

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



ⵍⵓⵎⵓⵔ ⵎⵓⵎⵎⵉⵔ ⵉⵏ ⵜⵉⵣⵉⵓⵣⵓ

Faculté du Génie de la Construction

Département de Génie Mécanique

MEMOIRE DE MASTER

OPTION - Génie Mécanique
SPECIALITE - Construction Mécanique.

Présenté par

AFIR Merouane

AMALOU Adlane Younes

THEME

**Influence de la tri-axialité des contraintes sur la
transformation martensitique des aciers TRIP304L**

Devant le jury composé de

M ^r .	ALMANSBA	MADJID	Professeur	UMMTO	President
M ^r .	FELALI	SAID	MAA	UMMTO	Examineur
M ^r .	FERHOUM	Rabah	Professeur	UMMTO	Promoteur

Date de la soutenance – 20/02/2020 à la salle du Département de Génie Mécanique FGC UMMTO

Année Universitaire - 2018/2019

Remerciements

Nous remercions, avant tout, le bon **DIEU** le tout puissant de nous avoir donné la Santé, le courage et la volonté pour finir ce travail.

Nous souhaitons exprimer toute notre gratitude à notre promoteur Monsieur FERHOUM RABAH pour sa confiance ses orientations et sa disponibilité Constante, tout au long de notre travail.

Nous tenons à remercier monsieur CHERIFI pour l'aide qu'il nous a apporté, et les membres du laboratoire de génie mécanique de l'université de Boumerdes à leurs tête Mr AKSAS et Mr CHOUAIB pour leurs aide et contribution à la réalisation de nos essais mécaniques.

Nos remerciements vont également aux membres du jury Mr ALMANSBA MADJID ET Mr FILALI SAID qui nous ont fait l'honneur d'examiner notre travail.

Nous tenons également à remercier tous nos amis et toutes les personnes qui m'ont apporté leurs aides de près ou de loin pour réaliser ce travail.

Dédicaces

Je dédie ce modeste travail à :

Ma très chère mère qui a sans cesse cru en moi et à qui je dois tout.

Mon très cher frère et mes très chères sœurs qui m'ont toujours soutenu.

A toute la famille, Tous mes ami(e)s.

ADLANE YOUNES

Je dédie ce modeste travail à :

Mon très cher père et à ma très chère mère qui ont sans cesse cru en moi et à qui je dois tout.

A mes très chers frères et ma très chère sœur qui m'ont toujours soutenu.

Toute la famille, Tous mes ami(e)s.

MEROUANE

Sommaire

Introduction générale.....	1
-----------------------------------	----------

Chapitre I : Synthèse bibliographique

I.1. Introduction	3
I.2. Transformation martensitique	3
1.2.1 Origines de la transformation martensitique	6
1.2.2. Energie de faute d'empilement et mécanismes d'apparition de la martensite	8
1.2.3. Facteurs influençant la transformation martensitique	10
I.3. Etat de l'art sur l'effet TRIP	13
I.4. Mécanismes responsables du TRIP	17
I.5. Aciers à effet TRIP	19
I.6. Comportement mécanique des aciers à effet TRIP	23
I.7. Définition et principe de la tri-axialité	27

Chapitre II : Matière d'essai et technique expérimentales

II.1 Introduction	28
II.2 Matériau étudié	28
II.3 Usinage des éprouvettes	30
II.4 Procédure expérimentale.	32
II.4.1 Essai de traction	32
II.4.2 Essais de pliage	37

Sommaire

II.4.3. Application	44
---------------------------	----

Chapitre III : Résultats et interprétations

III.1 Introduction	46
--------------------------	----

III.2 Résultats des expériences	46
---------------------------------------	----

III.2.1 Courbes de traction	46
-----------------------------------	----

III.2.2 Courbe de pliage.....	53
-------------------------------	----

Conclusion générale	54
----------------------------------	-----------

Références bibliographiques.

Liste des figures

Figure I.1 : Structures cristallines de la martensite	4
Figure I.2 : Différentes variantes de martensite	5
Figure I.3 : Structures cristallines de l'austénite	6
Figure I.4 : Variation de la température de début de transformation en fonction de l'état de contrainte appliquée ($1\text{psi}=6,89\times 10^3\text{Pa}$).....	7
Figure I.5 : Représentation schématique de la variation de la contrainte critique de transformation avec la température d'essai	8
Figure I.6 : Mécanisme de déformation d'un acier austénitique à basse énergie d'empilement.....	10
Figure I.7 : Courbes d'évolution de la fraction volumique de martensite pour trois trajets de chargement : 1 traction, 2 torsion, 3 compression.....	11
Figure I.8 : Comparaison de la fraction volumique de martensite en fonction de la déformation Plastique pour des essais de traction et compression uniaxiales pour différentes températures [14].....	12
Figure I.9 . Influence de la vitesse de déformation sur la transformation martensitique d'un acier 304 pour des essais de traction uniaxiale (a) et équi-biaxiale (b) [15]	13
Figure I.10 : Plasticité de transformation finale sous des états de contrainte différents	14
Figure I.11 : Variation de la plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour une transformation complète. Acier 60 NCD 11.....	15
Figure I.12 : Evolution de la plasticité de transformation au cours d'un refroidissement en fonction de la fraction de phase produite pour différents états de chargement.	16
Figure I.13 : Evolution de déformation inélastique équivalente pour une transformation complète ($f=1$) en fonction de la contrainte équivalente appliquée pour différents types de chargement.	17
Figure I.14 : Mécanisme Greenwood Johnson. [21].....	18

Liste des figures

Figure I.15 : Mécanisme de Magee.....	19
Figure I.16 : Micrographie optique de l'acier AISI304. Apparition de martensite dans un grain d'austénite. [30].....	21
Figure I.17 : Schéma typiques du traitement thermique appliqué aux aciers multi-phasés à effet TRIP	22
Figure I.18 : Micrographies optiques des aciers TRIP multiphasés après attaque électrochimique (TRIP600-700-800-1000).....	23
Figure I.19 : Courbe σ vs ε d'un acier austénitique métastable, comportement de l'austénite et de la martensite, cinétique de transformation. [31]	24
Figure I.20 : Résultats expérimentaux obtenus en traction et en compression pour différentes températures sur un acier 304 : (a) courbe $\sigma - \varepsilon$ et (b) cinétique de la transformation martensitique. [14]	25
Figure I.21 : Comportement d'un acier austénitique 304 recuit à différentes températures et à une vitesse et à une vitesse de déformation de $10^{-3}S^{-1}$: (a)courbes de tractionconventionnelles (b) courbes de traction rationnelles (lignes continues) et variation du taux d'érouissage (lignes discontinues). [32].....	25
Figure I.22 : Comportement de l'acier AISI304 pour un essai de traction uni-axiale à différentes températures (-60°C, -30°C, 0°C et 23°C). Courbes $\sigma - \varepsilon$ et cinétique de transformation à -60°C mesurée par DRX en surface et à -100 μ m. [8].....	26
Figure I.23 : Evolution du coefficient d'érouissage pour un essai de traction uni axiale à différentes températures (-60°C, -30°C, 0°C et 23°C). [8]	27
Figure II.1 : Micrographie MEB réalisée sur la nuance Inox 304L à l'état initial.	29
Figure II.3 a : Eprouvette de traction normalisée de rayon 7.5 Mm	30
Figure II.3b : Eprouvette de traction normalisée de rayon 10 Mm	31

Liste des figures

Figure II.3c : Epreuve de traction normalisée de rayon 20 Mm.....	31
Figure II.3d : Epreuve de traction normalisée de rayon 300 Mm	31
Figure II.2 : diagramme de contrainte – déformation.....	33
Figure II.3 : Machine de traction utilisée.....	35
Figure II.4 : Epreuve placée sur la machine de traction Zwick/Roell Z250	36
Figure II.5 : Pliage sur presse-plieuse.....	37
Figure II.8 : pliage sur plieuse à sommier ou universelle.....	38
Figure II.9 : Pliage en V	38
Figure II.10 : Pliage en U	39
Figure II.11 : Pliage en L , ou en tombé de bord	39
Figure II.12 : Epaisseur d'un flan en flexion.....	40
Figure II.13 : Retour élastique lors d'un pliage.....	41
Figure II.14 : Les cotations d'une pièce pliée.....	43
Figure II.15 : Dispositif de pliage en V	45
Figure III.1 : Courbe de traction de l'éprouvette R 7.	47
Figure III.2 : Courbe de traction de l'éprouvette R 10.	47
Figure III.3 : Courbe de traction de l'éprouvette R 20.	48
Figure III.4 : courbe de traction de l'éprouvette R300.	48
Figure III.5 : Superposition des courbes de traction avec différent rayon.....	49
Figure III.6 : Courbe de variation du module de Young en fonction du rayon.	51

Liste des figures

Figure III.7 : Courbe de variation de la limite élastique en fonction du rayon.....	52
Figure III.8 : Courbe de variation de la résistance Maximale en fonction du rayon.	52
Figure III.9 : Essai de pliage 1	53
Figure III.10 : Essai de pliage 2.....	54

Liste des tableaux

Tableau I.1 : Composition chimique des principaux aciers inoxydables austénitiques.	20
Tableau I.2 : Composition chimique – Taille des îlots d’austénite – dosage de phase – teneur en carbone de l’austénite des aciers TRIP multi-phasés.	22
Tableau II.1 : Composition chimique de l’acier 304L.	28
Tableau II.2 : Caractéristiques de l’acier 304L.	30
Tableau III.1 : Caractéristiques mécaniques en traction de l’éprouvette R 7.5mm.	50
Tableau III.2 : Caractéristiques mécaniques en traction de l’éprouvette R 10mm.	50
Tableau III.3 : Caractéristiques mécaniques en traction de l’éprouvette R 20mm.	50
Tableau III.4 : Caractéristiques mécaniques en traction de l’éprouvette R 300mm.	51

Introduction générale

Introduction générale

Aujourd'hui, le contexte industriel joint à des exigences de compétitivité économique conduit les entreprises à de forts impératifs d'innovation technologique dont ceux relevant des matériaux de structures, et cela dans le but d'améliorer le rendement des entreprises dans les différents domaines tel que l'industries mécaniques, agroalimentaires, chimiques, transports, médecine, chirurgie, etc.

Prenons pour exemple l'industrie automobile, la diminution du prix et de la consommation de carburant inhérente à l'allègement des véhicules - ainsi que l'amélioration de la sécurité et la préservation de l'environnement restent des préoccupations majeures. Afin de répondre à ces exigences, les constructeurs automobiles introduisent des nouveaux matériaux innovants dont des aciers à haute ductilité.

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

Au cours de notre travail qui a pour but l'étude de l'influence de la triaxialité sur la transformation martensitique d'un acier à effet TRIP. Nous allons procéder à des essais de traction, de pliage. L'acier que nous avons utilisé est l'acier inoxydable 304 L. Pour bien mener notre travail nous avons usiné cinq types d'éprouvettes et nous les avons utilisés dans les différents essais.

Chaque éprouvette à une entaille avec un rayon diffère 7.5mm, 10mm, 20mm, 300mm et une cinquième éprouvette simple (métal sain), utilisé pour le pliage et la flexion en trois points.

Le présent travail est constitué de trois chapitres, un premier chapitre réservé à la présentation de la synthèse bibliographique où nous allons étudier des aciers à effet TRIP de leurs origines, leur formation et leur différent caractéristiques. Dans le deuxième chapitre on

Introduction générale

trouvera la partie essais et technique expérimentales, nous allons présenter les différentes étapes ainsi qu'aux différents appareils utilisés pour la réalisation de notre travail.

Enfin le chapitre III est celui qui regroupe les résultats et interprétation et où nous allons voir les différents résultats obtenu portant sur la caractérisation mécanique de nos éprouvettes après les différents essais subis (traction, pliage).

Pour terminer notre travail on a fait une conclusion générale sur notre étude et principaux résultats obtenue.

Chapitre I

Synthèse bibliographique

I.1. Introduction

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

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

I.2. Transformation martensitique

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

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

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

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

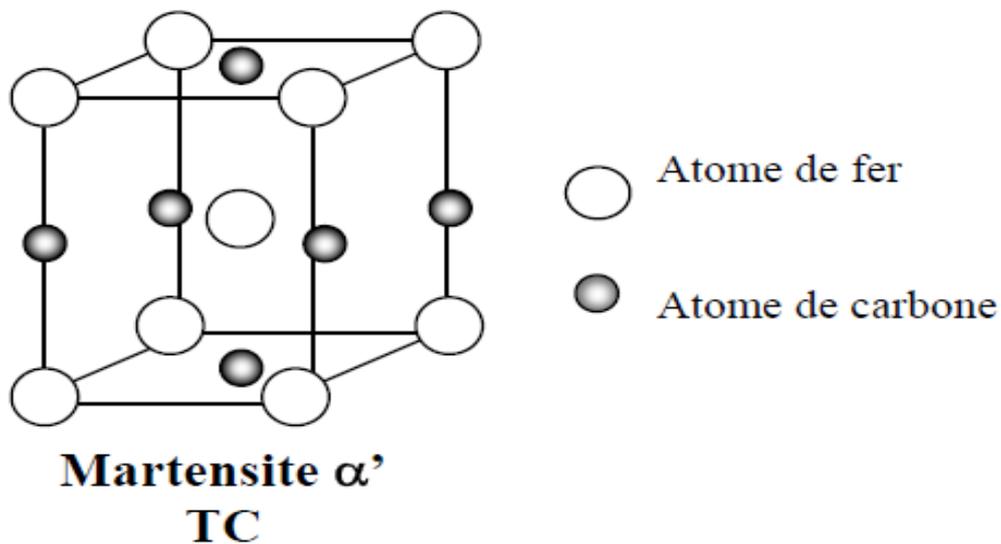


Figure I.1 : Structures cristallines de la martensite

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

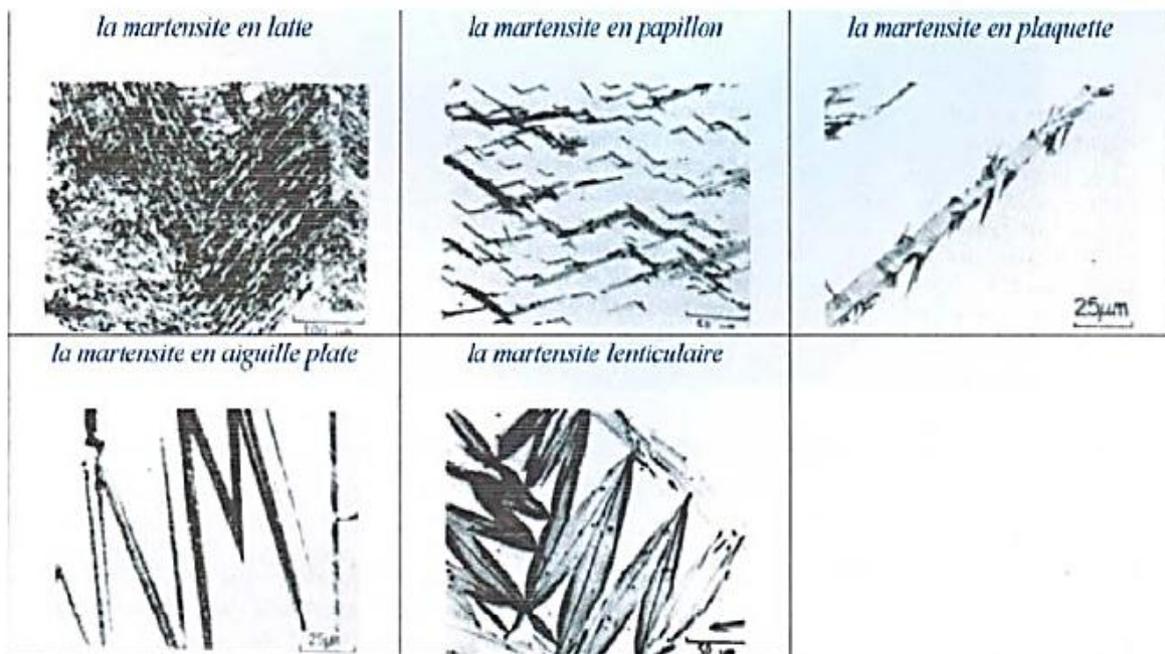
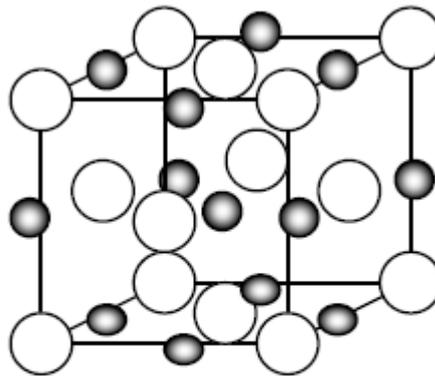


Figure I.2 : Différentes variantes de martensite

La dureté de la martensite est proportionnelle à sa teneur en carbone. Les aciers inoxydables à faible teneur en carbone possèdent des martensites molles par rapport aux aciers à forte teneur en carbone (>1%). [3]

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



Austénite γ
CFC

Figure I.3 : Structures cristallines de l'austénite

1.2.1 Origines de la transformation martensitique

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

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

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

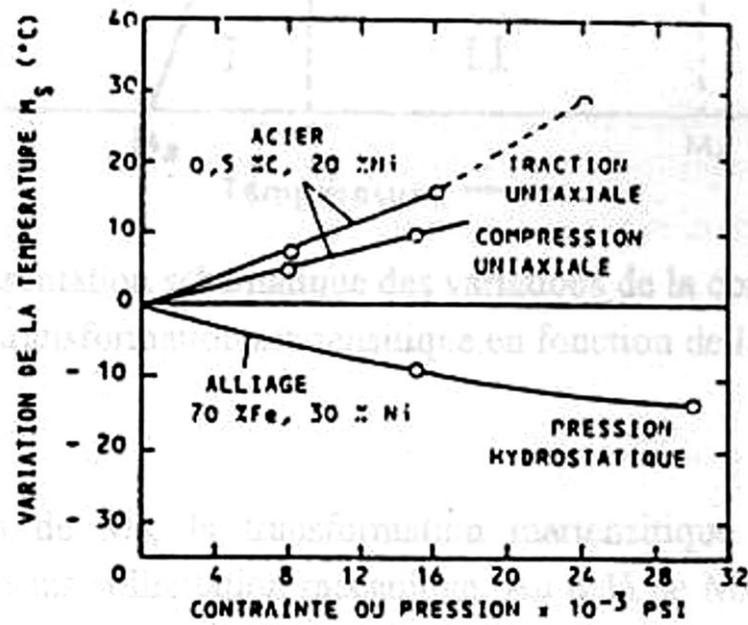


Figure I.4 : Variation de la température de début de transformation en fonction de l'état de contrainte appliquée (1psi=6,89x103Pa).

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

$$\frac{d\sigma_c}{dT} = \rho \frac{\Delta H}{\varepsilon_0 T_0} \quad (I.1)$$

Avec

ρ La masse volumique ;

ΔH L'enthalpie de la transformation ;

T_0 la température d'équilibre de la transformation ;

σ_c La contrainte ;

ε_0 La déformation de transformation.

