

RÉPUBLIQUE ALGERIENNE DÉMOCRATIQUE ET POPULAIRE
MINISTÈRE DE L'ENSEIGNEMENT SUPÉRIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE

Université Mouloud Mammeri Tizi Ouzou
Faculté De Génie De La Construction
Département De Génie Mécanique



Thèse de doctorat
Spécialité Génie Mécanique

THÈME

**Étude expérimentale et numérique du comportement
mécanique des aciers à effet TRIP : application à la
mise en forme**

Présentée par

SIDHOUM ZEHRA

Devant le jury d'examen composé de :

OULD OUALI Mohand	PROFESSEUR	UMMTO	Président
FERHOUM Rabah	PROFESSEUR	UMMTO	Encadreur
CHEGROUNE Redouane	PROFESSEUR	USTHB	Examineur
DJEGHLAL Mohammed El amine	PROFESSEUR	EN El-Harrach	Examineur
KEDDAM Mourad	PROFESSEUR	USTHB	Examineur
BOURAS Rachid	Maître de conférences	UMMTO	Examineur
HABAK Malek	Maître de conférences	IUT Amiens	Invité

Année 2020-2021

Remerciements

Je remercie Dieu de m'avoir donné le courage et la patience pour mener à bien mon travail.

Les travaux présentés dans cette thèse ont été réalisés au Laboratoire d'Élaboration, de Caractérisation et de Modélisation des Matériaux (LEC2M) et au Laboratoire des Technologies Innovantes (LTI) de l'université de Jules Verne Amiens, France.

Ce travail n'aurait pas pu être réalisé sans la contribution de plusieurs personnes à qui je tiens à exprimer toute ma reconnaissance et ma gratitude par ces quelques mots.

Je tiens tout d'abord à exprimer ma profonde gratitude et reconnaissance à Monsieur le Professeur Ferhoum Rabah de m'avoir proposé ce sujet. Son aide, ses orientations et conseils pour la réalisation de ce travail ont été d'un grand apport.

Mes sincères remerciements vont également à Monsieur Almansba Madjid pour son aide et ses conseils durant toute la période de préparation de ma thèse.

Que Monsieur Habak Malek, trouve ici mes vives reconnaissances pour m'avoir accueillis au sein du laboratoire des Technologies Innovantes (LTI) et aussi d'avoir mis à ma disposition tout le matériels disponible au sein du leur laboratoire.

Je remercie Monsieur OULD OUALI Mohand, Professeur au département de Génie Mécanique de m'avoir fait l'honneur de présider le jury de soutenance.

Je remercie également Monsieur CHEGROUNE Redouane et Monsieur KEDDAM Mourad, Professeurs à USTHB pour avoir accepté de faire partie de ce jury.

Je tiens à exprimer mes remerciements à Monsieur DJEGHLAL Mohamed El Amine, Professeur à EN El-Harrach, d'avoir accepté de prendre part au jury de soutenance.

Mes remerciements vont également à Monsieur BOURAS Rachid, Maître de conférences à l'université Mouloud Mammeri d'avoir accepter de juger ce travail.

Que les enseignants de l'Université Mouloud Mammeri qui ont contribué à ma formation trouvent ici l'expression de mes remerciements.

Que mes collègues de laboratoire soient remerciés pour leurs encouragements et de leur sympathie.

Je ne remercierai jamais assez mes parents pour tout ce qu'ils ont fait et continuent à faire pour mon instruction et mon confort. Pour eux ma plus tendre affection.

Enfin, que toutes les personnes qui ont contribué de loin ou de près à la réalisation de ce travail trouvent ici ma profonde reconnaissance.

Dédicaces

À tous ceux que j'aime et qui m'aiment

Liste des figures

Chapitre I. Effet TRIP dans les aciers inoxydables

Figure I.1 : Structures cristallines de la martensite	18
Figure I.2 : différentes variantes de martensite	19
Figure I.3 : Structures cristallines de l'austénite	19
Figure I.4 : Variation de la température de début de transformation en fonction de l'état de contrainte appliquée ($1\text{psi}=6,89\times 10^3\text{Pa}$).....	20
Figure I.5 : Représentation schématique de la variation de la contrainte critique de transformation avec la température d'essai	21
Figure I.6 : Mécanisme de déformation d'un acier austénitique à basse énergie d'empilement.....	23
Figure I.7 : Courbes d'évolution de la fraction volumique de martensite pour trois trajets de chargement : 1 traction, 2 torsion, 3 compression.....	24
Figure I.8 : Comparaison de la fraction volumique de martensite en fonction de la déformation	25
Figure I.9. Influence de la vitesse de déformation sur la transformation martensitique d'un acier 304 pour des essais de traction uniaxiale (a) et équi-biaxiale (b).....	25
Figure I.10 : Plasticité de transformation finale sous des états de contrainte différents	27
Figure I.11 : Variation de la plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour une transformation complète. Acier 60 NCD 11.	27
Figure I.12: Evolution de la plasticité de transformation au cours d'un refroidissement en fonction de la fraction de phase produite pour différents états de chargement.....	28
Figure I.13: Evolution de déformation inélastique équivalente pour une transformation complète ($f=1$) en fonction de la contrainte équivalente appliquée pour différents types de chargement.	29
Figure I.14: Mécanisme Greenwood Johnson.....	30
Figure I.15: Mécanisme de Magee	31
Figure I.16 : Micrographie optique de l'acier AISI304. Apparition de martensite dans un grain d'austénite.	32
Figure I.17 : Micrographies optiques des aciers TRIP multiphasés après attaque électrochimique (TRIP600-700-800-1000).....	33
Figure I.18 : Comportement de l'acier AISI304 pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures (-60°C , -30°C , 0°C et 23°C).....	34
Figure I.19 : Evolution du coefficient d'érouissage pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures (-60°C , -30°C , 0°C et 23°C).....	35

Figure I.20 : Résultats expérimentaux obtenus en traction et en compression pour différentes températures sur un acier 304.....	35
Figure I.21 : Courbe σ vs ϵ d'un acier austénitique métastable, comportement de l'austénite et de la martensite, cinétique de transformation.....	36
Figure I.22 : Comportement d'un acier austénitique 304 recuit à différentes températures et à une vitesse et à une vitesse de déformation de $10^{-3}S^{-1}$	36

Chapitre II. Etude Expérimentale sur l'acier 304L

Figure II.1. Microstructure de l'acier 304L.....	50
Figure II.2. Spectre de diffraction de l'acier 304L.....	51
Figure II.3 : Différents sortes de signaux émis par les interactions entre les électrons incidents et l'échantillon	53
Figure II.4 : Schéma d'un MEB équipé d'un détecteur de rayons X.....	55
Figure II.5 : Illustration de la condition de Bragg.....	56
Figure II.6. Éprouvette de traction	57
Figure II.7. Essai de dureté Vickers	58
Figure II.8 : dispositif du pliage	59
Figure II.9 : Micrographie MEB de l'acier 304L à l'état initial	60
Figure II.11. Courbe de traction de l'éprouvette à 25°C.....	61
Figure II.12. Courbe de traction de l'éprouvette à 75°C.....	62
Figure II.13. Courbe de traction de l'éprouvette à 140°C.....	62
Figure II.14. Superposition des courbes à différentes températures	63
Figure II.15.Variation du module d'Young en fonction de la température.....	63
Figure II.16.Variation de la limite élasticité (R_e) en fonction de la température.....	64
Figure II.17 : Variation de R_m en fonction de la température	65
Figure II.18 : Variation de la Limite à la rupture en fonction de la température	65
Figure II.19 : Variation de la déformation à la rupture en fonction de la température	66
Figure II.20 : Micrographie optique de l'échantillon à 25°C.....	67
Figure II.22 : Microscopie optique de l'échantillon à 140°C.....	68
Figure II.23 : Micrographie MEB de l'échantillon à 25°C	68
Figure II.24 : Micrographie MEB de l'échantillon à 75°C	69
Figure II.25 : Micrographie MEB de l'échantillon à 140°C	69
Figure II.26: Spectres de diffraction à différentes températures.....	71
Figure II.27. Courbes des essais de traction à différentes déformations.....	72

Figure II.28 : Dureté (Hv) en fonction de la distance entre les points de la filiation pour l'échantillon à 5% de déformation.	73
Figure II.29 : Dureté (Hv) en fonction de la distance entre les points de la filiation pour l'échantillon à 26% de déformation.	74
Figure II.30 : Dureté (Hv) en fonction de la distance entre les points de la filiation pour l'échantillon à 58% de déformation.	74
Figure II.31: Dureté (Hv) en fonction de la distance entre les points de la filiation pour l'échantillon à 67% de déformation.	75
Figure II.32 : Valeurs moyenne des duretés Vickers (Hv) en fonction des différentes déformations.....	76
Figure II.33. Microstructure de l'acier 304L avec un grossissement 200, pour une déformation de 5%.....	77
Figure II.34. Microstructure de l'acier 304L avec un grossissement 200, pour une déformation de 26%.....	77
Figure II.35. Microstructure de l'acier 304L avec un grossissement 200, pour une déformation de 58%.....	78
Figure II.36. Microstructure de l'acier 304L avec un grossissement X200, pour une déformation de 67%	78
Figure II.37. Micrographies MEB de l'acier 304L à différentes déformations	80
Figure II.38. Spectres de diffraction de l'acier 304L à différentes déformations	83
Figure II.39 : Courbe de pliage de l'acier 304L	83
Figure II.40. Tôle pliée en acier 304L.....	84
Figure II.41. Zone du pliage.....	84
Figure II.42 : Mesure de l'angle de pliage avant l'extraction du poinçon	85
Figure II.43. Micrographies de la zone de pliage.....	85

Chapitre III. Etude Numérique

Figure III.1 : Projection de la contrainte sur la surface de charge	92
Figure III.2 : Méthode de Newton-Raphson pour le calcul de $\Delta\lambda$	94
Figure III.3. Organigramme de l'implémentation.....	101
Figure III. 4: Conditions aux limites et maillage en traction uniaxiale.....	103
Figure III. 5: Conditions aux limites et maillage en pliage.....	104
Figure III. 6. Courbe de traction et de la fraction volumique de martensite (expérimentale VS numérique)	105
Figure III. 7. Courbe de la fraction volumique de martensite à différentes température	106

Figure III. 8. Courbe de traction à différentes température (résultats expérimentaux VS résultats numérique).....	106
Figure III. 9. Courbe de pliage (expérimentale VS numérique).....	107
Figure III. 10. Distribution des contraintes et la martensite dans la tôle pliée.....	108

Liste des tableaux

Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

Tableau I.2 : Composition chimique – Taille des îlots d’austénite – dosage de phase – teneur en carbone de l’austénite des aciers TRIP multiphasés.....	33
---	----

Chapitre II. Etude expérimentale sur l'acier 304L

Tableau II.1. Composition chimique de la nuance entièrement austénitique AISI 304L.....	50
Tableau II.2. Caractéristiques de l’acier 304L	51
Tableau II.3. Résultats des essais de dureté Vickers.....	60
Tableau II.4. Variation du module d’Young en fonction de la température	63
Tableau II.5. Variation de la limite élasticité (Re) en fonction de la température	64
Tableau II.6. Variation de Rm en fonction de température.....	64
Tableau II.7. Variation de la limite à la rupture (Rp) en fonction de la température.....	65
Tableau II.8. Variation de la déformation totale en fonction de température	66
Tableau II. 9. Valeurs de la dureté Vickers (Hv) à 5% de déformation.....	72
Tableau II.10 : Valeurs de la dureté Vickers (Hv) à 26% de déformation.....	73
Tableau II.11 : Valeurs de la dureté Vickers (Hv) à 58% de déformation.....	74
Tableau II.12: Valeurs de la dureté Vickers (Hv) à 67% de déformation.....	75

Chapitre III. Etude numérique

Tableau III.1. Paramètres de la simulation.....	103
---	-----

Liste des symboles

f^{sb} : Fraction volumique des bandes de cisaillement

$\dot{\bar{\epsilon}}_a^{pslip}$: Vitesse de la déformation plastique équivalente due au glissement dans l'austénite

α : Paramètre liée à l'énergie de faute d'empilement

$\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3, \alpha_4$: Paramètres matériels

$\dot{\epsilon}_y$: Vitesse de déformation de référence

T : Température

Σ : Facteur de triaxialité

σ_{ii} : Premier invariant du tenseur de contrainte de Cauchy

$\bar{\sigma}$: Contrainte effectif

f^m : Fraction volumique de martensite

η : Paramètre qui régit le taux de formation de martensite

η_1 et η_2 : constantes.

B : La force motrice de la formation martensitique

S_{ij} : Déviateur du tenseur des contraintes de Cauchy

$\bar{\sigma}$: Contrainte effective du matériau biphasé

k : Paramètre qui reflète le développement de microstructures à l'intérieur du matériau, tel que la texture.

C_k : Constante du matériau

$\dot{\bar{\epsilon}}^{pslip}$: Vitesse de déformation plastique équivalente du glissement dans l'acier TRIP

a et m : Paramètres qui se rapportent respectivement aux phases austénitique et martensitique

R : paramètre qui prend compte de la variation du changement de forme

R0 and R1 : constantes du matériau

σ_{ya} : Limite d'écoulement de la phase austénitique

Δv : Dilatation volumique résultant de la transformation martensitique

δ_{ij} : Indice de Kronecker ou la matrice d'identité

C_{ijkl} : Composantes du tenseur de raideur

λ et μ : Coefficients de Lamé

ε_n : déformation totale à l'instant n

ε_n^p : déformation plastique à l'instant n

P_n : déformation plastique équivalente due au glissement de l'austenite

f_m : fraction de la martensite à l'instant n

f_{sb} : fraction de l'austenite à l'instant n

$EqpT$: déformation plastique équivalente du TRIP à l'instant n

S_{ijn+1}^{trial} : Partie déviatorique du tenseur des contraintes à l'instant n+1

σ_{eqn+1}^{trial} : Contrainte équivalente de Von Mises à l'instant n+1

F : Fonction de charge

σ_s : Contrainte seuil du TRIP

σ_m : Contrainte seuil de la martensite

σ_a : Contrainte seuil de l'austénite

σ_{ya} : Limite élastique de l'austénite

σ_{ym} : Limite élastique de la martensite

$c_{1m} \rightarrow c_{5m}$ et $c_{1a} \rightarrow c_{5a}$: constante du modèle.

σ_{ijn+1} : Contrainte à l'instant n+1

ε_{n+1} : Déformation totale à l'instant n+1

ε_{n+1}^p : Déformation plastique à l'instant n+1

P_{n+1} : Déformation plastique équivalente due au glissement de l'austenite à l'instant n+1

$f_{m\ n+1}$: Fraction de la martensite à l'instant n+1

f_{sbn+1} : Fraction de l'austenite à l'instant n+1

$EqpT_{n+1}$: Déformation plastique équivalente du TRIP à l'instant n+1

$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip}$: Tenseur de la vitesse de la déformation plastique due au glissement dans l'austénite

dp : Vitesse de la déformation plastique équivalente due au glissement dans l'austénite

N_{ij} : La normale à la fonction de charge

$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape}$: Tenseur de la vitesse de la déformation plastique due au changement de forme

dfm : Incrément d taux de martensite

dfs_b : Incrément du taux des bandes de glissement

η : Force motrice de la formation des lamelles de martensite

Σ : Triaxialité

R : Paramètre de changement de forme

$\dot{\epsilon}_{ij}^{p dilat}$: Tenseur de la vitesse de la déformation plastique due au changement de volume

Sommaire

Introduction générale.....	15
----------------------------	----

Chapitre I: Effet TRIP dans les aciers inoxydables

I.1. Introduction.....	17
I.2. Transformation martensitique.....	17
1.2.1 Origines de la transformation martensitique.....	20
1.2.2. Energie de faute d'empilement et mécanismes d'apparition de la martensite.....	21
1.2.3. Facteurs influençant la transformation martensitique.....	23
I.3. Etat de l'art sur l'effet TRIP.....	26
I.4. Mécanismes responsables du TRIP.....	29
I.5. Aciers à effet TRIP.....	31
I.6. Comportement mécanique des aciers à effet TRIP.....	34
I.7. Modélisation des aciers à effet TRIP.....	37
I.7.1. Modèles de la cinétique de transformation.....	37
I.7.2. Modèles de la plasticité de transformation.....	40
I.7.3. Modèles du comportement mécanique des aciers à effet TRIP.....	44
I.8. Conclusion.....	48

Chapitre II Etude expérimentale sur l'acier 304L

II.1. Introduction.....	49
II.2. Matière première et techniques expérimentales.....	49
II.2.1. Matière première.....	49
II.2.2. Techniques de caractérisation.....	52
II.2.3. Mise en forme par pliage.....	58
II.3. Résultat et discussion.....	59
II.3.1. Résultat du métal de base.....	59
II.3.2. Identification du comportement mécanique de l'acier 304L.....	60
II.3.3. Influence du taux déformation sur la transformation martensitique.....	71
II.3.4 Résultats du pliage.....	83

II.4. Conclusion	86
Chapitre III Etude Numérique	
III.1. Introduction	87
III.2. Equations constitutives du modèle	87
III.2.1. Cinétique de transformation	87
III.2.2. Vitesse de déformation plastique.....	89
III.3. Implémentation numérique.....	92
III.3.1. Algorithme de l'implémentation.....	92
III.3.2. Algorithme détaillé.....	94
III.3.3. Simulation numérique.....	101
III.3.4. Identification des paramètres matériau.....	102
III.3.5. Simulation de l'opération de pliage.....	103
III.4. Résultats numériques.....	104
III.4.1. Simulation en traction.....	104
III.4.2. Simulation en pliage.....	106
III.5. Conclusion	108
Conclusion générale.....	109

Introduction générale

Actuellement, l'un des principaux enjeux dans l'industrie automobile est la mise au point de véhicules offrant un rendement énergétique supérieur afin d'atténuer les effets des prix élevés du pétrole et de respecter les normes d'émission mondiales. Ces objectifs ne peuvent être atteints uniquement par la mise en œuvre de moteurs plus efficaces, mais aussi par la réduction du poids de l'automobile. Bien que la réduction de poids des voitures entraîne une meilleure économie de carburant, un inconvénient typique est une résistance structurelle réduite. Par conséquent, il est impératif de développer des matériaux légers et de haute résistance pour les constructions de voitures, qui réduisent le poids de l'automobile et renforcent la sécurité des passagers lors d'événements dynamiques tels que les accidents d'automobile. Pour répondre à ces exigences, les constructeurs automobiles ont développé des nouvelles nuances d'acier. Parmi celles-ci, les aciers à effets TRIP ont l'avantage de présenter un très bon compromis résistance ductilité, leur utilisation a permis la réduction des épaisseurs des tôles constituant une caisse en blanc, réduisant ainsi leur poids tout en améliorant leur rendement.

Cette thèse, réalisée sous la direction du docteur FERHOUM Rabah, est à pour but l'étude numérique et expérimentale du comportement mécanique des aciers à effet TRIP : Application à la mise en forme. L'acier qu'on a choisi pour effectuer notre étude est l'acier TRIP entièrement austénitique du type 304L. Sous sollicitation mécanique, ce type d'acier, qui est instable, subit une transformation structurale de l'Austénite en Martensite.

Le travail prévisible durant cette thèse de doctorat, se résume comme suit :

- Identification expérimentale du comportement mécanique des aciers austénitiques instables ;
- La caractérisation de la transformation martensitique induite par déformation plastique dans les aciers ;
- Modélisation du comportement mécanique en traction avec prise en charge de l'évolution de la structure austénitique ;
- Application à la mise en forme : l'objectif, dans ce cas, est la simulation d'une opération de pliage par l'implémentation dans le code de calcul éléments finis Abaqus d'un modèle de comportement des aciers austénitiques instables.

Pour mener à bien cette étude, nous avons jugé utile de subdivisé le travail en trois parties :

Dans la première partie de cette thèse, nous avons présenté une synthèse bibliographique sur l'effet TRIP dans les aciers inoxydables; définition de l'effet TRIP, les mécanismes responsables du TRIP, les différents aciers TRIP, leurs comportements ainsi que les différents modèles utilisés pour la modélisation de leur comportement mécanique. La transformation martensitique induite par déformation plastique de l'austénite, étant le facteur responsable de ce phénomène, nous lui y avons réservé une part.

La deuxième partie est une étude expérimentale. Celle-ci est scindée en deux parties. La première est réservée à la présentation de l'acier qui fait objet de notre étude, sa composition chimique et ses caractéristiques théoriques et les différentes techniques expérimentales, mises en œuvre au cours de notre investigation. La seconde exposera les résultats de caractérisation mécanique et microstructurale de cet acier.

Dans la troisième partie à caractère numérique, sont regroupés les résultats d'analyse numérique du comportement en traction ainsi que la mise en forme par pliage de l'acier inoxydable austénitique du type 304L. L'analyse est faite à partir de l'implémentation, dans le code d'éléments finis Abaqus/Explicit, du modèle de comportement phénoménologique proposé par Tomita et al. puis repris par Iwamoto et al. Ce modèle est basé sur une forme modifiée des modèles proposés par Olson, G.B. et Cohen, M. et Stringfellow et al pour les aciers austénitiques et développé pour décrire le comportement des aciers présentant une plasticité induite par la transformation martensitique. Il a été utilisé par Iwamoto et al. afin d'étudier l'influence de la taille des grains, l'endurance en fatigue, la croissance des particules martensitiques ainsi que par Tomita et al. pour analyser le comportement en chargement monotone et cyclique dans les aciers inoxydables austénitiques. Ce modèle a été utilisé par la suite par Sierra et al. pour étudier le rôle et l'influence de certains facteurs sur l'effet TRIP dans les aciers TRIP multiphases. Ces facteurs incluent la vitesse à laquelle se déroule la transformation martensitique, l'état de contrainte auquel le matériau est soumis et l'interaction entre la matrice environnante et les îlots d'austénite retenus incorporés dans les aciers TRIP à phases multiples.

Notre travail s'achève par une conclusion générale et des perspectives.

I.1. Introduction

Transformation Induced Plasticity (TRIP), cette expression en anglais indique que la plasticité est induite par la transformation « plasticité de transformation ». Au début le phénomène n'était pas bien défini ensuite, Mitter [1] consacra tout un livre à ce phénomène et il le décrit 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 norme de la limite d'élasticité du matériau, une déformation plastique macroscopique se produit...". L'effet TRIP est attribué à un changement de phase particulier qui se produit à l'état solide et qui est à l'origine des propriétés remarquables des matériaux dans lesquels elle se produit [2]. Dans les aciers à effet TRIP, la transformation en question est la transformation de la phase austénitique métastable γ vers une autre variante de martensite α' .

Ce chapitre à caractère bibliographique est divisé en deux parties. Dans la première, nous présentons d'abord les caractéristiques générales de la transformation de phase martensitique (conditions d'observation de la transformation, structures cristallographiques,...) et les conséquences de cette transformation sur le comportement plastique des aciers entièrement ou partiellement austénitiques instables lors d'un chargement thermomécanique ensuite nous donnons les différentes nuances des aciers à effet TRIP ainsi que leur comportement mécanique. La deuxième partie traite les différents modèles de la littérature.

I.2. Transformation martensitique

Le terme de martensite, du nom de son inventeur le physicien Adolph MARTENS, est le produit de la transformation martensitique. Cette dernière se classe dans la catégorie des transformations displacives. Elle se produit de manière quasi instantanée à partir d'une certaine température au cours du refroidissement appelée température de début de transformation M_s . Dans les aciers au carbone, le taux de transformation martensitique dépend de la température. Il peut, en outre, dépendre des sollicitations mécaniques exercées sur le matériau, il s'agit dans ce cas d'une transformation activée mécaniquement.

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

Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

- une structure tétragonale centrée (TC) caractéristique de la martensite α' ;
- une structure hexagonale (H) caractéristique de la martensite ϵ ;
- une structure tétragonale à faces centrées (TFC), cette-ci n'a été observée que dans les alliages Fe-Pd et Fe-Pt.

Dans les alliages binaires Fe-C, la martensite observée est celle qui possède une structure tétragonale centrée c.-à-d. que c'est la martensite α' (figure I.1). Dans ce type de martensite, les atomes de carbone sont distribués sur les sites interstitiels octaédriques en positions $0, 0, 1/2$ (milieu des arêtes parallèles à l'axe c) et $1/2, 1/2, 0$ (base de la maille). Ainsi, la martensite est une solution sursaturée en carbone dans le réseau du fer α . Cette sursaturation en carbone entraîne une distorsion du réseau de la maille qui devient quadratique, distorsion d'autant plus marquée que la teneur en carbone est élevée.

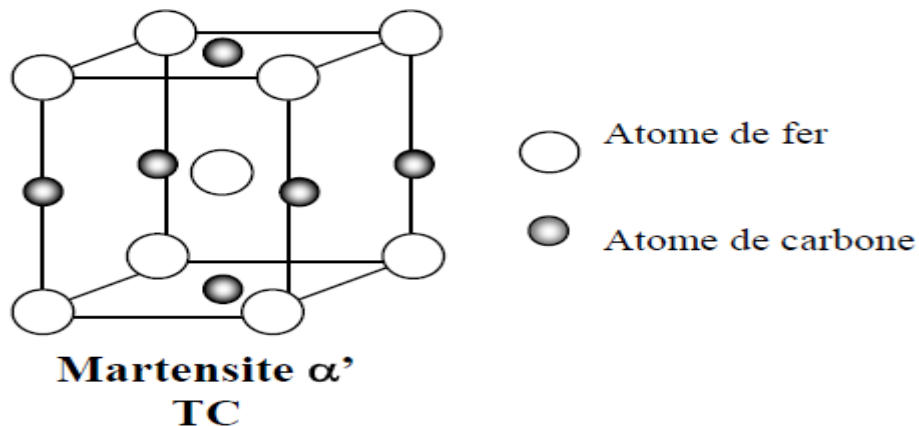


Figure I.1 : Structures cristallines de la martensite [3]

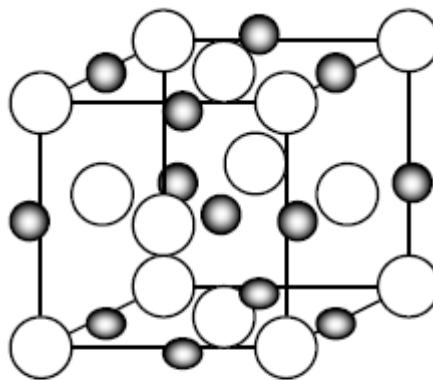
La morphologie de la martensite dépend de la composition chimique, des contraintes et déformations locales et de l'énergie de faute d'empilement. La figure I.2 représente les différentes variantes de martensite. Celle-ci montre que la martensite peut être lenticulaire, sous forme de lattes, de papillons, de plaquettes et d'aiguilles plates.



Figure I.2 : différentes variantes de martensite [4]

La dureté de la martensite est proportionnelle à sa teneur en carbone. Les aciers inoxydables à faible teneur en carbone possèdent des martensites molles par rapport aux aciers à forte teneur en carbone (>1%). [4]

Quant à l'austénite, elle est la phase la plus stable à haute température dans les aciers. Celle-ci est une solution solide d'insertion de carbone dans le fer γ . Les atomes de carbone sont situés dans les sites interstitiels octaédriques du type $1/2, 1/2, 1/2$ (centre de la maille) et $0, 0, 1/2$ (milieu de chaque arête) (figure I.3).



Austénite γ
CFC

Figure I.3 : Structures cristallines de l'austénite [3]

1.2.1 Origines de la transformation martensitique

La transformation martensitique peut avoir deux origines : une origine thermique (transformation par refroidissement) et une origine mécanique, transformation induite par l'application d'une contrainte.

Dans le premier cas, la transformation martensitique se produit de manière quasi instantanée à partir d'une certaine température au cours du refroidissement. C'est la température de début de transformation appelé M_s .

Dans le deuxième cas, l'application d'une contrainte (contrainte critique) tend à favoriser la transformation martensitique : il est ainsi possible d'effectuer cette transformation à une température supérieure au point M_s , température au-dessus de laquelle la transformation n'a normalement pas lieu en l'absence de contraintes. En d'autres termes, l'application de contraintes a pour conséquence de modifier la température de début de transformation d'autant plus que ces contraintes sont élevées. Cette température augmente linéairement avec la contrainte appliquée, cette augmentation étant plus forte dans le cas d'une contrainte de traction que d'une contrainte de compression, l'application d'une pression hydrostatique entraînant une diminution de cette température [5] (figure I.4).

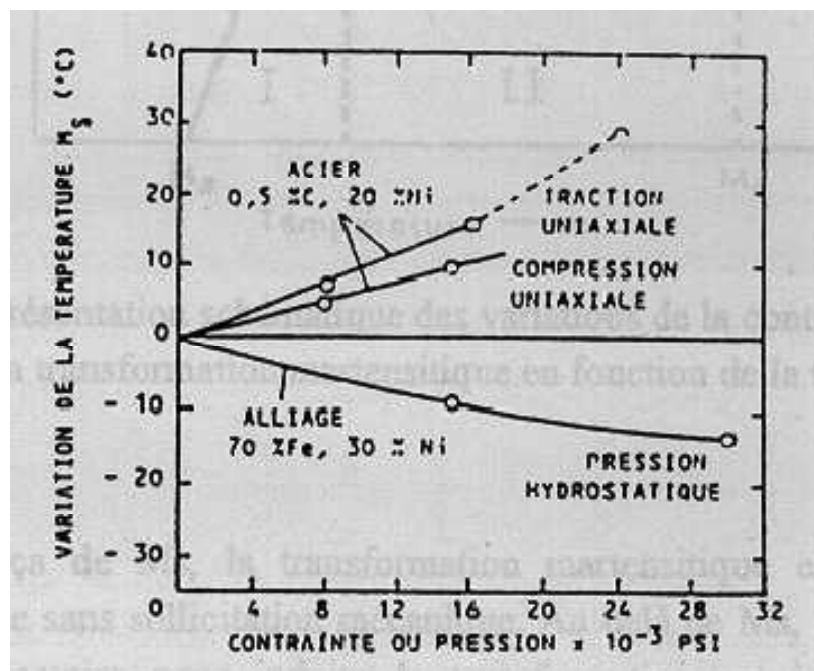


Figure I.4 : Variation de la température de début de transformation en fonction de l'état de contrainte appliquée (1psi=6,89x103Pa). [5]

La contrainte critique pour la transformation martensitique est décrite par une loi de type Clausius-Clapeyron :

Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

$$\frac{d\sigma_c}{dT} = \rho \frac{\Delta H}{\varepsilon_0 T_0}$$

Avec

ρ la masse volumique ;

ΔH l'enthalpie de la transformation ;

T_0 la température d'équilibre de la transformation ;

σ_c la contrainte ;

ε_0 la déformation de transformation.

Quatre domaines de température se distinguent sur la figure I.5 :

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

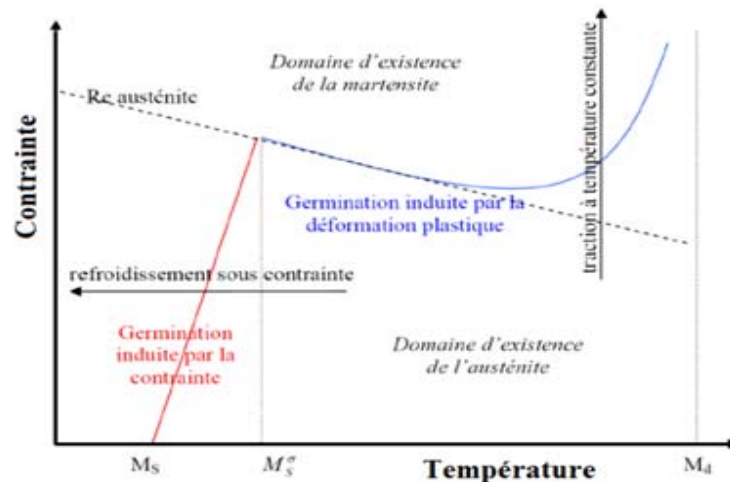


Figure I.5 : Représentation schématique de la variation de la contrainte critique de transformation avec la température d'essai [3]

I.2.2. Energie de faute d'empilement et mécanismes d'apparition de la martensite

L'énergie de faute d'empilement (EFE) est un facteur essentiel de l'existence de la transformation martensitique induite par la déformation de l'austénite. Elle correspond à

Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

l'énergie par unité de surface d'une faute d'empilement dans un cristal. Celle-ci est fonction de la composition chimique et de la température. En raison des diverses interactions possibles entre les éléments d'addition d'un alliage, il est très difficile de prévoir des valeurs d'énergie de fautes d'empilement. Plusieurs auteurs se sont penchés sur la détermination d'une expression de l'EFE en fonction de la composition chimique et de la température. La tendance générale est que le carbone et le nickel augmentent l'EFE tandis que les autres éléments tels que Cr, Si, Mn, N, la diminuent.

Suivant les valeurs de l'énergie de faute d'empilement (EFP), la martensite α' peut être produite par deux mécanismes différents. Ces deux mécanismes sont comme suit :

- une forte énergie de faute d'empilement conduit à la formation directe de martensite α' par le mécanisme $\gamma \rightarrow \alpha'$;
- une faible énergie de faute d'empilement conduit à la formation de martensite ε . Dans ce cas, la germination de la martensite α' peut apparaître aux intersections des variantes de martensite ε (fig. I.6). Ce mécanisme indirect de formation $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ a été observé dans les aciers inoxydables AISI304 à faible teneur en carbone. Néanmoins la fraction volumique de martensite ε ne dépasse pas 7-10%.

Afin de déterminer les mécanismes de la formation de la martensite, une étude de la transformation martensitique dans différents types d'aciers inoxydables austénitiques a été faite par Lecroisey. L'auteur a trouvé que la phase α' a été observée seulement dans les aciers à forte teneur en chrome et en nickel (%Cr > 15%, %Ni > 10%). Dans les autres aciers austénitiques, une transformation directe de la phase γ en phase α' .

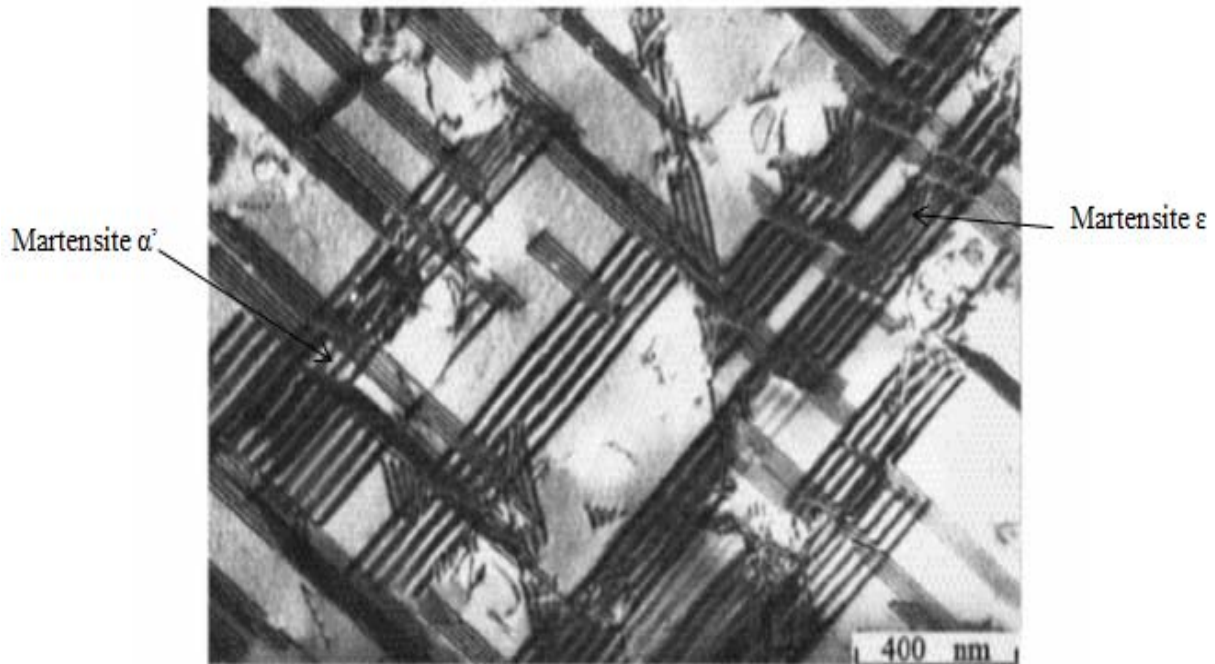


Figure I.6 : Mécanisme de déformation d'un acier austénitique à basse énergie d'empilement [6]

1.2.3. Facteurs influençant la transformation martensitique

❖ Composition chimique

L'influence de la composition chimique sur la transformation martensitique a été mise en évidence par de nombreux auteurs Andrews [7], Pickering [8], Perlade et al. [9]. Ces auteurs ont établi des lois empiriques qui relient directement les éléments d'alliage à la température de début de transformation M_s . Cette température de début de transformation est donnée en degré Celsius :

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 512 - 453 (\%C) - 16.9 (\%Ni) - 9.5 (\%Mo) + 217 (\%C)^2 - 71.5(\%C)(\%Mn) + 15 (\%Cr) - 67.6 (\%C)(\%Cr) + 10 (\%Co) - 7.5 (\%Si)$$

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

$$M_s(^{\circ}\text{C}) = 546 \cdot \exp(-1.362(\%C)) - 30.4 (\%Mn) - 17.7 (\%Ni) - 12.1 (\%Cr) - 11 (\%Si)$$

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

❖ Taille de grains

Tout comme la composition chimique, la taille de grain austénitique joue un rôle sur la transformation martensitique. De nombreuses recherches ont été faite à sujet [10], Maki et al. [11], Wang et al. [12] et Iung et al. [13]. Toutes ces recherches ont abouti au même résultat qui est ; un acier à grains fins formera moins de martensite qu'un acier à gros grains.

