

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Université Mouloud MAMMERI de TIZI-OUZOU



Faculté du Génie de la Construction

Département de Génie Mécanique

MEMOIRE DE MASTER

OPTION -Génie Mécanique

SPECIALITE –Fabrication mécanique et productique

THEME

**l'influence de la tri-axialité des contraintes sur
la transformation austénite-martensite des
aciers TRIP : Etude numérique**

Présenté par

LOUNI Kahina

ZEKKARI Thilelli

Devant le jury compose de

Mr. ALMANSBA Madjid

Mr. CHIRIFI Amar

Mr. OULD OUALI Mohand

Mr.DJERIDI Rachid

Mr. FARHOUM Rabah

Promoteur

Co-promoteur

Président

Examineur

invité

Date de la soutenance 03/03/2020 à la salle E10 du Département de Génie Mécanique FGC UMMTO

Année Universitaire - 2019/2020

Remerciements

*Notre travail a été réalisé au sein de laboratoire d'Elaboration et
Caractérisation des
Matériaux et Modélisation(LEC2M), a l'Université de Mouloud Mammeri TIZI
OUZOU.*

*Avant tous nous voulant remercier le grand DIEU de nous avoir donné le savoir
et courage pour suivis ce chemin.*

*Nous tenons tout d'abord à exprimer ma profonde gratitude et reconnaissance à
Monsieur
le Professeur ALMANSBA Madjid de nous avoir proposé ce sujet et consenti
tant d'efforts et de temps pour diriger ce travail de si près et de nous initier à la
recherche.*

*Nous tenons particulièrement à remercier le professeur FERHOUM Rabah pour
son aide, ses précieux conseils et ses encouragements.*

*Nous tenons aussi de remercier les membres de l'équipe de doctorant HANNOU
Aghiles, BOUDEDJA Amar et aussi BENCHERIF Mokhetar pour leurs aides et
leur accueil chaleureux durant toute la période de préparation de notre travail.*

Dédicaces

Je dédie ce travail

A la plus chère être dans la vie ! Maman qui a été toujours avec moi dans mes succès et mes apprentissages et qui m'a encouragé durant tout mon parcours d'études. Merci
maman

A mon père qui a été toujours à mes côtés, qui croit sans cesse en moi, qui m'a toujours conseillé et m'encourage sans relâche de continuer dans ce droit chemin à
jamais.

A mes chères sœurs KASSA et NESRME qui n'ont pas cessé de m'encourager,
aider et soutenir durant mes études.

A mon petit cher frère SAMIR qui a été toujours avec moi je te souhaite la réussite.

A mes petites princesses HIBA et HONDA leur présence m'affecte et me remonte la
morale

A mes deux beaux frères LOUIS et REDHA et à tous mes proches.

Je dédie finalement ce travail à une personne très chère qui a été avec moi dans tous les
temps que ce soit pour le meilleur ou pour le pire.

Dédicaces

Je dédie ce modeste travail avec une grande fierté, à ceux qui m'ont éclairé le chemin de la sagesse et m'ont offert tout ce qui est cher et comble le cœur dans la vie avec une immense générosité et une tendre affection.

A mes parents qui ont été d'un dévouement exemplaire et d'un réconfort inestimable.

Mes frères et mes sœurs ainsi que leurs enfants, et toute ma famille et mes ami(e)s en reconnaissance de leurs encouragements.

Que Dieu puisse vous protéger.

LOUNI Kahina

Sommaire

Introduction générale.....	8
Chapitre I	
I. Introduction.....	12
II. Historique.....	12
III. Les aciers.....	13
1. Définition de l'acier	13
2. . Les familles de l'acier	13
2.1. Aciers non alliés d'usage général.....	13
2.2. Aciers spéciaux non alliés de type C	13
2.3. Aciers fortement alliés	14
2.4. Aciers faiblement alliés.....	14
2.5. Acier rapide.....	14
IV. Les aciers inoxydables	15
1. Désignation des aciers inoxydables.....	15
2. Propriétés et applications	15
2.1. . Propriétés physiques	15
2.2. . Propriété électrique	15
2.3. . Propriétés mécaniques	15
3. Les éléments d'alliages	16
3.1. Les éléments alphagènes.....	16
3.2. Les éléments gammagènes.....	16
4. Etude des aciers inoxydables.....	16
4.1. Diagramme Fe-Cr	17
1. Classification des aciers inoxydables	18
1.1. Les aciers inoxydables à durcissement par précipitation	18
1.2. Les aciers inoxydables ferritiques.....	18
1.3. Les aciers inoxydables austénitiques	19
1.4. Les aciers inoxydables austéno-ferritiques ou duplex	20

1.5. Les aciers inoxydables martensitiques	21
V. La transformation martensitique	21
1. Structures cristallographiques des différentes phases	22
2. Mécanismes de la transformation martensitique	23
.....	
1. Caractéristique des aciers TRIP	24
1.1. L'obtention de l'acier TRIP	24
1.2. Métallurgie des aciers TRIP	25
1.3. Transformation bainitique.....	26
1.4. Elaboration des aciers TRIP	26
1.4.1. Etude macroscopique de l'effet TRIP	27
b. Mécanisme de Magee	28
1.5. Le comportement mécanique des aciers a effet TRIP	28
1.6. Comportements sous sollicitation monotone.....	29
VII. Acier TRIP 304L.....	31
Chapitre II	34
1. Introduction.....	34
1. Présentation de méthode des éléments finis variationnelle.....	34
2. Présentation de ABAQUS.....	35
1.1. Les étapes suivies	37
3. Présentation de comportement élasto-plastique	38
1) Ecrouissage.....	38
4. Modélisation numérique	39
4.1. Description du modèle constitutif.....	42
4.2. Équations constitutives des vitesses de déformation plastique	43
L'organigramme de la VUMat	47
Conclusion.....	48
Chapitre III	50
1. Introduction.....	50
2. Pprésentation des résultats expérimentaux	50

2.1	Le matériau étudié	50
1.	Caractéristique chimique	50
2.	Caractéristiques mécaniques :	51
3.	Calcul numérique	53
3.1	Modèle élasto-plastique	53
1.	L'éprouvette de rayon 300.....	54
2.	L'éprouvette de rayon 20.....	56
3.	L'éprouvette de rayon 10.....	57
4.	L'éprouvette de rayon 7.5.....	58
5	Interprétation des résultats.....	60
3.2	Modèle IWAMOTO	60
1.	Eprouvette R300	63
2.	L'éprouvette rayon 20	65
3.	Eprouvette R10	67
4.	L'éprouvette R7.5.....	69
a)	Avant déformation : (Figure III 42).....	69
		69
b)	Après déformation	69
2.	Fraction volumique de la martensite du rayon 7.5: (Figure III 44)	70
5.	Interprétation des résultats obtenus par la simulation numérique de modèle IWAMOTO développer par SIDHOUME.....	72
	Conclusion générale	73

CHAPITRE II

1.	Introduction.....	33
1.	Présentation de méthode des éléments finis variationnelle.....	33
2.	Présentation de ABAQUS.....	36
1.1.	Les étapes suivies	38
3.	Présentation de comportement élasto-plastique	39
1)	Ecoulement.....	39
1.	Modélisation dans ABAQUS.....	41

1.1. Description du modèle constitutif.....	42
1.2. Équations constitutives des vitesses de déformation plastique	44
L'organigramme de la VUMAT	47

CHAPITRE III

2.1 Le matériau étudié	50
1. Caractéristique chimique	50
2. Caractéristiques mécanique :	51
3. Caractéristiques physique :	51
4. Résultats expérimentaux.....	53
3. Calcul numérique	53
3.1 Modèle élasto-plastique	53
3.1.1. L'éprouvette de rayon 300	54
3.1.2. L'éprouvette de rayon 20	56
3.1.3. L'éprouvette de rayon 10	58
3.1.4. L'éprouvette de rayon 7.5	60
3.1.5. Interprétation des résultats	61
3.2 Modèle IWAMOTO	62
3.2.1. Eprouvette R300.....	64
3.2.2. L'éprouvette rayon 20	66
3.2.3. Eprouvette R10.....	68
3.2.4. L'éprouvette R7.5.....	70
2. Fraction volumique de la martensite du rayon 7.5: (Figure III 44)	71
3.2.5. Interprétation des résultats obtenus par la simulation numérique de modèle IWAMOTO.....	73
Conclusion.....	73

Liste des figures

CHAPITRE I

Figure I 1 : Variétés allotropiques du fer pur	17
Figure I 2 : diagramme d'équilibre des alliages binaire fer-chrome, d'après Bain et Aboorn. 17	
Figure I 3 : acier ferritique et structure cristalline cubique centrée sur le corps de la ferrite et de la martensite.....	19
Figure I 4 : aciers inoxydables austéno-ferritiques ou duplex ; austénitique et la Structure cristalline cubique à faces centrées de l'austénite.....	20
Figure I 5 : La structure d'un acier inoxydable duplex	20
Figure I 6 : L'acier inoxydable martensitique	21
Figure I 7 : Structures cristallines de l'austénite γ et de la martensite α' dans les aciers.....	22
Figure I 8 : Formation d'une plaquette de martensite : apparition de l'interface austénite/martensite, appelée plan d'habitat.....	23
Figure I 9 : schéma typique du traitement thermique aux aciers multi phasés à effet TRIP....	25
Figure I 10 : Mécanisme de Greenwood-Johnson. (a) Sans contrainte appliquée ; (b) avec une contrainte appliquée	28
Figure I 11 : Mécanisme de Magee. (a) Sans contrainte appliquée ; (b) avec une contrainte appliquée	28
Figure I 12 : Coefficient d'écrouissage en fonction de la déformation rationnelle pour l'acier X5CrNi18-10/1.4301 (AISI 304)	30
Figure I 13 : Courbes contrainte-allongement obtenues par charges et décharges successives de l'acier X2CrNi18-9/1.4307 (AISI 304L)	30
Figure I 14 : Taux de martensite transformé en fonction de la déformation plastique pendant un essai de traction	31
Figure I 15 : diagramme fer-carbone	32

CHAPITRE II

Figure II 1 : L'interface ABAQUS/CAE version 6.14.....	37
Figure II 2 : Représentation de l'écrouissage isotrope.	40
Figure II 3 : Représentation de l'écrouissage cinétique linéaire	41
Figure II 4 : les courbes elasto-plastique / l'écrouissage	42

CHAPITRE III

Figure III 1: Les éprouvettes étudiées	50
Figure III 2: Eprouvette de traction de rayon 300 mm	52

Figure III 3: Eprouvette de traction de rayon 20 mm	52
Figure III 4: Eprouvette de traction de rayon 10 mm	52
Figure III 5: Eprouvette de traction de rayon 7.5 mm	52
Figure III 6: superposition de courbes expérimentales	53
Figure III 7: L'éprouvette du rayon 300 avant la déformation	54
Figure III 8: Sur la gauche la déformation de la contrainte du rayon 300, sur la droite c'est un zoom de la partie active	55
Figure III 10: La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 300	56
Figure III 11: L'éprouvette r20 avant déformation	56
Figure III 12: Sur la gauche la déformation plastique équivalente du rayon 20, sur la droite c'est un zoom de la partie active	57
Figure III 14: La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 20	58
Figure III 15: L'éprouvette du rayon 10 avant la déformation	58
Figure III 16: : Sur la gauche la déformation de la contrainte du rayon 10, sur la droite c'est un zoom de la partie active	59
Figure III 17: Sur la gauche La déformation plastique équivalente du rayon 10, sur la droite c'est un zoom de la partie active	59
Figure III 18: La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 10	59
Figure III 19: L'éprouvette du rayon 7.5 avant la déformation	60
Figure III 20: Sur la gauche la déformation de la contrainte du rayon 7.5, sur la droite c'est un zoom de la partie active	60
Figure III 21: Sur la gauche La déformation plastique équivalente du rayon 7.5, sur la droite c'est un zoom de la partie active	60
Figure III 22: La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 7.5	61
Figure III 23: superposition des résultats numérique \ expérimentaux	61
Figure III 24: L'éprouvette du rayon 300 avant la déformation	64
Figure III 25: Sur la gauche la déformation de la contrainte du rayon 300, sur la droite c'est un zoom de la partie active	64
Figure III 26: sur la gauche la déformation de la fraction volumique de la martensite de rayon 300, sur la droite c'est un zoom de la partie active.	65
Figure III 27: sur la gauche la déformation plastique équivalente du rayon 300, sur la droite c'est un zoom de la partie active	65
Figure III 28: La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 300	65
Figure III 29: courbe de la fraction volumique de la martensite en fonction de la déformation plastique du rayon 300	66
Figure III 30: L'éprouvette du rayon 20 avant la déformation	66
Figure III 31: Sur la gauche la déformation de la contrainte du rayon 20, sur la droite c'est un zoom de la partie active	66
Figure III 32: sur la gauche la déformation de la fraction volumique de la martensite de rayon 20, sur la droite c'est un zoom de la partie active.	67
Figure III 33: sur la gauche la déformation plastique équivalente du rayon 20, sur la droite c'est un zoom de la partie active	67
Figure III 34: La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 20	68
Figure III 35: courbe de la fraction volumique de la martensite en fonction de la déformation plastique du rayon 20	68
Figure III 36 : L'éprouvette du rayon 10 avant la déformation	68

Figure III 37: Sur la gauche la déformation de la contrainte du rayon 10, sur la droite c'est un zoom de la partie active.	69
Figure III 38: sur la gauche la déformation de la fraction volumique de la martensite de rayon 10, sur la droite c'est un zoom de la partie active.	69
Figure III 39: sur la gauche la déformation plastique équivalente du rayon 10, sur la droite c'est un zoom de la partie active.	69
Figure III 40: La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 10	70
Figure III 41: courbe de la fraction volumique de la martensite en fonction de la déformation plastique du rayon 10	70
Figure III 42: L'éprouvette du rayon 7.5 avant la déformation	70
Figure III 43: Sur la gauche la déformation de la contrainte du rayon 7.5, sur la droite c'est un zoom de la partie active	71
Figure III 44: sur la gauche la déformation de la fraction volumique de la martensite de rayon 7.5, sur la droite c'est un zoom de la partie active.	71
Figure III 45: : sur la gauche la déformation plastique équivalente du rayon 7.5, sur la droite c'est un zoom de la partie active.	71
Figure III 46: : La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 7.5	72
Figure III 47: courbe de la fraction volumique de la martensite en fonction de la déformation plastique du rayon 7.5	72
Figure III 48: superposition des résultats numériques\ expérimentaux	72
Figure III 49: superposition des courbes de taux de la martensite	73

Liste des tableaux

CHAPITRE I

Tableau I 1 : Classification des éléments d'addition.....	14
Tableau I 2 : Le pourcentage massique de l'acier à effet trip	32

CHAPITRE II

Tableau III 1: caractéristique chimique	51
Tableau III 2: caractéristiques mécanique.....	51
Tableau III 3: caractéristiques physique.....	51
Tableau III 4: les paramètres de la plasticité implémentés.....	53
Tableau III 5: les paramètres implémentés dans la VUMat	63

Liste des organigrammes

Organigramme II 1: L'organigramme de la VUMat	47
---	----

Introduction

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.

Ce mémoire, réalisé sous la direction du Professeur ALMANSBA Madjid, est consacrée à l'étude numérique sur l'influence de la triaxialité des contraintes sur la transformation martensitique des aciers à effet TRIP. L'acier qu'on a choisi pour effectuer notre étude est l'acier TRIP entièrement austénitique du type 304L.

Le travail prévisible durant ce mémoire, se résume comme suit :

- Modélisation du comportement mécanique en traction avec prise en charge l'évolution de la structure austénitique ;
- Effet de la concentration des contraintes sur le comportement globale et la transformation martensitique de l'acier 304 L.

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

La première partie à caractère bibliographique est réservée à la présentation de l'effet TRIP, ses mécanismes, les différents travaux effectués sur ce phénomène, les différentes nuances d'aciers à effet TRIP, leur métallurgie, leurs propriétés mécaniques ainsi qu'à la présentation et à la discussion des différents modèles de la littérature.

Dans la seconde partie à caractère numérique, sont regroupés les résultats d'analyse numérique du comportement en traction. L'analyse est faite à partir de l'implémentation, dans le code d'éléments finis ABAQUS/Explicit, du modèle de comportement phénoménologique proposé par Iwamoto et al puis repris par Z. SIDHOUM et al.

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

CHAPITRE

I

I. Introduction

Dans ce chapitre à caractère bibliographique, on présente les aciers globalement et les aciers TRIP précisément. Le mot acier à l'origine, désignait les alliages métalliques du fer et du carbone contenant entre 0.02 à 2.14% au max de ce dernier, il peut être répertorié selon cette teneur en carbone qui fixe son niveau de dureté maximale à l'état trempé. L'acier est ductile, leur aptitude à se déformer plastiquement dépende de plusieurs facteurs qui sont nécessaires de les connaître, en vue de maîtriser les procédés de mise en forme, soit à chaud, soit à froid (laminage, emboutissage, etc...). Parmi les aciers les plus utilisés dans le domaine de l'industrie est l'acier inoxydable (acier inox ou inox) est un métal très prisé en raison de ses grandes qualités, **comportant plus de 50 % de fer et au moins de 10,5 % de chrome**, et un faible pourcentage de carbone soit 1,2 % au maximum et souvent d'autres éléments d'addition tels que le nickel, le molybdène, le silicium, ...etc. Selon le pourcentage de ces éléments, la structure d'acier en condition d'emploi sera martensitique, austénitique ou ferritique.

II. Historique

Les aciers inoxydables ont connu l'extraordinaire développement que nous connaissons, cela est dû à la disponibilité à grande échelle des métaux entrant dans leur composition, c'est-à-dire le chrome, le nickel, le molybdène et le manganèse, ce dernier peut être utilisé comme substitut au nickel.

Les premières observations des propriétés « inoxydables » du fer allié au chrome furent faites par Berthier, un autre français. Il montra dès 1821 que l'alliage fer-chrome était d'autant plus résistant à certains acides que sa teneur en chrome était plus élevée. Par contre, la quasi-impossibilité d'abaisser la teneur en carbone de l'alliage constitua un obstacle majeur à son développement.

En 1904, Léon Guillet puis Albert Portevin publièrent une série d'études relatives à la structure et aux propriétés des alliages fer-chrome couvrant les nuances martensitiques à 13 % de chrome et les nuances ferritiques à 17 % de chrome.¹

Les études de L. Guillet, A. Portevin et W. Giesen permirent ainsi, dès 1909, de classer les aciers inoxydables en fonction de leur structure et de définir les trois familles principales : martensitique, ferritique et austénitique.

III. Les aciers

1. Définition de l'acier

L'acier est un alliage métallique ferreux, qui est d'ailleurs principalement composé de fer, l'élément additionnel étant le carbone, qui n'est présent qu'à l'état de traces infimes.

Pourtant, c'est bien cette teneur en carbone, si infime soit-elle, qui confère à l'acier de manière assez complexe (les propriétés que l'on lui reconnaît). Par exemple, plus la teneur en carbone d'un acier est importante, plus l'acier est dur.

2. Les familles de l'acier

Comme c'est le cas pour d'autres alliages, il n'existe pas un acier, mais des aciers. On en répertorie même quelque 3.000 nuances, sans compter celles qui sont créées au jour le jour, sur mesure.

On distingue deux grandes familles d'acier :

- Les aciers non alliés, composés uniquement de fer et de carbone.
- Les aciers alliés, qui intègrent d'autres éléments chimiques tels que le silicium, le molybdène ou le chrome...etc.

Ils existent plusieurs normes de désignation des aciers. la norme américaine (ISO), la norme européenne EN10027...etc. Cette dernière distingue cinq catégories

2.1. Aciers non alliés d'usage général

Exemple de désignation.²

S355 (Classe S: acier de construction, résistance élastique de 355 MPa).

E320 (acier de construction mécanique, de limite élastique 320MPa).

2.2. Aciers spéciaux non alliés de type C

Exemple de désignation : GC 35

Classe C: aciers spéciaux pour traitement thermique

G : Acier moulé 0.35% de carbone

Application: pièces moulées, forgées, engrenages, ressorts, lames, forets...

2.3. Aciers fortement alliés

Exemple: G X 6 Cr Ni Ti 18-11

G: acier moulé.X: catégorie des aciers fortement alliés 0,06% de carbone 18% de chrome, 11% de nickel et des traces de titane (moins de 1%).¹

2.4. Aciers faiblement alliés

élément	Symbole chimique	Symbole métallurgique	Facteur Multiplicateur
Aluminium	Al	A	10
Azote	N	N	100
Bore	B	B	1000
Chrome	Cr	C	4
Cobalt	Co	K	4
Cuivre	Cu	U	10
Magnésium	Mg	G	10
Manganèse	Mn	M	4
Molybdène	Mo	D	10
Nickel	Ni	N	4
Phosphore	P	P	100
Plomb	Pb	Pb	10
Silicium	Si	S	4
Soufre	S	F	100
Titane	Ti	T	10
Tungstène	W	W	4
Vanadium	V	V	10

Tableau I.1 : Classification des éléments d'addition

Exemple de désignation : G 35 Ni Cr Mo 16-8

G:Acier moulé

35: 0.35% de carbone

4% de nickel, 2% de chrome et des traces de molybdène

2.5. Acier rapide

Les aciers rapides sont des aciers destinés à la réalisation d'outils à coupe à grande vitesse.

