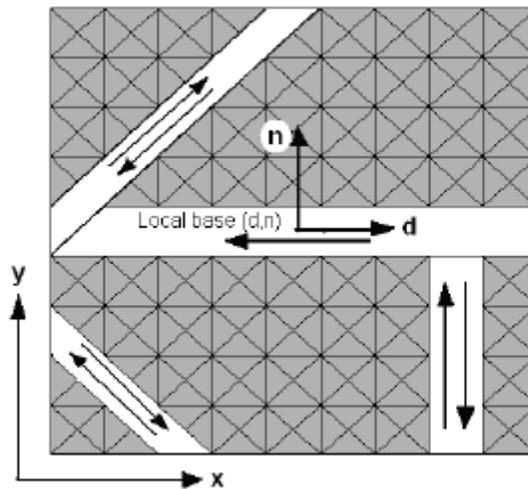


Fig. III. 4: Géométrie du modèle éléments finis à l'échelle du grain proposé par Ganghoffer et Simonsson pour la modélisation des transformations martensitiques [31], [206].

Le choix d'éléments finis triangulaires, permet de prendre en compte 4 sens d'orientations possibles, avec 8 directions de cisaillement ($0^\circ, 45^\circ, 90^\circ, 135^\circ, 180^\circ, 225^\circ, 270^\circ$ et 315°). Un

variant de martensite, est représenté par une bande d'éléments triangulaires. La formation d'un variant est arrêtée par deux obstacles, soit la frontière du grain (joint du grain) ou une autre plaquette déjà formées, (fig. III.5) [206].

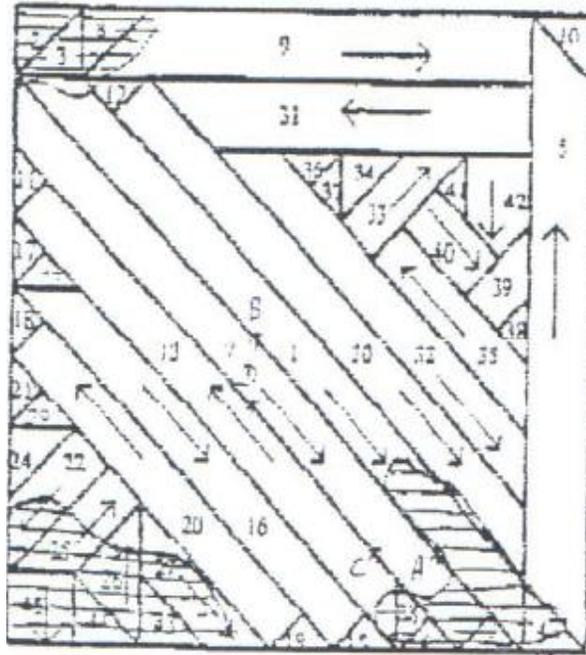


Fig. III. 5: Présentation d'une disposition des aiguilles de martensite dans un mono grain, proposée par Ganghoffer et Simonsson [31].

III.2.2.2.1.1 TENSEUR DE DEFORMATION DE TRANSFORMATION

Les phases parente et produite, sont supposées homogènes et soumises aux lois de la mécanique des milieux continus. Ganghoffer et al [31] adoptent un tenseur de déformation de transformation exprimé par l'équation (III.29). Le tenseur de la déformation thermique se compose d'une partie représentant la dilatation normale au plan d'habitat (ϵ_0) et d'un cisaillement plus important dirigé le long de la plaquette (γ_0). Dans les simulations de prédiction de la TRIP, le tenseur de la déformation thermique est imposé de façon progressive [38].

$$\varepsilon_{(d,n)}^{tr} = \begin{bmatrix} 0 & \gamma_0/2 \\ \gamma_0/2 & \varepsilon_0 \end{bmatrix} \quad (\text{III.29})$$

Avec :

$\varepsilon_{(d,n)}^{tr}$ - Tenseur de déformation de transformation (thermique) dans le plan d'habitat.

La figure (III.6) montre les différentes valeurs du tenseur de transformation d'origine thermique ($\varepsilon_{(x,y)}^{tr}$) dans le système global, suivant les huit directions possibles des plans d'habitats des variantes, pour l'acier Fe-Ni-C [31].

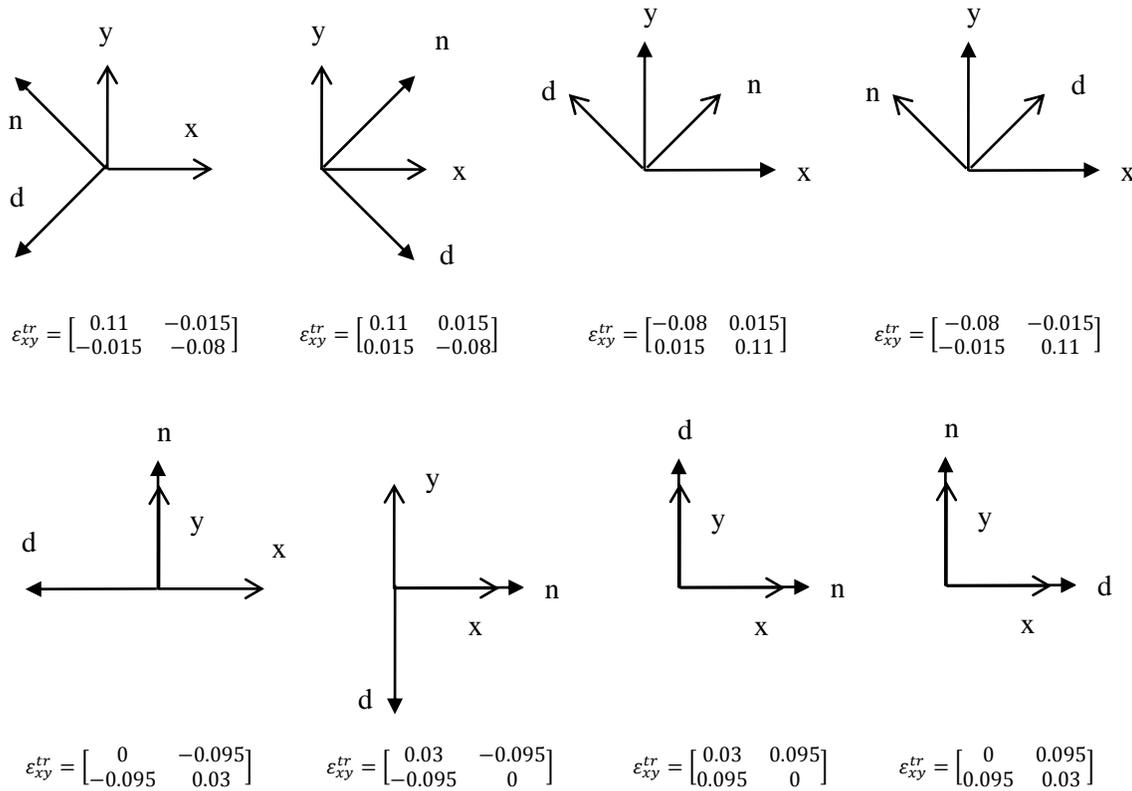


Fig. III. 6: Tenseurs de déformation de transformation (thermique) exprimés dans le repère global [31]

III.2.2.2.1.2 CRITERE D'AVANCEMENT DE TRASFORMATION

La transformation martensitique repose sur le principe de la formation successive des plaquettes de martensite dans le grain austénitique, jusqu'à son remplissage [183]. Une plaquette est formée d'une bande d'éléments, délimitée à ces deux extrémités par une des frontières du grain, ou une autre plaquette martensite (plaquette transformée). Une première plaquette choisie au hasard, imposée au début de la transformation, puis un teste des plaquettes susceptibles de se transformées, se fait sur la base d'un critère thermodynamique.

Le modèle proposé par Ganghoffer [31] tient en compte la différence de l'énergie chimique entre les deux phases parente et produite. Seules les transformations anisothermes sont concernées, dans le but de se concentrer sur l'influence des efforts internes et leurs progressions pendant la transformation [206].

Sur la base de l'hypothèse des petites déformations et avec développement mathématique rigoureux de ces critères énergétiques, Ganghoffer [31] aboutit à une forme de critère qui gère la transformation martensitique (éq. III.30), appelé critère de la force motrice mécanique maximale (FMMax) calculé pour chaque élément du maillage non transformé [206].

$$\delta W_{\text{element}} = \sigma_n \cdot \varepsilon_0 + \tau \cdot \gamma_0 \quad (\text{III.30})$$

Avec :

$\delta W_{\text{element}}$: Force motrice dans un élément de maillage non transformé ;

σ_n : Représente la contrainte normale suivant la direction normale (n) ;

τ : Représente la contrainte de cisaillement agissant dans le plan d'habitat suivant la direction (d). Ces contraintes sont calculées à partir de l'état de contraintes locales dans l'élément considéré [34].

ε_0 , γ_0 : Représentent les composantes du tenseur de déformation de transformation ε^{tr} défini dans la base locale (d,n) (voir équation (III.29)). Elles représentent respectivement la déformation du à la variation volumique et la déformation de cisaillement accompagnant la formation des variantes dans le grain [206].

III.2.2.2.1.3 CONDITIONS AUX LIMITES IMPOSEES SUR LE MAILLAGE

Les conditions aux limites sont imposées aux bords d'un grain, représenté par un carré (Fig. III.7), selon ce que l'on veut simuler un essai TRIP ou bien un essai FDT (essai de dilatométrie libre). Le contour est considéré droit et parallèle pendant toute la transformation [31]. Cette hypothèse est justifiée par la physique, du fait que le contour du grain agit en tant qu'obstacle et il est considéré dans les calculs, comme un joint de grain [34, 38].

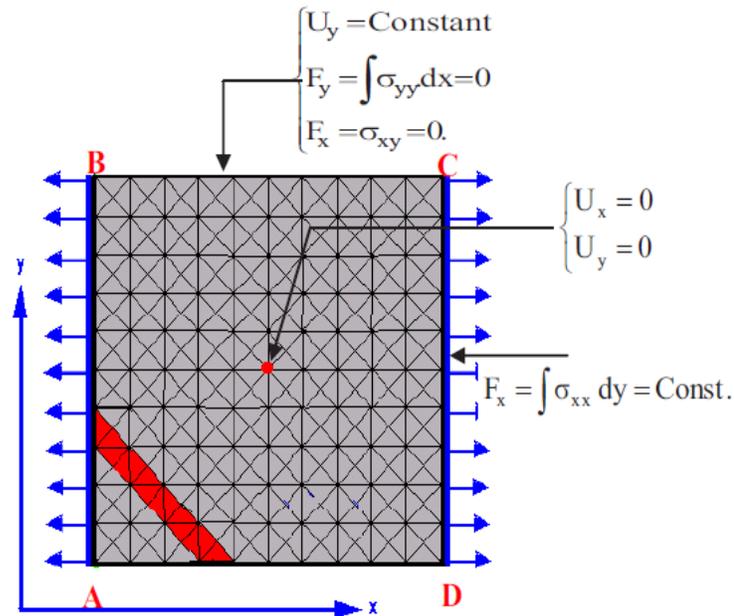


Fig. III. 7: Conditions aux limites imposées sur le grain pour la simulation d'une transformation martensitique sous une contrainte de traction [34].

La simulation de transformation se fait, à chaque étape de calcul élastoplastique, par formation successive des variants ou plaquettes de martensites. Les résultats obtenus dans les travaux de Ganghoffer et al [31] (Fig. III.8), montrent que la déformation plastique de transformation varie linéairement jusqu'au 20% de la transformation. En termes de comparaison des résultats de la TRIP, les calculs numériques surestiment les résultats obtenus par les expériences de Gautier [6].

Plusieurs insuffisances peuvent être à l'origine de la surestimation des résultats obtenus par la simulation, comparativement à ceux obtenus par des expériences. Selon Mefteh [34] on peut énumérer quelques une :

- * La modélisation se fait en deux dimensions ;
- * Le déclenchement de la transformation est lié à un choix au hasard d'une première plaquette ;
- * Le maillage considéré n'est pas assez fin.

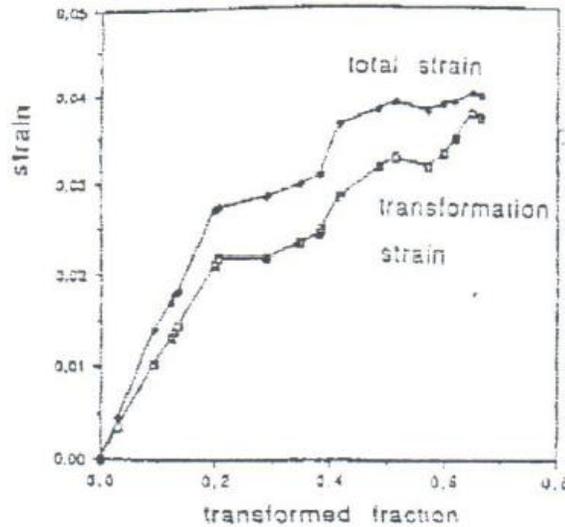


Fig. III. 8: Variation de la déformation totale et la TRIP pour une transformation martensitique dans l'acier FeNiC sous une contrainte de traction de 100MPa [31].

III.2.2.2.2 MODELE DE WEN

L'objectif du modèle proposé par Wen [37], est l'apport des améliorations à la modélisation initiée par Ganghoffer et Simonsson [31]. Pour cela il présente un maillage de 22x22 briques à deux zones (Fig. III.9). Le contour est composé de 6x6 briques à la base d'éléments triangulaires uniformes, jouant le rôle du joint du grain. La zone centrale représente le domaine de formation des plaquettes de martensites, est composée de 14x14 briques [38], [34].

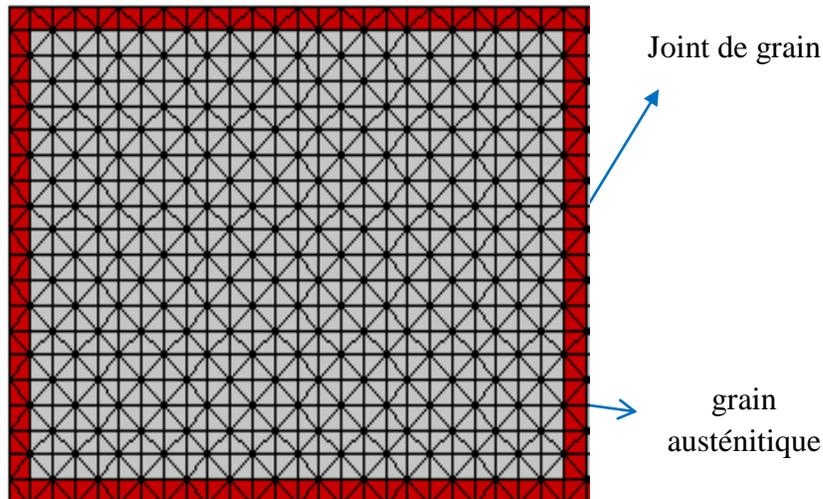


Fig. III. 9: Présentation du modèle géométrique proposé par Wen [203] (remarque : le schéma représente le principe non la traille du maillage)

Le deuxième aspect de cette amélioration consiste à donner un autre critère de choix des plaquettes, à la transformation. Le critère proposé, prend en compte les énergies motrices (c'est-à-dire la force motrice mécanique et la force motrice chimique) et l'énergie résistive. Cette approche est représentée par l'énergie d'interaction associée à la transformation (éq. III.31) [203], [34].

$$\delta(\Delta G^{A-M}) = [-\delta(\Delta G_{ch}^{A-M} - \delta W + \delta E)]/V_b \quad (\text{III.31})$$

Avec :

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

ΔG_{ch}^{A-M} : Variation de la différence de l'énergie chimique entre la phase parente et produite ;

δW : Force motrice mécanique ;

δE : Variation de l'énergie de déformation totale associée à la transformation martensitique ;

V_b : Volume de la plaquette considérée.

Le critère d'avancement de transformation (éq. III.32) est dit le critère de la Force Motrice Mécanique Moyenne (ou FMMoy). La plaquette qui se transforme est celle dont la force motrice mécanique moyenne (sommation des forces motrices de tous les éléments constituant la bande considérée) est la plus grande parmi toutes les variantes susceptibles d'être formées [37], [38].

$$\delta W_{\text{moy}} = \sum_{i=1}^n \delta W_i / n \quad (\text{III.32})$$

Avec :

δW_{moy} : Force motrice mécanique moyenne d'une plaquette composée de (n) éléments

L'étude de Wen [37] a été basée plus sur l'analyse de l'arrangement structural des plaquettes dans le grain, en fonction des critères thermodynamiques considérés, c'est-à-dire, la force motrice mécanique, l'énergie de déformation et l'énergie libre de déformation.

Malgré les insuffisances de cette modélisation (géométrie, hypothèses du calcul), la comparaison entre les résultats numériques et les résultats expérimentaux, dans le cas de l'alliage Fe-Ni-C, (Fig. III.10), présente relativement, un bon accord avec ceux obtenus par modèle de Ganghoffer et Simonsson. Le manque de précision du point de vue qualitatif, est lié à plusieurs paramètres, entre autre, l'échelle de la modélisation (mono grain), le nombre d'orientations des plaquettes [34].

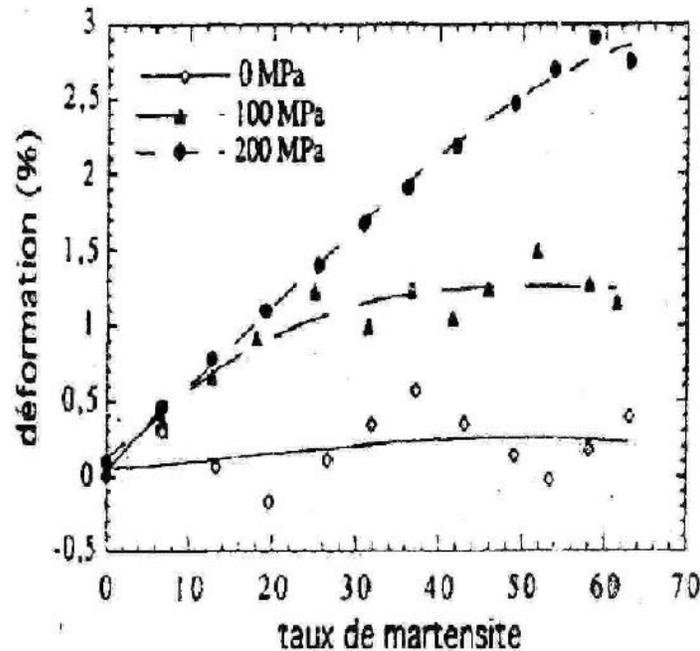


Fig. III. 10: Comparaison de l'évolution de déformation totale entre les résultats expérimentaux et de simulation, pour les charges appliquées (100 MPa, 200 MPa et en l'absence d'une contrainte 0 MPa) dans le cas de la transformation martensitique (acier Fe-20Ni-0.5C) [37], [34].

III.2.2.2.3 MODELE D'IESMAN ET LEVITAS

Iesman et al [204] proposent une approche basée sur les principes de la thermodynamique, qui sont:

- * la variation de l'énergie libre ;
- * les forces motrices ;
- * l'énergie de l'interface.

Ces quantités d'énergie, sont liées généralement à la contrainte appliquée au modèle, au cisaillement provenant de la transformation martensitique et à la variation de la température au cours de la transformation.

Le modèle proposé, utilise un maillage triangulaire uniforme à deux dimensions. Le grain représenté par ce maillage, est soumis à un chargement uni-axial, qui provoque une

déformation (ϵ). Comme pour le modèle de Ganghoffer, les résultats obtenus par cette modélisation, dans le cas des polycristaux sous le chargement uni-axial, présentent un bon accord avec les résultats obtenus expérimentalement [34].

III.2.2.2.4 ORGANIGRAMME DE LA MODELISATION (EN MONO GRAIN)

La structure de l'organigramme de simulation d'une transformation martensitique (Fig. III.11) est mise en place avec l'utilisation de deux critères (FMMax selon Ganghoffer et FM Moy selon Wen) pour le choix de la plaquette apte à se transformer.

Le calcul est exécuté par une succession des plaquettes, constituant le grain (c'est-à-dire pas à pas). La simulation prend fin quand le domaine de la transformation est entièrement rempli par la nouvelle phase (plaquettes de martensite).

Le processus de calcul repose sur le choix arbitraire de la première plaquette qui doit se transformer, en se basant sur des paramètres tels que sa taille, sa position dans le grain et la direction de cisaillement. En résultat, les champs de contraintes et déformations internes peuvent être déduits et utilisés pour configurer la succession de la transformation des plaquettes. Par ailleurs, pour l'estimation de la TRIP, un nouveau calcul élastoplastique est exécuté [34].

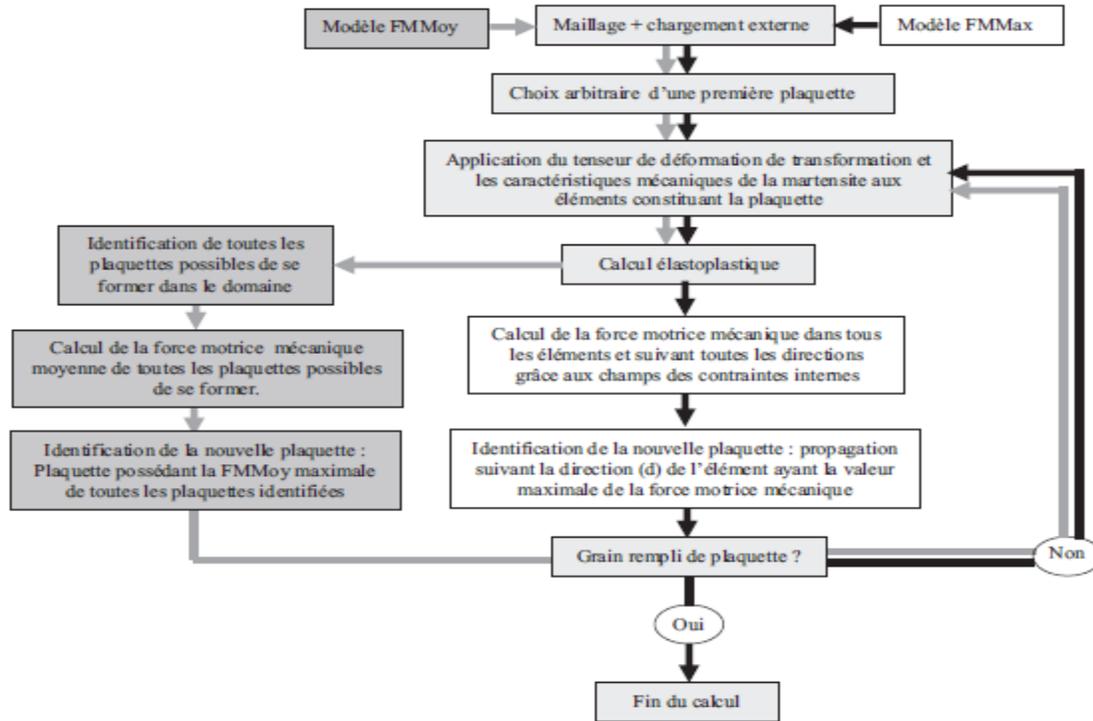


Fig. III. 11: Organigramme de la simulation numérique proposé par Meftah [34].

III.2.2.2.5 CRITERES ENERGETIQUES DE SELECTION DES VARIANTS

Meftah [34] a étudié les effets des paramètres utilisés dans la modélisation de Ganghoffer, sur les résultats du calcul numérique. Dans ce sens, Meftah a montré l'importance capitale d'un choix judicieux des paramètres, pour atteindre des résultats de TRIP représentatifs, on peut citer :

- * Le choix d'une longue première plaquette ;
- * la direction de cisaillement ;
- * la finité du maillage.

Le critère du choix arbitraire de la première plaquette, au début de la transformation, a donné des résultats peu satisfaisants, comparativement aux résultats expérimentaux. La levée de cette insuffisance constituera par la suite l'un des objectifs de Meftah [34], pour en fin formuler d'autres critères plus robustes, qui sont des critères énergétiques.

III.2.2.2.2.5.1 CRITERE DE L'ENERGIE DE DEFORMATION ELASTIQUE (EDE)

Wen [37,205] a utilisé la minimisation de l'énergie de déformation dans le grain austénitique, dans l'objectif de voir son influence sur la cinétique de transformation martensitique. Dans ses travaux, Meftah [34] proposa le même principe de minimisation de l'énergie de déformation élastique (EDE). L'incrément de l'énergie de déformation élastique est donné par l'équation (III.33) :

$$\delta E = \delta \left[\int_V \left(\int_{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} \cdot d\varepsilon_{ij}^{el} \right) dV \right] \quad (III.33)$$

Avec :

σ_{ij} : Composantes du tenseur des contraintes locales ;

ε_{ij}^{el} : Composantes du tenseur des déformations locales (Déformation élastiques) ;

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

Dans cette modélisation numérique [34] l'équation (III.34) a été intégrée, ce qui donne finalement l'expression donnée par l'équation (III.34). Elle montre que dans le cas des déformations élastiques, cette quantité d'énergie ne dépend que des deux valeurs de déformations initiale et finale [34].

$$\Delta E = \sum_{n=1}^{N_{el}} \left[\sum_{t=1}^{t_{ft}} \sigma_{ij}^t \cdot \Delta \varepsilon_{ij}^{el(t)} \right]_{n_{el}} \quad (III.34)$$

Avec :

ΔE : Incrément de l'Energie de Déformation Elastique issu de la transformation d'une plaquette ;

n_{el} : Numéro de l'élément considéré ;

N_{el} : Nombre total des éléments ;

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

t_{ft} : Nombre d'innocement nécessaires pour la transformation d'une plaquette ;

$\Delta \varepsilon_{ij}^{el(t)}$: Incrément du tenseur des déformations locales à l'instant « t » ;

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

Les figures (III.12) et (III.13) représentent la variation de la TRIP respectivement avec les critères de l'avancement de la transformation EDE et EDER, pour deux cas de chargement (0MPa et 70MPa). Dans le cas d'une simulation FDT à 0MPa, le critère EDE donne une évolution de l'écoulement plastique moyennement nulle (Fig. III.12). Une telle configuration, conduit d'une façon cyclique, une fois à l'allongement du grain et une autre fois à sa rétraction. Par ailleurs, le deuxième critère EDER, en absence de contrainte extérieure, conduit à une valeur moyenne de TRIP relativement nulle (Fig. III.13).

