

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique

Université MOULOUD MAMMERI de Tizi-Ouzou
Faculté de Génie de la construction
Département Génie mécanique



MEMOIRE

DE FIN D'ETUDE DE MASTER ACADEMIQUE

Filière : Génie mécanique
Option Sciences des matériaux

Thème

Etude de l'apparition des bandes de cisaillement lors d'un essai de traction d'un acier TRIP 304L

Proposé par :

M^r FERHOUM Rabah

Dirigé par :

M^r ALMANSBA Majid

M^{elle} CHERFI Tassadit

Réalise par :

M^{elle} AMRANE Taous

M^{elle} LARBI Leila

Promotion 2016/2017

Remerciements

Ce travail a été réalisé au laboratoire du département de génie mécanique à l'université de Tizi-Ouzou. Avant d'entamer notre travail, nous tenons à remercier DIEU de nous avoir donné du courage et de la volonté.

Au terme de ce travail, nous tenons à exprimer notre grande reconnaissance et haute gratitude à notre promoteur M, ALMANSBA MADJID pour son aide et ses conseils qu'il a généreusement donnés.

Nous vous remercions tous pour votre disponibilité de chaque instant mais aussi pour toutes les connaissances scientifiques que vous avez transmises.

Nous tenons avant tout à exprimer notre reconnaissance la plus chaleureuse à Monsieur FARHOUM RABAH, qui nous a proposé ce thème et qui a su nous soutenir dans les problèmes rencontrés et les difficultés que l'on trouve à l'orientation d'un tel travail.

Nous sommes très reconnaissantes à madame CHERFI Tassadite, pour ses aides et ses encouragements durant toute la période de préparation de ce travail et qui nous a fait l'honneur.

Nous remercions tous les membres de jury de ce projet. Nous vous en prions de trouver ici l'expression de nos plus sincères remerciements.

Notre remerciements vont à tout le personnel du département mécanique, Mr MEGHLAT (DU hall de technologie).

Nous vous remercions tous pour votre disponibilité à chaque instant mais aussi pour toutes les connaissances scientifiques que vous avez su nous transmettre.

Enfin, nous remercions toutes les personnes qui ont contribué de loin ou de près à la réalisation de ce travail, qu'elle trouve ici notre profonde reconnaissance.

Sommaire

<i>Introduction générale</i>	1
------------------------------------	---

Chapitre I : Généralités sur les aciers TRIP

I.1- Introduction.....	3
I.2-Définition de l'acier inoxydable.....	3
I.3- Historique des aciers inoxydables	4
I.4-Nuances d'aciers austéniques	4
I.4.1- Aciers martensitiques	5
I.4.2-Aciers ferritiques	5
I.4.3- Aciers austéniques	6
I.4.4- Aciers duplex	6
I.4.5- Aciers austéno-ferritiques	6
I.4.6- Aciers inoxydables à durcissement par précipitation	7
I.4-traitement thermique des aciers inoxydables.....	7
I.5-L'acier à effet trip.....	8
I.5.1-L'obtention de l'acier trip	8
I.5.2-Métallurgie des aciers à effet TRIP	9
1-Aciers à effet TRIP entièrement austéniques (AISI304).....	9
2-Aciers TRIP multiphasés.....	10
I.5-Compositions	12
I.5.4-La transformation martensitique.....	13
I.5.5-Etude de la microstructure d'acier à effet trip.....	13
L'effet Magee.....	15
l'effet Green Wood-Johnson	15

I.6 -Le comportement mécanique des aciers a effet TRIP.....	16
I.6.1-Comportements sous sollicitation monotone.....	16
1.6.1.1- Evolution de la teneur des phases martensitiques due à la déformation monotone.....	17
I.7-Resume de chapitre	18

Chapitre II : Les bandes de cisaillement

II.1- Introduction.....	19
II.2-Les différents types de bande de cisaillement.....	19
II.2.1-Les bande de cisaillement adiabatique	19
II.2.1.1-Mécanisme de formation des bandes de cisaillement adiabatique	20
II.2.1.2- Détermination analytique et numérique de la largeur de bande.....	21
II.2.2-Les bande de cisaillement de Lüders.....	23
II.2.3- Les bandes de cisaillement de PLC (Portevin-Le Chatelier).....	25
II.2.3.1- Origine physique de l'effet PLC.....	26
II.2.3.1.1- Le mécanisme de durcissement	27
II.2.3.2 -Instabilités de type PLC.....	29
II.2.3.3-Amplitude des instabilités.....	32
II.2.3.4-Domaine d'existence de l'effet PLC.....	33
II.3-Resume.....	35

Chapitre III : Partie expérimental

III.1-Introduction	36
III.2-Identification du métal (TRIP 304L)	36
III.2.1-Composition chimique.....	36
III.2.2-propriétés mécaniques	37
III.3-Characterisation mécanique de l'acier TRIP 304L.	37
III.3.1.L'essai de traction.....	37
III.3.1.2-Geometrie des éprouvettes de traction.....	38
III.3.1.2-Courbes de traction	39
III.3.1 .3-Courbes de contrainte déformation.....	38
III.3.1.4-Interprétation de la courbe.....	42
III.3.2-Essai de dureté	42
III.3.3-Interpritation des résultats	51
III.4-l'obsevvation sur microscopie à balayage.....	53
Conclusion générale.....	57

Liste des figures

- **Figure I.1 :** Nuance d'aciers austénitiques
- **Figure I.1 :** Nuance d'aciers austénitiques
- **Figure I.2 :** schéma typique du traitement thermique aux aciers multiphasés à effet TRIP
- **Figure I.3:** Micrographie optique de l'acier AISI304. Apparition de martensite dans un grain d'austénite.
- **Figure I.4 :** Micrographies optiques des aciers TRIP multiphasés (TRIP600-700-800-1000).
- **Figure I.5 :** Diagramme fer –carbone
- **Figure I.6 :** la variante de la martensite.
- **Figure I.7 :** changement de structure cristalline de l'austénite en martensite.
- **Figure I.8:** Effet de Magee
- **Figure I.9 :** L'effet Greenwood-Johnson
- **Figure I.10 :** courbe contrainte allongement en Obtenue par charge et décharge successive de l'acier X2CrNi18-9/1.
- **Figure I.11 :** Coefficient d'écrouissage fonction de la déformation pour l'acier X5CrNi18-10/1.4301 (AISI 304L).
- **Figure I.12 :** Taux de martensite transformé en fonction de la déformation plastique , pendant un essai de traction.
- **Figure II.1 :** Bande de cisaillement adiabatique et fissure associée dans un acier
- **Figure II.2 :** Courbe contrainte-déformation pour l'acier HY-1000. martensitique déformé lors d'un essai de compression dynamique.
- **Figure II.3:**
Représentation schématique d'une courbe de traction avec palier de Lüders.
Bandes de Lüders visibles sur la surface de l'éprouvette.
- **Figure II.4 :** Source de Franck et Read. La dislocation est soumise à une force par unité de longueur croissante τb .
- **Figure II .5 :** courbe de traction d'un alliage Al-4,5% Mg.
- **Figure.II.6 :** Représentation schématique d'une oscillation sur la courbe de déformation avec définition de l'amplitude de la chute de contrainte.

- **Figure II.7 :** Le domaine d'existence et les différents types d'instabilités PLC, dans un diagramme vitesse-température pour un alliage Al-5%Mg. Les zones marquées par 0 correspondent à l'écoulement stable.
- **Figure III.1 :** La machine de traction.
- **Figure III.2 :** Exemple d'éprouvette de traction testée.
- **Figure III.3 :** Courbe de traction de l'acier 304L Trip a 35% de déformation.
- **Figure III.4 :** Courbe de traction de l'acier TRIP 304L a 60% de déformation.
- **Figure III.5 :** Courbe de traction de l'acier 304L Trip a 80% de déformation.
- **Figure III.6 :** Courbe de traction de l'acier TRIP 304L a 80% et 35% de déformation.
- **Figure III.7 :** Courbe de traction de l'acier TRIP 304L a 55% de déformation.
- **Figure III.8 :** Courbe de traction de l'acier TRIP 304L a 90% de déformation.
- **Figure III.9 :** Courbe de traction de l'acier TRIP 304L a 50% et 90% de déformation
- **Figure III.10 :** Rupture de l'éprouvette de traction.
- **Figure III.11 :** la machines de dureté.
- **Figure III .12:** Répartition de la dureté HV suivant la position des points relevés sur chaque ligne des éprouvettes.
- **Figure III.13:** Courbe de dureté pour l'éprouvette 1 (18% de déplacement).
- **Figure III.14 :** Courbe de dureté pour l'éprouvette2 (28% de déplacement).
- **Figure III.15:** Courbe de dureté pour l'éprouvette 3. (38% de déplacement).
- **Figure III.16:** Courbe de dureté pour l'éprouvette 1(20% de déplacement).
- **Figure III.17:** Courbe de dureté pour l'éprouvette 2(27% de déplacement).
- **Figure III.18:** Courbe de dureté pour l'éprouvette 3(47% de déplacement).
- **Figure III.19:** Répartition de la dureté HV suivant la position des points.
- **Figure III.20:**l'angle de l'inclinaison de bande de Lüders.
- **Figure III.21 :**l'angle de l'inclinaison de bande de PLC.
- **Figure III.22 :** Photographie du MEB Philips ESEM XL 30.
- **Figure III.23 :** Microstructure initiale de l'acier 304L.
- **Figure III.24 :** Microstructure de l'acier 304L à [(a) 20%,(b) 50%,(c)80%, (d) 100%] de déformation

Liste des Tableaux

- **Tableau I.1** : Caractéristiques des traitements thermiques des aciers inoxydables.
- **Tableau I.2** : Composition chimique de la nuance entièrement austénitique AISI304.
- **Tableau I.3**: Composition chimique –taille des ilots d’austénite –dosage de teneur en carbone de l’austénite des aciers TRIP multiphasés .
- **Tableur I.4** : le pourcentage massique de l’acier à effet trip
- **Tableau II.1** : Classification des hétérogénéités de la déformation plastique
- **Tableau III.1** : la composition chimique de la tôle étudiée.
- **Tableau III.2**: Propriétés mécaniques de la tôle étudiée.
- **Tableau III.3** : Les résultats d’essai de dureté pour (18% de déplacement).
- **Tableau III.4** : Les résultats de dureté pour éprouvette 2(28% de déplacement).
- **Tableau III.5** : Les résultats de dureté pour l’éprouvette3 (38%de déplacement).
- **Tableau III.6**:Les résultats de dureté pour l’éprouvette 1 (20%de déplacement).
- **Tableau III.7**:Lesrésultats de dureté pour l’éprouvette2 (27% de déplacement).
- **Tableau III.8**: Les résultats de dureté pour l’éprouvette3 (47%de déplacement).

Liste des symboles

- ❖ **HB** : la dureté Brinell
- ❖ **ε** : martensite de structure hexagonale compacte.
- ❖ **α**: la martensite de réseau cristallin quadratique centré.
- ❖ **W** : La largeur de bande.
- ❖ **x** : correspond aux quantités mesurées à l'intérieur de la bande.
- ❖ **K** : est la conductivité thermique.
- ❖ **T** : est la température.
- ❖ **β** : le coefficient de Taylor-Quinney.,
- ❖ **τ** : la contrainte de cisaillement
- ❖ **γ**: La vitesse de déformation. Cette formule présente pour principal inconvénient de faire intervenir des quantités devant être mesurées à l'intérieur de la bande.
- ❖ **a** : est la sensibilité thermique.
- ❖ **m** : la sensibilité à la vitesse.
- ❖ **τ₀** : une contrainte de référence.
- ❖ **γ₀**: vitesse de déformation de référence.
- ❖ **T₀**: la température de référence.
- ❖ **K** : la conductivité thermique.
- ❖ **R_{es}** : limite élastique supérieure.
- ❖ **R_{ei}** : limite élastique inférieure.
- ❖ **A_p** : déformation plastique.
- ❖ **Δσ**: chute de contrainte.

Introduction générale

Les aciers TRIP (TRansformation Induced Plasticity) offrent des propriétés mécaniques très intéressantes qui les rendent idéaux pour l'emboutissage des tôles minces destinées à l'industrie automobile. La transformation de l'austénite résiduelle en martensite se traduit par une évolution de leur microstructure. Par suite l'acier obtenu présente des propriétés mécaniques élevées grâce à la martensite formée.

Lors d'un traitement thermomécanique des aciers TRIP, la température d'entrée dans le domaine bainitique pour la rétention d'une certaine quantité d'austénite résiduelle à température ambiante. C'est pourquoi, pour un meilleur effet TRIP et pour une composition chimique donnée, la température d'entrée dans le domaine bainitique doit être optimale, permettant d'avoir un bon compromis entre taux et stabilité de l'austénite résiduelle.