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

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

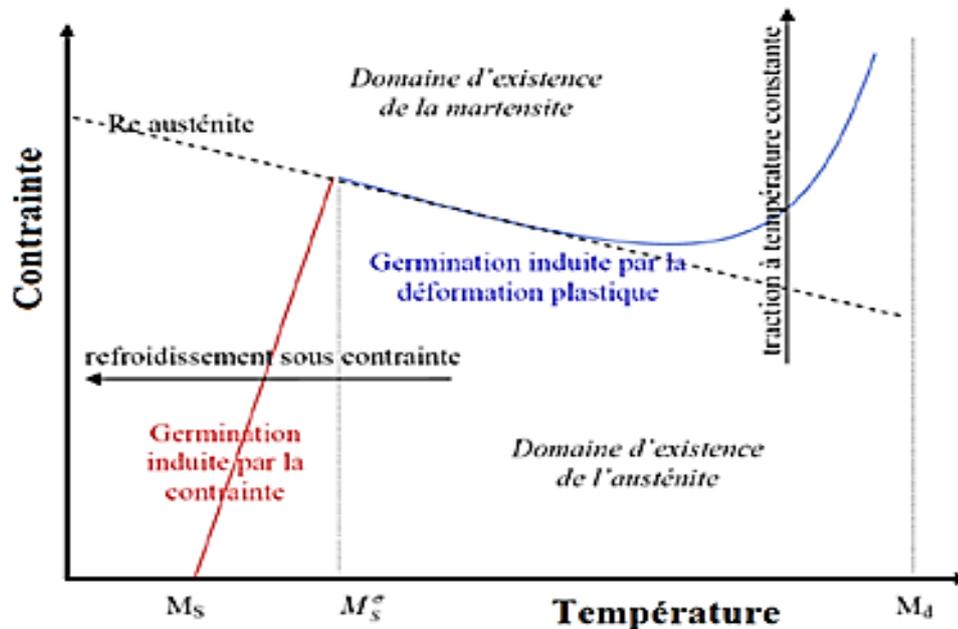


Figure I.5 : Représentation schématique de la variation de la contrainte critique de transformation avec la température d'essai

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

L'énergie de faute d'empilement (EFE) est un facteur essentiel de l'existence de la transformation martensitique induite par la déformation de l'austénite. Elle correspond à l'énergie par unité de surface d'une faute d'empilement dans un cristal. Celle-ci est fonction de la composition chimique et de la température. En raison des diverses interactions possibles entre les éléments d'addition d'un alliage, il est très difficile de prévoir des valeurs d'énergie de fautes

d'empilement. Plusieurs auteurs se sont penchés sur la détermination d'une expression de l'EFE en fonction de la composition chimique et de la température. La tendance générale est que le carbone et le nickel augmentent l'EFE tandis que les autres éléments tels que Cr, Si, Mn, N, la diminuent.

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

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

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

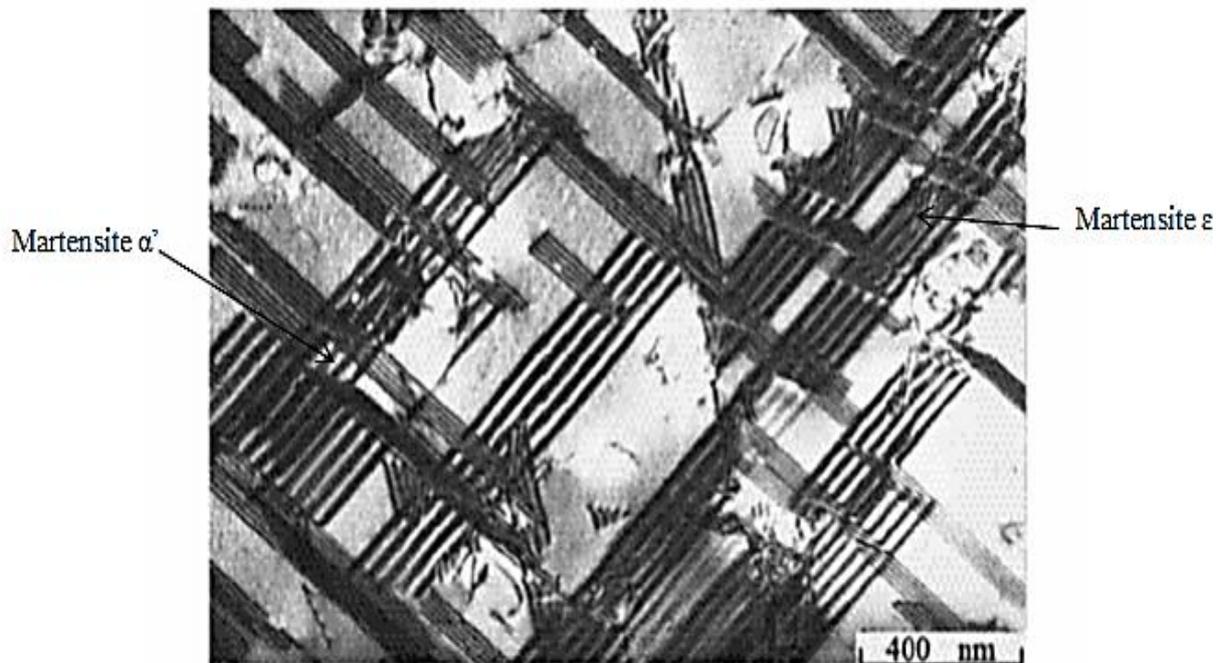


Figure I.6 : Mécanisme de déformation d'un acier austénitique à basse énergie d'empilement

1.2.3. Facteurs influençant la transformation martensitique

❖ Composition chimique

L'influence de la composition chimique sur la transformation martensitique a été mise en évidence par de nombreux auteurs Andrews [5], Pickering [6], Perlade et al. [7]. Ces auteurs ont établi des lois empirique qui relié directement les éléments d'alliage à la température de début de transformation M_s . cette température de début de transformation est donnée en degré Celsius :

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

$$M_s (^{\circ}\text{C}) = 497 - 810 (\%C) - 1230 (\%N) - 13 (\%Mn) - 30 (\%Ni) - 12 (\%Cr) - 54 (\%Cu) - 46 (\%Mo) \quad (\text{I.3})$$

$$M_s (^{\circ}\text{C}) = 546 * \exp(-1.362(\%C)) - 30.4 (\%Mn) - 17.7 (\%Ni) - 12.1 (\%Cr) - 11 (\%Si) \quad (\text{I.4})$$

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

❖ Taille de grains

Tout comme la composition chimique, la taille de grain austénitique joue un rôle sur la transformation martensitique. De nombreuses recherches ont été faites à sujet [8], Maki et al. [9], Wang et al. [10] et Iung et al. [11]. Toutes ces recherches ont abouti au même résultat qui est ; un acier à grains fins formera moins de martensite qu'un acier à gros grains.

❖ Trajet de chargement

Un certain nombre d'expériences montrent que le trajet de chargement influe sur la transformation martensitique induite par la déformation. Les essais de traction uniaxiale, de torsion et de compression réalisés par Lebedev et al. [12] sur un acier entièrement austénitique ont montré qu'un trajet de traction uniaxiale est plus favorable à la déstabilisation de l'austénite, qu'un trajet de torsion et de compression figure I.7.

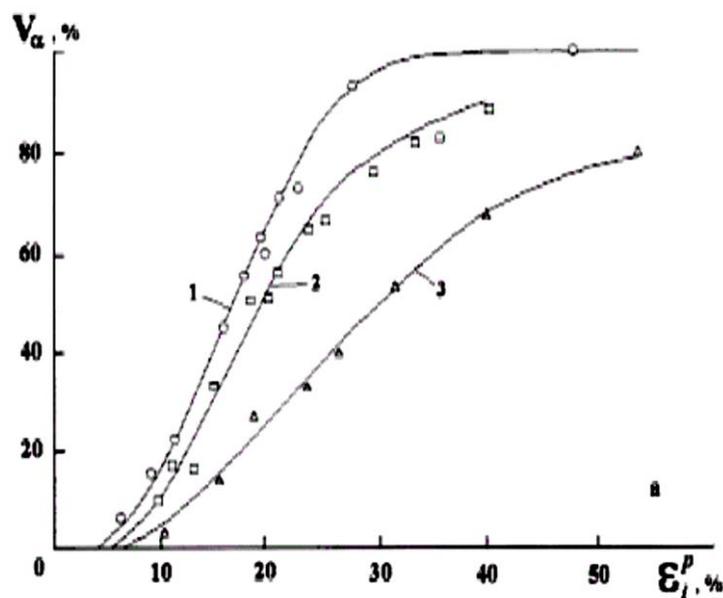


Figure I.7 : Courbes d'évolution de la fraction volumique de martensite pour trois trajets de chargement : 1 traction, 2 torsion, 3 compression.

En revanche, Miller et McDowell [13] ont mesuré une plus forte fraction de martensite en compression comparée à la traction. Les expériences effectuées par Iwamoto et al. [14] indiquent également que la transformation martensitique est plus précoce pour de petites déformations en compression uniaxiale qu'en traction uniaxiale figure I.8.

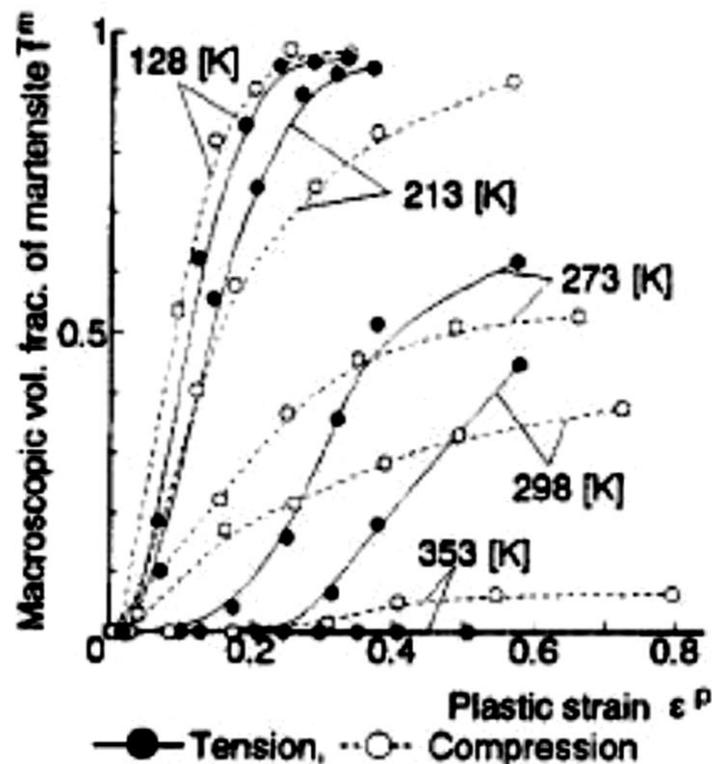


Figure I.8 : Comparaison de la fraction volumique de martensite en fonction de la déformation Plastique pour des essais de traction et compression uniaxiales pour différentes températures [14]

❖ Vitesse de déformation

Hecker et al. [15] ont montré, lors d'essais de traction uniaxiale et équi-biaxée sur un acier AISI304 pour deux vitesses de déformation, en quasi-statique, en dynamique, que plus la vitesse de déformation est grande, plus l'austenite est stable et on frêne ainsi la transformation de la martensite. Ce phénomène est logiquement la conséquence du réchauffement adiabatique observé pour des vitesses de déformation élevées, qui stabilise l'austénite.

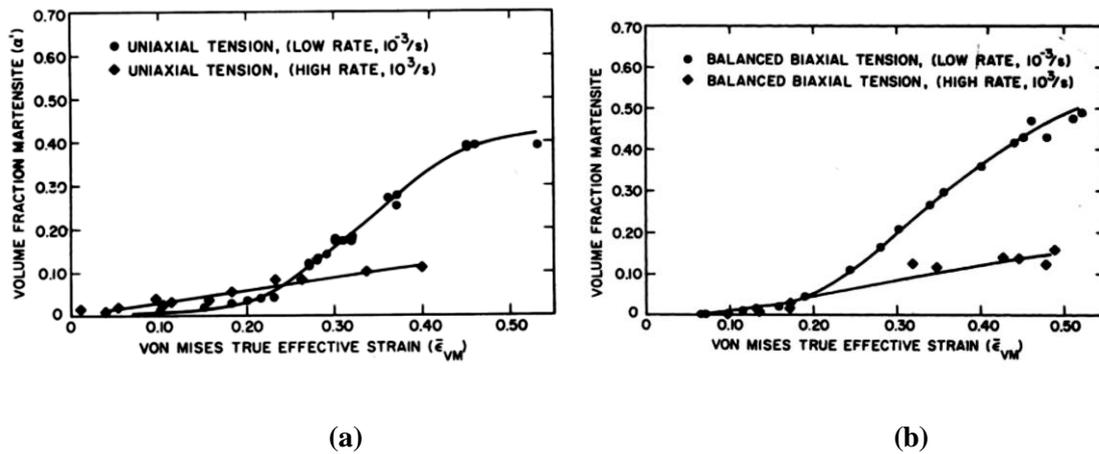


Figure I.9. Influence de la vitesse de déformation sur la transformation martensitique d'un acier 304 pour des essais de traction uniaxiale (a) et équilibrée biaxiale (b) [15]

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

D'un point de vue macroscopique, la plasticité de transformation se manifeste par une déformation inélastique irréversible à des contraintes inférieures à la limite d'élasticité du matériau. Le phénomène a été mis en évidence pour la première fois aux débuts des années 20 par Sauveur [16]. Lors d'essais de flexion et de torsion à des températures élevées. Sauveur observe par hasard qu'au moins une partie du spécimen est transformée uniquement. Après Sauveur et dans les années 30 Scheil et Wassermann [17,18] mènent exprès leurs premières séries d'essais, dans le but d'étudier l'influence d'une contrainte extérieure appliquée sur la déformation plastique macroscopique. Les essais effectués sont relatifs à une transformation martensitique sur des alliages Fe-Ni. La première appellation désignant la réduction évidente du seuil élastique macroscopique est donnée par Wassermann, *umwandlungs plastizität* en allemand qui signifie, plasticité de transformation (**T**ransformation **I**nduced **P**lasticity (**TRIP**) en anglais). Une fois le phénomène est mis en évidence, de nombreux auteurs se sont intéressés à son étude.

Dans les années 50, lors des essais sur un acier contenant 0.9% de carbone, Porter et Rosenthal [19] observent, une déformation plastique macroscopique proportionnelle à la charge appliquée durant toute la transformation perlitique et martensitique.

Dans les mêmes années, De Jong et Rathenau [20], étudient le changement de longueur irréversible d'un spécimen en fer pur sous chargement, durant des cycles thermiques conduits au-dessus et en dessous de la température A3. Lors de cette étude, les auteurs parviennent à trouver une relation de linéarité entre la contrainte appliquée et l'allongement irréversible.

Dans les années 60, Greenwood et Johnson [21,22], à travers leurs travaux expérimentaux et théoriques marquent l'histoire de la plasticité de transformation par la réalisation de nombreux essais sur des spécimens en fer pur, en alliage fer-carbone, en uranium, en zirconium, en titane et en cobalt afin d'étudier l'allongement irréversible au cours de cycles avec transformation. Les auteurs constatent une relation de linéarité entre la déformation de plasticité de transformation et la contrainte appliquée jusqu'à des niveaux de contrainte équivalents à la moitié de la limite d'élasticité de la phase austénitique. La Figure I.10, nous permet d'observer la déformation de plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour l'alliage fer-carbone.

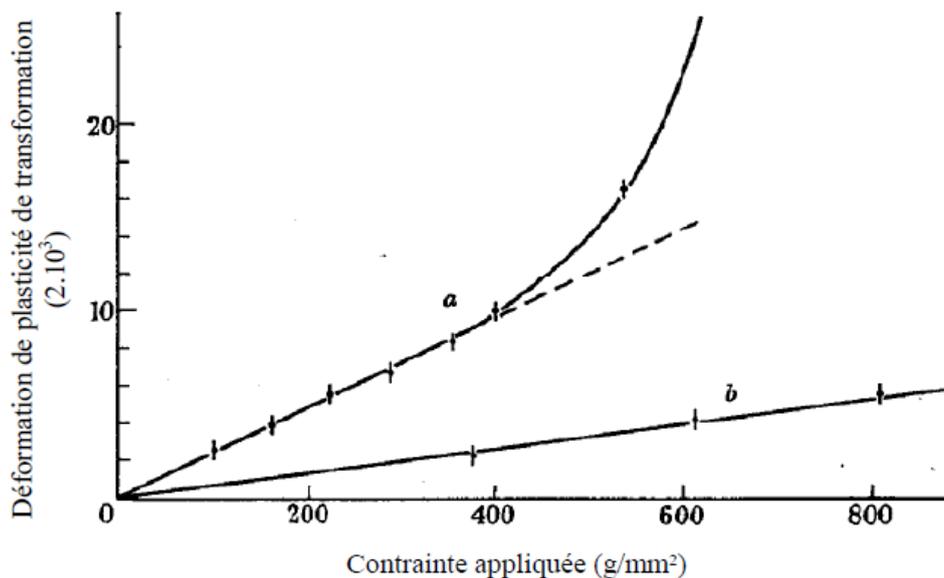


Figure I.10 : Plasticité de transformation finale sous des états de contrainte différents :
 (a) transformation a « g pour du fer à 910°C,
 (b) transformation a + Fe₃C « g pour un alliage Fe0.4C.

Collette en 1980 [23], a mené des études sur les interactions entre la transformation martensitique et les contraintes mécaniques sur l'acier 60NCD11. Comme Greenwood et Johnson, Collette observe une relation de linéarité entre la plasticité de transformation et la

contrainte appliquée d'un niveau inférieur à la limite élastique de l'austénite, et remarque que cette plasticité augmente rapidement pour des contraintes plus élevées.

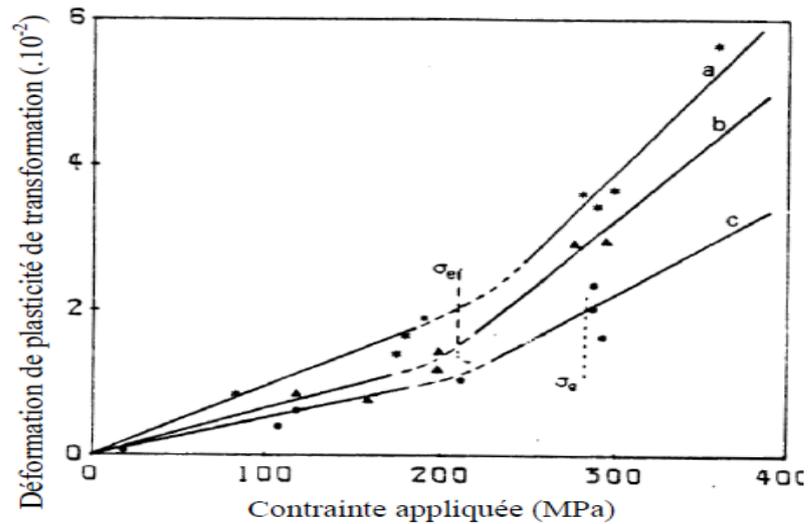


Figure I.11 : Variation de la plasticité de transformation en fonction de la contrainte appliquée pour une transformation complète. Acier 60 NCD 11.
 a : austénitisation à 1050°C et refroidissement avec $V_r = 0.5^\circ\text{C}/\text{s}$,
 b : austénitisation à 1050°C et refroidissement avec $V_r = 5^\circ\text{C}/\text{s}$,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

En 1994 Gautier et al [24]. Ont effectué des dosages de phase lors du refroidissement et ont tracé la plasticité de transformation en fonction de l'avancement de la transformation martensitique au cours du refroidissement d'un acier Fe-20Ni-0.5C (fig. I.12). Ces auteurs remarquent que la déformation de plasticité de transformation macroscopique évolue de façon non linéaire avec la fraction de martensite formée et que lorsque la contrainte augmente, la déformation de plasticité de transformation augmente.