Dans le cas d'une simulation de la plasticité de transformation, une charge mécanique de traction égale à 70 (MPa) est appliquée. Les deux critères EDE et EDER donnent une variation de la TRIP relativement faible, par rapport aux résultats expérimentaux, en fonction de la proportion des plaquettes de martensites formées. On peut conclure que la structure auto-accommodante, favorisée par le critère de l'énergie de déformation, montre le faible effet des efforts externes sur l'orientation des plaquettes et par conséquent sur l'évolution du TRIP [34].

Les figures III.12 et III.13, représentent la TRIP obtenue par la différence entre les valeurs des deux résultats de simulation FDT et TRIP, selon les deux critères indiqués en dessus. Cette approche représente le principe des procédés du calcul expérimental [104, 108,122]. On observe une nette amélioration qualitative de la TRIP obtenue selon le critère EDER (Fig. III.13). D'autre part, la cinétique de la plasticité de transformation, est représentative, comparativement à celle donnée par le calcul direct du TRIP sous le chargement de 70 MPa [34].

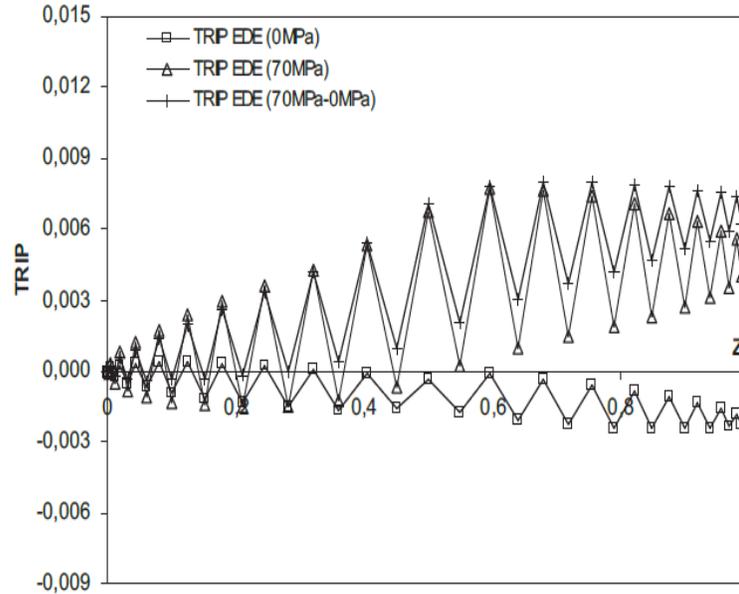


Fig. III. 12: Variation de la TRIP obtenu par le critère EDE pour une transformation martensitique dans l'acier 16MND5, sous une contrainte de traction égale à 70MPa, en l'absence de charge mécanique (0 MPa). La TRIP calculée par la différence entre ces deux dernières [34]

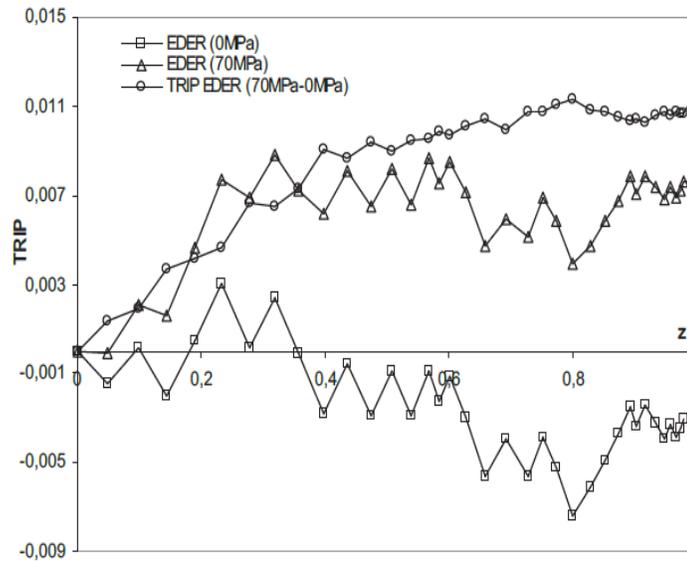


Fig. III. 13: Variation de la TRIP obtenue selon le critère EDER dans l'acier 16MND5, pour une transformation martensitique, sous une contrainte de traction (70MPa), en l'absence de charge mécanique (0 MPa). La TRIP calculée par la différence entre ces deux dernières [34]

III.2.2.2.5.2 CRITERE DE L'ENERGIE POTENTIELLE ELASTIQUE (EPE)

Dans l'objectif d'améliorer les prévisions des modèles simulant le phénomène de la plasticité de transformation, meftah [34] a testé le critère de l'énergie potentielle élastique (éq. III.35), qui repose sur l'association des deux critères de l'énergie de déformation élastique et du travail élastique des efforts externes. Ce théorème admet que l'énergie potentielle est minimale au voisinage de la position d'équilibre. Par supposition, une plaquette représente un état d'équilibre à la fin de sa transformation [34].

$$V = U - W \quad (\text{III.35})$$

Avec :

V : Energie potentielle totale emmagasinée ;

U : Energie de déformation élastique emmagasinée ;

W : Travail des forces extérieures.

La quantité de travail élastique est calculée sous l'influence de l'application d'une contrainte extérieure de traction, au cours de la transformation. Après un calcul mathématique rigoureux, l'auteur [34] aboutit à l'équation (III.36), qui donne la quantité du travail élastique fournie par les éléments constituant le grain, suite à la transformation d'une plaquette [129].

$$W_{\text{Total}} = Y_{\text{Total}} = h \cdot F [\bar{U}_x(x = h) - \bar{U}_x(x = 0)] \quad (\text{III.36})$$

Avec :

$\bar{U}_x(x = h)$: Déplacement moyen du bord (CD) suivant la direction (x) ;

F : Chargement externe appliqué ;

h : Dimension du grain (h=1, c'est un carré unitaire).

La figure (III.14), présente l'évolution de la plasticité de transformation obtenue par le critère de l'énergie potentielle élastique (EPE), sous l'application d'une contrainte de traction égale à 70 MPa et en l'absence de charge mécanique (0 MPa), ainsi que la différence de TRIP de entre ces deux derniers (TRIP avec 70 MPa et TRIP avec 0 MPa). Nous constatons que la TRIP calculée sous un chargement de traction égale à 70 MPa donne une estimation

appropriée, par rapport à celle trouvée par la différence entre les deux TRIP (TRIP sous une contrainte de 70 MPa et FDT) [34].

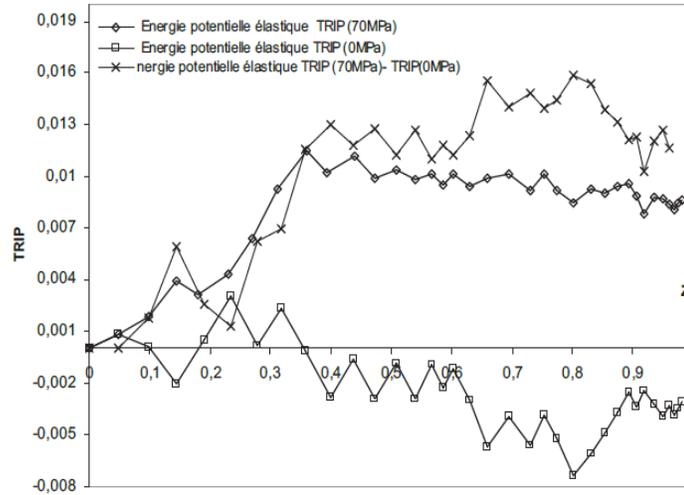


Fig. III. 14: Variation de TRIP obtenue par le critère EPE dans l'acier 16MND5, pour une transformation martensitique, sous une contrainte de traction (70MPa), en l'absence de charge mécanique (0 MPa). La TRIP calculée par la différence entre ces deux dernières [34]

III.2.2.2.6 SIMULATION A L'ECHELLE MULTI GRAIN

Travaillant toujours dans la perspective d'amélioration de la simulation numérique des transformations martensitiques, Meftah proposa une approche [34] qui repose sur une extension du modèle mono grain de Ganghoffer, à un domaine d'étude composé d'une agglomération de grains identiques. La figure (III.15) représente un ensemble de quatre grains séparés par un milieu environnant (joint de grain), avec des conditions aux limites imposés, ce qu'il a par la suite appelé le modèle multi-grain.

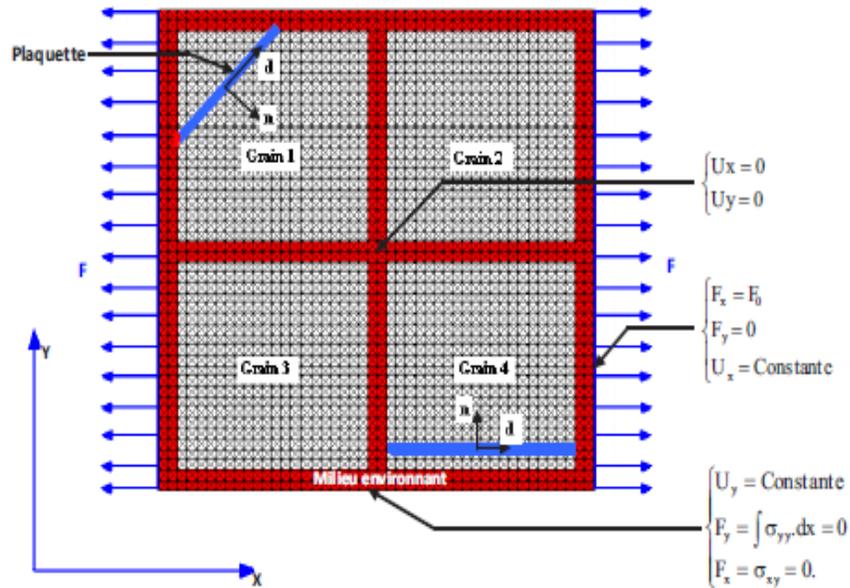


Fig. III. 15: Modèle multi grain et conditions aux limites imposées sur le domaine [34].

La modélisation à l'échelle multi grain est représentée par l'organigramme schématisé dans la figure (III.16). La simulation de la TRIP démarre avec le choix arbitraire d'une première plaque longue et d'une direction de cisaillement précise. Par l'utilisation des deux critères FMMax selon Ganghoffer et celui FMMoy selon Wen, un schéma de transformation dans tous les grains du domaine de transformation, peut être déduit. Par ailleurs, un autre calcul élastoplastique est exécuté, avec la prise en compte durant la transformation (le remplissage des grains par les plaquettes de martensites) de l'ordre de succession des plaquettes [34].

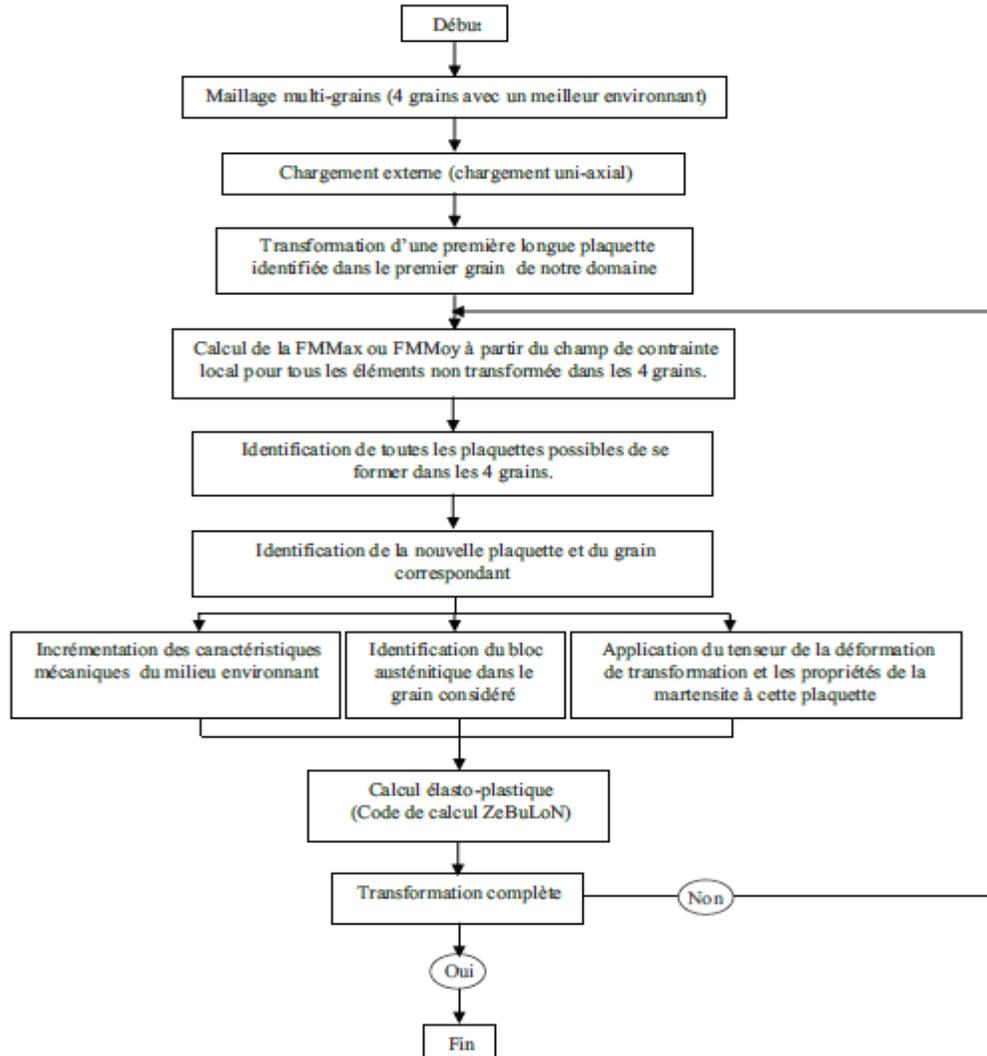


Fig. III. 16: Organigramme de la simulation du modèle multi-grains [34].

Les résultats présentés par les figures (III.17), (III.18) et (III.19), montrent l'évolution de la TRIP en fonction de la fraction de martensite formée dans l'acier 35NCD16, pour des simulations à l'échelle du mono grain et du multi grain. Sur la figure (III.17), on observe la variation de l'écoulement plastique pour une simulation d'un essai de dilatométrie libre FDT (en absence d'une contrainte extérieure).

Les figures (III.18) et (III.19) donnent respectivement, la variation de TRIP sous une contrainte de traction égale à 57 (MPa) et l'effet de l'écroutissage de la phase mère sur la transformation plastique (pré-déformation en traction de 4% de la phase austénitique sans

effort extérieur appliqué durant la transformation). On constate que, malgré le nombre limité de grains, les résultats numériques donnés par le modèle de quatre grains, montrent une certaine amélioration. De même, on peut conclure que l'interaction entre grains dépend fortement de la taille du milieu environnant (joint de grain) [38].

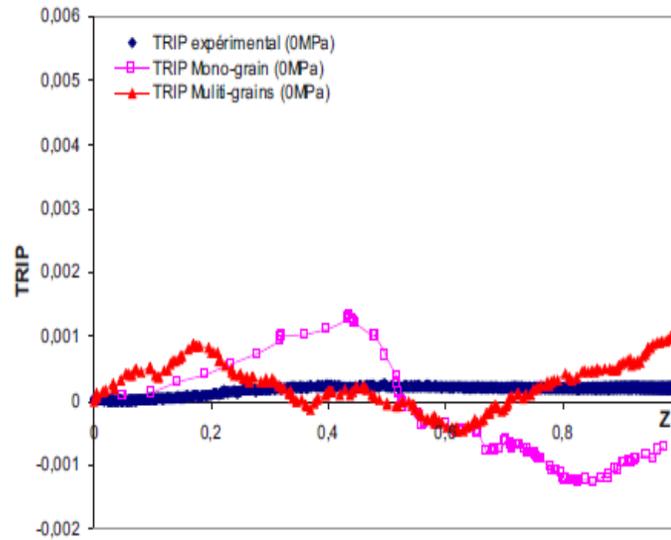


Fig. III. 17: Comparaison des résultats (FDT) entre expérience et simulations des deux échelles (modèles mono- et multi-grains) pour une transformation martensitique dans l'acier 35NCD16 [34].

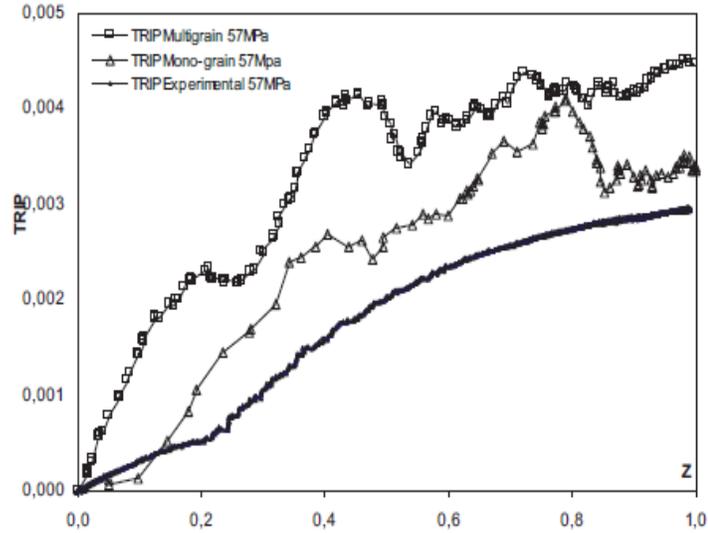


Fig. III. 18: Comparaison des résultats de TRIP entre expérience et simulations des deux échelles (modèles mono- et multi-grains) sous une contrainte de traction égale à 57MPa pour une transformation martensitique dans l'acier 35NCD16 [34].

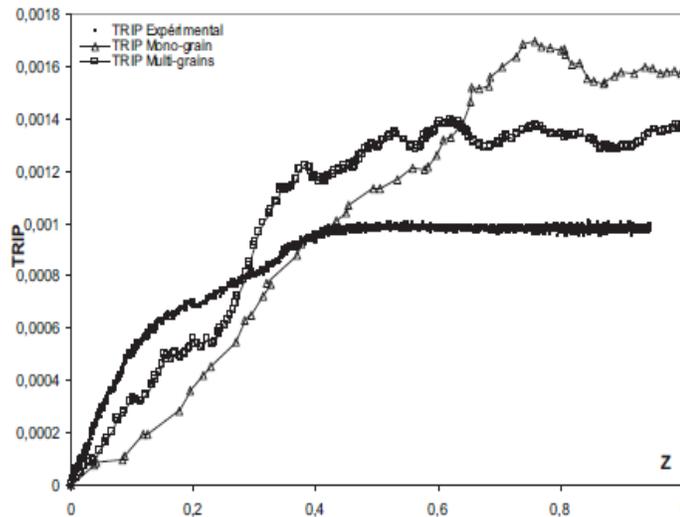


Fig. III. 19: Comparaison des résultats de TRIP entre expérience et simulation des deux échelles (modèles mono- et multi-grains) avec pré-déformation en traction de 4% de la phase parente, pour une transformation martensitique dans l'acier 35NCD16 [34].

Chapitre IV

Chapitre IV :

ANALYSE NUMERIQUE DE LA PLASTICITE DE TRANSFORMATION MARTENSITIQUE DE L'ACIER FeNiC

IV.1 INTRODUCTION

Dans ce chapitre, on présente une analyse numérique de l'évolution de la TRIP dans le cas d'une transformation martensitique de l'acier Fe-Ni-C, basée sur une approche micromécanique en bidimensionnelle et utilisant comme critère d'avancement de la transformation, c'est-à-dire l'ordre de succession du processus de formation des plaquettes de martensite ou variante, un critère basé sur la force mécanique de cisaillement (FMC).

Dans la première partie du travail, on a validé le critère proposé, en utilisant le modèle de Ganghoffer [31], sous une contrainte de traction uniaxiale égale à 250 MPa. La forme du domaine de transformation du grain martensitique utilisée à l'échelle du mono grain est différente de celle donnée par Wen [37]. Deux types de chargements mécaniques sont considérés, à savoir une contrainte de compression appliqué durant toute la transformation et un chargement combiné de traction/compression appliqué respectivement sur 80% et 20% du temps de la transformation (M_s , M_f).

La deuxième partie, concerne l'étude de la TRIP à l'échelle du multi-grain de forme quelconque et avec un milieu environnant ou joint de grain, sous un chargement biaxial de traction/compression et compression /traction égal à (150/150 MPa).

Dans le but d'obtenir des explications sur l'aptitude des critères utilisés pour gérer l'avancement de la transformation en présence du phénomène TRIP, on a testé notre critère FMC ainsi que le critère EDE proposé par S. Meftah [34], exprimés dans les repères local et global.

IV.2 DONNEES EXPERIMENTALES DE L'ACIER Fe-Ni-C

Nous supposons que l'austénite et la martensite ont un comportement élastoplastique, avec un modèle d'écroutissage isotrope linéaire. Les données mécaniques nécessaires à la simulation, concernant l'acier Fe-Ni-C sont données dans le tableau (IV.1) [31].

Les composants du tenseur de déformation de transformation thermique, la dilatation volumique (ϵ_0) et le cisaillement (γ_0) sont égales respectivement à 0.03 et 0.19. Pour les calculs de la transformation martensitique, ce tenseur de déformation thermique est exprimé dans le repère global (cf. Fig III.6), suivant toutes les directions de cisaillement possibles des variantes, soit au total 08 orientations des plaquettes.

Tab IV. 1: Propriétés mécaniques de l'acier Fe-Ni-C

Propriétés mécaniques				
Phases	Module De young (MPa)	Coef de Poisson (μ)	Coef D'écroutissage (MPa)	Limite D'élasticité (MPa)
Martensite	2.10^5	0.3	16500	950
Austenite	2.10^5	0.3	2900	158

IV.3 FORMES POSSIBLES DU DOMAINE DE TRANSFORMATION

Le modèle élaboré par Ganghoffer [31] est un modèle à l'échelle micromécanique bidimensionnel en mono grain, maillé avec des éléments uniformes de base triangulaire. On a constaté une grande incapacité de cette géométrie de maillage (éléments triangulaires uniformes) à pouvoir refléter la réalité physique du domaine de transformation. La figure (IV.1), donne les 07 formes géométriquement reconnues qu'on peut avoir avec ce type de maillage. On propose une autre forme particulière (Fig. IV.6) qui servira comme modèle dans nos calculs de simulation.

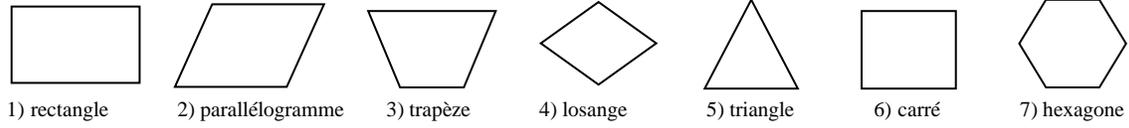


Fig. IV. 1: Formes géométriques possibles, représentant le domaine de transformation martensitique dans un grain en bidimensionnel pour un maillage triangulaire uniforme.

IV.4 MODELISATION DE LA DEFORMATION DE LA PLASTICITE DE TRANSFORMATION

Dans la modélisation, la déformation macroscopique totale moyenne ε^{pt} est évaluée à travers le déplacement des nœuds du bord du maillage, suivant la direction de la charge appliquée. Cette valeur de déformation représente la somme de quatre termes de déformation donnés par l'équation (IV.1). Dans nos calculs, la plasticité de transformation est calculée par l'équation (IV.2) [34].

$$\varepsilon_x^{\text{total}} = \varepsilon_x^{\text{el}} + \varepsilon_x^{\text{tr}} + \varepsilon_x^{\text{pc}} + \varepsilon_x^{\text{pt}} \quad (\text{IV.1})$$

$$\varepsilon_x^{\text{pt}} = \varepsilon_x^{\text{total}} - (\varepsilon_x^{\text{el}} + \varepsilon_x^{\text{tr}} + \varepsilon_x^{\text{pc}}) \quad (\text{IV.2})$$

Avec :

$\varepsilon_x^{\text{el}}$: Déformation macroscopique élastique suivant la direction (x) due au chargement externe (elle est négligée) ;

$\varepsilon_x^{\text{pt}}$: Déformation plastique due à la transformation de phase (la contrainte appliquée ne dépasse pas limite élastique de l'austénite) ;

$\varepsilon_x^{\text{pc}}$: Déformation plastique due au chargement externe (dans le cas d'un pré-écrouissage de l'austénite) ;

$\varepsilon_x^{\text{tr}}$: Déformation de transformation dans la direction du chargement à la température considérée ;

$\varepsilon_x^{\text{total}}$: Déformation totale.

Après simplification, l'équation (IV.2) peut être réécrite sous la forme suivante :

$$\varepsilon_x^{\text{pt}} = \varepsilon_x^{\text{total}} - \varepsilon_x^{\text{tr}} \quad (\text{IV.3})$$

La plasticité de transformation engendrée par la formation d'une plaquette de martensite dans le grain constitué de n éléments triangulaires, s'écrit selon l'équation [34] :

$$\varepsilon_{\text{plaquette}}^{\text{pt}} = \frac{1}{n} \left(\sum_0^n \varepsilon_{\text{element}}^{\text{totX}} \right) - \varepsilon_{\text{plaquette}}^{\text{trX}} * f \quad (\text{IV.4})$$

Avec :

f : La fraction surfacique d'une plaquette ;

n : nombre d'éléments triangulaire constituant une plaquette.