Cependant, pour certaines catégories d'alliages, sous certaines conditions de sollicitation et de température, la déformation plastique des solides cristallins a été très tôt reconnue comme hétérogène, Ces hétérogénéités se traduisent par formation et croissance des bandes de glissement connu sous le nom d'effet Portevin-Le Chatelier (PLC) et Piobert-Lüders, ces bandes affaiblissent le matériau en constituant des sites privilégiés pour l'amorçage et la propagation de fissures.

L'apparition de ces bandes est accompagnée par des sauts, plus ou moins périodiques sur la courbe de traction. Suivant la vitesse de déformation de température, la courbe enregistrée présente respectivement des sauts en dents de scie ou des sauts en forme d'escalier se répétant éventuellement dans les deux cas jusqu'à la rupture.

Ce type d'hétérogénéités a déjà été mis en évidence dans plusieurs alliages mécaniques et a suscité de nombreuses études académique tant sur le plan de la caractérisation expérimentale théorique, d'où l'intérêt de notre étude.

A fin de caractériser l'effet de PLC et le phénomène luders sur un acier TRIP 304L nous avons suivi les étapes suivantes et décomposer notre travail en 3 chapitres :

- chapitre 1: comporte les définitions et les propriétés métallurgiques sur les aciers à effet TRIP.
- Le chapitre 2 : détaille d'une étude bibliographique sur les instabilités mécaniques y compris l'effet PLC et le phénomène Luders.

- Le chapitre 3: nous avons entamé une étude expérimentale de phénomène sus cité, et nous présentons les résultats des expériences réalisées ainsi qu'une comparaison entre ses dernières et celle de la littérature.

Nous terminons ce travail par conclusion générale et perspectives.

Introduction

Ce chapitre est consacré à la présentation d'une synthèse bibliographique, il est scindé en deux parties ; on va définir l'acier inoxydable dans une première partie, puis une deuxième partie est consacrée à la présentation de l'acier à l'effet TRIP tout en abordant son mode d'obtention, leurs métallurgies et les moyens de contrôler la microstructure (fraction volumique d'austénite résiduelle stable à température ambiante). Une section se consacre à la description des phénomènes physiques associés à la transformation martensitique.

I.1-Définition de l'acier inoxydable

Aujourd'hui, nous vivons un extraordinaire développement des aciers inoxydables, cela due en grande partie à la disposition des éléments métalliques entrant dans leur composition c'est à dire le chrome, le nickel, le molybdène et le manganèse, un métal est dit inoxydable s'il résiste bien à l'action de l'atmosphère à divers degrés de l'humidité et de salinité, à des attaques chimiques (acides, bases, agents de corrosion) cet acier est destiné à travailler aux hautes températures, dans les milieux agressifs tel que les milieux oxydants.

Le fer, un constituant majoritaire des aciers, s'oxyde facilement ; le produit de corrosion, la rouille, s'effrite ou se dissout dans l'eau, ce qui crée une dégradation de la pièce.

Une des manières d'éviter la corrosion consiste à mettre une quantité importante de chrome (Cr). L'addition de divers éléments d'alliage permet de s'adapter au milieu spécifique dans lequel doit être utilisé l'acier, et de modifier ses propriétés mécaniques.

-l'ajout de **nickel** améliore les propriétés de la couche passive.

-**le carbone** en haute teneur permet de tremper l'acier et d'obtenir un acier martensitique, très dur, mais le carbone nuit à la soudabilité, et par ailleurs, il peut piéger le chrome et gêner la formation de la couche passive.

D'autres éléments d'alliage, pour des métaux « nobles » Comme le **molybdène**, **titane**, **cuivre** améliorent encore la résistance chimique, en particulier dans les milieux non oxydants. Il existe de très nombreuses nuances d'aciers inoxydables et le choix est parfois difficile, car ils n'ont pas tous le même comportement dans un milieu donné, on les désigne souvent par les pourcentages de masse en nickel et en chrome.

I.2. Historique des aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont nés au début du 20^e siècle. Leur résistance à la corrosion est due à une teneur en chrome d'au moins 12%. Ces aciers permettent de répondre aux problèmes de corrosion sévère (industrie chimique, eau de mer...) ainsi qu'à la corrosion douce lorsque toute contamination est interdite (industrie agroalimentaire, pharmacie, industrie nucléaire...). Ils permettent aussi de résoudre les problèmes d'aspect de surface en milieu atmosphérique (bâtiment, mobilier...).

A la fin du 19^e siècle Brustlein et Boussingault ont mis en évidence le rôle du chrome sur la résistance à l'oxydation des alliages ferreux. Au début du 20^e siècle, Goldschmidt développe les premières nuances d'aciers inoxydables à bas carbone.

Dès 1909, les principales nuances de base d'aciers, ferritiques et austénitiques connues actuellement sont élaborées [1], au contraire des aciers martensitiques qui sont formés par trempe de la phase austénitique, pour les nuances ferritiques, austénitiques et austéno-ferritiques, les transformations de phase ne touchent qu'une partie mineure du matériau. La phase principale reste principale. Leurs propriétés ne peuvent être améliorées par une trempe.

I.3-Nuances d'aciers austéniques

Ce sont essentiellement des alliages Fer-Chrome ou Fer-Chrome-Nickel, dont la teneur en carbone varie entre 0.02% à 1% et le pourcentage de chrome doit être supérieur à 12%, avec dans certains cas l'ajout d'éléments d'alliages interstitiels carbone ou azote ou métalliques tel que le nickel, molybdène et le titane... pour améliorer la tenue à la corrosion et les propriétés mécaniques.

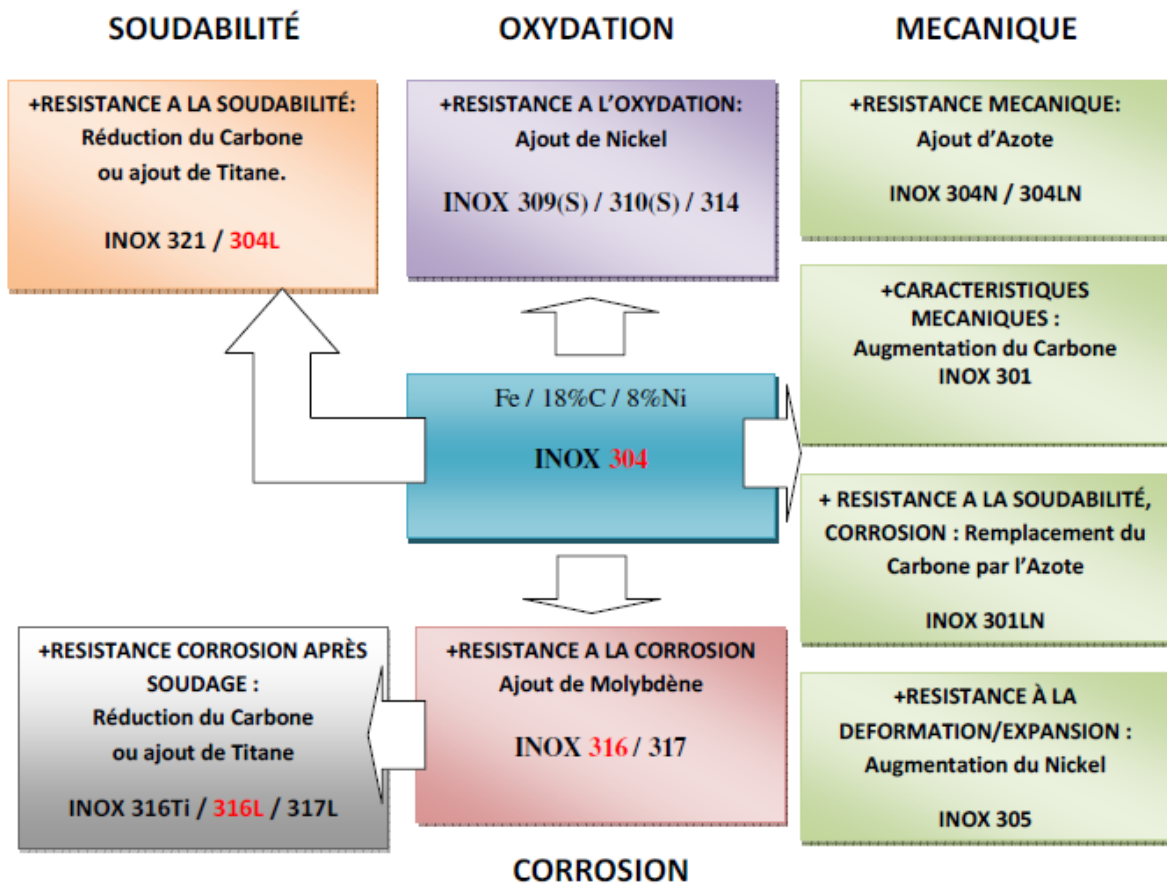


Figure I.1 : Nuance d'aciers austénitiques

- Il existe de nombreux types différents d'aciers inoxydables.

I.3.1- Aciers martensitiques

Ils sont utilisés lorsque les caractéristiques de résistance mécanique sont importantes. Les plus courants titrent 13 % de chrome avec au moins 0,08 % de carbone.

D'autres nuances sont plus chargées en additions, avec éventuellement un faible pourcentage de nickel. Exemples : X20Cr13, X46Cr13.

I.3.2-Aciers ferritiques

Ils ne prennent pas la trempe. On trouve dans cette catégorie des aciers réfractaires à haute teneur en chrome (jusqu'à 27 %), particulièrement intéressants en présence de soufre. Les aciers ferritiques sont parfois utilisés comme barrière de résistance à la corrosion (tôles plaquées, tôle revêtues, protégées des parois d'équipements sous pression en acier utilisés dans les industries pétrochimique et chimique. Exemples : X6Cr17, X6CrMo17-1, X3CrTi17.

I.3.3- Aciers austénitiques

Les aciers inoxydables austénitiques sont des alliages de fer et de carbone qui contiennent, en général, de 0,02% à 0,1% de carbone, 17 à 20% de chrome, 7 à 25% de nickel, 2 à 5% de molybdène et d'autres éléments d'addition comme le cuivre, le silicium, le titane, ... Les éléments d'addition permettent d'améliorer la tenue à la corrosion ou les propriétés mécaniques du matériau.

I.3.4- Aciers duplex

Aciers duplex sont des aciers inoxydables ayant une structure biphasée composée de ferrite et de 40 à 60 % d'austénite. Ils combinent favorablement les propriétés mécaniques. Ceci se traduit par une limite d'élasticité élevée (entre 200 et 600 MPa) et une ductilité satisfaisante (25 à 45%). La résistance à la rupture peut atteindre 850 MPa, pour des aciers duplex contenant 80% de ferrite.

En effet ces aciers n'ont pas de transition brutale ductile-fragile, ils peuvent donc être utilisés sans précautions particulières jusqu'à 50°C. Les aciers duplex ont une grande résistance à la corrosion, c'est pourquoi ils constituent la majorité de la production de pièces moulées en acier inoxydable. La production de tôles fortes ou minces, de produits longs ou de tubes est moins développée en raison des précautions particulières à mettre en œuvre.

I.3.5- Aciers austéno-ferritiques

Ils ont des propriétés de résistance à la corrosion intergranulaire ainsi qu'à la corrosion en eau de mer remarquables et présentent, pendant l'essai de traction, un palier élasto-plastique. Ils ont un comportement mécanique semblable aux aciers de construction. La transformation liquide / solide se traduit par une solidification en phase ferritique (ferrite delta) puis d'une seconde transformation, à l'état solide, en austénite. Ils devraient donc, en conséquence, être dénommés aciers ferrito-austénitiques. Le simple fait de désigner correctement ces aciers permet de tout de suite comprendre qu'un refroidissement lent. Exemple : X2CrNiN23-4.

I.3.6- Aciers inoxydables à durcissement par précipitation

Il s'agit d'une famille d'aciers inoxydables dont les caractéristiques mécaniques sont obtenues à l'issue d'un traitement de durcissement secondaire suivant un traitement thermique de trempe ou d'hypertrempe.

Il existe trois groupes d'aciers inoxydables à durcissement par précipitation.

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

I.4-Traitement thermique des aciers inoxydables

Les aciers inoxydables assurant une bonne résistance à la corrosion ont pour but de rendre la répartition en chrome du métal la plus homogène possible en évitant toute précipitation de phases riches en chrome [2].