IV. Les aciers inoxydables

Les aciers inoxydables ont été mis au point pour résoudre les problèmes de corrosion humide posés par les alliages ferreux. Ils se recouvrent d'un film d'oxyde protecteur, très

mince à la surface de l'alliage métallique leur conférant une bonne résistance à la corrosion. Cette couche de corrosion est appelée «film passif » car l'alliage n'est plus réactif vis-à-vis du milieu extérieur, Elle mesure de 1 à 3 nanomètres d'épaisseur. Elle se forme et se renouvelle seul en présence d'oxygène ou d'eau. Elle se compose d'un mélange d'oxyde de fer, oxyde de chrome et, si le molybdène est présent dans l'acier en bloc, on aura la présence d'un oxyde de molybdène.

1. Désignation des aciers inoxydables

Il existe plusieurs normes pour la classification de ces aciers. Les nuances d'aciers inoxydables sont désignées en Europe par une série de chiffres de type 1.4000 (norme EN 10088) et aux États-Unis par trois chiffres (norme AISI : American Iron and Steel Institute).

la norme européenne indique aussi de manière plus détaillée la composition : par exemple X5CrNi18-10 (acier allié désigné par la lettre X, la teneur en C multipliée par 100, les principaux éléments suivis de leur teneur en %).²

2. Propriétés et applications

2.1.. Propriétés physiques

Ces aciers possèdent :

- Une masse volumique de l'ordre de $7\,850\text{ Kg/m}^3$.
- Une capacité thermique de $0.5\text{J/g.}^\circ\text{C}$ pour $T = 0^\circ\text{C}$ à 100°C
- Une conductivité thermique de 16.2W/m.K à 100°C
- Une conductivité thermique de 21.4W/m.K à 500°C
- Le module d'élasticité $E=180$ à 210 [GPa]
- Le coefficient de Poisson $\nu = 0.27$ à 0.30
- La dilatation thermique $\alpha = 9$ à $27\text{ [10}^{-6}\text{ / K]}$

2.2.. Propriété électrique

La résistivité électrique des aciers inoxydables est : $7.4\text{ }10^{-5}\text{ ohm.cm}$.

2.3.. Propriétés mécaniques

Les aciers inoxydables représentent les propriétés mécaniques suivantes :

- La dureté, Rockwell B est : 79HRB
- La résistance à la traction est : 558Mpa
- L'allongement à la rupture est : 50%

- Le module de Young est : 2.105Mpa

3. Les éléments d'alliages

Les éléments d'alliage ont des caractères importants qui influent sur les propriétés des aciers inoxydables dont certains éléments ont des effets plus importants que d'autres. Ils peuvent être regroupés en deux familles ;

3.1. Les éléments alphagènes

Ils favorisent la prépondérance à température ambiante d'une structure cristallographique cubique centrée. Ce sont notamment : Le chrome, le molybdène, le silicium, le titane, le niobium, le vanadium, le tungstène, l'aluminium et le tantale.

3.2. Les éléments gammagènes

Ils favorisent la prépondérance à température ambiante d'une structure cristallographique cubique à faces centrées. Ce sont notamment : le nickel, le carbone, l'azote, le cobalt et le manganèse.

4. Etude des aciers inoxydables

Les aciers sont composés de plusieurs éléments dont chacun joue un rôle sur leurs structures et leurs propriétés. Etant donné le nombre important d'éléments qui interviennent dans la composition des aciers. Mais avant tous il est nécessaire de rappeler les variétés allotropiques du fer pur, il possède trois variétés de structure cristalline entre 0° et la température de fusion (**figure I.1**). A basse température et jusqu'à 910°C, la structure cristalline du fer est de type cubique centrée, c'est le fer α (ferrite). A partir de 910 °C, il se transforme en fer γ dont la structure est cubique à faces centrées (austénite). Une troisième forme cristalline apparaît lorsque la pression extérieure est suffisamment élevée, c'est le fer de type ϵ , de structure hexagonale compacte. Une nouvelle transformation intervient à 1400 °C jusqu'à 1538°C pour donner le fer δ dont la structure est cubique centrée. Variétés allotropiques du fer pur.

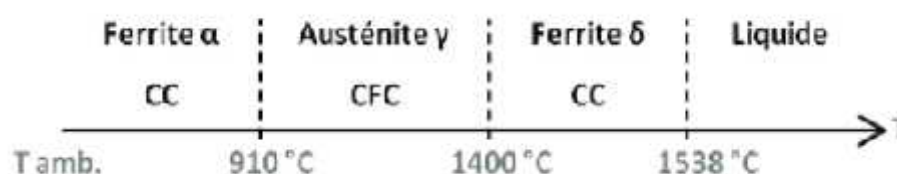


Figure I. 1: Variétés allotropiques du fer pur³

4.1. Diagramme Fe-Cr

Les éléments d'alliage, et leurs proportions, peuvent modifier le diagramme d'équilibre Fer-carbone. Certains éléments, comme le chrome, tendent à favoriser la cristallisation en phase α , ils sont dits « alphagènes ». Comme le montre le diagramme fer - chrome (**figure I.2**) sur lequel le domaine α est très étendu. Le domaine γ est donc réduit à une zone fermée appelée « boucle γ ».

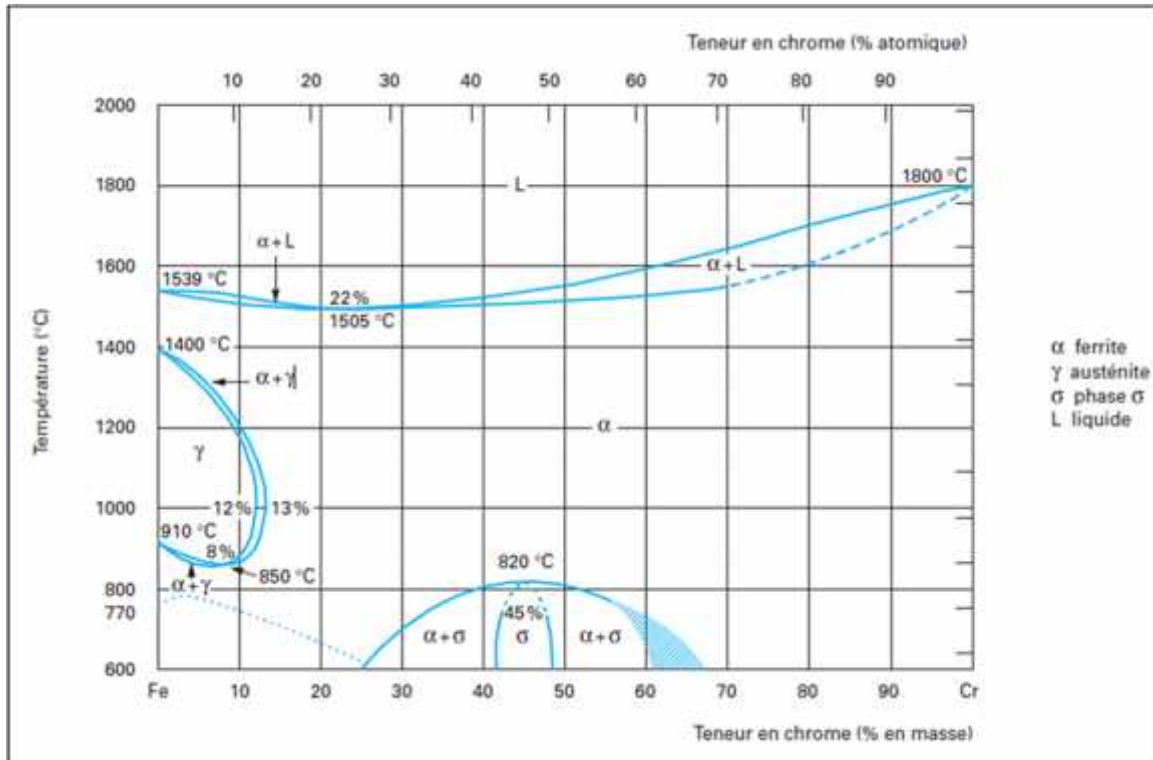


Figure I. 2: diagramme d'équilibre des alliages binaire fer-chrome, d'après Bain et Aboorn³

On peut délimiter deux régions de teneur en chrome :

- %Cr < 13 : ces alliages ont la possibilité d'être austénitisés totalement ou partiellement et peuvent donc subir la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ par refroidissement lent ou rapide.
- %Cr > 13 : ces alliages toujours ferritiques, ne peuvent pas subir de durcissement par trempe martensitique.

Pour des températures en dessous de 820 °C, et pour des teneurs suffisantes en Cr, il y a possibilité d'apparition d'une phase intermédiaire dite phase σ fragiles ante

5. Classification des aciers inoxydables

La classification des aciers inoxydables se fait en fonction de leur composition chimique, leurs propriétés d'utilisations, à leur résistance à la corrosion, et à la structure cristalline. Dans ce cas on distingue cinq principales familles de l'acier inox.

5.1. Les aciers inoxydables à durcissement par précipitation

Les aciers inoxydables à durcissement par précipitation ont une proportion de chrome comprise entre 15 et 17 %. Il existe trois groupes de ces aciers :

- a) Aciers martensitiques à transformation directe.
- b) Aciers semi-austénitiques ou à transformation martensitique Indirecte.
- c) Aciers austénitiques à durcissement par durcissement secondaire.

5.2. Les aciers inoxydables ferritiques

Les aciers inoxydables ferritiques (**figure I.3**) sont constitués de cristaux de ferrite, ils ne contiennent pas de nickel, le carbone est inférieure à 0.1%, La ferrite absorbe une si petite quantité de carbone en raison de sa structure cristalline cubique centrée sur le corps, un atome de fer à chaque coin et un au milieu, Cet atome de fer central est ce qui donne leurs propriétés magnétiques. Les aciers inoxydables ferritiques sont caractérisés par une remontée de la température de transition α - γ du diagramme de phases, qui fait qu'en pratique leur structure reste ferritique dans tout l'intervalle de température de la gamme thermomécanique, ils sont appelés ferritiques parce que leur structure cristalline est la même que celle du fer à température ambiante. La quantité de chrome dans cet acier peut atteindre jusqu'à 27%, Plus leur teneur en chrome est élevée, plus ils sont résistants à la corrosion.

Les aciers inoxydables ferritiques sont moins utilisés en raison de leur résistance à la corrosion limitée et de leur résistance et dureté moyennes.



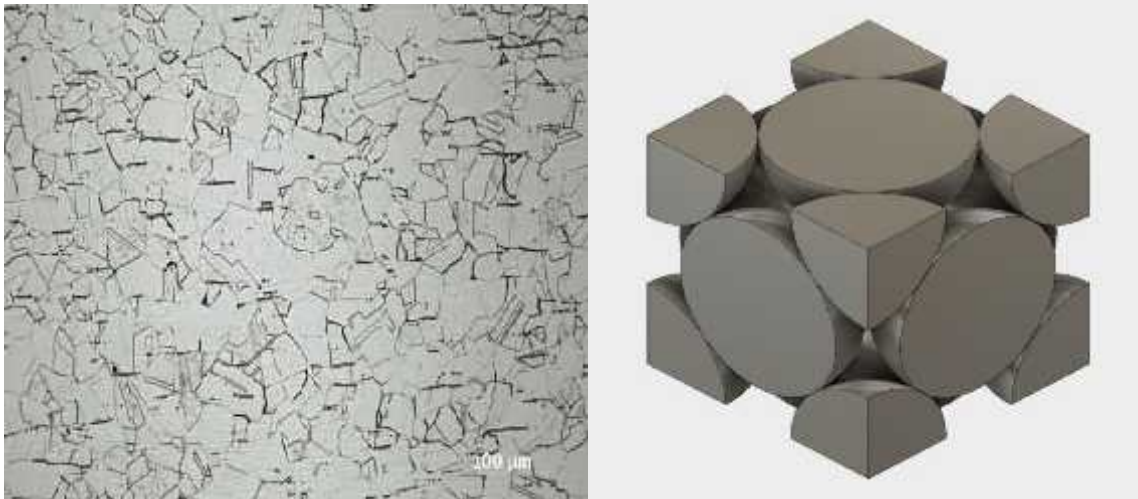
Figure I. 3:acier ferritique: et ⁵ structure cristalline cubique centrée sur le corps de la ferrite et de la martensite ⁶

5.3. Les aciers inoxydables austénitiques

C'est la famille la plus importante des aciers inoxydables. Les aciers inoxydables austénitiques présentent deux caractéristiques principales:

- Ils contiennent suffisamment de chrome pour leur conférer un caractère inoxydable (durabilité et résistance à la corrosion).
- Ils contiennent suffisamment d'éléments gamma gènes (Ni, Mn, C, N,) par rapport aux éléments alpha gènes (Cr, Si, Mo, Nb), pour stabiliser une structure austénitique (cubique à faces centrées) à température ambiante

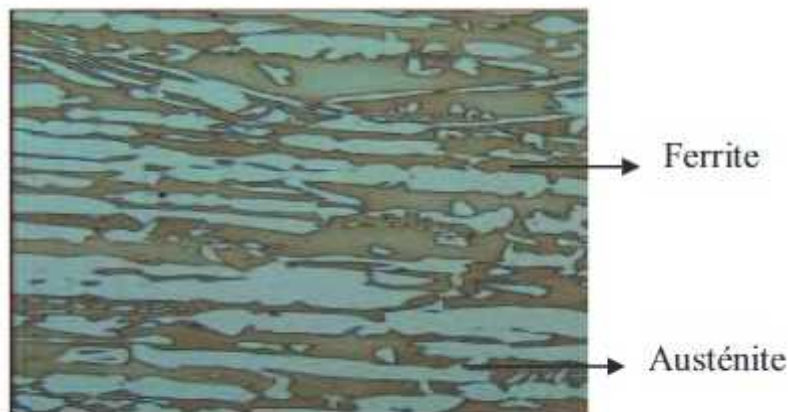
En chauffant la ferrite à 910°C, on obtient les aciers inoxydables austénitiques (**figure I.4**), moment où elle passe d'une structure cristalline cubique centrée à une structure cubique à faces centrées. La teneur de ces aciers en carbone est très basse et leur stabilité peut être améliorée par des éléments tels que le titane ou le niobium. Ce sont des aciers non magnétiques, On peut les utiliser à la fois à hautes et à basse température grâce à la grande stabilité de leur structure.



FigureI. 4: aciers inoxydables austéno-ferritiques ou duplex ⁵; austénitique et la Structure cristalline cubique à faces centrées de l'austénite⁶

5.4. Les aciers inoxydables austéno-ferritiques ou duplex

Ces aciers ayant une structure biphasée composée d'un mélange des grains de ferrite et complétée de 40 à 60% des grains d'austénite à la température ambiante, ils contiennent des teneurs en chrome, molybdène et azote relativement élevées. Les aciers duplex ont un allongement à la rupture qui avoisine les 40 %. On les utilise généralement dans des environnements où la température est inférieure à 300 °C. Pour obtenir les aciers austénitiques, nous avons refroidi une composition du domaine austénitique à 1 100 °C.



FigureI. 5: La structure d'un acier inoxydable duplex⁷

5.5. Les aciers inoxydables martensitiques

L'acier inoxydable martensitique est formé par la création de martensite. La martensite est une forme cubique de fer cristallisé centré sur le corps créée lorsque l'austénite chauffée et rapidement refroidie par trempe.

Les aciers inoxydables martensitiques sont utilisés lorsque les caractéristiques de résistance mécanique sont importantes. Ils contiennent au maximum 13% Cr et une teneur en carbone suffisante ($>0.08\%$) pour être entièrement austénitiques. Ils peuvent être traités thermiquement et durcis, mais ont une résistance chimique réduite par rapport aux aciers inoxydables austénitiques. Ils sont souvent utilisés lorsque la dureté est critique, comme dans les couteaux, où la dureté de surface crée une lame plus nette.



Figure I. 6: L'acier inoxydable martensitique⁵

V. La transformation martensitique

La martensite est une phase obtenue à partir de l'austénite par la transformation displacive. Elle se forme à des températures suffisamment basses pour que l'austénite ne soit plus la phase stable. Elle se produit par le déplacement, par un mécanisme de cisaillement, des atomes de fer des positions du réseau CFC vers des positions voisines, de cristallographie plus stable à basse température. Comme les déplacements des atomes sont petits, de l'ordre d'une distance inférieure à la distance interatomique, la transformation martensitique est une transformation displacive et sans diffusion (la composition chimique reste la même dans les deux phases).⁸

1. Structures cristallographiques des différentes phases

La forme stable à haute température de l'acier est l'austénite. C'est une solution solide d'insertion de carbone dans le fer γ de structure CFC. Les atomes de carbone sont situés sur les sites interstitiels octaédriques du type $(\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, \frac{1}{2})$ (centre de la maille) et $(0, 0, \frac{1}{2})$ (milieu de chaque arête) comme montré sur (la figure I.7).

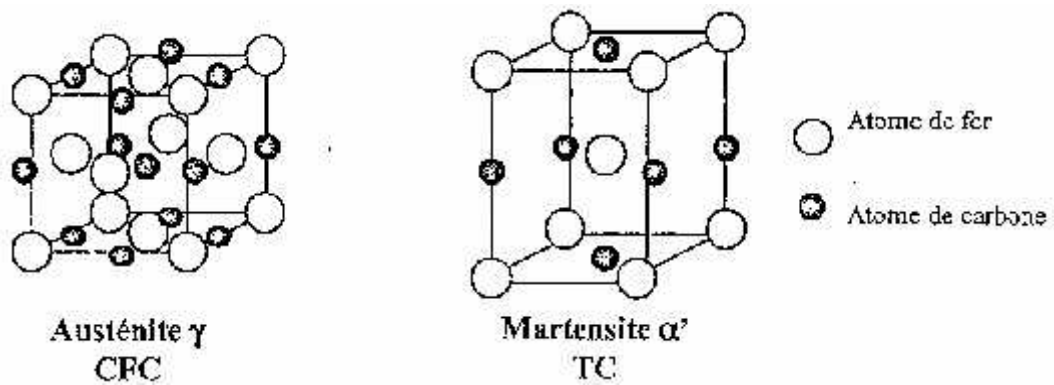


Figure I. 7: Structures cristallines de l'austénite γ et de la martensite α' dans les aciers⁹

Il existe trois types de structures cristallines de la martensite dans les aciers :

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

Donc deux phases martensitiques sont possibles : la phase α' , cubique centrée ou (à fort taux de carbone en solution solide) et la phase ϵ , hexagonale compacte.

✓ La martensite α'

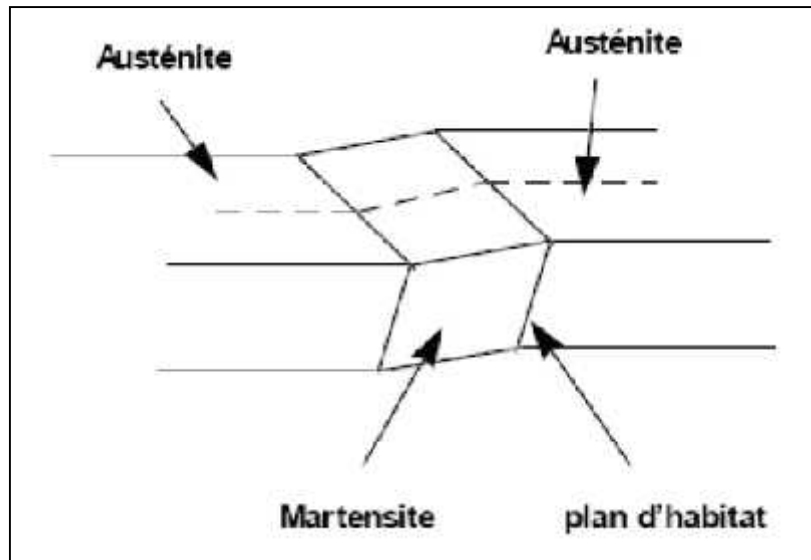
Ce type de martensite peut être obtenu par la trempe des alliages Fe-C et également Fe-N. Le réseau cristallin quadratique centré est caractérisé par les paramètres a et c , qui ne dépendent que de la teneur en carbone de l'alliage,¹⁰⁸ elle se trouve dans les aciers TRIP.

✓ La martensite ϵ

De structure hexagonale compacte, ce type de martensite peut se présenter dans les alliages fortement alliés comme les Fe-Cr-C, les aciers inoxydables austénitiques et certains alliages Fe-Mn,¹⁰⁸

2. Mécanismes de la transformation martensitique

Nous avons vu que la transformation martensitique correspond à une transformation par cisaillement homogène, met en jeu deux phases distinctes séparées par une interface (**figure I. 8**) cette interface est un plan invariant que l'on nomme plan d'habitat, le cisaillement s'opère parallèlement à ce plan.



FigureI. 8: Formation d'une plaquette de martensite : apparition de l'interface austénite/martensite, appelée plan d'habitat¹¹

Plusieurs mécanismes produisent la transformation martensitique dans les aciers. Pour chaque mécanisme, il y a des conditions importantes à respecter pour obtenir cette transformation. Les deux mécanismes les plus connus sont ;

- La transformation martensitique par refroidissement rapide.
- La déformation plastique.

3. Instabilité de l'austénite dans les aciers TRIP

La structure austénitique dans les alliages austénites est parfaitement stable à haute température, mais à la température ambiante, cette structure se trouve dans un état métastable.

L'austénite n'est pas la phase d'équilibre et peut se transformer en une autre phase dite martensitique. Cette transformation peut se produire d'une façon directe ou indirecte. Dans le cas de la transformation directe $\gamma - \alpha'$, la transformation est accompagnée d'une augmentation de volume qui crée localement des contraintes de compression fortes, stabilisant l'austénite non transformée. En revanche, la transformation martensitique indirecte $\gamma - \epsilon - \alpha'$ passe par la forme intermédiaire et de structure cristallographique hexagonale. Cette transformation $\gamma - \epsilon$ est accompagnée d'une réduction du volume.