IV.5 CRITERE D'AVANCEMENT DE LA TRANSFORMATION

Dans l'objectif de contribuer à une amélioration des résultats de la TRIP, nous proposons d'utiliser un critère mécanique basé sur la force mécanique de cisaillement (FMC). Celui-ci repose sur les résultats et les analyses de plusieurs travaux déjà réalisés dans ce domaine et qui montrent que la transformation martensitique, qui est une transformation displacive, s'opère par un phénomène de cisaillement, appelé mécanisme de Magee. Ceci nous emmène à attribuer une influence plus au moins significative de l'effet de cisaillement dans l'équation donnant l'ordre de transformation des aiguilles de martensite dans le grain. Ce critère mécanique est donné par l'équation suivante :

$$\delta\chi = \sigma_n * \gamma + \tau * f \quad (\text{IV.5})$$

Avec :

$\delta\chi$: La force mécanique de cisaillement (FMC) ;

σ_n : La contrainte normale dans le plan d'habitat agissant à l'interface de l'élément considéré ;

τ : La contrainte de cisaillement calculée à partir de l'état des efforts locaux dans l'élément avant transformation ;

f : La fraction surfacique d'un élément triangulaire.

IV.6 ORGANIGRAMME DE LA SIMULATION

La simulation numérique de la transformation martensitique est mise en place suivant l'organigramme donné sur la figure (IV.2). Le calcul par éléments finis est réalisé en utilisant le code de calcul ZEBULON (Z8.5), soit par imposition d'une plaquette au début de la transformation, ou bien par identification globale de toutes les plaquettes composant le grain, en suite les propriétés mécaniques sont appliquées au début de la formation de la phase fille, phase martensitique. L'utilisation des critères gérant l'avancement de la transformation martensitique la formation successive des plaquettes se poursuit jusqu'au remplissage du domaine de transformation.

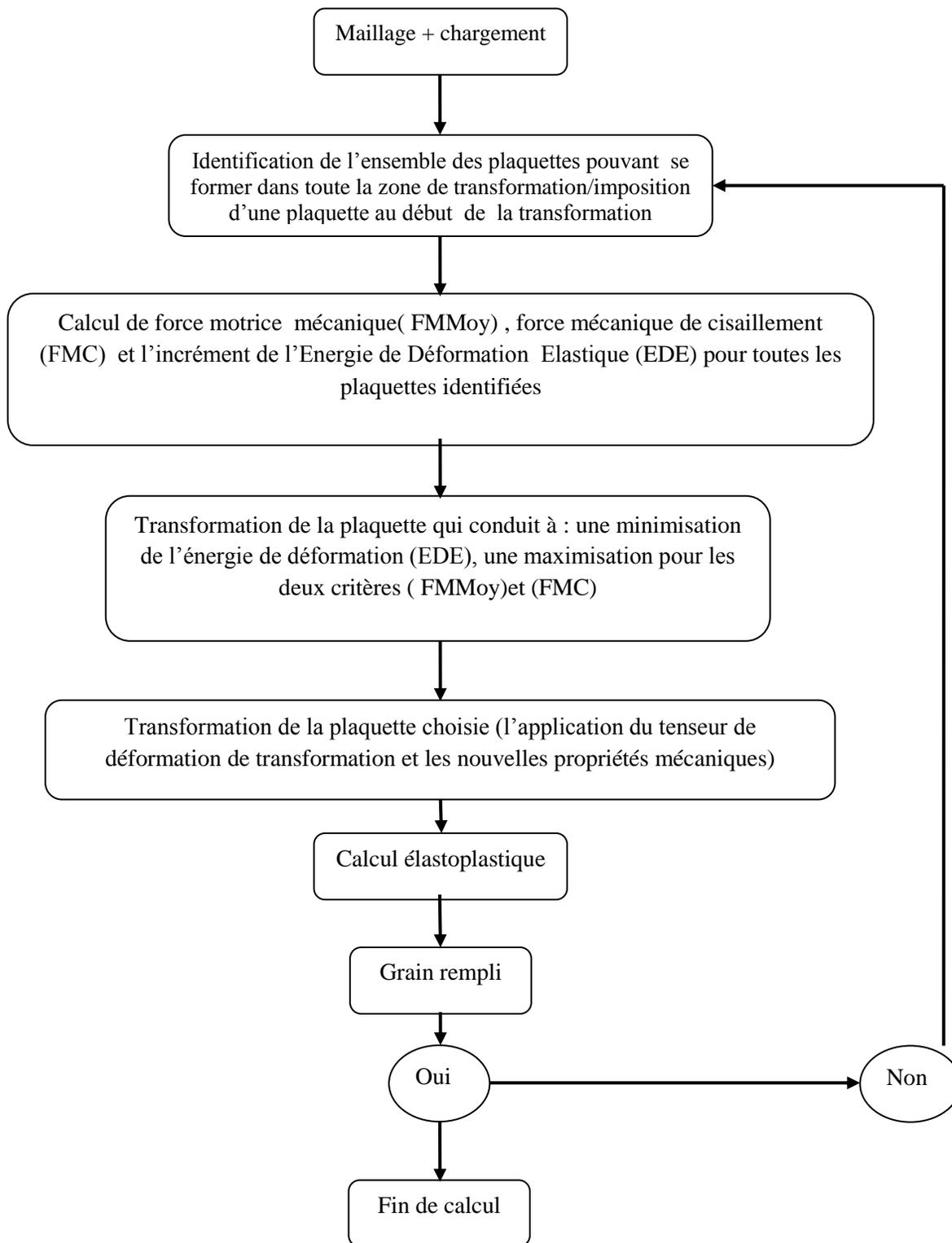


Fig. IV. 2: Structure de l'organigramme de la simulation numérique [206]

IV.7 MODELISATION A L'ECHELLE MONO GRAIN

IV.7.1 CHARGEMENT UNIAXIAL DE TRACTION

On reprend le travail de Ganghoffer [31], dans le but de valider le critère (FMC) proposé dans le cadre de cette thèse. Le calcul numérique concerne, une transformation martensitique dans l'acier FeNiC sous une contrainte de traction égale à 250 MPa, avec une distribution de courtes plaquettes de martensites dans le grain, telle que représentée sur la figure (IV.3 a). La simulation repose sur un choix arbitraire de la première plaquette qui doit être transformée, qui est une plaquette avec un sens de cisaillement à 315° (Fig. IV.3 b).

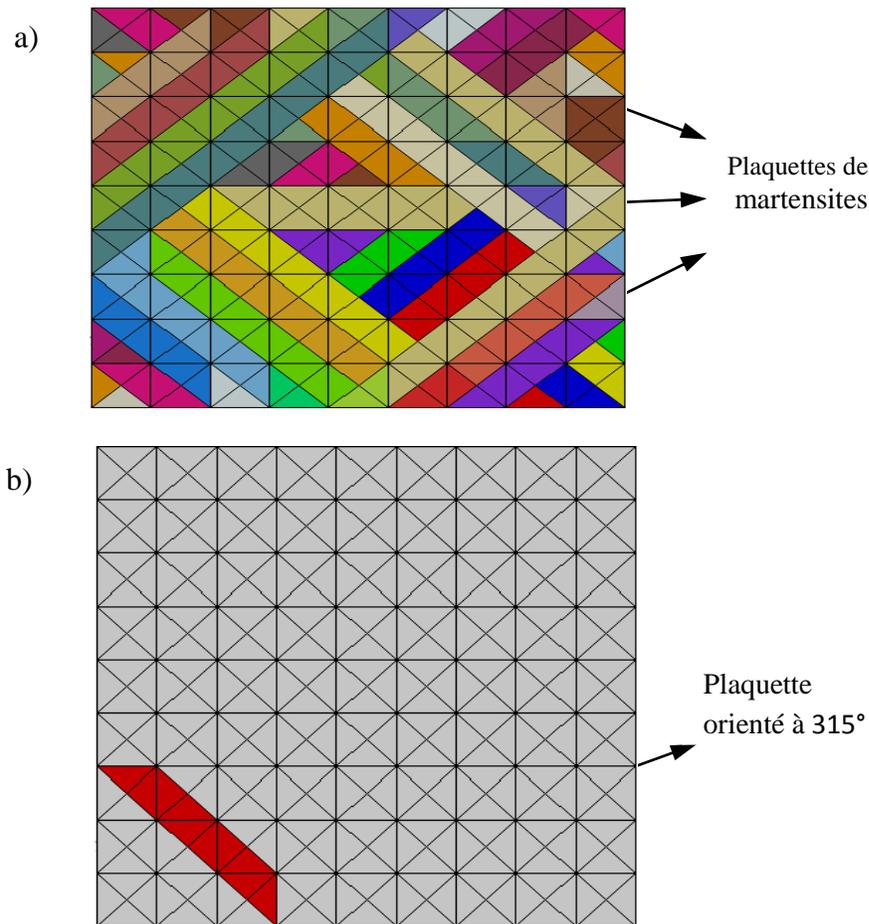


Fig. IV. 3: Modèle de Ganghoffer à courtes plaquettes, a) : distribution des aiguilles de martensite dans le grain, b): plaquette de martensite imposée au début de la transformation orienté à 315° [31][206].

Le modèle mono grain est formé de 64 aiguilles courtes [31]. Le calcul de la TRIP a été réalisé en utilisant successivement les critères de Wen (FMMoy), de Ganghoffer (FMMax) et de la force mécanique de cisaillement (FMC).

La figure (IV.4), présente les résultats obtenus expérimentalement par Gautier [6] et numériquement par Meftah [206]. Les figures (IV.5 a-c), montrent les résultats obtenus dans notre cas et utilisant successivement les trois critères.

On constate que la cinétique et la valeur de la TRIP finale obtenues selon Wen et le critère de la force mécanique de cisaillement présentent une bonne concordance avec les résultats de la figure (IV.4). Par contre, ceux obtenus selon le critère de Ganghoffer (Fig. IV.5 c) donne une vitesse de transformation plus lente au début de la transformation et une valeur de la TRIP finale plus élevée par rapport à l'expérimental.

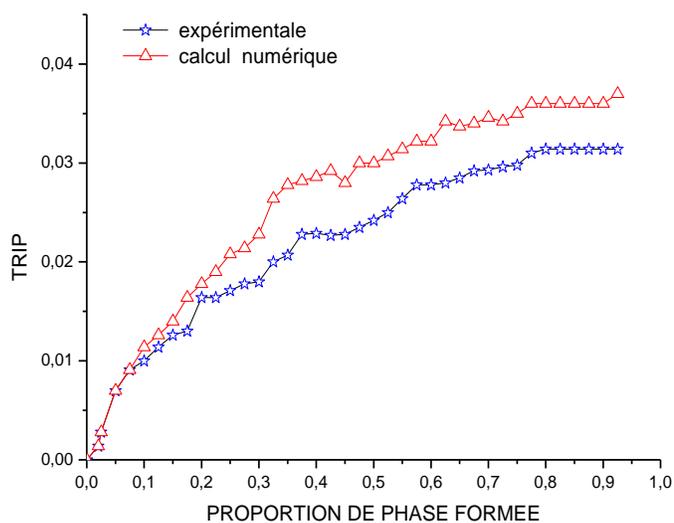


Fig. IV. 4: Comparaison entre la plasticité de transformation obtenus par la simulation numérique et les résultats expérimentaux de Gautier [6] pour une transformation martensitique dans l'acier Fe-Ni-C sous une contrainte de traction égale à 250 MPa [200]

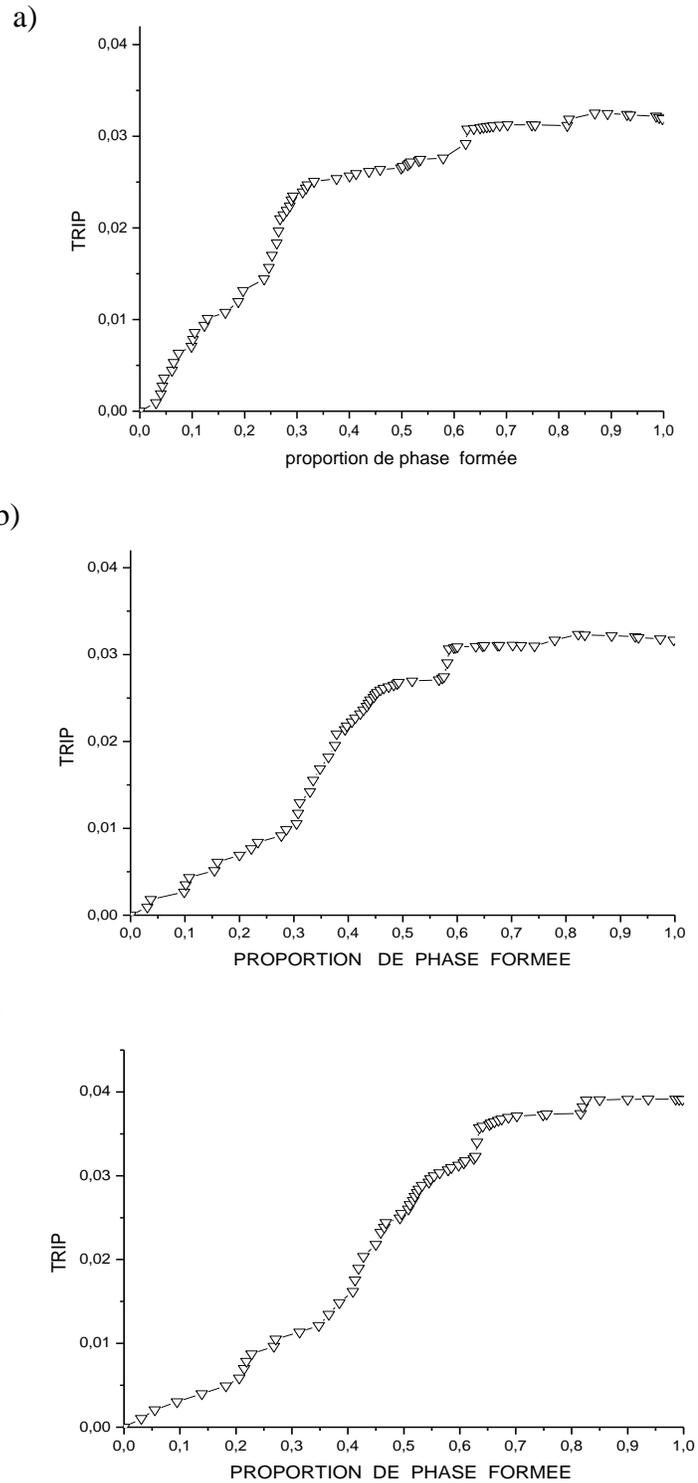


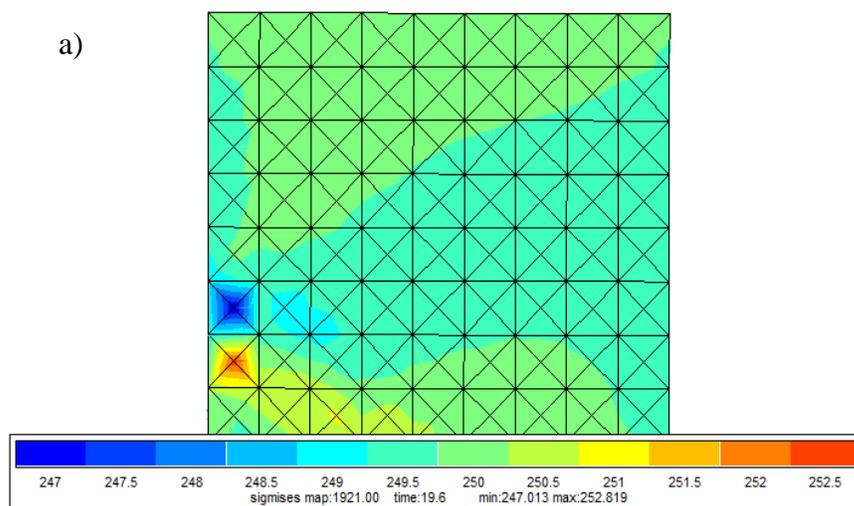
Fig. IV. 5: Effet de la taille du maillage sur le TRIP pour une première courte plaquette imposée, orientée à 315° , sous une contrainte de traction égale à 250MPa , a) : Critère FMMoy , b) : Critère FMC, c) : Critère : FMMax.

Le tableau (IV.2) montre la différence en les valeurs de TRIP obtenus par les critères de choix des plaquettes, comparativement aux résultats expérimentaux. Selon le niveau d'avancement de la transformation, on constate que le critère FMC donne une cinétique un peu lente au début de la transformation ($Z < 0,5$), et la valeur de la TRIP devient proche des valeurs expérimentales au-delà de ($Z \geq 0,5$). Ceci nous permet de conclure que le critère proposé (FMC) donne une estimation satisfaisante de la TRIP.

Tab IV. 2: valeurs de la TRIP selon le critère, en fonction de l'avancement de la transformation

les critères de choix des plaquettes de martensites	Les proportions de phase formée (Z)					
	Z=0,1	Z=0,3	Z=0,5	Z=0,7	Z=0,8	Z=1
FMMax	0,004	0,012	0,024	0,036	0,038	0,039
FMMoy	0,006	0,024	0,026	0,032	0,032	0,033
FMC	0,004	0,01	0,026	0,031	0,032	0,032
Résultats de la simulation (Meftah)	0,01	0,023	0,03	0,035	0,036	0,038
Résultats expérimentaux	0,01	0,018	0,024	0,027	0,03	0,03

Les figures (IV.6 a-c) représentent l'état de la contrainte équivalente au sens de Von mises, l'état de cisaillement interne et la contrainte normale, suivant l'axe de l'application de la charge, dans le cas d'une plaquette imposé au début de transformation et orientée à 315° .



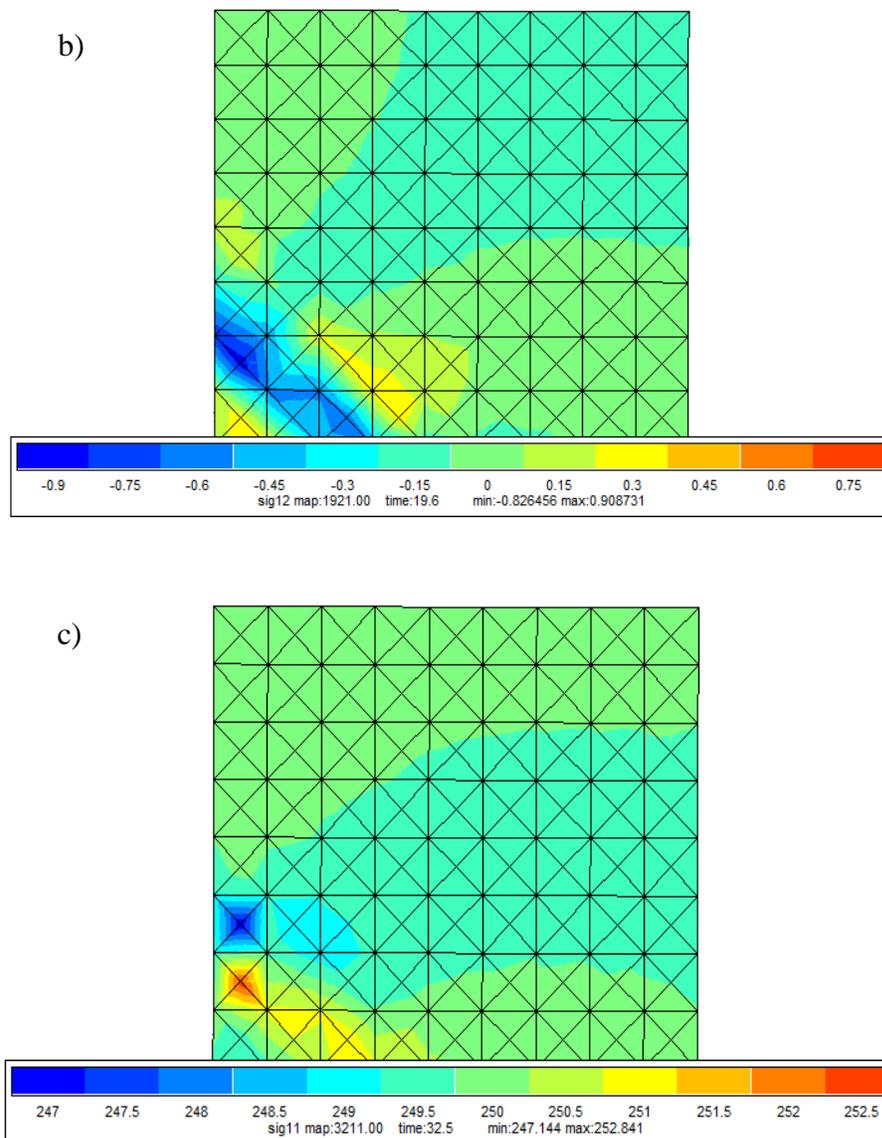


Fig. IV. 6: Iso valeurs suivant l'axe de l'application de la charge dans le cas d'une courte plaquette imposée au début de la transformation et orientée à 315° . a) : Variation de l'état de contrainte équivalente au sens de Von mises, b) : Variation de l'état de contrainte du cisaillement interne, c) : Variation de l'état de contrainte normale

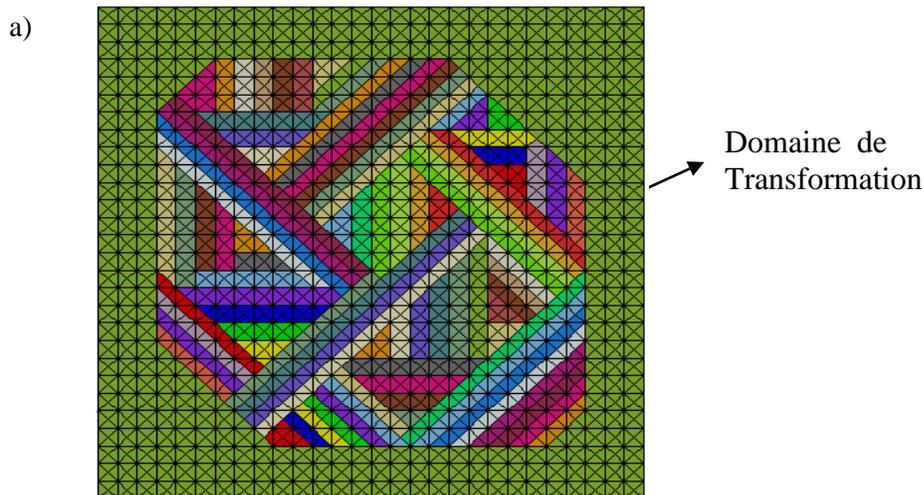
IV.7.2 ANALYSE DE L'EFFET DE LA FORME DU JOINT DE GRAIN

La géométrie proposée de 28x28 briques (fig. IV.7), représente un grain austénitique et son contour, le joint. Une brique est composée de 4 éléments triangulaires unitaires. Le joint de grain, qui est considéré comme le milieu environnant, est considéré non uniforme et formé au minimum de trois briques.

Le modèle élaboré est un modèle micromécanique bidimensionnel à l'échelle mono grain initialement proposé par Wen [37] (joint de grain uniforme), maillé avec des éléments de base triangulaires uniformes.

Le maillage de la cellule est décomposé en deux zones: une zone centrale où la transformation se produit (formation des plaquettes de martensite) (fig. IV.7 a), et une deuxième zone, qui représente un milieu environnant non uniforme qui joue le rôle d'un joint de grain (fig. IV. 7 b), qui a une forme qui reflète en quelque sorte, l'aspect géométrique du domaine de transformation (grain) (Fig. IV.8).

Dans nos calculs, le milieu environnant (joint de grain) est considéré comme un mélange d'austénite et de martensite ayant un comportement élastoplastique. Ses caractéristiques mécaniques sont déterminées suivant la loi linéaire des mélanges.



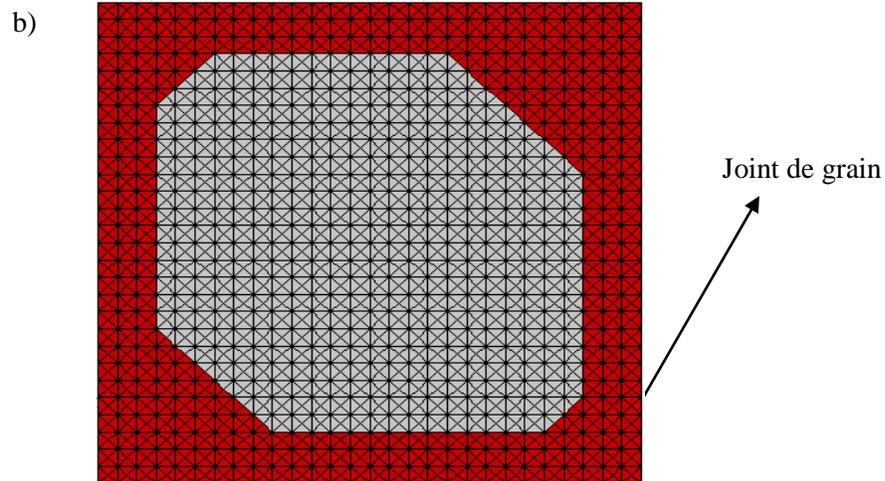


Fig. IV. 7: Représentation du grain en maillage triangulaire. a) Distribution de courtes plaquettes dans le domaine où se manifeste la transformation martensitique, b) Joint de grain.

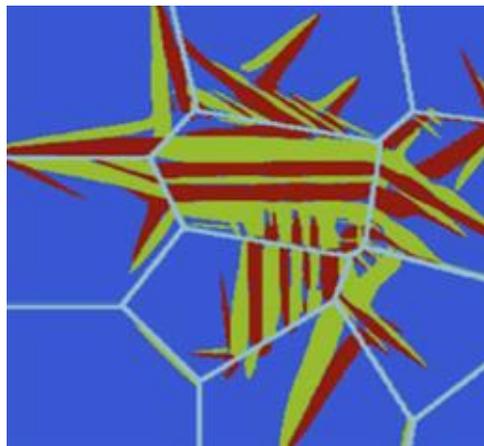


Fig. IV. 8: Forme des grains obtenus à partir de la technique SEM-EBSD, sur un échantillon d'acier 301 qui a été soumis à une transformation martensitique [207].