Traitement thermique	Objectifs	Processus métallurgiques mis en œuvre
Homogenisation	--Diminuer l'ampleur de la ségrégation --Obtenir une phase homogène	Maintien à haute température (diffusion des éléments ségrégés, dissolution de précipités ou des phases intermétalliques).
Durcissement	--Augmente les caractéristiques Mécaniques	Austenisation puis transformation martensitique. — Durcissement secondaire par précipitation.
Adoucissement	--Augmenter la ductilité --Diminuer la fragilité	Élimination des dislocations par restauration ou recristallisation. —coalescence et globularisation des précipités. — Grossissement de grain. — Transformations de phase.
Détente	--Éliminer une partie résiduelle	Par abaissement de la limite d'élasticité avec la température.

		— Par relaxation des contraintes (fluage).
Traitement superficiels	--augmenter la dureté en surface	Rapports d'interstitiels.
Désensibilisation	--supprimer la sensibilité à la corrosion intergranulaire due en carbure de chrome	Homogénéisation de la teneur en chrome autour des carbures (diffusion).

Tableau I.1 Caractéristiques des traitements thermiques des aciers inoxydables.

I.5-L'acier à effet trip

Les aciers à effet TRIP (transformation Induced placticity) dû à 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. La transformation peut améliorer le comportement mécanique, la formabilité, la résistance et la composite d'absorption d'énergie,

À cet effet ces aciers ont un excellent compromis entre résistance mécanique la plus élevée et ductilité.

I.5.1-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 critiqués ; 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 le graphe ci-dessus vous pouvez observer les différentes étapes de la trempe ainsi que la composition de l'acier à chaque étape.

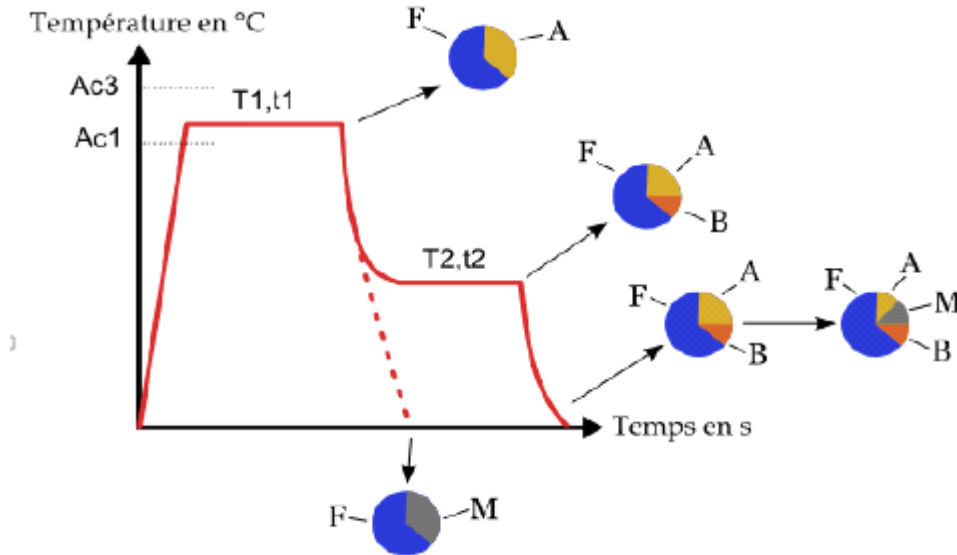


Figure I.2 : schéma typique du traitement thermique aux aciers multiphasés à effet TRIP

(F : ferrite, A : austénite, M : martensite : B, bainite) [03]

I.5.2-Métallurgie des aciers à effet TRIP

Suivant la 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. 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 remarquable.

1-Aciers à effet TRIP entièrement austénitiques (AISI304)

La connaissance de l'état microstructural constitue une étape importante dans le cadre de la modélisation multi échelles.

La **figure I.3** : représente une micrographie de l'acier AISI304 après déformation ; polissage mécanique et électrolytique (la taille de grain moyenne est de 25µm).

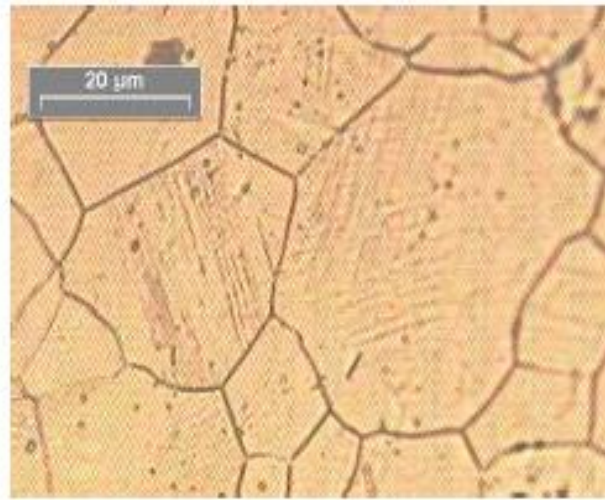


Figure I.3: Micrographie optique de l'acier AISI304. Apparition de martensite dans un grain d'austénite. [4]

AISI304	C	Cr	Ni	Si	Mn
%pds	0.0420	18.1	8.65	0.45	1.15

Tableau I.2 : Composition chimique de la nuance entièrement austénitique AISI304.

2-Aciers TRIP multiphasés

Les nuances d'aciers TRIP multiphasés diffèrent par leur composition chimique et leur proportion de phase. Le **tableau I.3** 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 micrographiques sont présentées sur la **figure I.4**.

TRIP	Taille de grain austénite (μm)	Composition (%pds)			Fraction de phase(%)				%C dans γ
		C	Mn	Si	γ	α	b	A	
600	4	0.08	1.70	1.55	8	91	1	-	-
700	3	0.16	1.60	1.60	13	-	-	-	-
800	2-3	0.2	1.65	1.65	17	70-73	10-13	-	1.14
1000	1-2	0.4	1.65	1.65	30	-	70	-	1.35

Tableau I.3:composition chimique –taille des ilots d’austénite –dosage de teneur en carbone de l’austénite des aciers TRIP multiphasés.

En peut identifier les différentes caractéristiques de la microstructure.

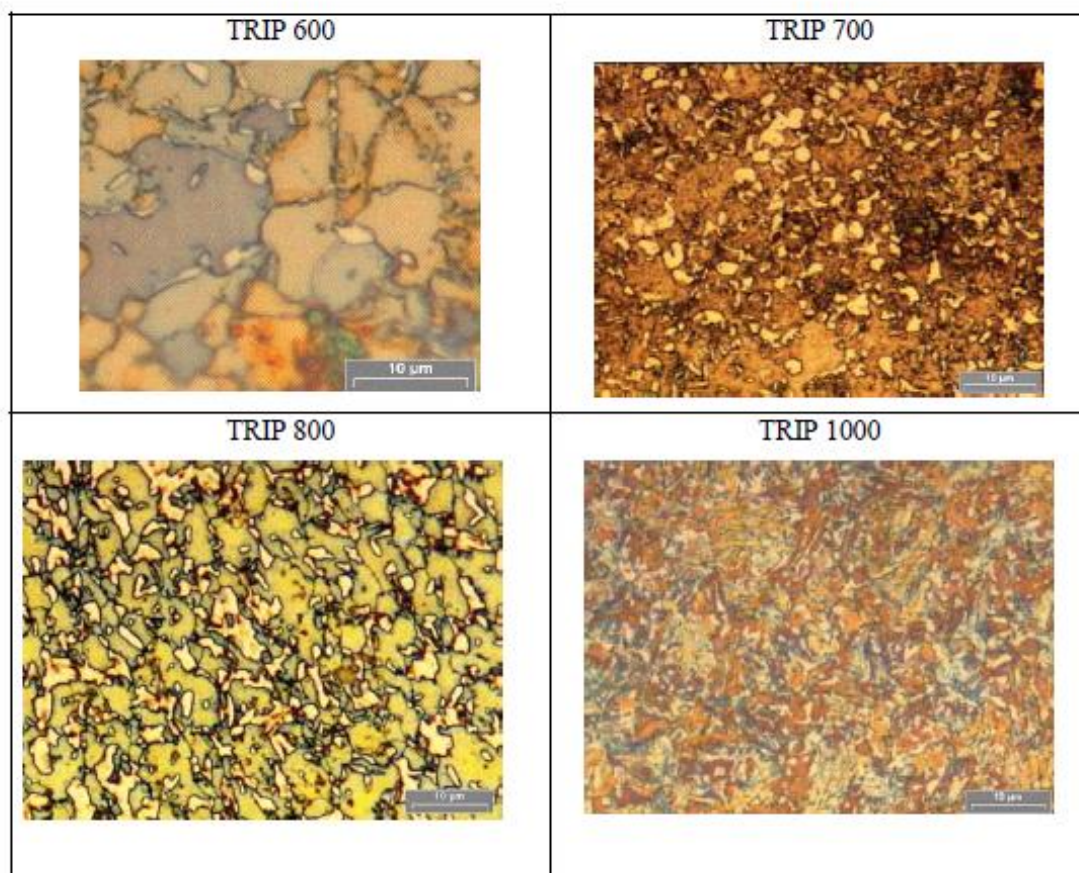


Figure I.4 : Micrographies optiques des aciers TRIP multiphasés
(TRIP600-700-800-1000). [04]

I.5-3-Compositions

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.

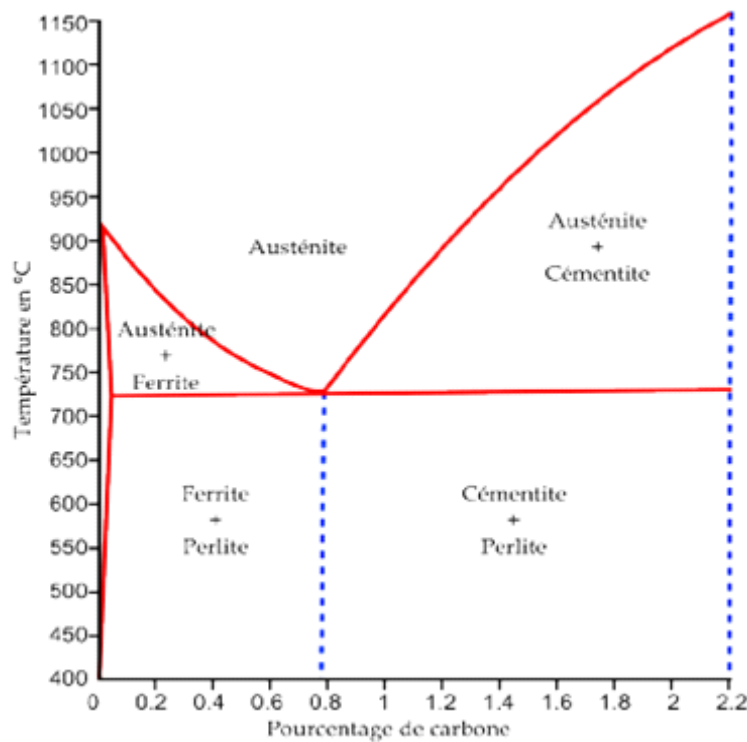


Figure I.5 : Diagramme fer – carbone

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

Tableau I.4 : le pourcentage massique de l'acier à effet trip

I.5.4-La transformation martensitique

La transformation martensitique induit une déformation plastique macroscopique correspondant au phénomène de plasticité de transformation. La phase transformée en martensite accumule des contraintes qui peuvent être relaxées par déformation sous forme de glissement de dislocation ou de macles. Dans les aciers à effet TRIP, cette plasticité de transformation de phase de l'austénite métastable ou de macles se traduit par un changement soudain de la pente de l'écrouissage [5]

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

I.5.5 -Etude de la microstructure d'acier à l'effet trip

Transformation Induced plasticity : cette expression en anglais indique que la transformation de phase est induite par la déformation plastique, la phase transformée en martensite accumule des contraintes qui peuvent être relaxées par une déformation sous forme de glissement de dislocation ou de maclage. Dans l'acier à effet trip, cette plasticité de transformation de l'austénite métastable se traduit par un changement soudain du seuil d'écrouissage.

La transformation correspond à un changement de phase particulière qui se produit à l'état solide et qui est à l'origine des propriétés remarquables des matériaux dans laquelle elle se produit, la vitesse de refroidissement doit être élevée ce qui ne permet pas aux atomes de se déplacer par diffusion, il en résulte une déformation macroscopique sous la forme d'un cisaillement qui se compose par une déformation supplémentaire et la plastification de l'austénite

L'absence de diffusion implique non seulement que les phases austénitique et martensitique ont même composition chimique, mais que; de plus la martensite hérite de l'ordre et des défauts de la phase mère.

La structure de la martensite se présente sous forme d'aiguille, elle est très dure entre 500-650 HB selon la teneur en carbone, et difficilement usinable.