VI. Définition d'un acier à effet TRIP

Littéralement le terme **TRIP** est une abréviation des termes anglais **Transformation Induced Plasticity**, que l'on peut traduire par plasticité induite par transformation (sous-entendu "de phases"). Dans les aciers, la transformation de phases considérée est la transformation de l'austénite résiduel en martensite se traduisent par une évolution de leur microstructure. Cette structure composée d'une matrice ferritique ductile dans laquelle se trouve des particules de phase bainitique et l'austénite résiduelle

Les aciers TRIP peuvent développer un comportement mécanique particulier, Ils sont ainsi très bien adaptés pour des pièces de structure et de renfort de formes complexes.

La désignation des aciers TRIP est régie par leur résistance à la rupture qui reste dans une gamme allant d'environ 600 à 1000 MPa. La limite d'élasticité d'un acier TRIP est de l'ordre de 500 MPa avec un taux d'allongement à rupture supérieur d'environ 10 %.

1. Caractéristique des aciers TRIP

L'une des principales caractéristiques des aciers à effet TRIP est leur grande capacité d'écrouissage, laquelle résulte de la compétition de deux mécanismes. Le premier correspond à la dureté produite par la transformation martensitique et ses caractéristiques morphologiques et constitue une autre source de stockage des dislocations. Le second caractérise les obstacles créés par les différentes variantes ou domaines de martensite, lesquels peuvent jouer un rôle significatif dans la réduction du libre parcours moyen des dislocations.

1.1. L'obtention de l'acier TRIP

L'obtention d'un acier à effet TRIP commence par la réalisation d'une trempe ; cette trempe se déroule en 4 étapes distinctes :

- la première étape est un maintien de l'acier entre les températures inter critiques ; L'acier a une structure austénitique et ferritique.
- la seconde étape consiste en un refroidissement rapide jusqu'à la zone d'existence de la bainite.
- on réalise alors un second maintien dans la zone bainitique. Ceci permet d'éviter l'obtention de martensite pure en grande proportion dans la structure.
- la dernière étape est un second refroidissement de l'acier, celui-ci jusqu'à la température ambiante, on obtient un acier contenant de l'austénite retenue.

Sur (la figure I. 9) vous pouvez observer les différentes étapes de la trempe ainsi que la composition de l'acier à chaque étape.

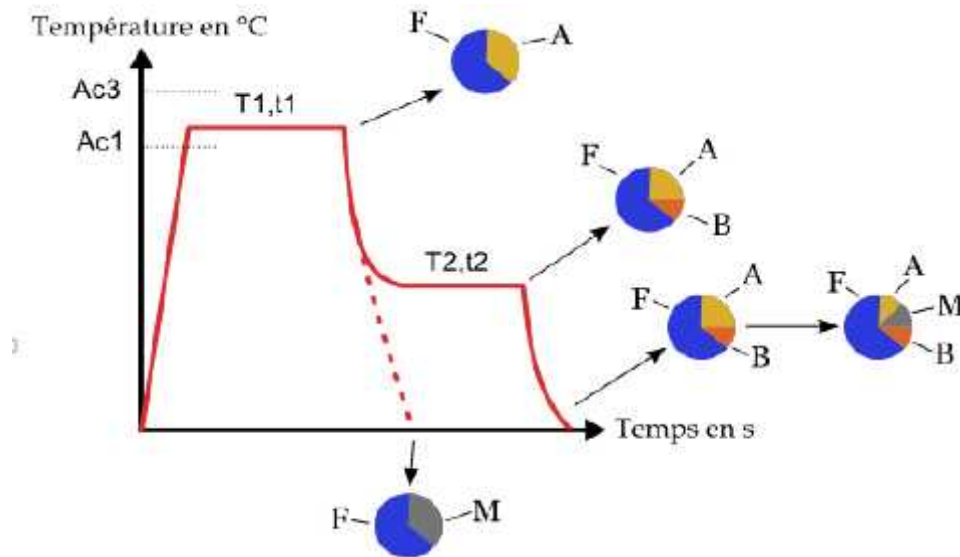


Figure I. 9: schéma typique du traitement thermique aux aciers multi phases à effet TRIP

12

La différence entre les aciers c'est le taux de martensite.

1.2. Métallurgie des aciers TRIP

Plusieurs études ont été menées sur l'optimisation des paramètres des cycles thermiques, du laminage et de la teneur en éléments d'addition en vue de mettre au point des aciers TRIP performants. Ces travaux ont menées vers la description de l'importance que joue la transformation bainitique pour obtenir une structure multiphasée et, en particulier, pour stabiliser l'austénite résiduelle.

Il a été déterminé que l'austénite résiduelle présente dans la microstructure des aciers Dual Phase joue un rôle positif dans l'amélioration de leurs propriétés mécaniques. De plus, si cette austénite est suffisamment stable, la résistance mécanique et la ductilité de ces aciers sont encore augmentées.

Au même temps, le développement et l'utilisation à large échelle des aciers TRIP imposent des contraintes sévères pour le coût de production de ces aciers. Par conséquent, l'ajout massif des éléments d'addition pour retenir l'austénite est interdit (comme le nickel).

Comme des teneurs en carbone de l'ordre de 0.15% sont courantes dans les aciers Dual Phase, l'idée était d'essayer d'utiliser ce carbone pour stabiliser l'austénite à la température ambiante. Aussi, cette stabilisation doit se faire après le recuit inter-critique.

A travers la transformation bainitique et ses mécanismes intrinsèques qui permettent à priori d'obtenir une austénite sursaturée en carbone, le développement des aciers TRIP faiblement alliés et qui contiennent de l'austénite résiduelle à la température ambiante est envisageable.

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

- les aciers TRIP faiblement alliés qui sont partiellement austénitiques (multiphasés). Les industriels s'intéressent en particulier à l'effet TRIP des aciers faiblement alliés multiphasés pour leurs caractéristiques mécaniques remarquable.
- les aciers à effet TRIP fortement alliés (Fe-Ni, AISI304, AISI301, ...) qui sont entièrement austénitiques,

1.3. Transformation bainitique

Dans les aciers TRIP la transformation bainitique se fait comme suite une latte germe aux joints de grains de l'austénite et croît à l'intérieur de ce grain jusqu'à ce que un empilement de dislocations à l'interface austénite/ferrite ou une déformation plastique de l'austénite la bloque. Après la formation de la latte, le carbone en excès peu diffuser dans l'austénite non transformée ou si l'austénite est sursaturée, précipiter pour former de la cémentite. La réaction continue avec une autre latte qui forme à l'extrémité de celle formée auparavant et la réaction continue par des successions de germinations et de croissance de nouvelles sous structures. Il a été prouvé que pendant la transformation bainitique seul le carbone est redistribué et pas les autres éléments d'addition.

1.4. Elaboration des aciers TRIP

Le développement de nouveaux aciers TRIP est le résultat des phénomènes décrits ci-dessus: comme les aciers Dual Phase ils ont une structure multiphasée, et, tout comme les aciers inoxydables instables, ils ont la possibilité de produire un effet TRIP lors des sollicitations mécaniques, mais, dans les aciers, l'austénite résiduelle est retenue grâce à la transformation bainitique. Afin d'obtenir une structure multiphasée contenant de l'austénite résiduelle, le cycle thermique utilisé pour les aciers Dual Phase est légèrement modifié par introduction d'un palier de maintien isotherme dans la région bainitique. Il existe deux principales voies d'élaboration : les aciers TRIP laminés à chaud et ceux laminés à froid.

1.4.1. Etude macroscopique de l'effet TRIP

L'application d'une contrainte externe au cours de la transformation, même si elle est inférieure à la limite d'élasticité de la phase austénitique, conduit à une orientation favorable de ces déformations microscopiques. La résultante de ces déformations plastiques donne à l'échelle macroscopique une déformation irréversible appelée « plasticité de transformation ».

L'apparition de la plasticité locale dans les microrégions dépend généralement du type de transformation (martensitique, bainitique, ferritique ou perlitique), qui dépend de la nature de l'acier et des conditions d'essais expliquées précédemment.

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

a. Mécanisme de Greenwood –Johnson

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

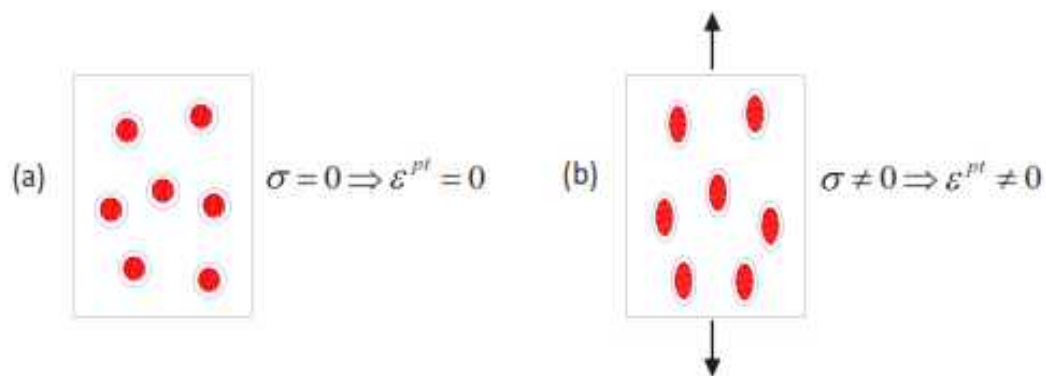


Figure I. 10: Mécanisme de Greenwood-Johnson. (a) Sans contrainte appliquée ; (b) avec une contrainte appliquée¹³

b. Mécanisme de Magee

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

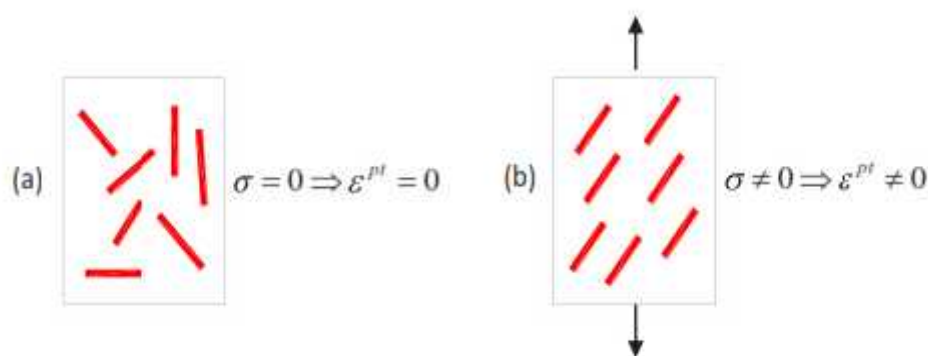


Figure I. 11::Mécanisme de Magee. (a) Sans contrainte appliquée ; (b) avec une contrainte appliquée¹³

1.5. Le comportement mécanique des aciers a effet TRIP

Le phénomène de plasticité de transformation a été mis à profit pour développer une nouvelle gamme d'aciers dans les années 1990 à 2000, les aciers TRIP .La plupart de ces aciers sont multiphasés et présentent une fraction d'austénite résiduelle qui se transforme en martensite sous sollicitation thermomécanique.

L'étude du comportement mécanique tractionuniaxiale (homogènes), traction, compression, cisaillement, en fin des essais d'emboutissage.

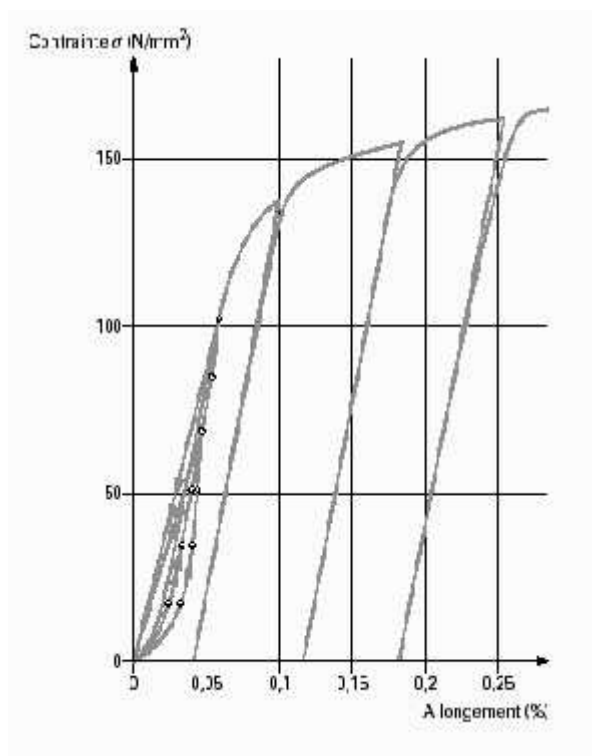
1.6. Comportements sous sollicitation monotone

La proportion des différentes phases (l'austénite γ , la martensite ϵ et la martensite α') dans l'acier inoxydable est fonction de l'histoire thermomécanique antérieure et de la déformation plastique. Lorsque la déformation est faible, la quantité de martensite transformée est faible.

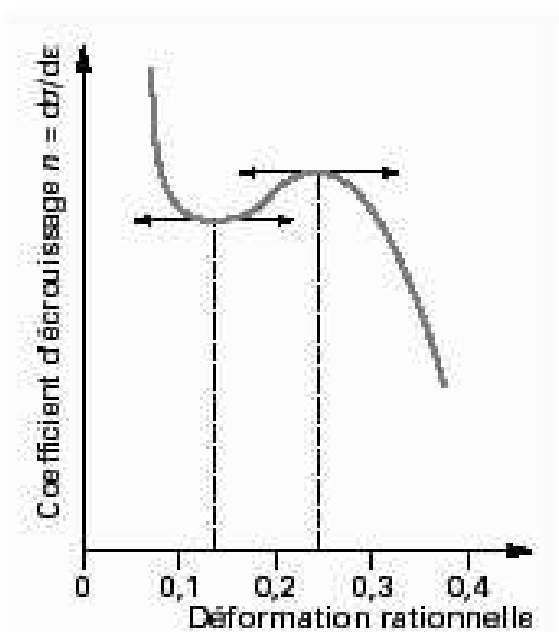
La formation rapide de la martensite α' durant la déformation plastique joue un rôle essentiel dans le phénomène de consolidation qui apparaît en particulier pendant l'essai de traction.

Cela se traduit par une évolution significative du coefficient d'écrouissage instantané : $n = d\ln\sigma/d\ln\epsilon^{14}$ (**figure I.12**). De fait, pour les aciers inoxydables austénitiques instables, n passe par un minimum puis par un maximum, (**figure I.13**).

L'existence de ces deux extremums avec les austénites instables résulte de la formation de martensite durant l'écrouissage. La valeur minimale se place légèrement en dessous du seuil de formation de la martensite, alors que la valeur maximale correspond à la déformation pour laquelle la formation de martensite est maximale (**figure I.13**). Quand la déformation atteint une valeur maximale de l'ordre de 0.25%, le coefficient d'écrouissage diminue rapidement. Cet effet est lié à la saturation des phases présentes et au fait que l'écrouissage de la phase martensitique est nettement plus faible que celui de l'austénite ¹⁴



FigureI. 13:Courbes contrainte-allongement obtenues par charges et décharges successives de l'acier X2CrNi18-9/1.4307 (AISI 304L)



FigureI. 12:Coefficient d'écrouissage en fonction de la déformation rationnelle pour l'acier X5CrNi18-10/1.4301 (AISI 304)

❖ Evolution de la teneur des phases martensitiques due à la déformation monotone

Mangonon¹⁶ et Botshekan¹⁷ ont étudié l'évolution des phases α' et ϵ se produisant durant un essai de traction monotone sur l'acier 304. Mangonon a trouvé, à l'aide de la technique de la diffraction des rayons X et l'observation par le microscope électronique à transmission, que la phase ϵ apparaît dès le début de déformation et atteint un maximum à 5% de déformation¹⁶. En revanche, la formation de phase α' , détectée par des méthodes magnétiques comme la technique de bruit de Barkhausen, ne commence qu'à partir de 20% de déformation plastique et elle perdure jusqu'à la rupture¹⁸, (figure I. 13).

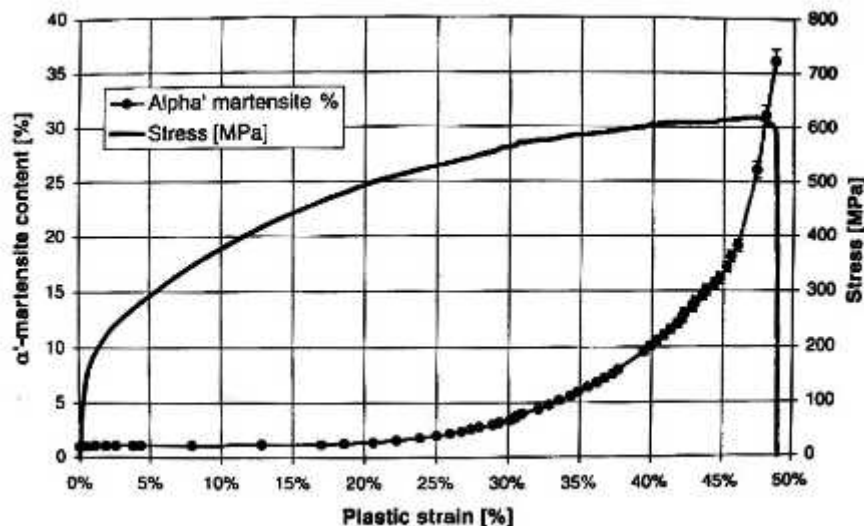
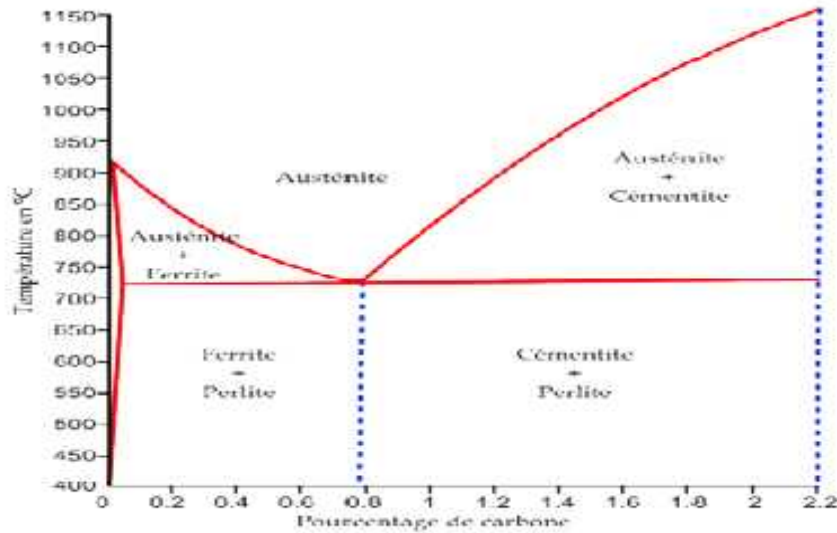


Figure I. 14: Taux de martensite transformé en fonction de la déformation plastique pendant un essai de traction¹⁸

L'effet de la contrainte sur la formation de α' a également été observé pendant un essai de compression sur l'acier 304L¹⁹. De même, sous l'effet d'une déformation multiaxiale comme le laminage, la martensite apparaît plutôt à environ 15 % de déformation²⁰.

VII. Acier TRIP 304L

Les aciers à effet TRIP, font partie de la classe des aciers hypoeutectoides ou faiblement alliés, leur pourcentage de carbone étant inférieur 0,77%. Le diagramme fer-carbone simplifié ci-dessous montre le domaine d'existence des Aciers à effet TRIP.



FigureI. 15:diagramme fer-carbone²¹

Afin d'obtenir l'effet trip, il est nécessaire d'incorporer dans l'alliage du Silicium et ou de l'Aluminium ces composant servant stabiliser la structure austénitiques de l'acier lors du refroidissement. Ainsi à température ambiante, l'acier obtenu conserve l'austénite dans la structure cristalline, appeler austénite retenu base de l'effet TRIP.

Il est donc possible de dégager les proportions habituelles des constituants d'un acier à effet TRIP (en% massique).

Fer(%)	C	Mn	Al ou Si
	0,1-0,4%	1,5-2,5%	0,5-2%

FigureI. 16:Le pourcentage massique de l'acier à effet trip ²²

Conclusion

Dans ce chapitre a caractère bibliographique, nous avons présenté les aciers inoxydables généralement et les aciers a effet TRIP précisément. Nous avons aussi indiqué leurs propriétés et leurs applications dans la vie quotidienne

CHAPITRE

II

1. Introduction

Ce chapitre consiste à présenter la méthode des éléments finis variationnelle et le code de calcul par élément fini ABAQUS, deux modèles différents modèles d'élasto-plastiques, ont été utilisés; la simulation et la modélisation numérique, le premier modèle existe et l'autre implémenté dans le logiciel indiqué a fin de simuler les éprouvette de traction.

1. Présentation de méthode des éléments finis, Formulation variationnelle

La méthode des éléments-finis (MEF) est une méthode d'approximation numérique de solutions de problèmes aux limites statiques ou dynamiques tels que :

- ✓ diffusion thermique
- ✓ mécanique des milieux continus (solides et fluides)
- ✓ électromagnétisme et électrostatique
- ✓ Problèmes multi-physiques (couplage thermomécanique ou piézo-électrique)

Mais en fait, absolument tous les problèmes d'équations aux dérivées partielles (EDP) aux limites dans les domaines.