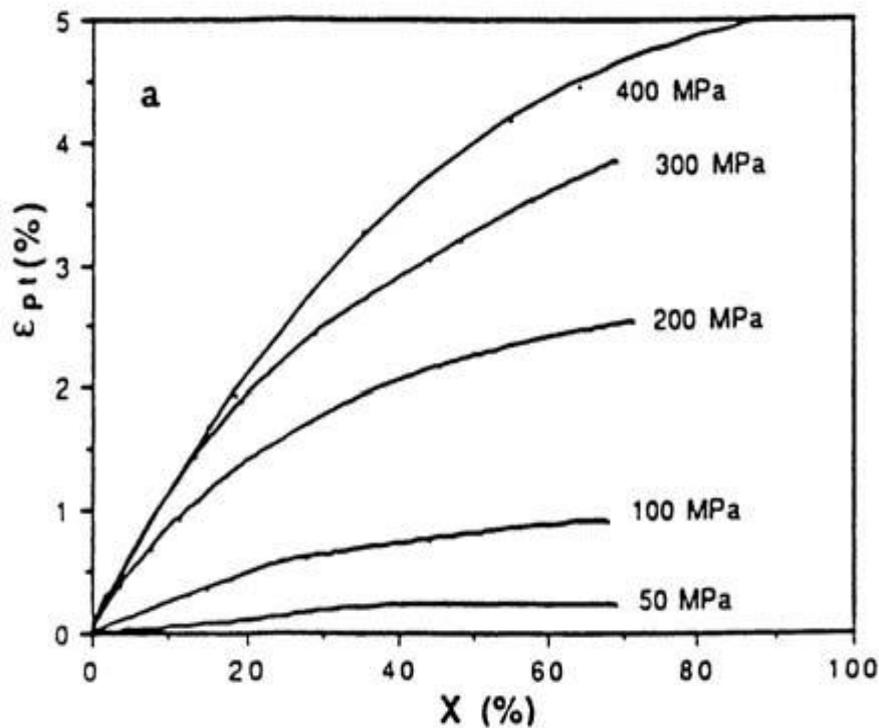


Figure I.12 : Evolution de la plasticité de transformation au cours d'un refroidissement en fonction de la fraction de phase produite pour différents états de chargement.

Videau et al. [25] dans l'année 1996 se sont intéressés à l'étude de l'évolution de la plasticité de transformation au cours du refroidissement pour d'autres états de chargement (traction uni axiale, traction-torsion, torsion, compression-torsion, compression). La figure I.13 représente l'évolution de la déformation inélastique lorsque la transformation martensitique est complète (i.e. $f=1$) en fonction de la contrainte appliquée pour des types de chargement différents. Videau et al. Observent qu'à valeur de contrainte équivalente identique, les types de chargement favorisant la plasticité de transformation sont dans l'ordre : la traction, la traction-torsion, la torsion, la compression-torsion et la compression. L'étude est faite à l'aide d'un dispositif expérimental de traction-torsion adapté.

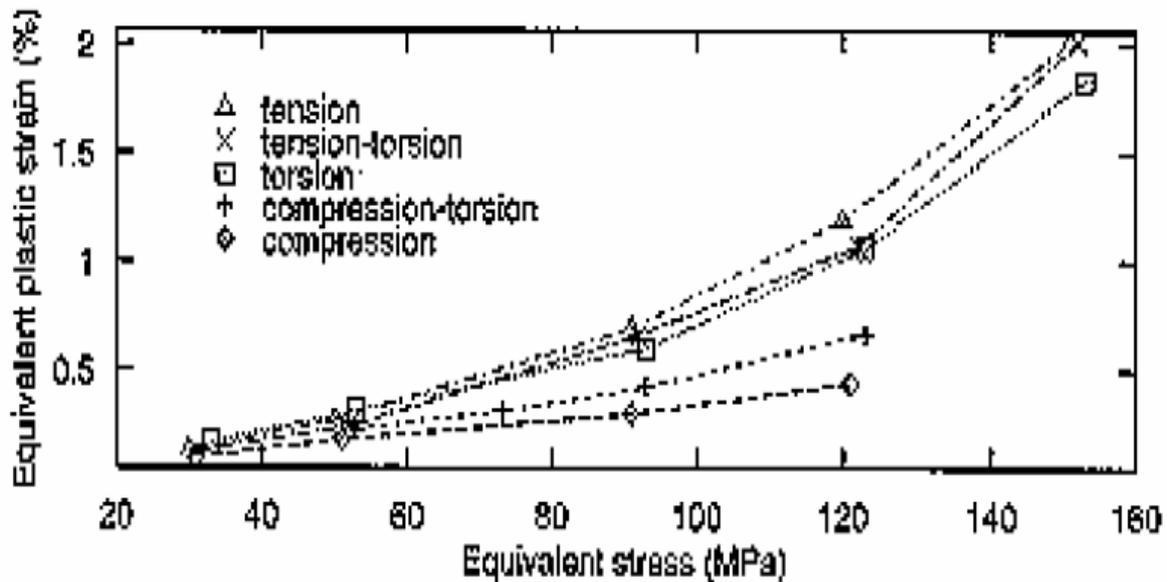


Figure I.13: Evolution de déformation inélastique équivalente pour une transformation complète ($f=1$) en fonction de la contrainte équivalente appliquée pour différents types de chargement.

En 1998, Cavallo [26] a réalisé des essais sur un acier de type 16MND5 pour des structures totalement martensitiques et totalement bainitique. Il constate une évolution non-linéaire de la déformation de plasticité de transformation en fonction de l'avancement de la transformation, et qu'elle sature vers 70% de phase bainitique formée. Il a aussi, mené sept essais sur le même acier (16MND5), après une analyse, il a pu donner une valeur moyenne du coefficient de plasticité de transformation (k) qui est égal à $0.7 \times 10^{-4} \text{ Mpa}^{-1}$.

I.4. Mécanismes responsables du TRIP

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

- **Mécanisme Greenwood-Johnson**

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

l'accommodation de ces contraintes internes. L'amplitude de la plasticité de transformation dépend des trois facteurs suivants :

- L'amplitude de la variation volumique de la transformation ;
- Le niveau de la contrainte appliquée ;
- Les propriétés mécaniques des phases en présence au cours de la transformation.

Lorsque le refroidissement se fait sous contrainte externe, celle-ci va orienter l'écoulement suivant son sens d'application. La déformation du métal résulte alors de la superposition des champs de contrainte interne liée à la transformation et du champ de contrainte externe appliquée. Un schéma de ce mécanisme est donné par la figure I-14. [21]

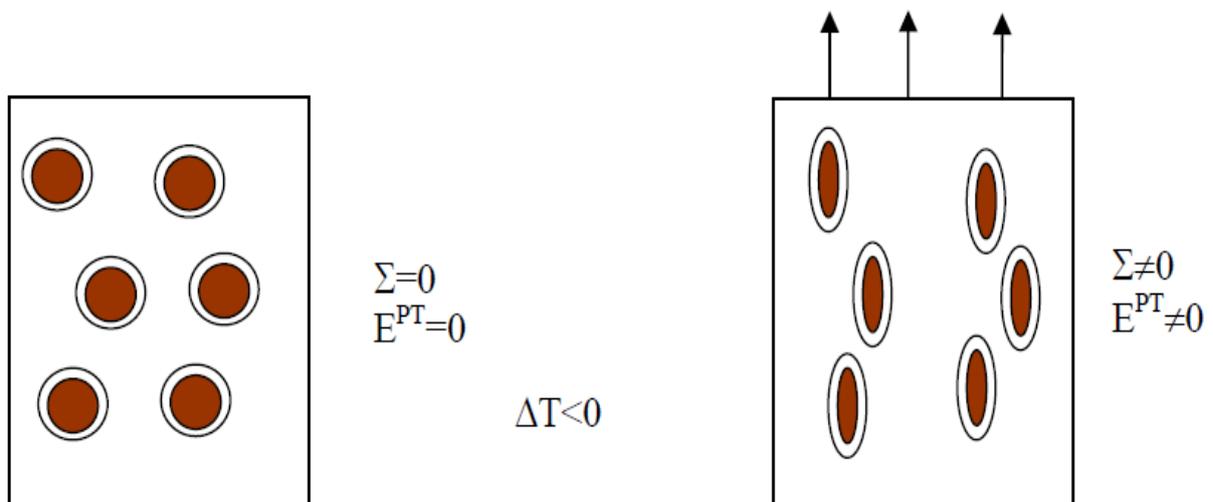


Figure I.14: Mécanisme Greenwood Johnson. [21]

- **Mécanisme de Magee**

L'approche proposée par Magee considère que l'origine de la plasticité de transformation est l'orientation des variantes de martensite provoquées par un chargement (fig. I.15). Lors d'un refroidissement à contrainte nulle, excepté la variation de volume qui accompagne la transformation, aucune déformation de transformation macroscopique n'est observée, cela revient au fait que les déformations de transformation propres à chaque variante se compensent mutuellement. La formation des variantes est équiprobable. Au contraire lorsque le déviateur des contraintes est non nul lors du refroidissement, seules les variantes les mieux orientées par rapport au chargement vont s'activer. Il y a donc sélection des variantes par la contrainte. Ainsi, la déformation de transformation globale sera non nulle et orientée par les contraintes. [27]

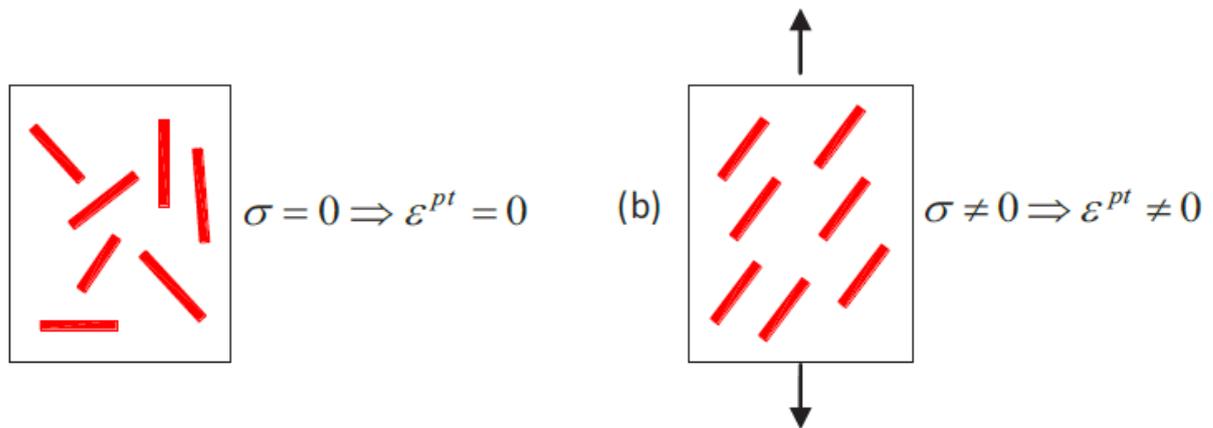


Figure I.15 : Mécanisme de Magee

I.5. Aciers à effet TRIP

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

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

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

La rhéologie et les microstructures des aciers entièrement austénitiques ont été largement étudiées et sont bien définies [28, 29]. Au courant de la dernière décennie, les industriels s'intéressent en particulier à l'effet TRIP des aciers faiblement alliés multiphasés pour leurs caractéristiques mécaniques remarquables.

- **Aciers à effet TRIP entièrement austénitiques**

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

inoxydable. C'est qui donne à l'acier inoxydable sa résistance à la corrosion et à l'oxydation. Le deuxième élément d'alliage est le nickel, c'est un élément gamma gène qui stabilise l'austénite à température ambiante.

Le **tableau I.1** donne la composition chimique des principaux aciers inoxydables austénitiques.

Tableau I.1 : Composition chimique des principaux aciers inoxydables austénitiques.

TENEURS EN % (MINI-MAXI)

DESIGNATION (NF EN / AISI)	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Cu	Mo	Ni	Ti	W	Nb
Austénitiques													
X4CrNi 18.10 - 1.4301 / 304	≤ 0,07	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	17,00			8,00			
							19,50			10,50			
X2CrNi 18.9 - 1.4307 / 304 L	≤ 0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	17,50			8,00			
							19,50			10,00			
X2CrNi 19.11 - 1.4306 / 304 L	≤ 0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	18,00			10,00			
							20,00			12,00			
X4CrNi 18.12 - 1.4303 / 305	≤ 0,06	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	17,00			11,00			
							19,00			13,00			
X4CrNiMo 17.12.2 - 1.4401 / 316	≤ 0,07	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	16,50			10,00			
							18,50			13,00			
X2CrNiMo 17.12.2 - 1.4404 / 316 L	≤ 0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	16,50		2,00	10,00			
							18,50		2,50	13,00			
X2CrNiMo 17.12.3 - 1.4432 / 316 L	≤ 0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	16,50		2,50	10,50			
							18,50		3,00	13,00			
X6CrNiMoTi 17.12.2 - 1.4571 / 316 Ti	≤ 0,08	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015		16,50		2,00	10,50	5 x C		
							18,50		2,50	13,50	0,70		
X2CrNiMo 18.15.4 - 1.4438 / 317 L	≤ 0,030	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015	≤ 0,11	17,50		3,00	13,00			
							19,50		4,00	16,00			
X6CrNiTi 18.10 - 1.4541 / 321	≤ 0,08	≤ 1,00	≤ 2,00	0,045	≤ 0,015		17,00			9,00	5 x C		
							19,00			12,00	0,70		
X1CrNiSi 18.15.4 - 1.4361 / 18.15	≤ 0,015	3,70	≤ 2,00	0,025	≤ 0,010	≤ 0,11	16,50		≤ 0,20	14,00			
		4,50					18,50			16,00			
X1NiCrMoCu 25.20.5 - 1.4539 / 904 L	≤ 0,020	≤ 0,70	≤ 2,00	0,03	≤ 0,010	≤ 0,15	19,00	1,20	4,00	24,00			
							21,00	2,00	5,00	26,00			
Z2NCDU 25.25.05 A2 - 1.4537 / URSB8	≤ 0,020	≤ 0,70	≤ 2,00	0,03	≤ 0,010	0,17	24,00	1,20	4,70	24,00			
						0,25	26,00	2,00	5,70	27,00			

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

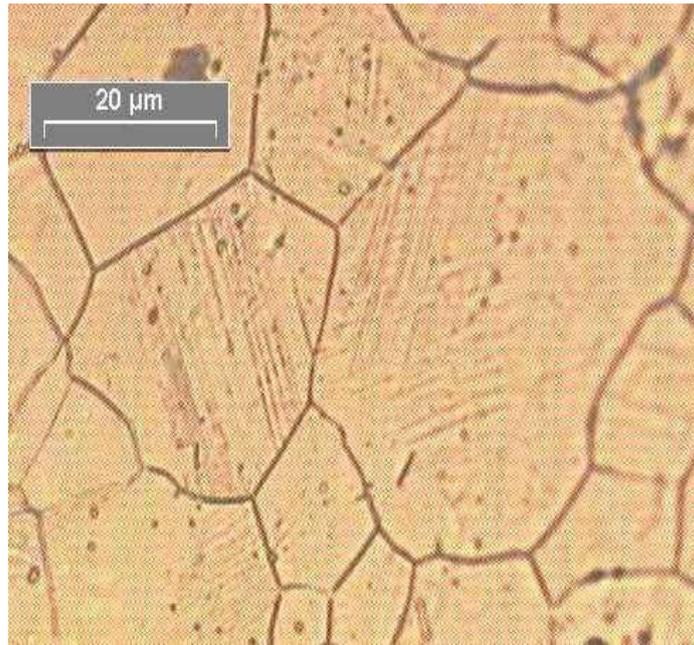


Figure I.16 : Micrographie optique de l'acier AISI304. Apparition de martensite dans un grain d'austénite. [30]

- **Aciers TRIP multiphasés**

Ces types d'aciers sont conçus suivant le même principe que les matériaux composites. À l'aide de la composition chimique et de traitements thermiques (fig I.17) et mécaniques, le matériau s'enrichit localement en certains éléments d'alliages. Le matériau obtenu est alors un mélange de phases dures et de phases ductiles. Sous sollicitation mécanique, l'une de ces phases se transforme en martensite. La combinaison entre les propriétés de ces phases offre de meilleures caractéristiques mécaniques à ces aciers.

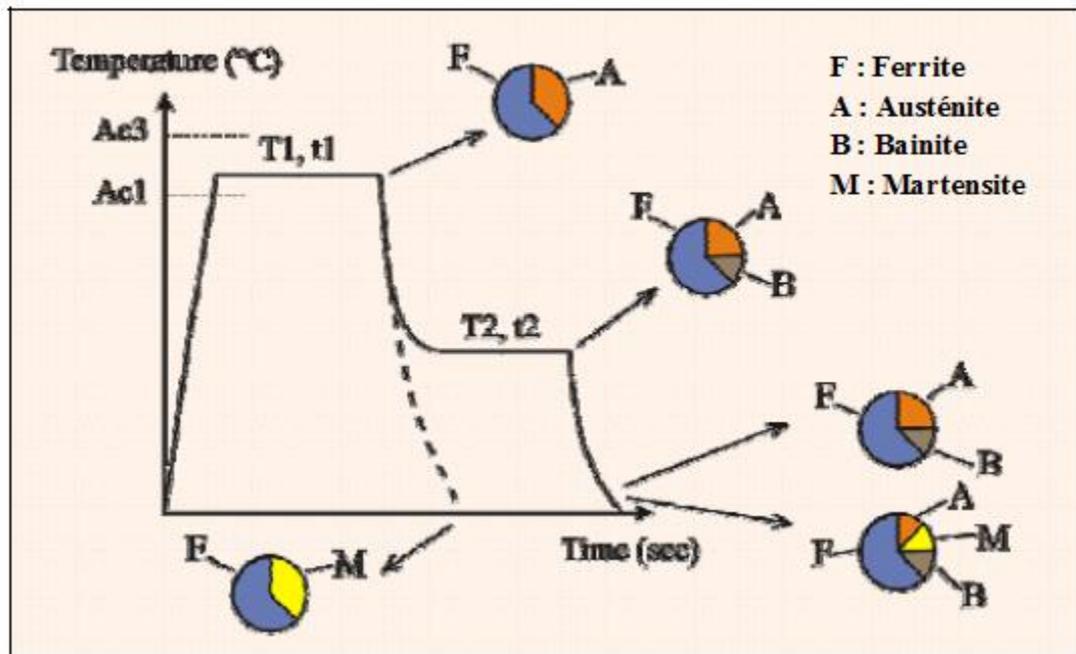


Figure I.17 : Schéma typique du traitement thermique appliqué aux aciers multi-phases à effet TRIP

Les nuances d'aciers TRIP multi-phases diffèrent par leur composition chimique et leur proportion de phase. Le tableau I.2 donne des exemples de compositions d'aciers TRIP ayant les résistances maximales de 600MPa, 700MPa, 800MPa et 1000MPa. Lors de l'élaboration, le matériau subit une succession de transformations qui lui confère différentes fractions volumiques de phases, une répartition spatiale (connexité), des dimensions caractéristiques (taille de grain, taille des lattes de bainite, etc.), une texture morphologique, une texture cristallographique. Les micrographies sont présentées sur la **figure I.18**.