❖ Trajet de chargement

Un certain nombre d'expériences montrent que le trajet de chargement influe sur la transformation martensitique induite par la déformation. Les essais de traction uniaxiale, de torsion et de compression réalisés par Lebedev et al. [14] sur un acier entièrement austénitique ont montré qu'un trajet de traction uniaxiale est plus favorable à la déstabilisation de l'austénite, qu'un trajet de torsion et de compression figure I.7.

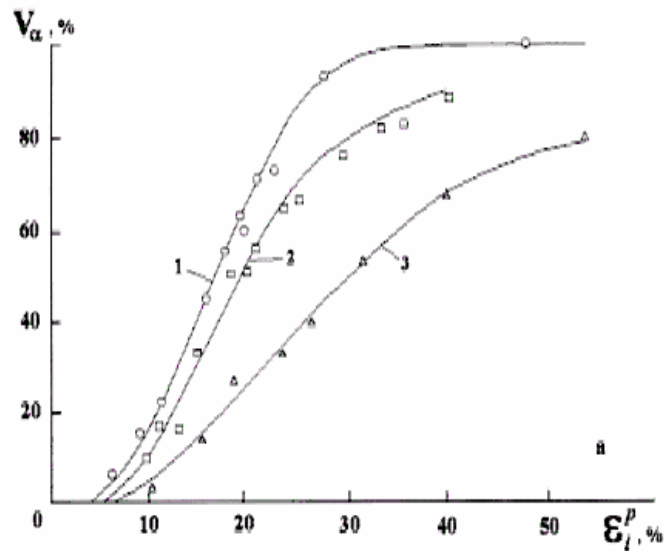


Figure I.7 : Courbes d'évolution de la fraction volumique de martensite pour trois trajets de chargement : 1 traction, 2 torsion, 3 compression. [14]

En revanche, Miller et McDowell [15] ont mesuré une plus forte fraction de martensite en compression comparée à la torsion. Les expériences effectuées par Iwamoto et al. [16] indiquent également que la transformation martensitique est plus précoce pour de petites déformations en compression uniaxiale qu'en traction uniaxiale figure I.8.

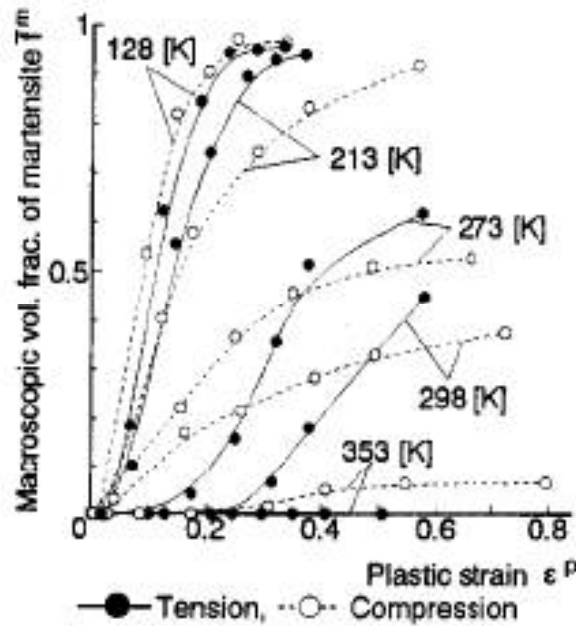


Figure I.8 : Comparaison de la fraction volumique de martensite en fonction de la déformation plastique pour des essais de traction et compression uniaxiale pour différentes températures [16]

❖ Vitesse de déformation

Hecker et al. [17] ont montré, lors d'essais de traction uniaxiale et équilibrée sur un acier AISI304 pour deux vitesses de déformation, en quasi-statique, en dynamique, que plus la vitesse de déformation est grande, plus l'austénite est stable et on frêne ainsi la transformation de la martensite. Ce phénomène est logiquement la conséquence du réchauffement adiabatique observé pour des vitesses de déformation élevées, qui stabilise l'austénite.

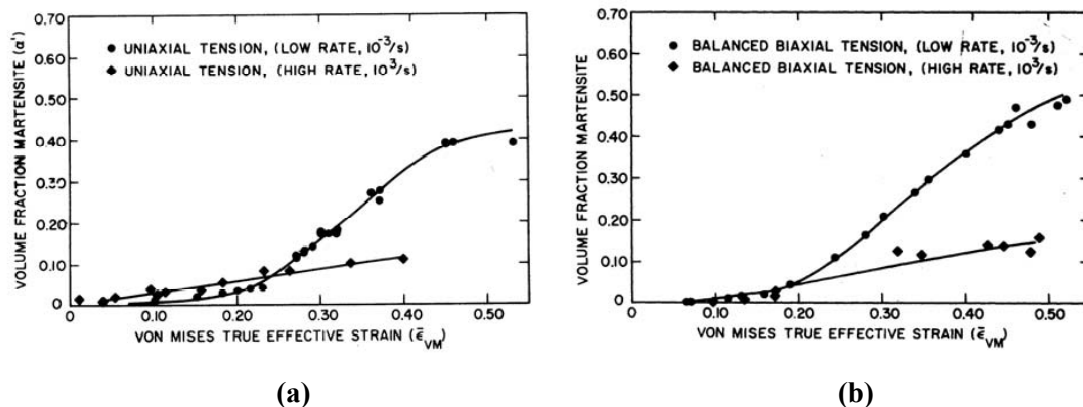


Figure I.9. Influence de la vitesse de déformation sur la transformation martensitique d'un acier 304 pour des essais de traction uniaxiale (a) et équilibrée (b) [17]

I.3. Etat de l'art sur l'effet TRIP

D'un point de vue macroscopique, la plasticité de transformation se manifeste par une déformation inélastique irréversible à des contraintes inférieures à la limite d'élasticité du

Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

matériau. Le phénomène a été mis en évidence pour la première fois aux débuts des années 20 par Sauveur [18]. Lors d'essais de flexion et de torsion à des températures élevées, Sauveur observe par hasard qu'au moins une partie du spécimen est transformée uniquement. Après Sauveur et dans les années 30 Scheil et Wassermann [19,20] mènent exprès leurs premières séries d'essais, dans le but d'étudier l'influence d'une contrainte extérieure appliquée sur la déformation plastique macroscopique. Les essais effectués sont relatifs à une transformation martensitique sur des alliages Fe-Ni. La première appellation désignant la réduction évidente du seuil élastique macroscopique est donnée par Wassermann, *umwandlungs plastizität* en allemand qui signifie, plasticité de transformation (**Transformation Induced Plasticity (TRIP)** en anglais). Une fois le phénomène est mis en évidence, de nombreux auteurs se sont intéressés à son étude.

Dans les années 50, lors des essais sur un acier contenant 0.9% de carbone, Porter et Rosenthal [21] observent, une déformation plastique macroscopique proportionnelle à la charge appliquée durant toute la transformation perlitique et martensitique.

Dans les mêmes années, De Jong et Rathenau [22], étudient le changement de longueur irréversible d'un spécimen en fer pur sous chargement, durant des cycles thermiques conduits au-dessus et en dessous de la température A3. Lors de cette étude, les auteurs parviennent à trouver une relation de linéarité entre la contrainte appliquée et l'allongement irréversible.

Dans les années 60, Greenwood et Johnson [23,24], à travers leurs travaux expérimentaux et théoriques marquent l'histoire de la plasticité de transformation par la réalisation de nombreux essais sur des spécimens en fer pur, en alliage fer-carbone, en uranium, en zirconium, en titane et en cobalt afin d'étudier l'allongement irréversible au cours de cycles avec transformation. Les auteurs constatent 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. La Figure I.10, nous permet d'observer la déformation de plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour l'alliage fer-carbone.

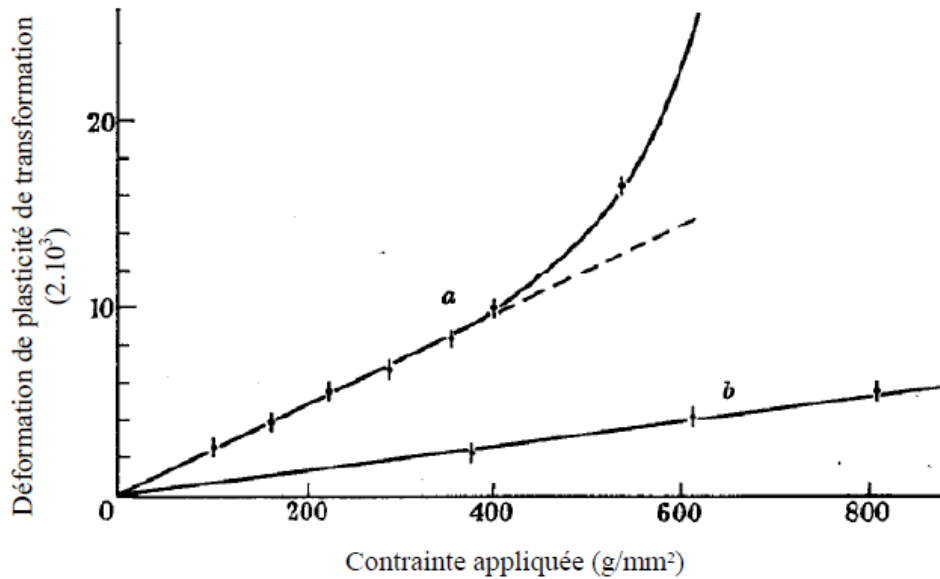


Figure I.10 : Plasticité de transformation finale sous des états de contrainte différents :
 (a) transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ pour du fer à 910°C,
 (b) transformation $\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \gamma$ pour un alliage Fe0.4C. [24]

Collette en 1980 [25], a mené des études sur les interactions entre la transformation martensitique et les contraintes mécaniques sur l'acier 60NCD11. Comme Greenwood et Johnson, Collette observe une relation de linéarité entre la plasticité de transformation et la contrainte appliquée d'un niveau inférieur à la limite élastique de l'austénite, et remarque que cette plasticité augmente rapidement pour des contraintes plus élevées.

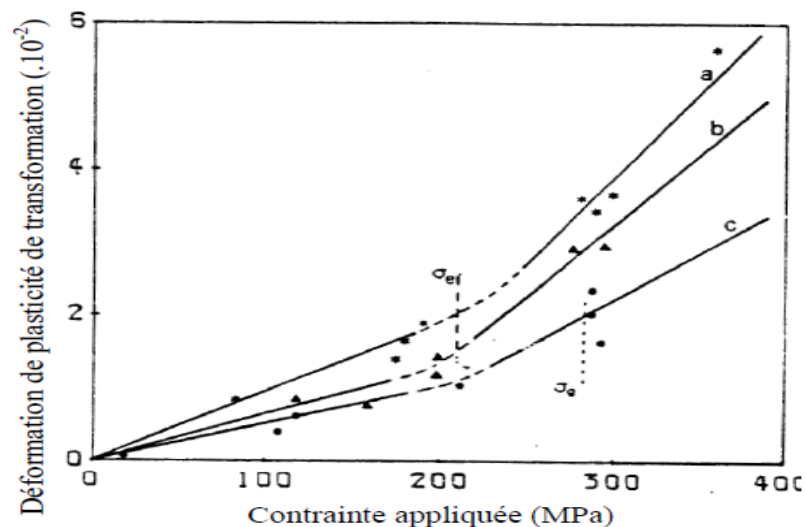


Figure I.11 : Variation de la plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour une transformation complète. Acier 60 NCD 11.
 a : austénitisation à 1050°C et refroidissement avec $V_r = 0.5^\circ\text{C}/\text{s}$,
 b : austénitisation à 1050°C et refroidissement avec $V_r = 5^\circ\text{C}/\text{s}$,
 c : austénitisation à 900°C et refroidissement rapide. [25]

En 1994 Gautier et al [26]. ont effectué des dosages de phase lors du refroidissement et ont tracé la plasticité de transformation en fonction de l'avancement de la transformation martensitique au cours du refroidissement d'un acier Fe-20Ni-0.5C (fig. I.12). Ces auteurs remarquent que la déformation de plasticité de transformation macroscopique évolue de façon non linéaire avec la fraction de martensite formée et que lorsque la contrainte augmente, la déformation de plasticité de transformation augmente.

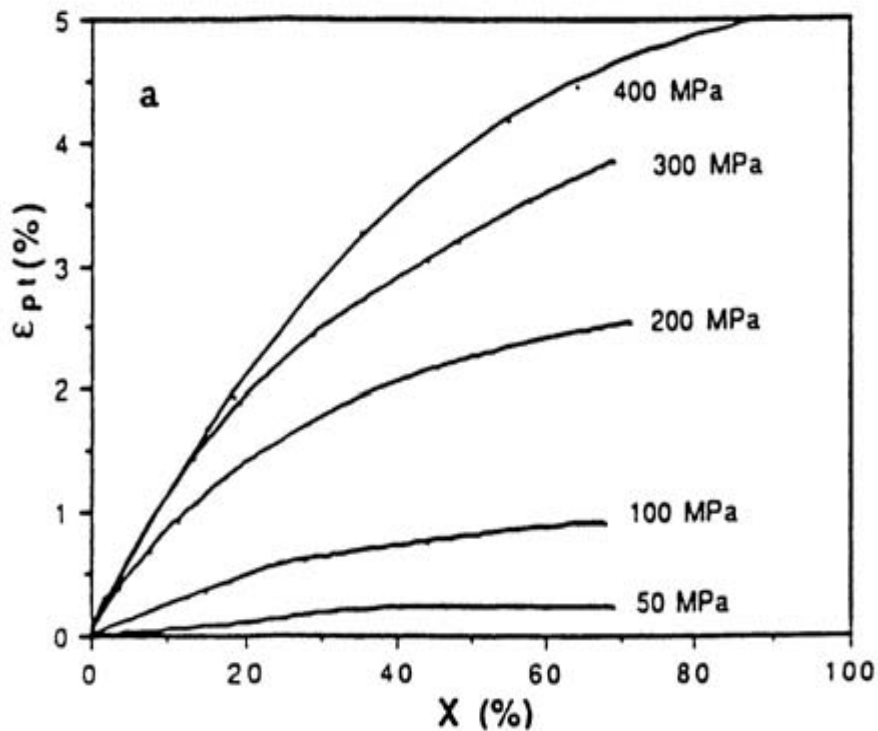


Figure I.12: Evolution de la plasticité de transformation au cours d'un refroidissement en fonction de la fraction de phase produite pour différents états de chargement. [26]

Videau et al. [27] dans l'année 1996 se sont intéressés à l'étude de l'évolution de la plasticité de transformation au cours du refroidissement pour d'autres états de chargement (traction uniaxiale, traction-torsion, torsion, compression-torsion, compression). La figure I.13 représente l'évolution de la déformation inélastique lorsque la transformation martensitique est complète (i.e. $f=1$) en fonction de la contrainte appliquée pour des types de chargement différents. Videau et al. observent qu'à valeur de contrainte équivalente identique, les types de chargement favorisant la plasticité de transformation sont dans l'ordre : la traction, la traction-torsion, la torsion, la compression-torsion et la compression. L'étude est faite à l'aide d'un dispositif expérimental de traction-torsion adapté.

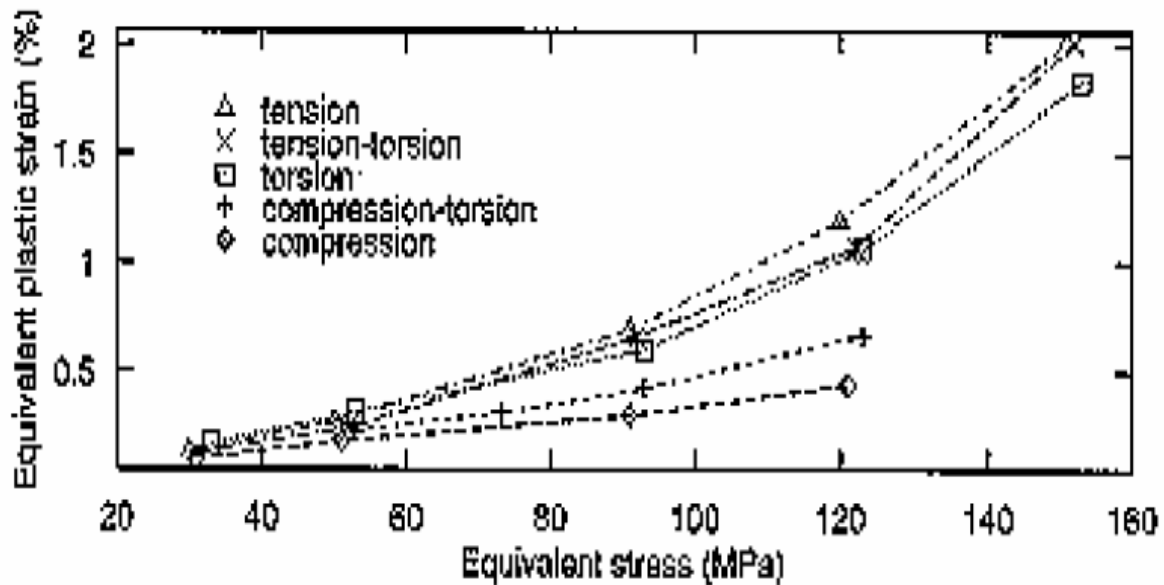


Figure I.13: Evolution de déformation inélastique équivalente pour une transformation complète ($f=1$) en fonction de la contrainte équivalente appliquée pour différents types de chargement. [27]

En 1998, Cavallo [28] a réalisé des essais sur un acier de type 16MND5 pour des structures totalement martensitique et totalement bainitique. Il constate une évolution non-linéaire de la déformation de plasticité de transformation en fonction de l'avancement de la transformation, et qu'elle sature vers 70% de phase bainitique formée. Il a aussi, mené sept essais sur le même acier (16MND5), après une analyse, il a pu donner une valeur moyenne du coefficient de plasticité de transformation (k) qui est égal à $0.7 \times 10^{-4} \text{ MPa}^{-1}$.

I.4. Mécanismes responsables du TRIP

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

- **Mécanisme Greenwood-Johnson**

Selon Greenwood et Johnson la transformation martensitique s'accompagne d'une variation de volume qui produit un écoulement plastique de l'austenite autour des variantes. La différence de volume entre la phase mère (austenite) et la phase produite (martensite) crée des contraintes internes dans le matériau. La plasticité de transformation serait due alors à l'accommodation de ces contraintes internes. L'amplitude de la plasticité de transformation dépend des trois facteurs suivants :

- L'amplitude de la variation volumique de la transformation ;
- Le niveau de la contrainte appliquée ;

Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

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

Lorsque le refroidissement se fait sous contrainte externe, celle-ci va orienter l'écoulement suivant son sens d'application. La déformation du métal résulte alors de la superposition des champs de contrainte interne liée à la transformation et du champ de contrainte externe appliquée. Un schéma de ce mécanisme est donné par la figure I-14. [23]

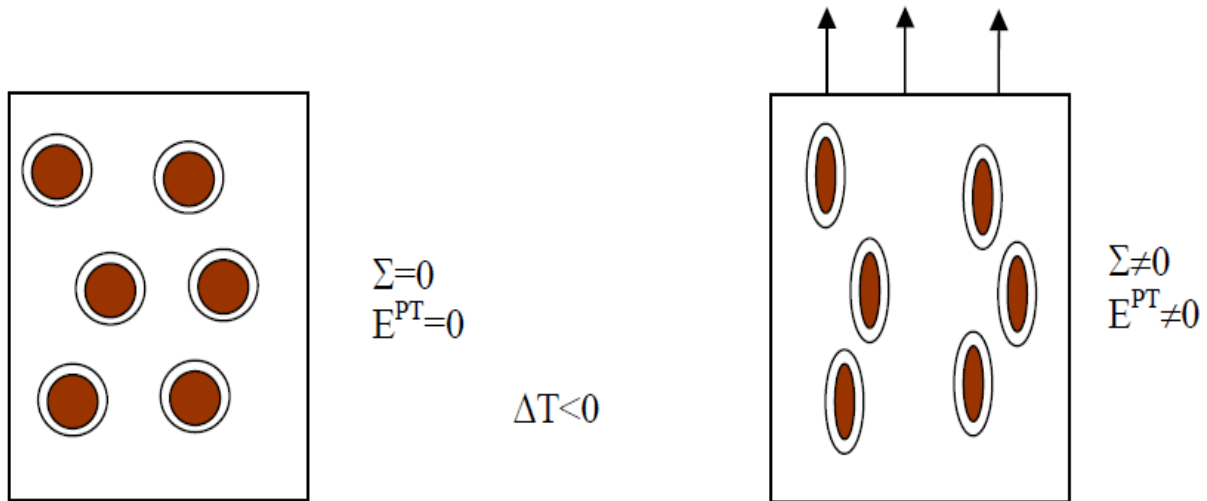


Figure I.14: Mécanisme Greenwood Johnson. [23]

- **Mécanisme de Magee**

L'approche proposée par Magee considère que l'origine de la plasticité de transformation est l'orientation des variantes de martensite provoquées par un chargement (fig. I.15). Lors d'un refroidissement à contrainte nulle, excepté la variation de volume qui accompagne la transformation, aucune déformation de transformation macroscopique n'est observée, cela revient au fait que les déformations de transformation propres à chaque variante se compensent mutuellement. La formation des variantes est équiprobable. Au contraire lorsque le déviateur des contraintes est non nul lors du refroidissement, seules les variantes les mieux orientées par rapport au chargement vont s'activer. Il y a donc sélection des variantes par la contrainte. Ainsi, la déformation de transformation globale sera non nulle et orientée par les contraintes. [29]

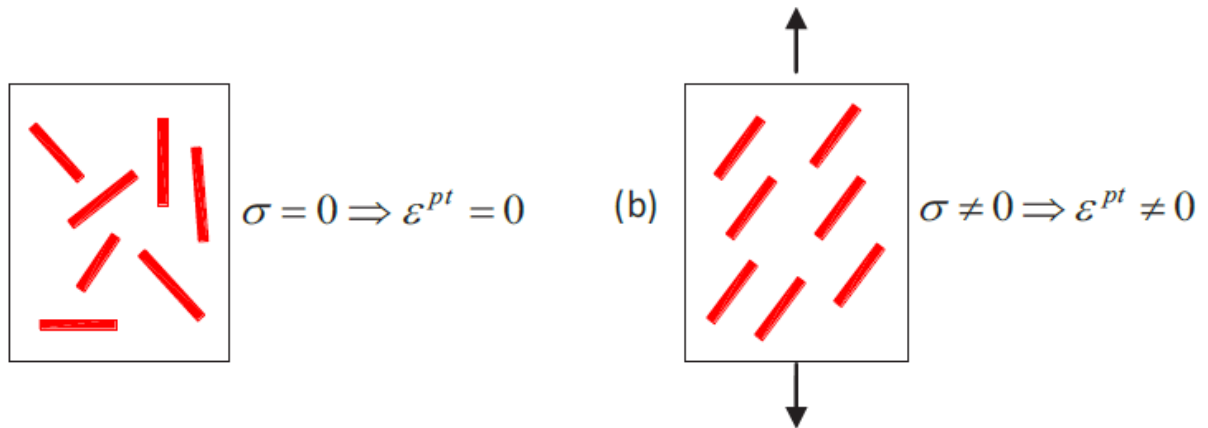


Figure I.15: Mécanisme de Magee [29]

I.5. Aciers à effet TRIP

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

Suivant leur composition chimique, on distingue deux catégories d'aciers à effet TRIP :

- les aciers à effet TRIP fortement alliés (Fe-Ni, AISI304, AISI301, ...) qui sont entièrement austénitiques,
- les aciers TRIP faiblement alliés qui sont partiellement austénitiques (multiphasés).

La rhéologie et les microstructures des aciers entièrement austénitiques ont été largement étudiées et sont bien définis [30, 31, 32, 33]. Au cours de la dernière décennie, les industriels s'intéressent en particulier à l'effet TRIP des aciers faiblement alliés multiphasés pour leurs caractéristiques mécaniques remarquables.

- **Aciers à effet TRIP entièrement austénitiques**

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

La figure I.16 représente une micrographie de l'acier AISI304 après déformation, polissage mécanique et électrolytique.

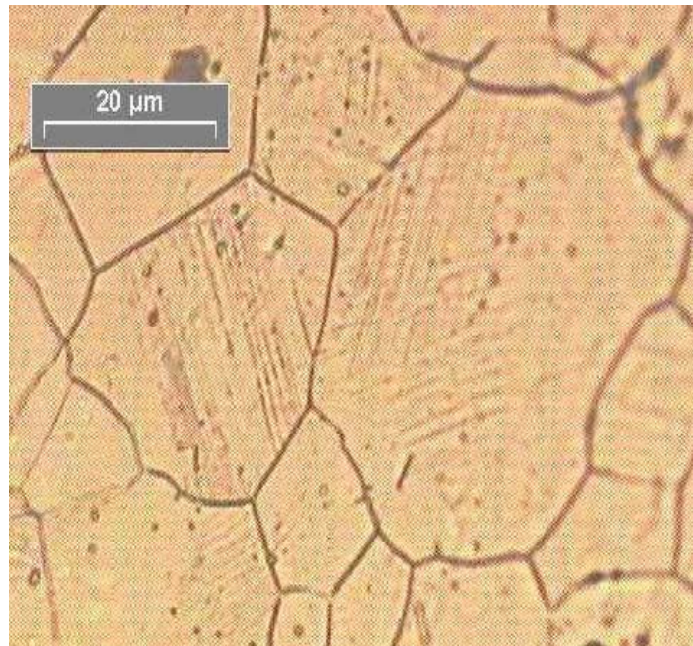


Figure I.16 : Micrographie optique de l'acier AISI304. Apparition de martensite dans un grain d'austénite. [3]

- **Aciers TRIP multiphasés**

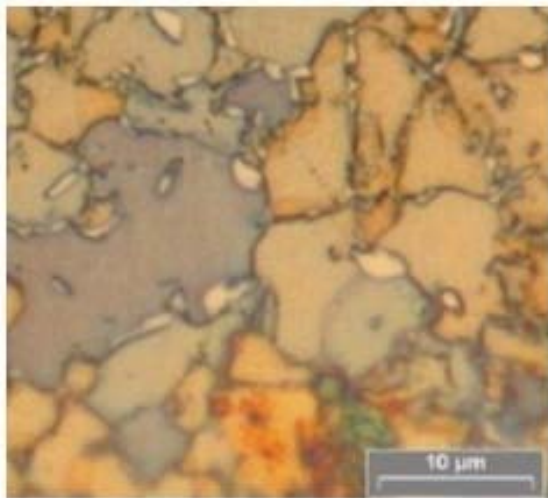
Ces types d'aciers sont conçus suivant le même principe que les matériaux composites. À l'aide de la composition chimique et de traitements thermiques et mécaniques, le matériau s'enrichit localement en certains éléments d'alliages. Le matériau obtenu est alors un mélange de phases dures et de phases ductiles. Sous sollicitation mécanique, l'une de ces phases se transforme en martensite. La combinaison entre les propriétés de ces phases offre de meilleures caractéristiques mécaniques à ces aciers.

Les nuances d'aciers TRIP multiphasés diffèrent par leur composition chimique et leur proportion de phase. Le tableau I.1 donne des exemples de compositions d'aciers TRIP ayant les résistances maximales de 600MPa, 700MPa, 800MPa et 1000MPa. Lors de l'élaboration, le matériau subit une succession de transformations qui lui confère différentes fractions volumiques de phases, une répartition spatiale (connexité), des dimensions caractéristiques (taille de grain, taille des lattes de bainite, etc.), une texture morphologique, une texture cristallographique. Les micrographies sont présentées sur la figure I.17.

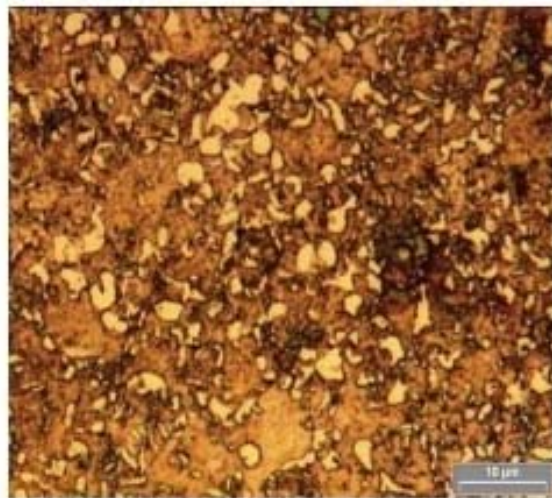
Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

Tableau I.1 : Composition chimique – Taille des îlots d'austénite – dosage de phase – teneur en carbone de l'austénite des aciers TRIP multiphasés. [3]

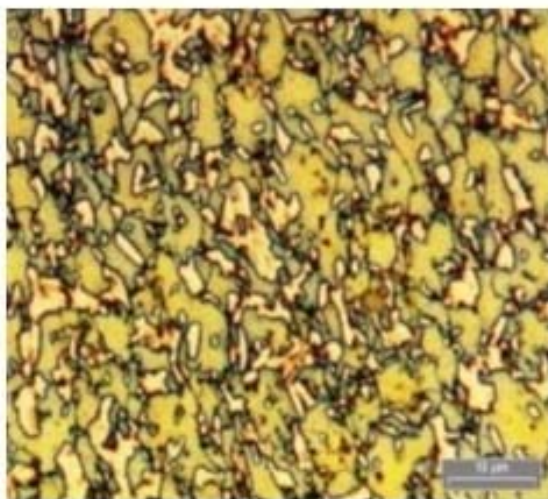
TRIP	Taille de grain austénite (μm)	Composition			Fraction de phase (%)				% C dans γ
		C	Mn	Si	γ	α	b	α'	
600	4	0,08	1,70	1,55	8	91	1	-	-
700	3	0,16	1,60	1,60	13	-	-	-	-
800	2-3	0,2	1,65	1,65	17	70-73	10-13	-	1,14
1000	1-2	0,4	1,65	1,65	30	-	70	-	1,35



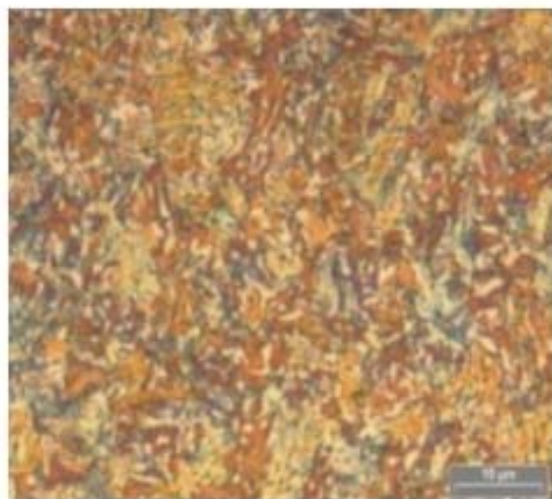
TRIP 600



TRIP 700



TRIP 800



TRIP 1000

Figure I.17 : Micrographies optiques des aciers TRIP multiphasés après attaque électrochimique (TRIP600-700-800-1000). [3]

I.6. Comportement mécanique des aciers à effet TRIP

Le comportement mécanique des aciers à effet TRIP a fait l'objet de nombreuses études, Kubler [3], Tomita et Iwamoto [16], Olson et Cohen [34], Byan et al. [35], Zou et al [36] et Benzing et al [37]. On présentera ici juste celles qui portent plus particulièrement sur le matériau de notre étude (acier TRIP 304L).

Le comportement en traction uniaxiale à différentes températures de l'acier AISI304 est étudié par Kubler [3]. Les résultats obtenus sont représentés par la figure I.18. Kubler a trouvé que plus la température est basse, plus la transformation est facile, ce qui traduit un durcissement dans la courbe de comportement $\sigma - \varepsilon$. Un dosage de phase est réalisé par diffraction des rayons X après décharge à différentes pré-déformations pour la température -60°C. On remarque qu'il existe un gradient de transformation entre la surface et une profondeur de 100µm.

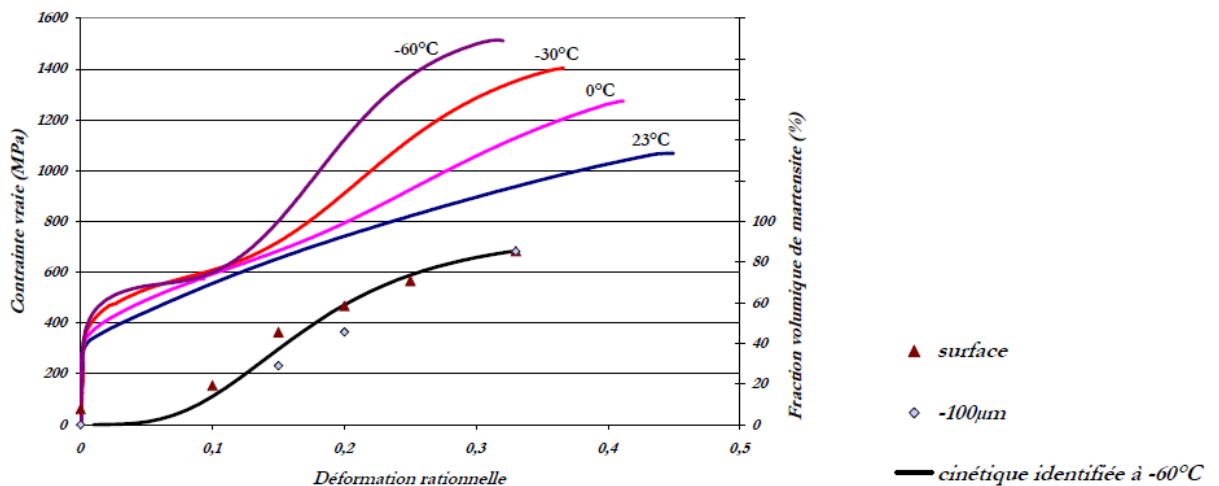


Figure I.18 : Comportement de l'acier AISI304 pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures (-60°C, -30°C, 0°C et 23°C). Courbes $\sigma - \varepsilon$ et cinétique de transformation à -60°C mesurée par DRX en surface et à -100µm. [3]

L'évolution du coefficient d'érouissage instantané $n = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \cdot \frac{\varepsilon}{\sigma}$ de la figure I.18 indique l'augmentation de la pente d'érouissage due à la transformation martensitique induite lors de la déformation.

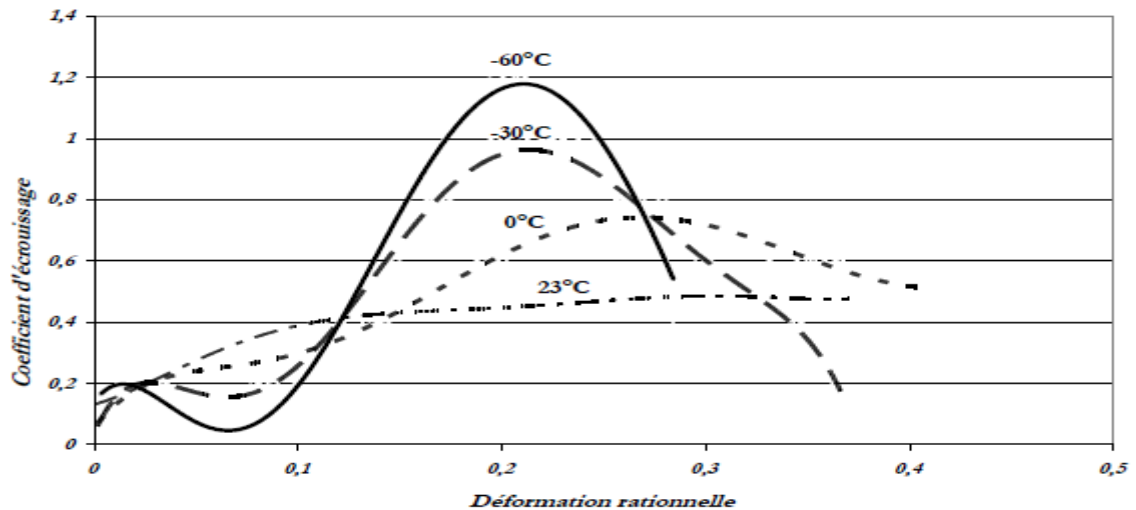


Figure I.19 : Evolution du coefficient d'écroutissage pour un essai de traction uniaxiale à différentes températures (-60°C, -30°C, 0°C et 23°C). [3]

Tomita et Iwamoto [16] se sont intéressés à l'étude du comportement en traction et en compression ainsi qu'à l'évolution du taux de martensite formée à différentes températures entre 77K et 353K (fig.I.20). La forme particulière des courbes obtenues aux basses et moyennes températures (fig.I.20.a) exprime l'existence d'un maximum du taux d'écroutissage, qui est corrélé à la transformation martensitique (fig.I.20.b).