Il s'agit, comme dans toutes les méthodes numériques, de trouver une approximation discrète. Dans un problème différentiel aux limites, on cherche une formulation variationnelle (Forme faible) associée équivalente. Puis faire une approximation de la solution en projetant sur un espace de dimension finie, ce qui revient à résoudre au final un système discret linéaire ou non.

Transformation de l'équation d'équilibre en forme intégrale

Partons de l'équation locale :

$$\forall M \in D, \rho \ddot{\vec{u}} - \text{div} \vec{S} = \vec{f} \quad (1)$$

$$\forall \vec{P}, \int_D \vec{u}^* . (\rho \ddot{\vec{u}} - \text{div} \vec{S} - \vec{f}) dV = 0 \quad (2)$$

Chapitre II : méthodes des éléments finis

L'idée est de faire apparaître dans cette première forme intégrale les termes correspondant aux conditions aux limites sur la frontière en multipliant l'équation par une fonction test et en effectuant une intégration par parties. Nous supposons que les fonctions de pondération utilisées sont suffisamment dérivables [21]:

$$\bar{\bar{S}} : \overline{\text{grad}_s \bar{u}^*} = \text{div}(\bar{S} \bar{u}^*) - \bar{u}^* \cdot \vec{\text{div}} \bar{S} \quad \forall \bar{u}^*, \quad (3)$$

$$\text{il vient : } \int_D (\bar{u}^* \cdot r \ddot{u} + \bar{\bar{S}} : \overline{\text{grad}_s \bar{u}^*} \cdot \text{div}(\bar{S} \bar{u}^*) - \bar{u}^* \cdot \vec{f}) dV = 0 \quad (4)$$

Appliquons le théorème d'Ostrogradsky^[22]:

$$\forall \bar{u}^*, \int_D (\bar{u}^* \cdot r \ddot{u} + \bar{\bar{S}} : \overline{\text{grad}_s \bar{u}^*} - \bar{u}^* \cdot \vec{f}) dV - \int_{\partial D} \bar{u}^* \cdot \bar{\bar{S}} \cdot \vec{n} dS = 0 \quad (5)$$

Utilisons les conditions aux limites sur la frontière Γ_s , c'est-à-dire $\forall M \in \Gamma_s, \bar{\bar{S}} \cdot \vec{n} = \vec{T}_d$

$$\forall \bar{u}^*, \int_D (\bar{u}^* \cdot r \ddot{u} + \bar{\bar{S}} : \overline{\text{grad}_s \bar{u}^*} - \bar{u}^* \cdot \vec{f}) dV - \int_{\partial D} \bar{u}^* \cdot \bar{\bar{S}} \cdot \vec{n} dS - \int \bar{u}^* \cdot \vec{T}_d dS = 0 \quad (6)$$

En pratique, pour simplifier le calcul de l'équation intégrale précédente, nous utiliserons des fonctions de pondération à valeur nulle sur la frontière Γ_u de telle façon que :

$$\forall M \in \Gamma_u, \bar{u}^*(M) = \vec{0} \Rightarrow \int_{\Gamma_u} \bar{u}^* \cdot \bar{\bar{S}} \cdot \vec{n} dS = 0 \quad (7)$$

Les équations de compatibilité cinématique :

$$\bar{D} = \frac{1}{2} \left[(\text{grad} \vec{U}) + (\text{grad} \vec{U})^T \right] \quad (8)$$

$$\vec{U} = \frac{\partial \bar{U}}{\partial t}$$

Champs de vitesse

Les conditions aux limites

$$\begin{cases} \vec{S} \cdot \vec{n} = \vec{t} \\ \vec{U} = \vec{U}_d \end{cases} \quad \text{Sur } \partial\Omega_F \quad (9)$$

$$\text{Sur } \Omega_u$$

Le principe des puissances virtuelles s'écrit comme suite :

$$P_i + P_e = P_a \quad (10)$$

Avec :

$$\begin{cases} P_i = - \int_{\Omega} \vec{S} : d\vec{D} dv & \text{Puissance des efforts intérieurs} \\ P_e = \int_{\Omega} \vec{f} d\vec{u} dv + \int_{\partial\Omega_F} \vec{t} d\vec{u} dS & \text{Puissance des efforts extérieurs} \\ P_a = \int_{\Omega} \vec{r} d\vec{u} dv & \text{Puissance des efforts d'accélération} \end{cases} \quad (11-a)$$

Qui pourra s'écrire sous forme discrète suivante :

$$\begin{cases} P_i = - \sum_i \vec{S} : d\vec{D} dv & \text{Puissance des efforts intérieurs} \\ P_e = \sum_i \int_{\Omega} \vec{f} d\vec{u} dv + \sum_i \vec{t} d\vec{u} dS & \text{Puissance des efforts extérieurs} \\ P_a = \sum_i \vec{r} d\vec{u} dv & \text{Puissance des efforts d'accélération} \end{cases} \quad (11-b)$$

Où $d\vec{u}$ est un champ de vitesse virtuelle et $d\vec{D} = \left(\overline{grad d\vec{u}} \right)^{sym}$ et i le nombre de point de gauss nécessaire pour l'intégration.

II.1 .2 Discrétisation spatiale du principe des puissances virtuelles (P.P.V) :

Chapitre II : méthodes des éléments finis

La discrétisation spatiale du domaine Ω , est approchée par un maillage en éléments de volume V , occupant un domaine Ω (où e indique l'indice de l'élément). Le champ de déplacement réel et virtuel sont alors approchés par:

$$\begin{cases} \{u\} = [N_N]\{u_e^N\} \\ \{\delta u\} = [N_N]\{\delta u_e^N\} \end{cases} \quad (12)$$

Où $[N_N]$ est la matrice des fonctions d'interpolations du nœud N de l'élément e , $\{u_e^N\}$ est le vecteur déplacement de même nœud.

Les champs de vitesse pour le même élément s'écrivent :

$$\begin{cases} \{\dot{u}\} = [N_N]\{\dot{u}_e^N\} \\ \{\delta \dot{u}\} = [N_N]\{\delta \dot{u}_e^N\} \end{cases} \quad (13)$$

Et l'accélération réelle pour l'élément e est donnée par :

$$\{\ddot{u}\} = [N_N]\{\ddot{u}_e^N\} \quad (14)$$

La matrice masse cohérente de l'élément e est donnée par :

$$[M_N^e] = \int_{V_e} \rho_0 [N_N][N_N]^T dV_0$$

Le vecteur des efforts intérieurs pour l'élément e est donné par :

$$F_{e/int}^N = \int_{V_e} [B_N^e]^T \{\sigma\} dV \quad (15)$$

Avec : $[B_N^e] = \frac{\partial N}{\partial X_N}$ est la matrice déformation-déplacement de l'élément e .

Le vecteur des efforts extérieurs pour l'élément e est donné par :

$$F_{e/ext}^N = \int_{V_e} [N_N]^T \{f\} dV + \int_{\partial\Omega_F} [N_N]^T \{t\} d\Omega_F \quad (16)$$

Toutes ces équations indiquées ci-dessus nous conduisent à écrire la fonctionnelle élémentaire suivantes :

$$\{I\} = ([M_N^e]\{\ddot{u}_e^N\} + F_{e/int}^N - [F_{e/ext}^N])\{\delta \dot{u}_e^N\} \quad (17)$$

L'équilibre global de solide s'écrit :

$$\{I\} = \sum \{I\} = \sum [(M_N^e)\{\ddot{u}_e^N\} + F_{e/int}^N - [F_{e/ext}^N]) \delta \dot{U}^N = 0 \quad (18)$$

$\delta \dot{U}^N$ Est le vecteur global des déplacements virtuels cinématiques admissible de toute la structure.

Après assemblage, cette équation s'écrit comme suit :

- Dans le cas statique :

$$F_{e/int}^N - F_{e/ext}^N = R^N(U^N) = 0 \quad (19)$$

R^N Est la composante du résidu de l'équilibre associé à la $N^{ième}$ variable du problème.

U^N Est la valeur de la $N^{ième}$ variable.

- Dans le cas dynamique :

$$M^{NN} \ddot{U}^N + R^N(U^N) = 0$$

2. Présentation de ABAQUS

ABAQUS est un logiciel de code calcul par éléments finis résoudre des problèmes mécaniques. Il se compose de trois produits :

- ✓ CAO : c'est là où dessinée les différentes formes géométriques en 2D et 3D
- ✓ Calculateur : se compose de deux solveurs, standard et explicit :
 - o ABAQUS/Standard :
 - o ABAQUS/ Explicit.

Chapitre II : méthodes des éléments finis

- ✓ Poste de traitement :constitués une interface intégrée de visualisation pour les dits solveurs.et c'est là où on sort les courbes en nœuds ou en éléments et les contrainte soit interne pour ABAQUS /Standard ou externe pour ABAQUS/Explicit (SDV)

Chacun de ces produits par des produits additionnels ou/et optionnels, spécifiques à certaines applications.

En raison du large spectre de ces capacités d'analyse et sa bonne ergonomie il est très largement utilise dans les industries automobiles et aéronautiques. Il se prête bien pour l'analyse des comportements non-linéaires.

Il possède une vaste gamme de lois de comportement. En 2005, ABAQUS/Inc.a été acquis par Dassault Systèmes et devenu SIMULIA.

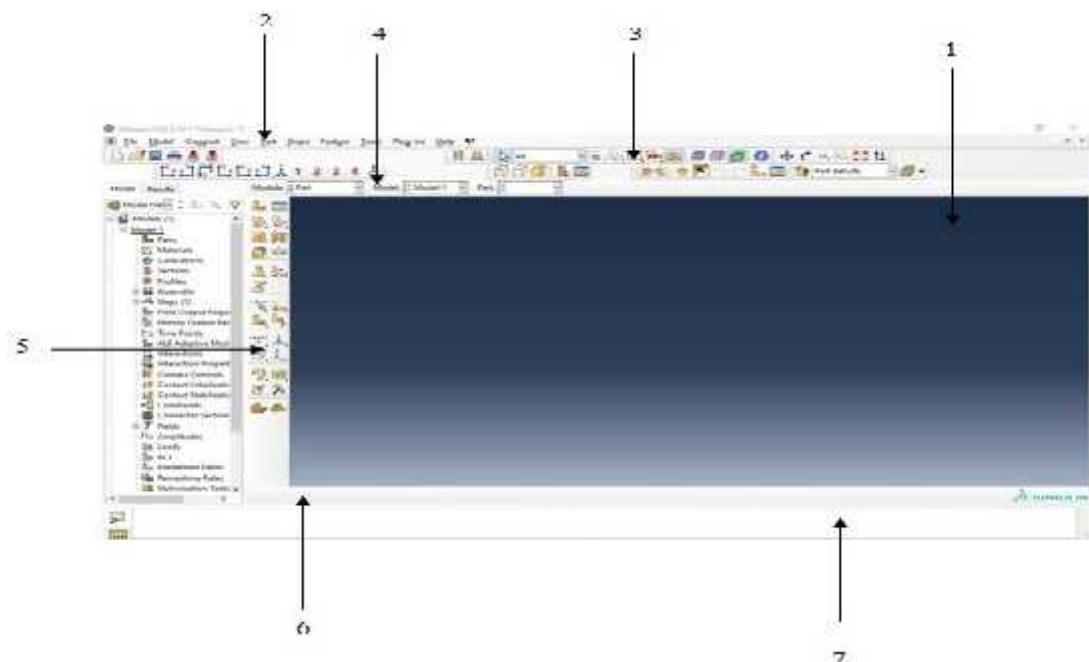


Figure II 1 :L'interface ABAQUS/CAE version 6.14

On retrouve dans l'interface les éléments essentiels suivant :

1 : la fenêtre d'affichage graphique.

2 : une première barre de menus en haut, ces menus sont relatifs au module dans lequel on se trouve.

3 : une deuxième barre horizontale d'outils, y sont disposées les icones correspondant aux commandes les plus courantes, c'est-à-dire les commandes d'ouvertures et de sauvegarde de fichiers, et les commandes réglant l'affichage des vues (perspective, ombrage, zoom, rotations, etc.).

4 : une troisième barre de menus déroulant permettant d'accéder aux autres modules, ou de sélectionner le modèle ou la pièce sur lesquels on souhaite travailler.

5 : on dispose à gauche d'une colonne d'icônes permettant d'accéder aux outils disponibles à l'intérieur du module dans lequel on se trouve.

6 : l'espace juste sous la fenêtre d'affichage graphique est celui dans lequel ABAQUS vous parle : les messages affichés à cet endroit sont faits pour vous guider dans l'action que vous avez entreprise.

7 : enfin, une fenêtre en dessous sur fond blanc est utilisée pour afficher des messages informatifs : réponses à des questions posées, avertissements liés à des problèmes rencontrés...etc.

1.1. Les étapes suivies

Etape 1 : Nous avons Dessiné les modèles (r300, r20, r10, r7.5) dans le module **PART** qui permet de créer tous les objets géométriques nécessaires au travail, soit en les dessinant dans ABAQUS CAE, soit en les important d'un autre logiciel de dessin.

Dans le cas d'une modélisation tridimensionnelle

- Dessiner le profil 2D de la forme voulue.
- Le développer en 3D.

Etape 2 : nous avons Affecté les propriétés du matériau à l'éprouvette dans le module **PROPERTY** qui permet, de définir toutes les propriétés matérielles d'un objet géométrique Ou d'une partie de ces objets. Nous avons créé un matériau dont nous avons implémenté les propriétés de matériau (le module de Young, coefficient de poisson, la densité et les paramètres de la plasticité). Ensuite nous avons Créé une section sur laquelle appliquer ces matériaux et nous avons Affecté le matériau à toute l'éprouvette.

Etape 3 : dans **ASSEMBLY** nous avons assemblé l'éprouvette dans un même repère de coordonnées global.

Etape 4 : dans Le module **STEP** nous avons définies étapes d'analyse et nous avons créé un STEP où appliquer une force et des conditions aux limites. Il

faut que le déplacement et les conditions aux limites soient dépendants des Steps par exemple une force est appliquée au **Step 1** mais inactive au **Step 2**.

Étape 5 : Dans **LOAD** nous avons exercé un déplacement U_2 sur la surface supérieure et nous avons encastres la partie inférieure de l'éprouvette $U_1 = U_2 = U_3 = UR_1 = UR_2 = UR_3 = 0$

Étape 6 : nous avons appliqué un maillage médial axial sur toute l'éprouvette dans le module MESH en suivant les étapes suivantes :

- Partitionner
- Choisir les techniques de maillage
- Mailler le modèle.

Étape 7 : nous avons lancé le calcul dans le module JOB, afin d'obtenir les résultats.

Étape 8 : dans le module VISUALIZATION, nous avons vu la déformation de l'éprouvette, et nous avons fait sortir les courbes en force/déplacement.

3. Présentation de comportement élasto-plastique

Un matériau élasto-plastique est caractérisé par un seuil d'écoulement au-dessous duquel le comportement est purement élastique, alors qu'une fois celui-ci atteint la déformation n'est plus réversible. En toute rigueur, cette dernière est indépendante du temps : elle n'évolue pas si la charge est maintenue constante, elle ne disparaît pas progressivement après décharge. De même, le seuil n'est pas en fonction de la vitesse de déformation. Dans les matériaux cristallisés la déformation plastique est le résultat du déplacement de défauts du cristal appelés dislocations^[23]

1) Ecrouissage

Lors d'un essai de traction unidimensionnel, la limite d'élasticité est définie comme étant la contrainte pour laquelle apparaissent les premières déformations plastiques. En deçà de cette limite, toutes les déformations générées pendant le chargement de l'éprouvette peuvent être recouvrées.^[24]

L'effet de la transformation de l'austénite à la martensite.

Variable d'écrouissage

Les variables thermo dynamique A_k introduite dans l'expression de la surface d'écoulement donnée par (12) ou une grande importance.

$$A_k = r \frac{\partial y}{\partial V_k} \quad (20)$$

En effet, la forme de la surface, donnée par le type de contrainte équivalente choisi et facteurs correctifs par direction de sollicitation, et sa taille donnée par la limite d'élasticité σ_0 , ne suffisent pas à la caractériser totalement.

En effet cette surface évolue au cours d'une déformation plastique. Cette évolution sera schématisée par un déplacement de son centre et une variation de sa taille.

On utilise pour cela deux variables :

➤ Ecrrouissage isotrope :

La surface de charge ne dépend pas du tenseur d'écrouissage cinématique X , l'équation générale de la surface de charge pour le critère d'écoulement isotrope en élastoplasticité s'exprime par :

$$\begin{cases} \phi = \bar{\sigma}(\sigma) - \sigma_0(\bar{\epsilon}_p; \bar{\dot{\epsilon}}_p) \\ \sigma(\bar{\epsilon}_p = \mathbf{0}; \bar{\dot{\epsilon}}_p = \mathbf{0}) = \sigma_e \end{cases} \quad (21)$$

Nous avons évoqué jusqu'à ici la forme des surfaces de charges au travers des critères de plasticité. Toutefois, tout au long de du chargement, ces surfaces évoluent : c'est l'écrouissage plastique. Lorsque la forme de la surface est gardée inchangée et que seule sa taille évoluée, l'écrouissage est dit isotrope et est décrit par une courbe d'écrouissage. L'évolution de la surface de charge au cours du temps se traduit géométriquement par une dilatation isotrope de la surface d'écoulement initiale dans l'espace des contraintes. Cette dilatation est directement gérée par la limite d'écoulement σ , fonction de la déformation plastique équivalente cumulée et de la vitesse de déformation plastique équivalente.

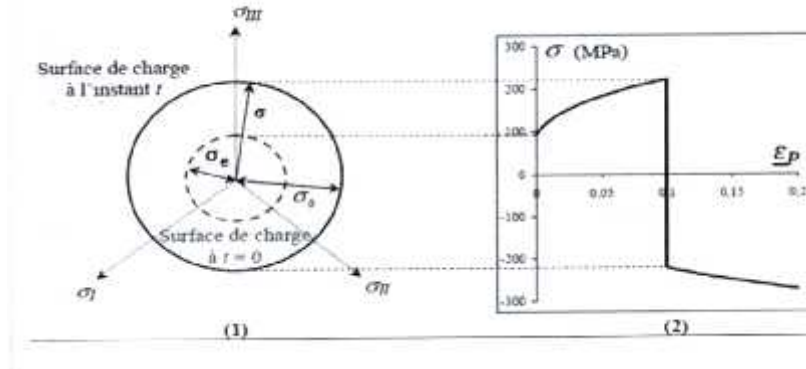


Figure II 2 :Représentation de l'écrouissage isotrope.

Cette loi s'obtient à partir d'essais de traction ou d'autre essais pour identifier le comportement en grandes déformations comme le cisaillement, la torsion, les essais de gonflage, etc. La figure II.3 montre une représentation de l'évolution de la surface de charge dans le repère des contraintes principales dans le cas de l'écoulement isotrope.

➤ Ecouissage cinématique :

L'équation générale de la surface de charge relative au critère d'écoulement cinématique fait intervenir le tenseur d'écrouissage cinématique X , elle s'écrit sous forme suivante :

$$\phi = (\bar{\sigma} - X) - \sigma_e \quad (22)$$

La contrainte limite d'écoulement reste constante et égale à la limite σ_e . Cette condition empêche la dilatation de la surface de charge assimilée à un corps rigide dont le centre se déplace dans l'espace des contraintes. Il est donc nécessaire de connaître la loi d'évolution du tenseur d'écrouissage cinématique pilotant le déplacement du centre de la surface de charge au cours du temps. Pour cela, différents modèles d'écrouissage cinématique existent.

L'évolution de la contrainte en fonction de la déformation, est nécessairement linéaire. La figure II.4 représente la transformation géométrique de la surface de charge, dans le repère des contraintes principale, pour le cas particulier du critère de plasticité de Von Mises. Si l'effet Bauschinger est qualitativement représenté par ce modèle, quantification n'est pas correcte, puisque le retour à la compression pour des

déformations supérieures à (), impose une contrainte nécessairement négative, or le graphe(2) de la figure, montre le contraire. Cependant, ce modèle est de base pour la formulation de l'écrouissage cinématique.