Figure I.6 : La variante de la martensite [6]

Dans les aciers la martensite possède trois types de structures cristallines:

- La martensite à une structure tétragonale. Elle est observée dans l'alliage binaire Fe-C et se trouve dans les aciers trip industriels. Elle possède une forte énergie de déformation d'empilement.
- La martensite a une structure hexagonale compacte Hc.

-La martensite tétragonale à face centrée TFC les caractéristiques de la transformation martensitique une énergie de déformation élastique importantes, un changement de forme laissant un plan invariant ; une déformation homogène macroscopique du réseau cristallographique constituée par un glissement et une dilatation.

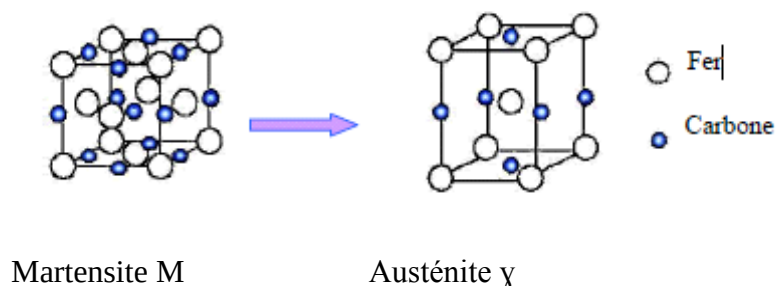


Figure I.7 : changement de structure cristalline de l'austénite en martensite [7]

Il existe deux mécanismes relatifs à la plasticité de transformation :

•L'effet Magee :

Il correspond à la l'orientation des variantes de martensite sous un chargement. **Figure I.8.** Lors d'un refroidissement à contrainte (globale et locale) nulle, il n'existe pas de déformation de transformation macroscopique (hormis la variation de volume) car 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 sélection des variantes par la contrainte. Ainsi, la déformation de transformation globale sera non nulle et orientée par les contraintes.

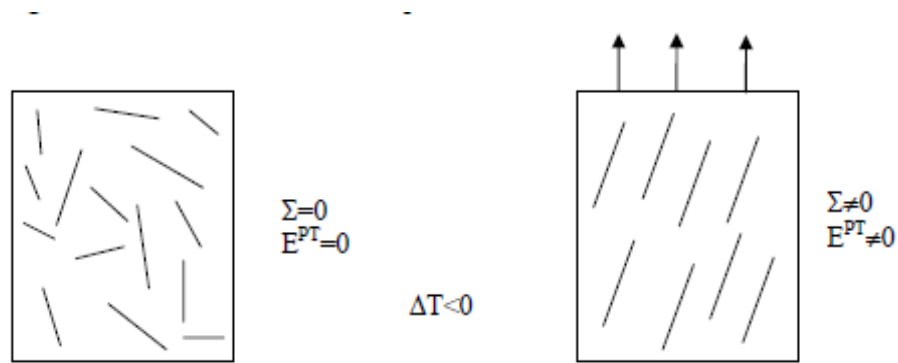


Figure I.8: effet de Magee

•l'effet Green Wood-Johnson

Il prend en compte l'accommodation inélastique de déformation de Bain dans les deux phases (**figure I.9**). Explique par la génération de contraintes internes microscopiques dues à la différence de volume entre les deux phases, qui sont suffisantes pour induire un écoulement plastique dans la phase ayant la limite d'élasticité la plus faible. Ainsi, la contrainte oriente ces déformations plastiques microscopiques et il en résulte une déformation macroscopique dans la direction de la contrainte appliquée.

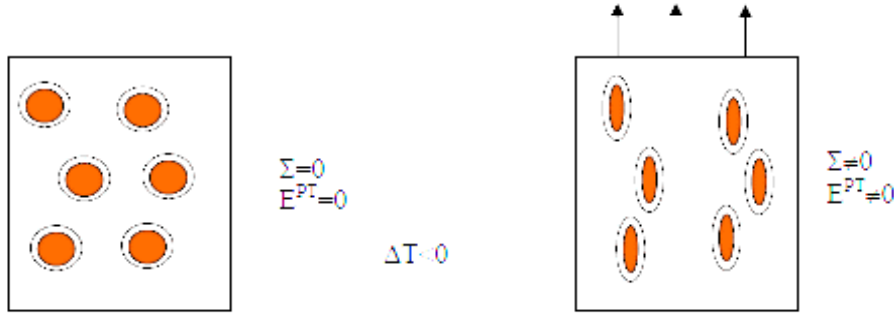


Figure I.9: l'effet Greenwood-Johnson

Σ : Contrainte externe

E^{pt} : Déformation plastique

I.6 -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 (Transformation induced Plasticity). 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 traction uniaxiale (homogènes), traction, compression, cisaillement, en fin des essais d'emboutissage.

I.6.1-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 :

$n = d \ln \sigma / d \ln \epsilon$ [10], **figure I.10**. Dans ce fait, pour les aciers inoxydables austénitiques instables, n passe par un minimum puis par un maximum. **figure I.11**.

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 (11)**. 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

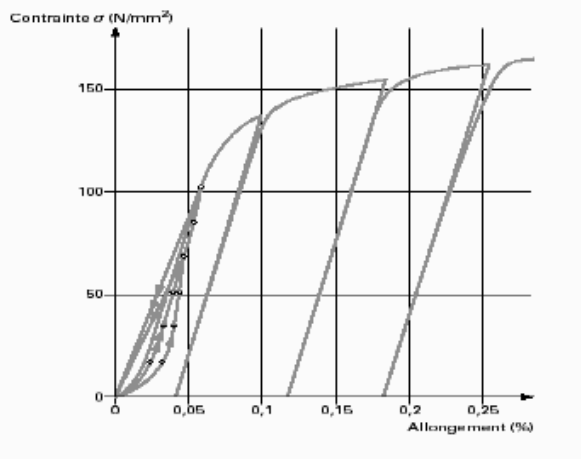


Figure I.10 ; courbe contrainte allongement en Obtenue par charge/décharge successive de l'acier X2CrNi18-9/1.4307 (AISI 304L).

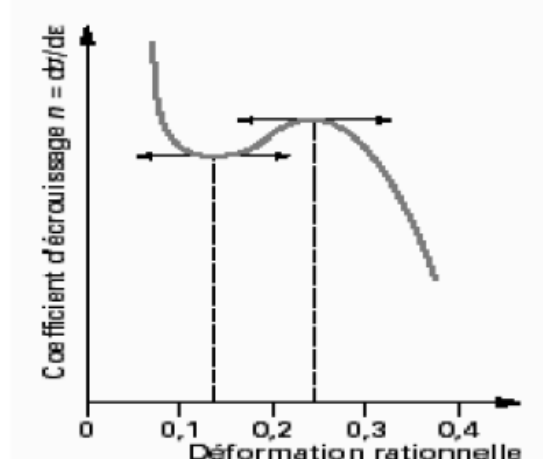


Figure I.11 : Coefficient d'écrouissage fonction de la déformation pour l'acier X5CrNi18-10/1.4301 (AISI 304)

1.6.1.1- Evolution de la teneur des phases martensitiques due à la déformation monotone

Mangonon [8] et Botshekan [9] ont étudié l'évolution des phases martensitiques (α') et (ϵ) se produisant durant un essai de traction monotone sur l'acier 304. Mangonon [8] 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 martensitique(ϵ) apparaît dès le début de déformation et atteint un maximum à 5% de déformation [8]. En revanche, la formation de phase (α'), détectée par 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 rupture [10], **figure (I.10)**

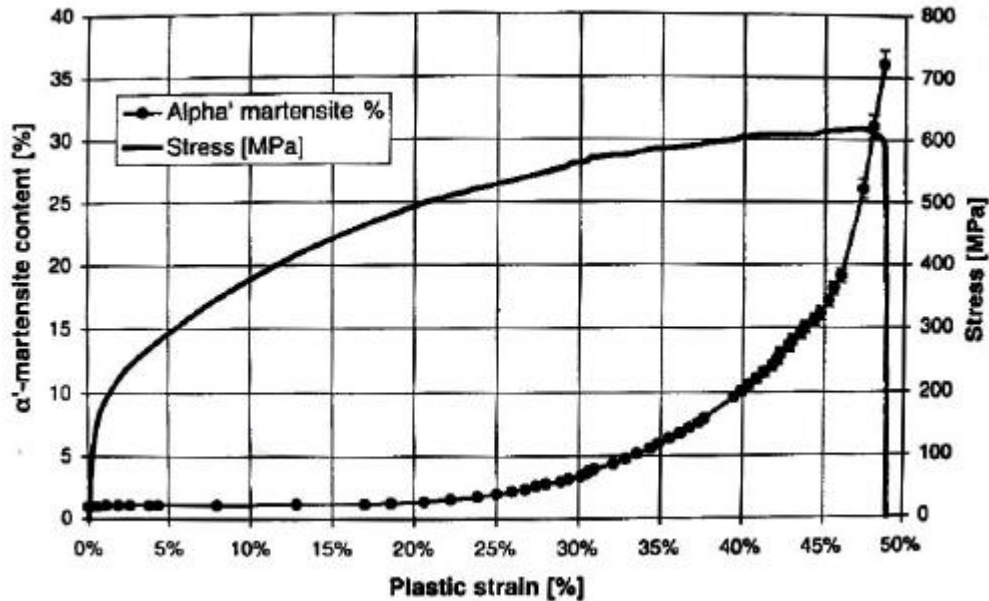


Figure (I.12) : Taux de martensite transformé en fonction de la déformation plastique pendant un essai de traction, [10].

I.7-Resume de chapitre I

Ce chapitre est consacré à la phénoménologie de la transformation martensitique et plus particulièrement de l'effet TRIP dans les aciers. Cet effet se manifeste dans les aciers à structure entièrement ou partiellement austénitique instable lors d'un chargement thermomécanique.

La transformation martensitique comme toute transformation de phase, elle respecte les principes de la thermodynamique et dépend de la composition chimique du matériau et des différentes phases qu'il contient ainsi que de la température, la cinétique de la transformation martensitique dépend de l'état de contrainte dans le matériau et plus particulièrement de la contrainte hydrostatique. Plus localement la transformation dépend de la densité de dislocation et d'autres défauts dans le matériau.

II.1-Introduction

Les bandes de cisaillement sont couramment observées pendant la déformation plastique des matériaux. Un grand nombre des travaux ont été consacrés à ce phénomène, car la rupture intervient souvent à l'intérieur de ces zones étroites de cisaillement intense.

Le but de ce chapitre est de définir les différents types des bandes de cisaillement.

- les bandes adiabatiques sont des bandes de transformation dans lesquelles un changement de phase peut avoir lieu à cause de l'échauffement produit par la localisation de la déformation.

- Les bandes de piobert – Lüders sont découvertes par Lüders, cette bande apparait à la première instabilité plastique et affaiblissent les matériaux en constituant des sites privilégiés pour l'amorçage et la propagation de fissures.

- les bandes PLC elles sont observées pour la première fois par Le Châtelier en (1909) pour un acier doux entre 80°C et 250°C. Puis entre (1920 et 1923), Portevin et Le Châtelier étudièrent la déformation plastique en traction des alliages. Des hétérogénéités spatiales, appelées bandes de déformation apparaissent sous plusieurs formes lors d'un essai de traction.

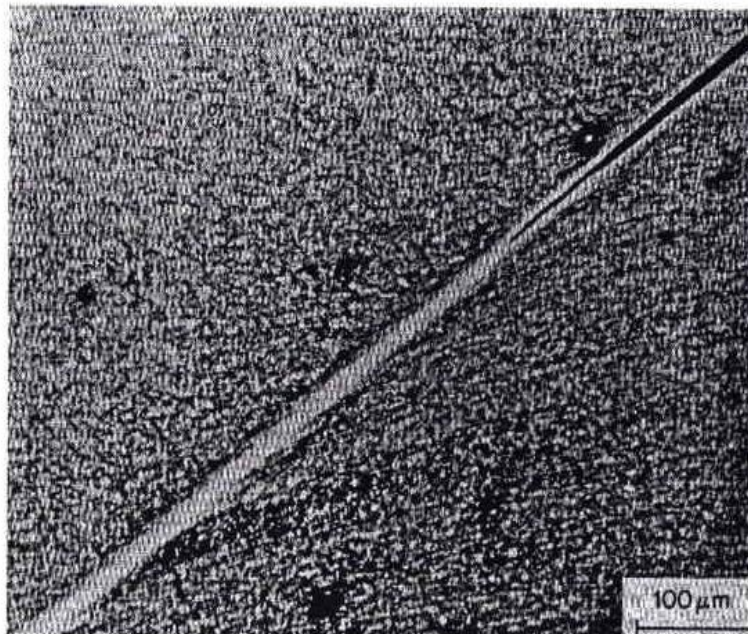
II.2-Les différents types des bandes de cisaillement

II.2.1-Les bandes de cisaillement adiabatique

Les bandes de cisaillement adiabatique sont de très fines zones rencontrées dans de nombreux métaux ainsi que dans certains polymères lorsqu'ils sont soumis à de grandes vitesses de sollicitation. Ces bandes d'épaisseur finie résultent de la localisation de la déformation et d'un accroissement très important de la température. Le terme de <bande de cisaillement adiabatique> recouvre deux catégories bien distinctes :

- les bandes de déformation dans lesquelles aucune altération des propriétés mécaniques du matériau n'est rencontrée.