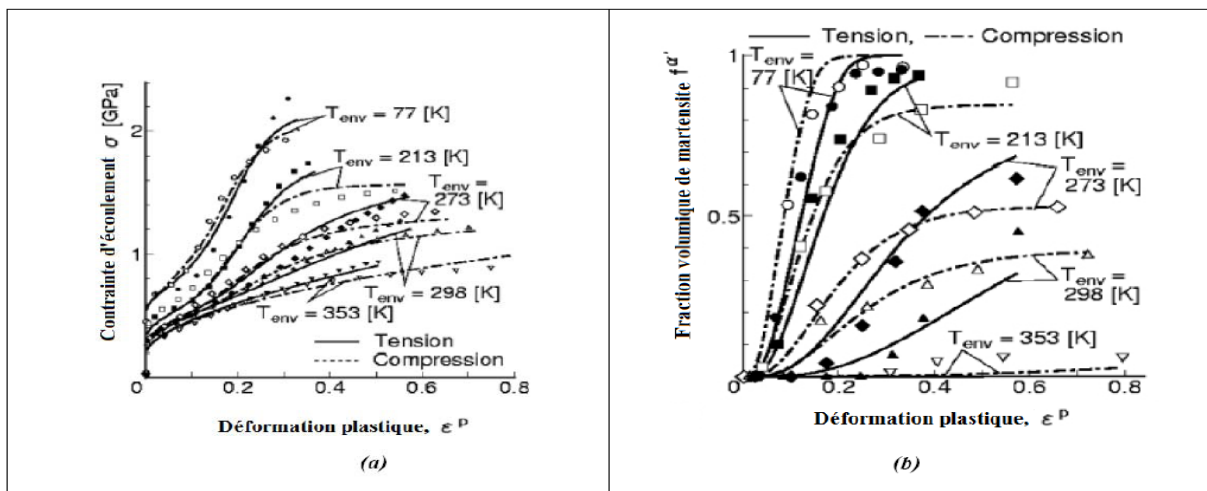


Figure I.20 : Résultats expérimentaux obtenus en traction et en compression pour différentes températures sur un acier 304: (a) courbe $\sigma - \epsilon$ et (b) cinétique de la transformation martensitique. [16]

Olson et Cohen [34] observent, lors des essais de traction uniaxiale effectués sur un acier austénitique, que la courbe de comportement pendant la transformation passe sous la courbe de comportement de l'austénite sans transformation (fig. I.21). Ce phénomène, appelé

Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

« adoucissement dynamique », résulte de l'apparition brutale de martensite orientée par les contraintes produisant une déformation de transformation adoucissant le matériau.

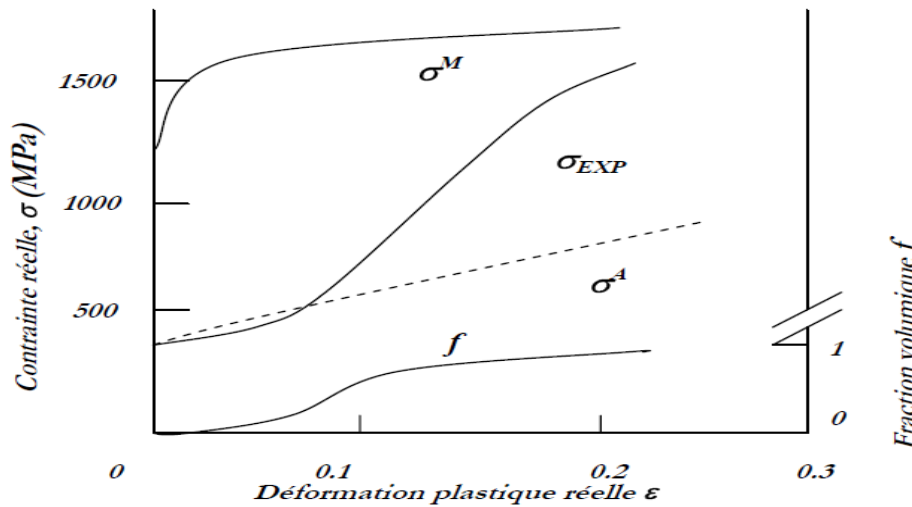


Figure I.21 : Courbe σ vs ε d'un acier austénitique métastable, comportement de l'austénite et de la martensite, cinétique de transformation. [34]

Une étude de comportement en traction à différentes températures d'un acier 304 à l'état recuit a été faite par Byun et al. [35]. Par leurs résultats expérimentaux, ces auteurs parviennent à confirmer un certain nombre des résultats de Tomita et Iwamoto [16], comme par exemple le passage par un maximum de ductilité pour une température intermédiaire (fig.I.22.a). Le taux d'écrouissage $\frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ (fig.I.22.b) présente un maximum très important à basse température : ce maximum est corrélé à un maximum du taux de transformation martensitique.

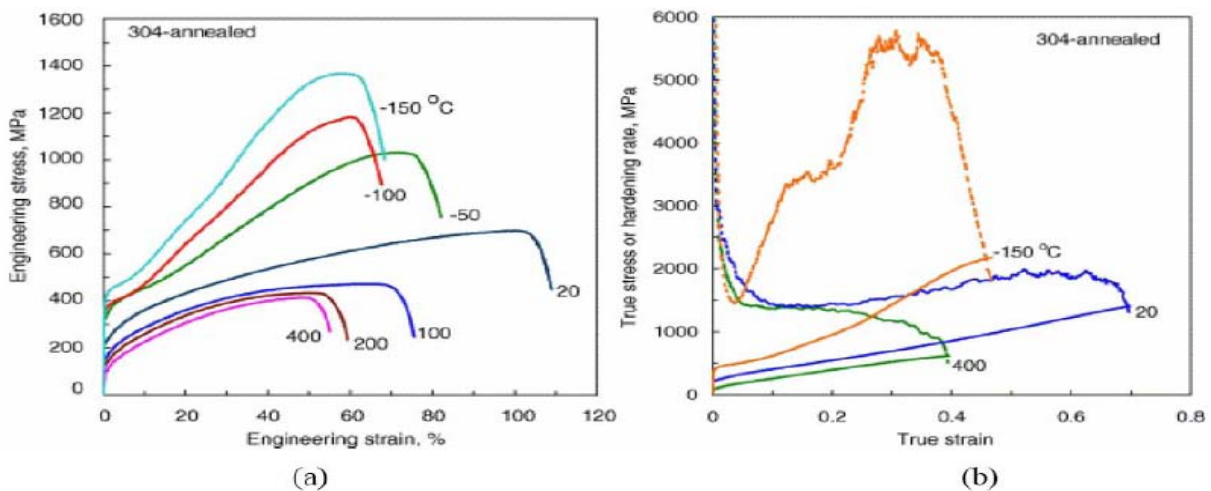


Figure I.22 : Comportement d'un acier austénitique 304 recuit à différentes températures et à une vitesse et à une vitesse de déformation de 10^{-3}S^{-1} : (a) courbes de traction conventionnelles (b) courbes de traction rationnelles (lignes continues) et variation du taux d'écrouissage (lignes discontinues). [35]

I.7. Modélisation des aciers à effet TRIP

Cette partie est réservée à la présentation des différents modèles utilisés pour les aciers à effet TRIP. Les modèles proposés dans la littérature concernent trois aspects du comportement de ces aciers à savoir ; la cinétique de transformation martensitique, la plasticité de transformation et le comportement mécanique.

I.7.1. Modèles de la cinétique de transformation

Les modèles proposés pour décrire la cinétique de la transformation martensitique sont assez nombreux. Dans ces modèles l'évolution de la fraction volumique de martensite « f » ou « f^m » est exprimée en fonction du changement de température et du chargement appliqué. Les premiers modèles proposés ne prenaient en compte que l'effet de la température, ensuite l'effet de la contrainte en traction a été introduit dans ces modèles.

Parmi les modèles les plus anciens, on trouve celui d'Olson et Cohen [34]. Ces auteurs en s'appuyant sur des observations métallurgiques de germination des aiguilles de martensite α' à l'intersection des bandes de cisaillement dans l'austénite proposent un modèle d'évolution de la fraction volumique de martensite α' basé sur l'évolution de la fraction volumique de bandes de cisaillement. Selon ces auteurs, le taux de fraction volumique des bandes de cisaillement \dot{f}^{sb} est relié au taux de déformation plastique $\dot{\epsilon}_a^{pslip}$ par la relation :

$$\dot{f}^{sb} = \alpha(1 - f^{sb})\dot{\epsilon}_a^{pslip} \quad \text{I.1}$$

$\dot{\epsilon}_a^{pslip}$ est la vitesse de la déformation plastique équivalente due au glissement dans l'austénite.

α est un paramètre liée à l'énergie de faute d'empilement. α est fonction de la température.

Le taux de formation de martensite α' , \dot{f}^m , est proportionnel à l'accroissement du nombre de sites de germination $\dot{N}_{\alpha'}$ par unité de volume:

$$\dot{f}^m = (1 - f^m)\bar{v}_{\alpha'}\dot{N}_{\alpha'} \quad \text{I.2}$$

où $\bar{v}_{\alpha'}$ est le volume moyen d'une latte de martensite.

Pour obtenir le nombre d'intersection des bandes de cisaillement $\dot{N}_{\alpha'}^I$ par unité de volume, on définit la probabilité P pour qu'une intersection de bandes de cisaillement constitue un germe de martensite α' telle que :

Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

$$\dot{N}_{\alpha'} = N^I . P \quad \text{I.3}$$

Le nombre d'intersection des bandes de cisaillement N^I par unité de volume est relié au nombre de bandes de cisaillement N^{sb} par une loi puissance du type :

$$N^I = C.(N^{sb})^n \quad \text{I.4}$$

où C est une constante géométrique et l'exposant modélise une distribution aléatoire des orientations des bandes de cisaillement.

En reportant les expressions (I.1), (I.3) et (I.4) dans la relation (I.2) et par intégration, on obtient la loi d'évolution de la martensite α' :

$$\dot{f}^m = 1 - \exp\left\{-\beta\left[1 - \exp(-\alpha.\varepsilon^p)\right]^n\right\} \quad \text{I.5}$$

$$\beta = C.P.\frac{\bar{V}_{\alpha'}}{(\bar{V}^{sb})^n} \quad \text{I.6}$$

De nombreux auteurs ont repris le modèle d'Olson et Cohen [34] pour développer leur propre modèle. La première évolution du modèle d'Olson et Cohen est celle proposé par Stringfellow et al. [38] qui donne la variation de la fraction de martensite sous la forme suivante :

$$\dot{f}^m = (1 - f^m)\left[A_f \dot{\varepsilon}_a^p + \beta_f \dot{\Sigma}\right] \quad \text{I.7}$$

$\Sigma = \frac{-P}{\sigma_{eq}}$ est le taux de triaxialité des contraintes,

P est la pression hydrostatique,

σ_{eq} est la contrainte équivalente de Von Mises,

ε^p est la déformation plastique

β_f est une fonction de Σ et de f^{sb} .

$$A_f = \alpha p n \eta (f^{sb})^{n-1} (1 - f^{sb}) \quad \text{I.8}$$

p est la probabilité de formation des bandes de glissement

n est une constante exprimant l'orientation des bandes de cisaillement

Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

η est une constante.

Après l'implémentation numérique de ce modèle, les auteurs ont montré que plus la triaxialité des contraintes est importante, plus la transformation est facile.

Le modèle d'Olson et Cohen [34], étendu par Stringfellow et al. [38], a été repris et développé à nouveau par Tomita et Iwamoto [16]. Ces auteurs ont modifié le paramètre α qui est devenu une fonction de la température et de la vitesse de déformation de glissement équivalente dans l'austénite $\dot{\epsilon}_a^{pslip}$

$$\alpha = \alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 \left[\frac{\dot{\epsilon}_a^{pslip}}{\dot{\epsilon}_{ref}} \right]^M \quad \text{I.9}$$

$\dot{\epsilon}_{ref}$ est une vitesse de déformation de référence,

M l'exposant qui exprime la sensibilité à la vitesse de déformation,

T est toujours la température,

$\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ sont les paramètres dépendant de l'énergie de faute d'empilement.

L'expression du paramètre α est de nouveau modifiée par Iwamoto et al. [39] Ces auteurs ont rajouté l'influence de l'état des contraintes sur la cinétique de la transformation de martensite à travers ce paramètre.

$$\alpha = \alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 - \alpha_4 \sum \left[\frac{\dot{\epsilon}_a^{pslip}}{\dot{\epsilon}_y} \right]^M \quad \text{I.10}$$

α_4 est un nouveau paramètre du matériau

Σ est de nouveau le taux de triaxialité des contraintes

Ce modèle a été utilisé par J.Serri [40] pour décrire l'évolution de la fraction de martensite dans un modèle phénoménologique utilisé pour simuler les essais d'emboutissage et de CLF.

Afin d'éliminer la complexité introduite par la distribution de probabilité, Sierra et al. [41] ont simplifié la cinétique d'évolution de la fraction de martensite. En conclusion, le taux d'évolution de la fraction volumique de martensite, \dot{f}^m , qui est également régie par la déformation plastique de l'austénite.

$$\dot{f}^m = A(1 - f^m) \dot{\epsilon}_a^{pslip} \quad \text{I.11}$$

$$A = \alpha \eta (f^{sb})^{n-1} (1 - f^{sb}) \quad 1.12$$

$$\eta = \eta_1 + \eta_2 \Sigma \quad 1.13$$

η régit le taux de formation de martensite et dépend de la triaxialité, et η_1 et η_2 sont des constantes. Le terme η remplace la fonction de distribution de probabilité, B, et correspond à la force motrice de la formation martensitique, g, définie dans l'équation d'origine de la cinétique de transformation.

I.7.2. Modèles de la plasticité de transformation

Dans cette partie, quelques modèles décrivant la plasticité de transformation accompagnant la transformation martensitique induite par déformation sont présentés. Ces modèles sont établis à partir d'essais de refroidissement sous contrainte constante, et dépendent du niveau de contrainte et de la fraction volumique de martensite. Les premiers modèles étaient appliqués à des chargements uniaxiaux et ont été généralisé par la suite à des chargements multiaxiaux.

Greenwood et Johnson [23] ont établi un modèle phénoménologique à partir de la croissance d'une sphère dans un milieu rigide parfaitement plastique. Dans ce modèle, les contraintes appliquées doivent être petites par rapport à la limite d'élasticité de la phase molle et il ne peut prévoir que la plasticité de transformation dans la direction de la contrainte appliquée.

$$\mathcal{E}^{pt} = K \frac{\sigma}{\sigma^e} \phi(f) \frac{\Delta V}{V} \quad 1.14$$

Où

\mathcal{E}^{pt} est la déformation plastique de transformation dans la direction de chargement, $\frac{\Delta V}{V}$ est la variation relative de volume, σ est la contrainte appliquée, σ^e est la limite élastique de l'austenite, f est la fraction de volume de martensite, K est une constante $\phi(f)$ est une fonction de f . Pour une transformation totale, les auteurs trouvent : $K = \frac{5}{6}$, $\phi(f) = 1$ soit

$$\mathcal{E}^{pt} = \frac{5}{6} \frac{\sigma}{\sigma^e} \frac{\Delta V}{V} \quad 1.15$$

Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

Cette expression est valable pour de petites contraintes, en plus d'être valable pour des chargements uniaxiaux et constants.

Abrassart [42] a généralisé le modèle de Greenwood-Johnson à toutes les valeurs de f , il obtient : $K = \frac{1}{4}$ et $\phi(f) = 3f - 2f^{3/2}$. L'auteur a remarqué que les valeurs obtenues avec ce modèle sont plus faibles que les résultats observés expérimentalement. Et pour une transformation complète, son expression donne une prévision trois fois plus faible que celle de Greenwood-Johnson.

Mitter [1] a établi une formulation faisant dépendre la plasticité de transformation de la limite d'élasticité de la phase mère (austénite) σ_γ^e et de la phase fille (martensite) σ_α^e , ainsi que deux autres coefficients α et β dépendant de l'ordre de la transformation.

$$\varepsilon^{pt} = \frac{5}{6} \sigma \frac{\Delta V}{V} \left(\frac{\alpha}{\sigma_\alpha^e} + \frac{\beta}{\sigma_\gamma^e} \right) \quad 1.16$$

Cependant, les modèles proposés ci-dessus sont uniquement valables pour des contraintes appliquées constantes et uniaxiales. C'est pourquoi d'autres auteurs comme Franitza [43] ont proposé des expressions reliant le tenseur de plasticité de transformation avec la partie déviatorique du tenseur des contraintes.

$$\varepsilon^{pt} = \frac{1}{3} \delta \dot{\beta} \frac{S_{ij}}{\sigma_e} \left(1 - \frac{\delta}{\delta_{total}} \right) \quad 1.17$$

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

De même, Prantil et al. [44] ont proposé une expression de la partie déviatorique de la plasticité de transformation dont les paramètres sont identifiés sur des courbes de dilatométrie.

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pt} = \frac{Am}{B} \left(\frac{f}{B} \right)^{m-1} \exp \left(- \left(\frac{f}{B} \right)^m \right) \dot{f} \cdot S_{ij} \quad 1.18$$

Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

Leblond et Giusti [45] ont proposé une formulation généralisée du taux de déformation de transformation macroscopique pour des chargements multiaxiaux. Cette expression incrémentale a été utilisée par la suite par de nombreux auteurs pour les simulations numériques :

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{pt} = \frac{3}{2} K \phi'(f) \dot{f} \cdot S_{ij} \quad 1.19$$

où K est une constante, S le déviateur des contraintes macroscopique et ϕ une fonction de la fraction f de phase formée.

Leblond et al. [45] ont développé un modèle mathématique incrémental basé sur l'expansion d'une sphère à l'intérieur d'une matrice plastique. Dans ce modèle seul l'effet de Greenwood-Johnson est pris en compte (effet Magee négligé). Une évolution de la plasticité de transformation lors d'un refroidissement à contrainte constante est analysée pour différents comportements élastoplastiques des phases : plasticité parfaite, écrouissage isotrope et cinématique. Le modèle n'est valable que pour des contraintes appliquées inférieures à la limite d'élasticité du mélange 1+2. Au-delà, Leblond [45] mentionne qu'il n'est plus nécessaire de faire la distinction entre la plasticité classique et la plasticité de transformation.

Taleb et Sidoroff [46] ont corrigé le modèle de Leblond et al en proposant une nouvelle expression qui prédit la plasticité de transformation aux faibles fractions volumiques (<3%). Ils considèrent que l'austénite ne plastifie en totalité qu'à partir d'une fraction volumique de martensite critique.

Zhang [47] a fait une comparaison entre les modèles proposés par Abrassart, Leblond, Greenwood-Johnson et les résultats expérimentaux obtenus par sur un acier au nickel entièrement austénitique soumis à un essai de refroidissement sous 200 MPa. Selon lui, les modèles testés, fondés sur la seule orientation de l'écoulement plastique (effet Greenwood-Johnson) sous estiment la plasticité de transformation. L'effet Magee et l'effet Greenwood-Johnson sont donc à prendre tous deux en compte dans le travail de modélisation.

Videau et al. [48] de leur côté ont proposé une expression du taux de plasticité de transformation macroscopique dans le cas d'un matériau multiphasé. Ce modèle tient compte de l'écrouissage cinématique X^{pt} associé à la plasticité de transformation. Dans le cas d'un

Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

matériau biphasé Austénite + Martensite, le taux de plasticité de transformation est donné par :

$$\dot{\epsilon}^{pt} = K_{AM} (1-f) \dot{f} \cdot (S - X^{pt}) \quad 1.20$$

K_{AM} caractérise la plasticité induite par la transformation et f est la fraction de martensite formée.

Diani et al. [49] ont étudié la plasticité de transformation pour une microstructure biphasée en utilisant une modélisation micromécanique du comportement de chaque phase. Les auteurs expriment l'incrément de déformation de transformation dans le cas uniaxial en utilisant une approximation autocohérente et avec l'hypothèse d'un matériau isotrope incompressible, comme :

$$\dot{\epsilon}^{pt} = \frac{5\mu_M}{3\mu_e + 2\mu_M} \dot{f} \cdot \overline{\epsilon}^B \quad 1.21$$

$\overline{\epsilon}^B$ est une déformation de transformation. μ_e et μ_M sont respectivement les modules de cisaillement du milieu effectif et de la martensite.

Azzouz et al [50]. ont étudié l'effet de l'érouissage cinématique sur le taux de la plasticité de transformation macroscopique en considérant un tenseur du seconde ordre représentant cet érouissage dans leur modèle. Ils proposent une fonction de charge associée au mécanisme de la plasticité de transformation.

$$f^{pt} = (1-\alpha) J_2^2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}^{pt}) + \alpha I_1^2(\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}^{pt}) + \beta I_1 - R^{pt} \quad 1.22$$

où $\underline{\underline{X}}^{pt}$ est la contrainte interne induite par la plasticité de transformation (érouissage cinématique), R^{pt} est la contrainte seuil pour l'activation de la plasticité de transformation. I_1 et J_2 sont les deux invariants du tenseur $\underline{\underline{\sigma}} - \underline{\underline{X}}^{pt}$

Les auteurs définissent un critère pour la plasticité de transformation :

- si $f^{pt} = 0$ la contrainte appliquée est suffisante pour produire un écoulement macroscopique additionnel dû à la plasticité de transformation,

Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

- si $f^{pt} < 0$ il n'y a pas d'écoulement plastique induit par la transformation de phase. Dans ce cas, Le taux de plasticité de transformation macroscopique est donné sous la forme :

$$\dot{E}^{pt} = K(1-Z)\dot{Z} \left\langle f^{pt} \right\rangle \left[\frac{3 S}{2 J} \right] \quad 1.23$$

I.7.3. Modèles du comportement mécanique des aciers à effet TRIP

Plusieurs auteurs ont proposé des modèles de comportement mécaniques pour les aciers à effet TRIP. Ces modèles se différencient par les hypothèses faites au niveau du comportement des différentes phases, par la cinétique de transformation induite ainsi que par la manière de prendre en compte la déformation de transformation. Dans cette thèse, on présentera juste quelques modèles afin de donner une idée sur la diversité des modèles utilisés.

❖ Modèle de Guimaraes et al

Guimaraes et al. [51]. proposent une loi d'écoulement en traction uniaxiale en fonction de plusieurs paramètres de la microstructure :

$$\sigma = \sigma_0 + K' \left[\int_{\varepsilon_i}^{\varepsilon} \frac{S^{\alpha'-\gamma}}{1-f} d\varepsilon \right]^{1/2} \quad 1.24$$

où σ_0 est la limite d'élasticité, $S^{\alpha'-\gamma}$ est la surface des interfaces α' - γ dans le matériau par unité de volume, f la fraction volumique de martensite, ε_i la déformation plastique à laquelle se forme la première martensite et K' une constante dépendant de la microstructure (longueur des dislocations, nombres de sources de dislocations).

❖ Modèle de Najafi-Zadeh et al.

Najafi-Zadeh et al. [52]. expriment la loi de comportement d'une austénite instable γ avec transformation martensitique α' sous la forme :

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_\gamma(\varepsilon) + [\sigma_{\alpha'}(\varepsilon) - \sigma_\gamma(\varepsilon)] f(\varepsilon) \quad 1.25$$

Les lois d'écoulement des phases γ et α' sont données par les relations :

$$\sigma_{\alpha'}(\varepsilon) = K_{\alpha'} \cdot \varepsilon^m \quad 1.26$$

Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

$$\sigma_{\gamma}(\varepsilon) = \sigma_0 + K_{\gamma} \cdot \varepsilon^n \quad \text{I.27}$$

où σ_0 , K_{γ} , n , K_{α} , et m sont des constantes à identifier sur le comportement de chaque phase.

La cinétique de transformation est donnée par le modèle de Guimaraes.

$$f = 1 - \exp(-K\varepsilon^z) \quad \text{I.28}$$

❖ **Modèle de Narutani et al.**

Narutani et al. [53] ont développé une modélisation de l'écoulement inélastique d'un acier austénitique avec transformation martensitique. Le modèle prend en compte la contribution du durcissement lors de l'apparition de la martensite et l'adoucissement dynamique. La loi de comportement s'écrit :

$$\sigma = \sigma_s - \Delta\sigma_d = (1-f)\sigma_{\gamma}(\varepsilon - \alpha f) + f\sigma_{\alpha}(\varepsilon - \alpha f) - \Delta\sigma_d \quad \text{I.29}$$

Le premier terme σ_s représente l'écrouissage d'un matériau biphasé, σ_{γ} et σ_{α} étant les contraintes d'écoulement de l'austénite et de la martensite et αf prend en compte l'orientation des plaquettes de martensite ($\alpha=0.12$). Le dernier terme $\Delta\sigma_d$ représente l'incrément d'adoucissement dynamique résultant de la plasticité de transformation qui s'exprime :

$$\Delta\sigma_d = \beta \frac{df}{d\varepsilon} \sigma_s \quad \text{I.30}$$

β étant un paramètre à identifier sur l'expérience. Finalement le comportement s'écrit :

$$\sigma = (1-f)\sigma_{\gamma}(\varepsilon - \alpha f) + f\sigma_{\alpha}(\varepsilon - \alpha f) \left\{ 1 - \beta \frac{df}{d\varepsilon} \right\} \quad \text{I.31}$$

Après identification des paramètres, les auteurs constatent que le modèle est en bon accord avec l'expérience pour des essais de traction à différentes températures sur un acier entièrement austénitique.

❖ **Modèle d'Iwamoto et Tsuta**

Le modèle d'écrouissage d'Iwamoto et Tsuta [54] prend en compte une fonction de charge dépendant du troisième invariant J_3 du déviateur des contraintes proposée par Miller et McDowell [15] :

Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

$$F(J_2, J_3) = J_2 - k \frac{J_3}{J_2^{1/2}} - \frac{1}{3} \bar{\sigma}^2 = 0 \quad (I.32)$$

$$J_2 = \frac{1}{2} S_{ij} S_{ij} \quad (I.33)$$

$$J_3 = \det |S_{ij}| \quad (I.34)$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3J_2 - k \frac{J_3}{J_2^{1/2}}} \quad (I.35)$$

S_{ij} est le deviateur du tenseur des contraintes de Cauchy

$\bar{\sigma}$ la contrainte effective du matériau biphasé

k est en relation avec le développement de microstructure dans le matériau tel que la texture. La forme simplifiée de l'équation d'évolution de k est proposée par Miller et McDowell [15]

$$\dot{k} = C_k (1 - k) \dot{\varepsilon}^{pslip} \quad (I.36)$$

Où

C_k est une constante du matériau

$\dot{\varepsilon}^{pslip}$ est la vitesse de déformation plastique du glissement dans l'acier TRIP.

Iwamoto et Tsuta décomposent le taux de déformation inélastique en une partie plastique de glissement, une partie déviatorique de transformation et une partie de dilatation de transformation telle que :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{ptrans} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape} + \dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat} \quad I.37$$

$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip}$ est le tenseur de la vitesse de déformation plastique induite par le glissement. Sa forme est donnée par la loi de normalité "Eq. I.28".

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip} = \dot{\varepsilon}^{pslip} \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \quad (I.38)$$

Où

Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

$$\frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} = \frac{3S_{ij}}{2\bar{\sigma}} \quad (I.39)$$

$\dot{\epsilon}_{ij}^{pshape}$ et $\dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat}$ sont les tenseurs de la vitesse de la deformation plastique induite par la transformation, le premier décrit le changement de forme, le second décrit le changement de volume. Les formes des deux sont données par "Eqs. I.30- I.31".

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{pshape} = R \dot{f}^m \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \quad (I.40)$$

$$R = R_0 + R_1 \left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_{ya}} \right) \quad (I.41)$$

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat} = \frac{1}{3} \Delta \dot{f}^m \delta_{ij} \quad (I.42)$$

Où

R est un paramètre qui prend compte de la magnitude du changement de forme;

R0 and R1 sont des constantes du matériau ;

σ_{ya} est la limite d'écoulement de la phase austénitique ;

Δv représente l'expansion volumique résultant de la transformation martensitique ;

δ_{ij} l'indice de Kronecker ou la matrice d'identité.

En considérant la déformation thermique, la loi de comportement est donnée par l'équation :

$$\dot{\sigma}_{ij} = C_{ijkl} (\dot{\epsilon}_{kl} - \dot{\epsilon}_{kl}^{th} - \dot{\epsilon}_{kl}^{pslip} - \dot{\epsilon}_{kl}^{shape} - \dot{\epsilon}_{kl}^{dilat}) \quad I.43$$

I.8. Conclusion

Cette synthèse bibliographique, nous a permis de mieux comprendre le comportement mécanique des aciers à effet TRIP. Sous sollicitation mécanique, ces aciers qui sont entièrement ou partiellement austénitiques subissent une transformation de phase, l'austénite qui est instable à des températures ambiante donne naissance à une nouvelle phase qui la martensite. La phase martensitique plus dure va alors changer les propriétés du matériau en

Chapitre I : Effet TRIP dans les aciers inoxydables

engendrant une déformation de transformation, un écrouissage accru ainsi d'une variation de volume. On a vu aussi que la composition chimique de l'acier, la vitesse de déformation, le trajet de chargement, la température et la taille du grain austénitique influent considérablement sur la transformation martensitique. Du côté modélisation, la diversité des modèles existant nous renseigne sur la volonté des numériciens à modéliser tout les phénomènes expérimentaux liés à la transformation martensitique et à l'effet TRIP.

II.1. Introduction

L'effet TRIP est un phénomène qui se manifeste dans les aciers inoxydables entièrement ou partiellement austénitique. Sous sollicitation mécanique, ces aciers subissent une transformation structurale, l'austénite qui est instable à des basses températures se transforme en martensite. Dans la partie expérimentale de ce travail, nous nous sommes intéressés tout d'abord à l'identification du comportement mécanique de l'acier entièrement austénitique du type 304L, Pour cela nous avons effectué des essais de traction sur des éprouvettes préalablement usinées. L'essai est effectué à trois températures différentes à savoir 25, 75 et 140°C. Ensuite, nous sommes passés à la caractérisation de la transformation martensitique induite par déformation plastique dans cet acier. Et là aussi nous avons effectué des essais de traction mais en imposant des taux de déformation différents. Les différents taux de déformations que nous avons utilisé sont 5, 26, 58 et 67%. Pour mettre en évidence l'influence de ces déformations sur la transformation martensitique, nous avons effectué des observations microscopiques à l'aide de microscope électronique à balayage, des essais de dureté Vickers et la diffraction des rayons X. Dans cette partie, nous avons aussi effectué des essais de pliage sur nos éprouvettes. Les essais sont réalisés à l'université de Picardie Jules Verne, Amiens, France.

Ce deuxième chapitre est divisé en deux parties. La première est réservée à la présentation de l'acier qui fait objet de notre étude, sa composition chimique et ses caractéristiques théoriques et les différentes techniques expérimentales, mises en œuvre au cours de notre investigation. La seconde exposera les résultats de caractérisation mécanique et microstructurale de cet acier.

II.2. Matière première et techniques expérimentales

II.2.1. Matière première

Le matériau utilisé dans notre étude est un acier inoxydable à effet TRIP, entièrement austénitique. Sa dénomination est AISI 304L. Le (L) signifie que l'acier a une faible teneur en carbone. Suivant la norme AFNOR sa désignation est X2CrNi18-9. Cet acier nous a été livré sous forme d'une tôle de 3 mm d'épaisseur. Il est caractérisé par des grains austénitiques de taille de 20µm figure II.1 et d'une dureté Vickers moyenne est de 173.98.

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

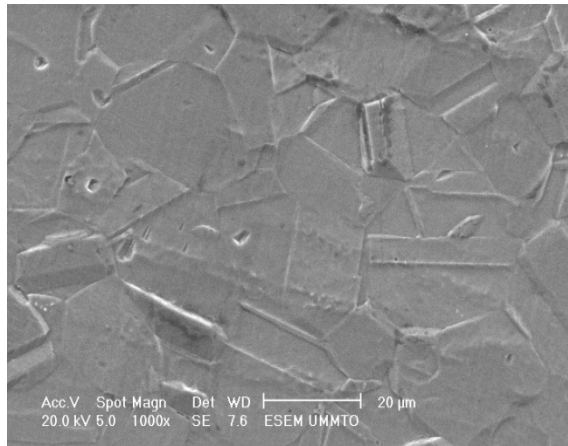


Figure II.1. Microstructure de l'acier 304L

La composition chimique et le pourcentage de chaque élément de cet acier 100% austénitique sont répertoriés dans le tableau II.1.

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

Désignation	C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	N
Eléments %	0.02	19	10	1.00	2.00	0.045	0.015	0.1

La figure II.2 montre l'analyse par diffraction des rayons X (DRX) de l'acier 304L qui révèle la présence des pics de diffraction correspondant à l'austenite.

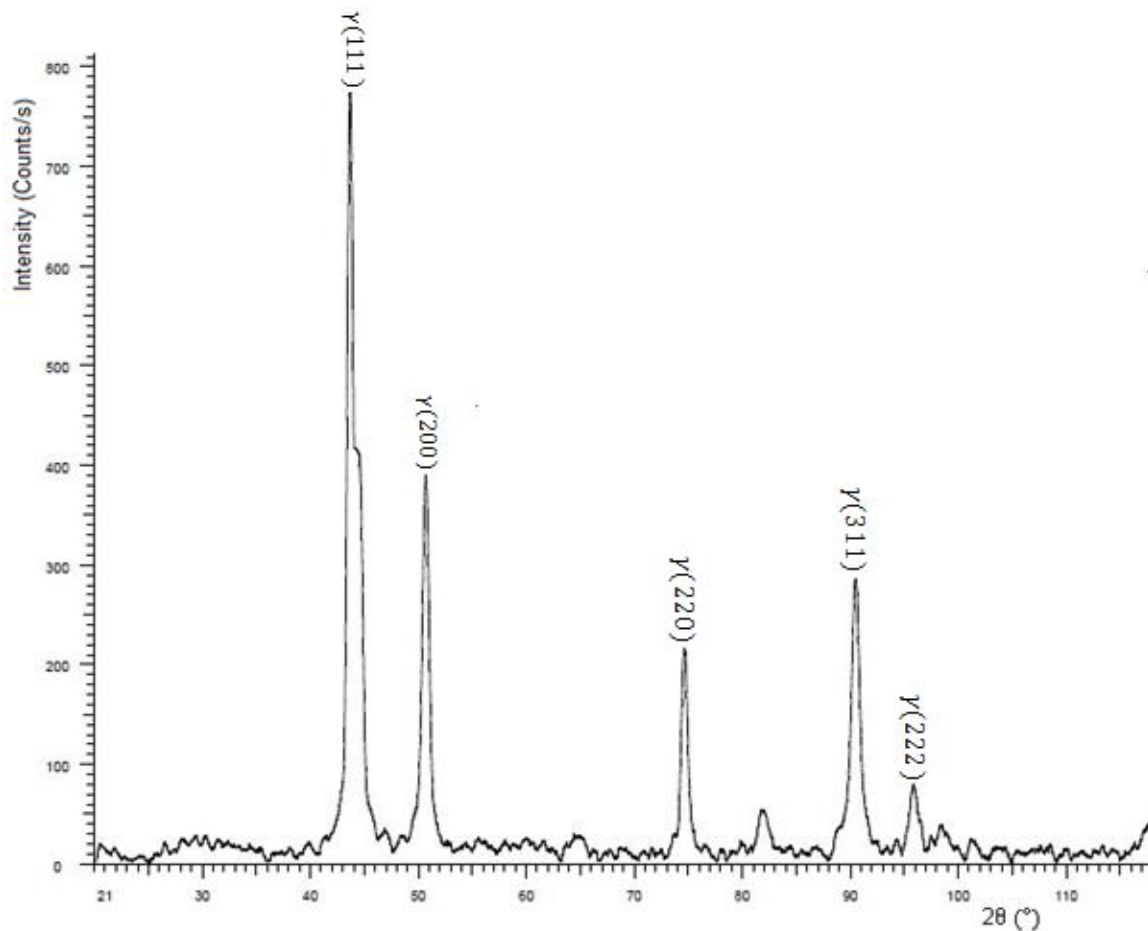


Figure II.2. Spectre de diffraction de l'acier 304L

Le tableau II.2 regroupe quelques caractéristiques mécaniques, physiques, thermiques et électriques de l'acier TRIP 304L.