L'influence de l'effet de la taille du grain et du choix du critère d'avancement de la transformation dans le cas d'un milieu environnant non uniforme (Fig. IV.7), a été étudiée en utilisant le même état de chargement mécanique de traction égal à 250 MPa.

La figure (IV.9) représente le cisaillement interne et l'état des déformations, suivant l'axe de l'application de la charge, dans le cas d'une plaquette orientée à 315°, imposée au début de la transformation martensitique.

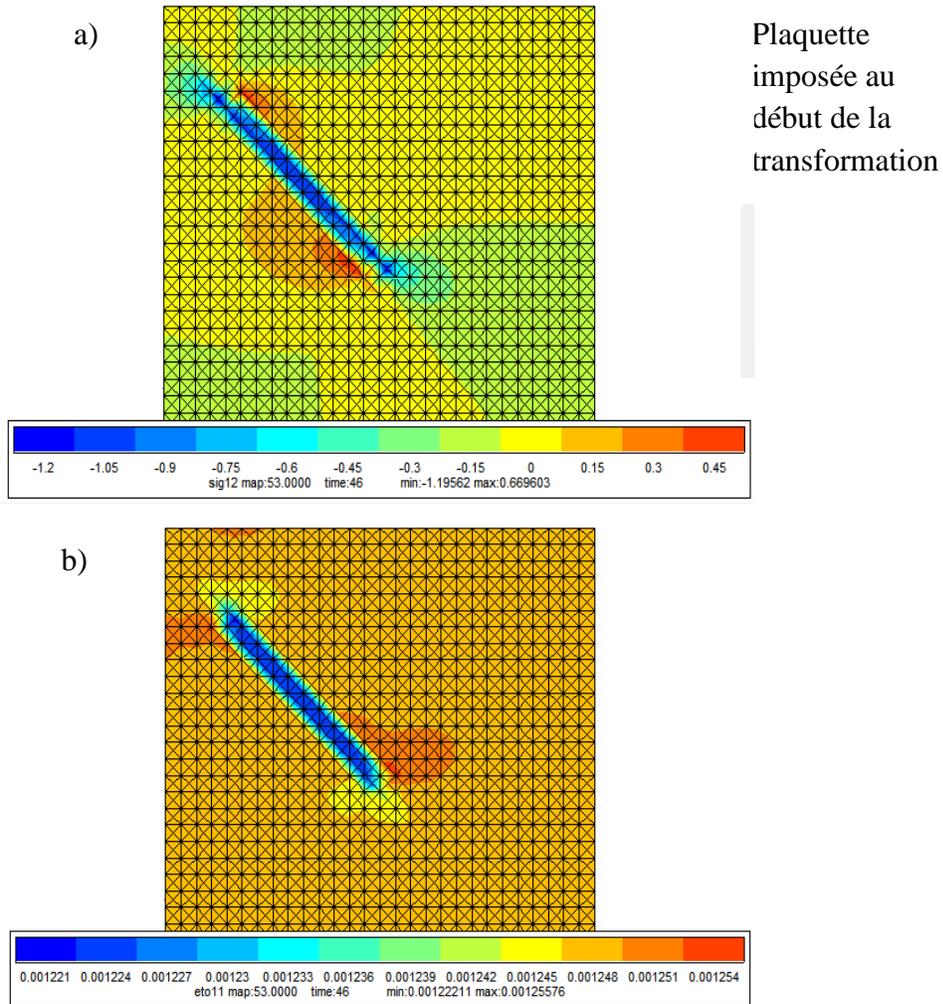


Fig. IV. 9: Iso valeurs suivant l'axe de l'application de la charge dans le cas d'une courte plaquette imposée au début de la transformation et orientée à 315° a) : l'état de contrainte de cisaillement interne, b) : état de déformations interne.

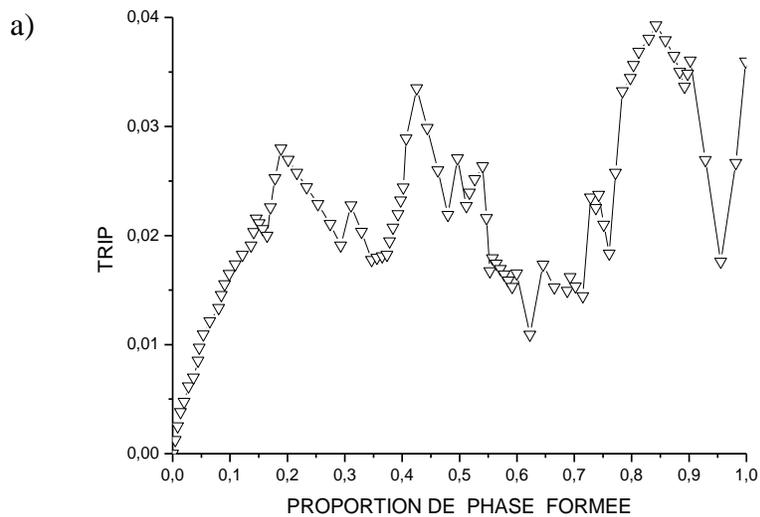
Les figures (IV.10 a) et (IV.10 b) représentent respectivement, l'évolution de la déformation de plasticité de transformation, dans le cas d'une courte plaquette imposée au début de la transformation et utilisant respectivement les critères FMC de la et celui de Wen. On constate que le critère FMC présente une cinétique de transformation rapide au début de

la transformation, par contre le critère FMMoy donne une vitesse d'avancement assez lente (Tab. IV.3). Par ailleurs, d'après les figures (IV.10 a-b) on remarque l'existence d'un phénomène de contraction / extension durant toute la transformation.

D'après le tableau (IV.3), représentant les valeurs de la TRIP à des taux d'avancement de la transformation (Z), on observe que les critères FMMoy et FMC surestiment la valeur finale de la TRIP, comparativement aux résultats expérimentaux [6].

Tab IV. 3: Variation de la TRIP selon le critère, en fonction du taux de la phase formée

les critères de choix des plaquettes de martensites	Les proportions de phase formée (Z)					
	$Z=0,1$	$Z=0,3$	$Z=0,5$	$Z=0,7$	$Z=0,8$	$Z=1$
FMMoy	0,005	0,018	0,035	0,041	0,035	0,038
FMC	0,014	0,018	0,022	0,016	0,035	0,036
Résultats de la simulation (Meftah)	0,01	0,023	0,03	0,035	0,036	0,038
Résultats expérimentaux	0,01	0,018	0,024	0,027	0,03	0,03



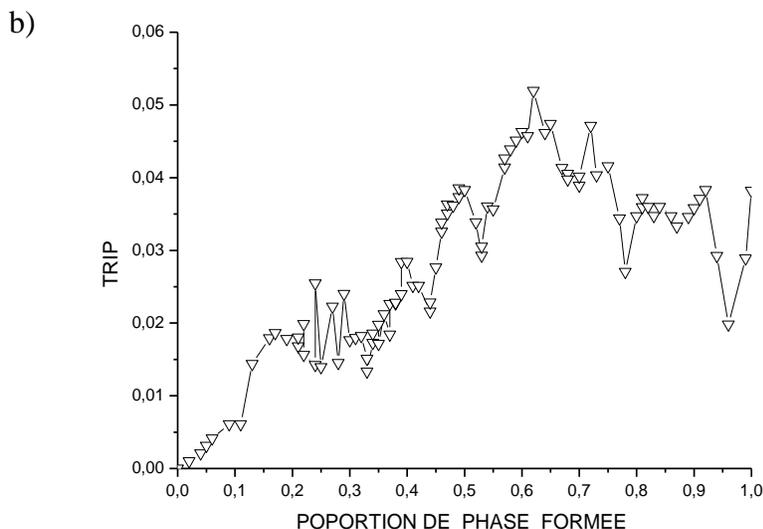


Fig. IV. 10: Effet de la taille du maillage et la forme du joint de grain sur le TRIP dans le cas d'une plaquette imposée et selon les critères a) : FMC, b) FMMoy.

Les figures (IV.11 a) et (IV.11 b), représentent l'évolution de la déformation de plasticité de transformation (TRIP), dans le cas d'identification des plaquettes composant le grain, c'est-à-dire sans imposition de la première plaquette de transformation. Dans ce cas, les plaquettes sont identifiées de manière à obtenir un état de contrainte interne donné, ce qui va servir à l'ordonnement de transformation des plaquettes, moyennant des critères de choix (EDEà l'échelle global (EDEG) [34] et le FMC).

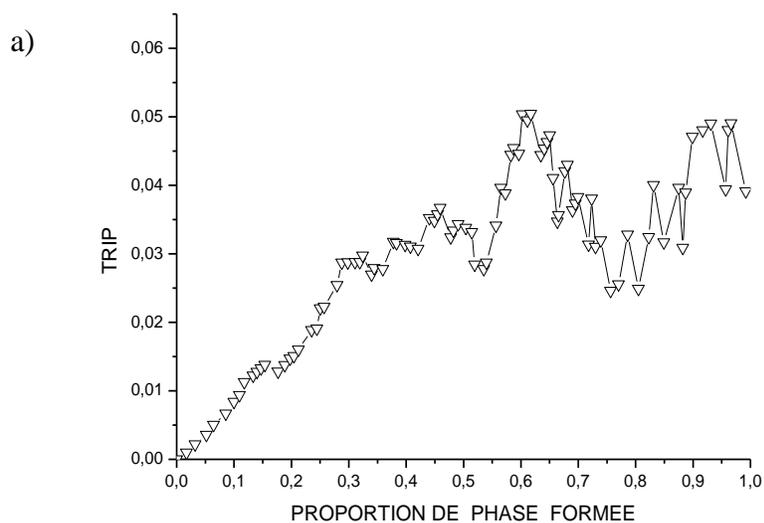
On remarque que les résultats obtenus selon le critère FMC donnent une cinétique rapide jusqu'à 30% ($Z=0,3$) de la transformation (Tab. IV.4) par rapport à l'expérimental. Au-delà de 30% de la transformation jusqu'à la fin de la transformation, la valeur de la TRIP varie pour finir à une valeur proche de celle obtenue expérimentalement (fig. IV.4).

Par ailleurs, le critère proposé FMC favorise un état de déformation alterné (contraction et extension), ce phénomène est observé à partir de 50% de la transformation, jusqu'à la fin de la transformation (Fig. IV.11a).

Les résultats obtenus selon le critère de l'énergie de déformation élastique (EDE) dans le repère global (EDEG) [34], surestiment la valeur de TRIP et donnent une cinétique de transformation non conforme aux résultats expérimentaux.

Tab IV. 4: Valeurs de la TRIP selon le critère, en fonction de l'avancement de la transformation

les critères de choix des plaquettes de martensites	Les proportions de phase formée (Z)					
	Z=0,1	Z=0,3	Z=0,5	Z=0,7	Z=0,8	Z=1
EDEG	0,008	0,018	0,043	0,057	0,059	0,07
FMC	0,007	0,029	0,032	0,037	0,028	0,038
Résultats de la simulation (Meftah)	0,01	0,023	0,03	0,035	0,036	0,038
Résultats expérimentaux	0,01	0,018	0,024	0,027	0,03	0,03



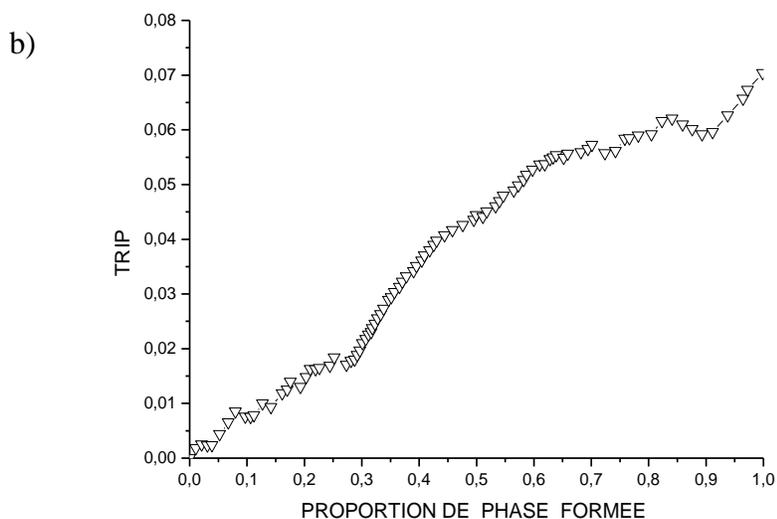


Fig. IV. 11: Effet de la taille du maillage et de la forme du joint de grain sur le TRIP dans le cas d'une identification de toutes les plaquettes et selon les critères a) : FMC, b) : EDEG

On remarque que l'utilisation du critère de la force mécanique de cisaillement (FMC) comme un paramètre d'ordonnement des aiguilles de martensite pendant la transformation, donne des résultats qui sont en bonne concordance avec ceux obtenus expérimentalement, que ce soit dans le cas d'une imposition de la plaquette au début de la transformation et beaucoup mieux dans le cas d'une identification des plaquettes au début de la transformation.

IV.7.3 ETUDE DE L'EFFET DU CHARGEMENT MECANIQUE COMBINE SUR LA TRIP

On a testé l'aptitude des critères de choix des plaquettes de martensites FMC, FMMoy et EDEL à représenter le phénomène de TRIP, en considérant deux états de directions de cisaillement des plaquettes dans le grain (fig. IV.12). Le chargement mécanique imposé est composé de deux types de contraintes : le premier chargement consiste à une application d'une contrainte de compression égale à 250 MPa durant toute la transformation et le deuxième chargement, une contrainte de traction égale à 250 MPa appliquée jusqu'à 80% de

la transformation, suivie d'une compression égale à 250 MPa, à 20% de la fin de transformation.

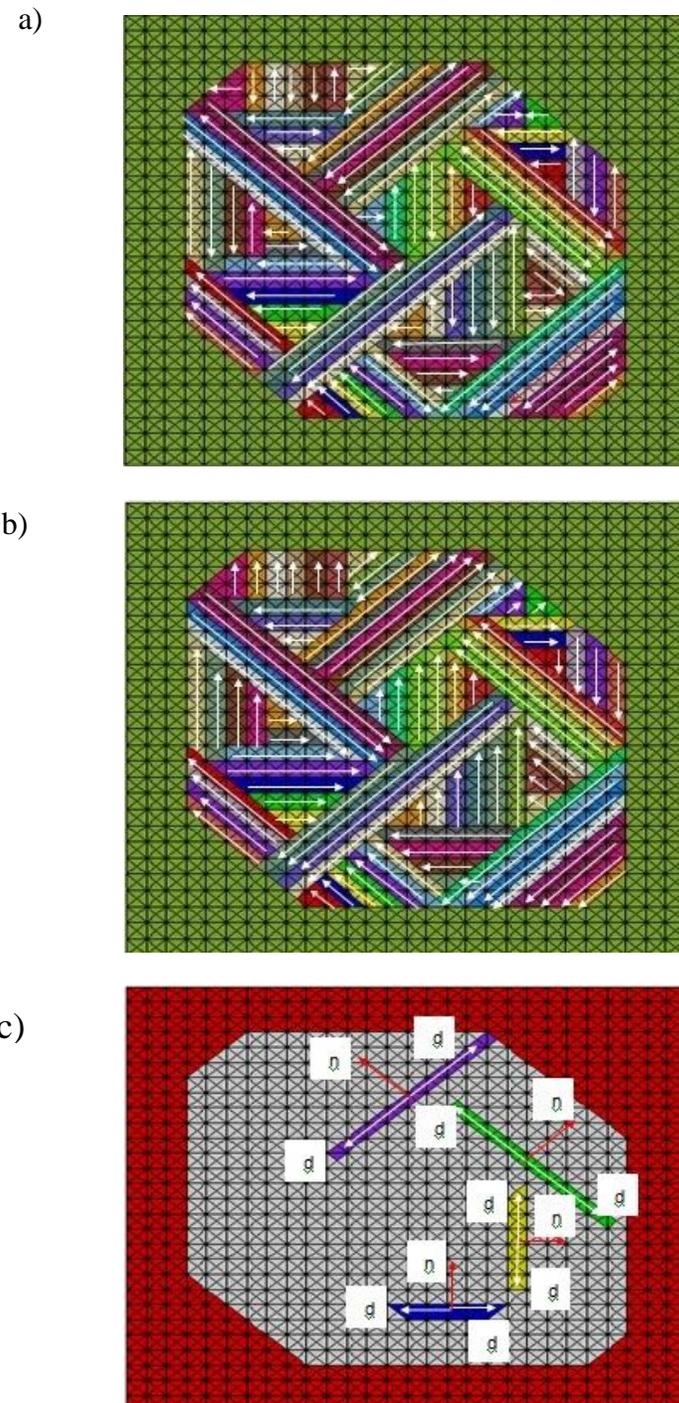


Fig. IV. 12: Distribution de courtes plaquettes dans un grain avec un maillage triangulaire. a) Première direction de cisaillement des aiguilles de martensitique, b) Seconde direction de cisaillement, c) Joint de grain et la base locale des huit plaquettes de martensite (\vec{d}, \vec{n}) [31].

IV.7.3.1 CONDITIONS AUX LIMITES

Le modèle utilisé, est un modèle initialement proposé par Ganghoffer [176], qui suppose que les bords de la cellule restent droits et parallèles pendant la transformation. Une telle hypothèse est justifiée d'un point de vue physique, par le fait que les frontières du grain agissent en tant qu'obstacles à la propagation des plaquettes de martensites formées. Les conditions aux limites sont appliquées sur les frontières extérieures du milieu environnant, comme illustré sur la figure (IV.13) [34].

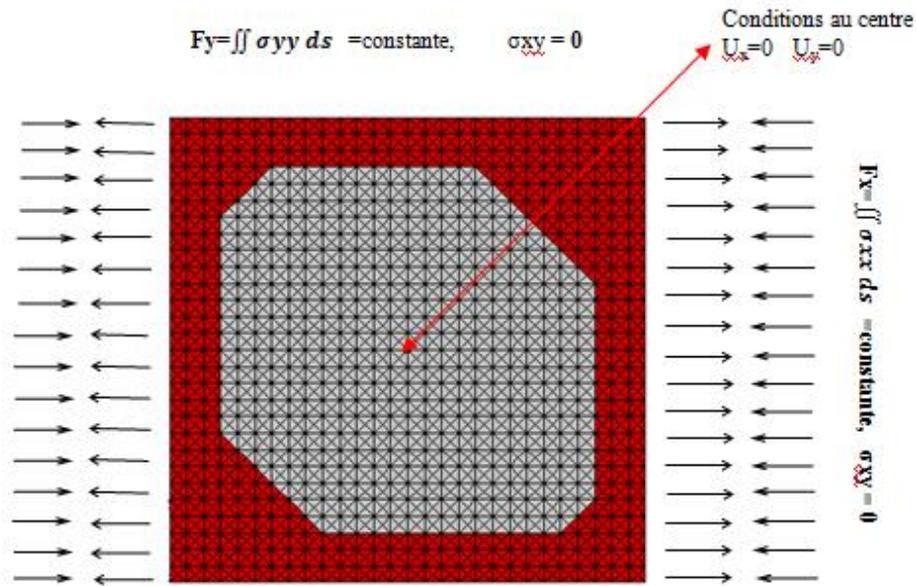


Fig. IV. 13: Schéma représentatif des conditions aux limites imposées sur le grain [34], pour les deux cas de chargements : compression dans le premier cas, traction et compression dans le second cas et respectivement appliquées sur 80% et 20% du temps de la transformation (M_s, M_f)

L'influence des paramètres, tels que la taille du grain, le choix du critère d'avancement de la transformation dans le cas d'un milieu environnant non uniforme (Fig. IV.12) et la direction de cisaillement des plaquettes sur le sens de l'écoulement plastique, la valeur de la TRIP ainsi que la cinétique de la TRIP ont été étudiées.

Les figures (IV.14) et (IV.15), représentent respectivement, l'évolution de la déformation de plasticité de transformation (TRIP), dans le cas d'un chargement mécanique de compression

égal à 250 MPa. Le domaine de transformation est formé de courtes plaquettes et une identification globale des plaquettes de martensite a été appliquée au début de la transformation. L'utilisation respective des critères FMC, FMMmoy et EDEL, donnent l'ordre de formation des plaquettes pour les deux directions de cisaillement dans le grain, c'est-à-dire la cinétique de la transformation.

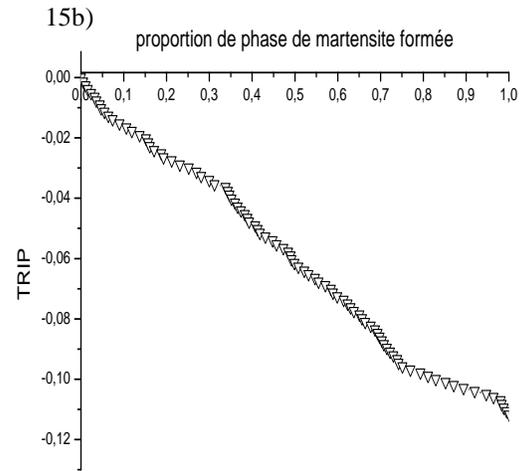
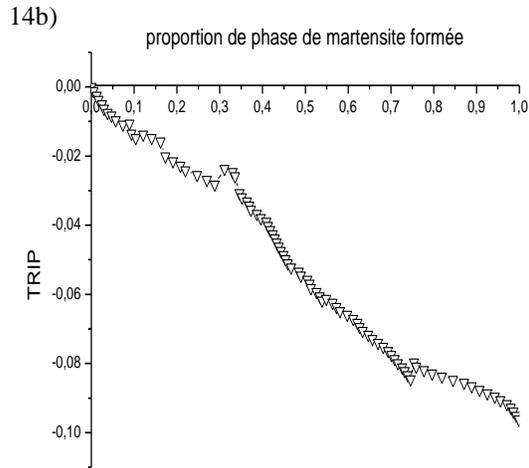
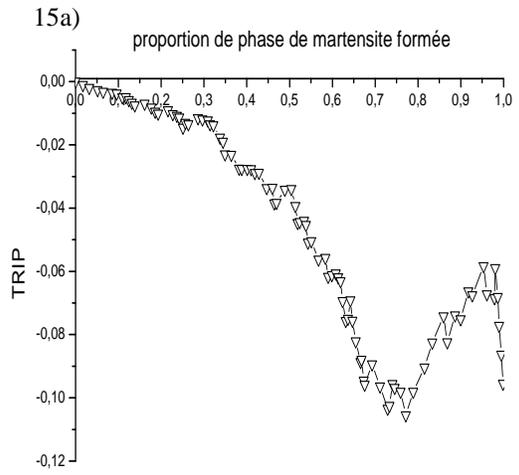
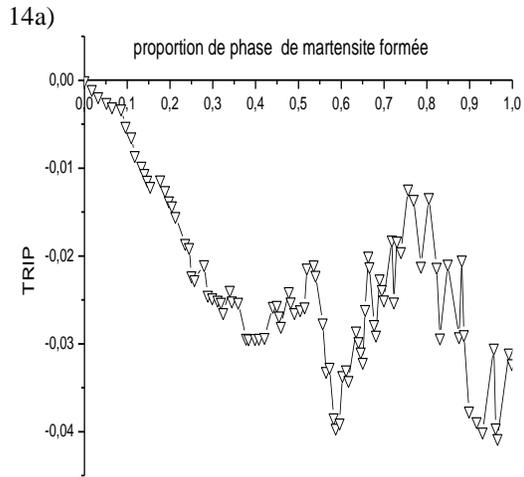
On remarque que les résultats obtenus montrent un sens d'écoulement plastique négatif, identique au signe de la charge appliquée (compression) (Tab. IV.5). Les figures (IV.14a et IV.15a) sont obtenues selon le critère FMC. On remarque une influence très sensible de la direction de cisaillement des plaquettes sur la cinétique et la valeur absolue maximale de la TRIP, qui sont respectivement de 4% (pour un taux d'avancement $Z=0,65$) et 11% (pour un taux d'avancement $Z=0,77$).

Selon le critère FMMmoy (fig. IV.14 b et IV.15 b), on observe que l'effet de la direction de cisaillement des plaquettes de martensite sur les deux paramètres de la transformation (cinétique de la transformation et la valeur de TRIP) n'est pas significatif.

Par contre, les résultats obtenus selon le critère EDEL (fig. IV.14 c et IV.15 c), donnent respectivement, une cinétique légèrement rapide jusqu'à 20% du début de la transformation et une valeur absolue maximale de la TRIP égale à 7%, atteinte seulement à 45% de l'avancement de la transformation. En fin de transformation, la valeur de la TRIP est la même pour les deux derniers cas de direction de cisaillement de plaquettes et elle représente 2% en valeur absolue (Tab. IV.5).