Tableau I.2 : Composition chimique – Taille des îlots d'austénite – dosage de phase – teneur en carbone de l'austénite des aciers TRIP multi-phases.

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

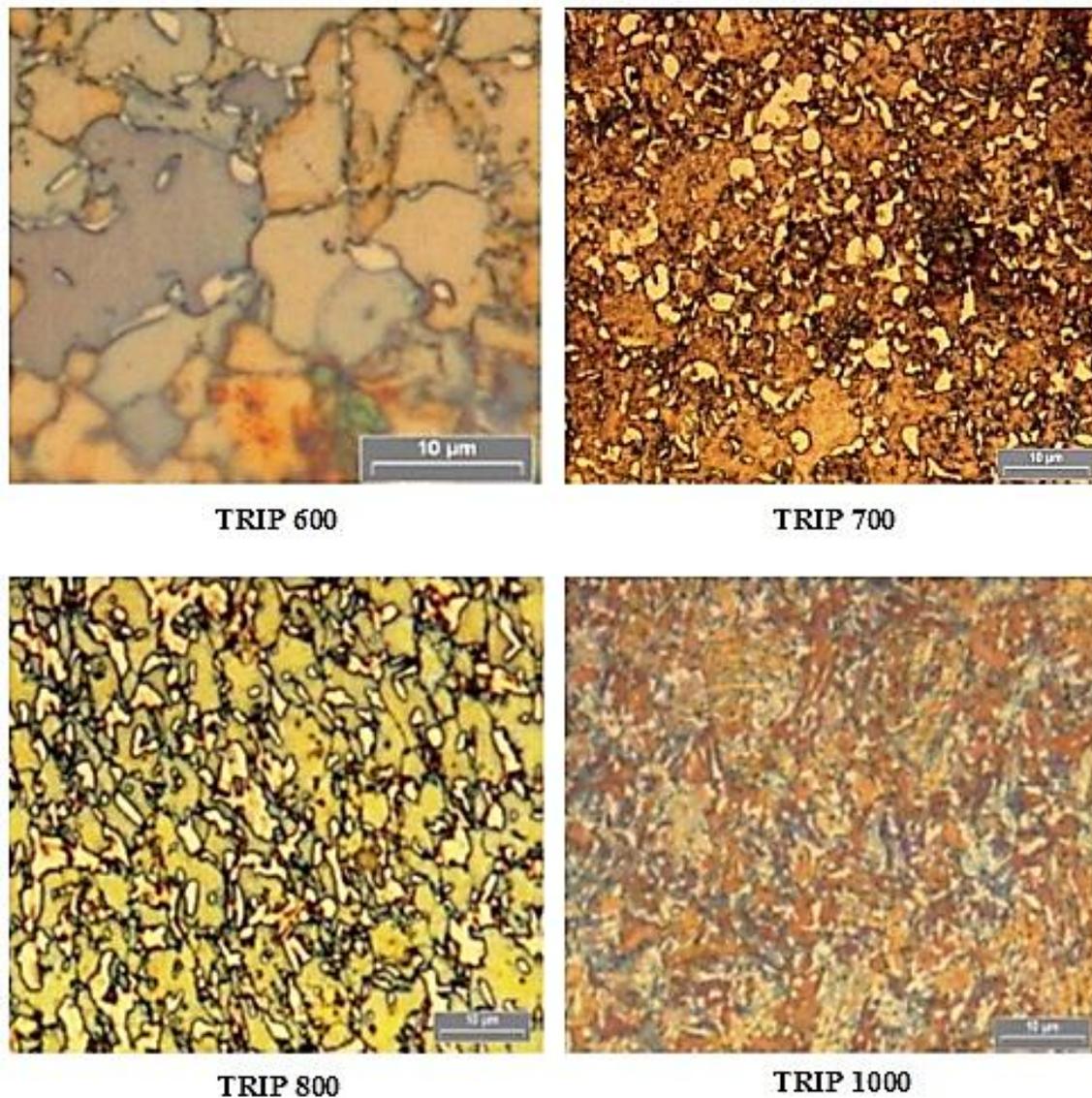


Figure I.18 : Micrographies optiques des aciers TRIP multiphasés après attaque électrochimique (TRIP600-700-800-1000).

I.6. Comportement mécanique des aciers à effet TRIP

Le comportement mécanique des aciers à effet TRIP a fait l'objet de nombreuses études. On présentera ici juste celles qui portent plus particulièrement sur le matériau de notre étude (acier entièrement austénitique AISI304). Parmi ces études, on citera celle d'Olson et Cohen [31], de Tomita et Iwamoto [14], de Byan et al. [32] et de Kubler [8].

Olson et Cohen [31] observent, lors des essais de traction unie axiale effectués sur un acier austénitique, que la courbe de comportement pendant la transformation passe sous la

courbe de comportement de l'austénite sans transformation (fig. I.19). Ce phénomène, appelé « adoucissement dynamique », résulte de l'apparition brutale de martensite orientée par les contraintes produisant une déformation de transformation adoucissant le matériau.

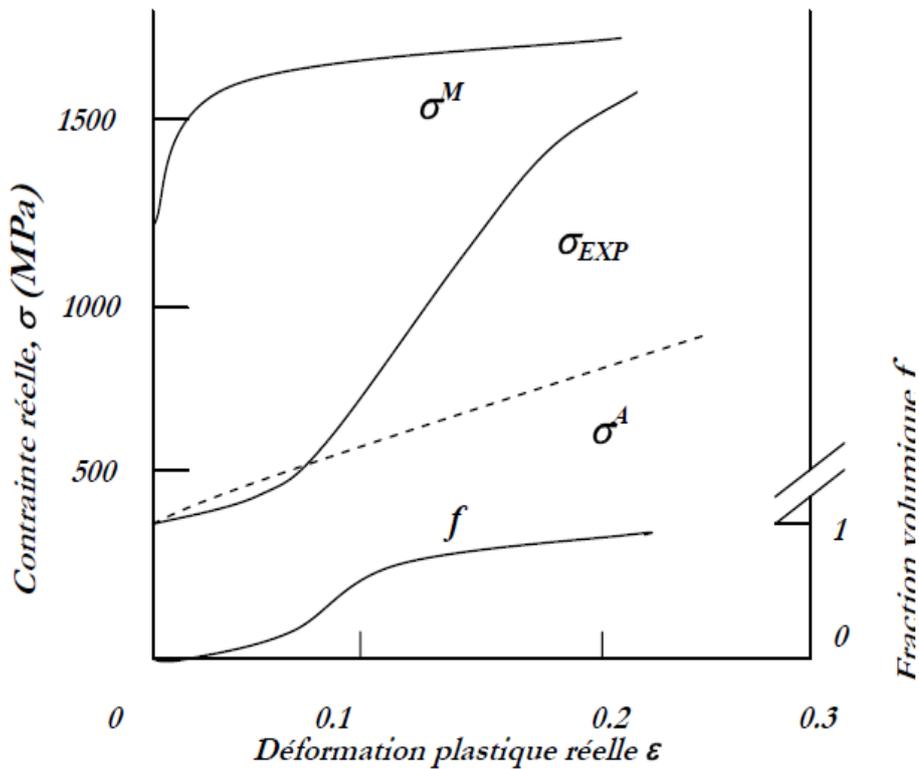


Figure I.19 : Courbe σ vs ε d'un acier austénitique métastable, comportement de l'austénite et de la martensite, cinétique de transformation. [31]

Tomita et Iwamoto [14] se sont intéressés à l'étude du comportement en traction et en compression ainsi qu'à l'évolution du taux de martensite formée à différentes températures entre 77K et 353K (**fig.I.20**). La forme particulière des courbes obtenues aux basses et moyennes températures (**fig.I.20.a**) exprime l'existence d'un maximum du taux d'écrouissage, qui est corrélé à la transformation martensitique (**fig.I.20.b**).

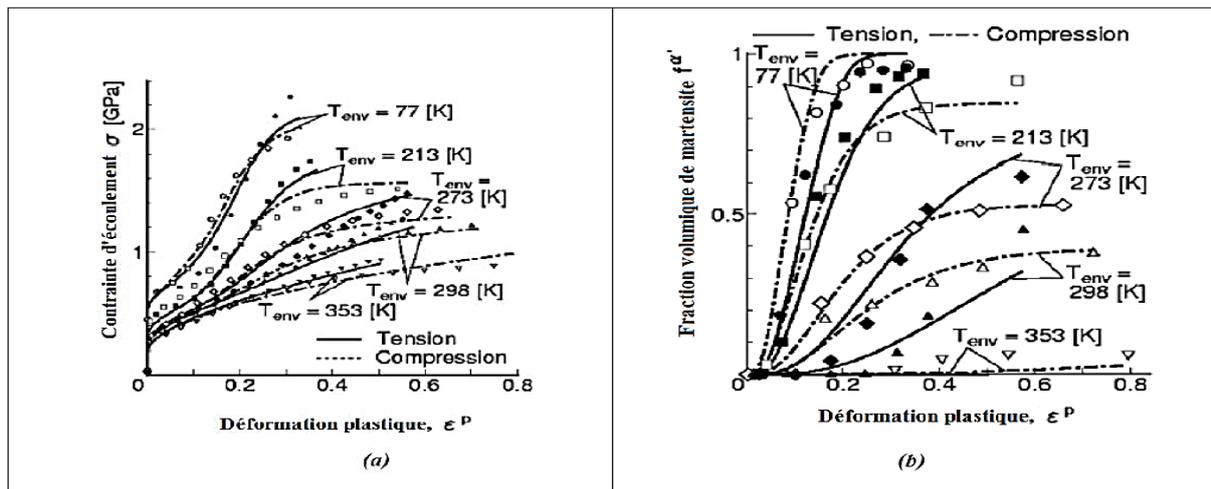


Figure I.20 : Résultats expérimentaux obtenus en traction et en compression pour différentes températures sur un acier 304 : (a) courbe $\sigma - \epsilon$ et (b) cinétique de la transformation martensitique. [14]

Une étude de comportements en traction à différentes températures d'un acier 304 à l'état recuit a été faite par Byun et al. [32]. Par leurs résultats expérimentaux, ces auteurs parviennent à confirmer un certain nombre des résultats de Tomita et Iwamoto [14], comme par exemple le passage par un maximum de ductilité pour une température intermédiaire (fig.I.21.a). Le taux d'écouissage $\frac{d\sigma}{d\epsilon}$ (fig.I.21.b) présente un maximum très important à basse température : ce maximum est corrélé à un maximum du taux de transformation martensitique.

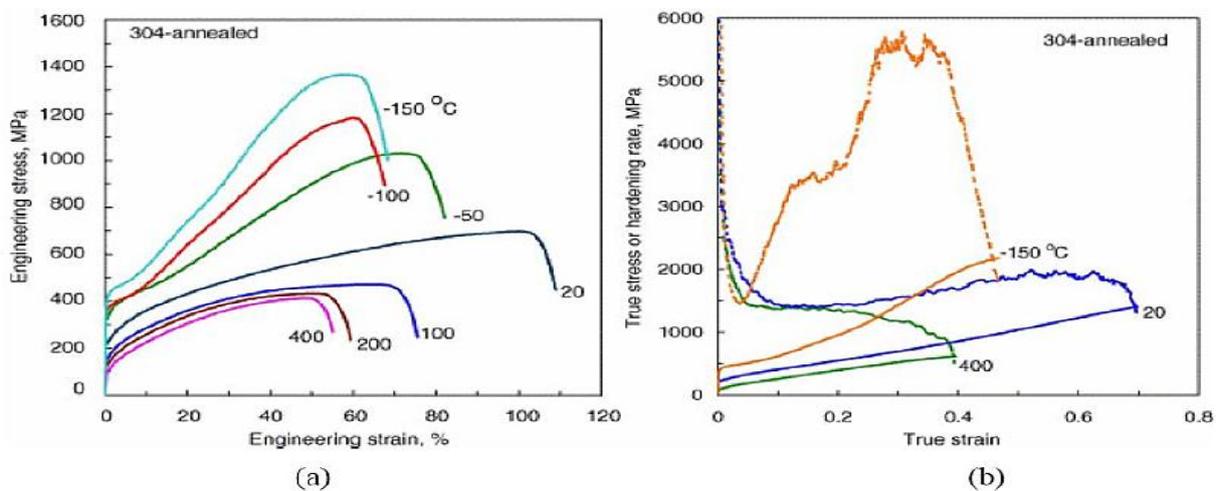


Figure I.21 : Comportement d'un acier austénitique 304 recuit à différentes températures et à une vitesse et à une vitesse de déformation de $10^{-3}S^{-1}$: (a)courbes de tractionconventionnelles (b) courbes de traction rationnelles (lignes continues) et variation du taux d'écouissage (lignes discontinues). [32]

Le comportement en traction uni axiale à différentes températures de l'acier AISI304 est étudié par Kubler [8]. Les résultats obtenus sont représentés par la figure I.20. Kubler a trouvé que plus la température n'est basse, plus la transformation n'est facile, ce qui traduit un durcissement dans la courbe de comportement $\sigma - \varepsilon$. Un dosage de phase est réalisé par diffraction des rayons X après décharge à différentes pré-déformations pour la température -60°C. On remarque qu'il existe un gradient de transformation entre la surface et une profondeur de 100 μm .

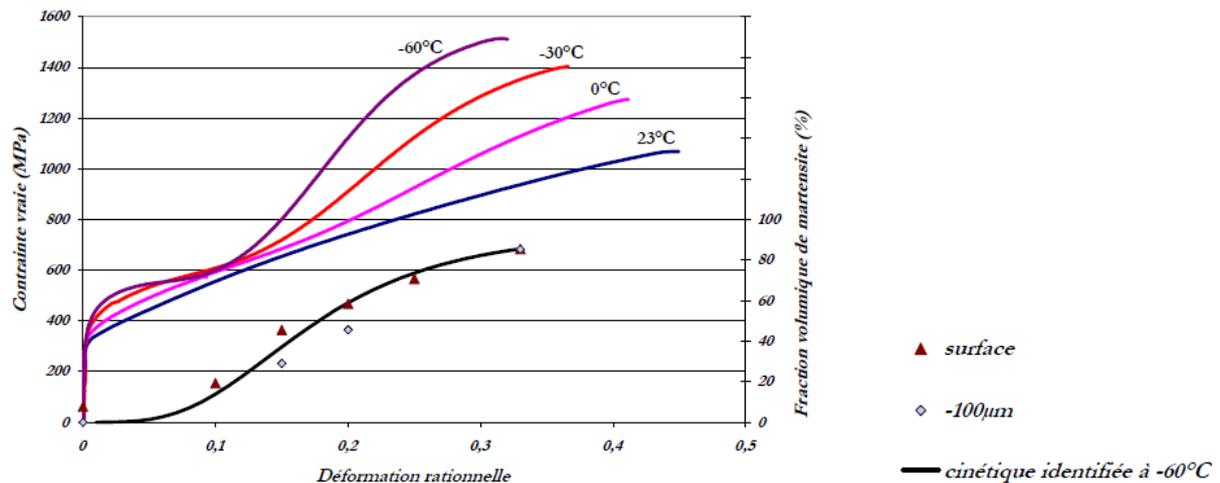


Figure I.22 : Comportement de l'acier AISI304 pour un essai de traction uni-axiale à différentes températures (-60°C, -30°C, 0°C et 23°C). Courbes $\sigma - \varepsilon$ et cinétique de transformation à -60°C mesurée par DRX en surface et à -100 μm . [8]

L'évolution du coefficient d'écrouissage instantané $n = \frac{d\Sigma}{dE} \cdot \frac{E}{\Sigma}$ de la figure I.23 indique l'augmentation de la pente d'écrouissage due à la transformation martensitique induite lors de la déformation.

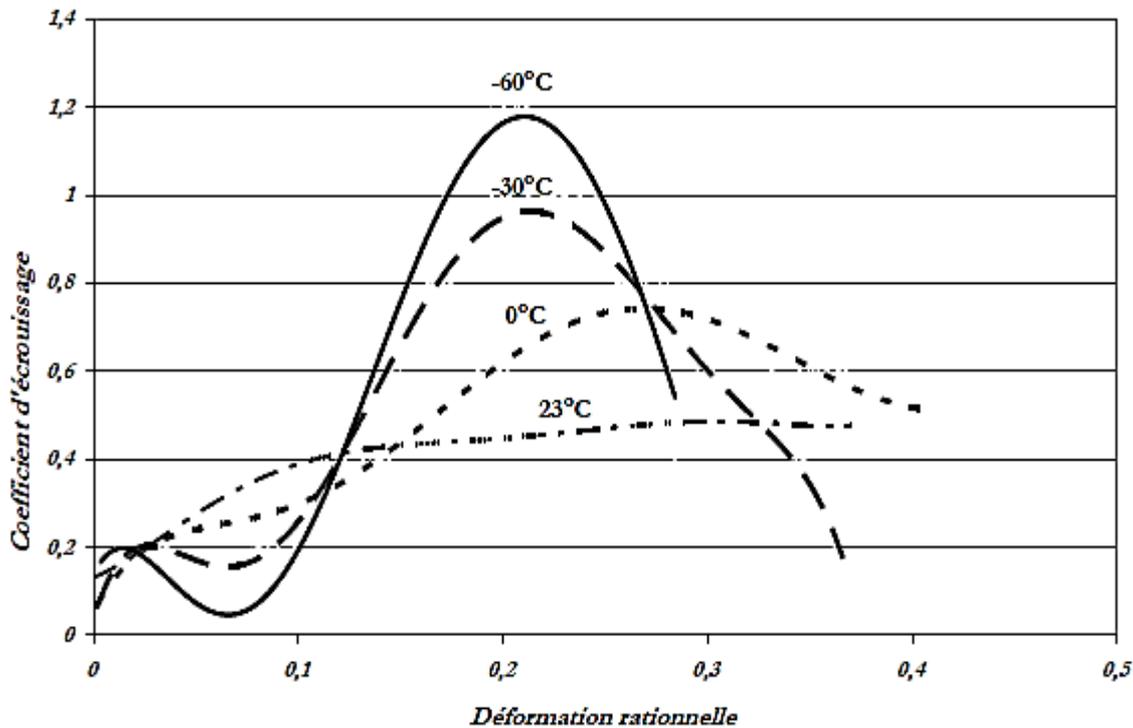


Figure I.23 : Evolution du coefficient d'érouissage pour un essai de traction uni-axiale à différentes températures (-60°C, -30°C, 0°C et 23°C). [8]

I.7. Définition et principe de la tri-axialité

La tri-axialité des contraintes est un concept que vous prenez en ce qui concerne (l'état de stress), il a généralement un impact sur la façon dont vous regardez les déformations, et donc la déformation plastique. [33]

La concentration de contraintes est un problème souvent rencontré dans la conception mécanique d'un composant ou organe mécanique. C'est un phénomène d'augmentation locale des contraintes dans une zone comportant une modification géométrique de la pièce. Il apparaît dans une discontinuité de la pièce ou d'une structure avec la présence d'une entaille après l'usinage par exemple. La zone de concentration de contraintes est souvent le site d'amorçage des fissures de fatigue mais peut être aussi l'origine d'une rupture brutale dans le cas d'un matériau fragile.