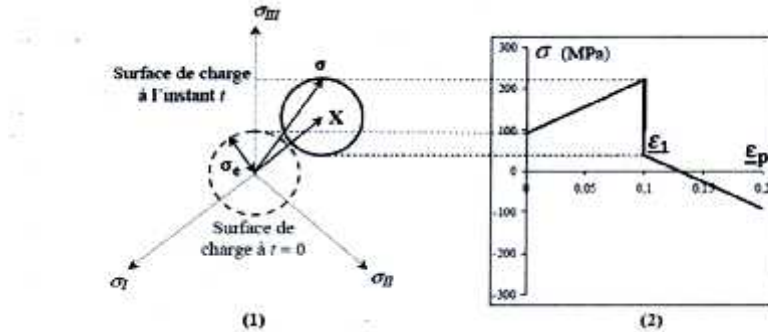


Figure II 3 :Représentation de l'écrouissage cinétique linéaire

1. Modélisation dans ABAQUS

Dans cette partie de la modélisation, un model élasto-plastique a écrouissage isotrope est intégré dans le logiciel ABAQUS. Les variables introduites sont subdivisée en deux parties :

- On induit d'abord les propriétés de matériau élastique :
 - Module de YOUNG
 - Coefficient de poisson
- Apres on introduit la partie plastique ceci sous forme de tableau qui comporte les valeurs de la contrainte seuil et leur valeur de déformation plastique.

$$S_s = k - e^n \quad (23)$$

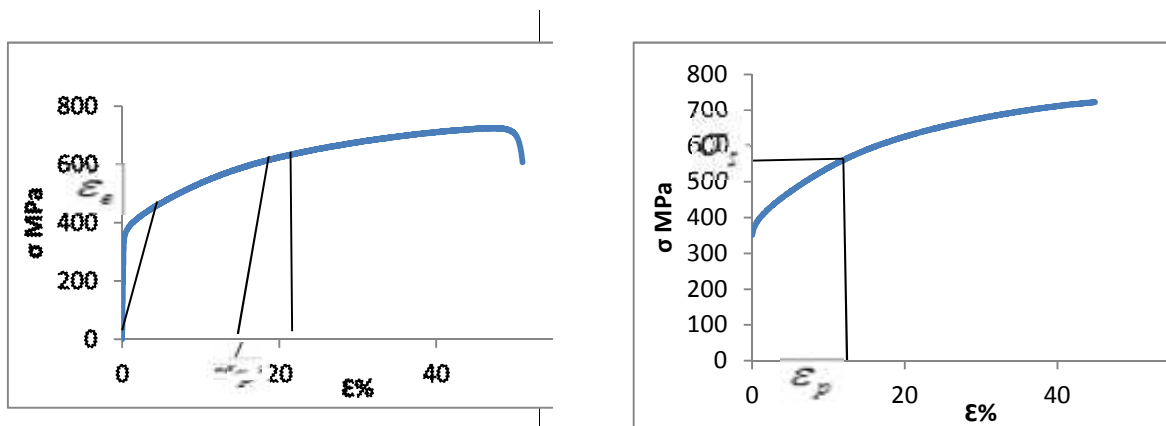


Figure II 4 : les courbes élasto-plastique / l'écrouissage

1.1. Description du modèle constitutif

Dans cette section, le modèle phénoménologique constitutif, développé par IWAMOTO et al (16)(17), qui décrit le comportement mécanique des aciers TRIP. Ce modèle est basé sur une forme modifiée des modèles proposés par OLSON, G.B. et COHEN (18) et STRINGFELLOW (19) pour les aciers austénitiques.

Ces modèles supposent que des embryons martensitiques se forment aux intersections des bandes de cisaillement. L'augmentation de la fraction volumique de l'austénite dans les bandes de cisaillement f^{sb} , est décrite par la loi d'évolution Equation: (24)

$$\dot{f}^{sb} = a(1 - f^{sb})\dot{\epsilon}_a^{pslip} \quad (24)$$

$\dot{\epsilon}_a^{pslip}$: est le taux de déformation plastique effectif dans l'austénite dû à la déformation par glissement.

a : est un paramètre lié à l'énergie du défaut d'empilement. Est une fonction de la température OLSON, G.B. et COHEN

$\dot{\epsilon}_a^{pslip}$: Taux de contrainte et du paramètre d'axialité de contrainte, comme le montre l'équation suivante équation (25)

$$a = a_1 T^2 + a_2 T + a_3 - a_4 \sum \left[\frac{\dot{\epsilon}_a^{pslip}}{\dot{\epsilon}_y} \right]^M \quad (25)$$

a_1, a_2, a_3, a_4 : sont des paramètres matériels,

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

T est la température,

$\sum \frac{S_{ii}}{3S}$ Est le facteur de tri-axialité.

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

σ : est la contrainte effectif

Dans cet article, le paramètre de dépendance du taux de contrainte est ignoré car des simulations statiques simples sont effectuées. Pour ces raisons, α est défini par équation (26)

$$\alpha = \alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 - \alpha_4 \Sigma \quad (26)$$

Où $\alpha \geq 0$

Le taux de formation de martensite $\dot{f}^m$, formulé par IWAMOTO dépend de la probabilité qu'une intersection de bande de cisaillement forme un embryon martensitique tel que défini par STRINGFELLOW et al (27). Afin d'éliminer la complexité introduite par la probabilité distribution, SIERRA (29) est simplifié le taux de formation de martensite.

En conclusion, le taux d'augmentation de la fraction volumique de martensite $\dot{f}^m$, est également régie par la déformation plastique dans l'austénite, elle est donnée dans équation (27)

$$\dot{f}^m = A(1 - f^m) \dot{\epsilon}_a^{pslip}$$

$$A = ah(f^{sb})^{n-1}(1 - f^{sb}) \quad (27)$$

$$h = h_1 + h_2 \Sigma$$

η : gouverne le taux de formation de martensite et dépend de la tri-axialité, et η_1 et η_2

Sont des constantes. Le terme η remplace la fonction de distribution de probabilité b et équivaut à la force motrice de la formation martensitique g , définie dans l'équation cinétique d'origine.

1.2. Équations constitutives des vitesses de déformation plastique

Un aspect important de la transformation martensitique est l'adoucissement de la déformation qui se produit en raison de la déformation associée au processus de transformation. IWAMOTO et AUTRE (29) ont pris compte de cet adoucissement en introduisant dans le modèle constitutif un taux de déformation supplémentaire qui est proportionnel au taux d'augmentation de la fraction volumique de martensite. Ainsi, l'équation constitutive dépendante du mode de déformation pour la vitesse de déformation peut être établie comme suit : pour la formulation constitutive on a supposé une déformation infinitésimale.

La vitesse de déformation plastique $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ est supposé être la somme de la vitesse de déformation plastique $\dot{\epsilon}_{ij}^{pslip}$ induite par déformation de glissement dans l'austénite et la martensite, de $\dot{\epsilon}_{ij}^{ptrans}$ et la vitesse de déformation induite par la transformation martensitique. Ce dernier peut être décomposé en deux termes : une partie déviatorique, $\dot{\epsilon}_{ij}^{pshape}$ associé au changement de forme et une partie de dilatation $\dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat}$ qui exprime le changement de volume, équation (28).

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \dot{\epsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\epsilon}_{ij}^{ptrans} = \dot{\epsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\epsilon}_{ij}^{pshape} + \dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat} \quad (28)$$

IWAMOTO et al(28) ont effectué les tests de traction et de compression uni axiale avec acier inoxydable 304 austénitique et a prouvé que les courbes de contrainte-déformation en traction et en compression de l'austénite et la martensite dans l'acier TRIP sont asymétriques. D'autre part, MILLER et Mc DOWELL(30) a proposé la fonction de rendement, y compris le 3ème invariant de la contrainte déviatorique J_3 pour exprimer l'asymétrie des courbes contrainte – déformation en traction et en compression dans l'acier inoxydable austénitique en raison du développement des microstructures sans la transformation de phase.

Pour décrire le résultat expérimental rapporté par IWAMOTO et al(29), la fonction du rendement incluant J_3 est donnée par Eq(29):

$$f = J_2 - K \frac{J_3}{J_2^{\frac{1}{2}}} - \frac{1}{3} \bar{\sigma}^2 = 0 \quad (29)$$

$$J_2 = \frac{1}{2} S_{ij} S_{ij} \quad (30)$$

$$J_3 = \det |S_{ij}| \quad (31)$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3J_2 - k \frac{J_3}{J_2^{\frac{1}{2}}}} \quad (32)$$

S_{ij} est le tenseur déviatorique de la contrainte de Cauchy Equation(30) et $\bar{\sigma}$ est la contrainte équivalente Equation (31), 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 proposée par MILLER et Mc DOWELL (32) est utilisé comme indiqué dans

Equation(33).

$$\dot{k} = C_k (1 - k) \dot{\bar{\epsilon}}^{pslip} \quad (33)$$

Où C_k : C' est une constante,

$\dot{\bar{\epsilon}}^{pslip}$: Est la vitesse de déformation plastique équivalente de la déformation par glissement dans un acier TRIP SIERRA et Al (29) ont ignoré, dans leur étude, l'évolution de la texture de l'acier TRIP afin de parvenir à simplifier la condition de rendement. Le comportement asymétrique est pris en compte dans l'état de

Chapitre II : méthodes des éléments finis

contrainte dépendant du paramètre, SERRI et al(31) ont introduit une loi de contrainte-déformation équivalente $\bar{\sigma}_{am}(\bar{\epsilon}^{pslip})$ Eq(36) pour le matériau à deux phases contenant la fraction volumique instantanée de martensite, f^m . Représente La loi de contrainte-déformation effective est approximée à l'aide d'une règle de mélanges.

Avec cette simplification ajoutée, la condition de rendement est donnée par Eq.(32)

$$\bar{S} = \sqrt{3J_2} \quad (34)$$

$$F = \bar{S} - \bar{S}_{am} \quad (35)$$

$$\bar{S}_{am} = f^m S_m(\bar{\epsilon}^{pslip}) + (1 - f^m) S_a(\bar{\epsilon}^{pslip}) \quad (36)$$

Où les indices a et m se réfèrent respectivement aux phases austénitique et martensitique.

Σ_m et σ_a sont la contrainte-déformation effective des phases austénitique et martensitique Eqs(37)-(38) :

$$S_m = S_{ym} + c_{1m} \left\{ 1 - \exp(-c_{2m} \bar{\epsilon}^{pslip}) \right\}^{c_{3m}} \quad (37)$$

$$S_a = S_{ya} + c_{1a} \left\{ 1 - \exp(-c_{2a} \bar{\epsilon}^{pslip}) \right\}^{c_{3a}} \quad (38)$$

Où les contraintes d'écoulement S_{ym} et S_{ya} sont fonction de la température selon

Equations (39) (40)

$$S_{ya} = c_{4a} \exp(-c_{5a} T) \quad (39)$$

$$S_{ym} = c_{4m} \exp(-c_{5m} T) \quad (40)$$

Chapitre II : méthodes des éléments finis

L'acier TRIP subit un comportement élasto-plastique si la limite de rendement est égale à zéro.

$\dot{\epsilon}_{ij}^{pslip}$: Est le tenseur de la vitesse de déformation plastique induite par la déformation par glissement. Sa formule est donnée par Equation(41):

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{pslip} = \dot{\bar{\epsilon}}^{pslip} \frac{\partial F}{\partial S_{ij}} \quad (41)$$

Où

$$\frac{\partial F}{\partial S_{ij}} = \frac{3S_{ij}}{2\bar{S}}$$

$\dot{\epsilon}_{ij}^{pshape}$ Et $\dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat}$ sont des tenseurs du taux de déformation plastique induit par transformation, le premier décrit le changement de forme, le second décrit le changement de volume. Les formules pour les deux sont données dans Eqs(42)-(44)

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{pshape} = R \dot{f}^m \frac{\partial F}{\partial S_{ij}} \quad (42)$$

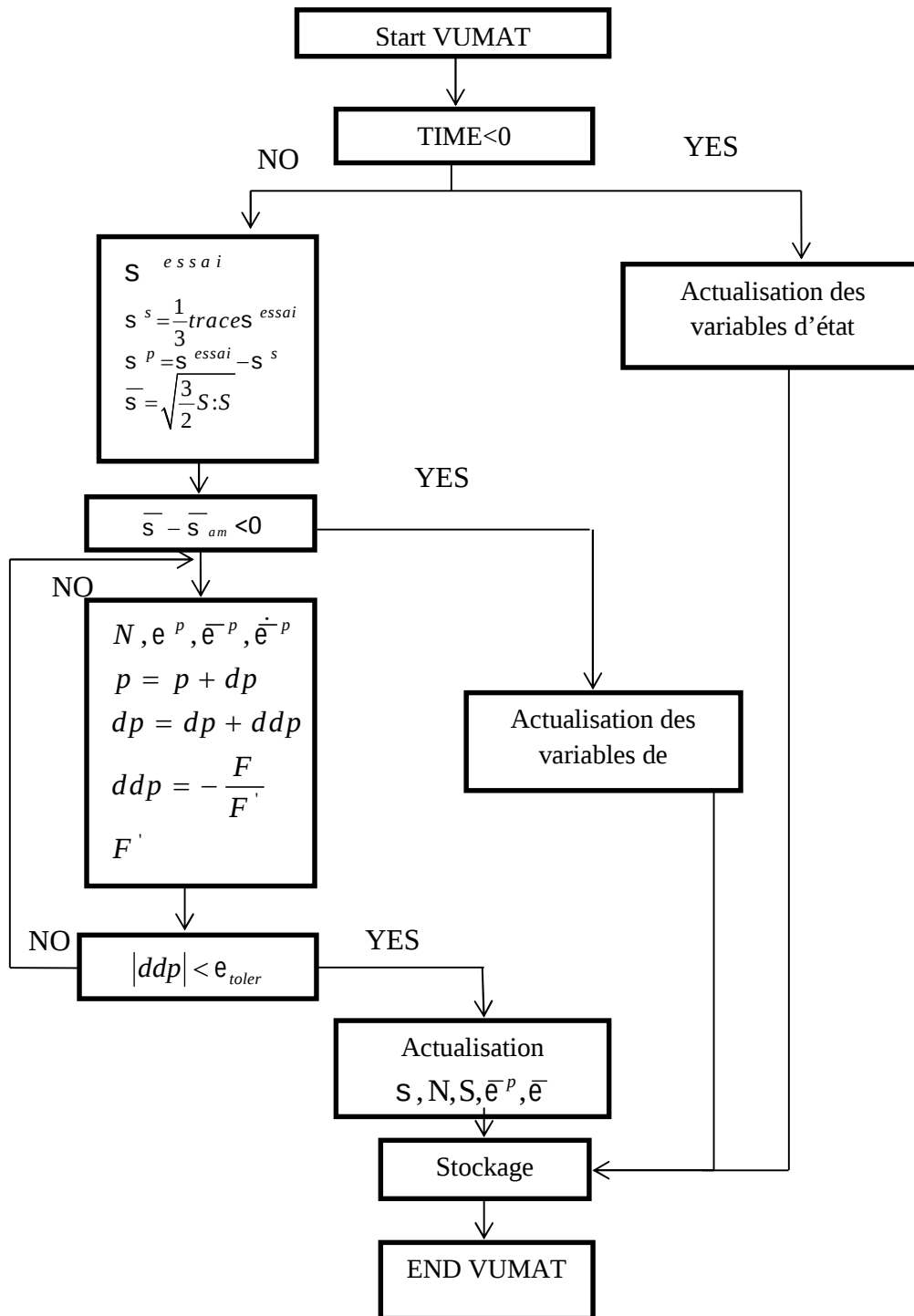
$$R = R_0 + R_1 \left(\frac{\bar{S}}{S_{ya}} \right) \quad (43)$$

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat} = \frac{1}{3} \Delta \dot{f}^m d_{ij} \quad (44)$$

Où R est un paramètre qui explique l'ampleur des changements de forme, R_0 et R_1 sont les suivantes constantes, σ_{ya} est la limite d'élasticité de la phase austénite mère, représente le changement de volume et Δf est la fonction delta de KRNOECKER.

Et pour avoir les courbes de cette modélisation nous avons utilisé les vingt-trois variables d'entrées, ou on a calibré les dix paramètres de l'austénite et de la martensite.

L'organigramme de la VUMAT



Organigramme II 1: L'organigramme de la VUMAT

Conclusion

Dans ce chapitre nous avons présenté en premier la formulation variationnelle de l'équation d'équilibre et les différents modèles de simulations numériques pouvant être utilisés lors de notre étude. Parmi eux, nous citons le modèle élasto-plastique sa discrétisation puis d'écrouissage isotropique intégré dans ABAQUS, ainsi que le modèle d'IWAMOTO qui est implémenté dans le code de calcul sous forme d'une subroutine VUMAT comportant différents paramètres propres à notre étude et à l'acier utilisé.

CHAPITRE

III

1. Introduction

Dans ce chapitre nous donnons les résultats obtenus dans notre travail qui es basé sur la simulation numérique d'un essai de traction simple dans le code de calcul par élément fini ABAQUS, sur plusieurs éprouvettes afin d'approcher à l'expérimental, où nous allons voir les différents résultats obtenus ainsi que les interprétations et la caractérisation mécanique de nos différentes éprouvettes.

2. Présentation des résultats expérimentaux

La partie expérimentale a été réalisés par notre collègue CHIRIFI Amar, il a effectué un essai de traction simple pour quatre éprouvettes de déférent rayons (R300, R20, R10 et R7.5).



Figure III 1: Les éprouvettes étudiées

2.1 Le matériau étudié

1. Caractéristique chimique

Le matériau étudié est un acier d'effets TRIP 304L, sa composition chimique *standard* utilisés dans ces travaux, est donnée dans le tableau III.1

Désignation	ASTM	304L
	EURO NORM	X2CrNi18.9 (1.4307)
Composition chimique	C	0.022
	Si	0.15
	Mn	1.34
	P	0.025
	S	0.005
	Cr	18.18
	Ni	8.04
	N	0.050
	Mo	-
	Cu	-

Tableau III 1: caractéristique chimique

2. Caractéristiques mécanique :

Dureté-brinell	Allongement à la rupture %	Modules de Young [Gpa]	Résistance a la traction [Mpa]	Résistance aux chocs [j ml]
160-190	60	180-210	520	20-136

Tableau III 2: caractéristiques mécanique

3. Caractéristiques physique :

Density [g cm-3]
7,8

Tableau III 3: caractéristiques physique

Afin d'étudier le comportement mécanique et la cinétique de la transformation martensitique en acier 304L à effet TRIP, des essais de traction sur des éprouvettes entaillées à différents rayons de courbures ont été réalisés à température ambiante avec une vitesse statique. Les éprouvettes de traction utilisées sont montrées sur la **Fig. III.2.3.4 et 5**



Figure III 2: Epreuve de traction de rayon 300 mm



Figure III 3: Epreuve de traction de rayon 20 mm

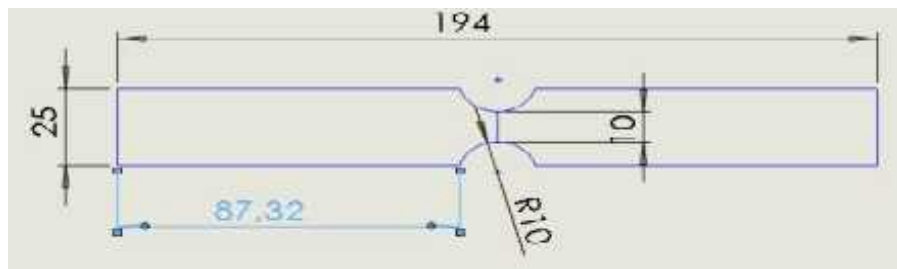


Figure III 4: Epreuve de traction de rayon 10 mm

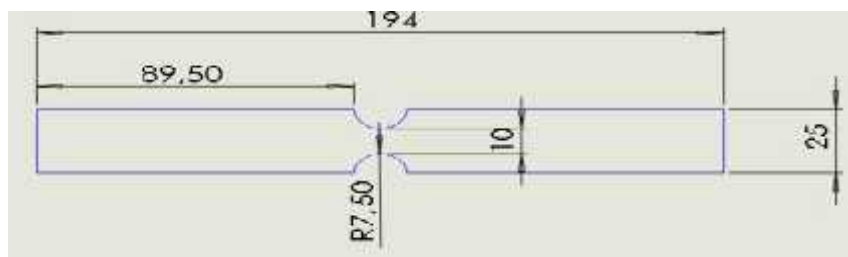


Figure III 5: Epreuve de traction de rayon 7.5 mm

4. Résultats expérimentaux

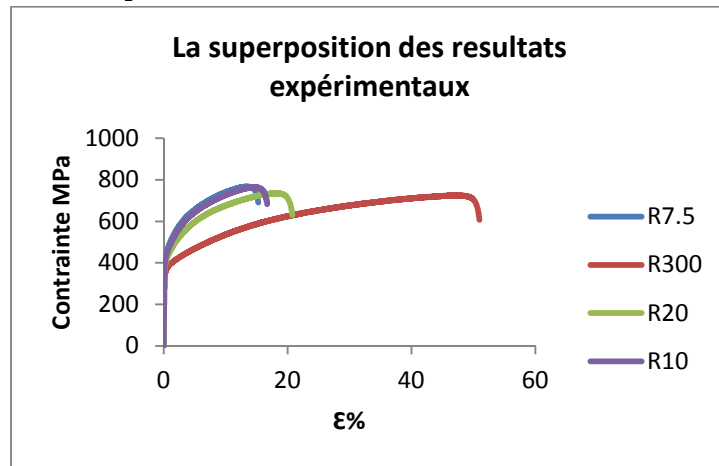


Figure III 6: superposition de courbes expérimentales

3. Calcul numérique

Les calculs seront menés selon les deux modèles proposés dans le deuxième chapitre

3.1 Modèle élasto-plastique

Nous avons réalisé une simulation numérique de l'essai de traction dans le code de calcul ABAQUS explicite. Après avoir implémenté les paramètres de plasticité suivants :

Déplacement	Force
0	351.0401
0.000132095	353.1046
0.000276199	354.5923
0.000408294	356.5353
0.000564407	357.7193
0.000708511	360.6946
0.001020735	362.5162
0.001176848	363.2145
0.00133296	364.186
0.001489072	365.3701
0.001645185	366.4934
0.001801297	367.5864
.	.
.	.
.	.
0.44943555	723.1028

Tableau III 4: les paramètres de la plasticité implémentés

Chapitre III : Calculs, résultats et interprétations

Nous avons aboutis au résultat montré dans la **figure (III-7) à figure (III-21)**.