- les bandes de transformation dans lesquelles un changement de phase peut avoir lieu à cause de l'échauffement de produit par la localisation de la déformation. Il est ainsi très courant d'observer une phase martensitique dans un acier initialement de structure perlitique ou ferritique.



Figure(II.1). Bande de cisaillement adiabatique et fissure associée dans un acier martensitique déformé lors d'un essai de compression dynamique. **D'après Dormeval (1987).**

II.2.1 .1- Mécanisme de formation des bandes de cisaillement adiabatique.

Ce sont Trent et Met (1941) qui, à notre connaissance ont réussi à obtenir et à visualiser en premier lieu ces bandes de cisaillement lors d'un essai de friction rapide sur un acier. Peu après, zoner et Hollomon (1944) ont expliqué de façon générale le mécanisme de formation de ces bandes d'après eux, toute déformation plastique localisées sur une imperfection crée, lorsque le processus de déformation est suffisamment rapide, une élévation significative de température au voisinage de ce défaut. Cette augmentation de la température engendre une chute de la contrainte d'écoulement c'est ce qu'on appelle l'adoucissement thermique. Si le phénomène d'écrouissage du matériau est suffisant pour compenser cette chute de contrainte, le processus reste stable. Si en revanche, l'adoucissement thermique l'emporte sur l'écrouissage alors l'écoulement devient instable car la diminution de contrainte engendrée par l'adoucissement thermique favorise à nouveau l'augmentation de la déformation.

Le Marchande et Duffy (1988) il a fait les expériences sur des éprouvettes sollicitées en torsion. L'évolution de la contrainte de cisaillement en fonction du cisaillement nominal a permis de mettre en évidence trois stades dans le développement de la bande *figure (II. 2)* Le premier

correspond à un état de déformation homogène dans lequel la contrainte croît jusqu'à un maximum. Dans ce stade, l'écrouissage l'emporte sur l'adoucissement thermique. Puis dans une deuxième phase, la contrainte chute légèrement, indiquant que l'instabilité commence à se développer et que l'adoucissement thermique a pris le dessus. Enfin le stade 3 correspond à une chute violente de la contrainte.

L'instabilité s'est alors développée de façon très rapide conduisant à la localisation de la déformation cette localisation peut ensuite être à l'origine de la formation d'une bande de cisaillement adiabatique.

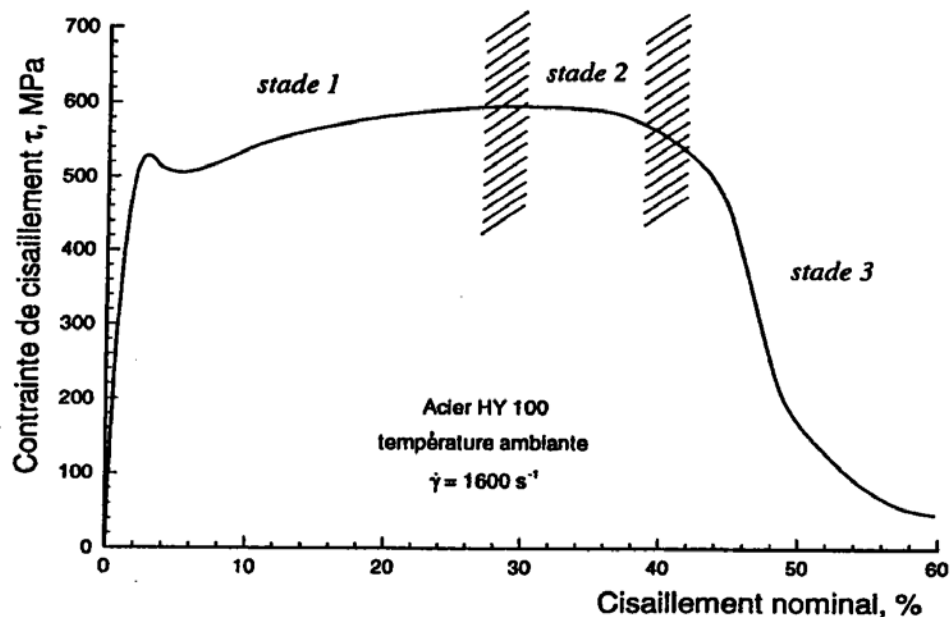


Figure. (II .2) : Courbe contrainte-déformation pour l'acier HY-1000. D'après Marchand et Duffy(1988).

II.2.1.2- Détermination analytique et numérique de la largeur de bande.

De nombreuses analyses unidimensionnelles ont été réalisées dans le domaine des bandes de cisaillement adiabatique pour tenter de déterminer l'influence des conditions de chargement, des paramètres géométriques des matériaux sur la largeur de bande. Un modèle numérique développé par Merzer (1982) montre la formation d'une bande de cisaillement à partir d'un défaut

géométrique la loi de comportement élasto-viscoplastique de Bodner et Partom (1975) est introduite. L'échantillon est soumis à une vitesse de déformation nominale de $500s^{-1}$.

Dodd et Bai (1985) effectuent une analyse de perturbation dans le but d'obtenir une relation très simple définissant la largeur de la bande w en fonction des conditions de chargement des paramètres du matériau .ils obtiennent ainsi la relations suivante [25].

$$W = \left(\frac{KT_x}{\beta \tau_x \dot{\gamma}_x} \right)^{1/2}$$

Où le signer x correspond aux quantités mesurées à l'intérieur de la bande.

K : est la conductivité thermique

T : est la température.

β : le coefficient de Taylor-Quinney.,

τ : la contrainte de cisaillement

$\dot{\gamma}$: La vitesse de déformation. Cette formule présente pour principal inconvénient de faire intervenir des quantités devant être mesurées à l'intérieur de la bande.

Une étude analytique est également réalisée par Dinzart et Molinari (1998) afin de déterminer la largeur de bande. Un modèle unidimensionnel en conditions quasi-statique permet de caractériser cette largeur en fonction des paramètres de chargement, de la géométrie de l'éprouvette et des paramètres rhéologiques du matériau. la loi de comportement thermo-viscoplastique suivante, présentant une chute linéaire de la contrainte avec la température est utilisée :

$$\tau = \tau_0 \left(1 - a \frac{T}{T_0} \right) \left(\frac{\dot{\gamma}}{\dot{\gamma}_0} \right)^m$$

a : est la sensibilité thermique.

m : la sensibilité à la vitesse.

τ_0 : une contrainte de référence.

$\dot{\gamma}_0$: vitesse de déformation de référence.

T_0 : une température de référence.

Le modèle est basé sur l'hypothèse suivante (introduit précédemment par Wright et Ockendon (1992): la distribution des vitesses de déformation est supposée constante en fonction du temps à partir d'un certain niveau de déformation. L'introduction d'une longueur caractéristique de conduction au-delà de laquelle les effets de diffusion peuvent être négligés, conduit à

l'expression suivante définissant la largeur de la bande w :

$$w = 6 \sqrt{2m} \frac{kT_0}{V\alpha\tau_0}$$

Avec k la conductivité thermique.

II.2.2- Les bandes de cisaillement de Lüders

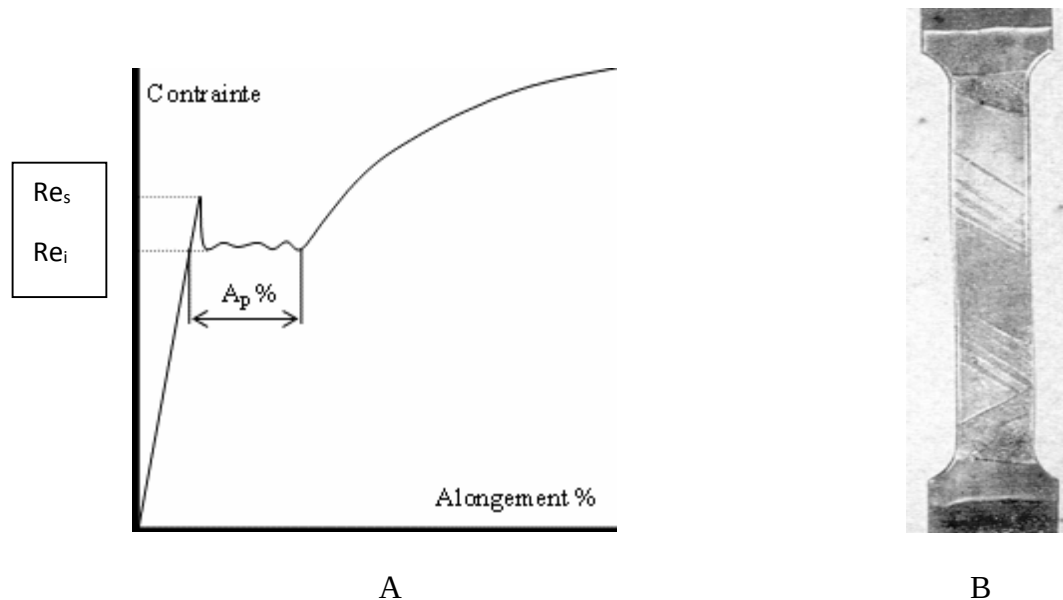
La première propriété se rapporte au comportement dans le temps et distingue les hétérogénéités plastiques qui sont soit transitoires soit permanentes.

L'hétérogénéité plastique transitoire disparaît spontanément peu de temps après sa première manifestation et la déformation redevient de nouveau macroscopiquement homogène : c'est le cas des bandes de Lüders. Au contraire, dans le cas des hétérogénéités plastiques permanentes, les vitesses locales de déformation sont très hétérogènes durant toute la durée de l'essai, et la déformation au sein de la bande de Lüders est en général plus forte que dans le reste de l'éprouvette.

Ce type d'instabilité est généralement observé lors d'essais de traction à température ambiante sur des aciers doux mais aussi sur d'autres types d'alliages. Le début de la courbe de traction se présente comme sur la figure 3A : après un pic, appelé limite élastique supérieure (R_{es}), la charge décroît brusquement pour s'établir à un niveau que l'on élastique inférieure désigne par limite (R_{ei}) et qui reste constant durant une importante déformation plastique (A_p). Au cours de ce palier le corps de l'éprouvette est parcouru par un front de déformation plastique (figure 3B). L'amplitude de la déformation due au passage du front a une valeur bien définie et celui-ci ne

traverse qu'une seule fois l'éprouvette. Ensuite la contrainte s'élève à nouveau et la déformation redevient homogène.

Comme indiqué dans la littérature [26], la propagation des bandes de Lüders est due à un accroissement rapide de la densité de dislocations mobiles dans l'éprouvette au début de l'écoulement plastique. Dans les matériaux présentant ce type d'instabilité, la forte interaction entre les atomes de soluté et les dislocations favorise leur diffusion et la formation d'atmosphères autour de celles-ci. Les dislocations sont alors très fortement ancrées et il devient plus aisé de créer des dislocations nouvelles dans les zones de concentration de contraintes. Elles peuvent alors facilement glisser, former des empilements et activer des sources de dislocations ancrées (mécanisme de Hall–Petch). Ce processus déclenche une avalanche qui, de grain en grain, traverse le polycristal [27]. La multiplication des dislocations mobiles s'amorce aux points de concentration de contrainte et se propage sous l'effet de la contrainte appliquée sous forme de bandes à partir de ces points. Les zones de localisation de la déformation plastique, dites bandes de Lüders, se propagent alors sous forme de front unique ou de plusieurs fronts successifs (dans des directions parfois opposées).



Figure(II.3):

A- Représentation schématique d'une courbe de traction avec palier de Lüders.

B- Bandes de Lüders visibles sur la surface de l'éprouvette [28].

II.2.3-Les bandes de cisaillement de PLC (Portevin-Le Chatelier)

Elles sont observées pour la première fois par Le Châtelier en 1909 pour un acier doux entre 80°C et 250°C. Puis entre (1920) et (1923), Portevin et Le Châtelier étudièrent la déformation plastique en traction d'un alliage d'aluminium. Des hétérogénéités spatiales, appelées bandes de déformation apparaissent sous plusieurs formes lors d'un essai de traction.