Tab IV. 5: Variation de la TRIP selon le critère, en fonction de l'avancement de la transformation

les critères de choix	Les proportions de phase formée (Z)											
	Z=0,1	Z=0,3	Z=0,5	Z=0,7	Z=0,8	Z=1	Z=0,1	Z=0,3	Z=0,5	Z=0,7	Z=0,8	Z=1
	1 ^{er} sens de cisaillement des plaquettes						2 ^{ème} sens de cisaillement des plaquettes					
EDEL	-0,005	-0,01	-0,028	-0,042	-0,07	-0,022	-0,0095	-0,02	-0,07	-0,07	-0,039	-0,022
FMMoy	-0,001	-0,03	-0,05	-0,075	-0,081	-0,098	-0,02	-0,035	-0,059	-0,08	-0,099	-0,11
FMC	-0,005	-0,022	-0,025	-0,017	-0,012	-0,03	-0,007	-0,012	-0,032	-0,09	-0,12	-0,099



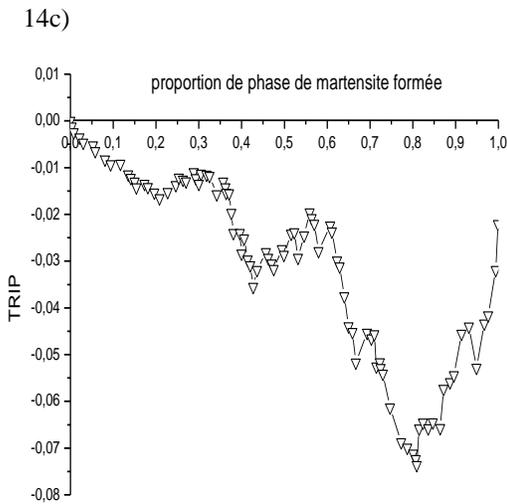


Fig. IV.14: Evolution de la TRIP sous une contrainte de compression avec la première direction de cisaillement : a) Critère FMC, b) Critère FMMmoy, c) Critère EDEL

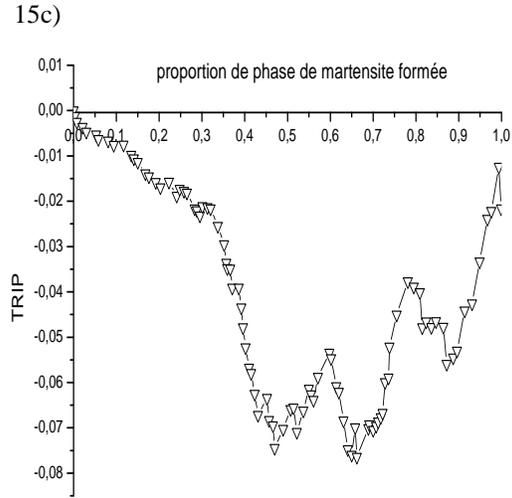


Fig. IV.15 : Evolution de la TRIP sous une contrainte de compression avec la deuxième direction de cisaillement : a) Critère FMC, b) Critère FMMmoy, c) Critère EDEL

Les figures (IV.16) et (IV.17), représentent l'évolution de la plasticité de transformation pour les deux directions de cisaillement des plaquettes, dans le cas d'un chargement de traction suivi d'une compression. Les résultats obtenus, présentent un sens d'écoulement plastique en parfaite concordance avec l'état de contrainte interne, instauré durant la transformation martensitique et ce pour les deux directions de cisaillement des plaquettes de martensites et selon les critères FMC et EDEL (Fig. IV.16a, IV.17a et Fig. IV.16c, IV.17c). On remarque par contre que les résultats obtenus selon le critère FMMmoy présente un sens d'écoulement qui ne s'aligne pas avec les constatations expérimentaux (Tab. IV.6).

L'application d'une contrainte de compression à 20 % de la fin de la transformation, selon le critère FMC, donne un écoulement plastique négatif dans la première direction de cisaillement à 86 % du début de la transformation (Fig. IV.16a) et pour la deuxième direction de cisaillement à 77 % de la transformation (Fig. IV.17 a).

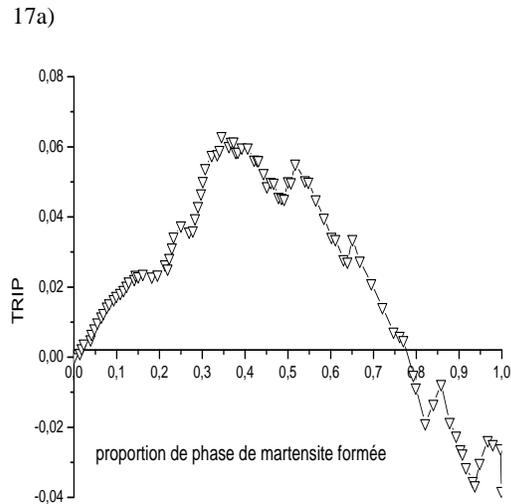
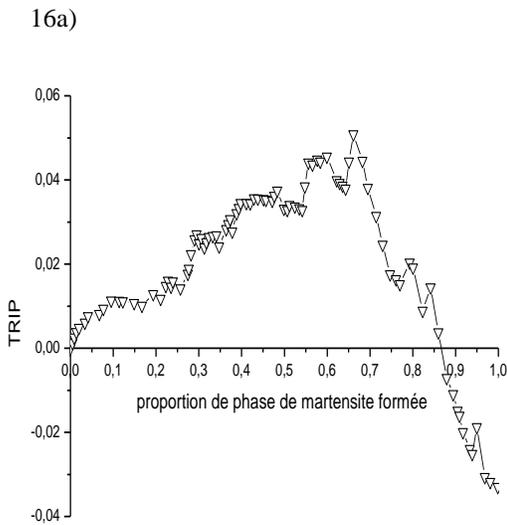
Par contre, les résultats obtenus selon le critère EDEL, présentent un inversement tardive du sens d'écoulement par rapport à ceux obtenus selon le critère FMC, se situant à 97% de la transformation pour la première direction de cisaillement (Fig. IV.15 c) et à 90 % pour la deuxième (Fig. IV.17 c).

D'après le tableau (IV.6), on constate que l'écoulement plastique obtenu selon le critère FMC change de direction dans la dernière plage d'avancement de transformation (entre 80% et 100%). Par contre, selon le critère EDEL[34](le critère EDE exprimé dans le repère local), la déformation de transformation inverse le signe entre 90% et (100%) de la fin de transformation.

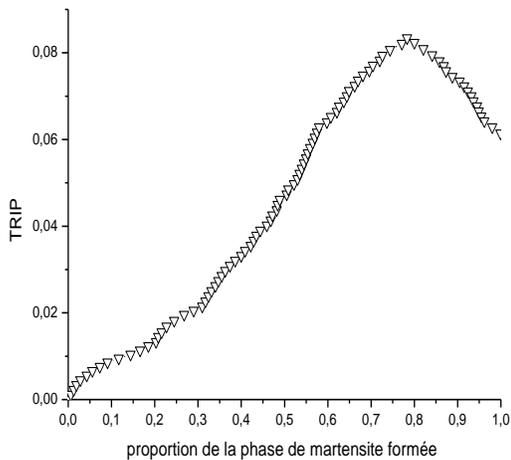
On peut donc conclure que le critère FMC et EDEL donnent de meilleurs résultats que le critère FMMoy.

Tab IV. 6: Valeurs de la TRIP selon le critère, en fonction du taux de formation de phase

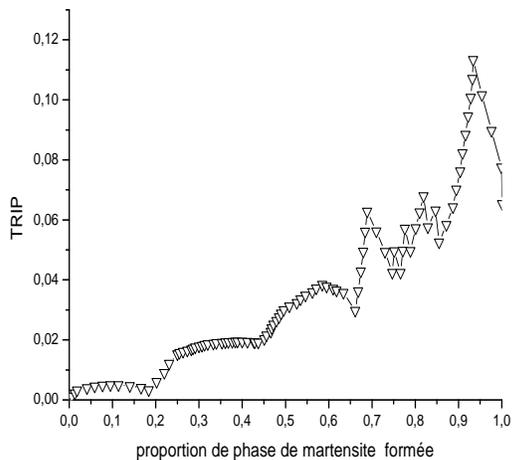
les critères de choix	Les proportions de phase formée (Z)											
	Z=0,1	Z=0,3	Z=0,5	Z=0,7	Z=0,8	Z=1	Z=0,1	Z=0,3	Z=0,5	Z=0,7	Z=0,8	Z=1
	1 ^{er} sens de cisaillement des plaquettes						2 ^{ème} sens de cisaillement des plaquettes					
EDEL	0,01	0,01	0,03	0,045	0,07	-0,023	0,015	0,02	0,07	0,065	0,038	-0,025
FMMoy	0,01	0,02	0,045	0,08	0,082	0,061	0,005	0,02	0,03	0,065	0,07	0,07
FMC	0,016	0,02	0,037	0,03	0,016	-0,037	0,019	0,042	0,044	0,02	-0,01	-0,038



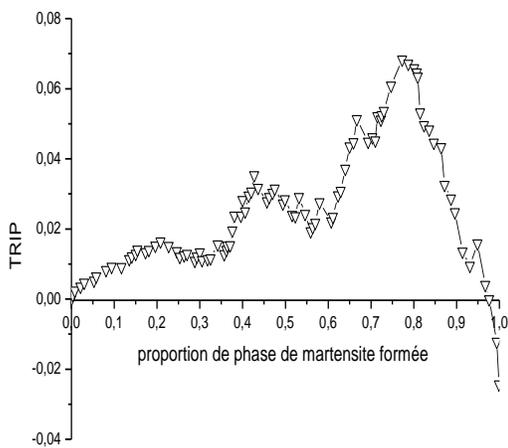
16b)



17b)



16c)



17c)

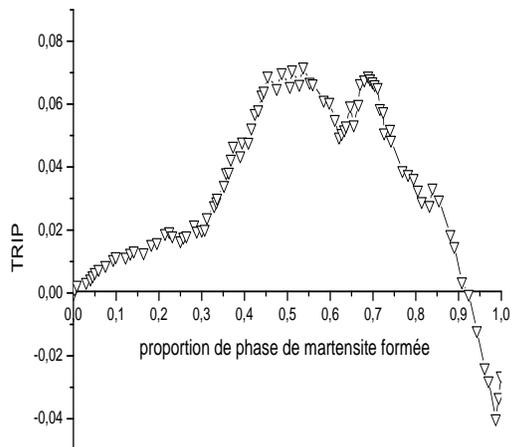


Fig. IV.16: Evolution de TRIP sous une contrainte de traction + compression avec la première direction de cisaillement : a) Critère FM, b) Critère

Fig. IV.17: l'évolution de TRIP sous une contrainte de traction +compression avec la deuxième direction de cisaillement : a) Critère FM, b) Critère FMMoy, c) Critère

IV.8 MODELISATION A L'ECHELLE MULTI GRAIN DE FORMES QUELCONQUES

IV.8.1 GEOMETRIE DU MODELE

La géométrie de ce modèle représente les cinq grains sous la forme d'un rectangle (Fig. IV.18), maillé avec 4056 éléments triangulaires uniformes, ce qui constitue un ensemble de 143 variantes réparties sur les cinq grains. Les plaquettes de martensite ont différentes longueurs et sont orientées suivant les 8 directions de cisaillements possibles. Par ailleurs, le milieu environnant (joint de grain extérieur et inter granulaire) est constitué de deux bandes d'éléments triangulaires.

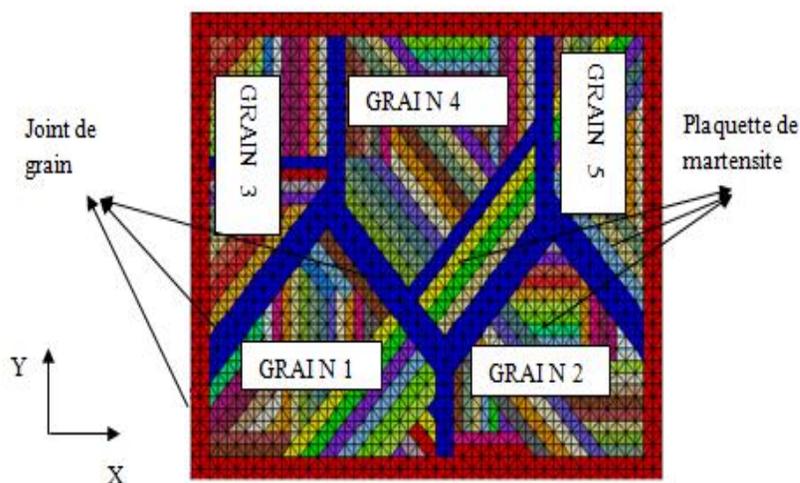


Fig. IV. 14: Représentation du milieu environnant (joint de grain) et distribution de courtes plaquettes dans un multi-grain en maillage triangulaire

IV.8.2 CONDITIONS AUX LIMITES

Les calculs sont menés à l'échelle multi-grain, sous deux types de chargements mécaniques bi-axiale de traction / compression (150, 150) MPa et compression / traction de mêmes valeurs, appliquées respectivement suivant X et Y.

Les conditions aux limites sont données sur la figure (IV.19). Les bords externes de l'ensemble du domaine restent droits et parallèles pendant toute la transformation. Par

contre, nous n'avons imposé aucune condition sur les zones de contact entre les grains et le milieu environnant (les frontières des grains) [34].

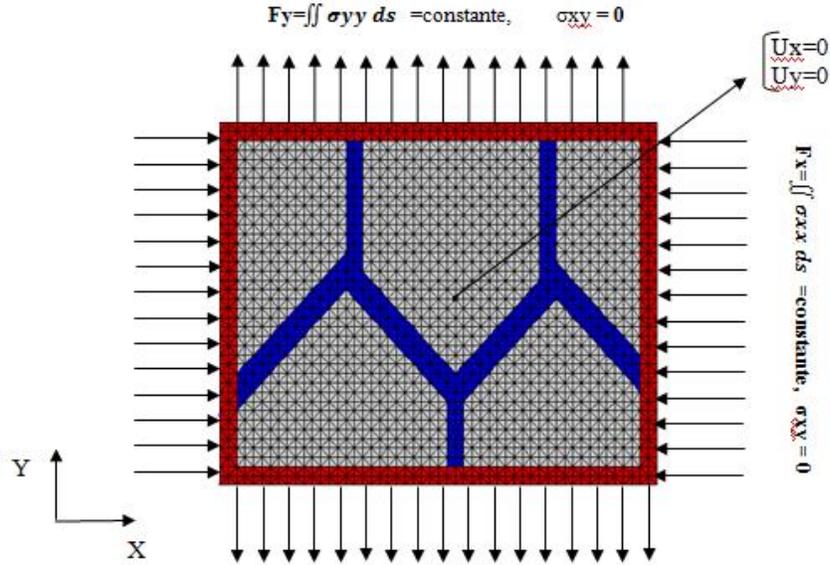


Fig. IV. 15: Schéma représentatif des conditions aux limites imposées sur le multi-grain (valable pour les deux types de chargements sauf que, le sens des flèches suivent le type de contrainte imposée suivant une direction donnée) [34]

IV.8.3 CALCUL NUMERIQUE DE LA DEFORMATION DE LA PLASTICITE DE TRANSFORMATION

Dans le cas de la simulation sous une charge mécanique bi axiale (traction- compression ou de compression-traction), la déformation macroscopique totale ϵ^{totale} est évaluée à travers le déplacement des nœuds du bord du maillage selon deux méthodes, la première est une déformation totale au sens de Von mises (éq. IV.6) et la deuxième est exprimée en tant que déformation équivalente Max (éq. IV.7).

$$\epsilon_{\text{Von mises}}^{\text{totale}} = \sqrt{\epsilon_x^2 + \epsilon_y^2} \quad (\text{IV.6})$$

$$\epsilon_{\text{equivalente max}}^{\text{totale}} = \frac{\epsilon_x + \epsilon_y}{2} + 1/2 \sqrt{(\epsilon_x - \epsilon_y)^2 - \tau^2} \quad (\text{IV.7})$$

Cette valeur de déformation représente la somme de quatre termes de déformation (éq. IV.8). Dans nos calculs, on n'a pas pris en compte que les déformations élastique et plastique dues au chargement externe. La plasticité de transformation est donnée par l'équation (éq. IV.9) [34].

$$\varepsilon_{\text{Von mises, equivalente max}}^{\text{totale}} = \varepsilon_{x,y}^{\text{el}} + \varepsilon_{x,y}^{\text{tr}} + \varepsilon_{x,y}^{\text{pc}} + \varepsilon^{\text{pt}} \quad (\text{IV.8})$$

$$\varepsilon^{\text{pt}} = \varepsilon_{\text{Von mises, equivalente max}}^{\text{totale}} - \varepsilon_{x,y}^{\text{tr}} \quad (\text{IV.9})$$

Avec :

$\varepsilon_{\text{Von mises}}^{\text{totale}}$: Déformation macroscopique totale au sens de Von mises ;

$\varepsilon_{\text{equivalente max}}^{\text{totale}}$: Déformation macroscopique totale exprimée en tant qu'une déformation équivalente Max ;

ε_x : Déformation dans la direction X ;

ε_y : Déformation dans la direction Y ;

τ : Déformation de cisaillement dans le plan X et Y ;

$\varepsilon_x^{\text{el}}$: Déformation macroscopique élastique suivant la direction x, due au chargement externe ;

ε^{pt} : Déformation plastique due à la transformation de phase ;

$\varepsilon_{x,y}^{\text{pc}}$: Déformation plastique due au chargement externe (dans le cas d'un pré-écrouissage de l'austénite) ;

$\varepsilon_{x,y}^{\text{tr}}$: Déformation de transformation dans les deux directions (X,Y) à la température considérée ;

IV.8.4 CHARGEMENT BIAxIAL DE TRACTION- COMPRESSION

Nous consacrons cette partie, à la prévision de la plasticité de transformation dans l'acier Fe-Ni-C, sous chargement mécanique bi-axial de traction-compression suivant respectivement les directions X et Y, égal à (150-150) MPa. La valeur finale de la TRIP, la cinétique de transformation et le sens de l'écoulement plastique ont été étudiés sous l'effet des paramètres pilotes pour ce type de transformation martensitique, qui sont : la taille du

grain, la forme du grain, le milieu environnant et les critères d'avancements de la transformation.

Afin d'étudier l'influence du critère utilisé sur la cinétique de la transformation, le sens d'écoulement plastique et la valeur finale de la TRIP, on a mis à l'épreuve les critères suivants :

- Le critère de l'énergie de déformation élastique EDE exprimé dans la base locale locale (EDE L) [34] ;
- et le critère proposé, la force mécanique de cisaillement (FMC).

La valeur de la TRIP est le résultat d'une soustraction entre la déformation totale et la déformation thermique ϵ^{tr} , pour chaque plaquette constituant le domaine de transformation. La déformation totale est calculée par deux méthodes, la première au sens de Von mises (éq. IV.6) et la seconde est la déformation équivalente maximale (IV.7). On a utilisé les deux déformations thermiques séparément, suivant X et Y (ϵ_x^{tr} , ϵ_y^{tr}).

On constate d'après toutes les figures (IV.20 a-b), (IV.21 a-b), (IV.22 a-b), que les résultats de la TRIP, obtenus en fonction de la déformation thermique suivant Y (ϵ_y^{tr}) montrent un écoulement plastique totalement positif durant la transformation martensitique. Ainsi, on trouve que la TRIP moyenne présente une cinétique de transformation de forme régulière.

La figure (IV.20), représente l'évolution de la déformation de la plasticité de transformation (TRIP), obtenu selon le critère EDEL) sous un chargement mécanique de traction-compression bi-axiale suivant X et Y, égal à (150-150) MPa. On constate que les résultats obtenus en fonction de la déformation totale au sens de Von mises (Fig. IV.20 a) sont élevés comparativement à ceux calculés en considération de la déformation équivalente max (Fig. IV.20 b). On remarque aussi que, l'écoulement plastique calculé en fonction de la déformation thermique suivant X (ϵ_x^{tr}) change de sens, du positif vers le négatif, à partir d'un taux d'avancement de la transformation égal à 37% ($Z=0,37$) et du négatif vers le positif au voisinage de 65% (0,65).

Dans les figures (IV.21 a) et (IV.22 a), on présente la variation de la TRIP, calculée selon le critère FMC utilisant sig11 croissant, en fonction respectivement de la déformation totale au

sens de Von mises et la déformation équivalente maximale. On remarque que pour la TRIP calculée en fonction de la déformation thermique suivant X (ϵ_x^{tr}), le sens de l'écoulement plastique change de direction à un taux de 70% ($Z=0,70$) de la transformation.

Le même calcul a été reconduit avec (FMC sig11) décroissante (Fig. IV.21 b et IV.22 b). D'après les résultats obtenus, on remarque que l'écoulement plastique a un double changement de sens, le premier a lieu à 20% ($Z=0,20$) de la transformation et le deuxième à 45% ($Z=0,45$) du taux d'avancement de la transformation martensitique.

Dans le tableau (IV.7), nous présentons la variation de la TRIP moyenne en fonction du taux de phase de martensite formée. On remarque que selon les deux critères, la cinétique de transformation dans le cas de TRIP calculée en fonction de la déformation totale au sens de Von mises est plus rapide, et sa valeur finale est plus grande que celles obtenus avec la déformation totale équivalente.

Du point de vu valeur de la TRIP moyenne, cinétique de transformation et sens de l'écoulement plastique, le critère FMC en ordre décroissant, donne des résultats plus proches que ceux obtenus selon le critère EDEL au début de la transformation, alors qu'en fin de transformation, on obtient une surestime la valeur de la TRIP selon le critère FMC.

Tab IV. 7: Variation de la TRIP moyenne selon le critère, en fonction de l'avancement de transformation

les critères de choix des plaquettes de martensites	Les proportions de phase formée (Z)					
	Z=0,1	Z=0,3	Z=0,5	Z=0,7	Z=0,8	Z=1
EDEL(deformation. eq)	0,01	0,021	0,03	0,035	0,035	0,015
EDEL(deformation. Vm)	0,018	0,04	0,05	0,077	0,078	0,078
FMC crois (deformation. eq)	0,009	0,02	0,035	0,035	0,032	0,021
FMC dcrois (deformation. eq)	0,005	0,015	0,035	0,032	0,03	0,029
FMC crois (deformation. Vm)	0,01	0,031	0,06	0,08	0,083	0,085
FMC dcrois (deformation. Vm)	0,0099	0,03	0,058	0,075	0,078	0,078

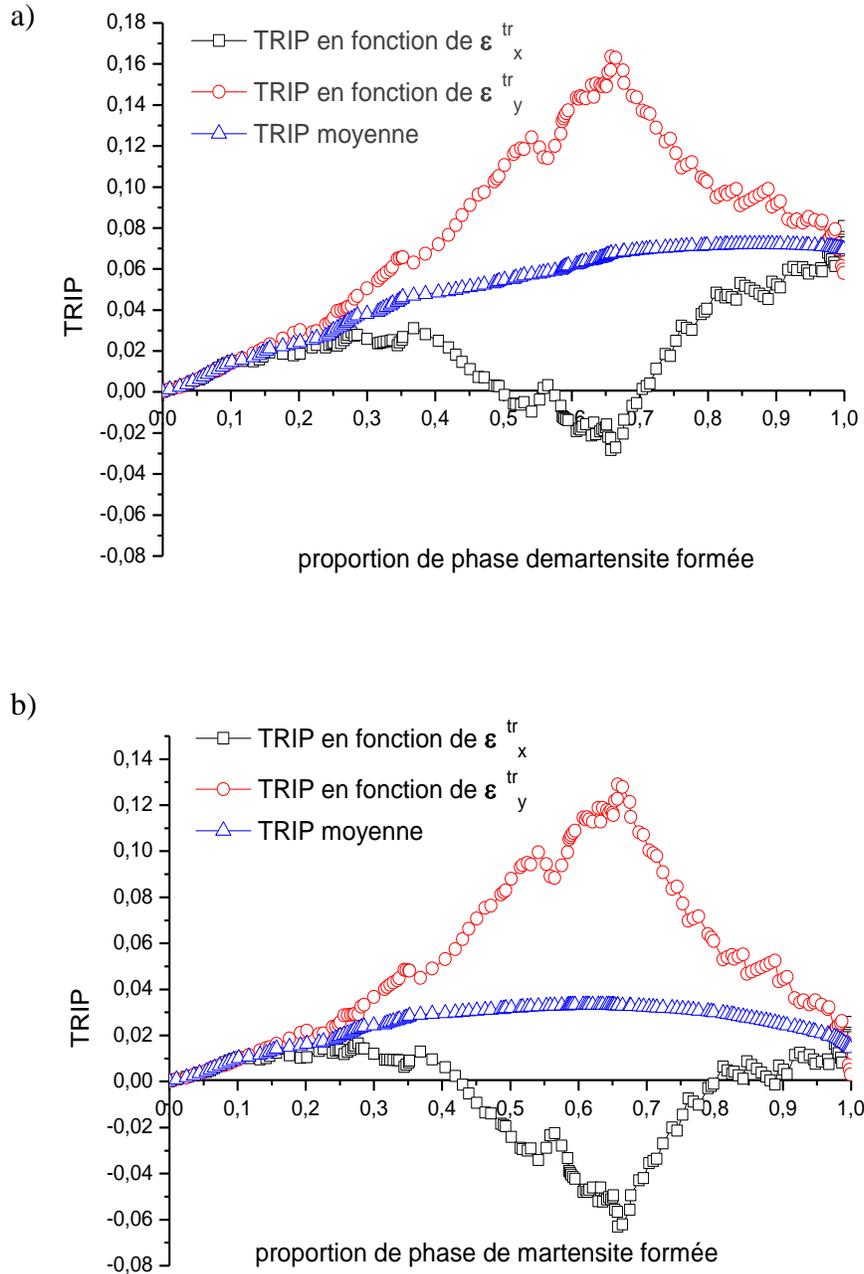


Fig. IV. 16: Variation du TRIP d'une transformation martensitique dans l'acier Fe-Ni-C sous une contrainte bi-axiale de traction-compression (150, 150 MPa) à l'échelle multi-grain, selon le critère EDEL : a) Résultat TRIP en fonction de la déformation totale au sens de Von mises , b) : Résultat TRIP en fonction de la déformation totale équivalente max .