Chapitre II

**Matière d'essai et technique
expérimentales**

II.1 Introduction

Dans ce chapitre expérimental, nous nous sommes intéressés tout d'abord à l'identification du comportement mécanique d'acier entièrement austénitique du type 304 L, Pour cela nous avons effectué des essais de traction sur des éprouvettes préalablement usinées. L'influence de la triaxialité des contraintes sur la transformation martensitique a été étudiée. Dans cette partie, nous avons aussi effectué des essais de pliage sur nos éprouvettes. Les essais sont réalisés à l'université de Picardie jules verne, Amiens, France.

II.2 Matériau étudié

Le matériau étudié se présente sous forme de tôle mince, La composition chimique standard de cet acier 304 L utilisés dans ces travaux, est donnée dans le **tableau II.1**.

Désignation	AISI	304L
	EURONORM (EN)	X2CrNi 18 9 (1.4307)
Composition chimique	C	0.022
	Si	0.45
	Mn	1.31
	P	0.025
	S	0.005
	Cr	18.18
	Ni	8.04
	N	0.056
	Mo	-
	Cu	-

Tableau II.1 : Composition chimique de l'acier 304L.

Les aciers 304L possèdent une faible teneur en carbone dans l'austénite, cette teneur est un paramètre métallurgique important intervenant dans les mécanismes de transformation.

Suivant la norme AFNOR sa désignation est X2CrNi18-9. Une micrographie de l'acier inoxydable entièrement austénitique 304L obtenue après polissage et attaque électrolytique est présentée **Figure II.1**. Dans cet acier la taille des grains d'austénite est comprise entre 20 et 25 μm .

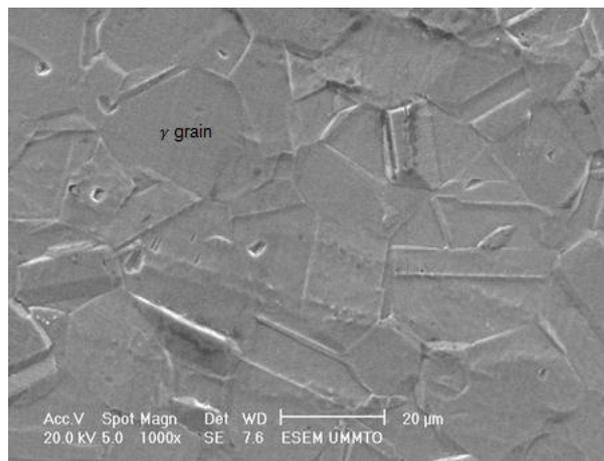


Figure II.1 : Micrographie MEB réalisée sur la nuance Inox 304L à l'état initial.

L'acier 304L permet de minimiser les risques de précipitation de carbure de chrome due à sa faible teneur en carbone et offre donc une meilleure protection contre la corrosion.

L'acier 304L est particulièrement utile dans de nombreuses applications nécessitant des soudures. Les utilisations incluent les garnitures et les moules architecturales, les composants soudés des équipements de traitements industriels (traitements chimiques, textiles, papeterie, pharmaceutiques). D'autres avantages incluent sa résistance à l'oxydation, d'excellentes propriétés de formage, la facilité de fabrication et de nettoyage, un excellent rapport poids-résistance mécanique, ainsi que sa dureté aux températures cryogéniques. Dans les environnements extrêmement corrosifs, la plus faible teneur en carbone du type 304L est préférée parce qu'elle garantit une meilleure protection contre la corrosion inter granulaire. Les différentes caractéristiques de cet acier sont mentionnées dans le **tableau II.2**

CARACTERISQUE MECANIQUES	Dureté - Brinell 160-190 Elongation à la rupture (%) <60 Module d'élasticité (GPa) 190-210 Résistance à la traction (MPa) 460-11 Résistance aux chocs - IZOD (J m-1) 20-136
CARACTERISQUES PHYSIQUES	Densité (g cm-3) 7,93 Point de fusion (C) 1400-1455
CARACTERISTIQUES THERMIQUE	Coefficient d'expansion thermique à 20-100C ($\times 10^{-6}$ K-1) 18,0 Conductivité thermique à 23C (W m-1 K-1) 16,3
CARACTERISTIQUES ELECTRIQUES	Résistivité électrique ($\mu\text{Ohm.cm}$) 70-72

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

II.3 Usinage des éprouvettes

Afin d'étudier le comportement mécanique et la cinétique de la transformation martensitique en acier 304LTRIP, des essais de traction sur des éprouvettes entaillés 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. II.3

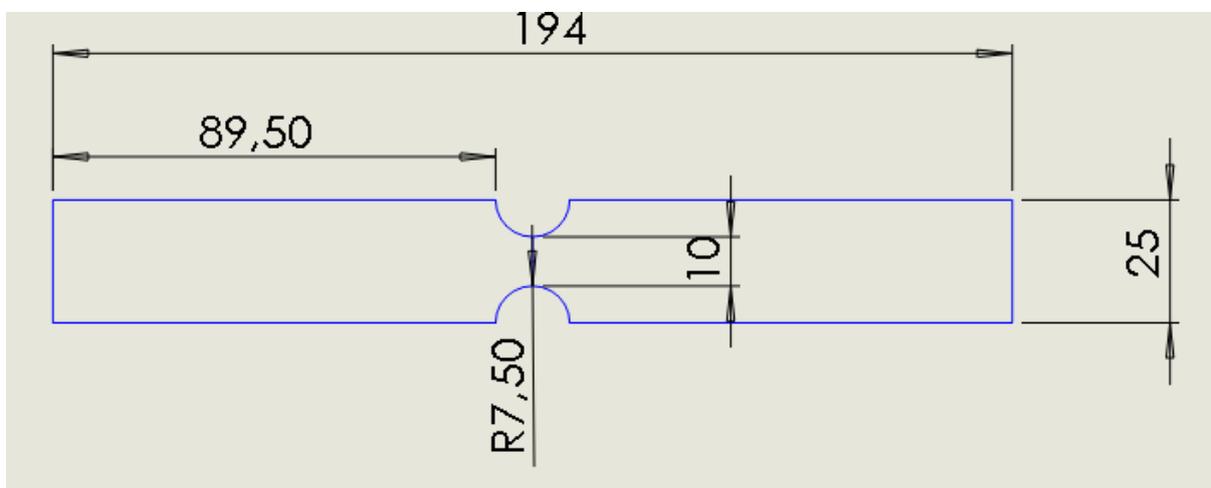


Figure II.3 a: Eprouvette de traction normalisée de rayon 7.5 Mm

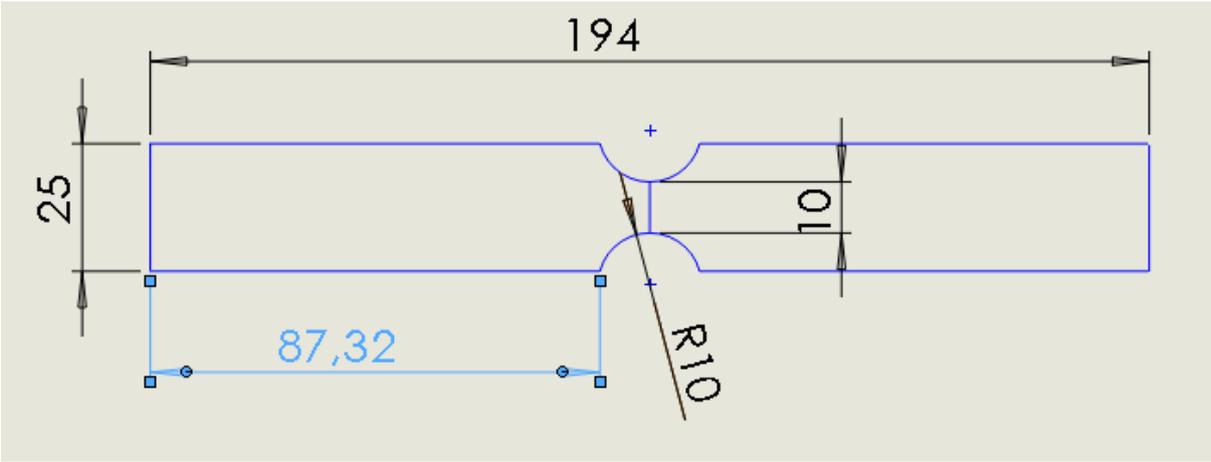


Figure II.3b : Eprouvette de traction normalisée de rayon 10 Mm

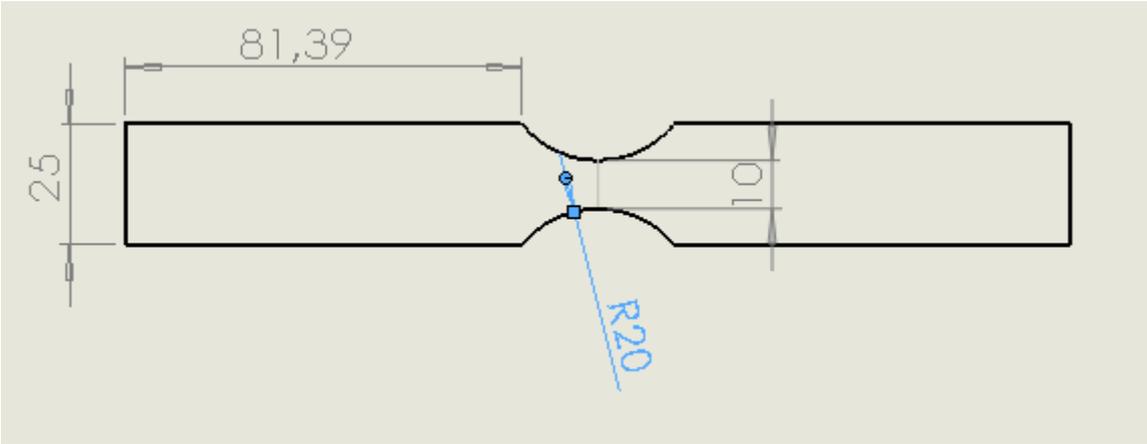


Figure II.3c : Eprouvette de traction normalisée de rayon 20 Mm

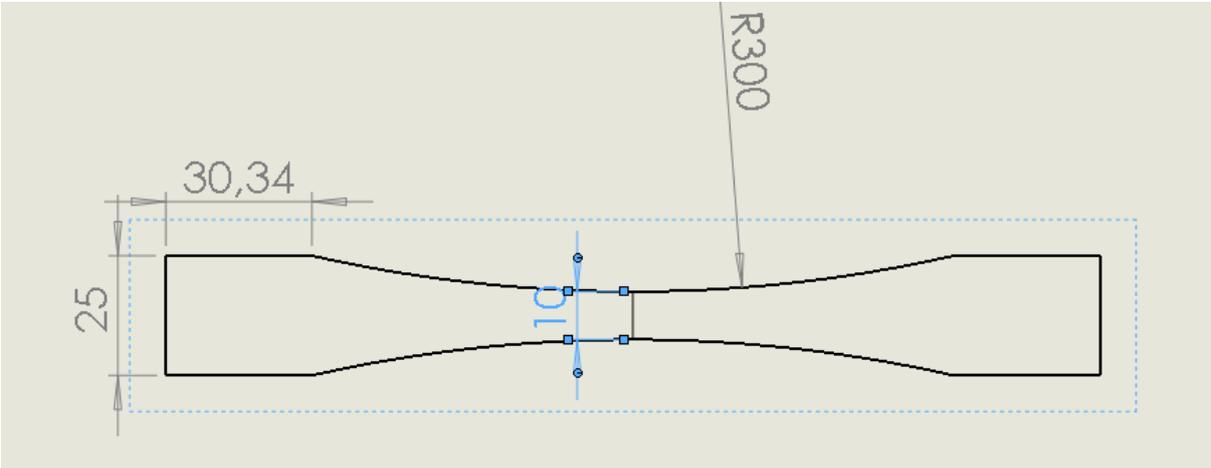


Figure II.3d : Eprouvette de traction normalisée de rayon 300 Mm

II.4 Procédure expérimentale.

Cette partie est consacrée à la caractérisation du comportement mécanique des aciers à effet TRIP, nous allons procéder à des essais de traction, flexion et de pliage sur des éprouvettes que nous avons réalisé comme rapporté précédemment.

II.4.1 Essai de traction

Un essai de traction est une expérience de physique qui permet de mesurer le degré de résistance à la rupture d'un matériau et ce dans un état de contrainte unie axiale. Certains objets manufacturés doivent avoir un minimum de solidité pour pouvoir supporter les charges, le poids et bien d'autres efforts. L'essai de traction permet de caractériser les matériaux, indépendamment de la forme de l'objet sollicité, ou la performance d'un assemblage mécanique. Comme tout essai mécanique, l'essai de traction reproduit une sollicitation simple, donc éloignée des sollicitations réelles, mais facilement maîtrisables et reproductibles. Cet essai ou expérience consiste à placer une petite barre du matériau à étudier entre les mâchoires d'une machine de traction qui tire sur la barre jusqu'à sa rupture. On enregistre l'allongement et la force appliquée, que l'on convertit ensuite en déformation et contrainte.

L'essai de traction nous donne différents résultats essentiels dont : l'allongement à la rupture, qui mesure la capacité d'un matériau à s'allonger sous l'effort d'une charge avant sa rupture et le coefficient de Poisson, qui donne la variation du volume induit par la déformation du matériau sous charge.

Cet essai permet de tracer la courbe de traction, sur laquelle on peut déduire :

- La déformation élastique en fonction de la force appliquée.
- Le module de Young.
- La limite élastique appelé R_e .
- La déformation plastique.
- La résistance à la traction ou tension de rupture notée R_m (contrainte maximale atteinte en cours d'essai)

Sur le diagramme de contrainte- déformation on observe différentes étapes qui se succèdent :

- **Zone 0-1** : un domaine linéaire, où on observe une déformation élastique et réversible en deçà d'une valeur critique de la contrainte appelée limite élastiquée et définie comme le rapport entre la force et la section.
- **Zone 1-2** : Un domaine parabolique caractéristique d'une déformation plastique et irréversible, au-delà de cette valeur critique. La déformation est uniformément répartie et conduit à un allongement de l'éprouvette
- **Zone 2-3** : Un domaine de décroissance de la charge lorsque la déformation se localise au-delà du point de striction (S) et au point 3 on aboutit à la rupture.

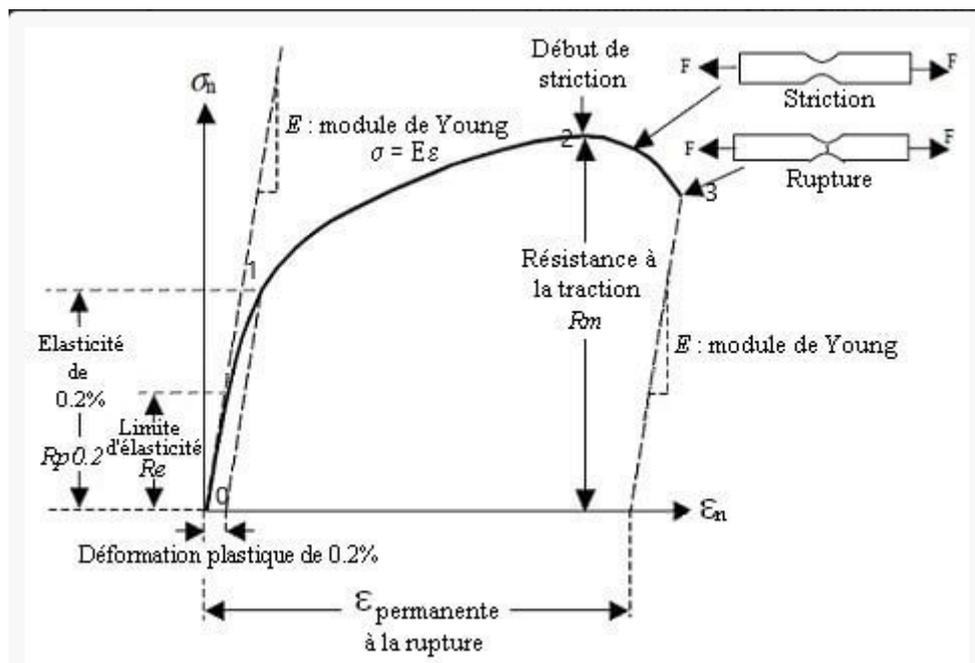


Figure II.2 : diagramme de contrainte – déformation.

Sur le tracer de la courbe de contrainte-déformation, qui est tracé généralement par des points, on utilise les coordonnées suivantes :

Sur les ordonnée : La contrainte (force), définie sur tous les instants de l'essai,

C'est le rapport entre la force F sur la section initiale S_0

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \quad (\text{II.1})$$

Sur la partie linéaire jusqu'au point 1 y à la limite d'élasticité nommé **Re** :

$$R_e = \frac{F_e}{S_0} \quad (\text{II.2})$$

Puis sur la partie parabolique jusqu'au point 2 où on trouve la charge maximale, elle est appelée résistance à la rupture, on l'écrit **Rm** :

$$R_m = \frac{F_m}{S_0} \quad (\text{II.3})$$

Sur l'abscisse : l'allongement relatif $\Delta L/L_0$ de l'éprouvette ou plutôt d'une certaine base de mesure L_0 (L_0 est la longueur initiale de l'éprouvette).

$$\varepsilon(\%) = \frac{L-L^0}{L^0} * 100 \quad (\text{II.4})$$

Afin de déterminer le comportement mécanique de notre matériau, étudier l'influence du taux de déformation sur la transformation martensitique et la mise en évidence de l'effet TRIP dans notre matériau, un essai de traction, sur des éprouvettes normalisées et sur des éprouvettes entaillées à été effectué. Pour cela, une machine de traction de type Zwick/RoellZ250 (figure II.3) a été utilisée.