Elle prend la forme d'une bande de matière de quelques millimètres de largeur au plus, inclinée à 50° ou 60° par rapport à l'axe de sollicitation et se déplaçant le long du fût de l'éprouvette, ou apparaît comme une succession de bandes l'une à côté de l'autre, ou encore comme des bandes distribuées de façon aléatoire le long de l'éprouvette. Ces instabilités temporelles se manifestent par des successions de chutes de contraintes sur la courbe effort-déplacement.

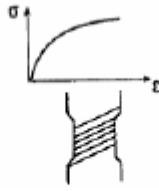
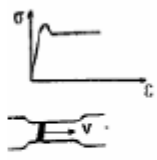
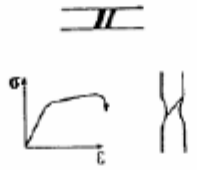
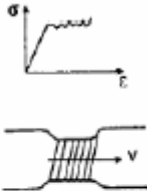
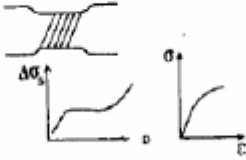
Instabilités	Stationnaires	Propagatives
Temporaires	 Lignes de glissement	 Bandes de Lüders
Permanent	 Bande de cisaillement	 Bandes PLC
	 Bandes de glissement persistantes en fatigue	

Tableau (1.II): Classification des hétérogénéités de la déformation plastique (d'après [28]).

Différents travaux ont fait état de la présence d'un plateau de Lüders sur la courbe de traction lors d'essais sur des alliages Al-Mg et Cu-Al, avant la remontée en écrouissage et l'apparition des instabilités de type PLC. D'après [29], les bandes de Lüders sont observées seulement dans les éprouvettes où les dimensions des grains sont inférieures à 100 μm .

D'après les méthodes de caractérisation classique, les bandes de Lüders se distinguent des hétérogénéités de type PLC, par :

- l'apparition des bandes de Lüders est strictement limitée au premier stade de la déformation plastique du matériau,
- ces bandes se caractérisent par un angle d'inclinaison par rapport à l'axe de l'éprouvette d'environ 49° alors que celles dues à l'effet PLC sont à 40° .
- les bandes de Lüders ne traversent qu'une seule fois la surface de l'éprouvette alors que les bandes PLC se répètent de très nombreuses fois et peuvent se poursuivre jusqu'à la rupture.
- lors de la propagation des bandes de Lüders, la courbe de déformation présente un palier à niveau constant, alors que la contrainte croît d'une bande à la suivante dans le cas du phénomène PLC et même au cours de la propagation d'une seule bande.

Plus récemment encore, en enregistrant les émissions acoustiques et en utilisant la technique d'extensomètre au laser lors d'essais de traction sur un alliage Al-1,5%Mg recuit, des auteurs montrent que le comportement du signal acoustique est nettement différent entre le passage de la bande de Lüders et l'apparition des bandes PLC [30]. Le pic des émissions acoustiques dû au phénomène de Lüders serait dû à une multiplication des dislocations qui sont connues pour être une excellente source d'émissions acoustiques.

II.3.1 Origine physique de l'effet PLC

Les progrès importants réalisés dans la théorie des dislocations concernant en particulier l'analyse des interactions entre les dislocations et les défauts des réseaux cristallins permettent de relier les grandeurs macroscopiques mesurées expérimentalement au comportement de ces dislocations à l'échelle microscopique.

Les dislocations sont des défauts linéaires correspondants à une discontinuité dans l'organisation de la structure cristalline.

Une dislocation peut être vue simplement comme un <quantum> de déformation élémentaire au sein d'un cristal possède un champ de contrainte à longue distance, elles sont caractériser par :

1. La direction de sa ligne.
2. Un vecteur appelé <vecteur de Burgers> dont la norme représente l'amplitude de la déformation qu'elle engendre.

Les dislocations ont une importance capitale pour les propriétés physique des matériaux cristallins :

- ce sont elles qui, en se déplaçant propagent la déformation plastique.
- Elles permettent ainsi mise en forme des pièces métalliques et sont responsables de leur ductilité.
- Les déformations du réseau cristallin qu'elles induisent facilement la diffusion des atomes.

L'origine microscopique de l'effet PLC s'est précisée suite aux perfectionnements successifs des moyens d'investigation expérimentale. On trouve dans plusieurs articles [23, 60 et 61] des synthèses avec l'analyse critique des différents modèles proposés.

Certains auteurs [11, 25 et 56] relient l'apparition des instabilités PLC au vieillissement dynamique et à la sensibilité négative de la contrainte d'écoulement par rapport à la vitesse de déformation.

La théorie s'appuie sur l'hypothèse d'une plasticité provoquée par le mouvement des dislocations [56] et [57]. Ces mouvements s'opèrent de façon discontinue du fait de la présence d'obstacles (précipités, dislocations de la forêt, ...) qui les stoppent momentanément et qu'elles traversent au cours de leur déplacement.

II.3.1.1. Les mécanismes de durcissement

- **précipites**

Un cristal peut contenir d'est précipites, c'est-à-dire des petites cristaux d'une autre phase noyés au sein du cristal (par exemple dans une fonte, des carbures de fer Fe_3 dans la matrice de fer).

Les précipites vont eux aussi freiner la dislocation, par contre vu leur rencontre.

La présence de précipites durcit donc le matériau, c'est ce que l'on appelle le durcissement structurale.

Il y a deux mécanisme de freinage de la dislocation ne peut pas travers le précipité :

- La déformation propage par la dislocation n'est pas compatible avec la structure cristalline du précipité, la dislocation est formée un boucle autour du précipité.

-La déformation propage par la dislocation est comptable avec la structure cristalline du précipité, la dislocation va donc déformer le précipité lui-même.

• Les dislocations de la forêt

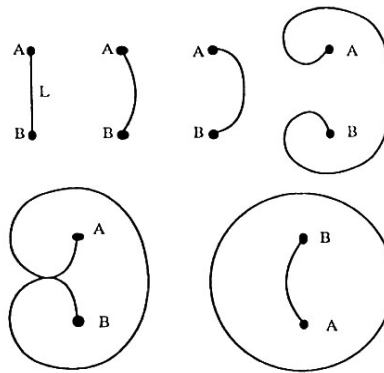
La déformation plastique dans les matériaux CFC résulte pour la plus grande partie du déplacement de défauts cristallins : Les dislocations sont à la fois à l'origine de la déformation mais expliquent aussi en grande partie l'écrouissage d'un matériau que l'on déforme, c'est-à-dire sa capacité à durcir au cours de la déformation.

-Les sources de Franck-Read

La densité initiale de dislocations dans un acier recristallisé ne peut expliquer la déformation plastique. Il est, en effet, nécessaire de multiplier les dislocations dans le matériau afin d'assurer celle-ci.

Le mécanisme le plus simple pour cela est celui de Franck et Read. Si on suppose une dislocation ancrée sur deux points A et B distant de L , la contrainte de cisaillement nécessaire à l'activation de la source est reliée à μ le module de cisaillement et b le module du vecteur de Burgers :

$$\tau = \frac{\mu b}{L}$$



Figure(II.4): Source de Franck et Read. La dislocation est soumise à une force par unité de longueur croissante τb (François et al., 1991b).

Pour caractériser les interactions entre dislocations, nous devons utiliser un modèle de répartition.

Le modèle le plus simple est celui de Taylor la distance entre dislocations est alors égale à $\frac{1}{\sqrt{\rho}}$

avec ρ la densité de dislocations.

II.2.3.1- Instabilités de type PLC

L'effet Portevin-Le Chatelier (PLC) a été mis en évidence dans deux alliages légers à base d'aluminium (Al-Cu-Mn et Al-Cu-Mg-Mn) dès 1923 [31]. Depuis, le phénomène a été constaté dans plusieurs autres alliages à base d'aluminium. Parmi les alliages légers, ceux comportant du magnésium en tant qu'élément d'addition principal (Alliages Al-Mg ou alumags), sont l'objet d'études relativement plus fréquentes. Généralement, les études expérimentales sont menées en utilisant des systèmes de traction pilotés pour imposer une vitesse de déformation constante à l'échantillon.

Du point de vue chronologique, les premiers travaux sur le phénomène PLC dans les alliages légers dont les alliages Al-Mg sont à caractère phénoménologique et concernent les conditions d'apparition de sauts sur la courbe de traction ainsi que leurs amplitudes [32-33]. Les domaines d'existence de l'effet PLC dans différents alliages légers [34] ont été déterminés en fonction des paramètres expérimentaux comme la vitesse de déformation et la température d'essai. L'effet PLC est associé à une propriété caractéristique : la contrainte d'écoulement devient de plus en plus faible lorsque la vitesse de déformation imposée augmente. Ce phénomène est désigné par sensibilité négative de la contrainte par rapport à la vitesse de déformation. Cette sensibilité négative s'observe aussi en faisant varier la vitesse de déformation au cours du même essai de traction [36]. Parallèlement [37-38], l'effet de la relaxation et/ou de l'interruption de la charge sur le niveau de la contrainte liée au déclenchement des instabilités PLC est déterminé. Ces travaux, ainsi que d'autres études [39-40], proposent différentes interprétations physiques du phénomène qui font le lien entre les mécanismes microstructuraux élémentaires et le déclenchement des bandes PLC.

L'évolution dynamique des instabilités PLC dans les alliages Al-Mg est analysée notamment dans le cas d'éprouvettes sollicitées en traction [41] et en compression [42]. La similitude du comportement des instabilités PLC dans un alliage Al-4Mg et un acier doux a ainsi été examinée en comparant les fréquences des oscillations sur les courbes de déformation à

différents taux de déformation et pour différentes températures d'essai [43]. Ces études révèlent l'existence de différents modes de propagation de l'instabilité dans l'éprouvette qu'on retient comme moyen de classification.

Lors d'un essai de traction à vitesse de déformation imposée constante, les instabilités PLC se caractérisent par l'apparition de sauts de contraintes typiques sur la courbe de la réponse mécanique (figure II. 5). La déformation plastique se produit alors localement et se propage sous forme de bandes visibles à la surface de l'éprouvette au cours du chargement et entraînant de fortes variations de contrainte.

Chaque type de décrochement PLC correspond à une cinétique de propagation de bandes différente. Belotteau(2009) détaille les formes de décrochements associés aux bandes de PLC caractéristiques pour chaque type A, B ou C.

-Les décrochements de type A : sont caractérisés sur la courbe par une augmentation soudaine de la contrainte suivie d'une chute avant de remonter à une valeur moyenne, légèrement croissante au cours de la déformation. Les décrochements sont périodiques avec une faible fréquence, et apparaissent souvent après une déformation critique. Les bandes correspondantes s'amorcent toujours près du même congé de l'éprouvette, et se propagent d'une manière continue jusqu'au congé oppose. La charge augmente à nouveau jusqu'à initier une nouvelle bande qui se propage à nouveau sous une contrainte légèrement croissante.

- Les décrochements de type B: font souvent suite aux décrochements de type A au cours d'un même essai, lorsque la déformation croît. La contrainte dépasse le niveau moyen puis chute brutalement au-dessous du seuil de propagation de la bande. La machine charge à nouveau l'éprouvette et ainsi de suite. La bande parcourt le corps de l'éprouvette par saccades. On peut observer la présence de plusieurs bandes parcourant l'éprouvette simultanément.

-Les décrochements de type C semblent se situer au-dessous de la contrainte moyenne. La décharge est brutale, la recharge est progressive. Le phénomène est généralement périodique mais les décrochements signalant l'instabilité de déformation peuvent apparaître de manière aléatoire le long d'une courbe de traction presque normale. Les bandes de déformation apparaissent et disparaissent de façon aléatoire en tout point du corps de l'éprouvette, Il n'y a pas de propagation de bandes dans ce type.

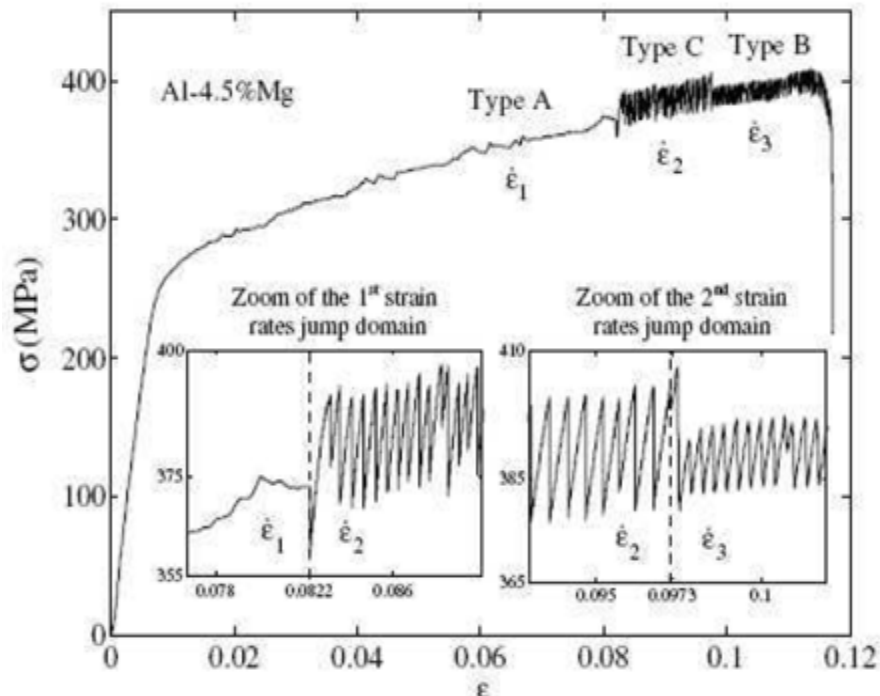


Figure (II.5) : courbe de traction d'un alliage Al-4,5% Mg [44].