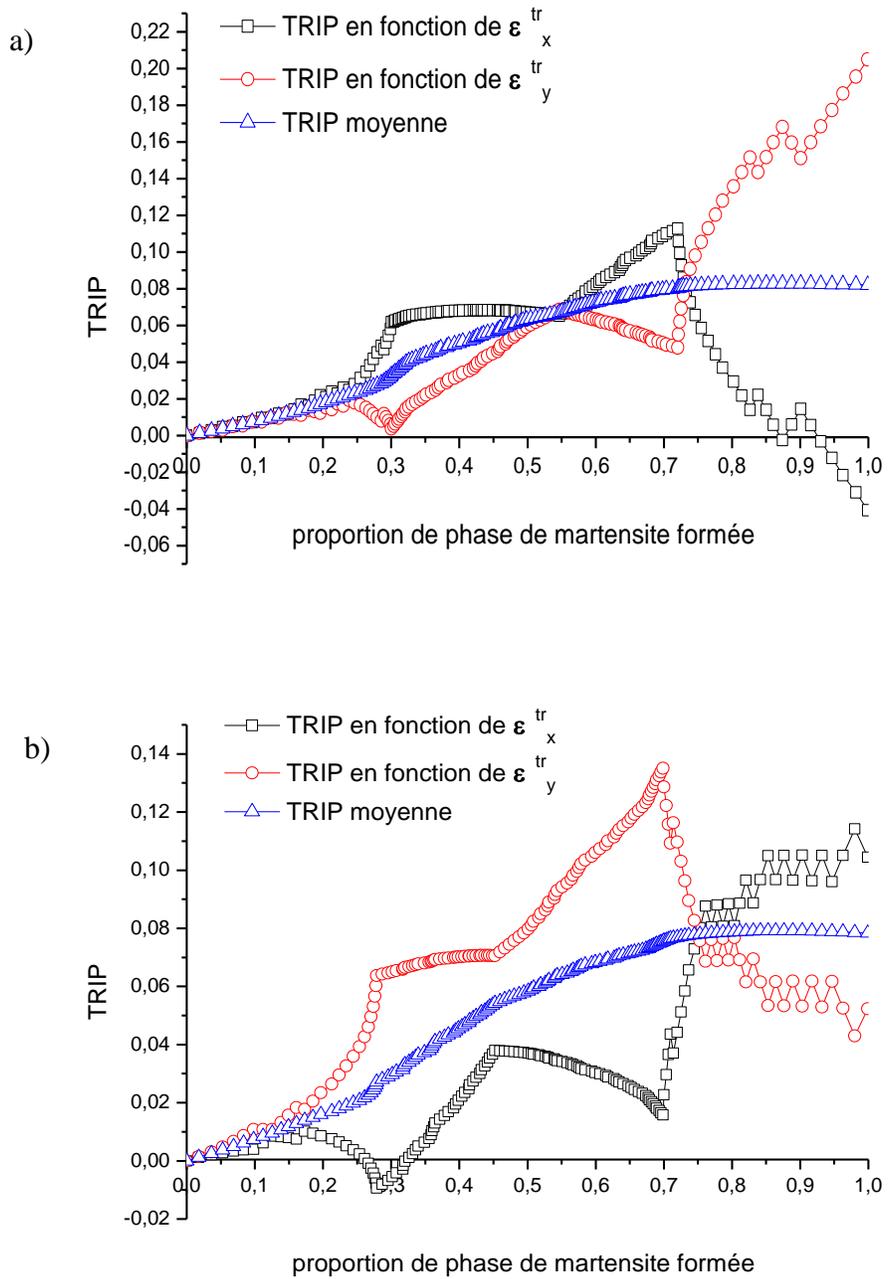


Fig. IV. 17: Variation du TRIP d'une transformation martensitique dans l'acier Fe-Ni-C sous une contrainte bi-axiale de traction-compression (150, 150 MPa) à l'échelle multi-grain, en fonction de la déformation totale au sens de Von mises: a) Résultat TRIP obtenu avec le critère FMC sig11 croissante, b) : Résultat TRIP obtenu avec le critère FMC sig11 décroissante

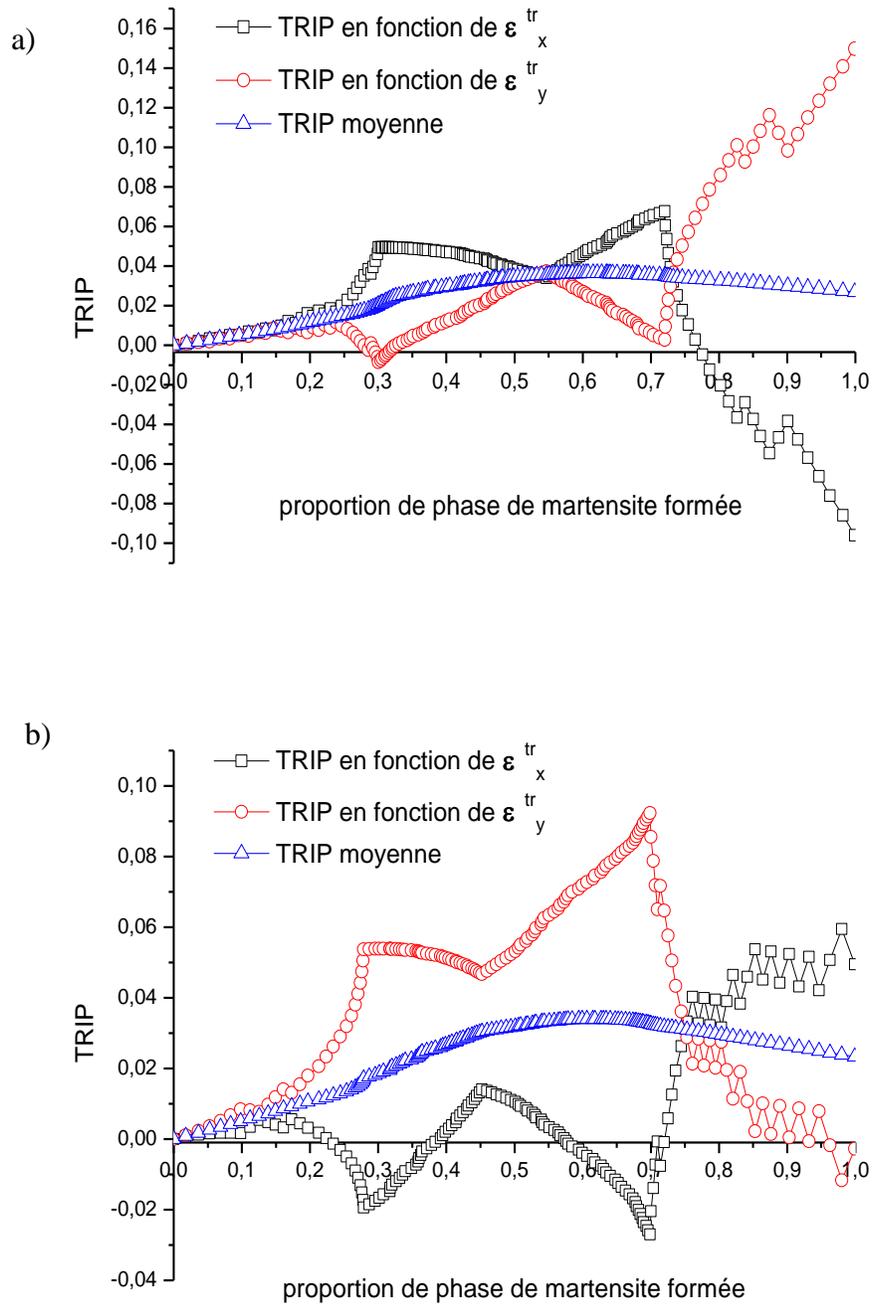


Fig. IV. 18: Variation du TRIP d'une transformation martensitique dans l'acier Fe-Ni-C sous une contrainte bi-axiale de traction-compression (150, 150 MPa) à l'échelle multi-grain, en fonction de la déformation totale équivalente max: a) Résultat TRIP obtenu avec le critère FMC sig11 croissante, b) : Résultat TRIP obtenu avec le critère FMC sig11 décroissante.

IV.8.5 CHARGEMENT BIAXIAL DE COMPRESSION -TRACTION

Les calculs sont menés sous une contrainte mécanique bi-axiale de compression- traction (150, 150) MPa, appliquées respectivement suivant X et Y. La déformation totale est calculée par deux méthodes, la première au sens de Von mises ($\epsilon_{\text{Von mises}}^{\text{totale}}$) et la seconde, avec la déformation équivalente maximale ($\epsilon_{\text{équivalente max}}^{\text{totale}}$).

Dans ce cas de chargement (compression-traction), les résultats de la TRIP obtenus selon le critère EDEL sont identiques aux résultats calculés sous une contrainte biaxiale de traction-compression (fig. IV.20).

Dans la figure (IV.23), on présente la variation de la TRIP, calculée selon le critère de la FMC sig22 décroissante, en fonction respectivement de la déformation totale au sens de Von mises (IV.23 a) et la déformation équivalente maximale (IV.23 b). On remarque que pour la TRIP calculée en fonction de la déformation thermique suivant X (ϵ_x^{tr}), le sens de l'écoulement plastique change de direction à un taux de 72% de la transformation pour les deux cas. Dans les résultats de la TRIP obtenus en fonction de la déformation thermique (ϵ_y^{tr}) et la déformation totale au sens de Von mises, on constate un écoulement plastique positif durant toute la transformation.

La variation de la valeur moyenne de la TRIP en fonction de la proportion de phase formée (Tab. IV.8), montre que les prévisions de la valeur de la TRIP, de la cinétique de transformation et du sens de l'écoulement plastique selon critère FMC sont presque identiques à ceux obtenus selon le critère EDEL.

Tab IV. 8: Variation de la TRIP moyenne selon le critère, en fonction du taux de phase formée

les critères de choix des plaquettes de martensites	Les proportions de phase formée (Z)					
	Z=0,1	Z=0,3	Z=0,5	Z=0,7	Z=0,8	Z=1
EDEL(deformation. eq)	0,01	0,021	0,03	0,035	0,035	0,015
EDEL(deformation. Vm)	0,018	0,04	0,05	0,077	0,078	0,078
FMC dcrois (deformation. eq)	0,01	0,02	0,04	0,04	0,035	0,042
FMC dcrois (deformation. Vm)	0,01	0,03	0,065	0,081	0,081	0,082

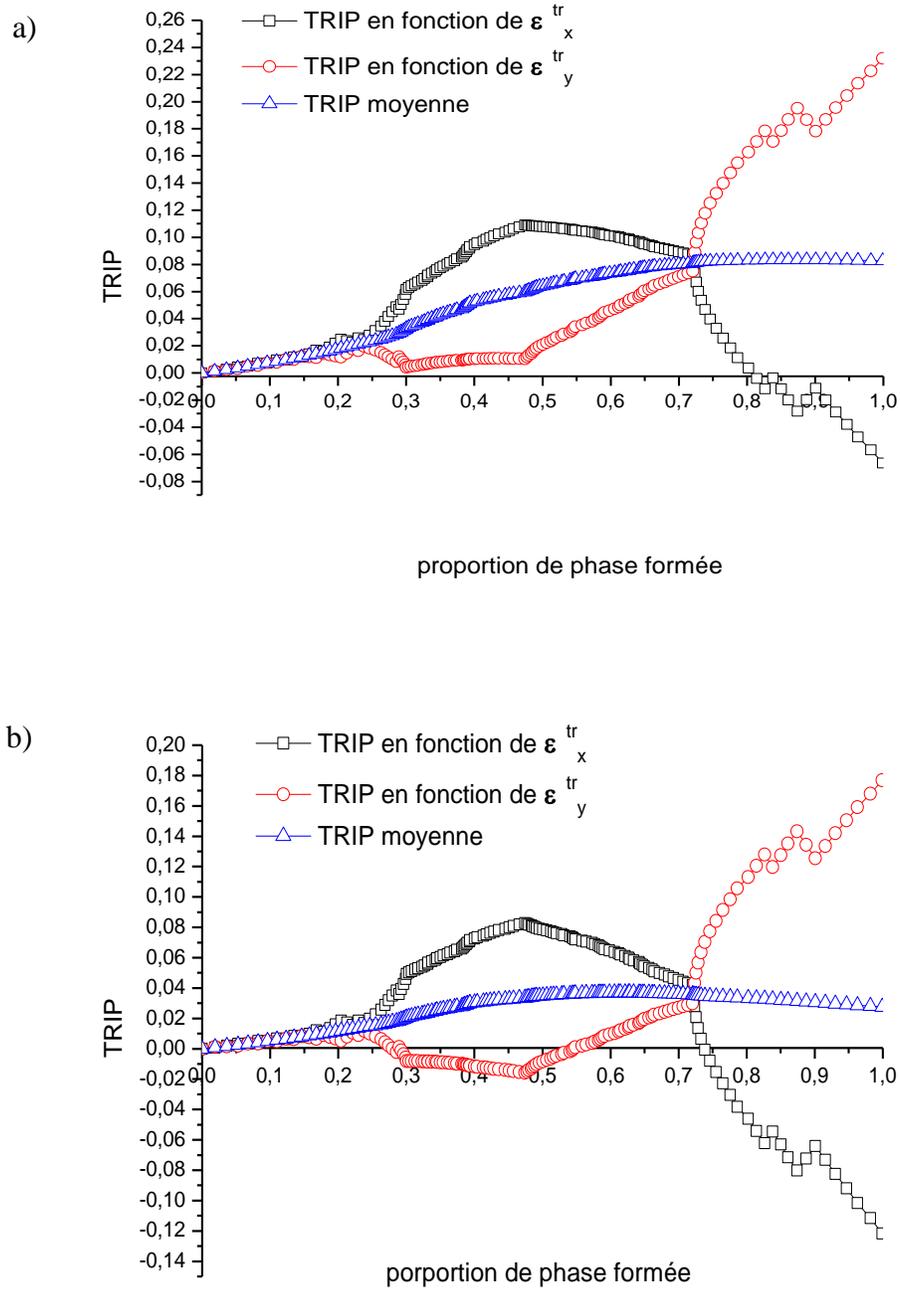
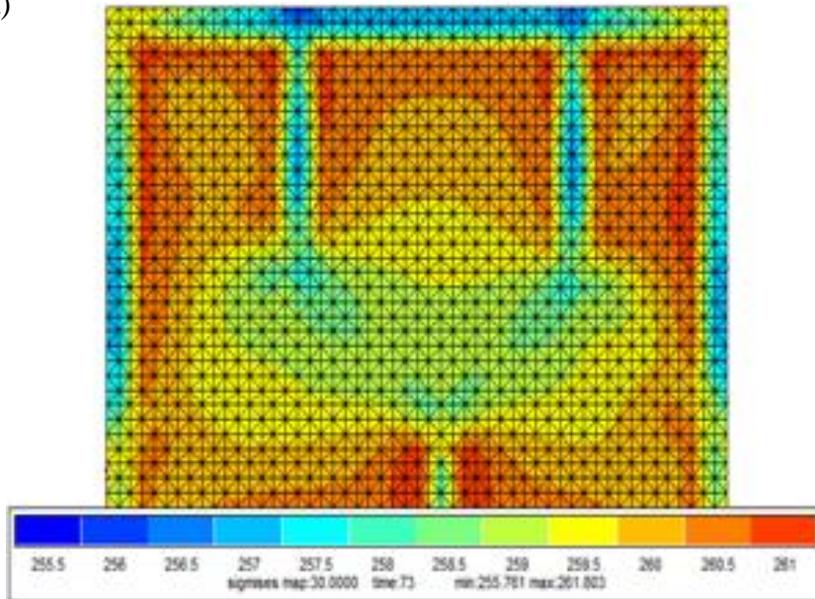


Fig. IV. 19: Variation du TRIP d'une transformation martensitique dans l'acier Fe-Ni-C sous une contrainte bi-axiale de compression- traction (150, 150 MPa) à l'échelle multi-grain, en fonction du critère FMC sig22 décroissante : a) Résultat TRIP en fonction de la déformation totale au sens de Von mises, b) : Résultat TRIP obtenu en fonction de la déformation totale équivalente max.

Les figures (IV.24) représentent la distribution de la contrainte de Von Mises, de la déformation totale suivant X ($\epsilon_x^{\text{totale}}$) et de la déformation totale suivant Y ($\epsilon_y^{\text{totale}}$), en fin de transformation martensitique. Dans le cas d'un chargement bi axial compression –traction (150,150 MPa), on constate que la valeur de la contrainte de Von Mises (fig. IV.24 a) est plus grande que la limite élastique de la phase austénitique (phase mère), ce qui signifie qu'il y a une plastification due à la contrainte appliquée. La figure (IV.24 b) montre la variation de la déformation totale suivant X dans le multi grain. On observe une homogénéité des valeurs de la déformation dans tous les joints de grain, comparativement aux résultats de la déformation totale suivant Y (fig. IV.24 c).

a)



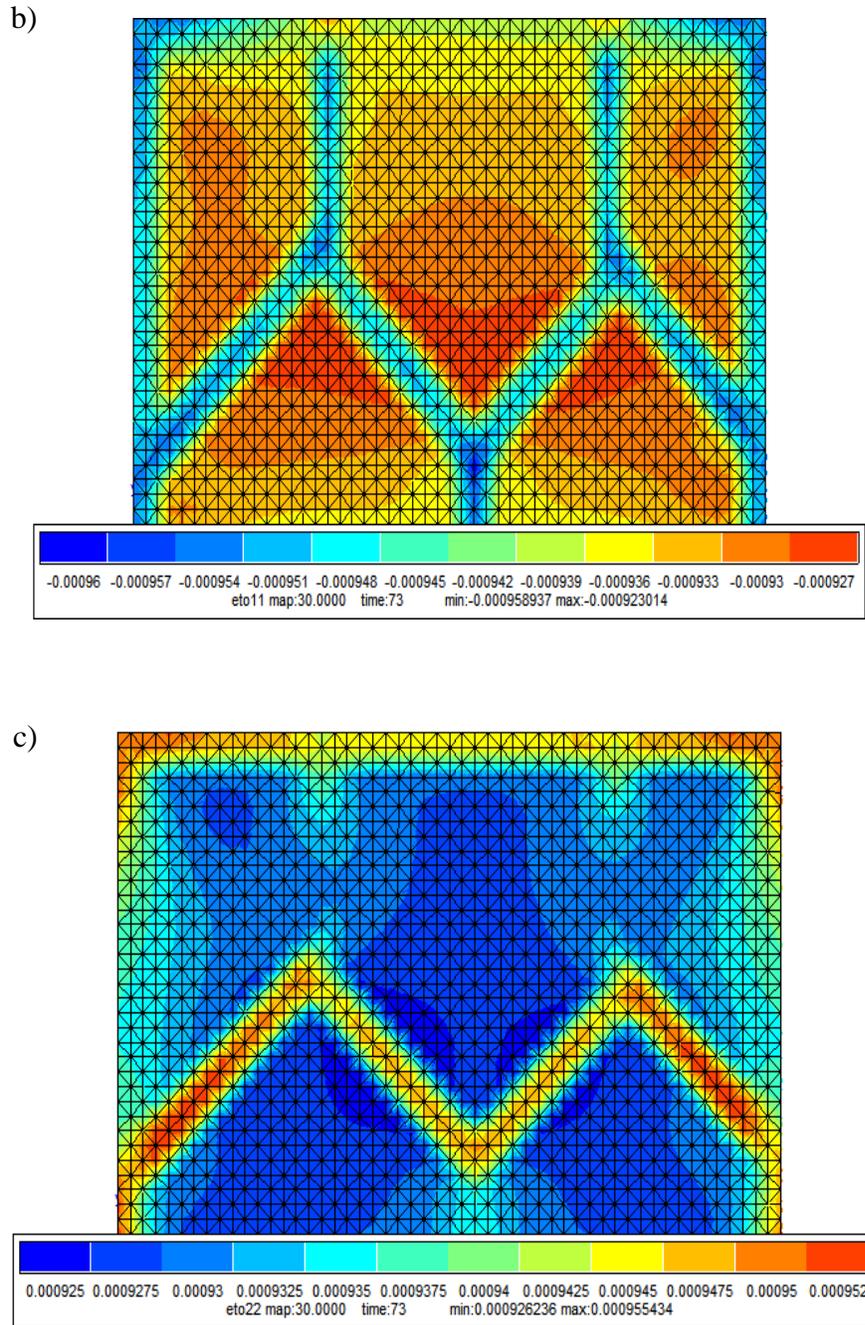


Fig. IV. 20: a) Variation des contraintes équivalentes de Von Mises selon l'état de contrainte de compression traction bi-axial, dans le cas d'un multi-grain, b) : Variation de la déformation totale suivant X, c) Variation de la déformation totale suivant Y.

On constate d'après les figures (IV.25 a-b) et (IV.26 a-b) que la cinétique de la plasticité de transformation est positive pour les résultats obtenus dans le repère global avec le critère FMC, en fonction de la déformation thermique suivant Y (ϵ_y^{tr}).

Le tableau (IV.9) présente la variation de la TRIP moyenne selon le critère proposé, exprimé dans le repère global, en fonction du taux de la phase de martensite formée. On remarque que la valeur moyenne de la TRIP, calculée en fonction de la déformation totale au sens de Von mises selon le critère FMC sig11, est presque identique à celle obtenue avec FMC sig 22.

D'après tous les résultats de la TRIP calculés en fonction des différents paramètres (repère local et global, déformation totale au sens de Von mises, et équivalente, déformation thermique suivant X, et suivant Y, l'état de contrainte appliqué : traction-compression et compression-traction de 150- 150 MPa), on peut conclure que la cinétique de l'écoulement plastique obtenue en fonction de (ϵ_y^{tr}) et (ϵ_x^{tr}) , est symétrique par rapport à la TRIP moyenne.

Tab IV. 9: variation de la TRIP moyenne selon le critère FMC exprimé dans le repère global, en fonction du taux de phase formée

les critères de choix des plaquettes de martensites	Les proportions de phase formée (Z)					
	Z=0,1	Z=0,3	Z=0,5	Z=0,7	Z=0,8	Z=1
FMC Sig 11 dcrois (defor. eq)	0,01	0,03	0,04	0,04	0,038	0,028
FMC Sig 11 dcrois (defor. Vm)	0,01	0,042	0,062	0,080	0,082	0,082
FMC Sig 22 dcrois (defor. eq)	0,01	0,03	0,04	0,04	0,04	0,028
FMC Sig 22 dcrois (defor. Vm)	0,018	0,041	0,05	0,082	0,082	0,082

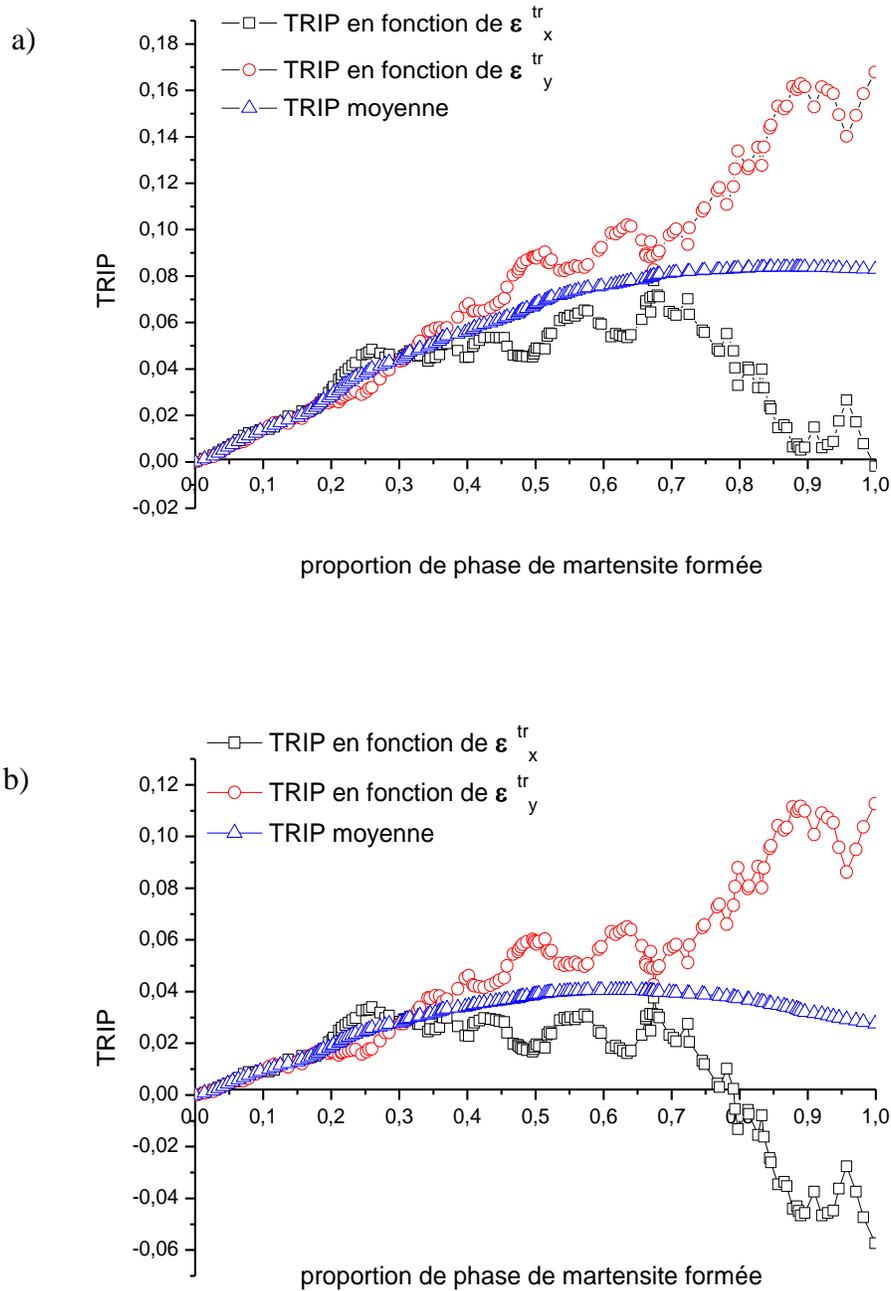


Fig. IV. 21: Variation du TRIP d'une transformation martensitique dans l'acier Fe-Ni-C sous une contrainte bi-axiale de compression-traction (150, 150 MPa) à l'échelle multi-grain, en fonction du critère (FMC sig11) décroissante dans le repère global : a) Résultat TRIP en fonction de la déformation totale au sens de Von mises, b) : Résultat TRIP obtenu en fonction de la déformation totale équivalente max.