Cette machine transmet un mouvement hydraulique au mors mobile qui se déplace sur une vis sans fin. La force appliquée sur l'éprouvette est mesurée à l'aide d'un dynamomètre, alors que l'allongement est mesuré avec un extentionmètre de précision. Un ordinateur est relié à cette machine, et à l'aide du logiciel qui assure une utilisation fiable et efficace de la machine d'essais, ce logiciel nous permet de tracer les figures et courbe de traction et nous donne tous les résultats nécessaires à nos calculs.

Les essais ont été pilotés à une vitesse de déplacement de traverse constante égale à 3mm/min et à température ambiante.

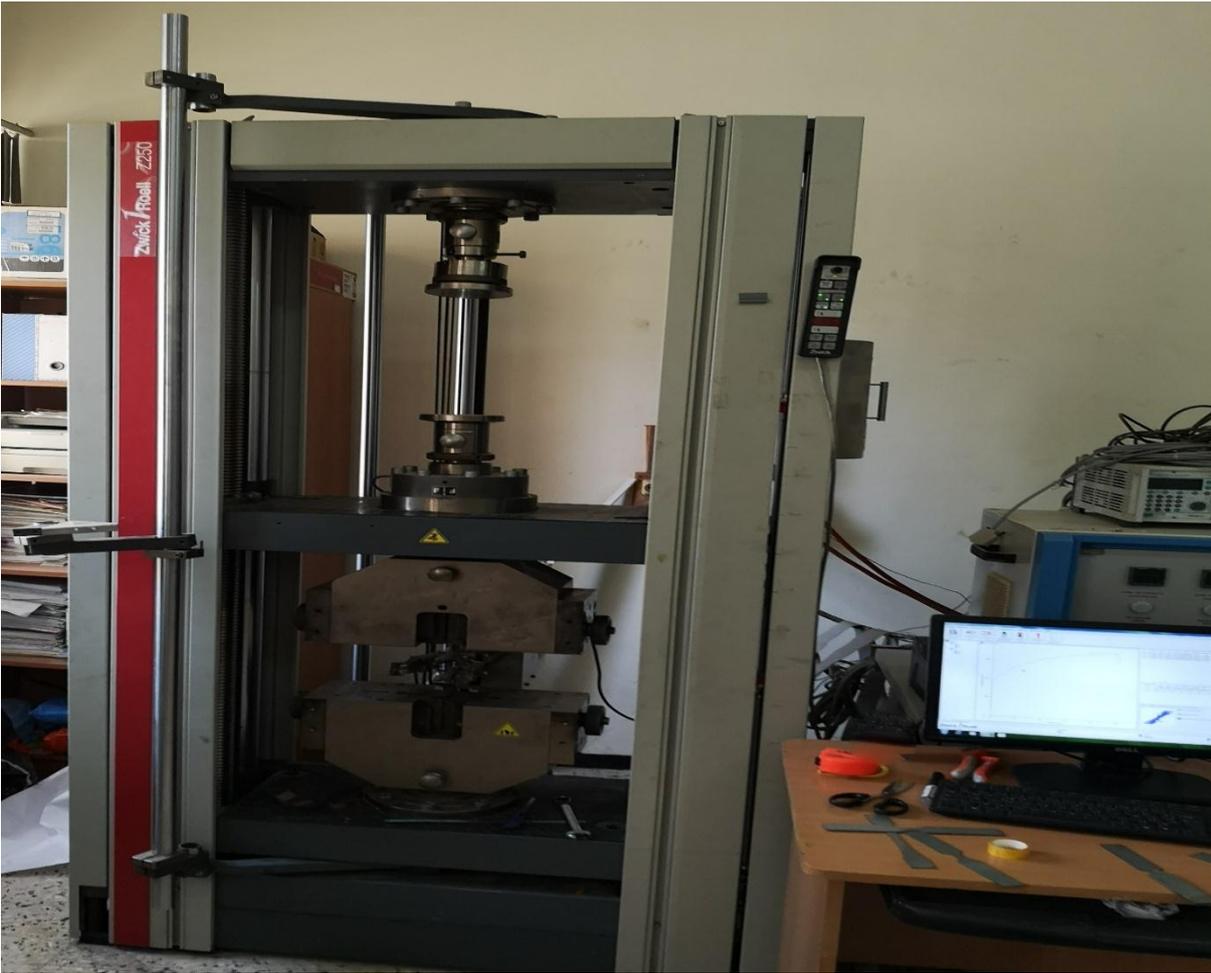


Figure II.3 : Machine de traction utilisée.



Figure II.4 : Epreuve placer sur la machine de traction Zwick/Roell Z250

II.4.2 Essais de pliage

L'essai de pliage consiste à soumettre une éprouvette rectiligne de section pleine, polygonale à une déformation plastique par pliage.

Il permet d'apprécier la ductilité de l'acier et son aptitude au formage à froid. Il consiste à imposer à un échantillon de métal, dans des conditions spécifiées, un pliage jusqu'à un angle requis (en général 180°) en changeant la direction de ses fibres de façon brusque, on inspecte ensuite les tranches et surtout la face en extension. Pour une bonne aptitude au pliage à froid la face en extension ne doit pas en principe présenter de fissures, gerçures, ni déchirures.

L'essai de pliage est régi par la norme NF EN 910 :1996.

Ci-dessous (**figure II.5**) un poinçon applique une force F sur une tôle qui va s'enfoncer dans une matrice appelé Vé.

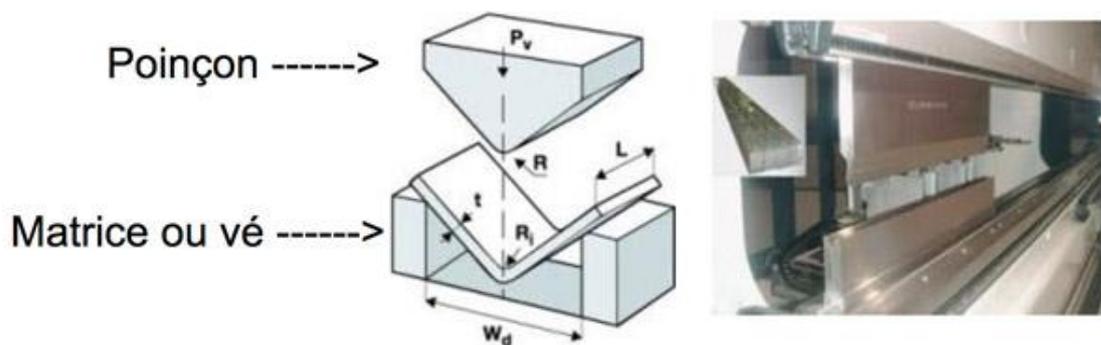


Figure II.5 : *Pliage sur presse-plier.*

Il existe plusieurs techniques pour plier une pièce : pliage en l'air dans une presse-plier, pliage en frappe, pliage sur plieuse à sommier ou universelle (**figure II.6**).

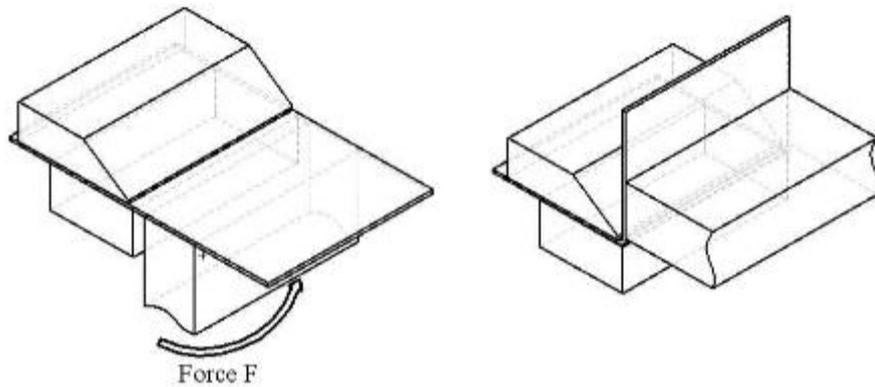


Figure II.8 : pliage sur plieuse à sommier ou universelle.

Le poinçon est défini comme l'élément mobile du système, la matrice étant l'élément fixe sur lequel le flan vient se conformer et le serre-flan est un élément de retenue.

Suivant la géométrie des poinçons et matrices, trois types de pliages sont distingués : en V, en U et en L.

Lors du pliage en V (**Figure II.7**), le serre-flan est inutile. La variation de l'angle du V du poinçon et de la matrice entraîne la variation de l'angle de formage de la tôle. Selon la course imposée au poinçon, le pliage est en l'air ou en fond de matrice.

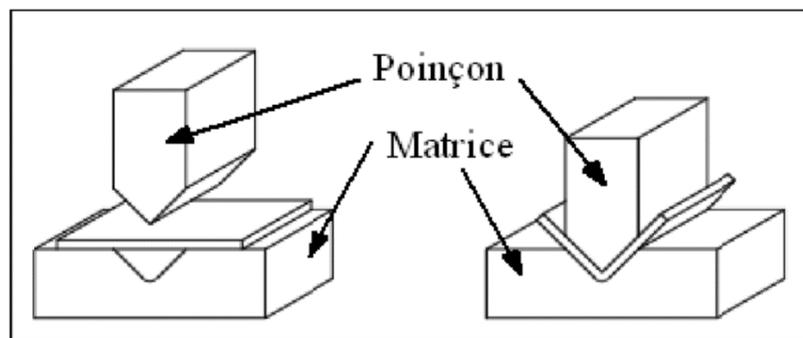


Figure II.9 : Pliage en V

Alors que le pliage en U (**Figure II.8**) se compose d'un serre-flan mobile qui bloque la matière sous le poinçon et évite donc les glissements de la tôle lors de la mise en forme entre les deux blocs matrices.

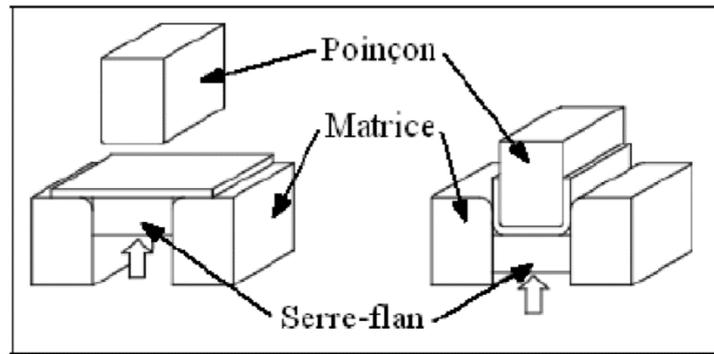


Figure II.10 : Pliage en U

Enfin le pliage en L ou en tombé de bord (**Figure II.9**) consiste à plier un flan en porte-à-faux à 90° maintenu entre la matrice et le serre-flan.

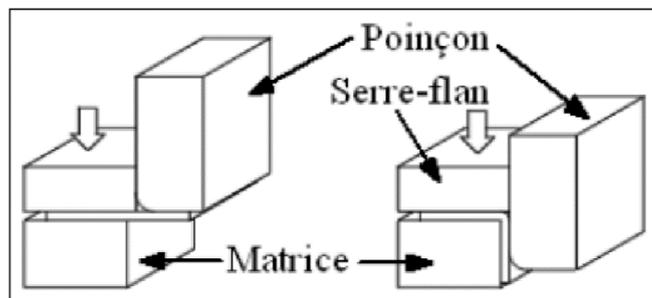


Figure II.11 : Pliage en L, ou en tombé de bord

II.4.2.1 Le pli

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

Entre les deux zones de déformations, la fibre neutre qui ne subit aucun allongement ni raccourcissement sera la base de notre calcul de la longueur développée. Au niveau du pli (**figure II.10**), on définit la surface intérieure comme étant celle qui adopte le rayon de pliage, la surface extérieure étant celle avec le plus grand rayon. En effet, si nous savons déterminer la longueur de cette fibre qui ne subit aucune déformation après pliage, nous trouverons la longueur de la tôle avant pliage.

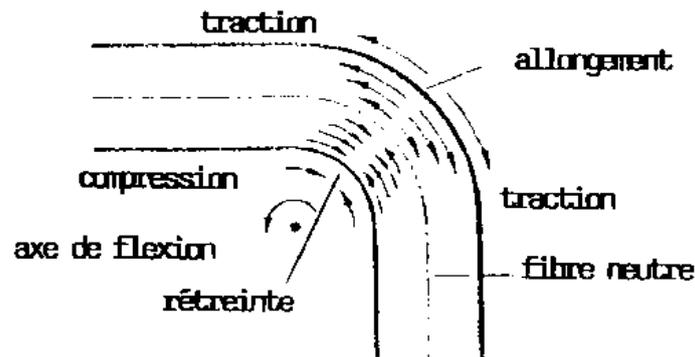


Figure II.12 : Epaisseur d'un flan en flexion

Le matériau est sollicité à l'extérieur en traction et en compression à l'intérieur, la surface qui délimite ces deux zones est la fibre neutre. La déformation en traction étant plus facile que la déformation en compression la fibre neutre se déplace vers l'intérieur du pli quand le rayon diminue :

$$d = \frac{e}{2} \text{ Si } \frac{R}{e} \geq 3 \quad (\text{II.5})$$

Dans le pli, on constate :

- une réduction d'épaisseur d'autant plus que $R \ll e$
- un élargissement au niveau du pli.
- Le foisonnement.

Pour éviter la fissuration au niveau du pli, il faut vérifier que l'allongement de la fibre extérieure ne dépasse pas l'allongement de la rupture des matériaux. On effectue le rapport entre la longueur de la fibre neutre et la longueur de la fibre extérieur.

$$\text{Si } \frac{R}{e} \geq 3 ; A\% = \frac{(R+e)\alpha - (R+\frac{e}{2})\alpha}{(R+\frac{e}{2})\alpha} * 100. \quad (\text{II.6})$$

- si $A\%$ est trop important par rapport à $A\%$ matériau il y a criques et gerçures.

II.4.2.2 Le retour élastique

Le pliage est obtenu par déformation plastique de la tôle donc il y a forcément une déformation élastique qui l'accompagne parce que dans les processus de pliages, la valeur d'élasticité du matériel peut être dépassée mais les limites de force élastique ne le peuvent pas. Pour cette raison, le matériau garde toujours une partie de son élasticité originale. Quand la charge est enlevée du matériau, il essaye de retourner à sa forme originale et coudée partiellement.

Quand on relâche l'effort de pliage \Rightarrow retour élastique

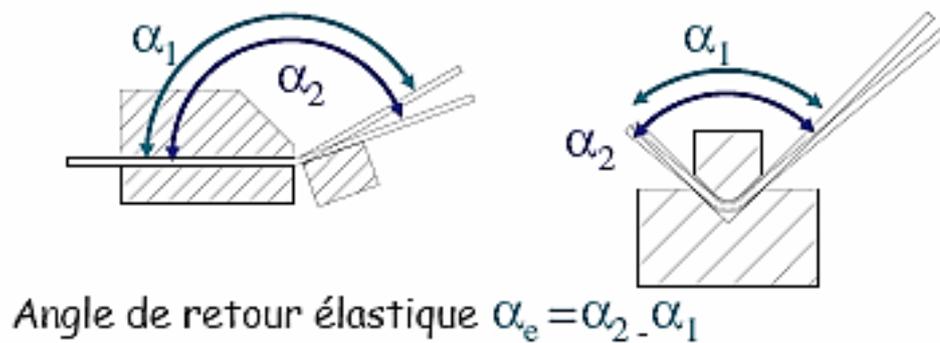


Figure II.13 : Retour élastique lors d'un pliage

Angle de retour élastique

$$\Delta\alpha = \alpha_1 - \alpha_2$$

Diminue considérablement lors du pliage en frappe.

Trois façons de l'estimer pour le pliage en l'air

→ Par des essais préliminaires

→ Par un abaque fonction de $\frac{R}{e}$

Avec :

R : rayon de pliage (intérieur).

e : épaisseur de la tôle.

Pour le calculer en considérant les notations suivantes :

α_1 : Angle de la pièce après pliage.

α_2 : Angle d'outil.

R_1 : Rayon du pli (intérieur), avant retour élastique.

R_2 : Rayon du pli (intérieur), pièce finie.

On estime le rayon R_1 de la pièce avant le retour élastique par la formule empirique suivante :

$$\frac{R_1}{R_2} = 4 \cdot \left(R_1 \cdot \sigma_e \cdot \frac{1}{(E \cdot e)} \right)^3 - 3 \cdot \left(R_2 \cdot \sigma_e \cdot \frac{1}{(E \cdot e)} \right) + 1 \quad (\text{II.7})$$

Avec :

σ_e : la limite élastique du matériau.

E : le module d'Young. .

e : l'épaisseur de la tôle.

On considère alors que la longueur L de la fibre neutre est constante.

- Avant retour élastique : α_2, R_1 .
- Après retour élastique : α_1, R_2 .

$$L = \left(R_1 + \frac{e}{2} \right) \cdot \alpha_1 = \left(R_2 + \frac{e}{2} \right) \cdot \alpha_2 \quad \text{Si } \frac{R}{e} > 3 \quad (\text{II.8})$$

Ces valeurs : α_1, α_2, R_1 et R_2 permettent aussi de dimensionner les outils.

II.4.2.3 Les cotations dans le pliage

En pliage, plusieurs cotations apparaissent : la longueur d'un bord plié, le rayon de pliage, l'angle de pliage, la longueur de pliage, etc. ... Nous allons passer en revue tous ces paramètres.

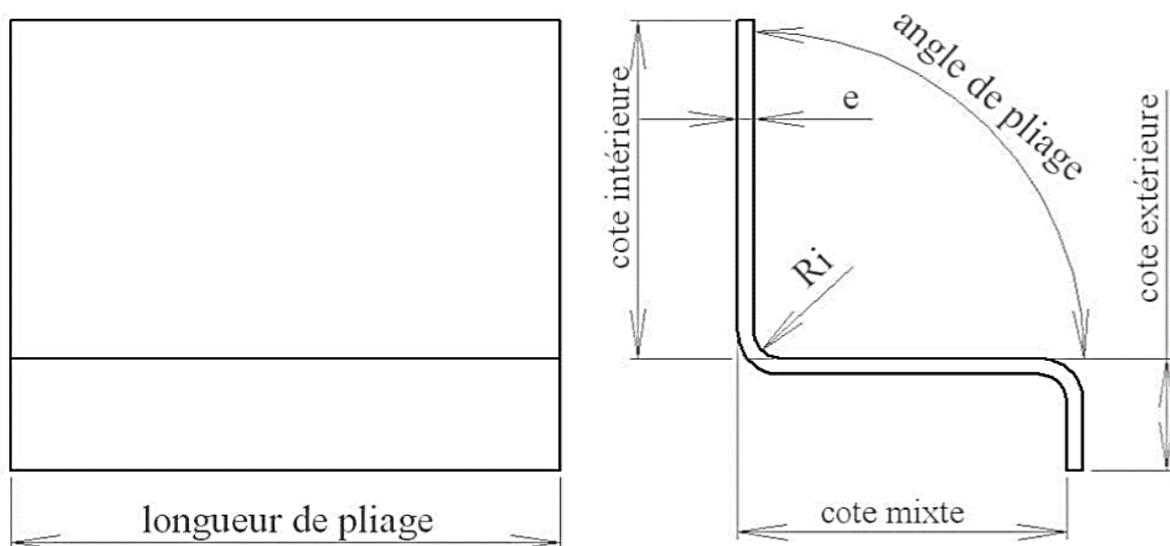


Figure.II.14 : Les cotations d'une pièce pliée.