Les trois types A, B, C apparaissent dans l'ordre des températures croissantes. Cela est en accord avec les travaux de Ranc et Wagner (2007) qui montrent que lorsque la vitesse de déformation augmente (le temps d'attente des dislocations devant les obstacles diminue) ou la température diminue (les mobilités des solutés diminuent), les types des bandes évoluent du type C au type B et puis au type A. C'est seulement aux plus hautes températures que la courbe de traction reprend une forme lisse.

II.2. 3.2-Amplitude des instabilités

L'écoulement saccadé associé au phénomène PLC, se traduit par des oscillations typiques plus ou moins abruptes sur la courbe de déformation (figure II.6). Chaque crochet correspond à une instabilité de l'écoulement plastique du matériau.

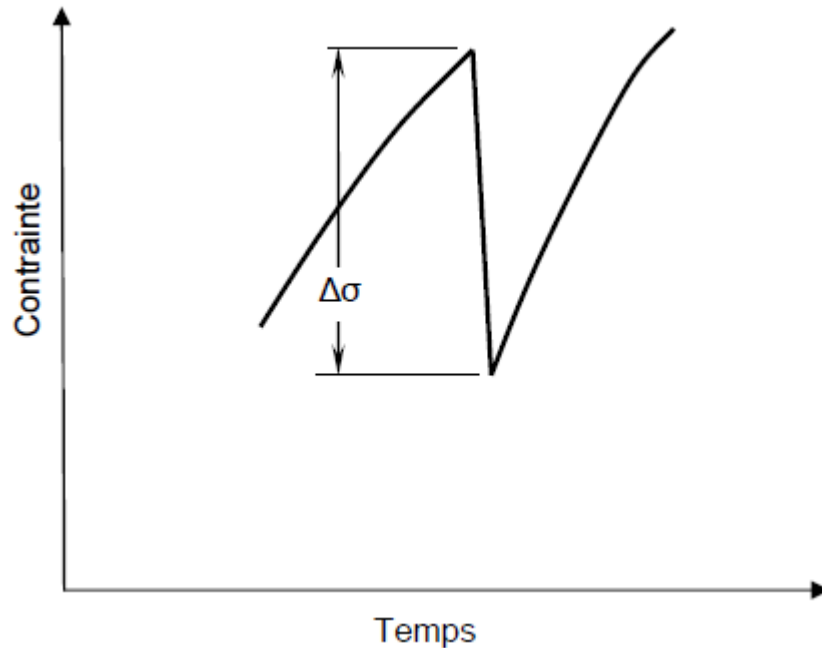


Figure (II.6) : Représentation schématique d'une oscillation sur la courbe de déformation avec définition de l'amplitude de la chute de contrainte.

L'amplitude de l'instabilité PLC, considérée comme indicateur du degré d'hétérogénéité de la déformation plastique est donnée par la chute de contrainte $\Delta\sigma$, enregistrée sur la courbe de contrainte-déformation [45]. Une instabilité PLC engendre une bande de localisation de la déformation plastique sur la surface de l'éprouvette d'autant plus large que la valeur de $\Delta\sigma$ est importante [36]. Des enregistrements vidéo de la surface large de l'éprouvette au cours d'essais de traction sur un alliage Al-5Mg montrent que la largeur de bande décroît avec la vitesse de déformation [36], elle passe de 1,5 mm à 0,3 mm en fonction du type des bandes. Ce comportement est similaire à l'évolution de la valeur de la chute de contrainte. En effet, les résultats expérimentaux montrent que la chute de contrainte $\Delta\sigma$, diminue avec l'augmentation de la vitesse et devient de moins en moins brutale et de moins en moins régulière au fur et à mesure que la vitesse de déformation imposée augmente. A la limite, la courbe devient lisse.

D'autres facteurs ont une influence sur la valeur de l'amplitude de l'instabilité de l'écoulement plastique associé à l'effet PLC tels que la taille des grains du matériau [46] ou le taux de déformation [47]. Fujita et al. [48] dans Al-4%Mg et, ensuite, Chihab [36] montrent que plus

la taille des grains est petite, plus l'amplitude de la contrainte est importante dans l'alliage Al-%Mg à température ambiante.

II.2.3.3- Domaine d'existence de l'effet PLC

Les instabilités PLC sont observées dans une large gamme d'alliages et dans diverses conditions de chargement (traction, compression, torsion et fatigue) [49].

L'observation des décrochements périodiques sur la courbe de déformation liés au phénomène PLC n'est cependant possible que dans un domaine restreint de vitesse de déformation, de température et de taux de déformation.

Plusieurs travaux sont consacrés à la détermination des conditions expérimentales favorables à l'apparition des instabilités de la déformation plastique de type PLC [50]. Dans un diagramme température–vitesse de déformation, l'étude montre que la déformation plastique présente des instabilités de type PLC dans un domaine bien défini.

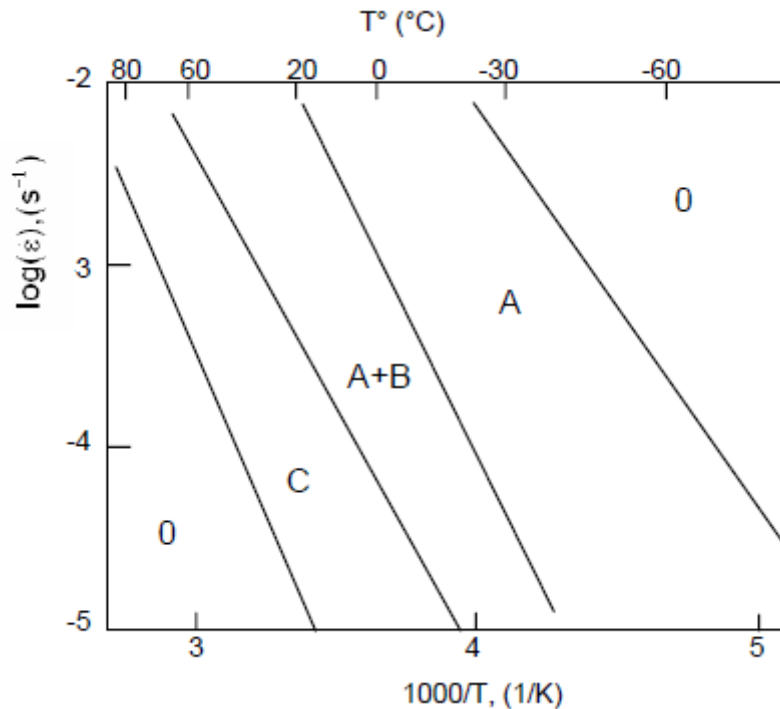
D'après la figure (II.7) relative à un alliage Al-5%Mg [35], on distingue trois régions en fonction des paramètres d'essai que sont la température (T) et la vitesse de déformation ($\dot{\epsilon}$).

- a)- Une zone à gauche du diagramme, "haute température - faible vitesse".
- b)- Une zone à droite du diagramme, "basse température - forte vitesse".

Dans ces deux zones, marquées par "0" sur le diagramme de la figure (II.7) les courbes de déformation sont lisses, la déformation plastique est homogène.

- c)- Une zone centrale du diagramme, qui correspond au domaine dans lequel on observe le phénomène PLC. La courbe de traction présente toutes les caractéristiques associées à la présence d'instabilités.

La nature des instabilités diffère suivant la position de l'essai dans le domaine ($\dot{\epsilon}$, T). Les traits obliques représentés sur le diagramme de la figure (II.7) délimitent les frontières du domaine PLC et les différents types d'instabilités caractéristiques. A basse température ou à haute vitesse de déformation, les sauts observés sont représentatifs d'un mode d'instabilité du type A alors qu'à haute température ou à basse vitesse de déformation, le mode est de type C. Dans une gamme intermédiaire de températures ou de vitesses de déformation, il y a apparition d'une autre forme de décrochements de contrainte caractéristiques du type B.



Figure(II.7) : Le domaine d'existence et les différents types d'instabilités PLC, dans un diagramme vitesse-température pour un alliage Al-5%Mg. Les zones marquées par 0 correspondent à l'écoulement stable (d'après [35]).

II.3-Resume du chapitre

Les modes de déformation plastique hétérogène des métaux et alliages sont multiples et différents autant par leurs causes que par leurs effets.

On distingue les hétérogénéités stationnaires qui se développent localement et peuvent mener jusqu'à la rupture, telle que la striction et les hétérogénéités propagatrices qui, sans être aussi dommageables que la striction, restent redoutées pour leurs effets néfastes sur le matériau. Parmi ces hétérogénéités, l'écoulement plastique saccadé associé au phénomène de Portevin- Le Chatelier se distingue par son caractère permanent durant la déformation.

III.1- Introduction

La déformation plastique des solides cristallins a été trop reconnue comme hétérogénéités, ces hétérogénéités se traduisent par formation et croissance des bandes de glissement.

Dans cette partie nous allons aborder les différentes techniques expérimentales utilisées pour analyser les éprouvettes, tout en présentant les différentes opérations concernant :

- Essaie de traction à fin de caractériser le comportement mécanique de notre matériau.
- Essaie de dureté à fin de caractériser les cinétiques du durcissement.
- En suite nous allons faire des observations sur microscopie à balayage.

III.2-Identification du métal (TRIP 304L)

La principale propriété de ces aciers est leur excellente résistance à la corrosion.

Cette propriété donne au matériau une durée de vie quasi exceptionnelle dans la très grande majorité des milieux. A cette propriété fondamentale, s'ajoutent les caractéristiques mécaniques intéressantes comme la résistance mécanique, la ductilité et la ténacité

III.2.1-Composition chimique

La composition chimique de l'acier inoxydable X2CrNi 18 -09

Designations	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Ni %	N %
Proportion	0.02	0.40	1.83	0.031	0.0011	19.5	8.1	0.053

Tableau (III.1) : Composition chimique de la tôle étudiée.

III.2.2-propriétés mécaniques

Les détails des propriétés mécaniques sont donnés dans le tableau (III.2).

E (MPa)	R _{p0.2%} (MPa)	R _m (MPa)	A %
178178	374	693	60

Tableau(III.2) : Propriétés mécaniques de l'acier TRIP304L.

III.3-Caracterisation mécanique de l'acier TRIP 304L

Cette étape est nécessaire afin de déterminer les caractéristiques mécaniques des tôles étudiées.

III.3.1-L'essai de traction

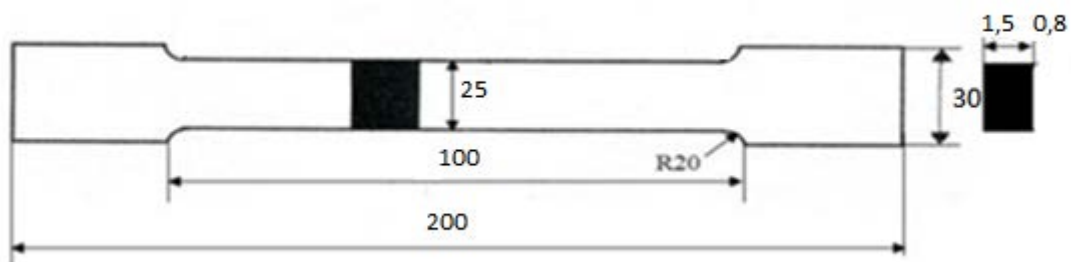
Les essais de traction uniaxiale ont été effectués sur une machine d'essais électromécanique «**MTS**» (figure III.1) dans laboratoire de RDM à université Mouloud Mammeri. Les essais ont été pilotés à une capacité de **100KN** et une vitesse déplacement de traverse constante égale à **3mm /min**. Le logiciel de contrôle se charge presque toute les tache survenant lors d'un essaie de début jusqu' un la fin des mesures, à partir de paramètre ou d'un fichier de configuration que l'on a déjà enregistré lors d'un essai, avec ces informations le programme numérique passe l'initialisation de la machine ; des instruments de mesure utilise pour les signaux ressee de capteur de force et les autre éléments.