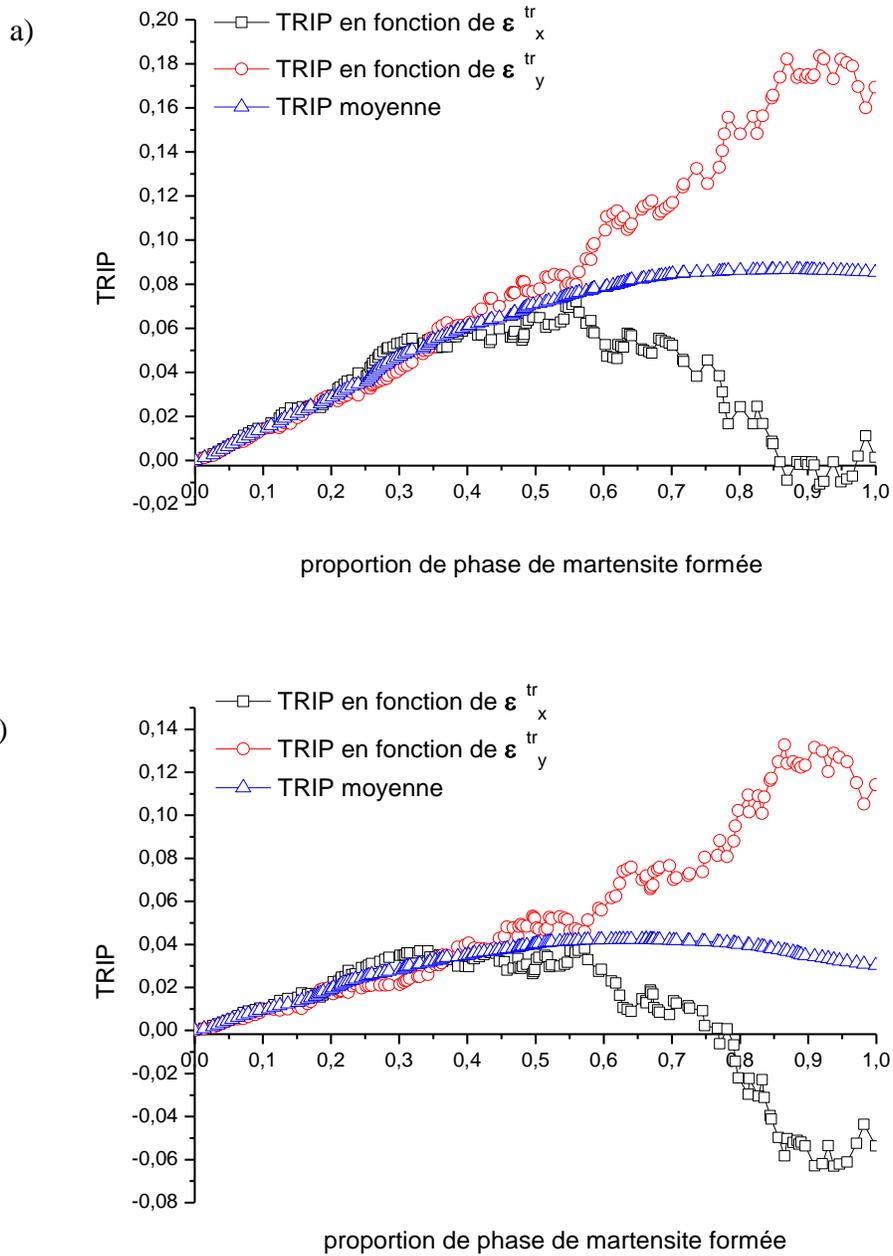


Fig. IV. 22: Variation du TRIP d'une transformation martensitique dans l'acier Fe-Ni-C sous une contrainte bi-axiale de compression-traction (150, 150 MPa) à l'échelle multi-grain, en fonction du critère (FMC sig22) décroissant dans le repère global : a) Résultat TRIP en fonction de la déformation totale au sens de Von mises, b) : Résultat TRIP obtenu en fonction de la déformation totale équivalente max.

CONCLUSION GENERALE

Lors des procédés de traitement thermique ou de soudage appliqués sur une matrice en acier, le matériau subit des gradients thermiques provoquant au cours du chauffage, un changement structural (CC → CFC). Durant le processus de refroidissement, l'austénite formée, se transforme en ferrite, perlite, bainite et martensite en fonction de la vitesse de refroidissement, ce qui provoque la naissance d'un état de contrainte interne. Dans ces conditions toutes réunies, on est devant un phénomène appelé communément phénomène couplé (thermique, mécanique, métallurgique). Les principales conséquences résultant de ce couplage sont au nombre de quatre :

- * le comportement bi-phasique ;
- * la restauration d'écrouissage ;
- * l'action de la plasticité classique sur la TRIP ;
- * la plasticité de transformation (TRIP - Transformation Induced Plasticity)

Dans la partie étude bibliographique présentée au début de ce travail, on a montré les différents paramètres et lois régissant les changements structuraux, que ce soit au chauffage aussi bien en refroidissement, dans l'objectif de maîtrise du phénomène couplé.

La quatrième conséquence (la plasticité de transformation –TRIP) a constituée l'axe principale de ce travail. Pour cette raison on a réservé, au cours de cette étude bibliographique, une grande partie pour ce phénomène (TRIP), en évoquant certains travaux expérimentaux effectués (pour la compréhension du problème) et certains modèles existants (analytique et numérique), pour prévoir le plus correctement possible ce phénomène.

Le travail présenté dans cette thèse a porté sur l'analyse numérique de la plasticité de transformation (TRIP), pour valider la fidélité et la robustesse des modèles proposés, grain austénitique de forme quelconque réalisé en deux échelles, mono et multi grain, ainsi qu'un critère mécanique pour le choix des plaquettes en transformation, dans le cas d'une transformation martensitique dans l'acier Fe-Ni-C.

Pour mieux contribuer à l'amélioration des résultats concernant ce phénomène de plasticité de transformation, nous avons utilisé l'approche micromécanique bidimensionnel de Ganghoffer [31], pour une transformation martensitique de l'acier Fe-Ni-C sous une contrainte de traction égale à 250 MPa.

On a proposé un critère basé sur de la force mécanique de cisaillement (FMC), qui favorise l'effet de la contrainte de cisaillement dans la progression de formation des plaquettes de martensite, à l'échelle du mono grain. Les calculs ont été menés dans le cas d'une courte plaquette imposée au début de la transformation et orientée à 315°.

Les résultats des simulations réalisées, ont montré une bonne concordance de la cinétique et de la valeur de la TRIP à partir de 50% de la transformation. Pour le début de la formation des plaquettes de martensite, on constate une TRIP faible selon le critère FMC et une transformation des aiguilles les plus longues dans le grain, comparativement à celle donner par le critère de force motrice mécanique moyenne de Wen (FMMoy) [37].

Ceci nous conduit au deuxième objectif principal de cette thèse, qui est de voir l'effet du modèle proposé, présentant une géométrie du joint de grain non uniforme (grain austénitique de forme quelconque), différent à celui exposé par Wen [37] qui lui est uniforme. Les résultats des simulations réalisées dans le cas d'une identification des plaquettes au début de la transformation, avec l'utilisation du critère mécanique proposé (FMC), ont montré une bonne concordance de la cinétique et de la valeur de la TRIP avec les résultats numériques de Meftah [34] et expérimentaux de Gautier [6], mais meilleurs que les résultats obtenus avec imposition d'une seule plaquette orienté à 315°, au début de la transformation.

Nous avons ainsi analysé numériquement la plasticité de transformation, en considérant deux cas de directions de cisaillement des plaquettes de martensite, ainsi que des chargements mécaniques, une contrainte de compression appliqué durant toute la transformation et un chargement combiné de traction/compression appliqué respectivement sur 80% et 20% du temps de la transformation (M_s , M_f). Cette étude est menée, dans pour étudier la pertinence du critère mécanique FMC et le modèle mono grain proposé pour la prédiction de la cinétique et de la valeur de TRIP. Les résultats obtenus ont été comparés aux résultats

expérimentaux bibliographiques et aux estimations fournies par les critères EDE, exprimé dans la base locale(EDEL)[34] et FMMoy [37]).

L'utilisation du critère FMC a montré une bonne concordance de la cinétique, de la valeur de la TRIP et du sens d'écoulement plastique avec les résultats obtenus selon le critère EDEL [34]. Par rapport au modèle de Wen [37], le critère FMC présente une amélioration des résultats obtenus.

Dans un cadre, on a utilisé un modèle composé de cinq grains non identiques et de formes quelconques, avec un milieu environnant (joint de grain). La plasticité de transformation dans l'acier Fe-Ni-C, dans le cas d'un chargement mécanique bi-axial de traction-compression et compression-traction égale à (150, 150 MPa) a été étudiée.

On a remarqué que la variation de la valeur moyenne de la TRIP en fonction de la proportion de phase formée, montre que les prévisions de la valeur de la TRIP, la cinétique de transformation et le sens de l'écoulement plastique obtenu selon le critère FMC sont proches de ceux données par le critère EDEL.

La deuxième constatation majeure est que la cinétique de l'écoulement plastique obtenue en fonction de (ϵ_y^{tr}) et (ϵ_x^{tr}) est symétrique par rapport à la TRIP moyenne, et ce pour tous les résultats de la TRIP, calculés en fonction des différents paramètres (repère local et global, déformation totale au sens de Von mises, et équivalente, déformation thermique suivant X, et suivant Y, l'état de contrainte appliqué : traction-compression et compression-traction de 150- 150 MPa).

En perspective, et dans le but d'améliorer la prédiction par les modèles numériques, du phénomène de TRIP dans les aciers, suivant les deux paramètres, la valeur et la cinétique de l'écoulement plastique, on suggère la multiplication des directions de cisaillement des variants dans le grain, qui peuvent aller jusqu'à 24 directions (confirmées physiquement). Cette démarche est réalisable avec un maillage à base de triangles non uniformes.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] N. Cavallo., Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la Z.A.T lors d'une opération de soudage, Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées, Lyon, 194 P, 1998.
- [2] S. Grostabussiat., L. Taleb., J.F. Jullien., F. Waeckel., Transformation induced plasticity for a 16MND5 steel. In: Proceedings of the 3rd International Congress on Thermal Stresses, Cracow, Poland, pp. 13–17,1999.
- [3] L.Taleb., Le comportement thermomécanique des matériaux et des structures métalliques. Habilitation à Diriger des Recherches. INSA de Lyon. URGC/Structures. No. 99001, 1999.
- [4] G.W. Greenwood., R.H. Johnson., The deformation of metals under small stresses during phase transformation, Proc Roy Soc, vol 283, p403-422, 1965.
- [5] G. Colette., Comportement thermomécanique des matériaux et des structures métalliques. Thèse de doctorat, Institut National de Lorraine, Nancy, 1980.
- [6] E. Gautier., Transformations perlitiques et martensitiques sous contrainte de traction dans les aciers. Thèse de doctorat ès-sciences physiques, Institut National Polytechnique de Lorraine, Nancy, NP 176,1985.
- [7] L. Taleb., N. Cavallo ., F. Waeckel., Experimental analysis of transformation plasticity, International Journal of Plasticity, Volume 17, Issue 1, pp. 1-20, 2001
- [8] N. Cavallo., Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la ZAT lors d'une opération de soudage, Thèse de Doctorat, INSA de Lyon, URGC/Structures, France,1998.
- [9] M.Coret., S.Calloch., A. Combescure., Experimental study of the phase transformation plasticity of 16MND5 low carbon steel under multiaxial loading. Int. J. Plasticity 18pp. 1707–1727,2002.
- [10] M. Coret, S. Calloch ., A. Combescure., Experimental study of the phase transformation plasticity of 16MND5 low carbon steel induced by proportional and nonproportional biaxial loading paths. Eur. J. Mech., A/Solids 23 , pp. 823–842,2004.
- [11] Y. Desalos., Comportement dilatométrique et mécanique de l'austénite métastable d'un acier A 533. IRSID Report No. 95 34 94 01 MET 44, 1981.
- [12] F.D. Fischer., G. Reisner., E. Werner., K. Tanaka., G. Cailletaud., T. Antretter., A new view on transformation induced plasticity (TRIP). Int. J. Plasticity 16, pp. 723–748. 2000.

- [13] F.D. Fischer., T. Antretter., F. Azzouz., G. Cailletaud., A. Pineau., K. Tanaka., K.Nagayama., The role of back stress in phase transforming steels. Arch. Mech. 52 (4–5), pp. 569–588, 2000.
- [14] S. Grostabussiat., L. Taleb., J.F. Jullien., F. Sidoroff., Transformation induced plasticity in martensitic transformation of ferrous alloys. J. Phys. IV 11 , pp. 173–180,2001.
- [15] N. Cavallo., L. Taleb., J.F. Jullien., Y. Wadier., F. Waeckel., D. Moché ., Phase transformation effects on mechanical behavior of steel vessel. Proc. of the 14th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology. SMIRT 14: Lyon France, 17–22 August, 1997.
- [16] K . Nagayama., The role of backstress in phase transforming steels. Arch. Mech. 52 (4–5), pp. 569–588, 2000A.
- [17] K. Nagayama., T. Terasaki., K. Tanaka., F. Fischer., T. Antretter., G. Cailletaud., F.Azzouz., Mechanical properties of a Cr–Ni–Mo–Al–Ti maraging steel in the process of martensitic transformation. Mater. Sci. Eng. A 308, pp. 25–37,2001.
- [18] K. Nagayama., T. Terasaki., S. Goto., K. Tanaka., T. Antretter., F. D. Fischer., G. Cailletaud ., F. Azzouz., Backstress evolution and iso-volume fraction lines in a Cr–Ni–Mo–Al–Ti maraging steel in the process of martensitic transformation. Mater. Sci. Eng. A 336, pp. 30– 38,2002.
- [19] F.D. Fischer, Q.P. Sun., K .Tanaka., Transformation-induced plasticity (TRIP), Appl Mech Rev, 1996, vol 49, n°6, p317-364, 1996.
- [20] C.L. Magee., Transformation kinetics, microplasticity and ageing of martensite in Fe–31– Ni. Ph.D. Thesis, Carnegie Institute of Technology University, Pittsburgh, PA, 1966
- [21] M. Berveiller., A .Zaoui., Modelling of the plasticity and the texture development of two-phase metals, Proceeding of the 4th Riso Int. Symp. on Metallurgy and Materials Science, , Roskilde, Danemark, p153-160, 1983.
- [22] J. Leblond., G Mottet., J .Devaux., A theoretical and numerical approach to the plastic behaviour of steels during phase transformations I. Derivation of general relations. Jal. Mech. Phys. Solids, vol. 34, no 4, p. 395–409,1986.
- [23] J .Leblond., J .Devaux., Mathematical modelling of transformation plasticity in steel I. Case of ideal-plastic phases. Int. Jal. Plas., vol. 5, p. 551–572,1989.
- [24] J. Leblond., J .Devaux., Mathematical modelling of transformation plasticity in steel II. Coupling with strain hardening phenomena. Int. Jal. Plasticity, vol. 5, p. 573–591,1989.
- [25] F. Fischer., A micromechanical model for transformation plasticity in steels. Acta Mater., vol. 38, no 8, p. 1536–1546, 1990.

- [26] J.M.Diani., H. Sabar.,M. Berveiller., Micromechanical modelling of the transformation induced plasticity (TRIP) phenomenon in steels, *Int. J. Eng. Sci.*, , vol 33, n°13, p1921-1934,1995.
- [27] A .Chrysochoos., H. Louche., J.M .Muracciole., M .Némoz-Gaillard.,B Wattrisse., Experimental analysis of localization mechanisms in steels by infrared and speckle image processing, *Proceedings of IUTAM Symposium Advacned optical methods and applications in solid mechanics*, Poitiers, We-L21, p1-8, 1998.
- [28] S. Grostabussiat., L. Taleb., J.F. Jullien., Experimental results on classical plasticity of steels subjected to structural transformations. *Int. J. Plasticity* 20 (8-9), pp. 1371–1386 ,2004.
- [29] T. Inoue., Z. Wang., Coupling between stress, temperature, and metallic structures during processes involving phase transformations. *Mater. Sci. Technol.* 1 pp. 845–849, 1985.
- [30] J.F. Ganghoffer., S. Denis., E. Gautier., A. Simon., S. Sjöström., Finite element calculation of the micromechanics of a diffusional transformation. *Eur J Mech A/Solids* 12:21-32,1993.
- [31] J.F.Ganghoffer., K. Simonsson., A micromechanical model of the martensitic transformation, *Mech. Mater.* 27 pp. 125–144, 1998.
- [32] F.D. Fischer., G. Reisner., E. Werner., K. Tanaka., G. Cailletaud., T. Antretter., A new view on transformation induced plasticity (TRIP). *Int. J. Plasticity* 16 (2000), pp. 723–748,2000.
- [33] L. Taleb .,F. Sidoroff., A micromechanical modeling of Greenwood–Johnson mechanism in transformation induced plasticity. *Int. J. Plasticity* 19 (10) pp. 1821–1842,2003.
- [34] S. Meftah., Modélisation de la plasticité due à une transformation martensitique dans un acier. Thèse de doctorat, Insitut National des Sciences Appliqués (INSA) de Rouen, Laboratoire de Mécanique de Rouen (LMR) ,2007.
- [35] M. Wolff., M. Böhm., M. Dalgic., G. Löwisch., J. Rath., Validation of a TRIP model with backstress for the pearlitic transformation of the steel 100Cr6 under step-wise loads. *Comput. Mater. Sci.* 39, pp. 49–54,2007.
- [36] R.Mahnken., A. Schneidt., T. Antretter., Macro modelling and homogenization for transformation induced plasticity of a low-alloy steel. *Int. J. Plasticity* 25pp. 183–204, 2009.

- [37] Y.H. Wen., Approche micro-mécanique et simulation numérique par éléments finis de la transformation martensitique sous contrainte, PHD thesis, Insitut National Polytechnique de Lorraine (INPL) ,1997.
- [38] A. Tahimi., Plasticité induite par transformations de phases dans les aciers : Expérience vs modélisations, thèse de doctorat, INSA de Rouen, 2011.
- [39] S. Vigneron., Analyse thermomécanique multi échelle de la transformation de phase dans les alliages à mémoire de forme, thèse de doctorat, Université Montpellier II - Sciences et techniques du Languedoc, 2009.
- [40] N. Trinh ., la Modélisation du Comportement Thermomécanique et Métallurgique des Aciers, thèse de doctorat, de l'École Nationale Supérieure de Techniques Avancées, 2008.
- [41] Z.G. Wang., X.T. Zu., H.J .Yu., X. He., C .Peng., Y. Huo ., Temperature memory effect in CuAlNi single crystalline and CuZnAl polycrystalline shape memory alloys , Thermochemica Acta, 448; 69-72, 2006.
- [42] M .Pattabi., K. Ramakrishna., K.K. Mahesh., Effect of thermal cycling on the shape memory transformation behaviour of NiTi alloy: Powder X-ray diffraction study, Materials Science and Engineering A, 33-38, 2007.
- [43] S.R. Nishitani., H. Kawabe., M. Aoki., First-principles calculations on bcc-hcp transition of titanium , Materials Science and Engineering A, 77-83, 2001.
- [44] K. Otsuka., X .Ren. , Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys, Progress in Materials Sc., 50, 511-678, 2005.
- [45] F. A.Rodriguez., R. I. Larrea., L. A .Echarri., S. J. Juan AC., calorimetric study on the thermoelastic martensitic transformation in Cu-Al-Ni alloys , Script Materialia, 54, 1199-1203, 2006.
- [46] S. Colombo., C. Cannizzo., F. Gariboldi., G. Airoidi., Electrical resistance and deformation during the stress-assisted two-way memory effect in Ni₄₅Ti₅₀Cu₅ alloy, Journal of Alloys and Compounds, Vol.422, n°1-2, 313-320, 2006.
- [47] S.I .Bosako., V.D. Buchelnikov., T. Takagi., : The investigations of phase transitions in Ni- Mn-Ga external magnetic field, Journal of Magnetism and Magnetic Materials, 272-276, 2102-2103, 2004.

- [48] Y. Ch. Liang., H. Kato., M. Taya., Model calculation of 3D-phase transformation diagram of ferromagnetic shape memory alloys, *Mechanics of Materials*, 38, 564-570, 2006.
- [49] T. Kakeshita., T. Fukuda., T. Saburi ., Time-dependent nature and origin of displacive transformation, *Science and Technology of Advanced Materials*, 1, 63-72, 2000.
- [50] S.J. Kim., C.G. Lee., S. Lee., Effects of heat treatment and alloying elements on the microstructures and mechanical properties of 0.15 wt pct C Transformation- Induced-Plasticity-Aided cold-rolled steels sheets, *Metallurgical and Material Transaction A*, pp. 505-514, 2001.
- [51] T. Maki., Microstructure and mechanical behaviour of martensite ferrous, *Materials Science Forum* 56-58, pp, 157- 168, 1990.
- [52] M. Berrahmoune ., transformation martensitique et rupture différée dans l'acier austénitique instable 301In, *Sciences des Métiers de l'Ingénieur*, thèses de doctorat, 2006.
- [53] A. Boudiaf ., Relation microstructure – comportement macroscopique dans les aciers: Effet de la taille de grain austénitique sur la plasticité de transformation, thèse de doctorat, Université de Rouen et INSA de Rouen, 2011.
- [54] G.A. Robert., R.F. Mehl., transfor of the ASM 31 N09 , p 1613 , 1943.
- [55] A. Jacot ., modélisation des transformations de phases à l'état solide dans les aciers et application au traitement thermique par induction, thèse de doctorat, école polytechnique de Lausanne, 1997.
- [56] H.J .Frost., C.V. Thompson. , D.T. Walton ., Modeling of coarsening and grain growth, ed par SP Marsh et CS Pande , TMS p 271, 1993.
- [57] S. Lubin., Etude des mécanismes de la transformation de phase bainitique dans les aciers bas carbone , thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2009.
- [58] S. Valance ., aspects mécaniques du changement de phase allotropique à l'échelle mésoscopique, thèse de doctorat, LaMCoS - INSA de Lyon, 2007.
- [59] J. LIU ., Influence of metallurgical phase transformation on crack propagation of 15-5PH stainless steel and 16MND5 low carbon steel, thèse de doctorat, lamcos (laboratoire de mécanique des contacts et des structures) CNRS UMR5259, INSA-lyon, 2012.
- [60] C. BOUVET ., de l'uniaxial au multiaxial : Comportement pseudo élastique des alliages a mémoire de forme, thèse de doctorat, l'université de franche-comté, 2001.

- [61] H. K. Bhadeshia., Interpretation of the Microstructure of Steels, POSTECH Graduate Institute of Ferrous Technology(GIFT), http://cml.postech.ac.kr//Steel_Microstructure/SM2.html,2008.
- [62] H.K. Bhadeshia., Bainite in steels, 2nd Edition, IOM Communications, London, 2002.
- [63] M. durant.charre . , la microstructure des aciers et des fontes_ Genèse et interprétation livre ,SIRPE éditeur _ paris, 2003 .
- [64] P.Guyot ., une introduction aux transformations de phases a l'état solide, thèse de doctorat, laboratoire SIMAP, institut national polytechnique de Grenoble, 2004.
- [65] J .Barralis., G .Maeder., Métallurgie : Elaboration, Structures-Propriété, Normalisation. Paris : AFNOR Nathan. 1988.
- [66] Y. Adda., J . M. Dupouy., J. Philibert., Y. Quere., Elément de métallurgie physique, tome 4, la documentation française, paris ,1978.
- [67] P. Bertrand ., étude 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, 2006.
- [68] P.Guiraldenq ., Diffusion dans les métaux. Techniques de l'ingénieur - traité matériaux métalliques, vol. M55.
- [69] J .Barralis., G. Maeder., Précis de métallurgie. Elaboration structures propriétés et normalisation, Paris : A.F.N.O.R. Nathan, 186p, 1988.
- [70] H.I. Aaronson., W.T. Reynolds., G.J .Shiflet., G .Spanos., Bainite viewed three different ways, Metallurgical Transactions, volume 21A, No. 6, pp 1343-1380,1990.
- [71] A.T. Davenport., The crystallography of upper bainite, Republic steel research Rep. on Project 12051), p1-35, 1974.
- [72] M. Hillert., The nature of bainite, ISIJ International, Volume 35, No. 9, pp 1134-1140,1995.
- [73] S. Denis., C. Basso., F. M.B. Fernandes., A. Simon., Contribution des contraintes internes d'origine thermique dans le calcul de l'avancement des transformations de phase en refroidissement continu d'un acier XC 80. Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de Métallurgie, p.533-541, Octobre 1986.