Tableau II.2. Caractéristiques de l'acier 304L

mécaniques	physiques	thermiques	électriques
Dureté-brinell 160-190	Densité (g.cm ⁻³) 7.93	Coefficient d'expansion thermique à 20-100°C (x10 ⁻⁶ K ⁻¹) 18.0	Résistivité électrique (μOhm.cm) 70-72
Elongation à la rupture (%) 60	Point de fusion 1400-1455 (°C)	Conductivité thermique à 23 °C (W m ⁻¹ K ⁻¹) 16.3	
Module d'élasticité (GPa) 190-210			
Résistance à la traction (MPa) 460-1100			
Résistance aux chocs- IZOD (J m ⁻¹) 20-136			

II.2.2. Techniques de caractérisation

II.2.2. 1. Caractérisation microstructurale

Pour mettre en évidence la structure et la morphologie de la matière première de l'acier TRIP 304L et de déterminer et quantifier les différentes phases formées après l'essai de traction et de pliage, nos échantillons ont subi les opérations suivantes :

A. Préparation des surfaces à analyser

- **Découpage**

La première étape de préparation est le découpage, pour cela nous nous sommes servis d'une scie métallique.

- **Enrobage**

Cette opération est nécessaire pour faciliter la manipulation des échantillons et d'assurer une planéité pendant l'opération de polissage. Pour cela une enrobeuse de marque STRUERS nous a permis d'enrober les échantillons dans une résine thermodurcissable.

- **Polissage**

Le polissage est une opération qui consiste à rendre la surface à analyser plane, brillante et dénuée de toute rayure. L'opération de polissage de nos échantillons est menée selon la procédure suivante :

- polissage au papier SiC avec les grades successifs 400, 800, 1200, 2500, 4000. L'opération est effectuée sur une polisseuse électrique de type « Struers », à deux disques, munie d'un dispositif d'arrosage permanent d'eau afin d'éviter tout échauffement local suite au frottement. Le passage d'un papier à l'autre nécessite une rotation de 90° de l'échantillon, afin d'éliminer les rayures laissées par le papier abrasif précédent. La vitesse de rotation des disques est de 300tr/mn.

- pour la finition, les échantillons sont polis sur un disque à feutre imbibé d'une suspension d'abrasifs qui est l'alumine (Al_2O_3). La vitesse de rotation du disque est de 300tr/min. À l'issue de cette opération finale, l'échantillon nettoyé puis séché.

- **Attaque chimique**

Après l'opération du polissage et dans le but de mettre en évidence les différentes phases et leur morphologie, tout comme les joints de grains austénitiques, une attaque chimique électrolytique a été réalisée. La mise en œuvre de cette attaque est effectuée avec une solution

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

d'acide oxalique dont la composition chimique est de 10g de $C_2H_4O_4$ et 100 ml H_2O . Pour attaquer nos échantillons, une tension de 10v pendant 45s est appliquée.

B. Analyse par microscopie optique (MO)

Les analyses métallographiques ont été réalisées afin de mettre en évidence la structure de nos échantillons. Pour ce faire, nous avons utilisé un microscope optique de type HUND WETZLART 100 équipé d'une caméra vidéo de type Eyes Cora permettant l'acquisition des micrographies sur ordinateur. Ce microscope est équipé de trois objectifs de grossissement 10, 20 et 40 fois et de deux oculaires avec un grossissement de 10 fois.

C. Microscopie électronique à balayage (MEB)

La microscopie électronique à balayage (MEB ou SEM pour Scanning Electron Microscopy en anglais) est une technique de microscopie utilisant les diverses interactions électrons-matière. Un faisceau d'électrons, produit par un filament en tungstène, balaie la surface de l'échantillon à analyser qui, en réponse, réémet des électrons et des rayons X (figure II.3). De différents détecteurs permettent d'analyser les électrons et de reconstruire une image de la surface (figure II.4).

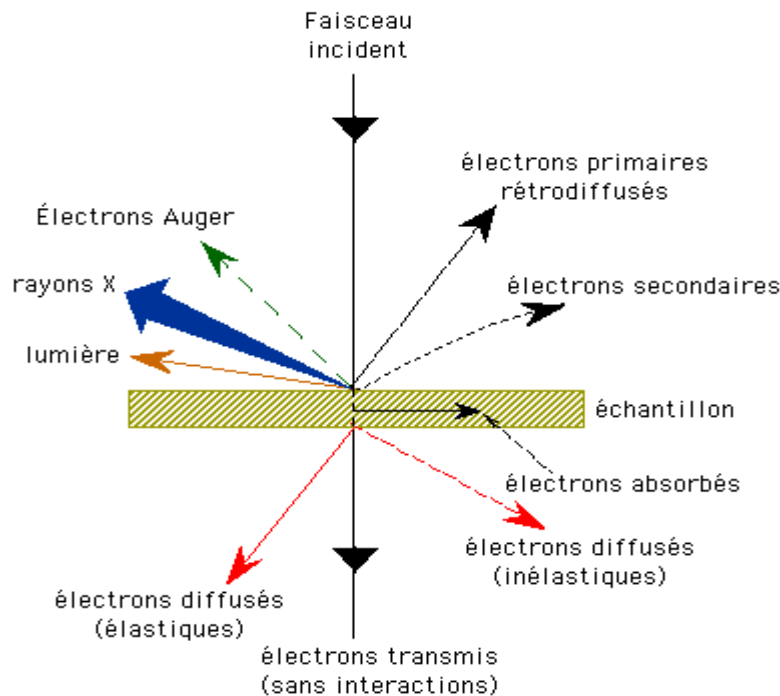


Figure II .3 : Différents sortes de signaux émis par les interactions entre les électrons incidents et l'échantillon

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

- **Électrons secondaires (SE)**

On appelle électron secondaire, l'électron éjecté lors d'un choc entre les électrons primaires du faisceau incident et les atomes de l'échantillon. Ces électrons sont de faible énergie (environ 50 eV). De part cette faible énergie, les électrons secondaires produits dans les couches profondes ne pourront pas sortir de l'échantillon. De ce fait, seuls les électrons provenant des couches superficielles peuvent être recueillis par les détecteurs. Etant donné qu'ils proviennent des couches superficielles, ils sont donc utilisés pour l'examen de la morphologie et de la topographie de l'échantillon.

- **Électrons rétrodiffusés (BSE)**

Les électrons rétrodiffusés sont des électrons issus du faisceau primaire qui sont entrés en collision avec des atomes de l'échantillon et qui ont réagi de façon quasi élastique avec eux. Ces électrons ont une énergie relativement élevée, pouvant aller jusqu'à l'énergie initiale des électrons du faisceau incident. Ils sont sensibles aux numéros atomiques des atomes de l'échantillon. Les atomes les plus lourds (ceux ayant un nombre important d'électrons) réémettront plus d'électrons que les atomes plus légers. Cette particularité sera utilisée pour l'analyse en électrons rétrodiffusés. Les zones formées d'atomes avec des nombres atomiques élevés apparaîtront plus brillantes que d'autres, c'est le contraste de phase.

- **Rayons X**

Provenant de l'excitation des atomes aux niveaux électroniques profonds. Le retour à l'équilibre par transition des électrons des niveaux supérieurs vers les niveaux excités provoque l'émission des rayons X. L'analyse des ces rayons permet d'obtenir des informations sur la nature chimique de l'atome. Car le rayonnement X produit possède une énergie caractéristique qui correspond à une désexcitation spécifique de l'atome.

- **Électrons Auger**

Les électrons Auger sont émis lors de l'émission des rayons X. Les rayons X peuvent parfois, à condition d'être suffisamment énergétique, ioniser l'atome qui émet un électron appelé électron Auger. Ces électrons sont utilisés pour faire des analyses élémentaires de surface (couches minces).

Nos échantillons ont été analysés à l'aide d'un microscope électronique à balayage du type Philips XL30. Celui-ci est équipé de détecteurs d'électrons secondaires et rétrodiffusés ainsi que d'un analyseur EDS (Energy Dispersive Spectroscopy) permettant de réaliser des

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

cartographies des éléments et d'évaluer la teneur en éléments de l'échantillon par des méthodes semi-quantitatives en utilisant les rayons X caractéristiques des atomes contenus dans l'échantillon.

L'appareil est relié à deux microordinateurs sur lesquels sont installés les logiciels de commande du microscope, d'acquisition et de traitement des résultats.

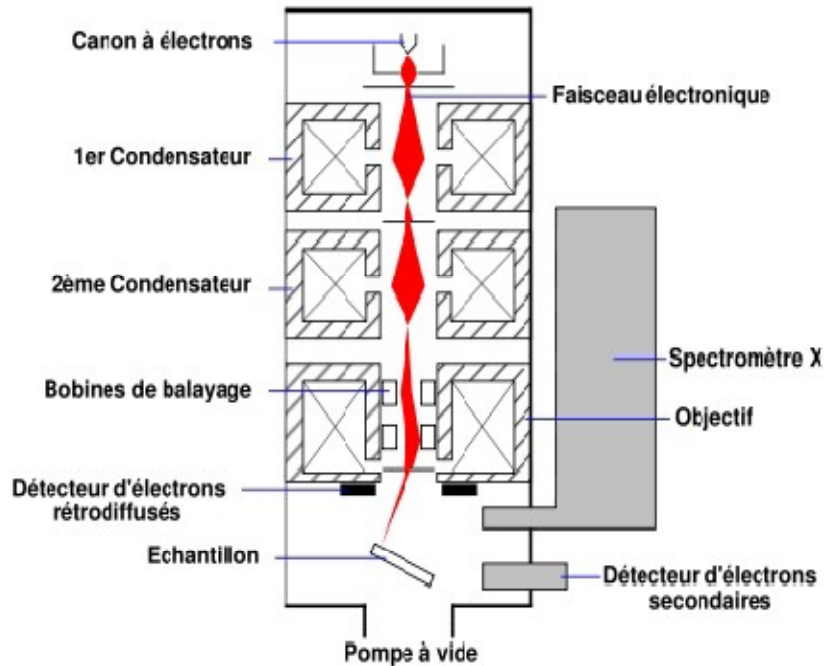


Figure II.4 : Schéma d'un MEB équipé d'un détecteur de rayons X

D. Analyse par diffraction des rayons X (DRX)

La technique de diffraction des rayons X est un outil de prédiction pour l'analyse des problèmes de cristallographie. Elle donne deux types d'informations:

- Structurales : paramètres de maille, distribution des atomes,...
- Microstructurales : taille de grains, contraintes, texture,...

La technique d'analyse par la diffraction des rayons X repose sur l'interaction élastique d'un faisceau monochromatique de photons X avec la matière cristallisée.

Lorsqu'un matériau polycristallin est soumis à un rayonnement monochromatique X, celui-ci est diffracté par les plans réticulaires du matériau. Chaque famille de plans donne lieu à un pic de diffraction pour un angle 2θ , entre les rayons X incidents et les rayons diffractés, relié à la distance inter réticulaire par la formule de Bragg.

$$n\lambda = 2 d_{hkl} \sin\theta$$

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

Avec :

d : distance entre deux plans réticulaires consécutifs,

θ : angle des rayons X incidents ou diffractés avec le plan réticulaire,

n : nombre entier appelé ordre de la réflexion,

λ : longueur d'onde.

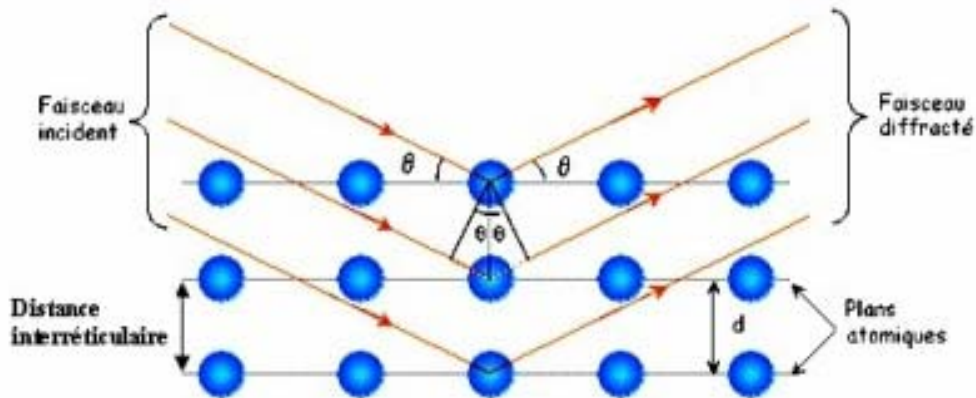


Figure II.5 : Illustration de la condition de Bragg.

Dans notre travail cette technique est utilisée pour l'identification des phases composant l'acier TRIP 304L à différents états. Pour cela, nos échantillons ont été analysés avec un diffractomètre de type Philips Panalytical. Cet appareil est muni d'un tube à anticathode de cuivre produisant un rayonnement X de longueur d'onde de 1.540598\AA . Il est piloté par ordinateur où sont injectés les paramètres d'analyse dans le logiciel X'pert High Score. Les paramètres utilisés au cours de nos expériences sont les suivants :

- L'intervalle de balayage est de 0 à 120 degrés,
- Le pas de balayage est de $0,02^\circ$,
- Le temps d'exposition par pas est de 10 secondes.

Le dépouillement du spectre et l'analyse des résultats sont effectués à l'aide du logiciel EVA.

❖ Dépouillement du spectre

À la fin de l'expérience, nous avons récupéré le fichier de données contenant les valeurs des intensités en fonction de l'angle de diffraction 2θ (2θ). À partir de ces valeurs, on trace un diagramme de diffraction des rayons X à l'aide du logiciel EVA.

La première étape de dépouillement est de rechercher sur le diagramme la présence des différentes phases. Le logiciel EVA permet de comparer les pics des composés portés

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

dans la base de données, JCPDS réalisée par ASTM (American Society of Testing and Materials) et ceux du diffractogramme obtenu. Une recherche par élément chimique permet d'établir une liste de composés potentiels. Pour affirmer la présence de l'un d'entre eux il faut qu'au moins trois de ses raies intenses coïncident avec trois raies expérimentales. Après avoir identifié tout les pics, le diffractogramme est tracé en transférant les données sur Excel.

II.2.2.2. caractérisation mécanique

A. Essai de traction

Afin de déterminer le comportement mécanique de l'acier 304L, étudier l'influence de taux de déformation sur la transformation martensitique et la mise en évidence de l'effet TRIP dans l'acier 304L, un essai de traction, sur des éprouvettes normalisées, à été effectué. Dans les deux premiers cas l'essai est réalisé à une température ambiante (25°C), et pour le troisième cas, trois (03) températures ont été utilisées à savoir : 25, 75 et 140°C. Pour cela, une machine de traction de type IBERTEST a été utilisée. Cette machine est constituée essentiellement d'une traverse inférieure fixe sur laquelle repose un dynamomètre servant à mesurer la force appliquée à l'éprouvette, et d'une traverse supérieure mobile entraînée par deux vis sans fin mise en rotation par un moteur électrique situé dans le compartiment inférieur de la machine. Sur chacune des traverses se trouve des mors permettant de fixer l'éprouvette. On commande la machine automatiquement par un micro-ordinateur. Les caractéristiques de la machine sont:

Charge d'essais : 200KN ;

Vitesse d'essai: 10 à 500 mm/min ;

Alimentation électrique T=220V, F=50Hz.

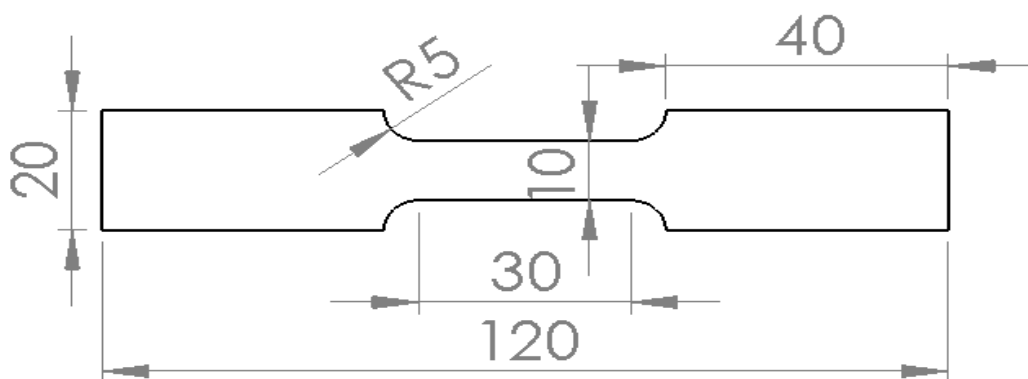


Figure II.6. Éprouvette de traction

B. Essai de dureté Vickers

L'essai de dureté Vickers fait appel à un pénétrateur en diamant de forme pyramidale. La pyramide est droite à base carrée d'angle au sommet 136° , appliquée avec une force F de 49 à 980N (10 à 120 Kg). On mesure la longueur (d) moyenne des deux diagonales de l'empreinte, à l'aide d'un système optique. La dureté Vickers HV est donnée par la relation suivante:

$$HV=1.8544 \frac{F}{d^2}$$

Où $d = \frac{d_1 + d_2}{2}$

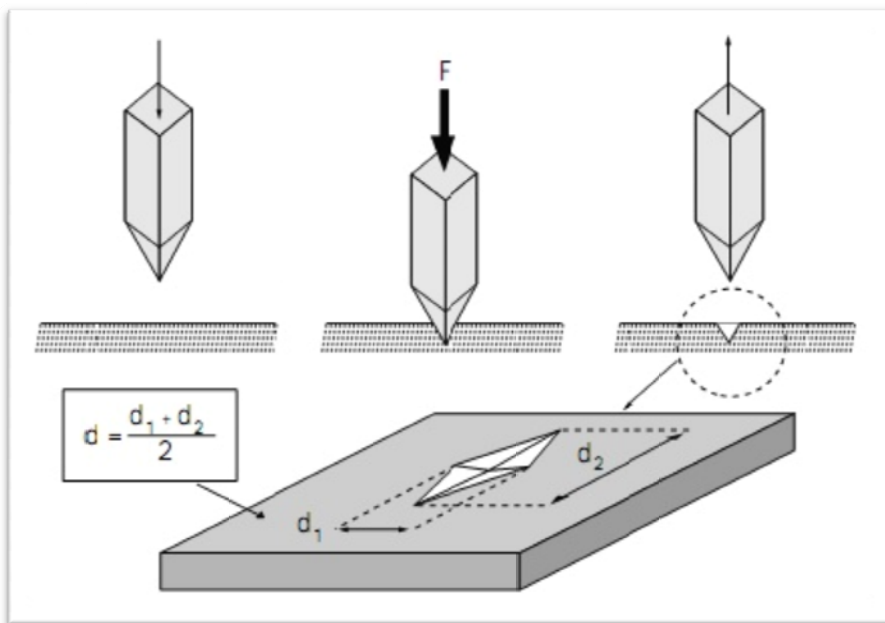


Figure II.7. Essai de dureté Vickers

Pour la réalisation de ces essais, certaines conditions doivent être respectées :

- Essai réalisé à température ambiante.
- On applique la charge progressivement, sans vibrations ni chocs et on maintient la valeur finale pendant 10 à 15s

II.2.3. Mise en forme par pliage

Dans le but d'étudier l'aptitude de l'acier 304L à la mise en forme, une opération de pliage a été réalisée. Le pliage est une opération de mise en forme à froid consistant à déformer une tôle plane en changeant la direction de ses fibres suivant un angle. Il existe plusieurs techniques pour plier une pièce : pliage en l'air dans une presse-plieuse, pliage en

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

frappe, pliage sur plieuse à sommier ou universelle. Lors du pliage, la tôle subit une pression qui change l'orientation des fibres. Les fibres intérieures sont comprimées alors que celles extérieures subissent un étirement. L'angle obtenu est appelé « angle de pliage ».

Les outillages qu'on a utilisés pour la réalisation de l'essai de pliage sont : une matrice à 90° ayant un vé de 29mm et un poinçon à rayons de 3mm. L'essai est réalisé sur une machine de traction de type LLOYD INSTRUMENT. La matrice portant l'éprouvette est placée sur le mors fixe de la machine et le poinçon sur son mors mobile. La machine est reliée à un ordinateur qui nous permettra le réglage des paramètres de l'essai tels que type de l'essai, la charge maximale, l'avance maximale, la vitesse de l'essai...etc. dans notre cas, on a choisi l'essai de compression et on a joué sur l'avance du poinçon pour aboutir à plusieurs angle de pliage. Les essais sont effectués à une vitesse de 10mm/mn. A la fin de chaque essai, on a pris des photos avant et après décharge, et cela dans le but de mesurer le retour élastique. Les photos obtenues sont traitées à l'aide du logiciel de traitement d'image Visilog 7.0.



Figure II.8 : dispositif du pliage

II.3. Résultat et discussion

II.3.1. Résultat du métal de base

II.3.1.1. Observation métallographique par MEB

Pour pouvoir aboutir à des résultats satisfaisant et pour observer les changements de microstructure qui peuvent découler des essais que nous allons effectuer nous devons avant toute chose avoir la microstructure de l'acier 304L à l'état vierge. La figure II.9 ci-dessous

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

représente la micrographie MEB de la nuance d'acier inoxydable entièrement austénitique du type 304L à l'état initial, obtenue après polissage et attaque électrolytique à l'aide de d'une solution d'acide oxalique. On y distingue des grains austénitiques d'environ 20 μ m.

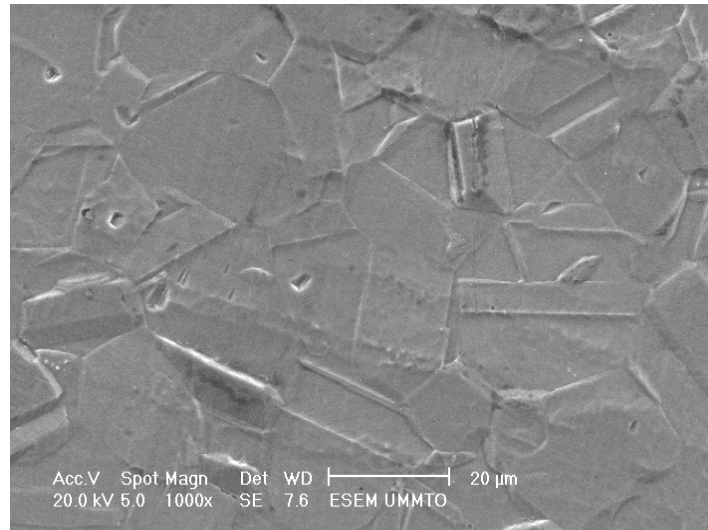


Figure II.9 : Micrographie MEB de l'acier 304L à l'état initial après attaque chimique.

II.3.1.2. Essai de dureté Vickers

Afin de déterminer la dureté de l'acier 304L à l'état initial, nous avons réalisé des essais de dureté Vickers (Hv). Le test a été effectué en cinq (5) point différents sur un échantillon de longueur de trois centimètres (3cm). Les résultats obtenus sont répertoriés dans le tableau ci-dessous (tableau II.3).

Tableau II.3. Résultats des essais de dureté Vickers

Métal de base	1	2	3	4	5
Hv	173.85	173.85	182.87	165.47	173.85
La moyenne de la dureté Vickers (Hv) du métal de base					173.98

Nous remarquons que les résultats obtenus sont assez cohérents et homogènes, il n'y a pas une grande différence entre les valeurs calculées. La dureté Vickers (Hv), moyenne, de notre acier est de 173.98, ce qui nous situe dans la fourchette de la dureté théorique de notre matériau qui varie entre 160-190.

II.3.2. Identification du comportement mécanique de l'acier 304L

II.3.2.1. Résultats de l'essai de traction

Dans le but d'identifier le type du comportement de l'acier 304L, nous avons réalisé des essais de traction sur 3 éprouvettes normalisées à trois température différentes à savoir ; 25,

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

75 et 140°C. Les essais sont effectués à une vitesse de 20mm/mn sur machine de traction équipée d'une enceinte thermique.

Pendant l'essai nous avons remarqué que la déformation se produit en trois étapes : Tout d'abord il y'a un allongement limité de l'éprouvette, puis petit à petit on peut observer une diminution de la section sur la partie calibrée de l'éprouvette jusqu'à l'apparition de la striction puis rupture de l'éprouvette. Les résultats sont obtenus par une chaîne d'acquisition reliée à un ordinateur qui enregistre ses données. Les courbes obtenues lors de ces essais sont montrées sur les figures II.11, II.12 et II.13 :

Sur ces courbes, on remarque l'existence de plusieurs parties distinctes : tout d'abord nous avons une partie quasi-linéaire correspondant à la partie élastique ensuite vient le domaine plastique avec écrouissage, après la partie plastique nous avons une striction puis la rupture. D'après l'allure des courbes, nous voyons bien que l'acier 304L a un comportement élasto-plastique écrouissable. Les courbes nous montrent également un excellent compromis entre les caractéristiques de résistance et de déformation plastique.

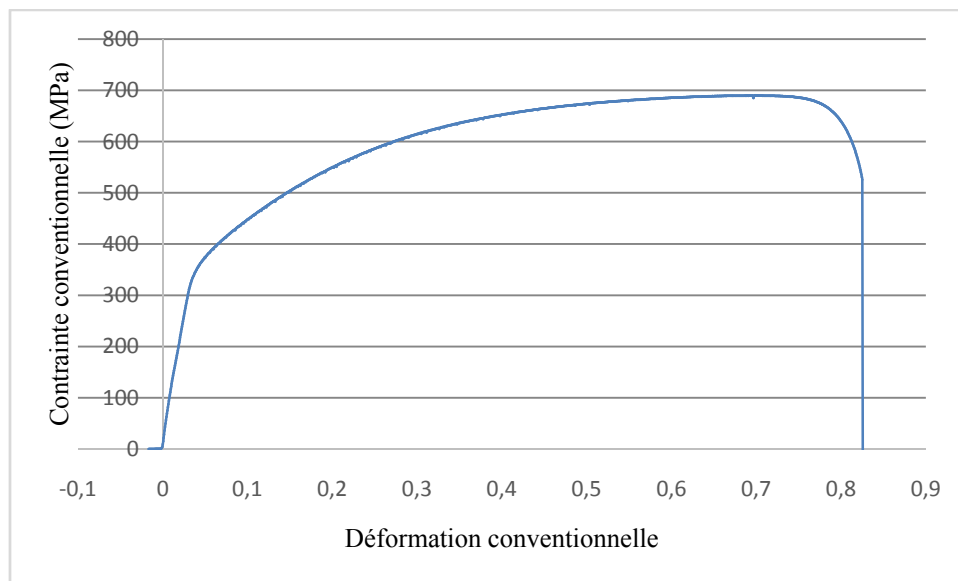


Figure II.11. Courbe de traction de l'éprouvette à 25°C

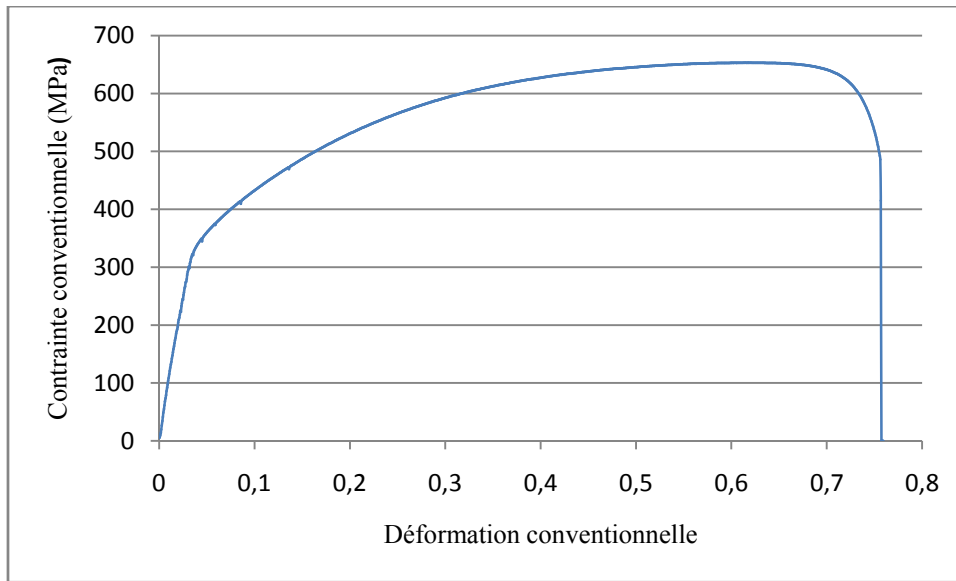


Figure II.12. Courbe de traction de l'éprouvette à 75°C

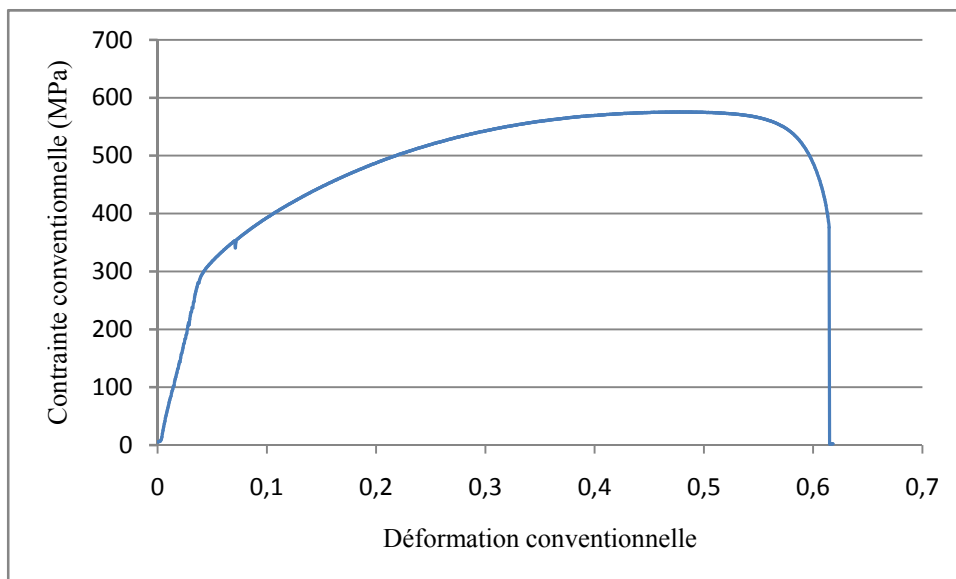


Figure II.13. Courbe de traction de l'éprouvette à 140°C

La superposition des courbes obtenues montre une variation dans les caractéristiques de l'acier 304L à différentes températures. Sur ces courbes, on voit clairement que la limite d'élasticité, la contrainte maximale et la déformation à la rupture augmentent fortement quand la température diminue. Ce résultat révèle qu'à basse température, la transformation est assistée par la contrainte ce qui entraîne une plastification de l'austénite pour des niveaux de contraintes macroscopiques particulièrement faibles (contrainte inférieure à la limite d'écoulement de l'austénite). Par contre à haute température la transformation est assistée par la déformation. Ces observations sont en accord avec celles d'Olson et al. [33].

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

La variation des caractéristiques mécaniques (Module d'Young, limite d'élasticité, limite d'élasticité conventionnelle, limite à la rupture et la déformation à la rupture) en fonction de la température sont données sous forme de tableaux et de graphes.

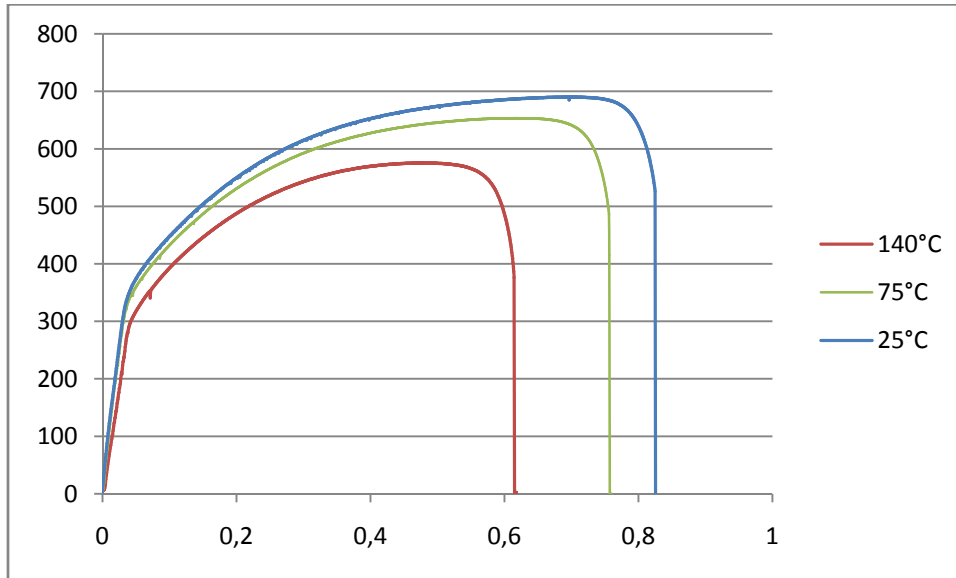


Figure II.14. Superposition des courbes à différentes températures

Tableau II.4. Variation du module d'Young en fonction de la température

Température °C	25	75	140
Module d'Young (MPa)	209603	197835	188140

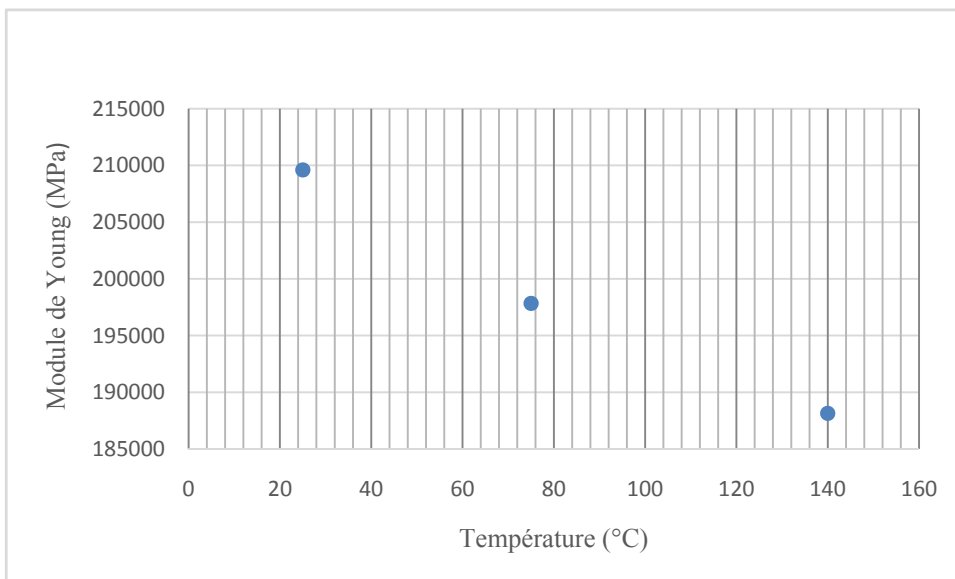


Figure II.15. Variation du module d'Young en fonction de la température

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

Tableau II.5. Variation de la limite élastique (Re) en fonction de la température

Température °C	25	75	140
Limite d'élasticité supérieure (MPa)	358.6	344.8	318.6

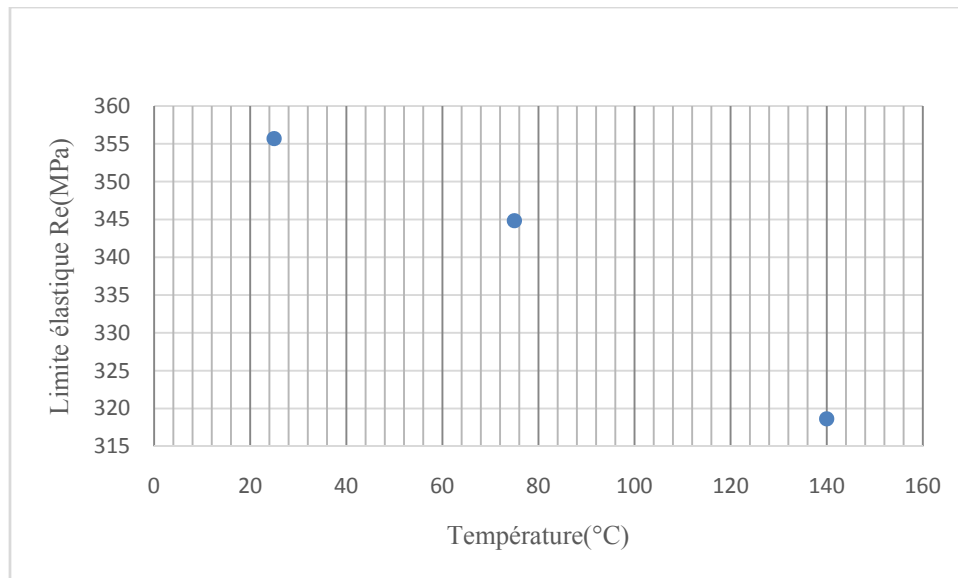


Figure II.16. Variation de la limite élastique (Re) en fonction de la température