Les résultats ont été tracé en courbes de force/déplacement dans ABAQUS et nous les avons converties en contraintes/déformations à partir de la loi suivante :

$$\sigma = \frac{F}{S}$$

σ : La contrainte (MPa)

F : la force (Newton)

S : la surface (mm^2)

$$\epsilon = \Delta L / L_0$$

ϵ : la déformation

ΔL : allongement

L_0 : la longueur initiale

3.1.1. L'éprouvette de rayon 300

a) Avant la déformation : (Figure III 7)

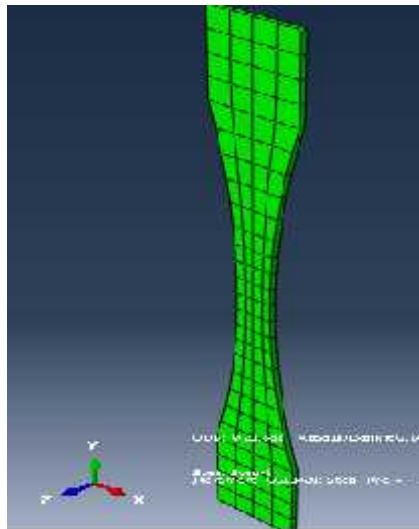


Figure III 7: L'éprouvette du rayon 300 avant déformation

b) Après déformation

1. La déformation de la contrainte du rayon 300 (von Mises) : **(Figure III 8)**

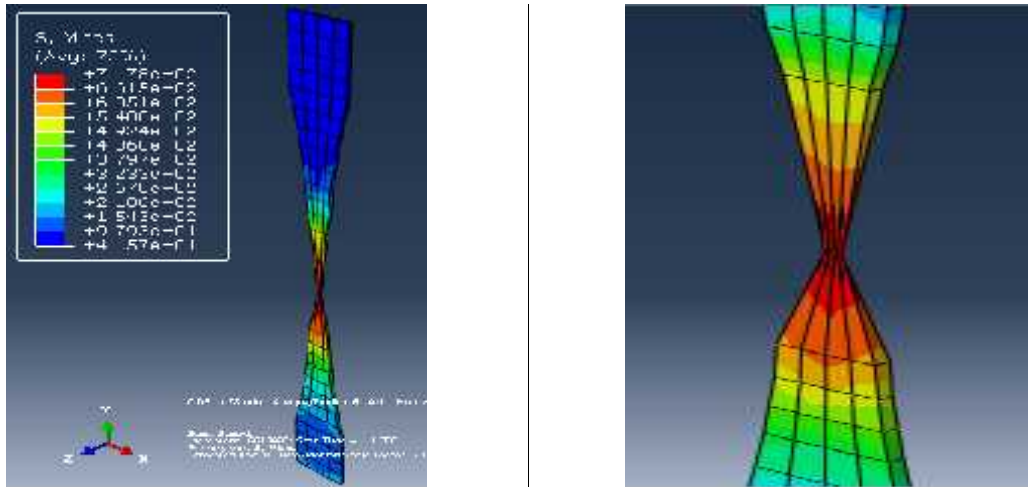


Figure III 8: Sur la gauche la déformation de la contrainte du rayon 300, sur la droite c'est un zoom de la partie active.

2. La déformation plastique équivalente du rayon 300 (PEEQ) : **(Figure III 9)**

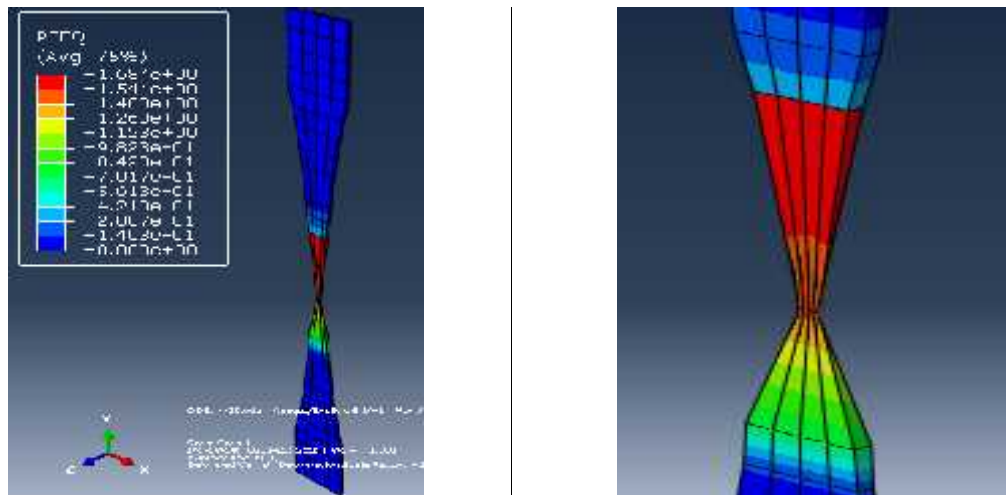


Figure III 9: Sur la gauche La déformation plastique équivalente du rayon 300, sur la droite c'est un zoom de la partie active

3. La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 300

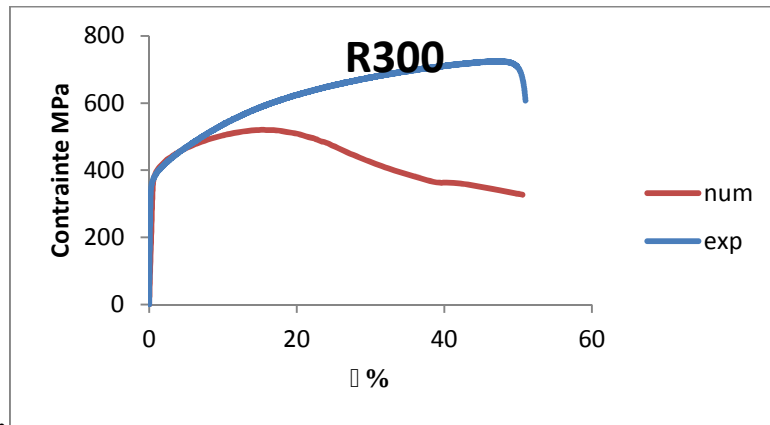


Figure III 10: La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 300

3.1.2. L'éprouvette de rayon 20

a) Avant déformation :

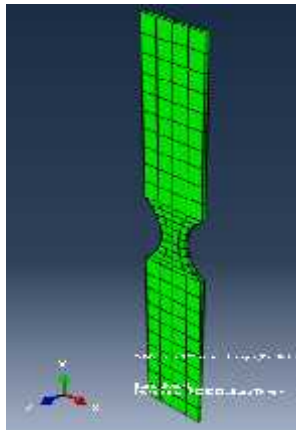


Figure III 11: l'éprouvette r20 avant déformation

b) Après déformation

1. La déformation de la contrainte du rayon 20 (von Mises) (**Figure III 12**)

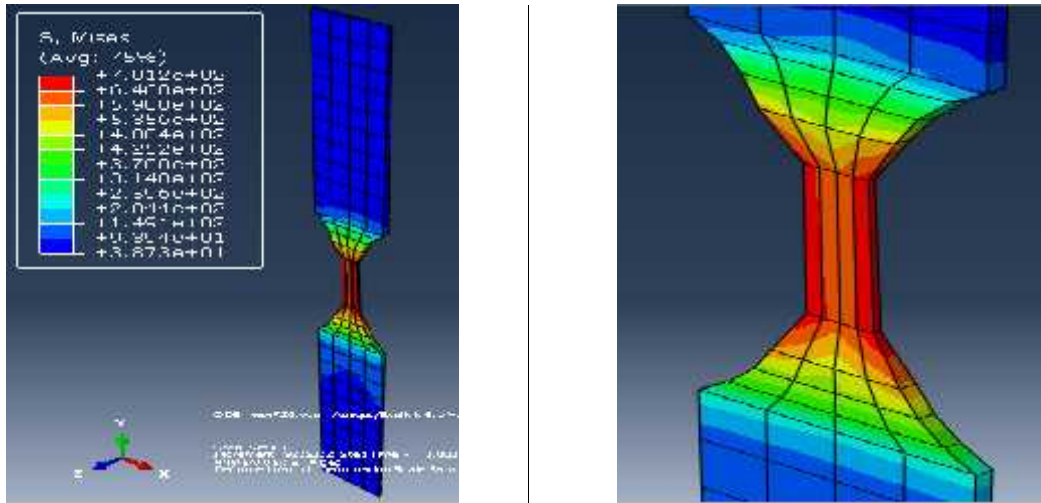


Figure III 12: Sur la gauche la déformation de la contrainte du rayon 20, sur la droite c'est un zoom de la partie active

2. La déformation plastique équivalente d rayon 20 (PEEQ) : (**Figure III 13**)

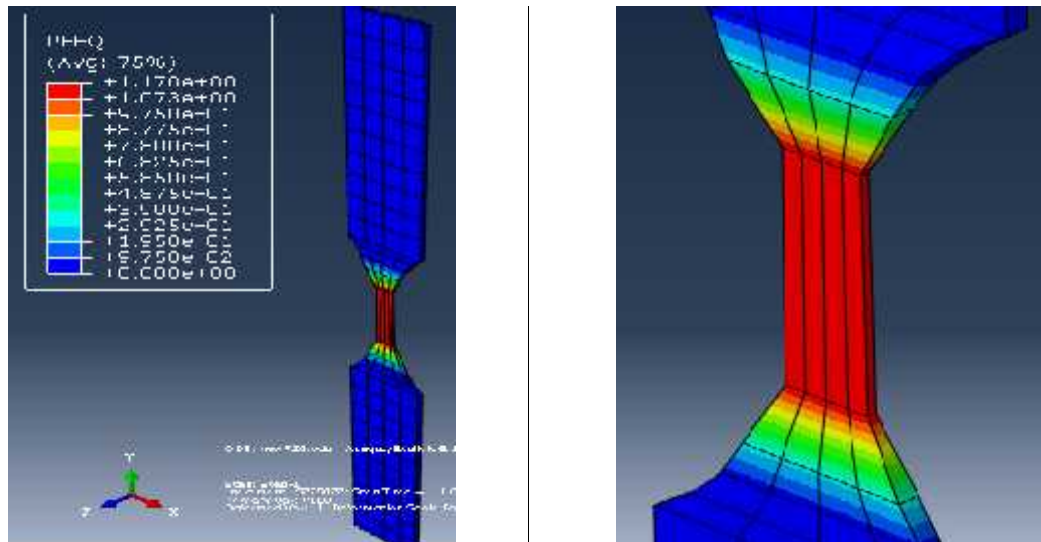


Figure III 13: Sur la gauche La déformation plastique équivalente du rayon 20, sur la droite c'est un zoom de la partie active.

3. La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 20: (**Figure III 14**)

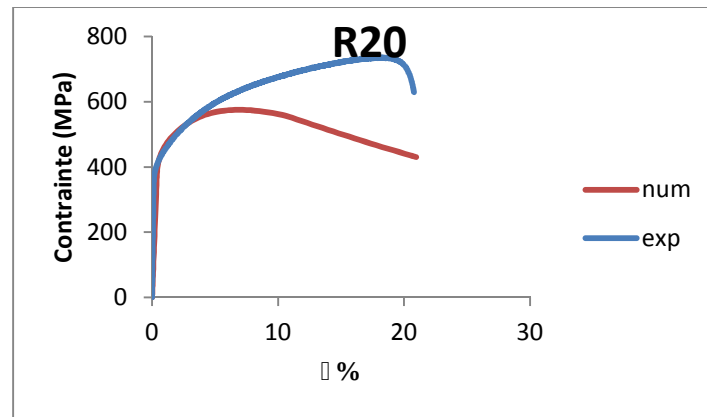


Figure III 14:La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 20

3.1.3. L'éprouvette de rayon 10

- a) Avant déformation :

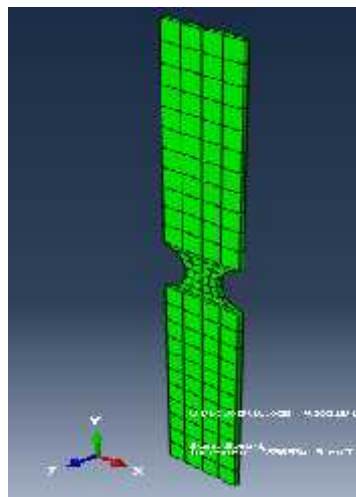


Figure III 15:L'éprouvette du rayon 10 avant déformation

b) Après la déformation

1. La déformation de la contrainte du rayon 10 (von Mises) : **(Figure III 16)**

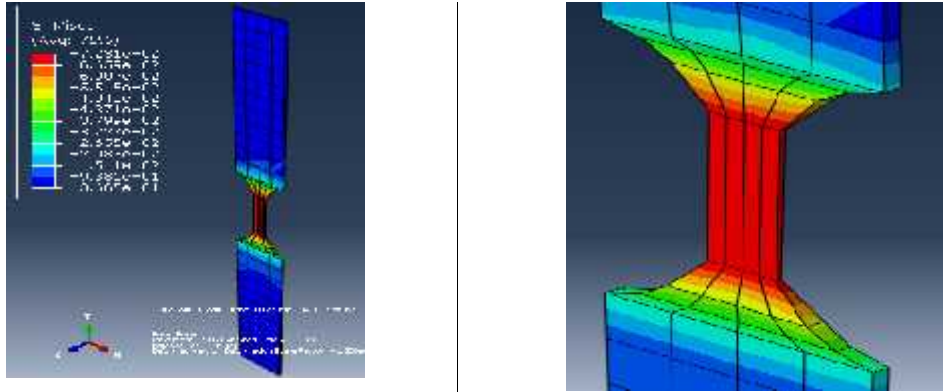


Figure III 16: Sur la gauche la déformation de la contrainte du rayon 10, sur la droite c'est un zoom de la partie active

2. La déformation plastique équivalente du rayon 10 (PEEQ) : **((Figure III 17)**

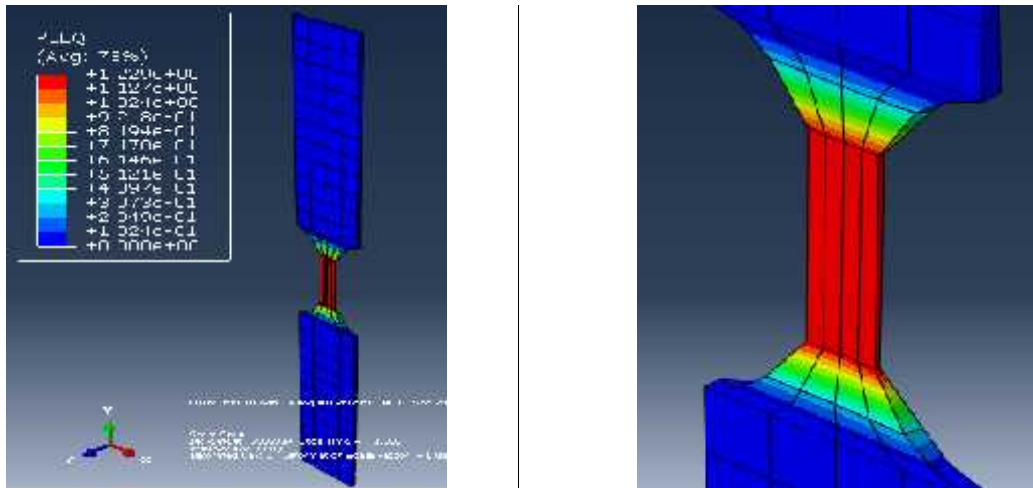


Figure III 17: Sur la gauche La déformation plastique équivalente du rayon 10, sur la droite c'est un zoom de la partie active

3. La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 10 :

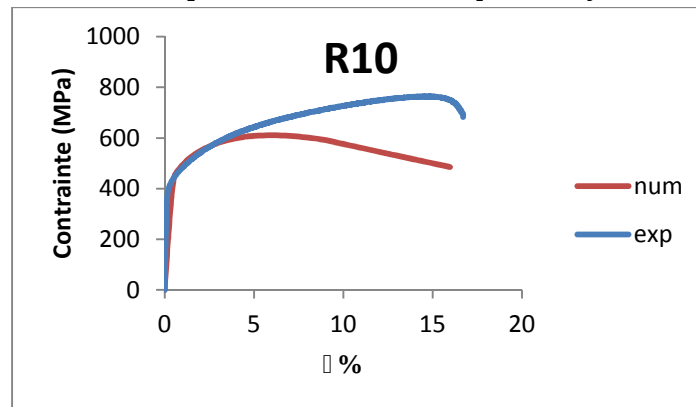


Figure III 18: La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 10

3.1.4. L'éprouvette de rayon 7.5

a) Avant déformation :

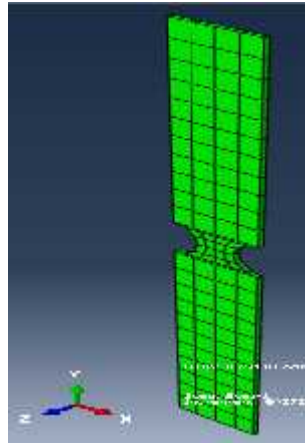


Figure III 19: L'éprouvette du rayon 7.5 avant la déformation

a) Après déformation

1. La déformation de la contrainte du rayon 7.5 (von Mises) : (Figure III 20)

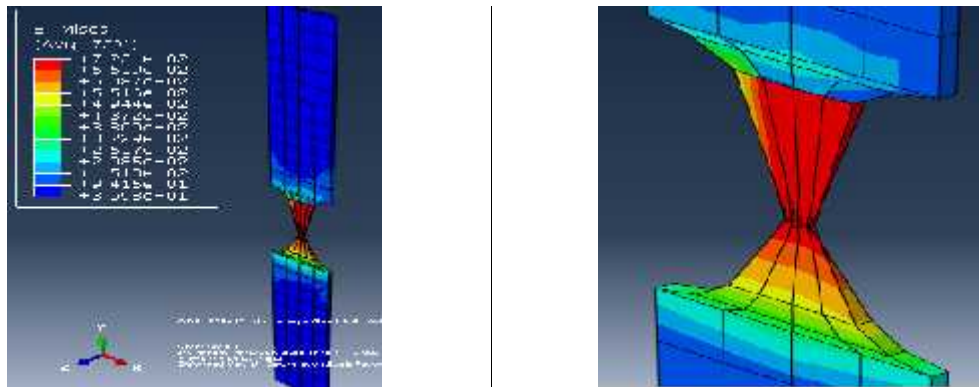


Figure III 20: Sur la gauche la déformation de la contrainte du rayon 7.5, sur la droite c'est un zoom de la partie active

2. La déformation plastique équivalente du rayon 7.5 (PEEQ) : (Figure III 21)

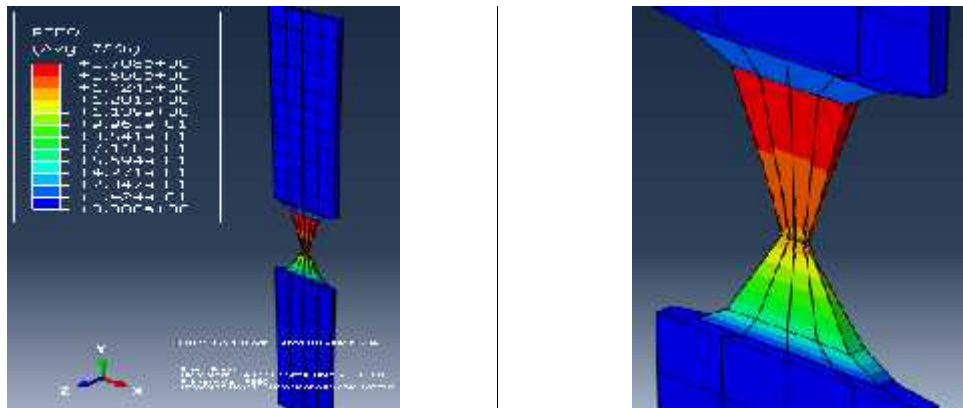


Figure III 21: Sur la gauche La déformation plastique équivalente du rayon 7.5, sur la droite c'est un zoom de la partie active.

3. Superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 7.5:

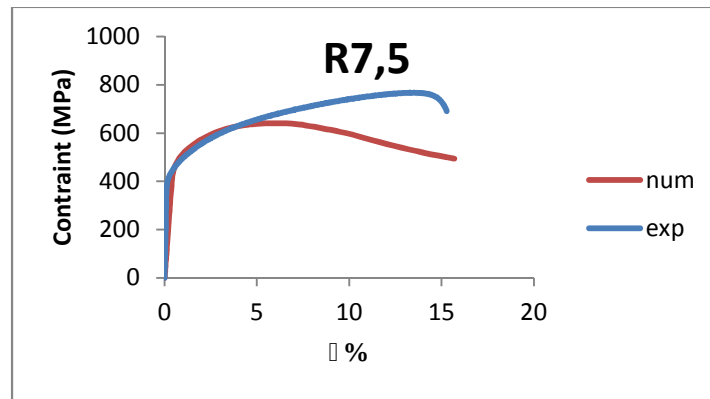


Figure III 22: La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 7.5

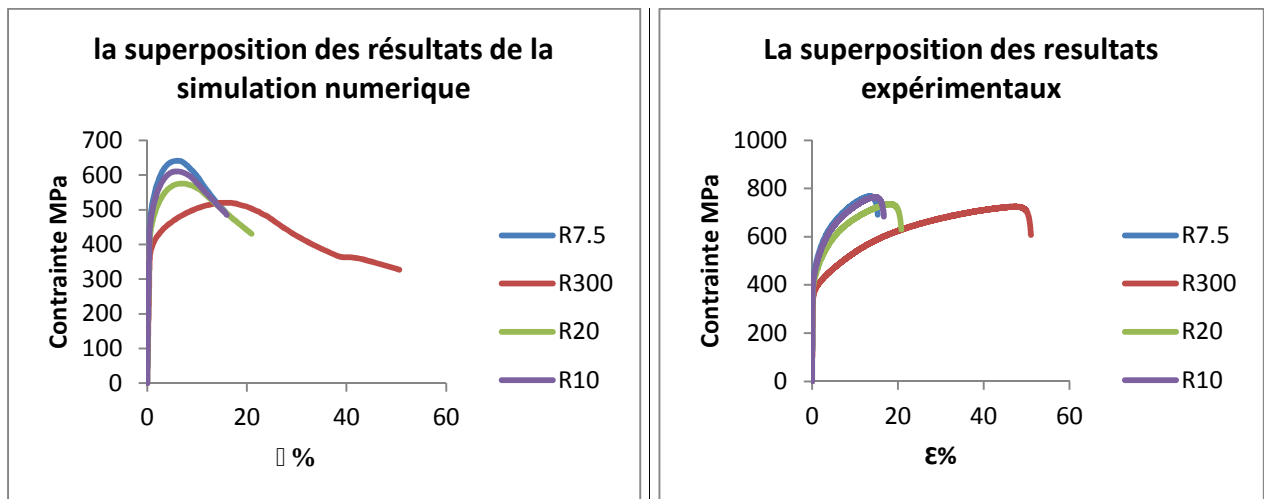


Figure III 23: superposition des résultats numérique \ expérimentaux

3.1.5. Interprétation des résultats

Une bonne concordance a été observée. Jusqu'à 50% de déformation entre les résultats numériques et expérimentaux. et ça est due à la transformation martensitique qui n'est pas prise en considération dans l'élasto-plastique.