- [74] T. Inoue., T .Yamaguchi., Z .Wang., Stress and phase transformations occurring in quenching of carburized steel gear wheel. *Materials Science and Technology*, vol.1, n°10, pp. 872-876, October 1985.
- [75] B. Hildenwall., How to affect the creation of thermal and transformation stresses, *Swedish Symposium on Residual Stresses*, pp. 5-32,1987.
- [76] S. Denis., A. Simon., G .Beck., Analysis of the thermomechanical behaviour of steel and calculation of internal stresses during martensitic quenching, *European Conference on Residual Stresses*, pp. 159-186, 1983.
- [77] E .Gautier., A. Simon., G .Beck., Etude du comportement mécanique associé à la transformation martensitique d'alliages de type Fe-Ni-C sollicités en fluage ou en traction, 7th International conference on strength of metal and alloys (ICSMA 7), Montréal, Ed. Mc Queen, p 569- . ISBN0080316409, 12-16 août 1985.
- [78] G .Boussinot., A. Finel., L. Bouar., Phase-field modeling of bimodal microstructures in nickel-based superalloys, *Acta Materialia*, 57, 921-931, 2009.
- [79] E. G. Guénin., M. Morin., Study of the stress-assisted two-way memory effect of a Ti-Ni-Cu alloy using resistivity and thermoelectric power techniques, *Materials Science and Engineering A*, 358, 350-355, 2003.
- [80] B. Malard ., Caractérisation multi échelles par direction de neutrons et rayonnement synchrotron de la transformation martensitique sous contrainte dans un alliage à mémoire de forme CuAlBe, thèse de doctorat , Arts et Métiers Paris Tech, 2008.
- [81] K. Y. HEMANTHA ., Martensitic Transformations in Steels – A 3D Phase-field Study, these de doctorat , Stockholm, Sweden, 2012.
- [82] M.S. Wechsler., D.S. Lieberman., T.A. Read., On the theory of the formation of martensite. *Trans. AIME*, 1953.
- [83] G.B. Onink., E.J. Mittemeijer., The lattice parameters of austenite and ferrite in Fe-C alloys as functions of Carbon concentration and temperature ,*Scripta Materialia*, 29, pp. 1011-1016,1993.
- [84] T. Maki., Microstructure and mechanical behaviour of ferrous martensite , *Materials Science Forum*, 56-58, pp. 157- 168,1990.
- [85] R.D .James., K.F. Hane., Martensitic transformations and shape-memory materials, *Acta Mater.*, 48, 197-222, 2000.
- [86] E. Gibeau ., Comparaison entre diverse approches de la modélisation du comportement thermomécanique des alliages à mémoire de forme, thèse de doctorat, université de Franche-Comté, 2009.

- [87] B. Kaouache ., Multiscales analysis of stress induced martensitic transformation in the shape memory alloys: microstructure-stresses correlation, thèse de doctorat, Arts et Métiers ParisTech, 2006.
- [88] J. Rejzner ., modélisation des alliages à mémoire de forme soumis à des sollicitations multiaxiales ou des gradients de contraintes, thèse de doctorat, université de franche-conté ,2000.
- [89] E.Scheil., Transformation of austenite into martensite in Iron-Nickel alloys under stress, Z. anorg. Allgen. Chem, 207, pp. 21, 1932 .
- [90] J .Serri ., 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, 2006.
- [91] J .Ball., R. James., Fine phase mixtures as minimizes of energy, Arch. Ration. Mech. Anal., 100, 13-52, 1987.
- [92] J. Philibert., A. Vignes., Y. Brechet, P. Combrade., Métallurgie, du minerai au matériau, Edition Masson, ISBN 2-225-82978-0, pp. 645-673,1998.
- [93] C.M. Wayman. ,Shape memory effect and related phenomena, Progress in Materials Science, 36, 203-224,1992.
- [94] F. J. Ellouze ., Modélisation du comportement thermomécanique d'un alliage à mémoire de forme à base de fer type Fe-Mn-Si, thèse de doctorat, l'Université Henri Poincaré – Nancy I et de l'Université de S fax , 2009.
- [95] T. Maki., K. And tsuzaki., Transformation behaviour of ϵ -martensite in Fe-Mn-Si shape memory alloys, Proc. ICOMAT 92, pp.1151-1162,1992.
- [96] D.P. Koistinen., R.E. Marburger., A general equation prescribing extent of austenite-martensite transformation in pure Fe-C alloys and plain carbon steels. Acta Metall, 7, pp59-60, 1959.
- [97] F. Abrassart., Influence des transformations martensitiques sur les propriétés mécaniques des alliages du système Fe-Ni-Cr-C, Thèse de doctorat ès-Sciences Physiques, Université de Nancy I, 1972.
- [98] A.A. Lebedev., V.V. Kosarchuk., Influence of phase transformations on the mechanical properties of austenitic stainless steels. International Journal of Plasticity, , 16, 749-767,2000.
- [99] K. Tanaka., Y. Sato., A mechanical view of transformation-induced plasticity. Ing. Archiv, 55, pp147-155, 1985.

- [100] R.G. Stringfellow., D.M. Parks., B. G. Olson., A constitutive model for transformation plasticity accompanying strain-induced martensitic transformations in metastable austenitic steels, *Acta Metall. et Mat*, vol. 40, pp.1703-1716,1992.
- [101] T. Angel., Formation of martensite in austenitic stainless steels. *J. of the Iron and Steel Inst*, 177, pp154-174, 1954.
- [102] Y.Tomita., T. Iwamoto., Constitutive Modeling of Trip Steel and its Application to the Improvement of Mechanical Properties. *Int. J. Mech. Sci* , vol. 37, pp.1295-1305,1995.
- [103] T. Iwamoto., T. Tsuta., Y. Tomita., Investigation on deformation mode dependence of strain-induced martensitic transformation in TRIP steels and modeling of transformation kinetics, *Int. J. Mech. Sci.*, vol. 40,pp. 173-182, 1998.
- [104] T. Iwamoto., T .Tsuta., Computational simulation of the dependence of the austenitic grain size on the deformation behaviour of TRIP steels. *International Journal of Plasticity*, 16,pp. 791-804,2000.
- [105] F.D. Fischer., M. Berveiller., Modelling and simulation of transformation induced plasticity in elastoplastic materials. In *Mechanics of solids with phase changes*, Eds Wien New York Springer, 368, pp189-237,1997.
- [106] M. Cherkaoui., M. Berveiller., H. SABAR., Micromechanical modelling of martensitic transformation induced plasticity (TRIP) in austenitic single crystals. *Int. J. Plast*, 14, p597-626, 1998.
- [107] V.I. Levitas ., Thermomechanical theory of martensitic phase transformations in inelastic materials, *Int. J. Solids Structures*, 35 (9-10), pp889-940,1998.
- [108] D.P. Koistinen., R.E. Marburger., A general equation prescribing extent of austenite–martensite transformation in pure Fe–C alloys and plain carbon steels, *Acta Matallurgica*, Vol.7, 59–60, 1959.
- [109] P. Lebec., J.P. Massoud., Etude des transformations en refroidissement continu de produits représentatifs de veines sombres observées dans les pièces forgées en acier de type 18MND5. Clamart (fr.) : EDF/DER, HT-41/NEQ 1613-A, 54p, 1993.
- [110] A. Perlade., O. Bouaziz., Q .Furnemont., A physically based model for TRIP-aided carbon steels behaviour, *Mat. Sc. Eng., A*, V356, Issue1-2, pp145- 152, 2003.
- [111] F.B. Pickering., Physical metallurgical development of stainless steels, *Proc. Of the Conf. Stainless Steels*, Göteborg, , pp. 2-28,1984.
- [112] K. Nohara., new aspects of martensitic transformations, Japan Institute of Metals, *Int. Symposium*, Kobe (Japon),1976.

- [113] T. Iung., J. Drillet., A. Couturier., C. Olier., Detailed study of the transformation mechanisms in ferrous TRIP aided steels. Int. Conf. on TRIP-aided high strength ferrous alloys, pp31-37,2002.
- [114] J.Wang., S .Van der zwaa., Stabilization of retained austenite in transformation induced plasticity, Met. Mat. Trans. A, 32A, pp1527-1539. 2001
- [115] J.R. Patel ., M. Cohen., Criterion for the action of applied stress in martensitic transformation. Acta Metall. Vol.1, p.531, 1953.
- [116] E.C Bain., Trans. AIME, 70, p.25. 1924.
- [117] A. Boudiaf ., Relation microstructure – comportement macroscopique dans les aciers : Effet de la taille de grain austénitique sur la plasticité de transformation, thèse de doctorat, école Militaire Polytechnique et Institut National des Sciences Appliquées de Rouen, 2011.
- [118] M.Sadghi ., Analyse et identification du comportement mécanique d’aciers à effet TRIP à partir de mesures de champs cinématiques, thèse de doctorat, école nationale supérieure d’arts et métiers, 2010.
- [119] T. Otsuka ., Modélisation micromécanique de la plasticité de transformation dans les aciers par homogénéisation numérique fondée sur la TFR, thèse de doctorat , Université Paris 13 , 2014.
- [120] T.Inoue., K.Okamura., Material Database for Simulation of Metallo-Thermo-Mechanical Field, Proceedings of the 20th Conference (ASM International), 2000.
- [121] F. D. Fischer, Q-P. Sun ., K.Tanaka., Transformation-induced plasticity (TRIP), Appl. Mech. Rev., 49, 6, 1996.
- [122] L.Taleb., N. Cavallo., F. Waeckel., Experimental analysis of transformation plasticity, International Journal of Plasticity, 17, 2001.
- [123] A .Sauveur., The metallography and heat treatment of iron and steel, 3d ed Cambridge, mass, The Univ Press, 535p. 1926.
- [124] E. Scheil ., W. Thiele. , Änderungen von mechanischen Spannungen bei der Austenit-Martensit-Umwandlung, Arch Eisenhüttenwesen , vol 10, p 477-480, 1937.
- [125] G. Wassermann., Untersuchungen an einer Eisen Nickel-Legierung über die Verformbarkeit während der a-g Umwandlung, Arch Eisenhüttenwesen, , vol 10, n°7, p 321-325,1937.
- [126] P.Grostabussiat ., Conséquences mécaniques des transformations structural dans les alliages ferreux , thèse de doctorat ,institut national des sciences appliquées de Lyon ,2000.

- [127] R.A. Kot , V. Weiss ., transformation plasticity in iron –nickel alloys , metal. Trans, 1 2685-2693, 1970.
- [128] J.P. Poirier ., on transformation plasticity ,J Geophy, Res, 87 , 6791-6797, 1982.
- [129] Y. Gerard ., etude des interactions entre déformation et transformation de phase , thèse de doctorat , univrsité de Rennes 1,1987.
- [130] J.P. Poirier ., creep of srystals , high temperature deformation processes in metals, ceramics and mine –rals , combridge université , press, 260p, 1985.
- [131] W.Mitter., Umwandlungsplastizität und ihre Berücksichtigung bei der Berechnung von Eigenspannungen. Materialkundlich-Technische, Reihe 7, Gebr Borntraeger, Berlin, Stuttgart, Allemagne,1987.
- [132] A. Tahimi .,Plasticité induite par transformations de phases dans les aciers : Expérience vs modélisations , thèse de doctorat , INSA de Rouen, 2011.
- [133] A. Perlade., O. Bouaziz., Q. Furnemont., Materials Science and Engineering: A, 356(1-2), 145-152,2003.
- [134] J. Christophe Hell ., Aciers bainitiques sans carbure : Caractérisations microstructurales multi-échelles et in situ de la transformation austénite – bainite et relations entre microstructure et comportement mécanique. Thèse de doctorat, l'université Paul Verlaine de Metz, 2011.
- [135] F. Hassani., S. Yue., A comparison of bainitic TRIP and dual phase microstructures, in 41st Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings, Vol 37, Iron & Steel Society, Warrendale, , pp. 493- 498, 1999.
- [136] A. Simon., S. Denis., E. Gautier., Effet des sollicitations mécaniques sur les transformations de phases dans l'état solide. Aspects métallurgiques et mécaniques. Journal de Physique IV, Colloque C3 supplément au Journal de Physique III, 4, 199 ,1994.
- [137] L.Taleb., Etude du comportement mécanique des aciers en cours de transformations métallurgiques. Synthèse des résultats des essais base de données pour des transformations uniques. Report 5c, INSA Lyon (France) EDF/DER, 174/IJ6549/IMA 277, 1998.
- [138] L.Taleb., S. Grostabussiat., J. F. Jullien., F. Sidoroff., Transformation induced plasticity in martensitic transformation of ferrous alloys. J. Phys. IV 11, pp. Pr4–Pr173,2001.
- [139] J.Ch.Videau., G. Cailletaud., A.Pineau., Experimental study of the transformation induced plasticity in a Cr-Ni-Mo-Al-Ti steel. International seminaries MECAMAT'95 : mechanics and mechanics of solid phase transformations, la Bresse France, 16-19 Mai, 1995.

- [140] L.Hirsinger.,N. Creton., C. LExcellent., Stress-induced phase transformations in Ni–Mn–Ga alloys: experiments and modelling. *Materials Science and Engineering A*, Volume 378, Issues 1-2, pp. 365-369,2004.
- [141] M. Wolff., M. Böhm., G. Löwisch.,A. Schmidt., Modelling and testing of transformation-induced plasticity and stress-dependent phase transformations in steel via simple experiments. *Computational Materials Science*, Volume 32, Issues 3-4, pp. 604-610,2005.
- [142] M. Dalgic.,G. Löwisch., Transformation plasticity at different phase transformation of a bearing steel. *Material. Werkstofftechnik* 37, p. 122,2006.
- [143] A. Rusinek .,J.R. Klepaczko., Experiments on heat generated during plastic deformation and stored energy for TRIP steels. *Materials & Design*, Volume 30, Issue 1, pp. 35-48. 2009
- [144] S.Meftah., F. Barbe., L. Taleb., F. Sidoroff., Parametric numerical simulations of TRIP and its interaction with classical plasticity in martensitic transformation. *European Journal of Mechanics*, pp. 688-700,2007.
- [145] A. Boudiaf., L. Taleb ., M.A. Belouchrani., Effect of the austenite grain size on transformation plasticity in a 35NCD16 steel. IDE-2008, Bremen, Germany, 2008.
- [146] A. Boudiaf., L. Taleb ., M.A. Belouchrani., Effects of the austenite grain size on transformation plasticity in a 35 NCD 16 steel. *International Journal of Microstructure and Materials Properties (IJMMP)*, Volume 5 - Issue 4/5, pp. 338-353, 2010.
- [147] A. Boudiaf., L. Taleb .,M.A. Belouchrani., Experimental analysis of the correlation between martensitic transformation plasticity and the austenitic grain size in steels. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, In Press, Accepted Manuscript, Available online 24 December, 2010.
- [148] R.H. Johnson., G.W. Greenwood., Deformation of uranium during alpha/beta cycles under small stresses and a quantitative interpretation of the mechanical weakness of metals undergoing phase transformations, *Nature*, vol 185, p138-139. 1962.
- [149] L. Taleb., N .Cavallo., F. Waeckel., Experimental analysis of transformation plasticity, *International Journal of Plasticity* (article accepté), 2000.
- [150] S .Casottoa., F. Pasconb., A. M. Habrakenb., S. Bruschia ., Thermo-mechanical-metallurgical model to predict geometrical distortions of rings during cooling phase after ring rolling operations, *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, vol. 45, iss.6, pp. 657-664,2005;
- [151] T. WU., experiment and numerical simulation of welding induced damage

stainless steel 15-5ph , these de doctorat , école doctorale des sciences de l'ingénieur de lyon,2007

[152] E. Gautier., J.S. Zhang., X.M. Zhang ., Martensitic transformation under stress in ferrous alloys : Mechanical behaviour and resulting morphologies , Journal de Physique IV, Vol 5, pp. 41-50,1994.

[153] A. Tahimi., L. Taleb ., F. Barbe., Plasticité induite par transformation de phase martensitique dans l'acier 35NCD16 , 19ème Congrès Français de Mécanique Marseille, 2009.

[154] J.C. Videau., G. Cailletaud., A. Pineau., Experimental study of the Transformation-Induced Plasticity in Cr-Ni-Mo-Al-Ti steel, Journal de Physique IV, pp. 227-232. (1994

[155] F. Azzouz., G. Cailletaud., T. Antretter., F.D. Fischer., Transformation Induced Plasticity (TRIP) in steels subjected to nonmonotonic loading paths: experiments and Theory », Proceedings Plasticity, Vancouver, pp. 175-177,2000.

[156] T. Antretter., F.D. Fischer., G. Cailletaud., Theory, experiments and numerical modelling of phase transformations with emphasis on TRIP .International Conference on TRIP-aided high strength ferrous alloys, pp. 237-246,2002.

[157] M. kacem., F.barbe., N. lecoq., Effect of viscous criteria on the prediction of transformation induced plasticity in steels: Finite Element Modeling approach, 22ème Congrès Français de Mécanique Lyon, 2015.

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

[159] F. Barbe., R. Quey., L. Taleb ., d. C. Souza., Numerical modelling of the plasticity induced during diffusive transformation. An ensemble averaging approach for the case of random arrays of nuclei,” European Journal of Mechanics A/Solids, 27, 2008.

[160] J.C. Videau., G. Cailletaud., A. Pineau., Experimental study of the transformation induced plasticity in a Cr-Ni-Mo-Al-Ti steel, Journal de Physique IV, colloque C1, Supplément au J de Physique III, vol 6, p465-474,1995.

[161] J.C. Leblond., G. Mottet., J.C .Devaux., A theoretical and numerical approach to the plastic behavior of steels during phase transformations – II. Study of classical plasticity for ideal-plastic phases, Journal Mechanical Physics Solids, vol 34, n4, p 411-432,1986.

[162] I. Loginova., J. Odqvist., G. Amberg., J. Agren., The phase-field approach and solute drag modeling of the transition to massive gamma-to-alpha transformation in binary Fe-C alloys, Acta Mater, 51:1327-1339, 2003.

- [163] F. Barbe., R. Quey ., L. Taleb., Numerical modeling of plasticity induced during diffusive transformation, case of a cubic array of nuclei, *Eur J Mech A/Solids*, 26(4):611-625, 2007.
- [164] Devaux, J. Comportement plastique des aciers en cours de transformations de phases- Etude numérique des lois de mélange et de la plasticité de transformation, *Rapport Systus International LDEW98/235*, 29p,1998.
- [165] A. Yamanaka., T. Takaki., Y. Tomita., Phase-Field Simulation of Austenite to Ferrite Transformation and Widmanstätten Ferrite formation in Fe-C Alloy, *Materials Transactions*, 47(11):2725-2731, 2006.
- [166] A.Yamanaka., T.Takaki., Y.Tomita., Simulation of Austenite-to-ferrite Transformation in Deformed Austenite by Crystal Plasticity Finite Element Method and Multi-phase-field Method, *Int J Iron and Steel Institute of Japan*, 52(4):659-668, 2012.
- [167] A. Malik., G. Amberg., A. Borgenstam., J. Agren., Effect of external loading on the martensitic transformation – A phase field study, *Acta Mater* 61:7868-7880, 2013.
- [168] A. Tahimi., F. Barbe., L. Taleb., R. Quey., A. Guillet., Evaluation of microstructure-based transformation plasticity models from experiments on 100C6 steel. *Comput. Mater Sci* 2:55–60, 2012.
- [169] M. Knobloch., J. Pauli., M. Fontana., Influence of the strain-rate on the mechanical properties of mild carbon steel at elevated temperatures, *Materials and Design* 49:553-565, 2013.
- [170] F.D. Fischer., M .Berveiller., Fischer .,Modelling and simulation of transformation induced plasticity in elastoplastic materials. *Mechanics of solids with phase changes*, F.D.Eds Wien New York Springer, n°368, p189-237,1997.
- [171] J .Leblond., G. Mottet., J Devaux. A theoretical and numerical approach to the plastic behavior of steels during phase transformations II. Study of classical plasticity for ideal-plastic phases. *Jal. Mech. Phys. Solids*, vol. 34, no 4, p. 411–432, 1986.
- [172] S. Valance., M Coret., A. Combescure., Strain simulation of steel during a heating-cooling cycle including solid-solid phase change. *European journal of mechanics. A. Solids*, vol. 26, no 3, pp. 460–473, 2007.
- [173] G.W., Greenwood., R.H. Johnson.,The deformation of metals under small stresses during phase transformation, *Proc Roy Soc*, vol 283, p403-422,1965.
- [174] M. Fabbri., V. Voller., The Phase-FieldMethod in the Sharp-Interface Limit : A Comparison betweenModel Potentials. *Journal of Computational Physics*, vol. 130, no 2, p. 256–265, 1997.

- [175] A. Artemev., Y. Wang., A. Khachaturyan., Three-dimensional phase field model and simulation of martensitic transformation in multilayer systems under applied stresses. *Acta Mater.* 48 (10), pp. 2503–2518, 2000.
- [176] M.G. Meozi., J. Sietsma., S. Van der Swaag., Analysis of transformation in a Nb micro-alloyed C–Mn steel by phase field modelling. *Acta Mater.* 54, pp. 1431–1440, 2006.
- [177] M. Levitas., D.-W. Lee., Athermal resistance to an interface motion in phase field theory of microstructure evolution. *Physical Review Letters*, 99 (24), art. no. 245701, 2007.
- [178] A. Suiker and., S. Turteltaub., Numerical modelling of transformation-induced damage and plasticity in metals. *Modell. Simul. Mater. Sci. Eng.* 15, 2007.
- [179] R. Thiessen., J. Sietsma., T. Palmer., J. Elmer., I. Richardson., Phase-field modelling and synchrotron validation of phase transformations in martensitic dual-phase steel. *Acta Mater.* 55, pp. 601–614, 2007.
- [180] K. Ammar., B. Appolaire., G. Cailletaud., F. Feyel., S. Forest., Finite element formulation of a phase field model based on the concept of generalized stresses. *Comput. Mater. Sci.* 45, pp. 800–805, 2009.
- [182] M. Levitas, D.-W. Lee., D.L. Preston., Interface propagation and microstructure evolution in phase field models of stress-induced martensitic phase transformations. *Int. J. Plasticity* 26 (3), pp. 395–422, 2010.
- [183] T. Inoue., Z. G. Wang., K. Miyao., Simulation of Quenching Process of Carburized Steel Gear Wheel under Metallo-Thermo-Mechanical Coupling Elsevier Science Publishers, Paris, B. V. North-Holland,” Proceedings of IUTAM Symposium on Thermomechanical Coupling in Solids, 1987.
- [184] Y. Desalos., Comportement dilatométrique et mécanique des matériaux d’austénite métastable d’un l’acier A533, IRSID, rapport no.95349401 MET44, 1981.
- [185] T. Otsuka., Y. Wakasu., T. Inoue., A simple identification of transformation plastic behaviour and some data for heat treating materials, *Int. J. Mater. Prod. Technol.*, 24, 1-4, 2005.
- [186] T. Inoue., K. Okamura., Material Database for Simulation of Metallo-Thermo-Mechanical Field, Proceedings of the 20th Conference (ASM International), 2000.
- [187] L. Taleb., Acier 16 MND5 – Base de données, rapport INSA, 1999.
- [188] G. W. Greenwood., R. H. Johnson., The Deformation of Metals under Small Stresses during Phase Transformations, *Proc. Roy. Soc. London*, 283A, 1965.

- [189] F. Abrassart., Influence des transformations martensitiques sur les propriétés mécaniques des alliages du système Fe-Ni-Cr-C, Thèse de doctorat ès-Sciences Physiques, Université de Nancy ,1972.
- [190] R. Kot., V. Weiss., transformation plasticity in iron –nickel alloys . *metell. Trans.* 1, 2685-2693,1970.
- [191] E .Orwan ., problem of plastic gliding *proc . phys Soc* , 52 , 8-22 , 1940.
- [192] J. P .Poirier., On transformation plasticity *J. Geophys . Res* 87, 6791-6797,1982.
- [193] Giusti, J. Contraintes et déformations résiduelles d'origine thermique ; application au soudage et à la trempe des aciers, Thèse de Docteur-ès Sciences, Univ Paris VI, 1981, 184p.
- [194] L. Taleb and F. Sidoroff, (2003) A micromechanical modeling of Greenwood–Johnson mechanism in transformation induced plasticity. *Int. J. Plasticity* 19 (10) (2003), pp. 1821–1842.
- [195] J.C. Videau., G .Cailletaud ., A .Pineau., Modélisation des effets mécaniques des transformations de phases pour le calcul de structures, *Journal de Physique IV* , C3, pp227-232, 1994.
- [196] F. Barbe., R. Quey., L. Taleb., Numerical modelling of the plasticity induced during diffusive transformation, Case of a cubic array of nuclei, *Eur. J. Mech. A. Solids*,26, 2007.
- [197] F. Barbe., R. Quey., A numerical modelling of 3D polycrystal-to-polycrystal diffusive phase transformations involving crystal plasticity, *International Journal of Plasticity*, 27, 2011.
- [198] F. Barbe., R. Quey., L. Taleb., E. Souza., D. Cursi., Numerical determination of the effective TRIP during diffusive transformation in a volume with randomly positioned nuclei. In: H.- W. Zoch, Th. Lübben (Ed.), *Proc 1st Int Conf Distortion Engineering*, pp. 149–156, 2005.
- [199] H. Hoang., F. Barbe., R. Quey., L. Taleb., FE determination of the plasticity induced during diffusive transformation in the case of nucleation at random locations and instants. *Comput. Mater. Sci.* 43, pp. 101–107,2007.
- [200] R. Quey., H. Hoang., F. Barbe., L. Taleb., Effect of the random spatial distribution of nuclei on the transformation plasticity in a diffusively transforming steel. *Int. J. Microstructure Materials Property*, volume 5, pp. 354--364, 2010.
- [201] J.F. Ganghoffer., S. Denis., E. Gautier., A. Simon., K. Simonsson., S. Sjöström., Mechanical and thermodynamical study of a macroscopically coherent phase transition. Case of the martensitic transformation. *Journal de Physique IV*, V. 1, pp. 89–94, 1991.

- [202] J.F. Ganghoffer., S. Denis., E. Gautier., A. Simon., K. Simonsson., S. Sjöström., Micromechanical simulation of a martensitic transformation by finite elements. Journal de Physique IV, V. 1, pp. 77–82,1991.
- [203] Y.H. Wen.,S. Denis., E. Gautier., Computer Simulation of Martensitic Transformation Under Stress. JOURNAL DE PHYSIQUE IV, Vol. 6, 1996.
- [204] A.V. Iesman., V.I. Levitas., D.L. Preston., J-Y. Cho., Finite element simulations of martensitic phase transitions and microstructures based an a strain softening model, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 53 – P495-523,2005.
- [205] Y.H. Wen., S. Denis., E. Gautier., Criterion for the progress of martensitic transformation in a finite element simulation, Journal de physique. IV (J. phys., IV), Colloque C2, 5, 531, 1995.
- [206] S. Meftah., Modélisation de la plasticité de transformation dans une transformation martensitique. Stage de diplôme d'études approfondies (DEA) LMR-INSA de Rouen, France, 2003.
- [207] R. Naraghi., P .Hedström., A. Borgenstam, Steel Research International ,82 337. 2011.