Tableau II.6. Variation de Rm en fonction de température

Température °C	25	75	140
Rm (MPa)	689.6	653.1	575.2

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

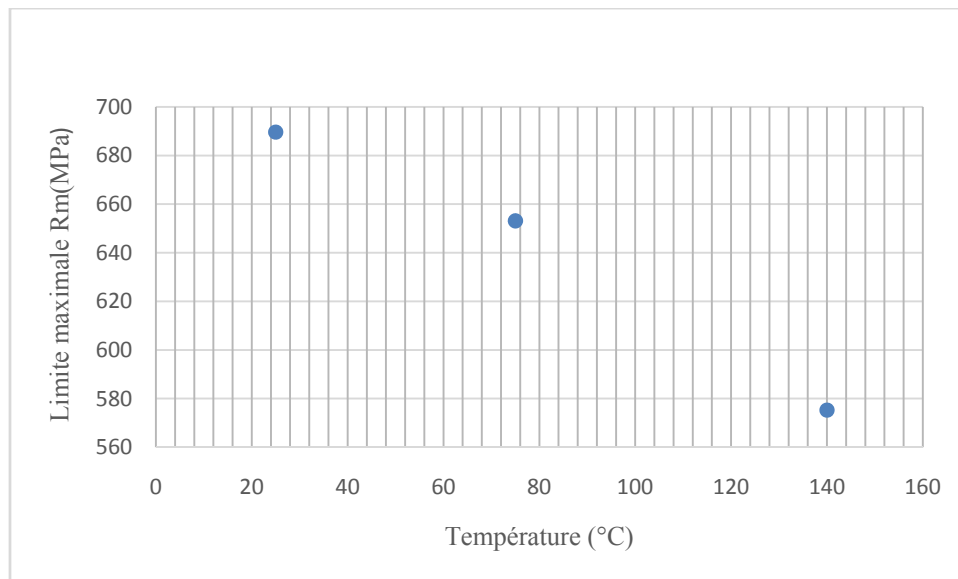


Figure II.17 : Variation de Rm en fonction de la température

Tableau II.7. Variation de la limite à la rupture (Rp) en fonction de la température

Température °C	25	75	140
Limite à la rupture (Mpa)	525.8	415.0	376.0

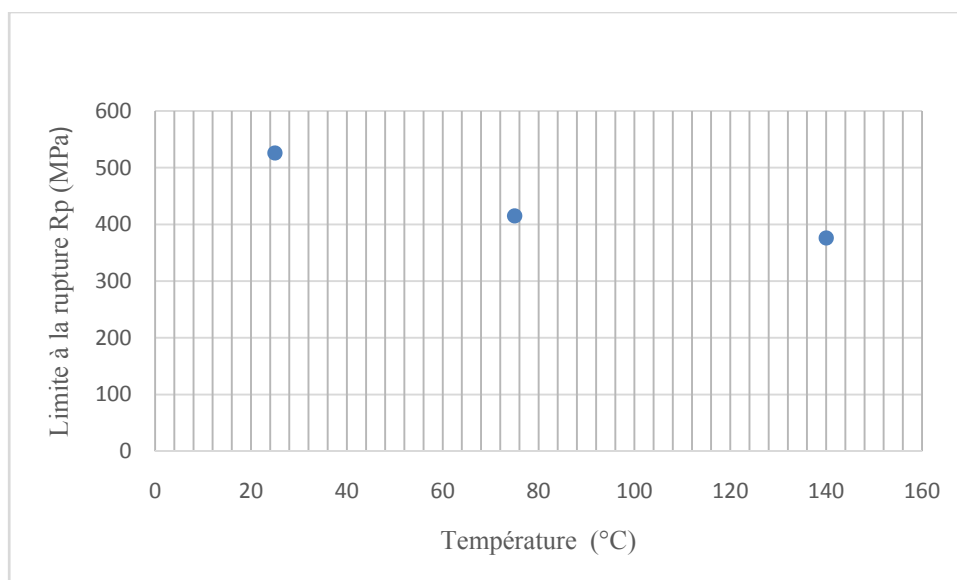


Figure II.18 : Variation de la Limite à la rupture en fonction de la température

Tableau II.8. Variation de la déformation totale en fonction de température

Température °C	25	75	140
Allongement total	0.8	0.7	0.6

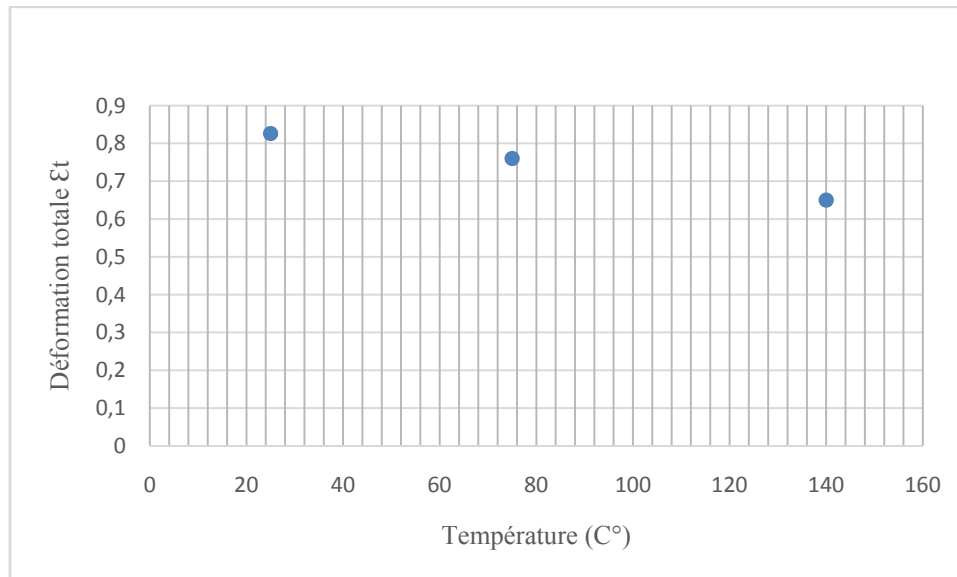


Figure II.19 : Variation de la déformation à la rupture en fonction de la température

II.3.2.2 Résultats de la caractérisation microstructurale

A. Observations micrographiques

❖ Microscopie optique

Dans le but de voir les changements qui se sont produits au niveau de la microstructure de nos éprouvettes à chaque température, nous avons découpé, à l'aide d'une scie métallique, des petits échantillons dans chacune de ces dernières. Avant d'être observés par le microscope optique et électronique, les échantillons découpés ont subi une opération de polissage et une attaque chimique à l'aide d'une solution d'acide oxalique dont la composition chimique est de 10g de $C_2H_4O_4$ et 100 ml H_2O .

Les figures II.20, II.21 et II.22 montrent les microstructures obtenues à différentes températures avec un grossissement de 200.

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

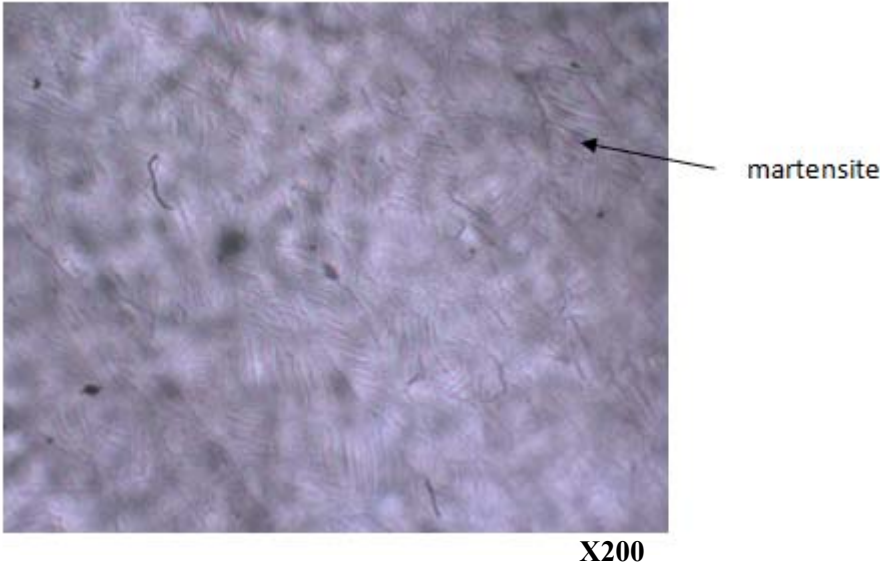


Figure II.20 : Micrographie optique de l'échantillon à 25°C

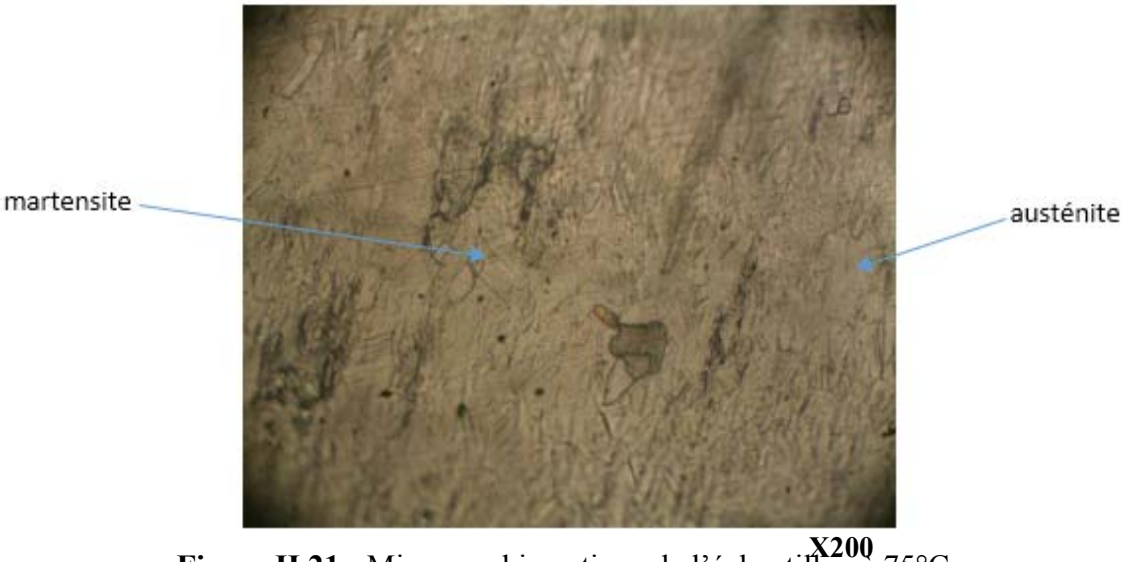


Figure II.21 : Micrographie optique de l'échantillon à 75°C

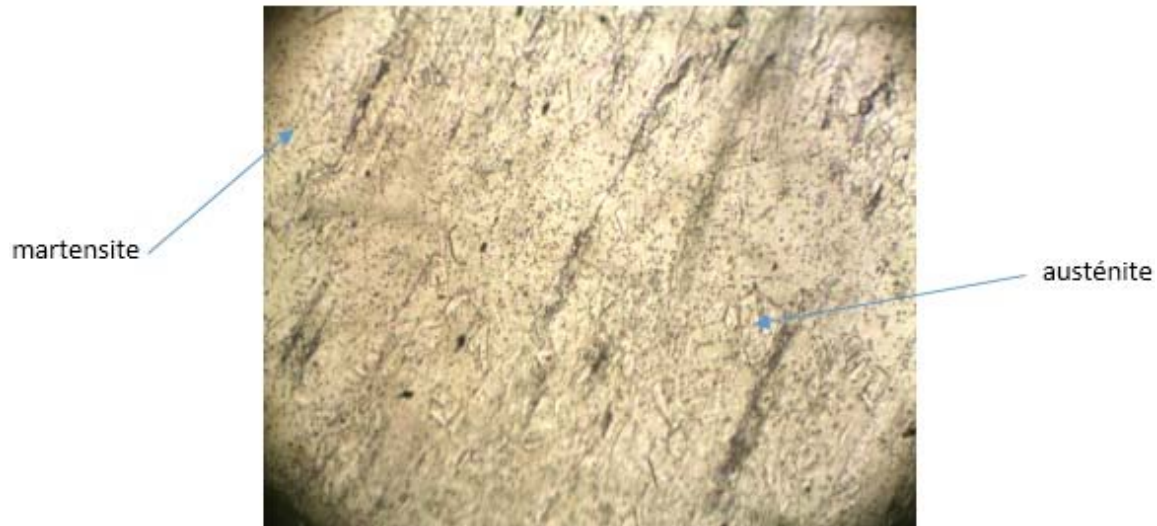


Figure II.22 : Microscopie optique de l'échantillon à 140°C

En observant les microstructures des micrographies obtenues, on voit clairement l'existence de deux phases, une sous forme lamellaire qui correspond à la martensite et l'autre sous forme de grains qui est l'austénite. Les micrographies ont montré également que la quantité des lamelles (martensite formée) varie d'une microstructure à une autre. Elle est plus importante dans la microstructure de l'échantillon sollicité à 25°C que dans la microstructure des échantillons à 75 et 140°C.

❖ Microscopie électronique à balayage (MEB)

Les figures II.23, II.24 et II.25 correspondent respectivement aux micrographies MEB des échantillons à 25°C, 75°C et 140°C. L'analyse a été faite à l'aide des électrons retro diffusés. Ces micrographies montrent clairement la formation des lamelles de martensite dans les grains austénitiques.

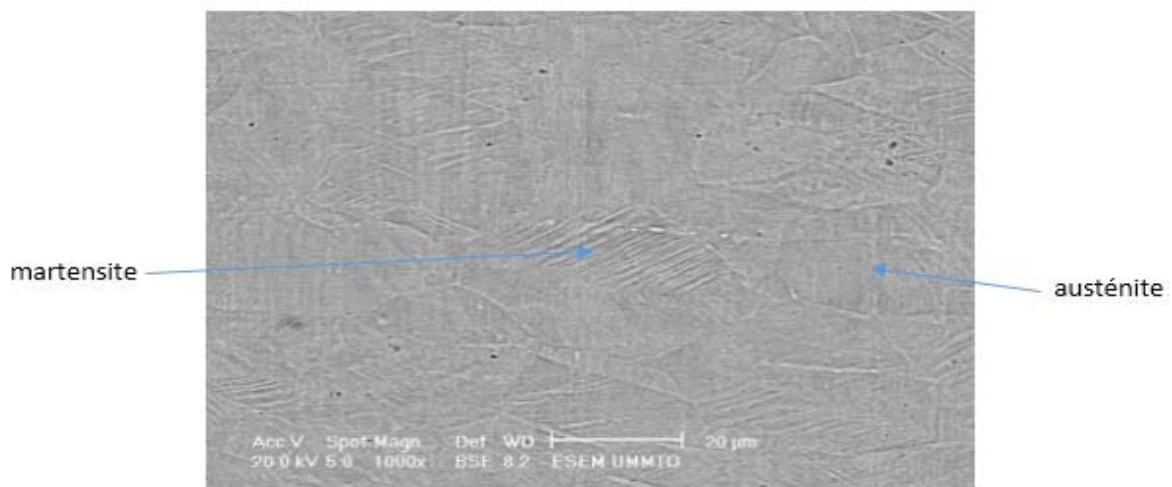


Figure II.23 : Micrographie MEB de l'échantillon à 25°C

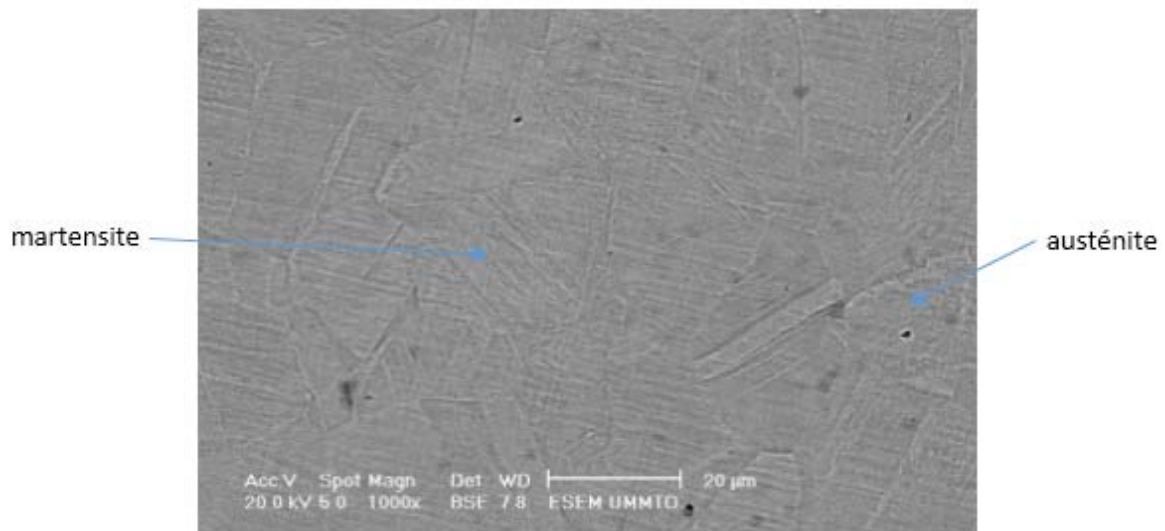


Figure II.24 : Micrographie MEB de l'échantillon à 75°C

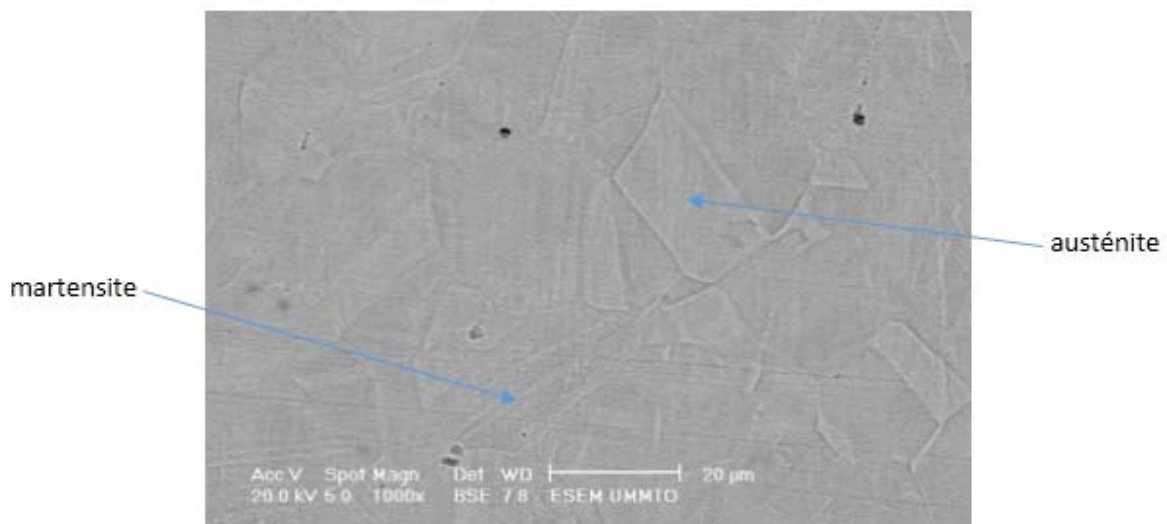
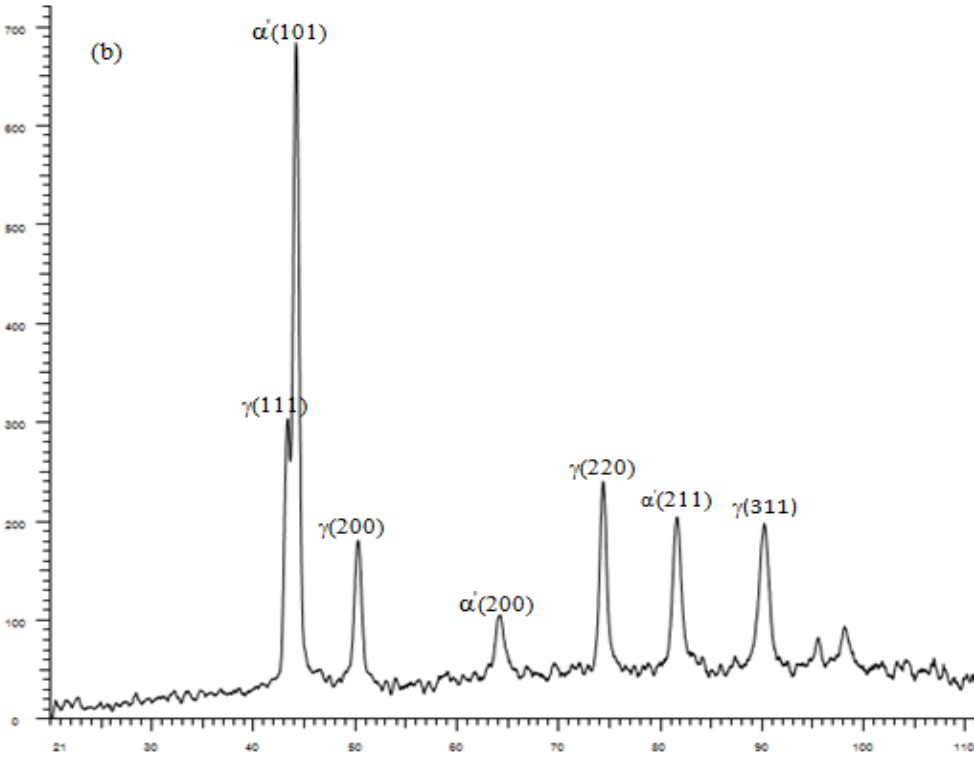
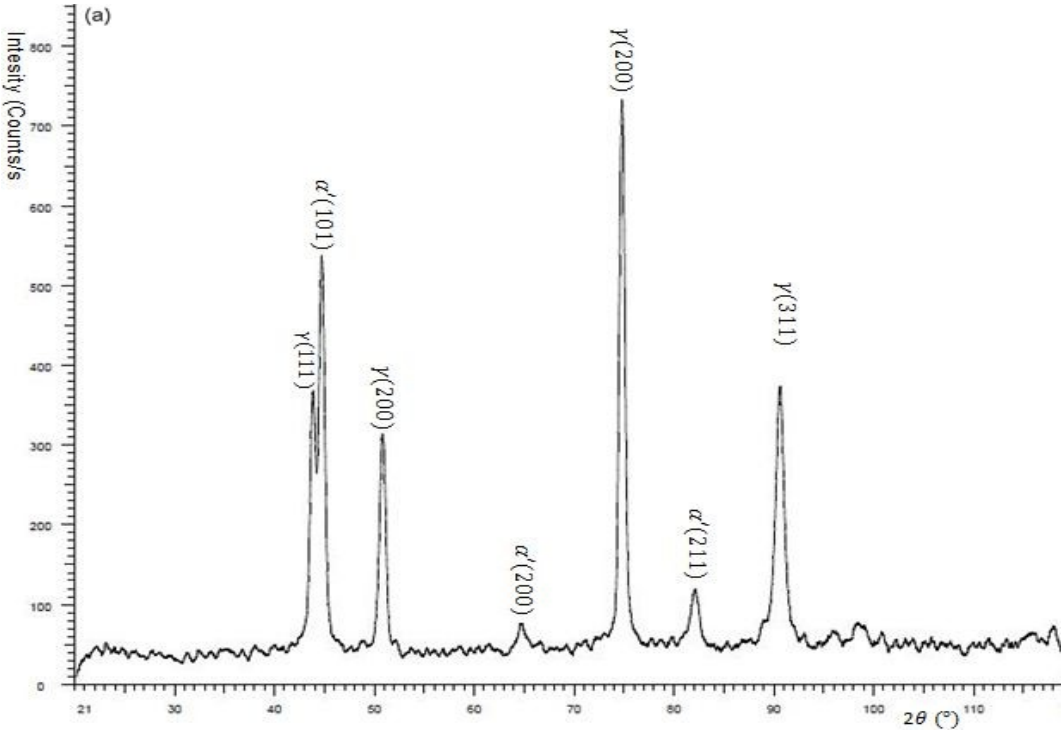


Figure II.25 : Micrographie MEB de l'échantillon à 140°C

B. Analyse de diffraction des rayons X (DRX)

Afin de déterminer les différentes phases constituant nos échantillons, une analyse par diffraction des rayons X a été menée. Les résultats sont représentés sous forme des spectres (voir les figures II.26 (a,b,c))

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L



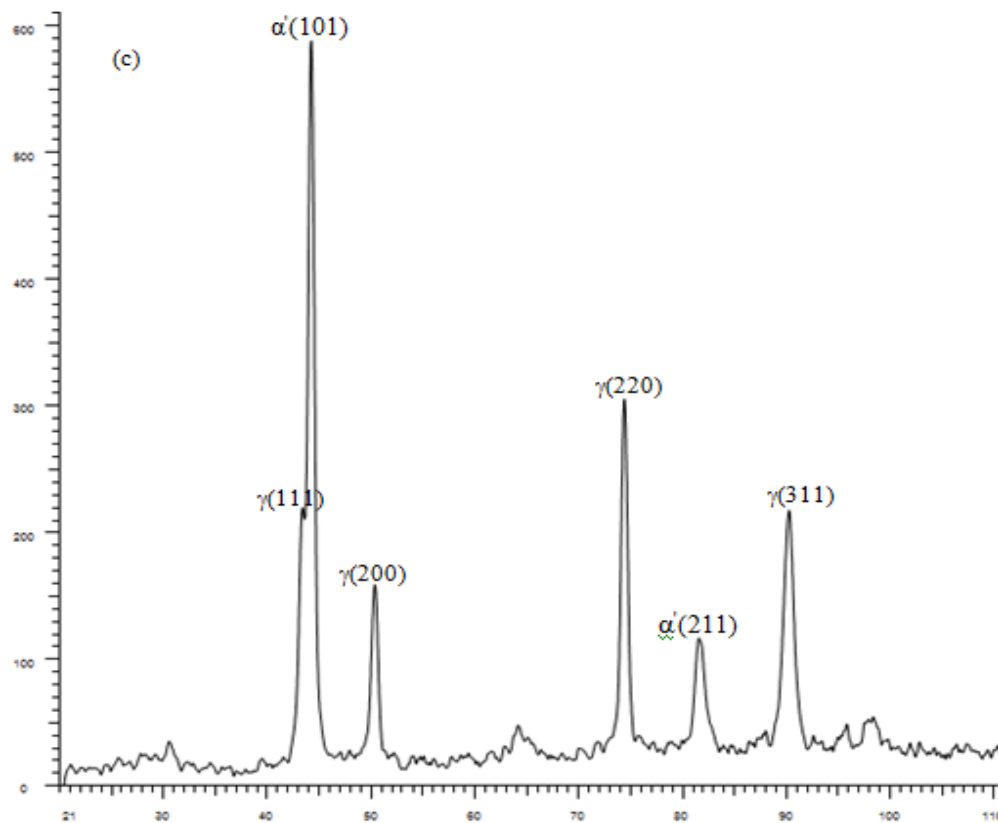


Figure II.26: Spectres de diffraction à différentes températures
(a) : échantillon sollicité à 25°C, (b) : échantillon sollicité à 75°C et (c) : échantillon sollicité à 140°C

Les spectres de diffraction des rayons X (DRX) sont donnés par la figure II.26. L'analyse de ces derniers a été faite par le logiciel EVA. Cela nous a permis la détermination des différents composés correspondant à chaque raie de diffraction. Le dépouillement de ces spectres nous a révélé l'existence de phases ; l'austénite et la martensite. Et si on suit l'évolution de la première raie (austénite) et la deuxième (martensite), on voit clairement que la raie de l'austénite diminue laissant place à celle de la martensite. Ce résultat témoigne de la transformation de l'austénite en martensite.

II.3.3. Influence du taux déformation sur la transformation martensitique

Pour mettre en évidence l'influence du taux de déformation sur la transformation martensitique, nous avons effectué des essais de traction sur (04) éprouvettes à différents taux de déformation à savoir ; 5%, 26%, 58% et 67% de déformation.

La superposition des différentes courbes obtenues est donnée par la figure II.27. Nous notons bien que les allures de ces courbes sont identiques.

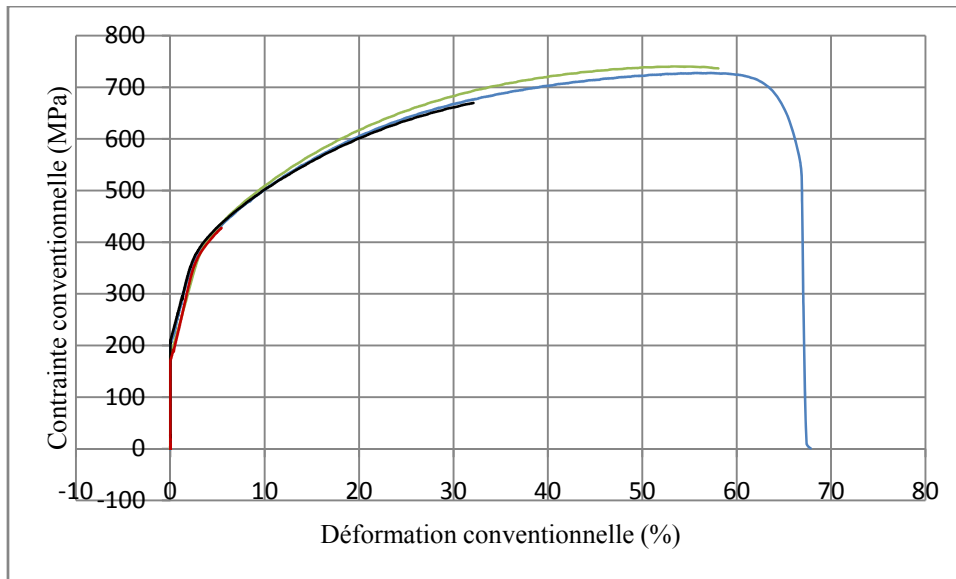


Figure II.27. Courbes des essais de traction à différentes déformations.

II.3.3.1. Résultats des essais de dureté

Un essai de dureté vickers a été réalisé sur des échantillons découpés de chacune de nos éprouvettes. Ayant les valeurs de la dureté moyenne, de la nuance d'acier 304L, à l'état initial, connaissant aussi que la dureté des matériaux varie en fonction de sa microstructure, nous pouvons déduire avec ces essais si l'austénite s'est transformée ou non. Là aussi le test est effectué en cinq (5) différents. Les résultats obtenus sont exposés comme suit :

❖ Échantillon à 5% de déformation

Nous remarquons qu'il y'a une certaine homogénéité de la dureté sur notre échantillon, les valeurs calculées sont assez proches et ne présentent pas de grandes différences. On note aussi une hausse de la dureté par rapport au métal de base.

Tableau II. 9. Valeurs de la dureté Vickers (Hv) à 5% de déformation.

Essais	1	2	3	4	5
Hv	251.60	255.42	263.34	255.42	251.60
La moyenne de la dureté (Hv) à 5% de déformation					255.47

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

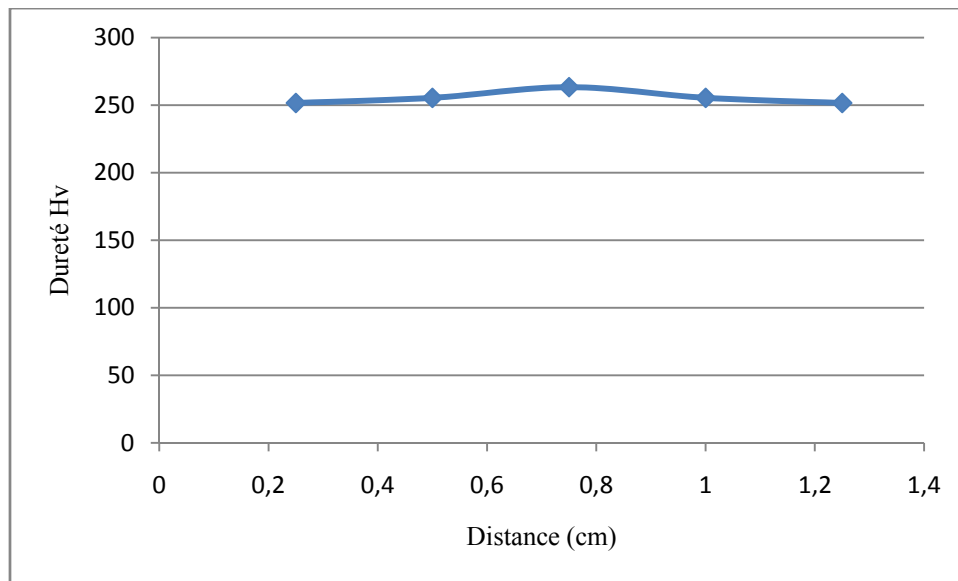


Figure II.28 : Dureté (Hv) en fonction de la distance entre les points de la filiation pour l'échantillon à 5% de déformation.

• Échantillon à 26% de déformation

Les valeurs qu'on a calculées dans ce cas sont supérieures à celles de l'échantillon à 20% de déformation. On remarque aussi que ces valeurs-là sont cohérentes et il n'y pas un écart important entre elles.

Tableau II.10 : Valeurs de la dureté Vickers (Hv) à 26% de déformation.

Essais	1	2	3	4	5
Hv	271.64	275.93	271.64	267.44	271.64
La moyenne de la dureté (Hv) à 26% de déformation					271.65

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

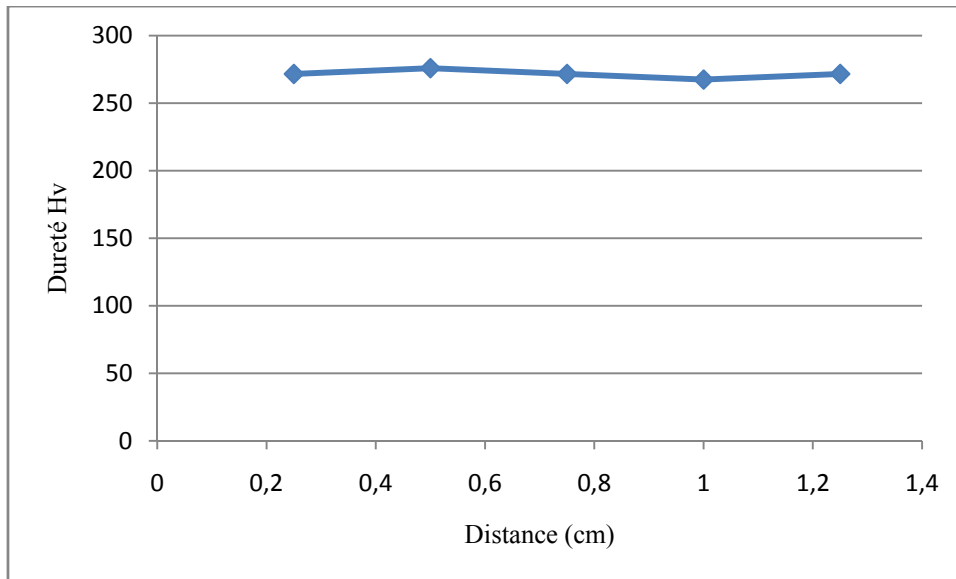


Figure II.29 : Dureté (Hv) en fonction de la distance entre les points de la filiation pour l'échantillon à 26% de déformation.

- **Échantillon à 58% de déformation**

On obtient là aussi des valeurs supérieures à celles obtenues précédemment. Les valeurs de la dureté (Hv) varient entre 299.01 et 309.06.

Tableau II.11 : Valeurs de la dureté Vickers (Hv) à 58% de déformation.

Essais	1	2	3	4	5
Hv	303.97	309.06	309.06	303.97	299.01
La moyenne de la dureté (Hv) à 58% de déformation					305.01

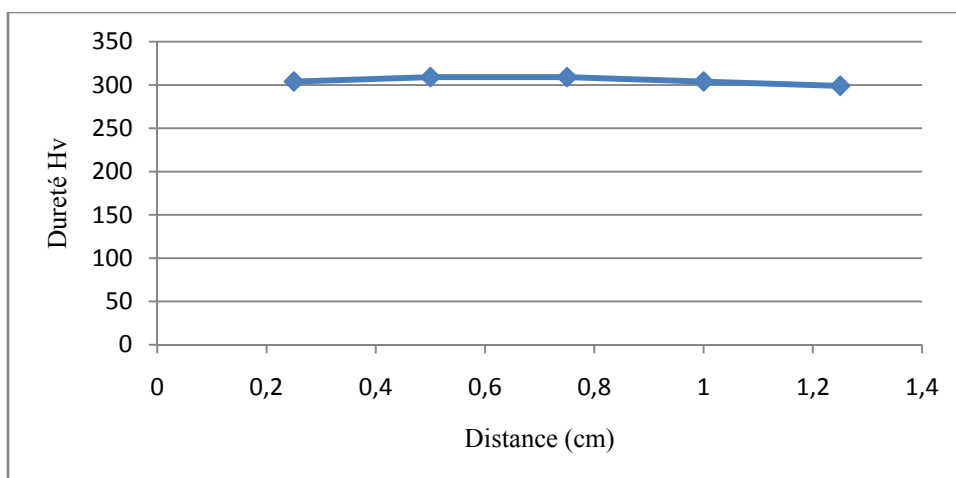


Figure II.30 : Dureté (Hv) en fonction de la distance entre les points de la filiation pour l'échantillon à 58% de déformation.