3.2 Modèle IWAMOTO

Dans cette partie après avoir implémenter le modèle d'IWAMOTO développé par SIDHOUM dans le code de calcul par éléments finis ABAQUS avec un schéma de résolution DYNAMIQUE\Explicit nous avons effectué les simulations numériques d'essai de traction simple sur de différentes géométries des éprouvettes en 3D. Cela a pour but de calibrer les paramètres en tenons compte de la courbe expérimental. Nous avons abouti aux résultats montrés sur les **figures (III - 24)figures (III - 45)**

Chapitre III : Calculs, résultats et interprétations

Nom	Valeurs
E	180000
n	0.3
T	298
a_1	-0.00019
a_2	0.0242
a_3	14.6
a_4	-4.5
Z_n	4.5
h_1	50
h_2	45
R_0	0.02
R_1	0.02
d_r	0.02
C_{1a}	7000
C_{2a}	0.35
C_{3a}	0.58
C_{4a}	1023.5
C_{5a}	0.005
C_{1m}	2020
C_{2m}	23
C_{3m}	32
C_{4m}	2250
C_{5m}	0.0001

3.2.1. Eprouvette R300

Tableau III 5: les paramètres implémentés dans la VUMAT

a) Avant déformation :

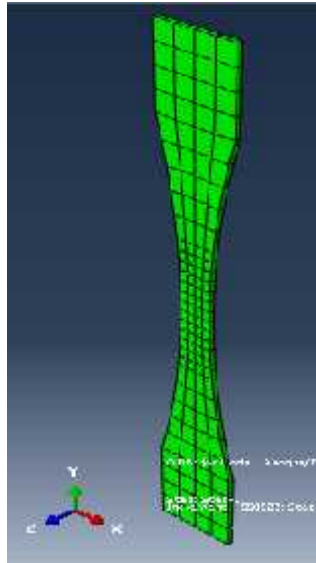


Figure III 24: L'éprouvette du rayon 300 avant la déformation

b) Après déformation

1. La déformation de la contrainte du rayon 300 (von Mises) : (Figure III 25)

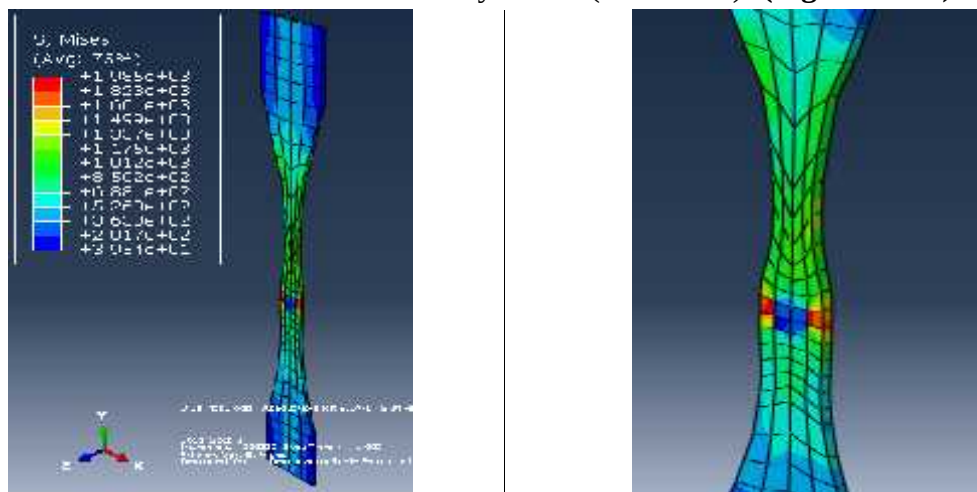


Figure III 25: Sur la gauche la déformation de la contrainte du rayon 300, sur la droite c'est un zoom de la partie active

2. Fraction volumique de la martensite du rayon 300 : (Figure III 26)

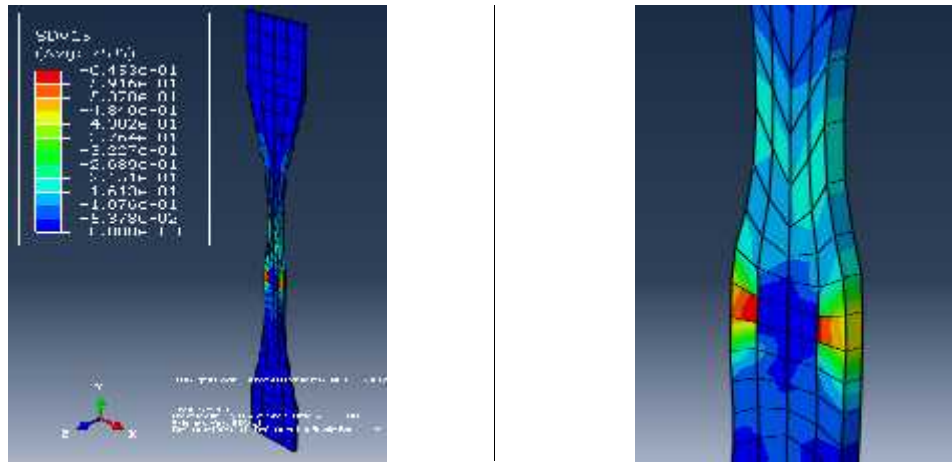


Figure III 26: sur la gauche la déformation de la fraction volumique de la martensite de rayon 300, sur la droite c'est un zoom de la partie active.

3. Déformation plastique équivalente du rayon 300: (Figure III 27)

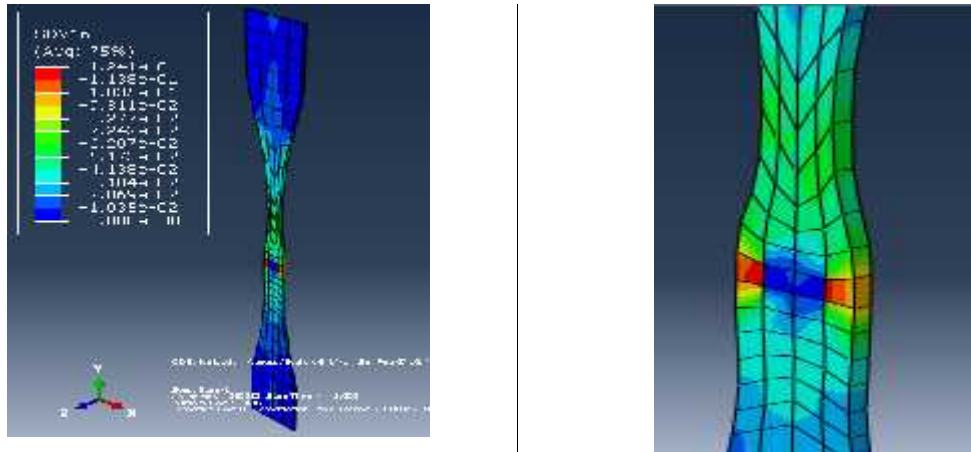


Figure III 27: sur la gauche la déformation plastique équivalente du rayon 300, sur la droite c'est un zoom de la partie active.

4. La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 300 :

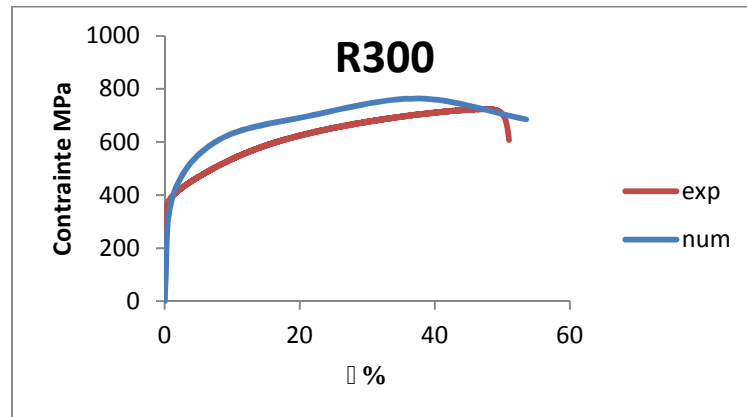


Figure III 28: La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 300

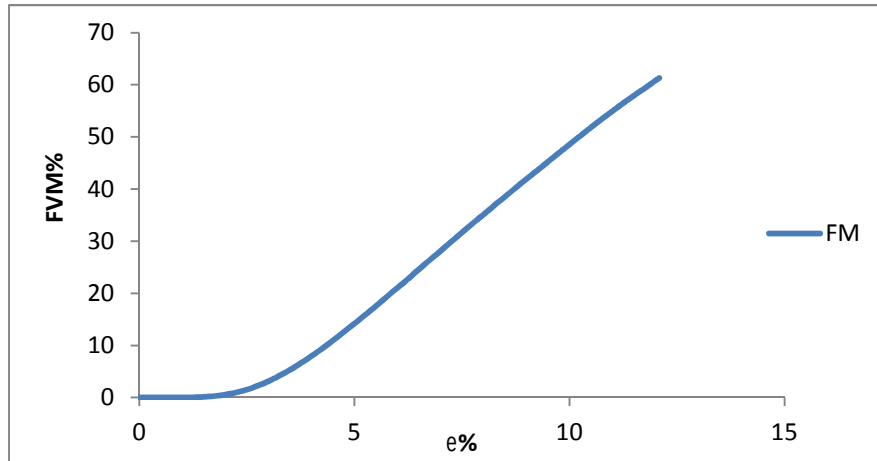


Figure III 29: courbe de la fraction volumique de la martensite en fonction de la déformation plastique du rayon 300

3.2.2. L'éprouvette rayon 20

a) Avant déformation :

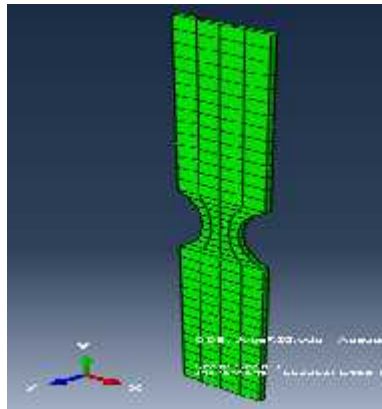


Figure III 30: L'éprouvette du rayon 20 avant la déformation

b) Après déformation :

1. La déformation de la contrainte de TRIP du rayon 20 (von Mises) : **(Figure III 31)**

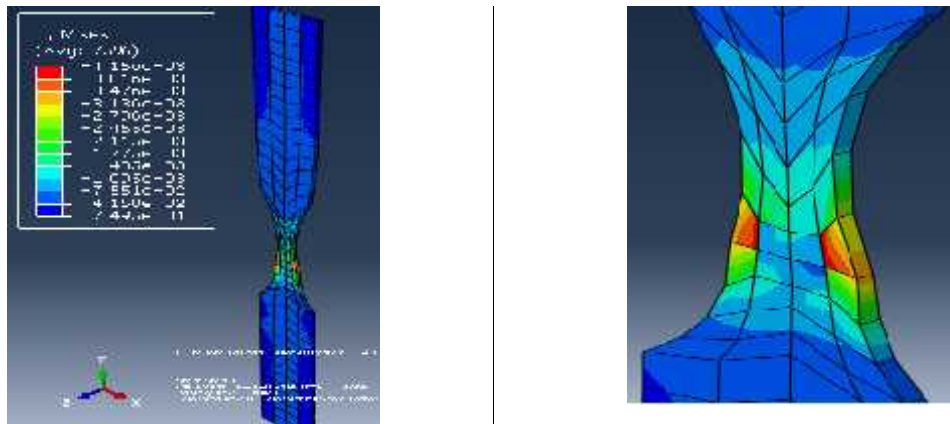


Figure III 31: Sur la gauche la déformation de la contrainte du rayon 20, sur la droite c'est un zoom de la partie active

2. Fraction volumique de la martensite du rayon 20: (Figure III 32)

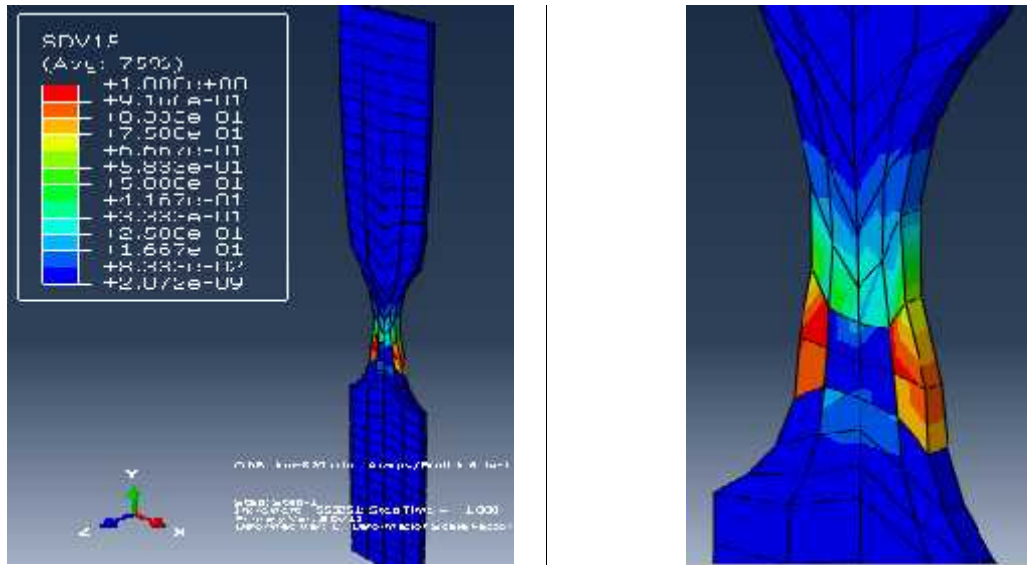


Figure III 32: sur la gauche la déformation de la fraction volumique de la martensite de rayon 20, sur la droite c'est un zoom de la partie active.

3. Déformation plastique équivalente de TRIP de rayon 20 : (Figure III 33)

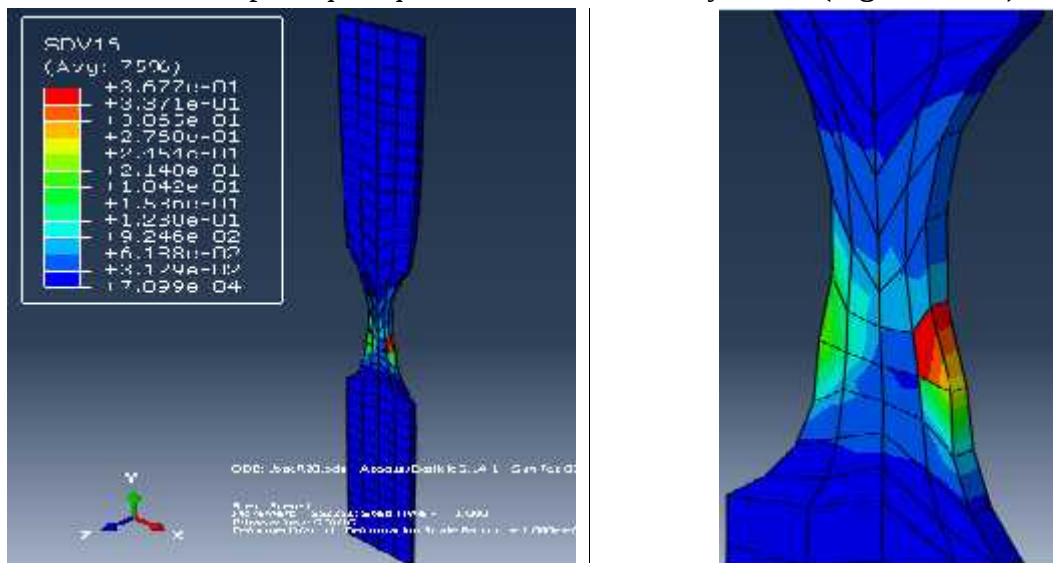


Figure III 33: sur la gauche la déformation plastique équivalente du rayon 20, sur la droite c'est un zoom de la partie active.

4. La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 20:

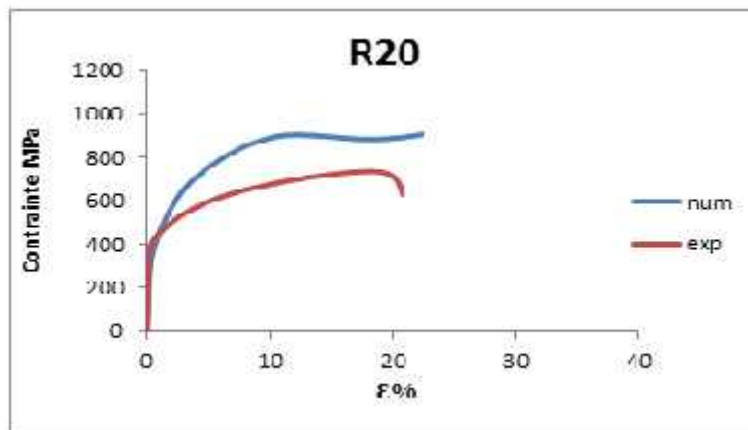


Figure III 34: La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 20

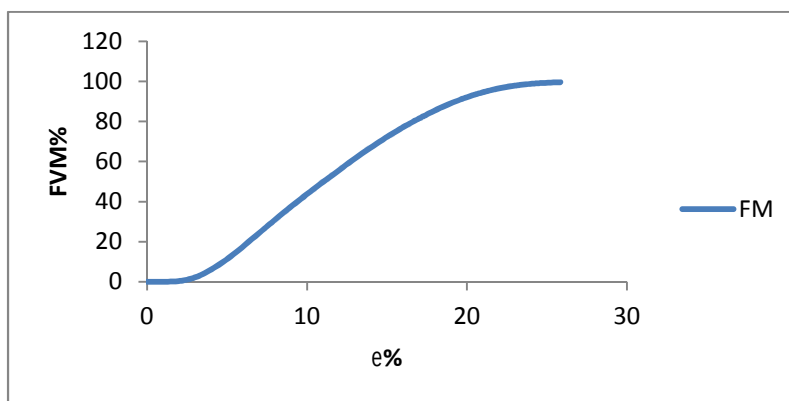


Figure III 35: courbe de la fraction volumique de la martensite en fonction de la déformation plastique du rayon 20

3.2.3. Eprouvette R10

a) Avant déformation :

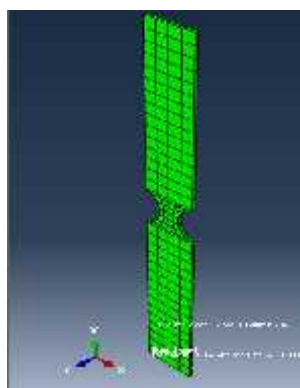


Figure III 36 : L'éprouvette du rayon 10 avant déformation

b) Après déformation

1. La déformation de la contrainte du rayon 10 (von Mises)(Figure 37)

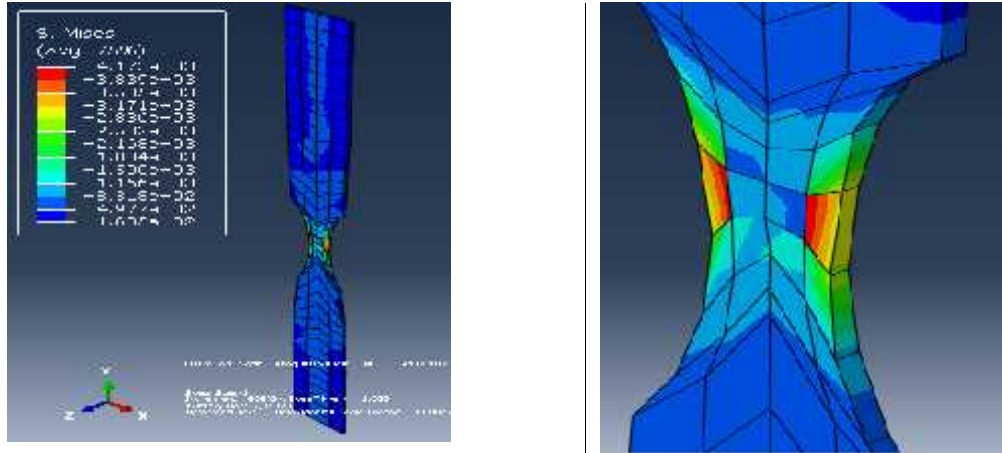


Figure III 37: Sur la gauche la déformation de la contrainte du rayon 10, sur la droite c'est un zoom de la partie active.