La cotation d'un bord plié se fait en intérieur ou extérieur ou même suivant des cotes mixtes entre l'intérieur et l'extérieur, cela en fonction du dessinateur ou des contraintes à respecter pour certaines pièces (contraintes d'ajustement par exemple).

Le rayon de pliage appelé aussi rayon intérieur de pliage ou R_i .

Le rayon de pliage est défini selon la machine employée et les contraintes du dessin de la pièce. La plupart du temps, le dessin n'impose pas de rayon. C'est la machine utilisée qui définira à ce moment sa valeur.

Sur une presse plieuse : le rayon intérieur dépend du $Vé$. On admettra :

$$R_i = \frac{Vé}{6} \quad (II.9)$$

A noter que le rayon intérieur possible varie aussi en fonction de la matière et de son coefficient d'allongement. Retenons que plus la matière est malléable, plus le rayon intérieur pourra être petit, sans que l'on observe des défauts de criquage (cassure à l'extérieur du pli).

II.4.3. Application

Dans le but d'étudier l'aptitude de notre matériau à la mise en forme, une opération de pliage a été réalisée. Le pliage est une opération de mise en forme à froid consistant à déformer une tôle plane en changeant la direction de ses fibres suivant un angle. Il existe plusieurs techniques pour plier une pièce : pliage en l'air dans une presse-plier, pliage en frappe, pliage sur plieuse à sommier ou universelle. Lors du pliage, la tôle subit une pression qui change l'orientation des fibres. Les fibres intérieures sont comprimées alors que celles extérieures subissent un étirement. L'angle obtenu est appelé « angle de pliage ».

Les outillages qu'on a utilisés pour la réalisation de l'essai de pliage sont : une matrice à 90° ayant un vè de 29mm et un poinçon à rayons de 3mm. L'essai est réalisé sur une machine de traction de type LLOYD INSTRUMENT. La matrice portant l'éprouvette est placée sur le mors fixe de la machine et le poinçon sur son mors mobile. La machine est reliée à un ordinateur qui nous permettra le réglage des paramètres de l'essai tels que type de l'essai, la charge maximale, l'avance maximale, la vitesse de l'essai...etc.

Dans notre cas, on a choisi l'essai de compression et on a joué sur l'avance du poinçon pour aboutir à plusieurs angles de pliage. Les essais sont effectués à une vitesse de 10mm/mn.



Figure.II.15 : Dispositif de pliage en V

Chapitre III

Résultats et interprétations

III.1 Introduction

Ce chapitre est consacré à la présentation des résultats expérimentaux des différents types d'essais effectués pour la caractérisation du comportement mécanique de l'acier à effet TRIP 304L, ainsi que l'influence de la tri-axialité (état de contrainte) sur la transformation martensitique dans cette acier.

Dans notre cas nous avons usinés (5) types d'éprouvettes. (4) d'entre elles ont été utilisés pour des essais de traction, sachant que chacune des éprouvettes a une entaille avec différents rayons cylindriques : R300, R20, R10, R7.5, et une dernière éprouvette sans aucune entaille (métal sain) a été utilisée pour des essais de pliage.

Les résultats de la caractérisation ainsi que leurs interprétations seront exposés dans ce chapitre III.

III.2 Résultats des expériences

III.2.1 Courbes de traction

Dans le cadre de notre travail nous avons commencé par des essais de traction sur des éprouvettes plates, pendant l'essai nous avons remarqué plusieurs états de déformation :

- Un allongement élastique réversible de l'éprouvette.
- Ensuite on remarque une déformation permanente et une diminution de la section de l'éprouvette où se concentre la tri-axialité.
- Vers la fin avec une charge maximale appliquée, il y a une striction avec une déformation plastique localisée,
- Enfin vient le point de rupture de l'éprouvette.

Les résultats sont obtenus grâce à un logiciel qui enregistre les données, ce dernier relié à la machine de traction. On peut voir les graphes obtenus pendant les essais de traction sur les figures suivantes :

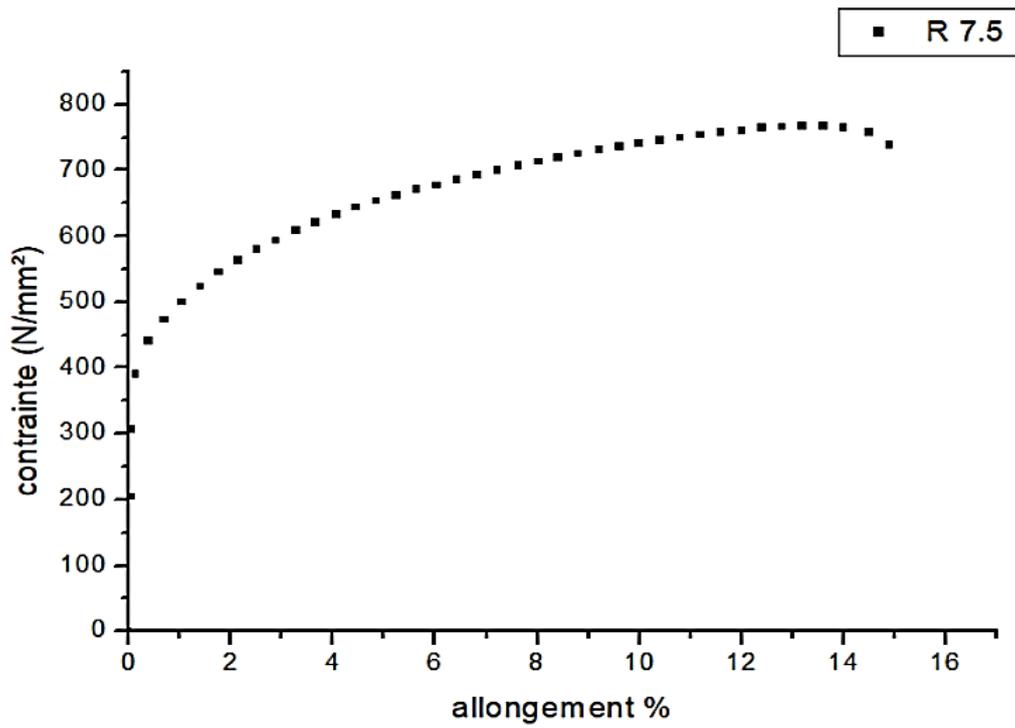


Figure III.1 : Courbe de traction de l'éprouvette R 7.

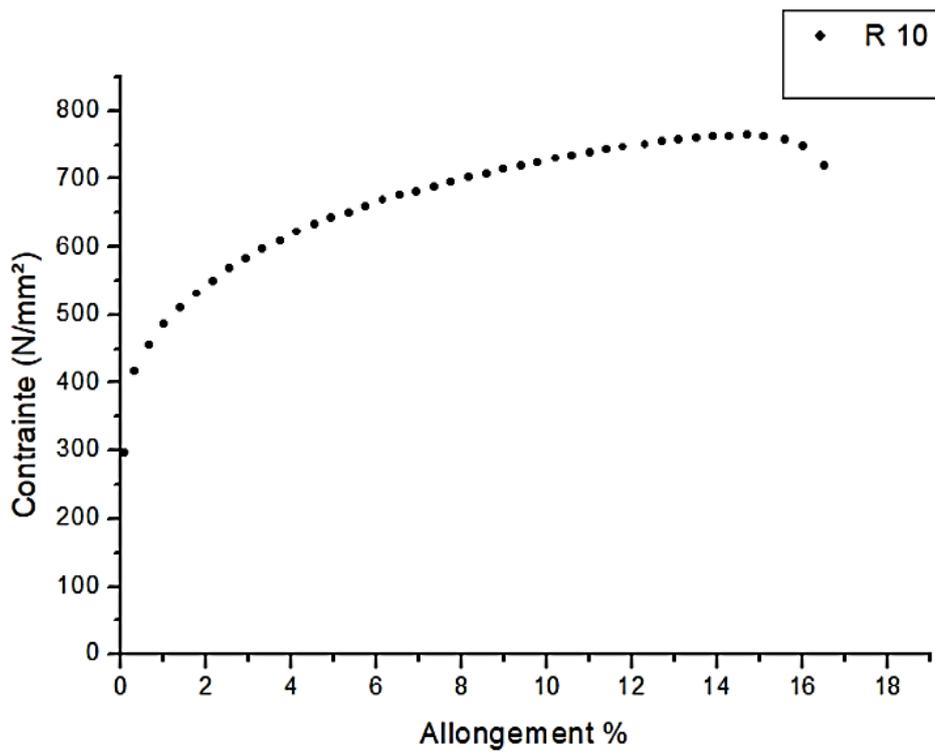


Figure III.2 : Courbe de traction de l'éprouvette R 10.

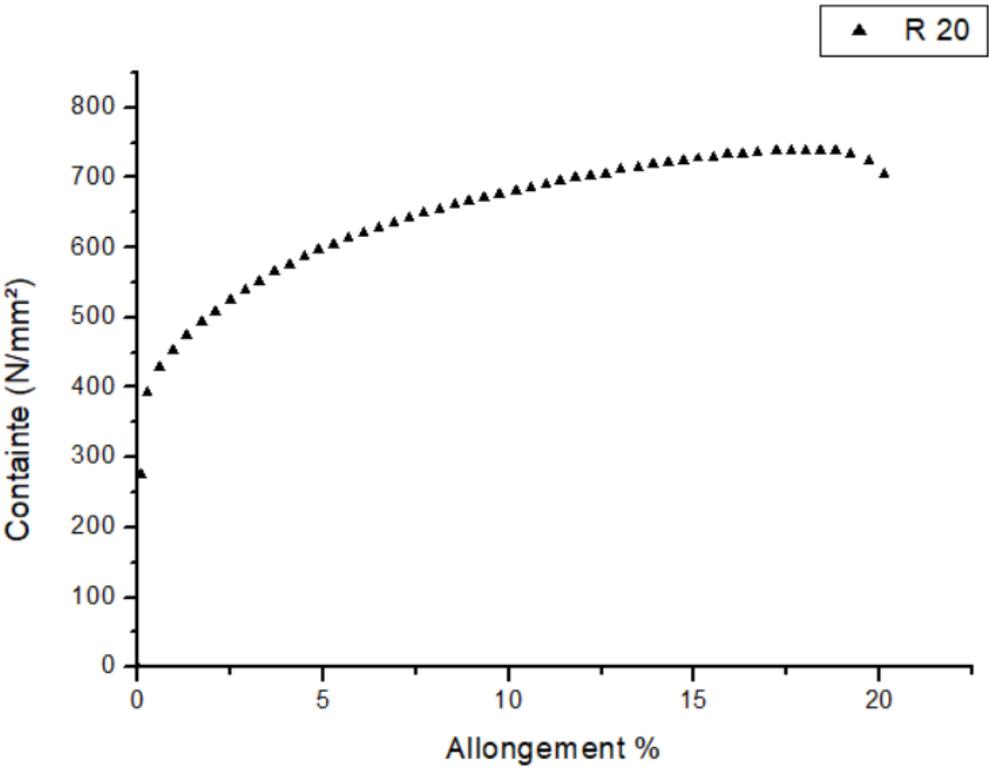


Figure III.3 : Courbe de traction de l'éprouvette R 20.

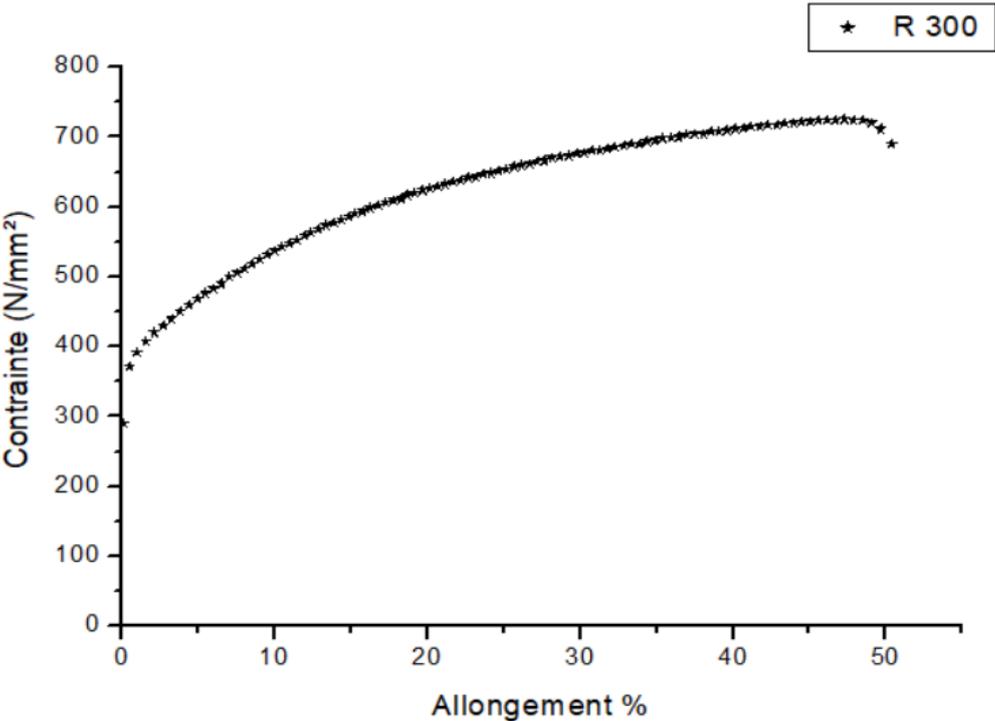


Figure III.4 : courbe de traction de l'éprouvette R300.

Les résultats obtenus après nos essais de traction, nous donnent des courbes de traction.

On remarque que l'acier étudié a un comportement élasto-plastique ductile, cette ductilité est due à sa structure atomique cubique à face centrées.

Voici le résultat obtenu après superposition des courbes.

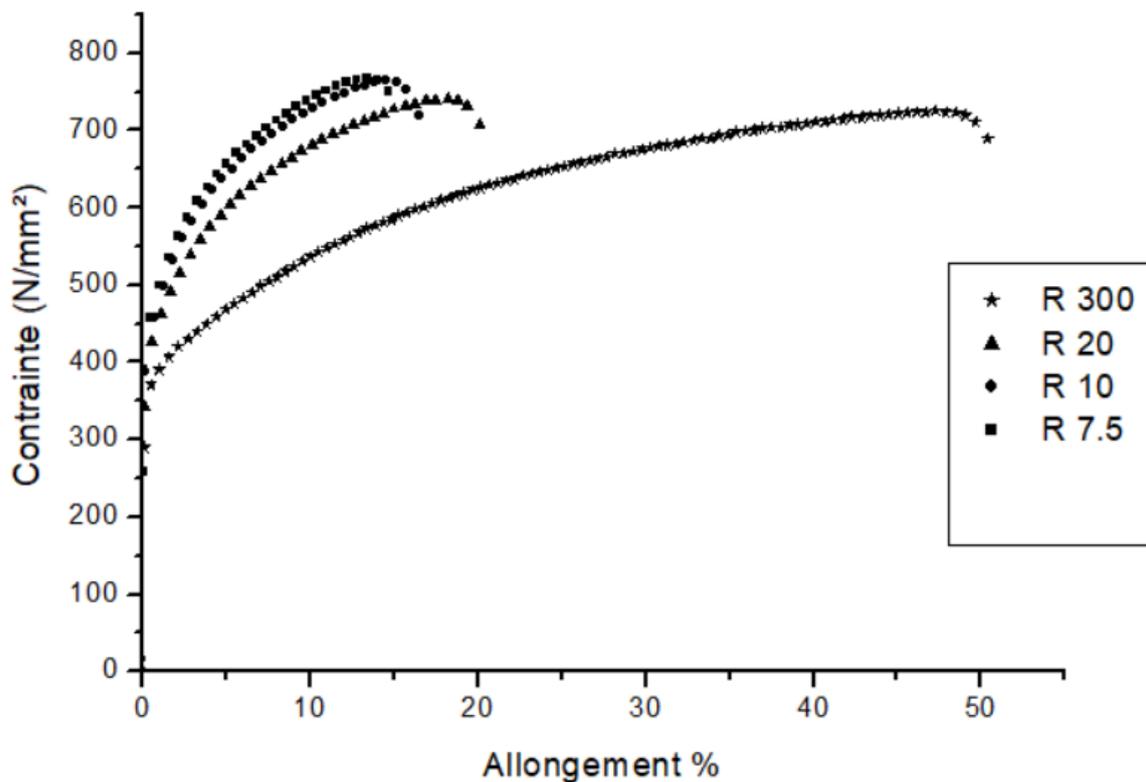


Figure III.5 : Superposition des courbes de traction avec différent rayon.

La figure III.5 montre les courbes contrainte-déformation de l'acier 304L à température ambiante. Un excellent compromis entre ductilité et la résistance est observée dans le matériau. Les valeurs de la contrainte et la déformation à la rupture sont respectivement de 700 MPa et 55% pour les rayons de 300 mm. Une augmentation de la résistance à la traction allant 650 MPa jusqu'à 780 MPa pour les éprouvettes entaillées ce qui montre l'influence de la concentration des contraintes sur la transformation martensitique de notre matériau. Ce qui a été confirmé par l'évolution de la limite d'élasticité, la résistance maximale et le module de Young (figure III.6, III.7 et III.8).

III.2.1.1 Caractéristiques mécaniques obtenues à partir des courbes de traction pour chaque rayon de l'éprouvette :

Les différentes caractéristiques mécaniques de notre matériau pour chaque rayon d'éprouvette, sont présentées dans les tableaux ci-dessous.