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

- **Échantillon à 67% de déformation (rupture) :**

À la rupture, les valeurs des duretés obtenues sont logiquement supérieures à celles vu aux différents autres taux de déformation. Ces valeurs sont proches entre elles.

Tableau II.12: Valeurs de la dureté Vickers (Hv) à 67% de déformation.

Essais	1	2	3	4	5
Hv	319.63	330.74	342.45	342.45	330.74
La moyenne de la dureté (Hv) à 67% de déformation (rupture)					333.20

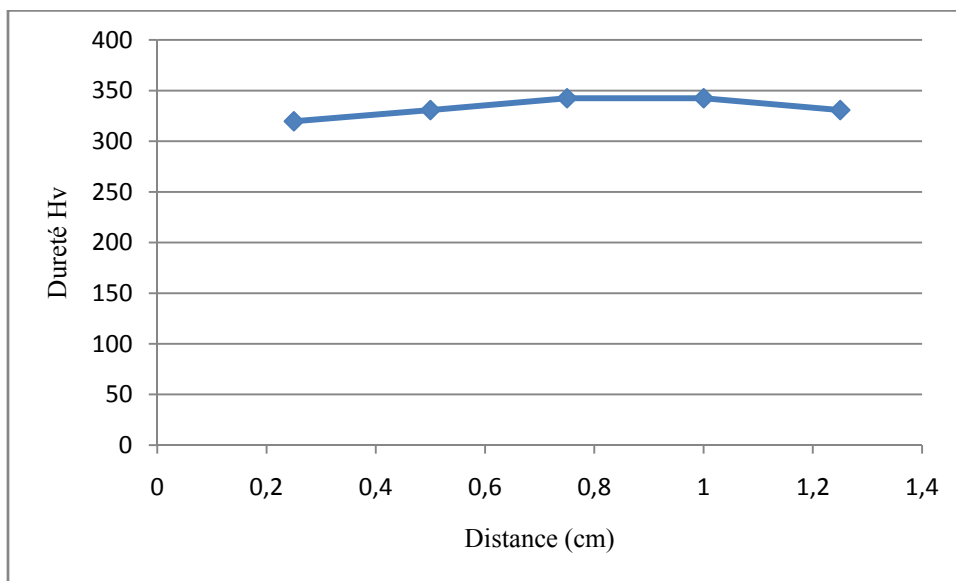


Figure II.31: Dureté (Hv) en fonction de la distance entre les points de la filiation pour l'échantillon à 67% de déformation.

En comparant les différents résultats obtenus, nous pouvons constater que la dureté Vickers passe d'une moyenne de 173.98 à l'état initial à 333.20 quand y'a rupture. C'est une hausse quasi linéaire en fonction du taux de déformation, on a une dureté moyenne de 255.47 à 5%, 271.65 à 26% et de 305.01 à 58%, comme le montre la figure II.32., on en déduit donc qu'il y'a une transformation de phase, l'austénite s'est transformée en martensite.

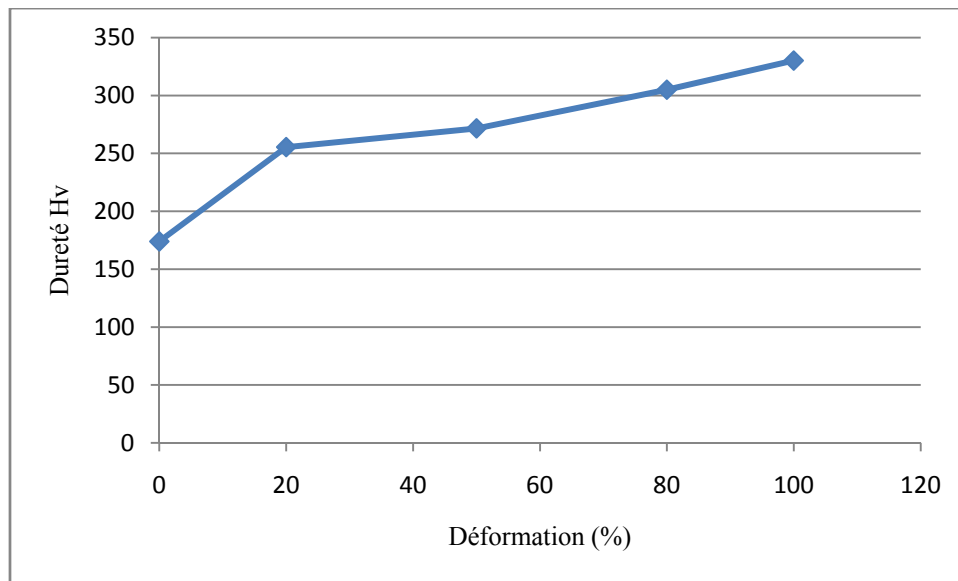


Figure II.32 : Valeurs moyenne des duretés Vickers (Hv) en fonction des différentes déformations.

II.3.3.2. Analyse microstructural à différents taux de déformation

A. Micrographies

❖ Micrographies optiques

Dans le but de voir les changements qui se sont produit au niveau de la microstructure des éprouvettes déformées, nous avons découpé à l'aide d'une scie métallique, des petits échantillons dans chacune de ces dernières. Les échantillons découpés ont subi ensuite une opération de polissage et une attaque chimique avant d'être observés par le microscope optique.

Les figures II.33, II.34, II.35 et II.36 ci-dessous montrent les microstructures obtenues à différents taux de déformation avec un grossissement de 200.

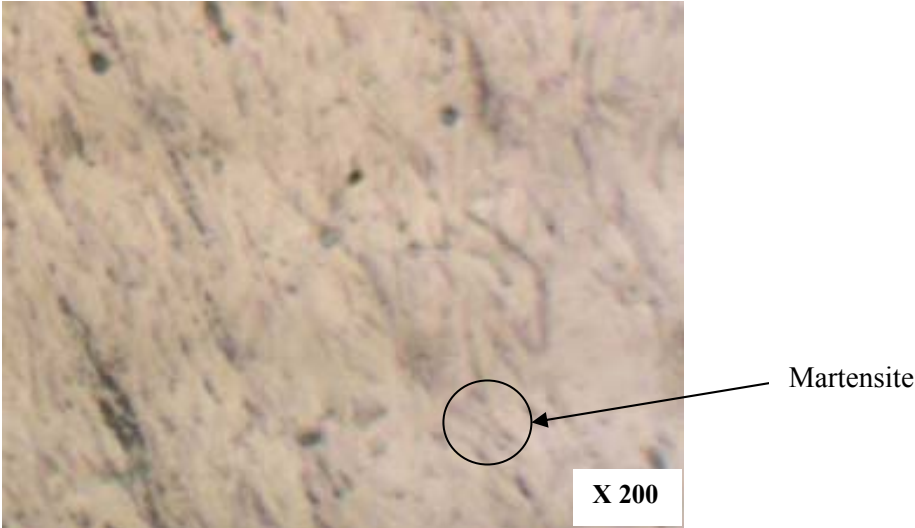


Figure II.33. Microstructure de l'acier 304L avec un grossissement 200, pour une déformation de 5%.

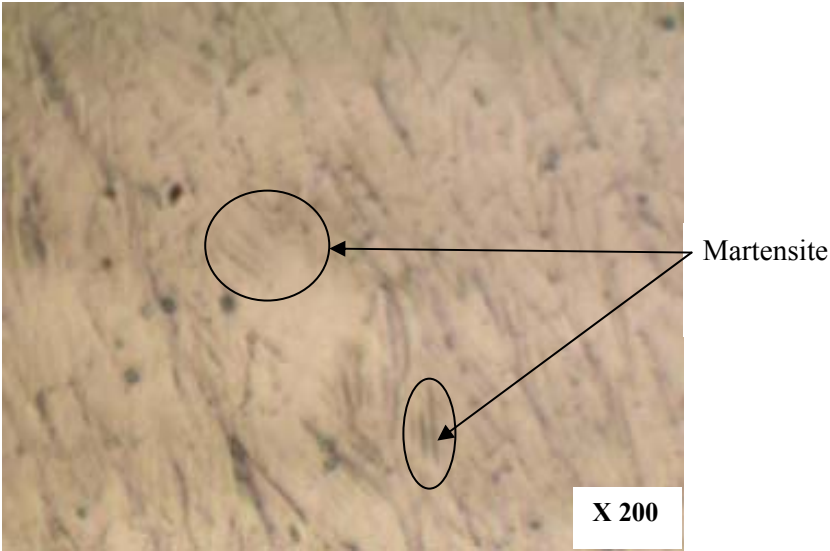


Figure II.34. Microstructure de l'acier 304L avec un grossissement 200, pour une déformation de 26%.

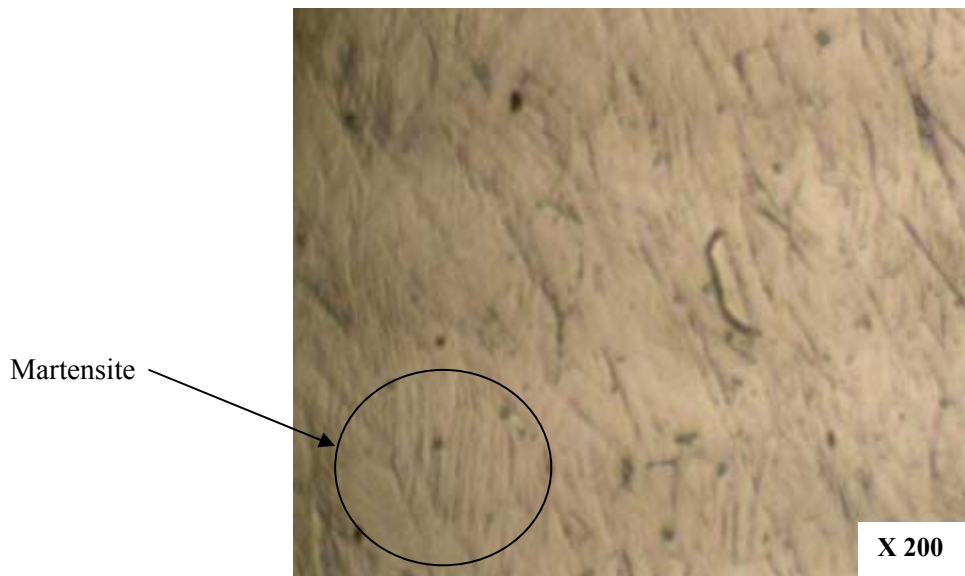


Figure II.35. Microstructure de l'acier 304L avec un grossissement 200, pour une déformation de 58%.



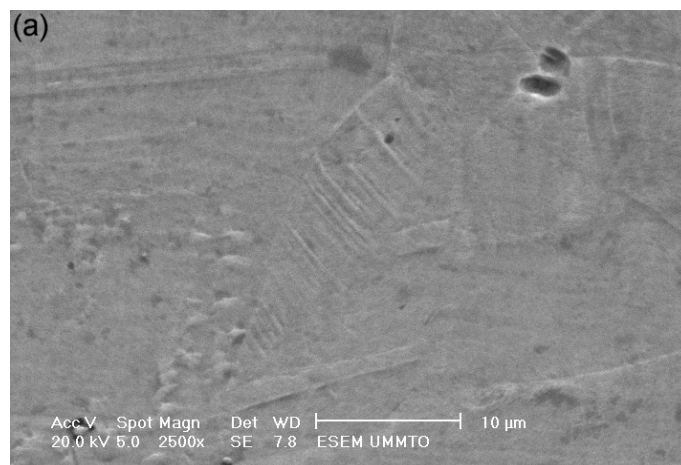
Figure II.36. Microstructure de l'acier 304L avec un grossissement X200, pour une déformation de 67%

En observant les microstructures des micrographies obtenues, on voit clairement que la quantité de martensite formée varie d'une microstructure à une autre. Elle est plus importante dans les microstructures des échantillons ayant subi une grande déformation (échantillons à 26, 58 et 67% de déformation) que dans la microstructure de l'échantillon à 5% de déformation.

❖ Micrographies MEB

Pour voir plus de détaille une analyse par la microscopie électronique à balayage à l'aide des électrons secondaire a été faite. Fig.II.37. illustre les microstructures obtenues à différents déformation.

Les micrographies ont montré l'existence des bandes de glissement dans les grains austénitiques. Ces bandes sont soit parallèles (échantillons à 5% et 26% de déformation) ou bien croisées (échantillons 58% et 67% de déformation). Dans leur étude, Talonen, J. et Hänninen, H. [55] ont montré que les intersections des bandes de cisaillement agissent en tant que sites de nucléation de la martensite α' et que la formation des bandes de cisaillement est un précurseur nécessaire de la transformation martensite. De leurs coté, Das et al. [56] ont montré que la martensite α' peut être nucléée à plusieurs endroits. Ils sont identifiés comme étant l'intersection de la bande de cisaillement, la bande de cisaillement isolée, l'intersection de la bande de cisaillement et du grain et les points triples du grain.



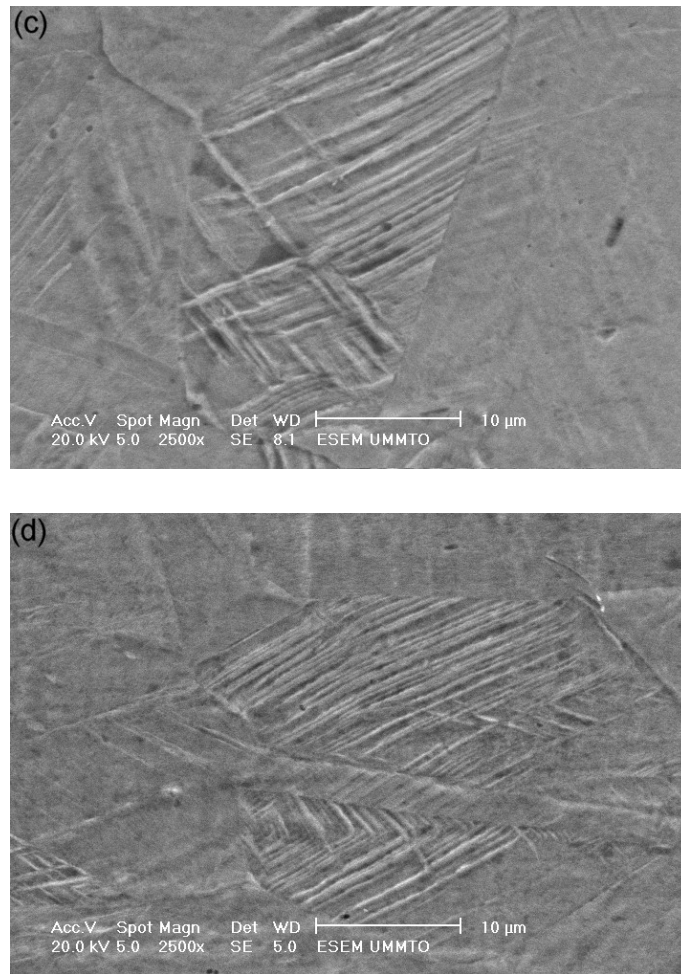


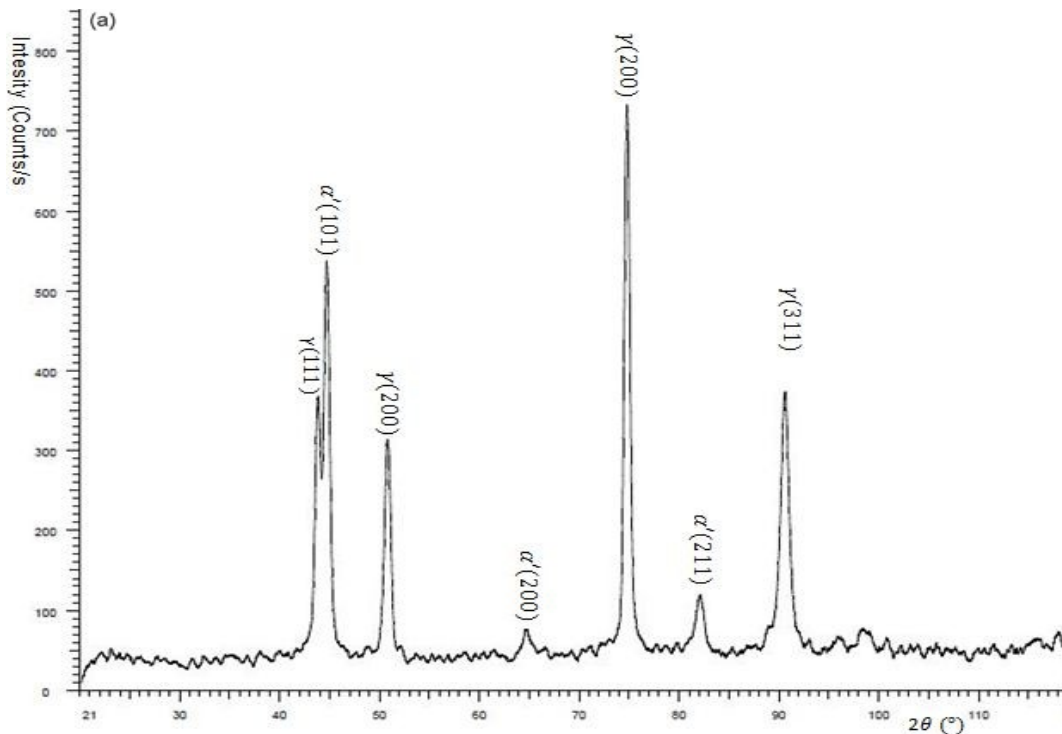
Figure II.37. Micrographies MEB de l'acier 304L à différentes déformations

B. Analyse par diffraction des rayons X

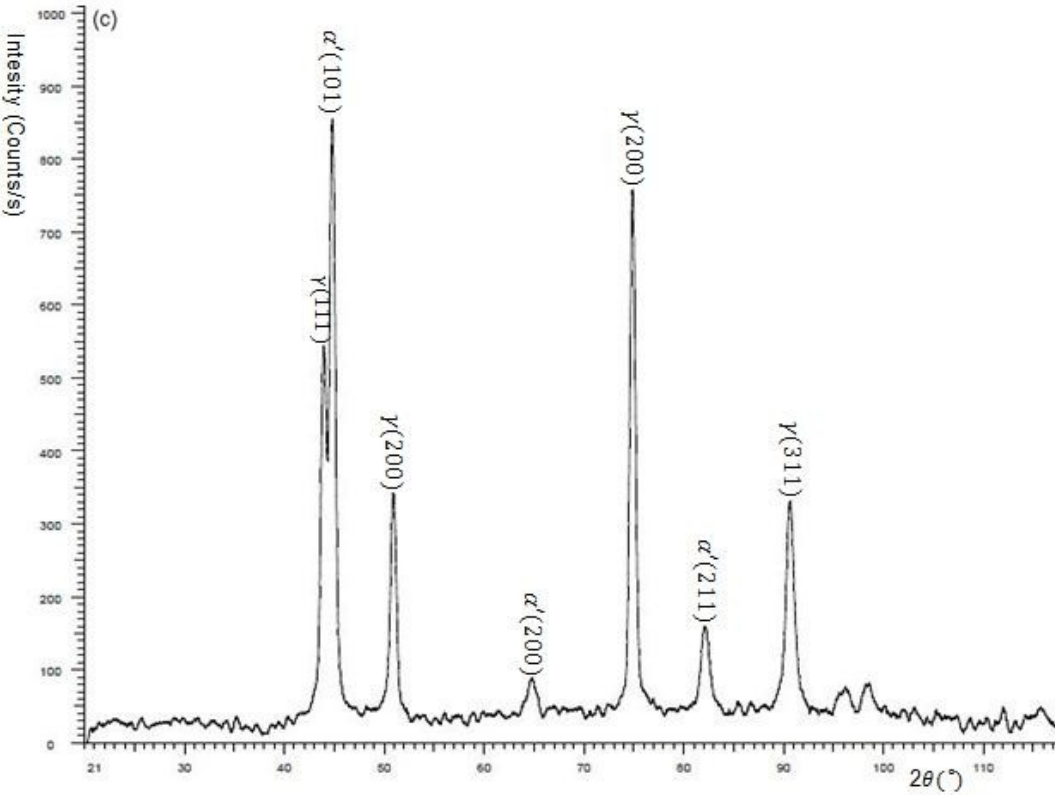
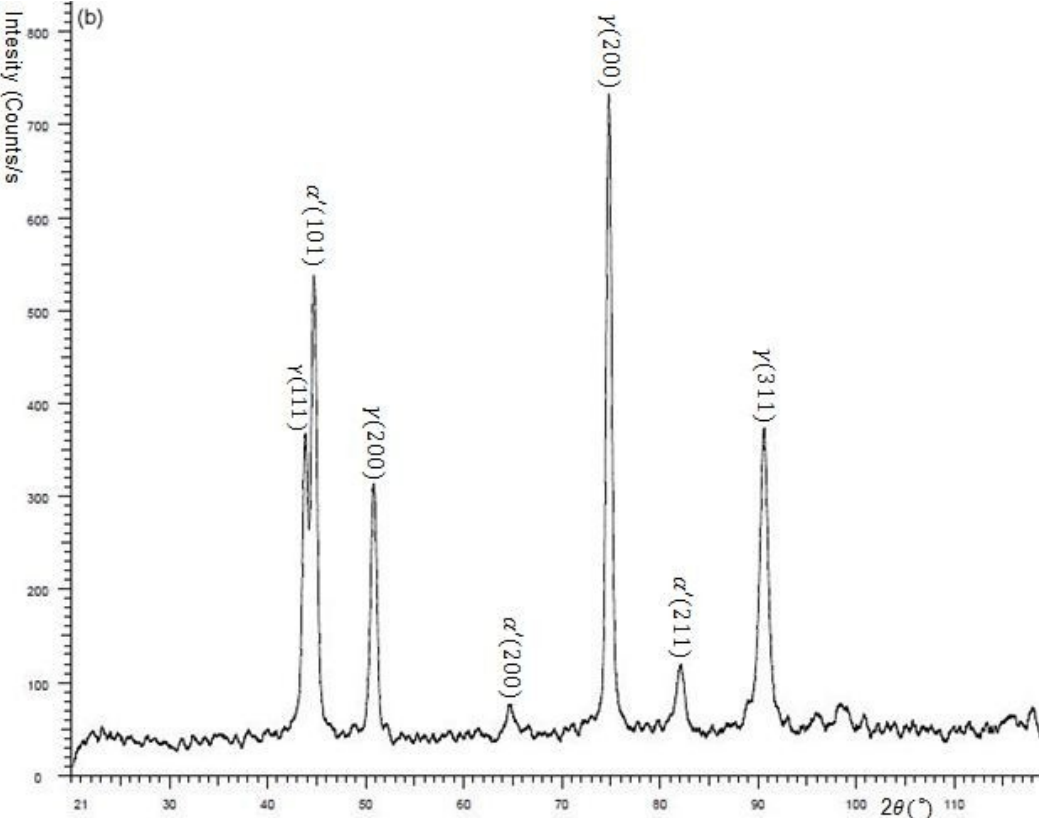
La diffraction des rayons X a été réalisée pour identifier la nature des différentes phases présentes dans notre échantillon avant et après l'essai de traction à différentes déformation. Pour cela, un diffractomètre de type Philips Panalytical avec rayonnement $\text{CuK}\alpha$ utilisant une tension de fonctionnement de 55 kV et un courant de 40 mA a été utilisé pour étudier nos échantillons. L'angle de diffraction 2θ a été balayé de 0° à 140° . La vitesse de balayage était de $0,02^\circ / \text{s}$. Le temps d'exposition par pas est de 10 seconde. Fig. 4.a. montre les spectres de diffraction obtenus. Le dépouillement de ces derniers a été réalisé par le logiciel EVA. Cela permettait de déterminer les différents composés correspondant à chaque pic de diffraction. Les diagrammes de diffraction des rayons X ont révélé l'existence de deux phases; l'austénite γ et la martensite α' , aucune réflexion de la martensite ϵ n'a été détectée. Dans la littérature, on signale fréquemment que la martensite α' se nucléerait à l'intersection de bandes de cisaillement ou de bandes de la martensite ϵ .

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

Manganon et Thomas [57] ont découvert que la martensite α' peut être nucléée par l'intersection de deux plaques de martensite ε ou par l'intersection d'une plaque de martensite ε avec une macle ou un joint de grain dans l'austénite. Breedis et Kaufman [58] ont conclu que la martensite α' peut nucléer indépendamment de la martensite ε , en particulier dans les cas où la martensite ε n'est même pas thermodynamiquement stable vis-à-vis de l'austénite ou de la martensite α' . Les diagrammes de diffraction montrent l'apparition de nouveaux pics tels que α' (200) et α' (211), ainsi que la disparition des autres comme γ (222). Ils montrent également que l'intensité des pics correspond à la martensite α' augmentent avec le l'augmentation de la déformation tandis que ceux correspondant à l'austénite diminuent jusqu'à leur disparition.



Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L



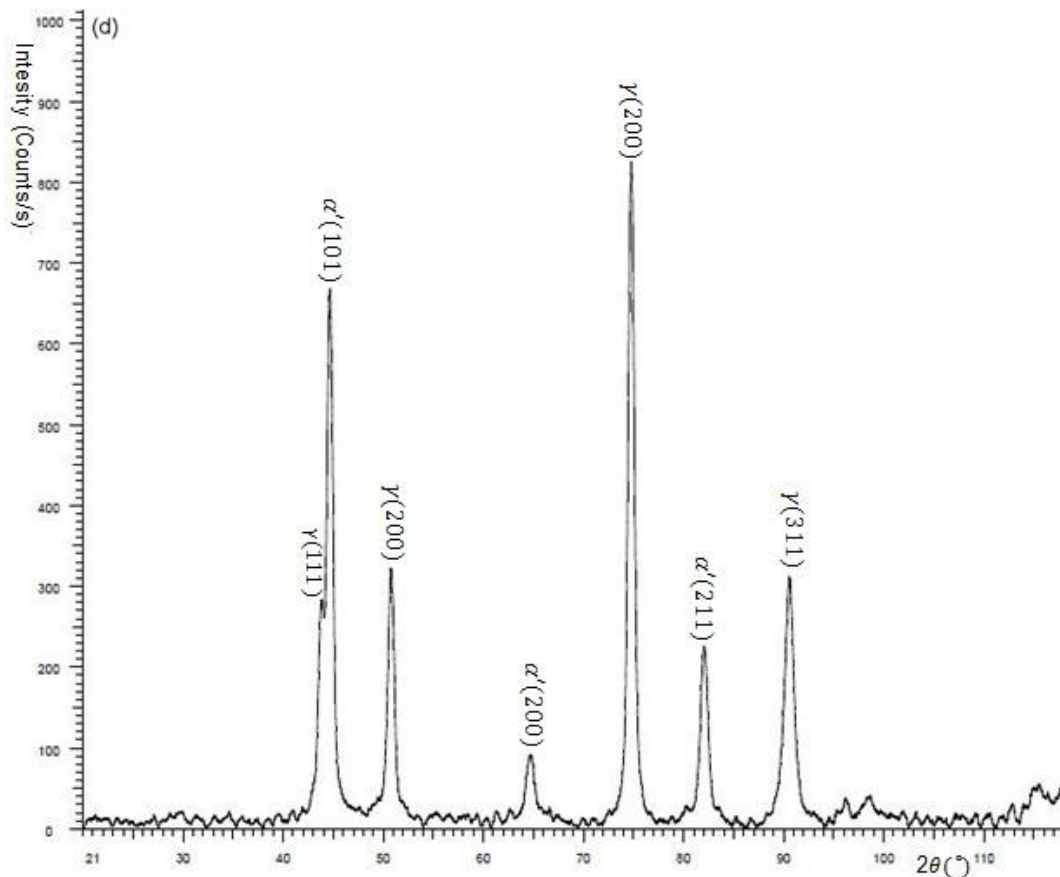


Figure II.38. Spectres de diffraction de l'acier 304L à différentes déformations. (a) : échantillon à 5% de déformation, (b) : échantillon à 33% de déformation, (c) : échantillon à 58% de déformation, (d) : échantillon à 67% de déformation.

II.3.4 Résultats du pliage

Les figures II.39 et II.40 représentent respectivement la courbe de pliage de l'acier TRIP 304L et la tôle pliée obtenues à une température de 25°C pour une vitesse de 10mm/mn.

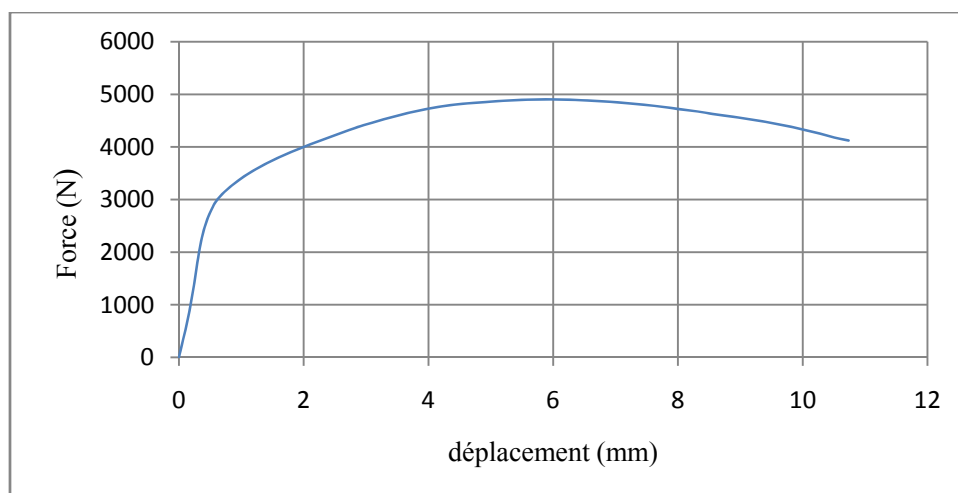


Figure II.39 : Courbe de pliage de l'acier 304L

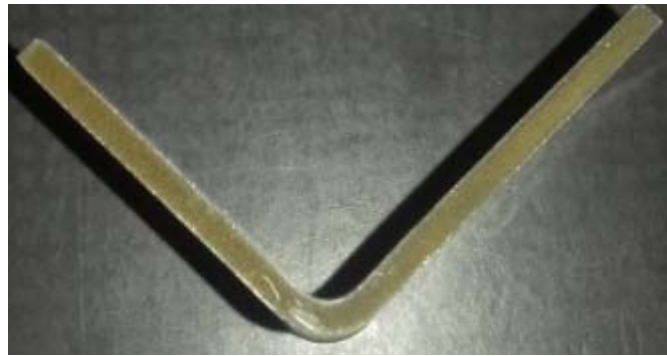


Figure II.40. Tôle pliée en acier 304L

L'observation, à l'aide d'une loupe binoculaire, des éprouvettes après pliage n'a révélé aucune fissure dans la zone pliée. Ce résultat témoigne de la bonne formabilité de l'acier 304L et de sa capacité à diminuer la probabilité de la croissance des fissures aux régions dangereuses après s'être plié (la martensite sert comme obstacle à la propagation des fissures).

Lors du pliage, nos éprouvettes sont soumises à deux types de contraintes : une contrainte de compression s'exerçant sur la zone intérieur du pli, et une contrainte de traction qui elle s'exerce sur sa zone extérieur. Dans la zone de compression, la matière est comme refoulée (figure II.41.a) alors qu'au contraire elle est comme attirée dans la zone de traction (figure II.41.b).



(a)



(b)

Figure II.41. Zone du pliage

(a) Etat de compression et (b) : Etat de traction.

Chapitre II : Etude expérimentale sur l'acier 304L

Après extraction du poinçon, à cause du comportement élastique du matériau, la pièce pliée se relâche et sa forme évolue vers un nouvel état d'équilibre jusqu'à relaxation des contraintes (le phénomène de retour élastique). Ceci se manifeste par l'ouverture de l'angle de pliage après extraction du poinçon. Pour évaluer ce retour élastique, on a mesuré les angles de pliages avant et après décharge. La mesure de l'angle avant l'extraction du poinçon est faite à l'aide du logiciel de traitement d'image Visilog 7.0. (figure II.42) quant à la mesure après l'extraction elle est faite on se servant d'un rapporteur d'angle. Le retour élastique est estimé à 2°.

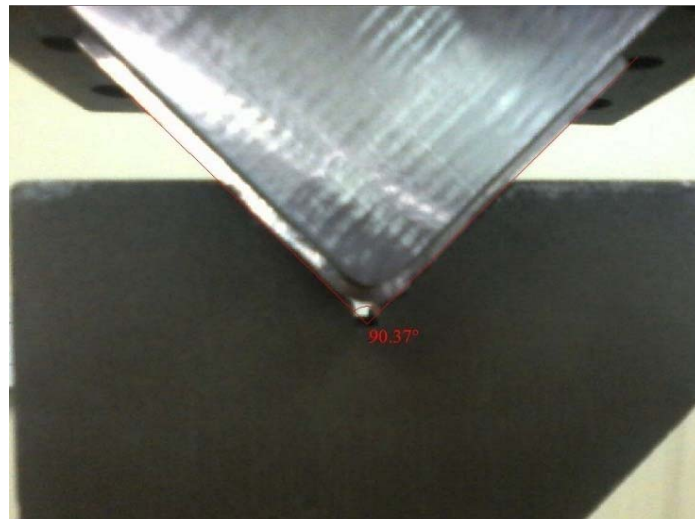
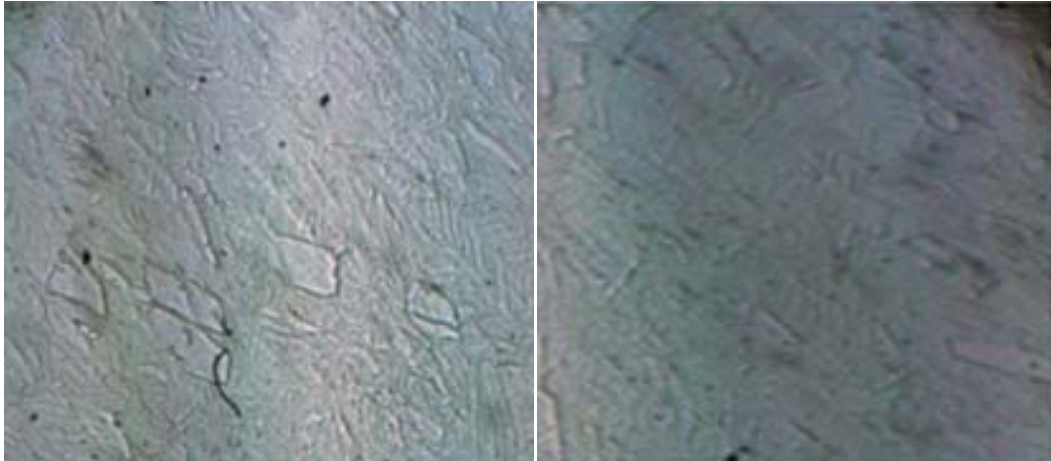


Figure II.42 : Mesure de l'angle de pliage avant l'extraction du poinçon

Dans le but de suivre la distribution de la phase martensitique dans la zone de pliage, nous avons découpé des échantillons dans la partie tendue et comprimée. Après le polissage et l'attaque chimique électrolytique nos échantillons ont été analysés par un microscope optique. Les figures II.43.a et II.43.b représentent respectivement les micrographies obtenues dans la zone tendue et la zone comprimée. Elles montrent clairement que la quantité de la phase martensitique est plus importante dans la zone tendue que dans celle comprimée. Ce résultat confirme que la traction est le trajet le plus favorable pour la transformation martensitique qu'un trajet de compression.



(a)

(b)

Figure II.43. Micrographies de la zone de pliage
(a) : Zone tendue et (b) : Zone comprimée.

II.4. Conclusion

Dans ce chapitre, une caractérisation mécanique et microstructural de l'acier 304L a été réalisée. Ceci nous a permis la détermination de l'influence de la température, le taux de déformation et le trajet de chargement sur la transformation martensitique, d'une part, et les conséquences de cette dernière sur le comportement mécanique en traction et la mise en forme par pliage de l'acier 304L, d'autre part. L'ensemble de ces résultats sera utilisé par la suite dans le chapitre trois afin de valider les résultats de nos simulations

III.1. Introduction

Dans ce troisième chapitre à caractère numérique, sont regroupés les résultats d'analyse numérique du comportement en traction ainsi que la mise en forme par pliage de l'acier inoxydable austénitique du type 304L. L'analyse est faite à partir de l'implémentation, dans le code d'éléments finis Abaqus/Explicit, du modèle de comportement phénoménologique proposé par Tomita et al. [16] puis repris par Iwamoto et al. [39].