2. Fraction volumique de la martensite du rayon 10: (Figure III 38)

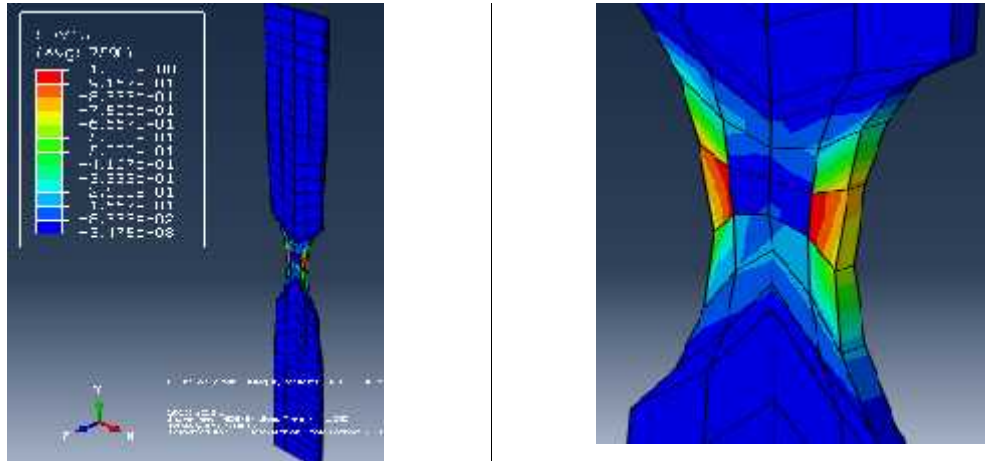


Figure III 38: sur la gauche la déformation de la fraction volumique de la martensite de rayon 10, sur la droite c'est un zoom de la partie active.

3. Déformation plastique équivalente de TRIP du rayon 10: (Figure III 39)

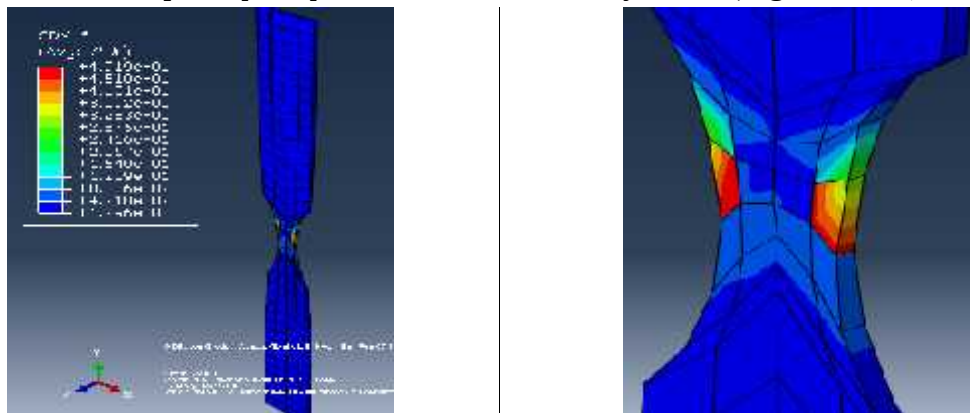


Figure III 39: sur la gauche la déformation plastique équivalente du rayon 10, sur la droite c'est un zoom de la partie active.

4. La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 10: (**Figure III 40**)

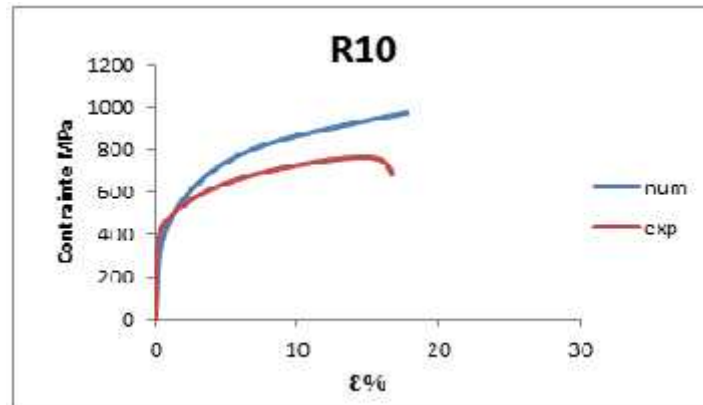


Figure III 40: La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 10

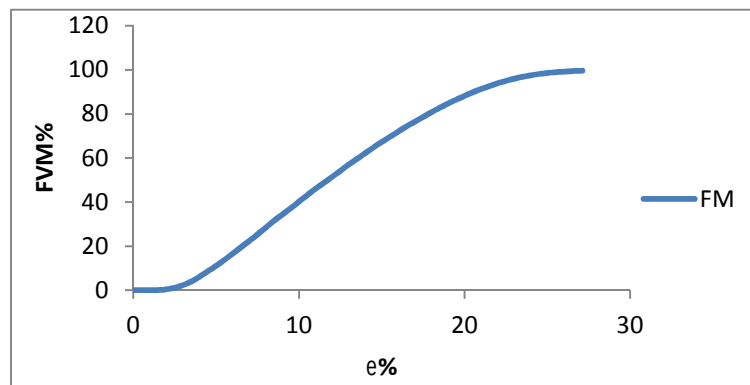


Figure III 41: courbe de la fraction volumique de la martensite en fonction de la déformation plastique du rayon 10

3.2.4. L'éprouvette R7.5

- a- Avant déformation : (Figure III 42)

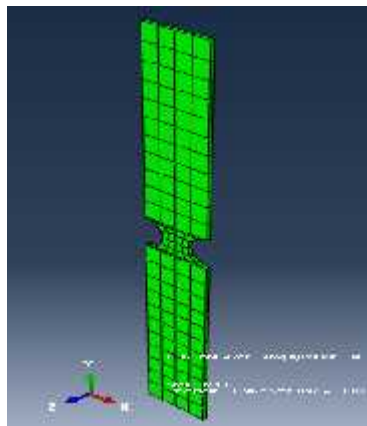


Figure III 42: L'éprouvette du rayon 7.5 avant déformation

- b- Après déformation

1. La déformation de la contrainte du rayon 7.5 (von Mises) : (**Figure III 43**)

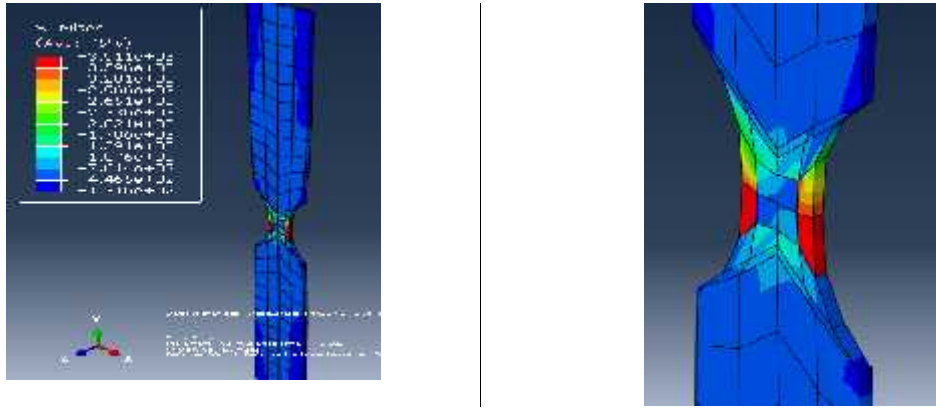


Figure III 43: Sur la gauche la déformation de la contrainte du rayon 7.5, sur la droite c'est un zoom de la partie active

2. Fraction volumique de la martensite du rayon 7.5: **(Figure III 44)**

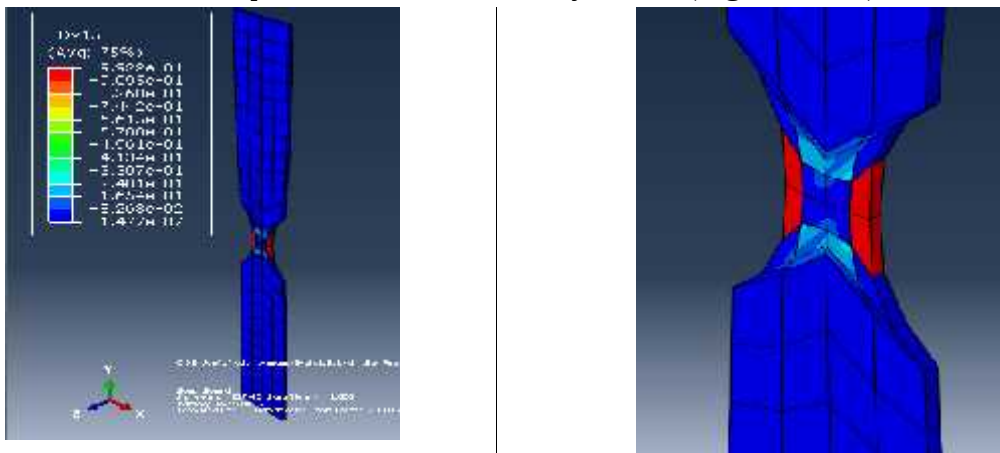


Figure III 44: sur la gauche la déformation de la fraction volumique de la martensite de rayon 7.5, sur la droite c'est un zoom de la partie active.

3. Déformation plastique équivalente de TRIP du rayon 7.5: **(Figure III 45)**

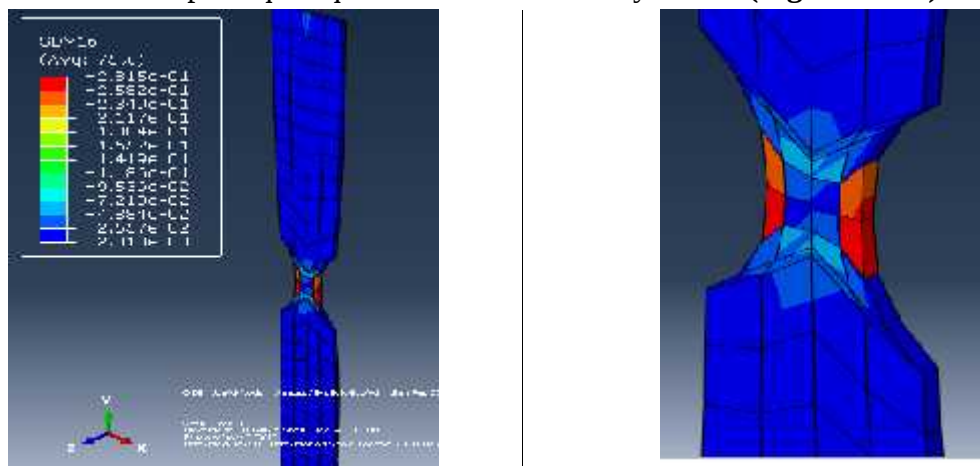


Figure III 45: sur la gauche la déformation plastique équivalente du rayon 7.5, sur la droite c'est un zoom de la partie active.

4. Superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 7.5: (Figure III 46)

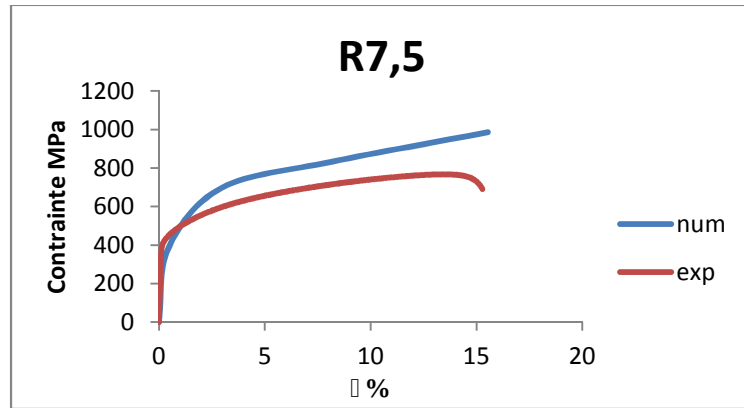


Figure III 46: La superposition des courbes expérimentale et numérique du rayon 7.5

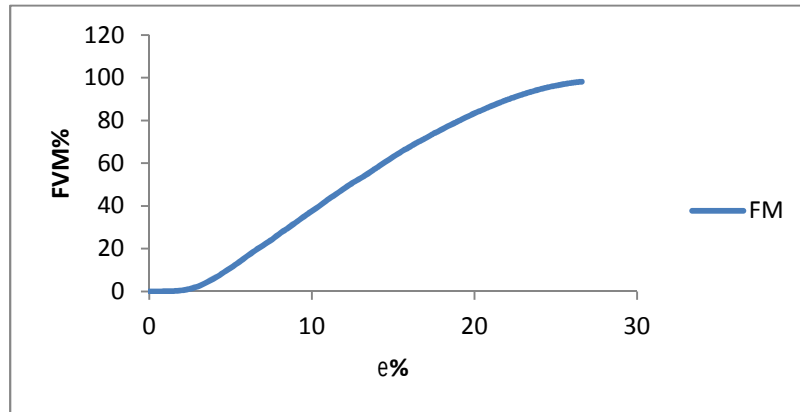


Figure III 47: courbe de la fraction volumique de la martensite en fonction de la déformation plastique du rayon 7.5

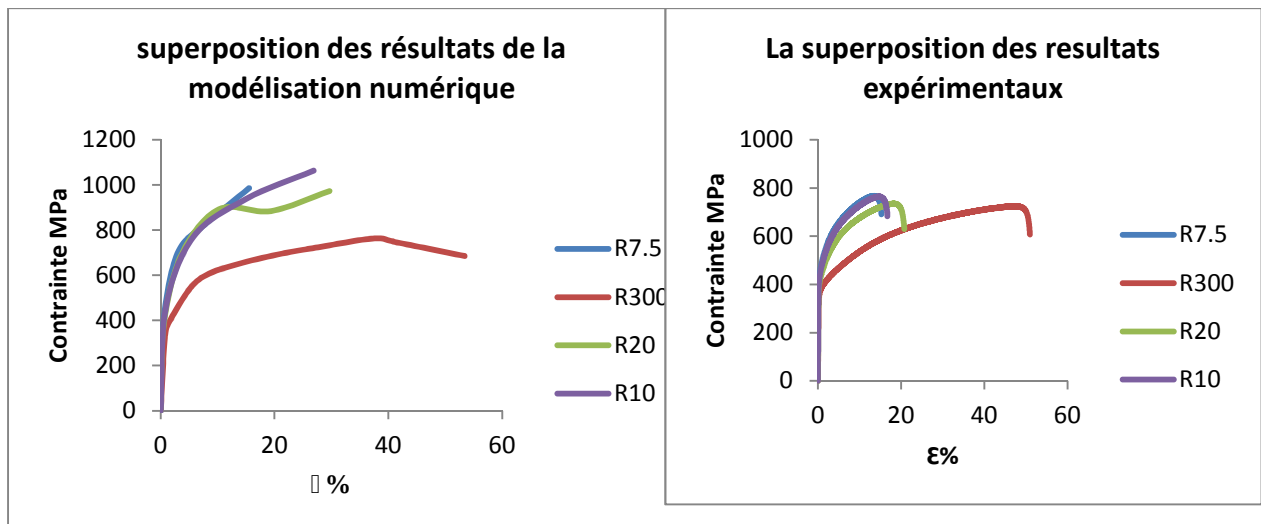


Figure III 48: superposition des résultats numériques\ expérimentaux

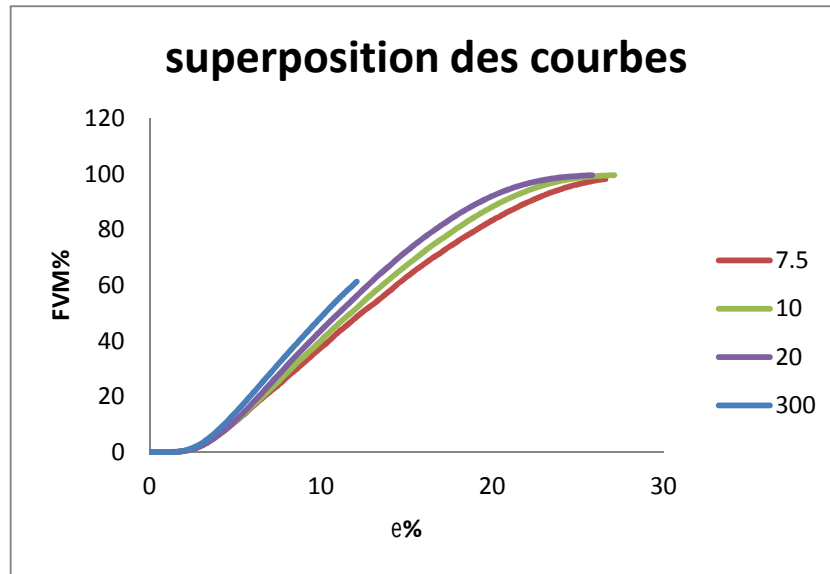


Figure III 49: superposition des courbes de taux de la martensite

3.2.5. Interprétation des résultats obtenus par la simulation numérique de modèle IWAMOTO

Nous avons confronté les simulations avec ABAQUS/explicit et les résultats expérimentaux pour les différents rayons de concentration de contraintes. Dans la modélisation nous constatons une convergence des allures des courbes, Cette comparaison montre que le modèle utilisé donne des résultats proches de l'expérience. Et ça due à la VUMAT car dans cette dernière la transformation de la martensite est prête on considération.

La superposition des courbes de taux de la martensite, nous remarquons plus que le rayon agrandi plus que le taux de martensite diminue, en fonction de déformation plastique équivalente. Contrairement aux résultats expérimentaux qui nous montrent l'inverse.

Conclusion

Ce chapitre présente les calculs et les résultats obtenus à l'aide de code de calcul par éléments finis ABAQUS, et aussi nous avons donné nos interprétations sur les différents résultats obtenus.

Conclusion générale

Ce mémoire avait comme objectif l'étude numérique sur l'influence de la concentration des contraintes sur la transformation martensitique et le comportement mécanique des aciers à effet TRIP. L'acier qu'on a choisis pour effectuer notre étude est l'acier TRIP entièrement austénitique du type 304L.

Le modèle d'IWAMOTO et al. Est utilisé pour simuler le comportement mécanique, la cinétique de transformation avec pris en compte de la concentration des contraintes. Toutes nos simulations ont été réalisées à l'aide du code d'éléments finis ABAQUS 6.14. La simulation numérique développée prédit l'évolution de l'écrouissage, des déformations, de la fraction de la martensite s'est formée. Les résultats obtenus ont été en bon accord avec les résultats expérimentaux réalisés par notre collègue le doctorant CHERIFI Amar.

En perspective de ce travail, il est souhaité de le reprendre en faisant des calculs avec des maillages plus raffinés. Aussi un couplage du modèle de doctorant CHIRIFI Amar à un critère de rupture est envisagé pour mieux approché la réalité physique.

Références :

- [1] : G.Beranger, G.Henry,G.Sanz. < Livre de l'acier>, Ed, SOLLAC ,1996
- [2] :MÉMOIRE DE MAGISTER réalisé par AMY Zahia.Caractérisation de l'acier inoxydableX5CrNi18-10 et étude de son oxydation à température. Année 2013
- [3] :C. Pierre-Jean : Acier inoxydable, Critère de choix et structure, Techniques de l'Ingénieur, traité matériaux métalliques, Vol, MB4, dossier M4540, Paris (2000).
- [4] : Fiches d'information -aciers inoxydables [partie 1].
- [5] : Aikin, A.R., From atoms to materials. Tribology & Lubrication Technology, 2020. **76**(10): p. 50-56.
- [6] : Caractérisation de l'acier inoxydable X5CrNi18-10 et étude de son oxydation à température page 22.
- [7] : Gobin Pierre Francois, GueninGerard, Morin Michel et Robin Michel,«Transformations de phases a l'état solide, transformations martensitiques», Cours de 4^e année au département Génie Physique et Matériaux. Lyon : INSA de Lyon, 1978
- [8] : Caractérisation de l'acier inoxydable X5CrNi18-10 et étude de son oxydation à température page 22
- [9] : Bouras, A., contribution a la modélisation de la transformation martensitique des alliages a mémoire de forme, 2014, Université de Batna 2.
- [10] : a et b Pierre-Jean Cnat, « Aciers inoxydables, critères de choix et structures », traité « Matériaux métalliques », Techniques de l'ingénieur, mars 2000, M4540
- [11] : These de doctorat de l'institut national des sciences appliquées (insa) de rouen (Plasticité induite par transformations de phases dans les aciers. Expérience vs modélisations page 23et 24).
- [12] : Cnat Pierre-Jean, «Aciers inoxydables, Critères de choix et structure», In : Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, 2000, vol. MB4, dossier M4540, Paris.
- [13] : L'Institut National des Sciences Appliquées de Lyon (Caractérisation non destructive de la transformation martensitique de l'acier 304L induite par déformation cyclique page 29).
- [14] : Pat L Mangonon. Jr. and Gareth Thomas, «The Martensite Phases in 304 Stainless Steel», Metallurgical Transactions A, 1970, vol. 1, pp. 1577-1586
- [15] : Mohsen Botshekan, Suzanne Degallaix and YannickDesplanques, «Influence of martensitic transformation on the low-cycle fatigue behaviour of 316LN stainless steel at