Caractéristiques Rayon	Module de Young. E (Gpa)	Limite d'élasticité Re (N/mm ²)	Résistance maximale Rmax (N/mm ²)
7.5 Mm	353.8030425	412.498	767.6811

Tableau III.1 : *Caractéristiques mécaniques en traction de l'éprouvette R 7.5mm*

Caractéristiques Rayon	Module de Young. E (Gpa)	Limite d'élasticité Re (N/mm ²)	Résistance maximale Rmax (N/mm ²)
10 Mm	306.4706939	395	765

Tableau III.2 : *Caractéristiques mécaniques en traction de l'éprouvette R 10mm*

Caractéristiques Rayon	Module de Young. E (Gpa)	Limite d'élasticité Re (N/mm ²)	Résistance maximale Rmax (N/mm ²)
20 Mm	280.380434	379.8404	736.0397

Tableau III.3 : *Caractéristiques mécaniques en traction de l'éprouvette R 20mm.*

Caractéristiques Rayon	Module de Young. E (Gpa)	Limite d'élasticité Re (N/mm ²)	Résistance maximale Rmax (N/mm ²)
300 Mm	189.6438493	327.2985	725.2584

Tableau III.4 : *Caractéristiques mécaniques en traction de l'éprouvette R 300mm.*

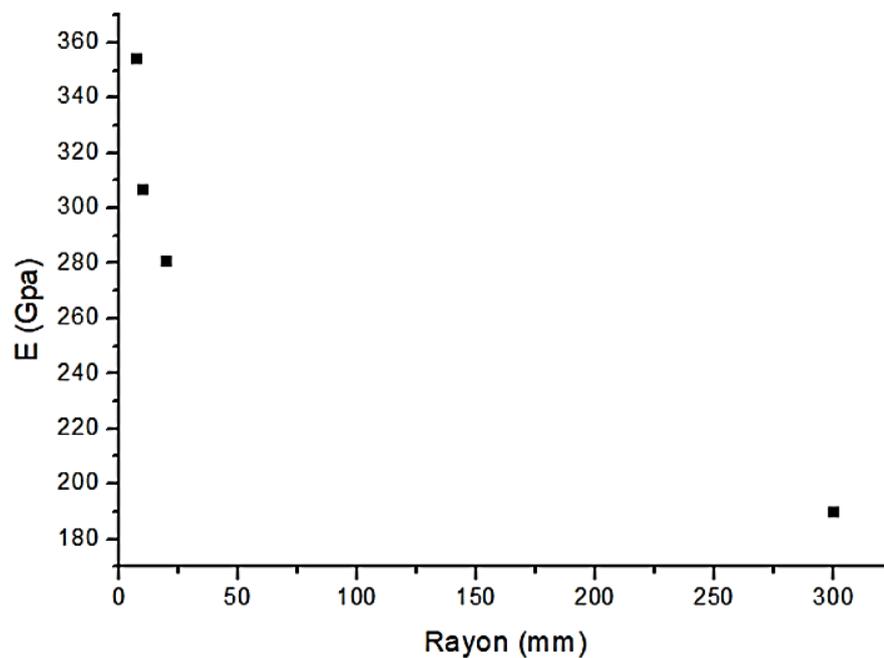


Figure III.6 : *Courbe de variation du module de Young en fonction du rayon.*

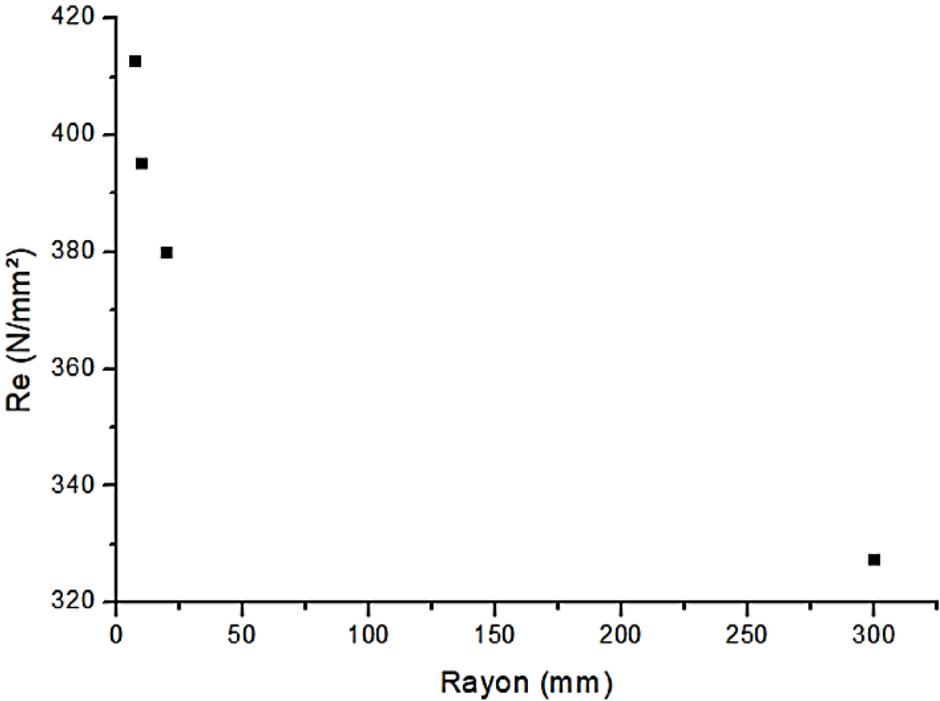


Figure III.7 : Courbe de variation de la limite élastique en fonction du rayon

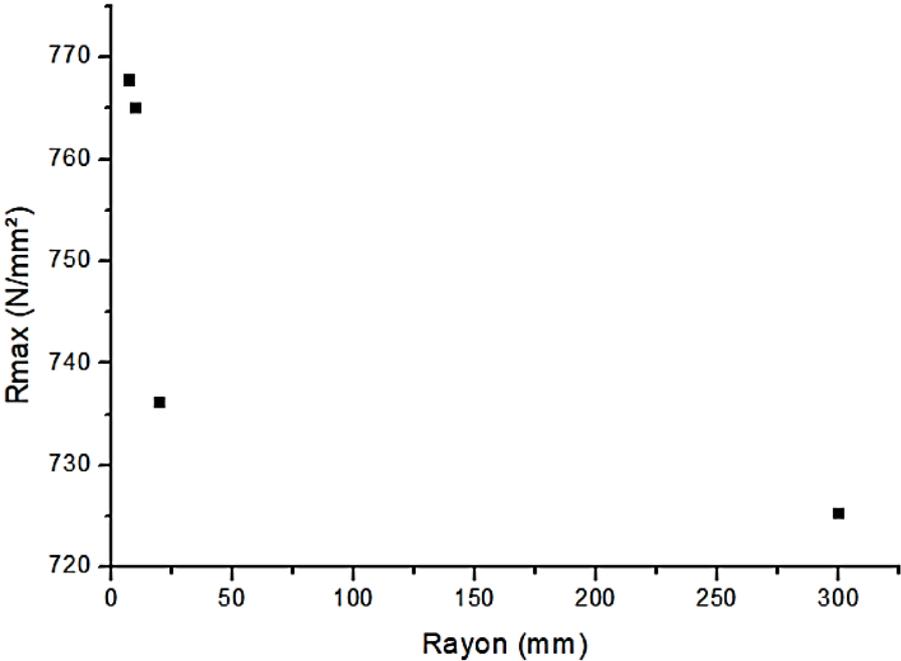


Figure III.8 : Courbe de variation de la résistance Maximale en fonction du rayon.

III.2.2 Courbe de pliage

Les outillages qu'on a utilisés pour cela sont : une matrice à 90° ayant un vé de 29mm et un poinçon à rayons de 3mm. Les résultats obtenus sont comme suit :

- Lors du pliage, nos éprouvettes sont soumises à deux types de contraintes : une contrainte de compression s'exerçant sur la zone intérieure du pli, et une contrainte de traction qui elle s'exerce sur sa zone extérieure. Dans la zone de compression, la matière est comme refoulée alors qu'au contraire elle est comme attirée dans la zone de traction.
- Après extraction du poinçon, les éprouvettes ne gardent pas leur forme initiale : c'est le phénomène de retour élastique. Ceci se manifeste par l'ouverture de l'angle de pliage après extraction du poinçon. Il est estimé à 2° pour les éprouvettes à 3mm d'épaisseur et il est de 4° pour les éprouvettes à 1.5mm d'épaisseur.
- L'observation, à l'aide d'une loupe binoculaire, des éprouvettes après pliage n'a révélé l'existence d'aucune fissure dans la zone pliée. Ce résultat est le même pour tous les rayons de pliage utilisés.

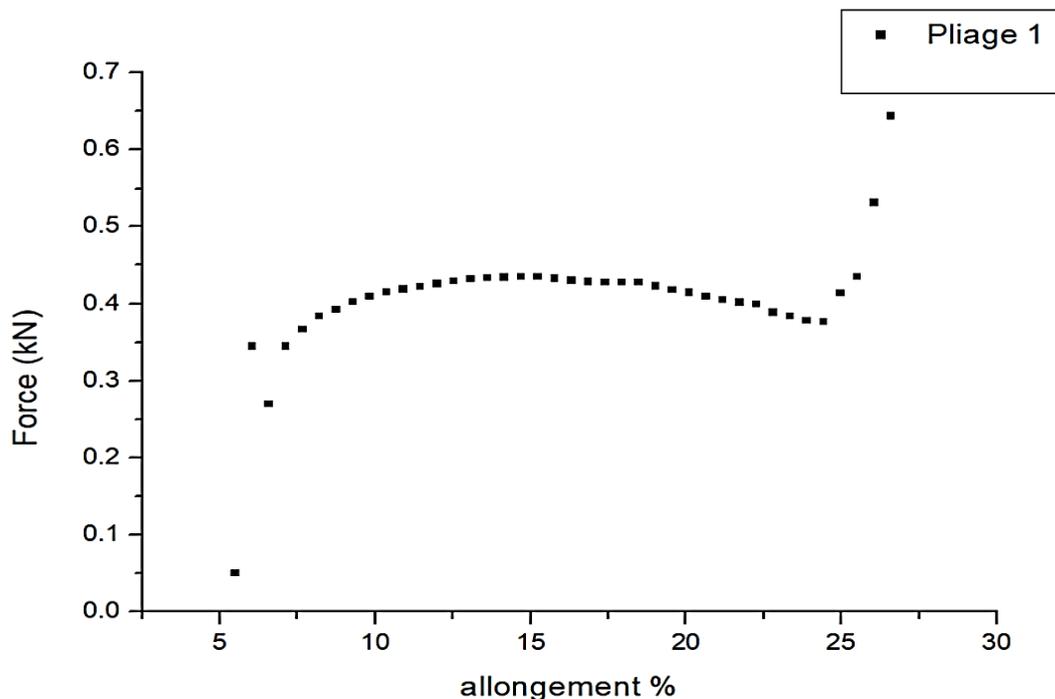


Figure III.9 : Essai de pliage 1

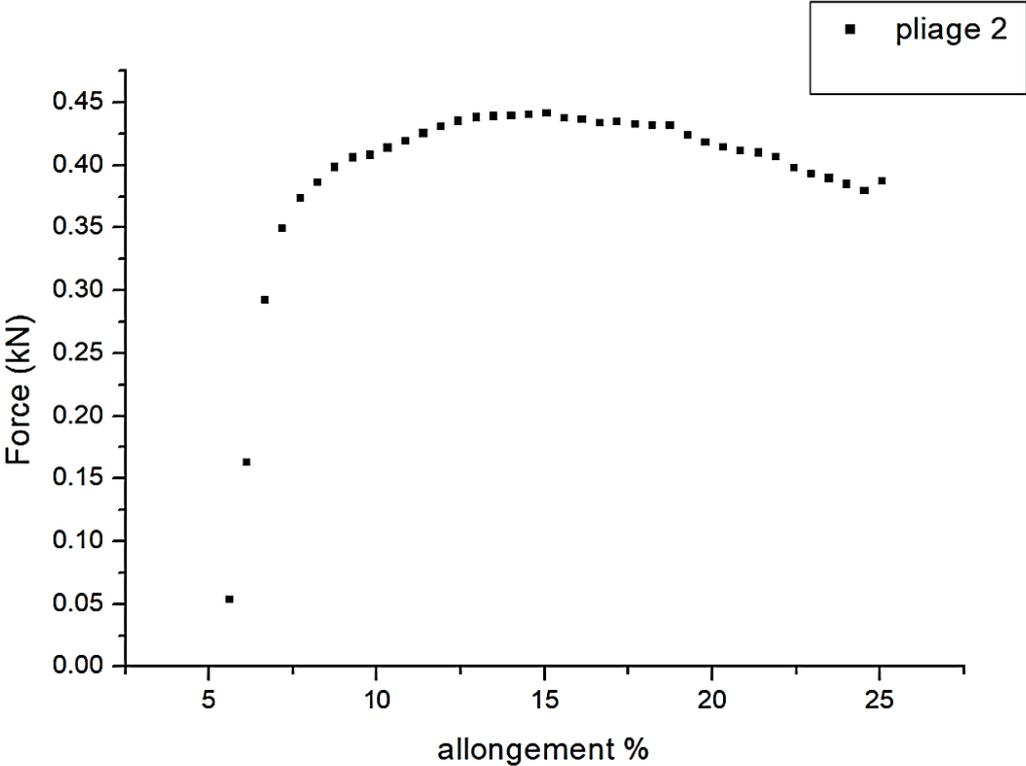


Figure III.10 : Essai de pliage 2

Conclusion générale

Conclusion générale

Dans ce travail, nous nous sommes intéressés à l'influence des concentrations des contraintes sur le comportement mécanique et microstructuraux de l'acier à effet TRIP 304 L. Des éprouvettes avec différents rayons d'entailles ont été soumises à une série d'essais mécaniques et caractérisation microstructuraux.

Les essais de traction nous montrent :

- Augmentation de la résistance à la traction et de module de Young et la limite d'élasticité en fonction de la diminution de rayon de courbure (augmentation de la concentration des contraintes).
- Après extraction du poinçon, les éprouvettes ne gardent pas leur forme initiale : c'est le phénomène de retour élastique. Ceci se manifeste par l'ouverture de l'angle de pliage après extraction du poinçon. Il est estimé à 2° pour les éprouvettes à 3mm d'épaisseur et il est de 4° pour les éprouvettes à 1.5mm d'épaisseur.
- L'observation, à l'aide d'une loupe binoculaire, des éprouvettes après pliage n'a révélé l'existence d'aucune fissure dans la zone pliée. Ce résultat est le même pour tous les rayons de pliage utilisés

Références bibliographiques

- [1] : W. MITTER, Umwandlungsplastizität und ihre Berücksichtigung bei der Berechnung von Eigenspannungen. Materialkundlich-Technische, Stuttgart, Allemagne (1987).
- [2] : ZIARI SABER, modélisation de la plasticité de transformation dans les phases de Transformation, Constantine 2006.
- [3] : A et B PIERRE-JEAN CUNAT, « Aciers inoxydables, critères de choix et structures », Traité « Matériaux métalliques », Techniques de l'ingénieur, mars 2000, M4540.
- [4] : T. ANGEL, « Formation of martensite in austenitic stainless steels : Effects of deformation, temperature and composition » Journal of the Iron and Steel Institut, 177, (1954).
- [5] : K.W. Andrews, Empirical Formulae for the calculation of some transformation temperatures, J. Iron and Steel Inst, 203.
- [6] : Pickering, F.B (1972) Towards Improved Ductility and Toughness, Cimex Molybdenum Compagny Symposium.
- [7] : Perlade et al, « High manganese, high nitrogen austenitic stainless steel : their strength and toughness », Proceedings of Conference of High Manganese high Nitrogen Austenitic Steels, USA, (1992).
- [8] : Régis KUBLER, comportement thermomécanique des aciers à effet TRIP, approches micromécaniques et phénoménologiques q« applications à la mise en forme », ENSMA Paris 2004.
- [9] : T. Maki et al, Materials Science Forum, « Microstructure and mechanical behaviour of ferrous martensite », 56-58, (1990)
- [10] : H. Wang, Y. Jeong, B. Clausen, Y. Liu, R. J. McCabe, F. Barlat, and C. N. Tomé, "Effect of martensitic phase transformation on the behavior of 304 austenitic stainless steel under tension," Mater. Sci. Eng. A, vol. 649
- [11] : IUNG, T., DRILLET, J., COUTURIER, A., OLIER, C., Detailed study of the transformation mechanisms in ferrous TRIP aided steels. Int. Conf. On TRIP-aided high strength ferrous alloys, 2002.

Références bibliographiques

- [12] : A.A. Lebedev, « Influence of phase transformations on the mechanical properties Of austenitic stainless steels », International Journal of Plasticity, Vol 16, (1999).
- [13] : M.P. Miller, D.L. McDowell, « The effect of stress state on the large strain inelastic deformation behaviour of 304L stainless steel », Journal of Engineering and Material Technology, (1996)
- [14] : Iwamoto.T, Tomita.Y, « Investigation on deformation mode dependence Of strain-induced martensitic transformation in TRIP steels and modelling of Transformation kinetics », International Journal of Mechanical sciences, Vol 40, (1998).
- [15] : HECKER, S et al, Effects of strain state and strain rate on deformation induced transformation in 304 stainless steel : Part I et Part II. Met. Trans. A (1982), 13A, pp619-63.
- [16] : Sauveur, 1924, Trans. AIME 73 (1926) 859. American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers.
- [17] : SCHEIL E., Transformation of austenite into martensite in Iron-Nickel alloys under stress, Z. anorg. Allgen. Chem., 1932.
- [18] : Wassermann, 1937 G.Westermann. Änderungen von mechanischen spannungen bei der Austenit-Martensit-Umwandlung. Arch Eisenhütten, 1937, vol 10.
- [19] : PORTER L.F., ROSENTHAL P.C., Acta Metallurgica, 1959, 1, p. 504.
- [20] : DE JONG M., RATHENAU G.W., Acta Metallurgica, 1959. 7, p.246.
- [21,22] : Greenwood, 1965 G.W. Greenwood, R.H. Johnson. The deformation of metals under small stresses during phase transformation. 1965, Proc. Roy. Soc. 283A, 403-422.
- [23] : G.Colette 1980, Comportement thermomécanique des matériaux et des structures métalliques. Thèse de doctorat, Institut National de Lorraine, Nancy, 1980.
- [24] : Gautier et al, 1985. Transformations perlitiques et martensitiques sous contrainte de Traction des aciers. Thèse de doctorat ès-Sciences physiques, Institut National Polytechnique de Lorraine, Nancy, 1985, NP 176

Références bibliographiques

[25] : Videau et al, 1995, A. Experimental study of the Transformation induced plasticity in a Cr-Ni-Mo-Al-Ti Steel. International seminar MECAMAT'95 : mechanisms and mechanics of solid phase transformations, la Bresse, France, 1995. 16-19 mai.

[26] : Cavallo, 1998, Contribution à la validation expérimentale de modèles décrivant la Z.A.T lors d'une opération de soudage. Thèse de doctorat, Institut National des Sciences Appliquées, Lyon, 1998.

[27] : MAGEE CL. Transformation kinetics, microplasticity and ageing in Fe-31-Ni. PhD thesis, Carnegie Institute of Technology, Pittsburgh, PA ; 1966.

[28, 29] : STOUT, M.G., FOLLANSBEE, P.S., Strain rate sensitivity, strain hardening, and yield behavior of 304L stainless steel. Trans. ASME (1986), 108, pp344-353.

[30] : BUZIT, S., BERGUGNAT, J.B., Evolution of texture of the austenite during martensitic transformation in TRIP steels. Rapport de fin d'études, ENSAM Metz (2001).

[31] : OLSON, G.B., COHEN, M. Stress assisted isothermal martensitic transformation : application to TRIP steels. Metallurgical Transactions A (1982), 13A, p1907.

[32] : BYAN T.S., HASHIMOTO N. et FARRELL K., Temperature dependence of strain hardening and plastic instability behaviours in austenitic stainless steels, Acta Materialia (2004), 52, p.3889-3899.

[33] : Wikipédia.