III.2. Equations constitutives du modèle

III.2.1. Cinétique de transformation

La loi de la cinétique de transformation utilisée dans ce modèle est celle proposée par Olson, G.B. and Cohen, M. [34] et Stringfellow et al. [38] pour les aciers austénitiques. Ces modèles supposent que des embryons martensitiques se forment aux intersections des bandes de cisaillement. L'évolution de la fraction volumique des bandes de cisaillement, f^{sb} , est décrite par «Eq. III.1". Comme le montre cette loi, f^{sb} est régie par la déformation plastique qui se produit dans l'austénite.

$$\dot{f}^{sb} = \alpha(1 - f^{sb})\dot{\epsilon}_a^{pslip} \quad (\text{III.1})$$

$\dot{\epsilon}_a^{pslip}$ est la vitesse de la déformation plastique équivalente due au glissement dans l'austénite.

α est un paramètre liée à l'énergie de faute d'empilement. α est fonction de la température Olson, G.B. et Cohen, M. [34], de la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}_a^{pslip}$ Iwamoto, T. et Tomita, Y. [20] et paramètre de triaxialité des contraintes Iwamoto et al. [39] comme cela est indiqué dans "Eq.III.2"

$$\alpha = \alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 - \alpha_4 \sum \left[\frac{\dot{\epsilon}_a^{pslip}}{\dot{\epsilon}_y} \right]^M \quad (\text{III.2})$$

$\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3, \alpha_4$ sont des paramètres matériels,

$\dot{\epsilon}_y$ est la vitesse de déformation de référence,

T est la température,

$\Sigma = \frac{\sigma_{ii}}{3\bar{\sigma}}$ est le facteur de triaxialité,

Chapitre III : Etude numérique

σ_{ii} est le premier invariant du tenseur de contrainte de Cauchy

$\bar{\sigma}$ est la contrainte effectif.

Dans ce travail, le paramètre de dépendance à la vitesse de déformation est ignoré car des simulations statiques simples sont effectuées. Pour ces raisons, α est défini par "Eq. III.3 ":

$$\alpha = \alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 - \alpha_4 \Sigma \quad (\text{III.3})$$

Où

$$\alpha \geq 0$$

La vitesse de l'évolution de la fraction volumique de martensite, \dot{f}^m , calculé par Iwamoto, dépend de la probabilité qu'une intersection de bande de cisaillement forme un embryon martensitique, comme défini par Stringfellow et al. [38]. Afin d'éliminer la complexité introduite par la distribution de probabilité, Sierra et al. [41] ont simplifié le taux de formation de martensite. En conclusion, le taux d'augmentation de la fraction volumique de martensite, \dot{f}^m , qui est également régie par la déformation plastique de l'austénite, est repris dans «Eq. III.4 ":

$$\dot{f}^m = A(1 - f^m) \dot{\epsilon}_a^{pslip} \quad (\text{III.4})$$

$$A = \alpha \eta (f^{sb})^{n-1} (1 - f^{sb}) \quad (\text{III.5})$$

$$\eta = \eta_1 + \eta_2 \Sigma \quad (\text{III.6})$$

η régit le taux de formation de martensite et dépend de la triaxialité, et η_1 et η_2 sont des constantes. Le terme η remplace la fonction de distribution de probabilité, B, et correspond à la force motrice de la formation martensitique, g, définie dans l'équation d'origine de la cinétique de transformation.

III.2.2. Vitesse de déformation plastique

L'aspect important de la transformation martensitique est l'adoucissement plastique qui accompagne le processus de transformation. Iwamoto et al. [16] tiennent compte de cet adoucissement en introduisant dans le modèle constitutif une vitesse de déformation supplémentaire proportionnelle à la vitesse d'augmentation de la fraction volumique de martensite. Ainsi, la vitesse de déformation plastique $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ est supposé être la somme de la vitesse de déformation plastique $\dot{\epsilon}_{ij}^{pslip}$ induit par la déformation par glissement dans l'austénite et la martensite et de $\dot{\epsilon}_{ij}^{ptrans}$ induite par la transformation. Ce dernier peut être décomposé en deux termes: une partie déviatorique $\dot{\epsilon}_{ij}^{pshape}$ décrivant le « changement de forme » (déformation plastique générée dans la phase austénitique par la transformation martensitique : effet Greenwood-Johnson) et $\dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat}$ décrivant la dilatation volumique. Ainsi,

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \dot{\epsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\epsilon}_{ij}^{ptrans} = \dot{\epsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\epsilon}_{ij}^{pshape} + \dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat} \quad (III.7)$$

Dans le but de décrire un comportement dissymétrique entre la traction et la compression, observé pour un acier biphasé sans transformation de phase, Iwamoto et al. [37] choisissent une fonction du deuxième et du troisième invariant du déviateur des contraintes. Cette fonction est donnée par :

$$F = J_2 - k \frac{J_3}{J_2^{1/2}} - \frac{1}{3} \bar{\sigma}^2 = 0 \quad (III.8)$$

$$J_2 = \frac{1}{2} S_{ij} S_{ij} \quad (III.9)$$

$$J_3 = \det |S_{ij}| \quad (III.10)$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3J_2 - k \frac{J_3}{J_2^{1/2}}} \quad (III.11)$$

S_{ij} est le deviateur du tenseur des contraintes de Cauchy "Eq.9" et $\bar{\sigma}$ la contrainte effective du matériau biphasé "Eq.11" k est le paramètre qui reflète le développement de microstructures à l'intérieur du matériau, tel que la texture. La forme simplifiée de l'équation d'évolution de k proposée par Miller et McDowell [15] est utilisée comme indiqué dans «Eq.III.12»:

Chapitre III : Etude numérique

$$\dot{k} = C_k (1-k) \dot{\bar{\epsilon}}^{pslip} \quad (\text{III.12})$$

Où

C_k est une constante du matériau

$\dot{\bar{\epsilon}}^{pslip}$ est la vitesse de déformation plastique du glissement dans l'acier TRIP

Sierra et al. [41] ont ignoré, dans leur étude, l'évolution de la texture de l'acier TRIP afin de simplifier la fonction de charge. Le comportement asymétrique est pris en compte dans le paramètre η dépendant de l'état de contrainte. Serri et al. [40] ont introduit une loi contrainte-déformation équivalente $\bar{\sigma}_{am}(\dot{\bar{\epsilon}}^{pslip})$ «Eq.15» pour un matériau biphasé contenant la fraction volumique de martensite f^m . La loi de contrainte-déformation équivalente est approchée par une loi des mélanges supposant la même déformation équivalente dans les deux phases. Avec cette simplification supplémentaire, la fonction de charge est donnée par «Eq. III.13».

$$F = \bar{\sigma} - \bar{\sigma}_{am} \quad (\text{III.13})$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3J_2} \quad (\text{III.14})$$

$$\bar{\sigma}_{am} = f^m \sigma_m(\bar{\epsilon}^{pslip}) + (1-f^m) \sigma_a(\bar{\epsilon}^{pslip}) \quad (\text{III.15})$$

Où les indices a et m se rapportent respectivement aux phases austénitique et martensitique. σ_m and σ_a sont les contraintes équivalentes de la phase austénitique et de la phase martensitique “Eqs. III.16- III.17”.

$$\sigma_m = \sigma_{ym} + c_{1m} \left\{ 1 - \exp(-c_{2m} \bar{\epsilon}^{pslip}) \right\}^{c_{3m}} \quad (\text{III.16})$$

$$\sigma_a = \sigma_{ya} + c_{1a} \left\{ 1 - \exp(-c_{2a} \bar{\epsilon}^{pslip}) \right\}^{c_{3a}} \quad (\text{III.17})$$

Où σ_{ym} and σ_{ya} correspondent respectivement aux contraintes d'écoulement des phases martensitique et austénitique et elles dépendent de la température “Eqs. III.18 - III.19”.

$$\sigma_{ya} = c_{4a} \exp(-c_{5a} T) \quad (\text{III.18})$$

$$\sigma_{ym} = c_{4m} \exp(-c_{5m} T) \quad (\text{III.19})$$

Chapitre III : Etude numérique

Le comportement de l'acier TRIP devient élastoplastique si la fonction de charge égale à zéro. $\dot{\epsilon}_{ij}^{pslip}$ est le tenseur de la vitesse de déformation plastique induite par le glissement. Sa forme est donnée par la loi de normalité "Eq. III.20".

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{pslip} = \dot{\epsilon}^{pslip} \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \quad (III.20)$$

Où

$$\frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} = \frac{3S_{ij}}{2\bar{\sigma}} \quad (III.21)$$

$\dot{\epsilon}_{ij}^{pshape}$ et $\dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat}$ sont les tenseurs de la vitesse de la déformation plastique induite par la transformation, le premier décrit le changement de forme, le second décrit le changement de volume. Les formes des deux sont données par "Eqs. III.22- III.24".

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{pshape} = R \dot{f}^m \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \quad (III.22)$$

$$R = R_0 + R_1 \left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_{ya}} \right) \quad (III.23)$$

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat} = \frac{1}{3} \Delta \dot{f}^m \delta_{ij} \quad (III.24)$$

Où

R est un paramètre qui prend compte de la magnitude du changement de forme;

R0 and R1 sont des constantes du matériau ;

σ_{ya} est la limite d'écoulement de la phase austénitique ;

Δv représente l'expansion volumique résultant de la transformation martensitique ;

δ_{ij} l'indice de Kronecker ou la matrice d'identité.

III.3. Implémentation numérique

III.3.1. Algorithme de l'implémentation.

La méthode utilisée pour l'implémentation numérique des lois du modèle est celle de la prédiction élastique retour radiale (correction plastique). Cette méthode est initialement introduite par Wilkins [61], Krieg and Krieg [62], pour les modèles du comportement parfaitement plastique. L'extension de cette méthode au cas des modèles avec écrouissage cinématique non linéaire a été réalisée par Simo et Taylor [63]. Le principe de cette méthode consiste à calculer la contrainte finale comme projection d'une contrainte d'essai sur la surface de charge finale selon la normale passant par la contrainte d'essai.

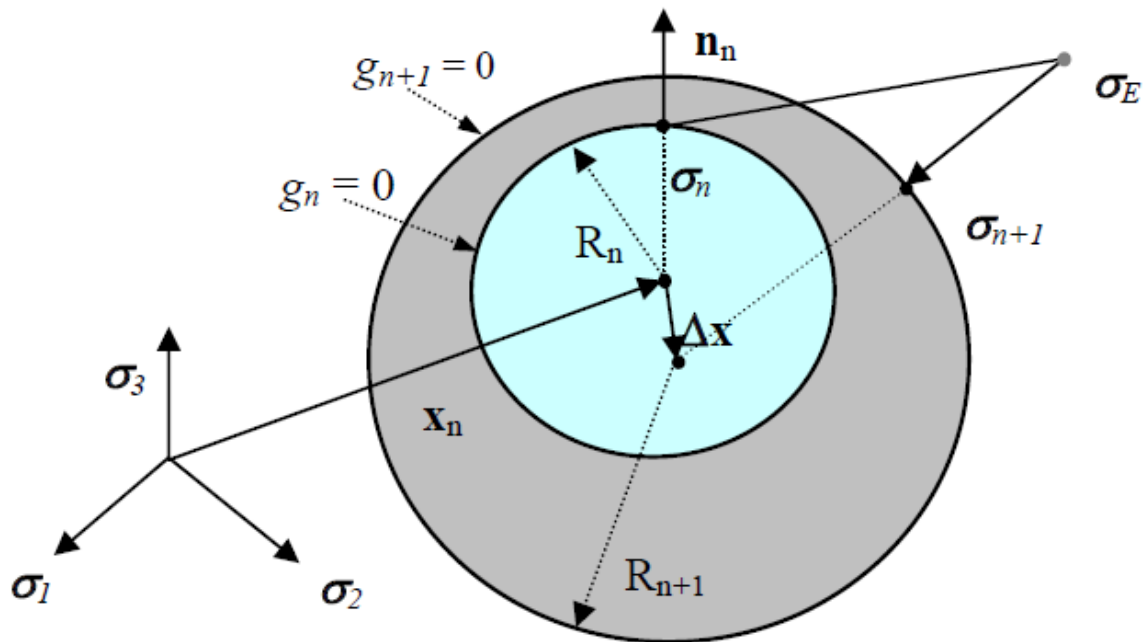


Figure III.1 : Projection de la contrainte sur la surface de charge

On se place dans l'hypothèse de petites déformations élastiques, ce qui autorise la décomposition des incréments de déformation totale en composantes élastiques et inélastiques (plastiques) "Eq. III.25".

$$\dot{\epsilon}_{ij} = \dot{\epsilon}_{ij}^e + \dot{\epsilon}_{ij}^p \quad (\text{III.25})$$

La loi de HOOK est exprimée sous forme incrémentale par "Eq. III.26".

Chapitre III : Etude numérique

$$\dot{\sigma}_{ij} = C_{ijkl} (\dot{\epsilon}_{kl} - \dot{\epsilon}_{kl}^p) \quad (\text{III.26})$$

Où

C_{ijkl} sont les composantes du tenseur de raideur.

Les composantes de la contrainte d'essai "Eq. III.27" sont calculées on supposant que l'incrément de la déformation est totalement élastique:

$$\sigma_{ij}^{trial} = \sigma_{ijold} + \lambda trace(\dot{\epsilon}) \delta_{ij} + 2\mu \dot{\epsilon}_{ij} \quad (\text{III.27})$$

où λ et μ sont les coefficients de Lamé.

Ensuite, on calcule la fonction de charge. Si cette dernière est positive, Dans ce cas le nouvel état des contraintes sera obtenu en tenant compte des trois contributions à la déformation inélastique définies dans les équations "Eq. III.7", comme indiqué dans "Eq. III.28".

$$\sigma_{ijnew} = \sigma_{ij}^{trial} - \lambda trace(\dot{\epsilon}^{pdilat}) - 2\mu (\dot{\epsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\epsilon}_{ij}^{pshape} + \dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat}) \quad (\text{III.28})$$

Le problème se ramène à la détermination d'une seule inconnue : l'incrément de la déformation plastique équivalente qui permet alors la détermination de toutes les autres variables en fin de pas de calcul. Pour la résolution de ce problème, nous avons utilisé la méthode de Newton Raphson.

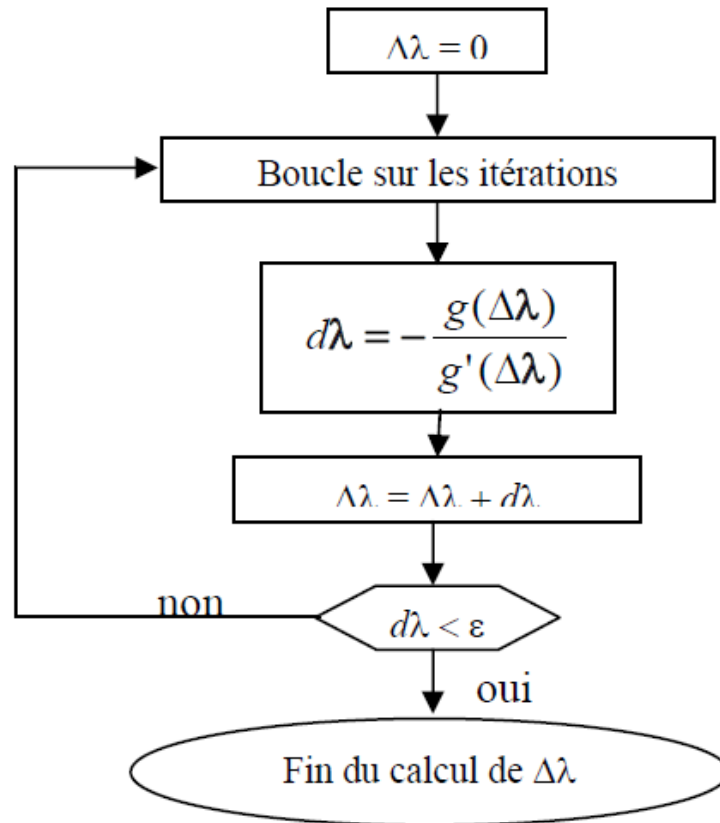


Figure III.2 : Méthode de Newton-Raphson pour le calcul de $\Delta\lambda$

III.3.2. Algorithme détaillé

L'algorithme de la prédiction élastique-retour radial est divisé en deux blocs qui sont la prédiction élastique et le retour radial (correction plastique). Entre ces deux blocs on a l'étape de vérification du critère de plasticité F.

A. Prédiction élastique

1. Stockage des variables d'état dans les variables d'abaqus ($\epsilon_n, \epsilon_n^p, P_n, f_m, f_{sb}, EqpT$)

ϵ_n : déformation totale à l'instant n

ϵ_n^p : déformation plastique à l'instant n

P_n : déformation plastique équivalente due au glissement de l'austenite

f_m : fraction de la martensite à l'instant n

f_{sb} : fraction de l'austenite à l'instant n

Chapitre III : Etude numérique

EqpT : déformation plastique équivalente du TRIP à l'instant n

2. à partir d'un incrément de déformation ($\dot{\epsilon}_{ijn+1}$) calculé par abaqus, supposé entièrement élastique, on calcul la contrainte d'essai dite la contrainte de la prédiction élastique.

$$\epsilon_{ijn+1}^{trial} = \epsilon_{ijn} + \dot{\epsilon}_{ijn+1} \quad (III.29)$$

$$\sigma_{ijn+1}^{trial} = \sigma_{ijn} + 2\mu\dot{\epsilon}_{ijn+1} + \lambda trace \dot{\epsilon}_{ijn+1} \delta_{ij} \quad (III.30)$$

μ et λ sont les coefficients de Lamé

3. calcul de la partie déviatorique du tenseur de la contrainte de la prédiction élastique.

$$S_{ijn+1}^{trial} = \sigma_{ijn+1}^{trial} - \frac{1}{3} \sigma_{iin+1}^{trial} \delta_{ij} \quad (III.31)$$

4. calcul de la contrainte équivalente de Von Mises.

$$\sigma_{eqn+1}^{trial} = \sqrt{3/2 (S_{ijn+1}^{trial} : S_{ijn+1}^{trial})} \quad (III.32)$$

B. Vérification du critère de plasticité F

1. Calcul de la fonction de charge F

$$F = \sigma_{eq}^{trial} - \sigma_s \quad (III.33)$$

σ_s est la contrainte seuil du TRIP

$$\sigma_s = f^m \sigma_m(p) + (1 - f^m) \sigma_a(p) \quad (III.34)$$

σ_m est la contrainte seuil de la martensite

$$\sigma_m = \sigma_{ym} + c_{1m} \{1 - \exp(-c_{2m} p)\}^{c_{3m}} \quad (III.35)$$

σ_a est la contrainte seuil de l'austénite

$$\sigma_a = \sigma_{ya} + c_{1a} \{1 - \exp(-c_{2a} p)\}^{c_{3a}} \quad (III.36)$$

σ_{ya} est la limite élastique de l'austénite

$$\sigma_{ya} = c_{4a} \exp(-c_{5a} T) \quad (III.37)$$

σ_{ym} est la limite élastique de la martensite

$$\sigma_{ym} = c_{4m} \exp(-c_{5m}T) \quad (\text{III.38})$$

f_m est la fraction de la martensite

$c_{1m} \rightarrow c_{5m}$ et $c_{1a} \rightarrow c_{5a}$ sont des constantes du modèle.

2. Vérification du critère

Si $F < 0 \rightarrow$ la solution est élastique, on actualise et on stocke la contrainte et les variables d'états et on passe à l'incrément suivant

Actualisation :

$$\sigma_{ijn+1} = \sigma_{ijn+1}^{trial}$$

$$\varepsilon_{n+1} = \varepsilon_n$$

$$\varepsilon_{n+1}^p = \varepsilon_n^p$$

$$P_{n+1} = P_n$$

$$f_{m\ n+1} = f_{m\ n}$$

$$f_{sbn+1} = f_{sb\ n}$$

$$EqpT_{n+1} = EqpT_n$$

Stockage :

$$\text{stressnew}(k,i) = \sigma_{ijn+1}$$

$$\text{statenew}(k,i) = \varepsilon_{n+1}$$

$$\text{statenew}(k,i+ntens) = \varepsilon_{n+1}^p$$

$$\text{statenew}(k,13) = P_{n+1}$$

$$\text{statenew}(k,14) = f_{sbn+1}$$

$$\text{statenew}(k,15) = f_{m\ n+1}$$

$$\text{statenew}(k,16) = EqpT_{n+1}$$

Si **non** \rightarrow la solution est plastique, on passe à la correction plastique

C. Correction plastique

Dans cette étape le but est de retrouver l'incrément de la déformation plastique équivalente (dp) qui nous permettra ensuite de calculer σ_{ijn+1} , ϵ_{n+1} , ϵ_{n+1}^p , P_{n+1} , $f_{m\ n+1}$, f_{sbn+1} , $EqpT_{n+1}$

σ_{ijn+1} : contrainte à l'instant n+1

ϵ_{n+1} : déformation totale à l'instant n+1

ϵ_{n+1}^p : déformation plastique à l'instant n+1

P_{n+1} : déformation plastique équivalente due au glissement de l'austenite à l'instant n+1

$f_{m\ n+1}$: fraction de la martensite à l'instant n+1

f_{sbn+1} : fraction de l'austenite à l'instant n+1

$EqpT_{n+1}$: déformation plastique équivalente du TRIP à l'instant n+1

$$P_{n+1} = P_n + dp_{n+1} \quad (III.39)$$

$$f_{m\ n+1} = f_{m\ n} + df_{mn+1} \quad (III.40)$$

$$f_{sbn+1} = f_{sbn} + df_{sbn+1} \quad (III.41)$$

$$\epsilon_{ijn+1} = \epsilon_{ijn} + \dot{\epsilon}_{ijn+1} \quad (III.42)$$

$$\dot{\epsilon}_{ijn+1} = \dot{\epsilon}_{ijn+1}^e + \dot{\epsilon}_{ijn+1}^p \quad (III.43)$$

$$\dot{\epsilon}_{ijn+1}^e = \dot{\epsilon}_{ijn+1} - \dot{\epsilon}_{ijn+1}^p \quad (III.44)$$

$$\dot{\epsilon}_{ijn+1}^p = (\dot{\epsilon}_{ijn+1}^{pslip} + \dot{\epsilon}_{ijn+1}^{pshape} + \dot{\epsilon}_{ijn+1}^{pdilat}) \quad (III.45)$$

$$\sigma_{ijn+1} = \sigma_{ijn} + 2\mu(\dot{\epsilon}_{ijn+1} - \dot{\epsilon}_{ijn+1}^p) + \lambda trace(\dot{\epsilon}_{ijn+1} - \dot{\epsilon}_{ijn+1}^p) \delta_{ij} \quad (III.46)$$

$$\begin{aligned} \sigma_{ijn+1} = & \sigma_{ijn} + 2\mu\dot{\epsilon}_{ijn+1} + \lambda trace\dot{\epsilon}_{ijn+1} \delta_{ij} - 2\mu(\dot{\epsilon}_{ijn+1}^{pslip} + \dot{\epsilon}_{ijn+1}^{pshape} + \dot{\epsilon}_{ijn+1}^{pdilat}) \\ & - \lambda trace\dot{\epsilon}_{ijn+1}^{pdilat} \delta_{ij} \end{aligned} \quad (III.47)$$

Sachant que :

$$\sigma_{ijn+1}^{trial} = \sigma_{ijn} + 2\mu\dot{\epsilon}_{ijn+1} + \lambda trace\dot{\epsilon}_{ijn+1} \delta_{ij} \quad (III.49)$$

Chapitre III : Etude numérique

$$\rightarrow \sigma_{ijn+1} = \sigma_{ijn+1}^{trial} - 2\mu(\dot{\varepsilon}_{ijn+1}^{pslip} + \dot{\varepsilon}_{ijn+1}^{pshape} + \dot{\varepsilon}_{ijn+1}^{pdilat}) - \lambda trace \dot{\varepsilon}_{ijn+1}^{pdilat} \delta_{ij} \quad (III.50)$$

$$\rightarrow \sigma_{ijn+1} = S_{ijn+1} + H_{ijn+1} \quad (III.51)$$

$$S_{ijn+1} = S_{ijn+1}^{trial} - 2\mu(\dot{\varepsilon}_{ijn+1}^{pslip} + \dot{\varepsilon}_{ijn+1}^{pshape}) \quad (III.52)$$

$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip}$: L'incrément de la déformation plastique due au glissement dans l'austénite

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pslip} = dp N_{ij} \quad (III.53)$$

dp : L'incrément de la déformation plastique équivalente due au glissement dans l'austénite

N_{ij} : La normal à la fonction de charge

$$N_{ij} = \frac{3S_{ij}}{2\sigma_{eq}} \quad (III.54)$$

$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape}$: L'incrément de la déformation plastique due au changement de forme

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pshape} = R dfm N_{ij} \quad (III.55)$$

$$R = R_0 + R_1 \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_{ya}} \right) \quad (III.56)$$

$$dfm = A(1 - f^m) dp \quad (III.57)$$

$$A = \alpha \eta (f^{sb})^{n-1} (1 - f^{sb}) \quad (III.58)$$

$$dfs_b = \alpha (1 - f^{sb}) dp \quad (III.59)$$

$$\alpha = \alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 - \alpha_4 \Sigma \quad (III.60)$$

$$\eta = \eta_1 + \eta_2 \Sigma \quad (III.61)$$

$$\Sigma = \frac{\sigma_{ii}}{3\sigma_{eq}} \quad (III.62)$$

dfm : Incrément d taux de martensite

dfs_b : Incrément du taux des bandes de glissement

α : force motrice de formation des bandes de glissement

η : force motrice de la formation des lamelles de martensite

Chapitre III : Etude numérique

Σ : triaxialité

R: Paramètre de changement de forme

$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat}$: L'incrément de la déformation plastique due au changement de volume

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{pdilat} = \frac{1}{3} \Delta v dfm \delta_{ij} \quad (III.63)$$

Remplaçant les équations (1.24), (1.26) et (1.28) dans l'équation (1.23) on aboutit à l'équation (1.35)

$$S_{ijn+1} = S_{ijn+1}^{trial} - 2\mu(dpNij + RA(1 - f^m)dpNij) \quad (III.64)$$

$$S_{ijn+1} = S_{ijn+1}^{trial} - 2\mu(1 + RA(1 - f^m)) dpNij \quad (III.65)$$

$$S_{ijn+1}^{trial} = \left(\frac{2}{3}\right) \sigma_{eq}^{trial} Nij \quad (III.66)$$

$$S_{ijn+1} = \left(\frac{2}{3}\right) \sigma_{eq}^{trial} Nij - \left(\frac{2}{3}\right) \left(\frac{3}{2}\right) 2\mu(1 + RA(1 - f^m)) dpNij \quad (III.67)$$

$$S_{ijn+1} = \left(\frac{2}{3}\right) (\sigma_{eq}^{trial} - 3\mu(1 + RA(1 - f^m)) dp) Nij \quad (III.68)$$

Sachant que

$$S_{ijn+1} = (2/3) \sigma_{eq}^{n+1} Nij \quad (III.69)$$

Donc :

$$\sigma_{eq}^{n+1} = (\sigma_{eq}^{trial} - 3\mu(1 + RA(1 - f^m)) dp) \quad (III.70)$$

Remplaçant tout ça dans la fonction de charge, on aboutit à une équation non linéaire en dp.

$$F(dp) = \sigma_{eq}^{trial} - 3\mu(1 + RA(1 - f^m)) dp - \sigma_s(fm, Pn + 1) \quad (III.71)$$

La résolution de cette équation est faite par l'intermédiaire de la méthode de Newton-Raphson.

D. Méthode de Newton Raphson :

1. Écrire sous une forme résiduelle $r(x) = y(x) - a = 0$, c'est-à-dire $F(dp) = 0$;
2. Calculer la dérivée de $r(x)$ par rapport à x : $r'(x)$, dans notre cas c'est $F'(dp)$;
3. Calculer $x_{i+1} = x_i - (r(x_i)/r'(x_i))$, dans notre cas $dp^{i+1} = dp^i - (F(dp^i)/F'(dp^i))$;

Chapitre III : Etude numérique

4. Itérer jusqu'à convergence $|(F(dpi)/F'(dpi))| < \text{tolérance}$.

Actualisation

$$\sigma_{ijn+1} = \sigma_{ijn+1}^{trial} - 2\mu(\dot{\varepsilon}_{ijn+1}^{pslip} + \dot{\varepsilon}_{ijn+1}^{pshape} + \dot{\varepsilon}_{ijn+1}^{pdilat}) - \lambda \text{trace} \dot{\varepsilon}_{ijn+1}^{pdilat} \delta_{ij}$$

$$\varepsilon_{ijn+1} = \varepsilon_{ijn} + \dot{\varepsilon}_{ijn+1}$$

$$\varepsilon_{ij\ n+1}^p = \varepsilon_{ij\ n}^p + \dot{\varepsilon}_{ij\ n+1}^p = \varepsilon_{ij\ n}^p + (\dot{\varepsilon}_{ij\ n+1}^{pslip} + \dot{\varepsilon}_{ij\ n+1}^{pshape} + \dot{\varepsilon}_{ij\ n+1}^{pdilat})$$

$$P_{n+1} = P_n + dp$$

$$f_{m\ n+1} = f_{m\ n} + df_m$$

$$f_{sbn+1} = f_{sb\ n} + df_{sb}$$

$$\text{Eqp}T_{n+1} = \text{Eqp}T_n + (dp + Rdfm + \sum \Delta vdfm)$$

Stockage :

$$\text{stressnew}(k,i) = \sigma_{ijn+1}$$

$$\text{statenew}(k,i) = \varepsilon_{ijn+1}$$

$$\text{statenew}(k,i+\text{ntens}) = \varepsilon_{ij\ n+1}^p$$

$$\text{statenew}(k,13) = P_{n+1}$$

$$\text{statenew}(k,14) = f_{sbn+1}$$

$$\text{statenew}(k,15) = f_{m\ n+1}$$

$$\text{statenew}(k,16) = \text{Eqp}T_{n+1}$$

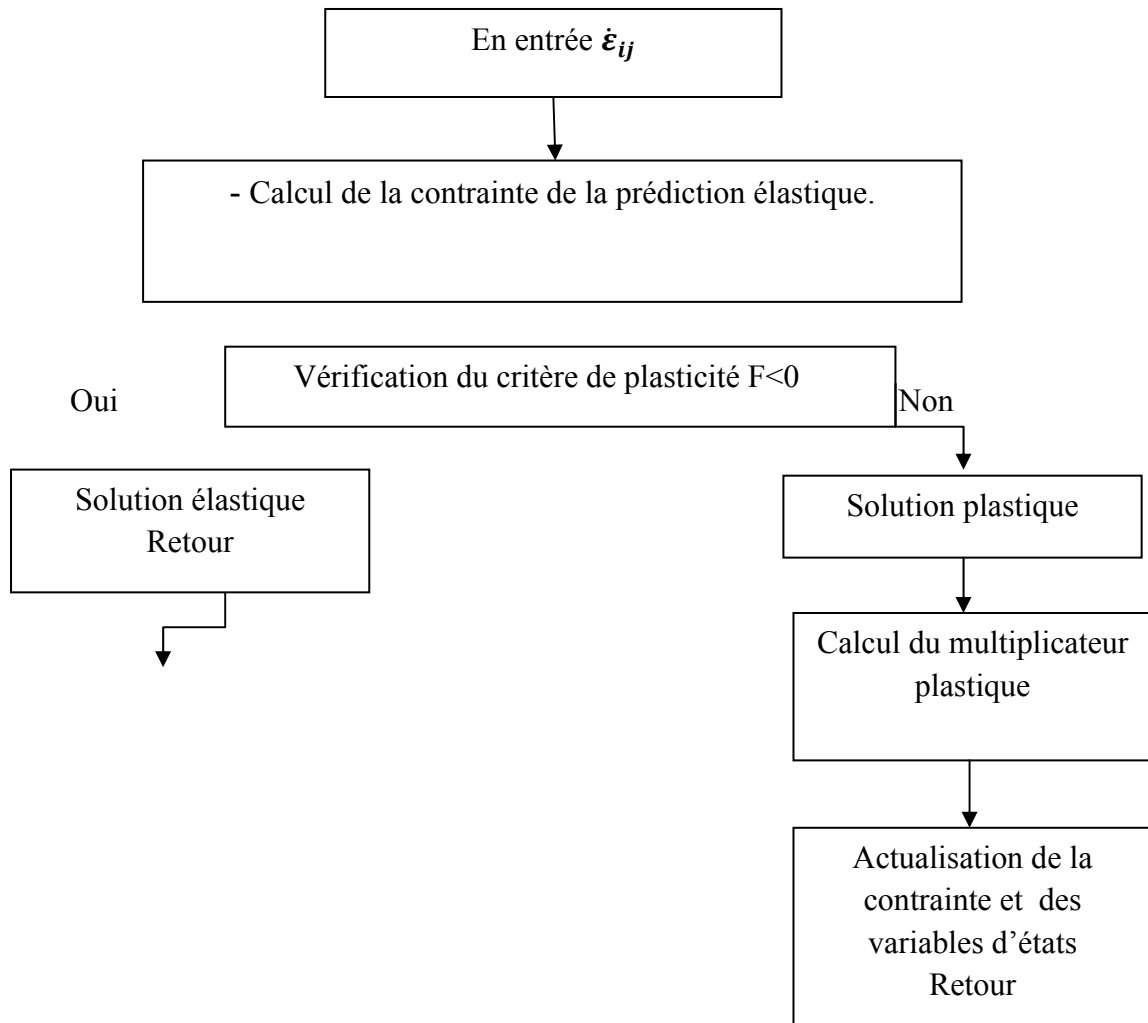


Figure III.3. Organigramme de l'implémentation

III.3.3. Simulation numérique

Le modèle proposé dans la section précédente est appliqué pour simuler le comportement mécanique, la cinétique de transformation et la mise en forme de l'acier TRIP 304L. Toutes les simulations décrites ci-dessous ont été réalisées à l'aide du code d'éléments finis ABAQUS 6.14. ABAQUS offre la possibilité aux utilisateurs d'introduire dans le sous-programme utilisateur (UMAT ou VUMAT) le contenu qu'ils ont eux-mêmes défini dans le programme principal afin d'obtenir des résultats de simulation plus précis pour leurs problèmes spécifiques. Dans notre cas, le modèle constitutif présenté dans les sections précédentes a été implémenté dans ABAQUS / Explicit au moyen d'un sous-programme VUMAT utilisant le langage de programmation FORTRAN. Le sous-programme utilisateur VUMAT est appelé pour des blocs de points matériels à chaque incrément. Lorsque le sous-programme est appelé, il reçoit automatiquement les données d'état (y compris la contrainte et la solution de variables d'état) par le programme principal au début de l'incrément.

Chapitre III : Etude numérique

Contrairement à la méthode implicite, le schéma de résolution explicite n'est pas itératif. Il consiste en une résolution explicite des équations de mouvement. De plus, cet algorithme ne nécessite pas le calcul de la matrice tangente qui peut s'avérer une tâche difficile pour certains modèles de comportement qui font intervenir plusieurs variables internes scalaires et tensorielles. Cependant, la procédure explicite n'est stable que sous certaines conditions. La stabilité de la solution obtenue avec cette technique dépend de la taille de l'incrément de temps de calcul. Cette valeur limite peut être estimée par le temps minimum nécessaire pour qu'une onde élastique traverse un élément donné:

$$\Delta t \leq \frac{L}{C}$$

où L est une longueur caractéristique de l'élément et C est la célérité d'ondes définie par :

$$C = \sqrt{\frac{E}{\rho}}$$

où E et ρ sont respectivement le module de Young et la densité du matériau respectivement.

III.3.4. Identification des paramètres du matériau

L'identification des paramètres a été effectuée en simulant la réponse d'un seul élément de volume en traction uniaxiale. Le problème de traction uniaxiale est résolu dans ABAQUS 6.14 en utilisant un solide linéaire à éléments d'intégration réduits, appelé C3D8R dans la terminologie Abaqus. Le problème a été simulé en appliquant les conditions de déplacement appropriées aux nœuds d'un seul élément solide (figure III.4). Les paramètres utilisés pour ces simulations sont regroupés dans le tableau ci-dessous.

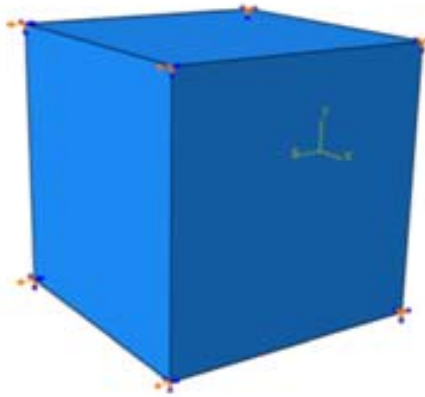


Figure III. 4: Conditions aux limites et maillage en traction uniaxiale

Tableau III.1. Paramètres de la simulation

Paramètres	valeurs
E	193000 MPa
ν	0.333
T	298 K
α_{1-4}	-0.00019, 0.00024, 17.6, -0.5
n	4.5
η_1, η_2	50, 45
R_0, R_1	0.02, 0.02
Δv	0.02
$C_{1a}-C_{5a}$	2084.2 MPa, 0.31, 0.58, 1023.9,
$C_{1m}-C_{5m}$	0.004
	1180.7 MPa, 17.8, 7.66, 1983,
	0.0059

III.3.5. Simulation de l'opération de pliage

Pour la simulation du pliage, la tôle est considérée comme un solide déformable bidimensionnel, avec un maillage obtenu par des éléments linéaires à quatre nœuds du type C3D8R, avec trois éléments dans l'épaisseur, 30 éléments en largeur et 76 éléments en longueur (Fig. III.5.a). La figure III.5.b. montre la forme des outils utilisés pour la simulation du pliage. Le poinçon et la matrice sont considérés comme corps rigides et la tôle comme un solide déformable. Dans la simulation numérique du pliage, la définition de l'interaction outil-pièce est importante. Plusieurs modèles de contact sont proposés par Abaqus, nous avons utilisé dans nos calculs un contact "hard" entre la surface maitre (poinçon) et surface esclave (tôle). Pour simuler le problème, un déplacement de 10,83 mm a été appliqué au point de référence du poinçon.

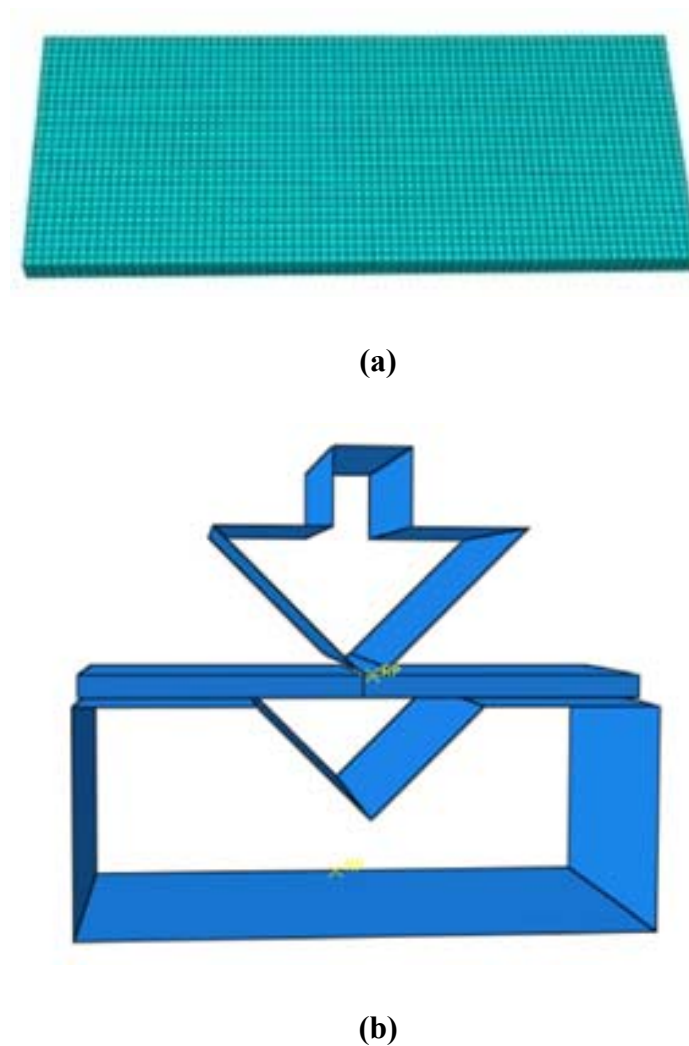


Figure III. 5: Conditions aux limites et maillage en pliage

III.4. Résultats numériques

III.4.1. Simulation en traction

La Figure III.6 représente la superposition des résultats numériques et expérimentaux de l'essai de traction de l'acier 304L. Le graphe exprime l'évolution de la contrainte et la fraction volumique de la phase martensitique en fonction de la déformation à une température ambiante (25°C). On remarque une bonne reproduction de l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation ainsi qu'une bonne concordance entre les résultats numériques et ceux obtenus expérimentalement. On remarque aussi que l'évolution de la transformation martensitique est bien décrite avec ce modèle. Ceci confirme la bonne capacité du modèle à prévoir le comportement des aciers avec transformation martensitique.

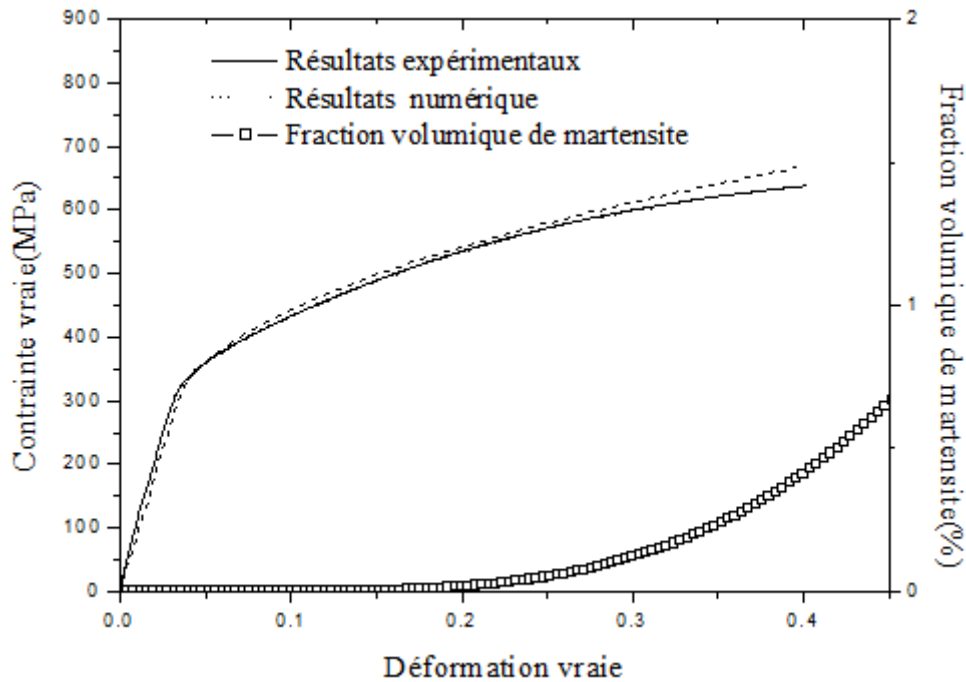


Figure III. 6. Courbe de traction et de la fraction volumique de martensite (expérimentale VS numérique)

Les figures III.7. et III.8 montrent respectivement la superposition des courbes contrainte-déformation obtenues en traction ainsi que l'évolution de la fraction de martensite formée, pour l'acier 304L testé à différentes températures entre -60°C et 140°C . Les courbes représentées par des symboles correspondent aux résultats expérimentaux, quant aux autres représentent des résultats numériques. Les courbes à -60°C , -30°C et 0°C sont obtenues à partir des travaux de Iwamoto et al. [16]. Les résultats numériques sont en bon accord avec les résultats expérimentaux. La figure III.7 montre que la transformation martensitique est accélérée à basses températures qu'à hautes température. La figure III.8 montre clairement que la limite d'élasticité, la contrainte maximale et la déformation à rupture augmentent fortement quand la température diminue. Cela est expliqué par le faite que la transformation martensitique est d'autant plus importante à basses températures qu'à hautes températures.

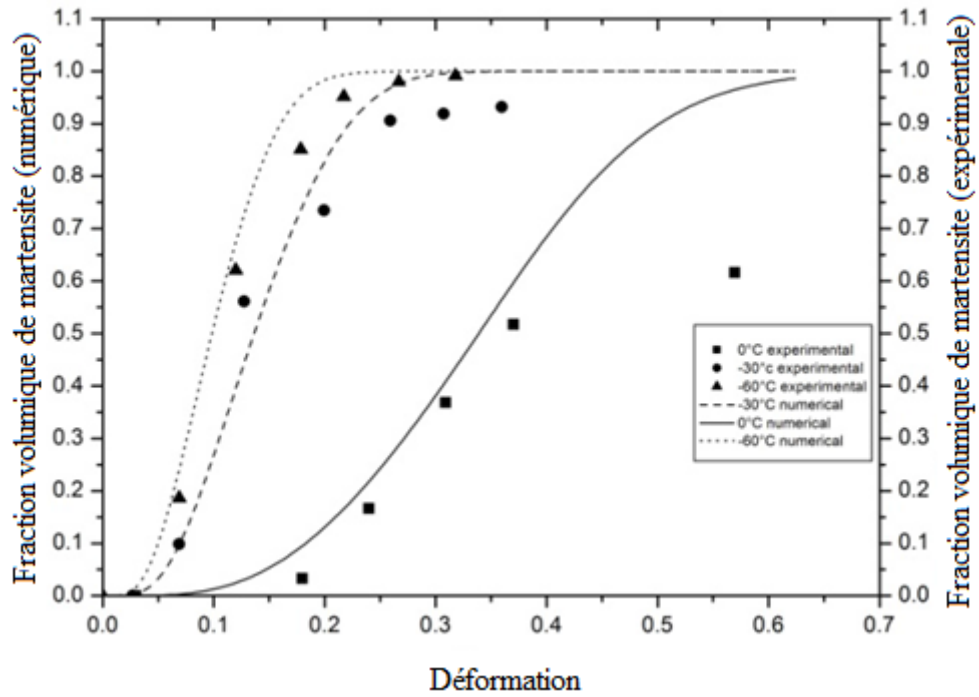


Figure III. 7. Courbe de la fraction volumique de martensite à différentes températures

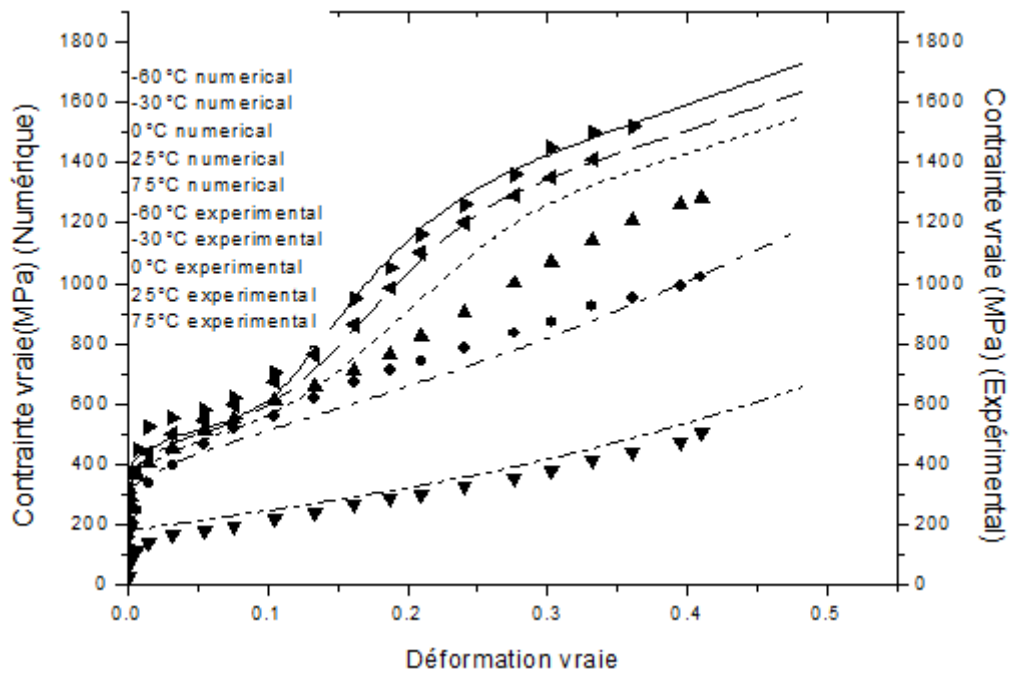


Figure III. 8. Courbe de traction à différentes température (résultats expérimentaux VS résultats numérique)

III.4.2. Simulation en pliage

La Figure III.9 représente la superposition des résultats numériques et expérimentaux de l'opération de pliage de l'acier 304L. Le graphe exprime l'évolution de la force de pliage en fonction du déplacement du poinçon. On remarque une bonne reproduction de l'évolution de la force en fonction du déplacement du poinçon ainsi qu'une bonne correspondance des résultats numériques avec ceux obtenus expérimentalement. Ceci confirme la bonne capacité du modèle à prévoir le comportement des aciers avec transformation martensitique. La figure III.10 correspond à la distribution des contraintes et la martensite dans la pièce pliée. On observe une concentration de cette contrainte au niveau de la zone pliée où les déformations plastiques équivalentes sont très importantes. On observe aussi que la contrainte équivalente de Von Mises égale 561 MPA, valeur bien inférieure à la contrainte à la rupture (MPa 700). La transformation est plus rapide dans la zone pliée ; le volume de martensite formé au coin de poinçon (zone de contact), notamment dans la zone tendue, est plus élevé que celui aux autres régions.

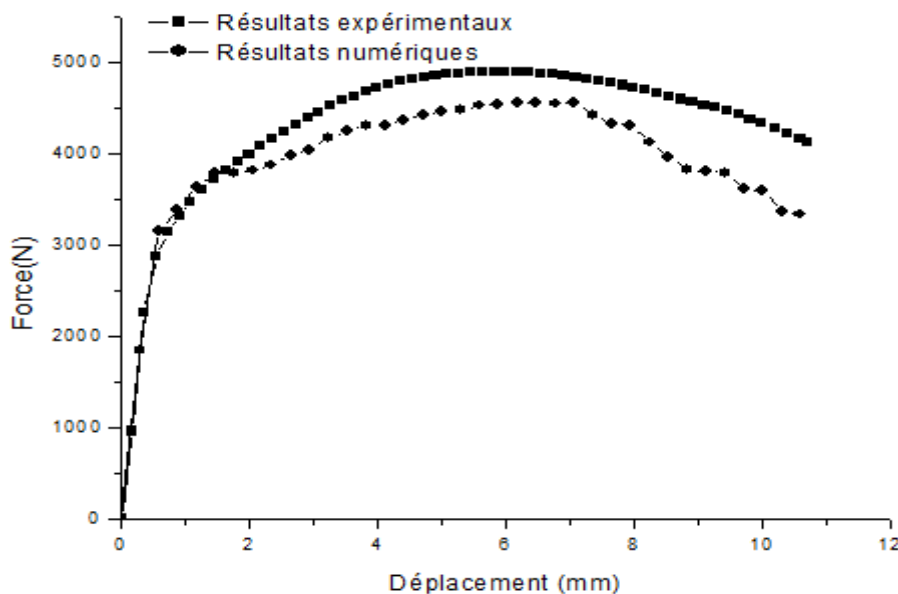


Figure III. 9. Courbe de pliage (expérimentale VS numérique)

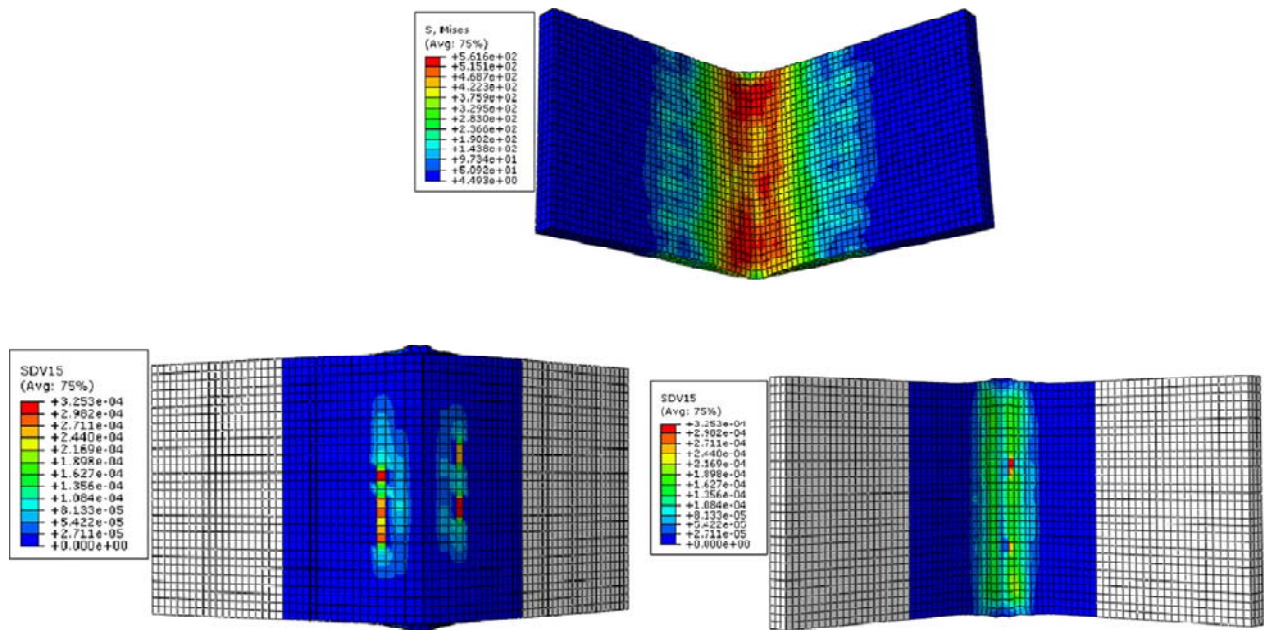


Figure III. 10. Distribution des contraintes et de la martensite dans la tôle pliée

III.5. Conclusion

Dans ce chapitre à caractère numérique, nous avons utilisé un modèle phénoménologique développé par Iwamoto et al. afin de simuler le comportement de notre matériau en traction et mise en forme. Le modèle est implémenté dans le code de calcul éléments fini abaqus à l'aide d'une subroutine Vumat écrite en utilisant le langage de programmation Fortran. La comparaison des résultats expérimentaux et numériques a montré une bonne concordance.

Conclusion générale

Cette thèse avait pour objectif l'étude expérimentale et numérique du comportement mécanique des aciers à effet TRIP : Application à la mise en forme. L'acier qu'on a choisis pour effectuer notre étude est l'acier TRIP entièrement austénitique du type 304L. Pour mener à bien notre étude, nous avons divisé le travail en une partie synthèse bibliographique, une partie expérimentale et une partie numérique.

La synthèse bibliographique, nous a permis de mieux comprendre le comportement mécanique des aciers à effet TRIP. Sous sollicitation mécaniques, ces aciers qui sont entièrement ou partiellement austénitique subissent une transformation de phase, l'austénite qui est instable à des températures ambiantes donne naissance à une nouvelle phase qui est la martensite. La phase martensitique plus dure va alors changer les propriétés du matériau en engendrant une déformation de transformation, un écrouissage accru ainsi d'une variation de volume. On a vu aussi que la composition chimique de l'acier, la vitesse de déformation, le trajet de chargement, la température et la taille du grain austénitique influent considérablement sur la transformation martensitique. Du côté modélisation, la diversité des modèles existant nous a renseigné sur la volonté des numériciens à modéliser tout les phénomènes expérimentaux liés à la transformation martensitique et à l'effet TRIP.

La partie expérimentale est réservée à l'identification expérimentale du comportement mécanique de l'acier 304L, à la caractérisation de la transformation martensitique induite par déformation plastique et la mise en forme par pliage. Pour cela nous avons commencé l'étude par une caractérisation macroscopique du matériau (essai de traction, essai de dureté, essai de pliage) et ensuite, une caractérisation microscopique par le biais de la microscopie optique, la microscopie électronique à balayage et la diffraction des rayons X. Cette étude nous a permis la détermination de l'influence de la température, le taux de déformation et le trajet de chargement sur la transformation martensitique ,d'une part, et les conséquences de cette dernière sur le comportement mécanique en traction et la mise en forme par pliage de l'acier 304L ,d'autre part. L'ensemble de ces résultats a complété les données de la littérature et a contribué à l'identification des paramètres matériaux et à la validation des simulations numériques du modèle implémenté.

La partie numérique quant à elle est consacrée à la modélisation du comportement mécanique en traction avec prise en charge de l'évolution de la structure austénitique ainsi qu'à la simulation d'une opération de pliage par l'implémentation dans le code de calcul éléments finis Abaqus d'un modèle de comportement des aciers austénitiques instables. Pour cela, un modèle phénoménologique développé par Iwamoto et al. a été utilisé. Le modèle est implémenté dans le code de calcul éléments fini abaqus à l'aide d'une subroutine Vumat écrite en utilisant le langage de programmation Fortran. La méthode utilisée pour l'implémentation numérique des lois du modèle est celle de la prédiction élastique retour radiale (correction plastique). La validation du modèle a été opérée aussi bien sur des essais simples (essai de traction sur un élément de volume) que sur l'essai de pliage. Les simulations numériques développées ont prédit l'évolution des contraintes, de la fraction de la martensite qui s'est formée et prédit la qualité métallurgique des pièces pliées au cours du processus de pliage. Les résultats de simulation ont été en bon accord avec les résultats expérimentaux. Ceci témoigne de la bonne capacité du modèle à prévoir le comportement des aciers avec transformation martensitique.

Pour approfondir cette étude, on suggère :

- d'effectuer des analyses permettant la quantification de la martensite formée, lors des essais de traction et de l'essai de pliage, soit par la méthode de dosages de phase ou bien par des mesures magnétiques.
- d'effectuer des analyses par EBSD pour l'identification et détermination de l'orientation des variantes de martensite (martensite ϵ et α') à l'intérieur du grain austénitique.
- de réaliser des essais de traction à très basses températures pour valider les résultats numériques obtenus à ces températures.
- la prise en compte du couplage thermomécanique dans la modélisation, lequel joue un rôle d'autant plus important que la transformation est fortement sensible à la température.
- l'amélioration du modèle en prenant en compte l'anisotropie des aciers à effet TRIP.
- de tester la subroutine lors d'un refroidissement sous contrainte en effectuant des essais de soudage par point par exemple.
- coupler le modèle à l'endommagement pour prédire la rupture des aciers à effets TRIP.

Références Bibliographiques

- [1] Mitter, W., Umwandlungsplastizität Und Ihre Berücksichtigung Bei Der Berechnung Von Eigenspannungen. Materialkundlich-Technische, Stuttgart, Allemagne, (1987).
- [2] Ziari, S., Modélisation De La Plasticité De Transformation Dans Les Phases De Transformation, Thèse De Doctorat, Constantine (2006).
- [3] Régis, K., Comportement Thermomécanique Des Aciers A Effet Trip : Approches Micromécaniques Et Phénoménologiques « Applications A La Mise En Forme », Ensma Paris (2004).
- [4] Cunat, P.J., Aciers Inoxydables, Critères De Choix Et Structures, Traité Matériaux Métalliques , Techniques De L'ingénieur, M4540, (Mars 2000).
- [5] Patel, J.R., Cohen, M., Criterion For The Action Of Applied Stress In The Martensitic Transformation. Acta Metal. 1, P531, (1953).
- [6] Fukushima, E., Japanese Journal of Materials and Strength, Vol10, pp. 20-26, (1975).
- [7] Andrews, K.W. J., Iron Steel Inst. (1965), 203, Pp721-727.
- [8] Pickering, F.P., Apl. Sci. Phys. London, (1978).
- [9] Perlade, A., Bouaziz, O., Furnemont, Q., A Physically Based Model For Trip-Aided Carbon Steels Behaviour. Mat. Sc. Eng. A, V356, Issue1-2, Pp145-152.
- [10] Nohara, K., Int. Symposium On « New Aspects Of Martensitic Transformations », Japon Institute Of Metals, Kobe Japon , (Mai 1976).
- [11] Maki, T., Tomota, Y., Tamura, I. J. Jpn. Inst. Met. 38, P871, (1974).
- [12] Wang, J., Van Der Zwaag, S., Stabilization Of Retained Austenite In Transformation Induced Plasticity. Met. Mat. Trans. A, 32a, Pp1527-1539, (2001).
- [13] Iung, T., Drillet, J., Couturier, A., Olier, C., Detailed Study Of The Transformation Mechanisms In Ferrous Trip Aided Steels. Int. Conf. On Trip-Aided High Strength Ferrous Alloys, Pp31-37, (2002).
- [14] Lebedev, A.A., Kosarchuk, V.V., Influence Of Phase Transformations On The Mechanical Properties Of Austenitic Stainless Steels. International Journal Of Plasticity, 16, 749-767, (2000).
- [15] Miller, M.p, Mcdowell, D.l., Modelling Large Strain Multiaxial Effects In Fcc Polycrystals. Int J Plast 12(7):875–902, (1996).

- [16] Iwamoto, T., Tsuta, T., Tomita, Y., Investigation On Deformation Mode Dependence Of Strain-Induced Martensitic Transformation In Trip Steels And Modeling Of Transformation Kinetics. *Int J Mech Sci* 40(2–3):173–182 (1998).
- [17] Hecker, S.S., Stout, M.G., Staudhammer, K.P., Smith, J.L., Effects Of Strain State And Strain Rate On Deformation Induced Transformation In 304 Stainless Steel: Part I Et Part II. *Met. Trans. A*, 13a, Pp619-635, (1982).
- [18] Sauveur, A., *The Metallography And Heat Treatment Of Iron And Steel*, 3d Ed Cambridge, Mass, The Univ Press, p535, (1926).
- [19] Scheil, E., Thiele, W., Änderungen Von Mechanischen Spannungen Bei Der Austenit-Martensit-Umwandlung, *Arch Eisenhüttenwesen*, Vol 10, P 477-480, (1937).
- [20] Wassermann, G., Untersuchungen An Einer Eisen Nickel-Legierung Über Die Verformbarkeit Während Der A-G Umwandlung, *Arch Eisenhüttenwesen*, Vol 10, N°7, P 321-325, (1937).
- [21] Porter, L.F., Rosenthal, P.C., Effect Of Applied Tensile Stress On Phase Transformation In Steel, *Acta Metall*, Vol 7, P 504-514, (1959).
- [22] De Jong, M., Rathenau, G.W., Mechanical Properties Of An Iron-Carbon Alloy During Allotropic Transformation, *Acta Metall.*, Vol 9, N°8, P714-720, (1961).
- [23] Greenwood, G.W, Johnson, R.H. The Deformation Of Metals Under Small Stresses During Phase Transformations. *Proc Roy Soc London A*;283:403, (1965).
- [24] Johnson, R.H., Greenwood, G.W., 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).
- [25] Colette, G., *Sur Le Comportement Thermomécanique Des Matériaux Et Des Structures Métalliques*, Thèse De Docteur-Ingénieur, Institut National Polytechnique De Lorraine, Nancy, 122p, (1980).
- [26] Gautier, E., Zhang, J.S., Zhang, X.M., « Martensitic Transformation Under Stress In Ferrous Alloys : Mechanical Behaviour And Resulting Morphologies » *Journal De Physique Iv*, Vol 5, Pp. 41-50, (1994).
- [27] Videau, J.C., Cailletaud, G., Pineau, A., Experimental Study Of The Transformation-Induced Plasticity In A Cr-Ni-Mo-Al-Ti Steel. *Journal De Physique Iv*, 6, C1-Pp465-474, (1996).
- [28] Taleb, L., Cavallo N., Waeckel F. Experimental Analysis Of Transformation Plasticity. *International Journal Of Plasticity (Article Accepted)*, (2000).

- [29] Magee, C.L., Transformation Kinetics, Microplasticity And Ageing In Fe-31-Ni. Phd Thesis, Carnegie Institute Of Technology, Pittsburgh, Pa; (1966).
- [30] Angel, T., « Formation Of Martensite In Austenitic Stainless Steels: Effects Of Deformation, Temperature And Composition » Journal Of The Iron And Steel Institut, 177, Pp. 154-174, (1954).
- [31] Irvine, K.J., High-Strength Austenitic Stainless Steels. J. Of The Iron And Steel Inst. Pp153-175, (1961).
- [32] Stout, M.G., Follansbee, P.S., Strain Rate Sensitivity, Strain Hardening, And Yield Behavior Of 304l Stainless Steel. Trans. Asme, 108, Pp344-353, (1986).
- [33] David, G., Les Aciers Inoxydables: Proprieties, Mise En Oeuvre, Employ, Norms, Technique Et Documentation, Lavoisier.
- [34] Olson, G.B., Cohen M Kinetics Of Strain-Induced Martensitic Transformation, Metall Trans 6a:791–805, (1975).
- [35] Byan, T.S., Hashimoto, N., Farrell. K., Temperature Dependence Of Strain Hardening And Plastic Instability Behaviours In Austenitic Stainless Steels, Acta Materialia, 52, P.3889-3899, (2004).
- [36] Zou, D., Li, S.He, J.,Gu, B., Li,Y., The Deformation Induced Martensitic Transformation And Mechanical Behavior Of Quenching And Partitioning Steels Under Complex Loading Process, Materials Science & Engineering A, 715: 243-256, (2018)
- [37] Benzing, JT., Poling, WA., Pierce, DT., Bentley, J., Findley; KO., Raabe, D., Wittig, JE., Effects Of Strain Rate On Mechanical Properties And Deformation Behavior Of An Austenitic Fe-25Mn-3Al-3Si TWIPTRIP Steel. Mater Sci Eng A, 711: 78–92, (2018)
- [38] Stringfellow, R.G., Parks, DM., Olson, G.B, A Constitutive Model For Transformation Plasticity Accompanying Strain-Induced Martensitic Transformation In Metastable Austenitic Steels, Acta Metall Mater 40(7):1703–1716, (1992).
- [39] Iwamoto, T., Tomita, Y., Constitutive Modelling Of Trip Steel And Its Applications To The Improvement Of Mechanical Properties, Int J Mech Sci 37:1295–1305, (1995).
- [40] Serri, J., Martiny, M., Ferron, G., Finite Element Analysis Of The Effects Of Martensitic Phase Transformation In Trip Steel Sheet Forming, Int J Mech Sci 47:884–90, (2005).
- [41] Sierra, R., Nemes, J.A, Investigation Of The Mechanical Behaviour Of Multi-Phase Trip Steels Using Finite Element Methods, Int J Mech Sci 50:649–665, (2008).

- [42] Abrassart, F., Influence Des Transformations Martensitiques Sur Les Propriétés Mécaniques Des Alliages Du Système Fe-Ni-Cr-C. Thèse De Doctorat Es-Sciences Physiques, Université De Nancy I, (1972).
- [43] Franitza, S., Zur Berechnung Der Wärme Und Umwandlungsspannungen In Langen Kreiszyklern. Phd Thesis, Tech. Univ. Braunschweig, Allemagne, (1972).
- [44] Prantil, V.C., Callabresi, M.L., Lathrop, J.F., Ramaswamy, G.S., Lusk, M.T., Simulating Distortion And Residual Stresses In Carburized Thin Strips. J. Eng. Mat. Tech., 125, Pp116-124, (2003).
- [45] Leblond, J.B., Mathematical Modelling Of Transformation Plasticity In Steels II : Coupling With Strain Hardening Phenomena. Int. J. Plast., 5, Pp573-591, (1989).
- [46] Taleb, L., Sidoroff, F., A Micromechanical Modeling Of The Greenwood-Johnson Mechanism In Transformation Induced Plasticity. Int. J. Plast. (2003), 19, 10, Pp1821-1842.
- [47] Zhang, J., Influence De La Contrainte Sur La Transformation Martensitique D'alliages Fe-Ni-C. Thèse De Doctorat, Inpl, Nancy, (1993).
- [48] Videau, J.C., Cailletaud, G., Pineau, A., Modélisation Des Effets Mécaniques Des Transformations De Phases Pour Le Calcul De Structures. Journal De Physique Iv, 4, C3-Pp227-232, (1994).
- [49] Diani, J.M., Berveiller, M., Sabar, H., Micromechanical Modelling Of The Transformation Induced Plasticity (TIP) Phenomena In Steels. Int. J. Engng. Sci. 33, P.1921, (1995).
- [50] Azzouz, F., Cailletaud, G., Antretter, T., Fischer, F.D., Tanaka, K., Transformation Induced Plasticity (TIP) In Steels Subjected To Nonmonotonic Loading Paths – Experiments And Theory. Proceedings Plasticity, Vancouver, Pp175-177, (2000).
- [51] Guimaraes, J.R.C., De Oliveira, F.F., Work Hardening And Martensitic Transformation In Fe-27%Ni-0.23%C At 263K. Scripta Metall. A, 13, Pp537-542, (1979).
- [52]. Najafi-Zadeh, A., Harmelin, M., Chappuis, G., Lehr, F., Rapport De Recherche 160, Ensta, (1982).
- [53] Narutani, T., Olson, G.B., Cohen, M., Proc. Icomat , (1982).
- [54] Iwamoto, T., Tsuta, T., Computational Simulation Of The Dependence Of The Austenite Grain Size On The Deformation Behavior Of TIP Steels. Int.J.Plast. 16, P.791-804, (2000).
- [55] Talonen, J., Hänninen, H., Formation Of Shear Bands And Straininduced Martensite During Plastic Deformation Of Metastable Austenitic Stainless Steels. Acta Mater 55:6108–6118, (2007).

- [56] Das, A., Sivaprasad, S., Ghosh, M., Chakraborti, P.C, Tarafder, S., Morphologies And Characteristics Of Deformation Induced Martensite During Tensile Deformation Of 304 Ln Stainless Steel. Mater Sci Eng 486:283–286, (2008).
- [57] Mangonon, P.L, Thomas, G., The Martensite Phases In 304 Stainless Steel. Metall Trans 1:1577–1586, (1970).
- [58]. Breedis, J.F., Kaufman, L., Met Trans 2:2359, (1971).
- [59] Iwamoto, T., Tsuta, T., Computational Simulation On Deformation Behaviour Of Ct Specimens Of Trip Steel Under Mode I Loading For Evaluation Of Fracture Toughness. Int J Plast 18:1583–1606, (2002).
- [60] Iwamoto, T., Tsuta, T., Finite Element Simulation Of Martensitic Transformation In Single-Crystal Trip Steel Based On Crystal Plasticity Theory With Cellular Automata Approach. Key Eng Mater 274– 276:679–684, (2004).
- [61]. Wilkins., Calculation Of Elastoplastique Flaws, In Methods In Computational Physics. In: Alder B (Ed), Academic Press, (1964).
- [62] Krieg,. R.D, Krieg, B.D., Accuracies Of Numerical Solution Method For The Elastic-Perfectly Plastic Model. Asme J Pressure Vessels Piping Div 99:510–515, (1977).
- [63] Simo, J.C., Taylor, R.L., A Return Mapping Algorithm For Plane Stress Elastoplasticity. Int J Num Meth Eng 22:649–670, (1986).

Étude expérimentale et numérique du comportement mécanique des aciers à effet TRIP : application à la mise en forme

Résumé : Les aciers à effets TRIP ont l'avantage de présenter un très bon compromis résistance ductilité, leur utilisation a permis la réduction des épaisseurs des tôles constituant une caisse en blanc, réduisant ainsi leur poids tout en améliorant leur rendement. L'objectif de cette thèse est l'étude expérimentale et numérique du comportement mécanique des aciers à effet TRIP : Application à la mise en forme. L'acier en question est l'acier TRIP entièrement austénitique du type 304L. Pour mener à bien cette étude, nous avons divisé notre travail en deux grandes parties :

Étude expérimentale : Cette partie est réservée à l'identification expérimentale du comportement mécanique de l'acier 304L, à la caractérisation de la transformation martensitique induite par déformation plastique et la mise en forme par pliage.

Étude numérique : elle est consacrée à la modélisation du comportement mécanique en traction avec prise en charge l'évolution de la structure austénitique ainsi qu'à la simulation d'une opération de pliage par l'implémentation dans le code de calcul éléments finis Abaqus d'un modèle de comportement des aciers austénitiques instables. Pour cela, nous avons utilisé un modèle phénoménologique développé par Iwamoto et al. Le modèle est implémenté dans le code de calcul éléments fini abaqus à l'aide d'une subroutine Vumat écrite en utilisant le langage de programmation Fortran.

Mots-clés: acier TRIP, martensite, austenite, pliage, simulation

Experimental and numerical study of the mechanical behavior of TRIP effect steels: application to the folding

Abstract: TRIP effect steels have the advantage of having a very good ductility resistance compromise, their use has made it possible to reduce the thicknesses of the sheets forming a blank body, thus reducing their weight while improving their efficiency. The objective of this thesis is the experimental and numerical study of the mechanical behavior of TRIP steels: Application to folding. The steel in question is fully austenitic TRIP steel type 304L. To complete this study, we divided our work into two main parts:

Experimental study: This part is reserved for the experimental identification of the mechanical behavior of 304L steel, the characterization of the martensitic transformation induced by plastic deformation and the bending shaping.

Numerical study: this part is devoted to the modeling of the mechanical behavior in traction with support for the evolution of the austenitic structure as well as the simulation of a folding operation by the implementation in the Abaqus finite element code a behavioral model of unstable austenitic steels. For this, we used a phenomenological model developed by Iwamoto et al. The model is implemented in finite element code abaqus using a Vumat subroutine written using the Fortran programming language.

Keywords: TRIP steel, martensite, austenite, folding, simulation