Figure(III.1) : La machine de traction.

III.3.1.1-Geometrie des éprouvettes de traction

Notre matériau a été livré sous forme d'une tôle mince qu'on a découpé à l'aide d'une cisaille mécanique conformément à la norme européenne EN-10002-1 [56] en éprouvettes lisses de différentes épaisseurs; $e_1=0.8\text{mm}$, $e_2=1,5\text{ mm}$, ces éprouvettes sont soumises aux essais de traction uniaxiale pour la caractérisation mécanique.



Figure(III.2) : Exemple d'éprouvette de traction testée.

III.3.1.2-Les courbes de traction

On a tracé les courbes de traction à partir des données de la machine (force, course).

Les résultats obtenus en termes de courbes forces-déplacement se superposent, les courbes sont données par les figures suivantes :

- Les courbes de traction des éprouvettes qu'ont de longueur de 200mm et de largeur de 35mm et une épaisseur de 1,5mm.

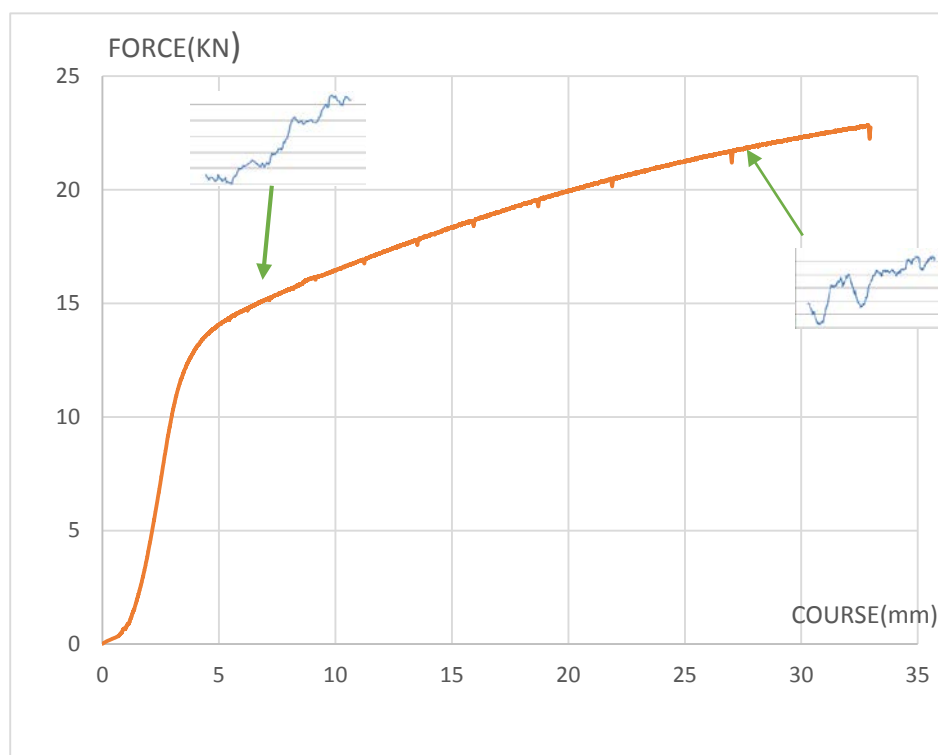
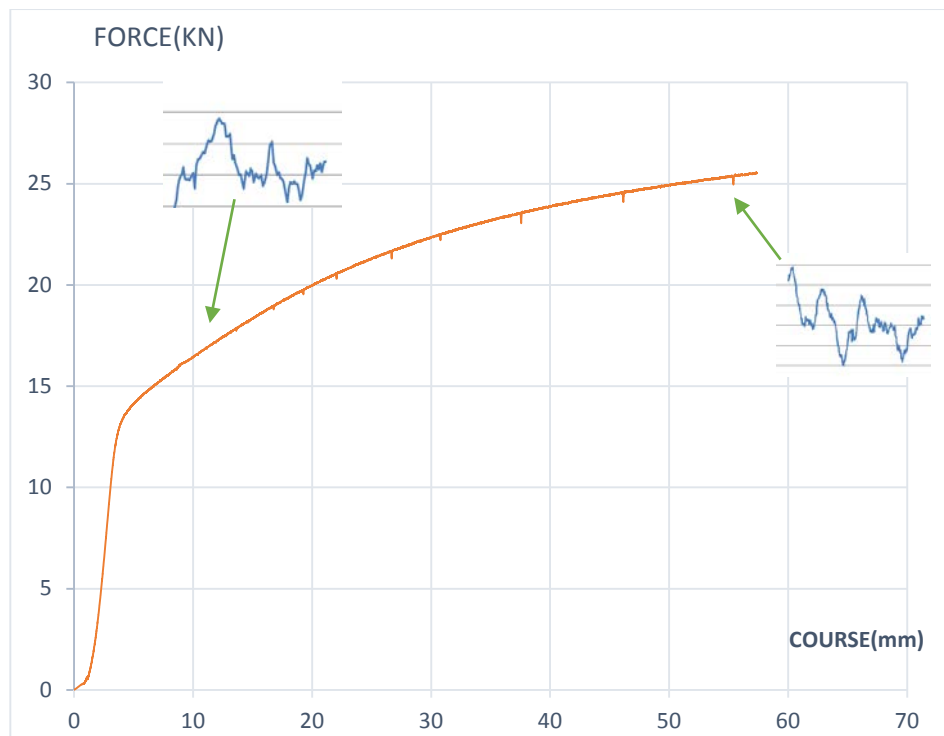
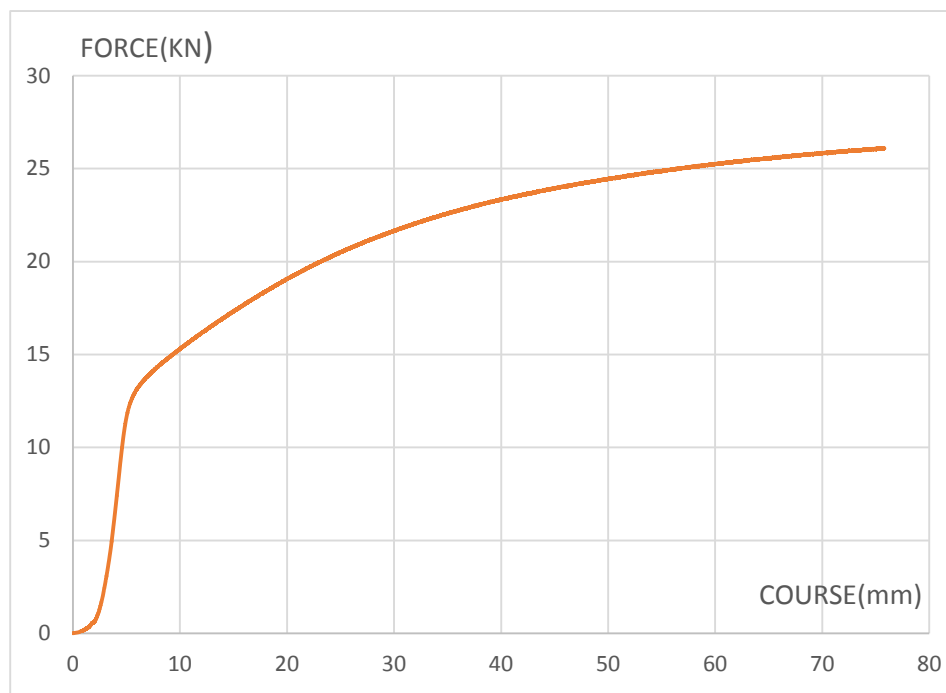


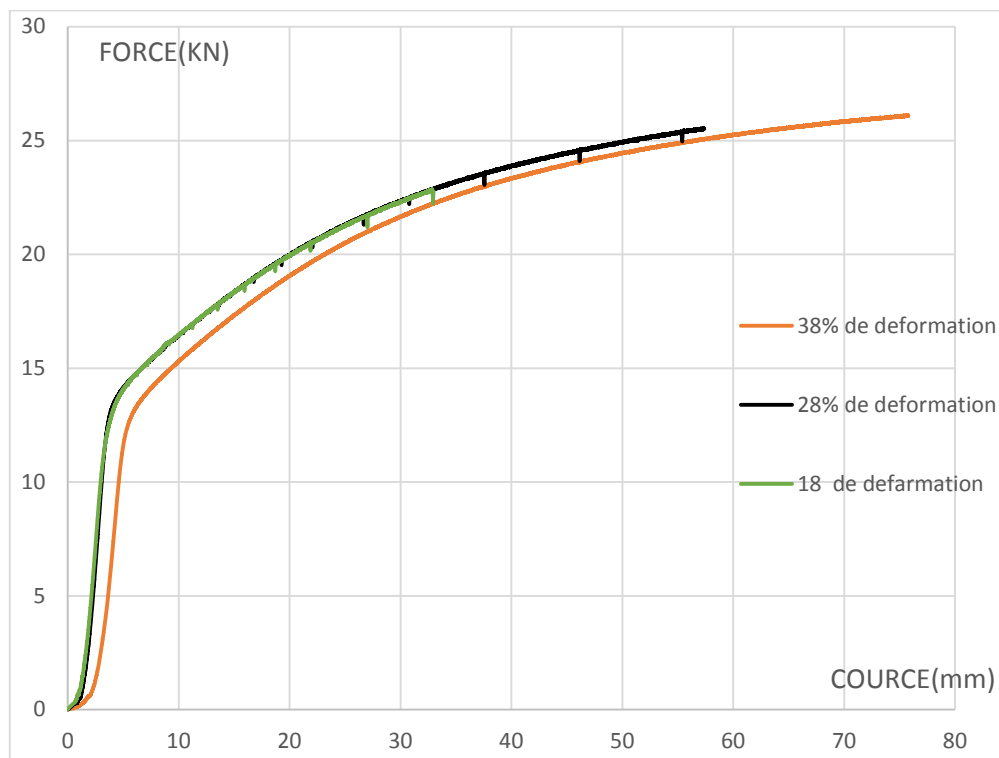
Figure (III.3): La courbe de traction de l'acier TRIP 304L a 18% de déformation



Figure(III.4) : La courbe de traction de l'acier TRIP 304L a 28 % de déformation

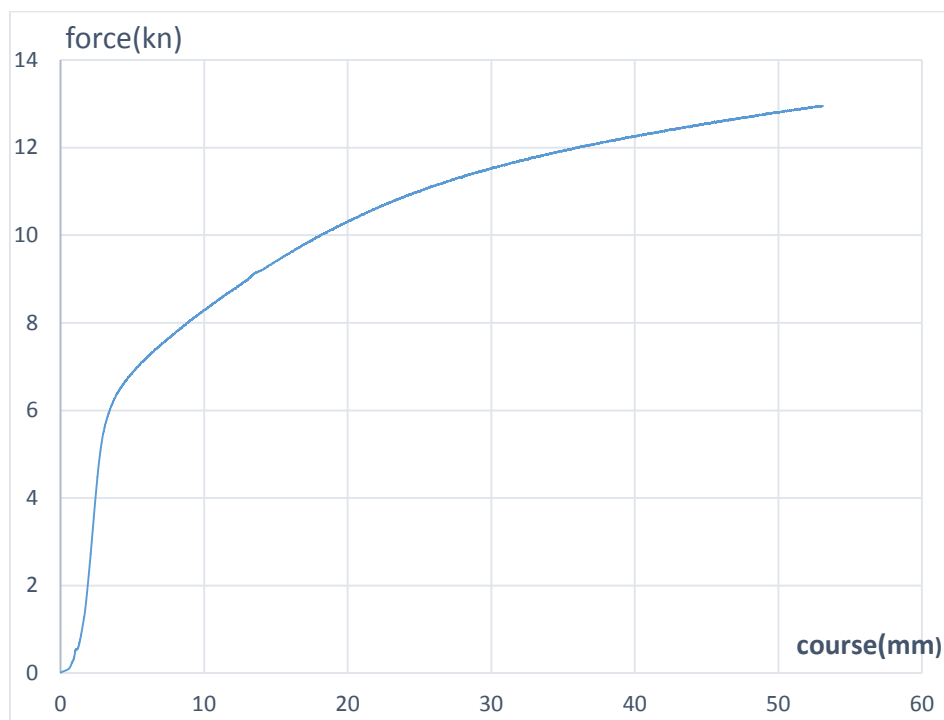


Figure(III.5): La courbe de traction de l'acier TRIP304L a' 38 % de déformation.

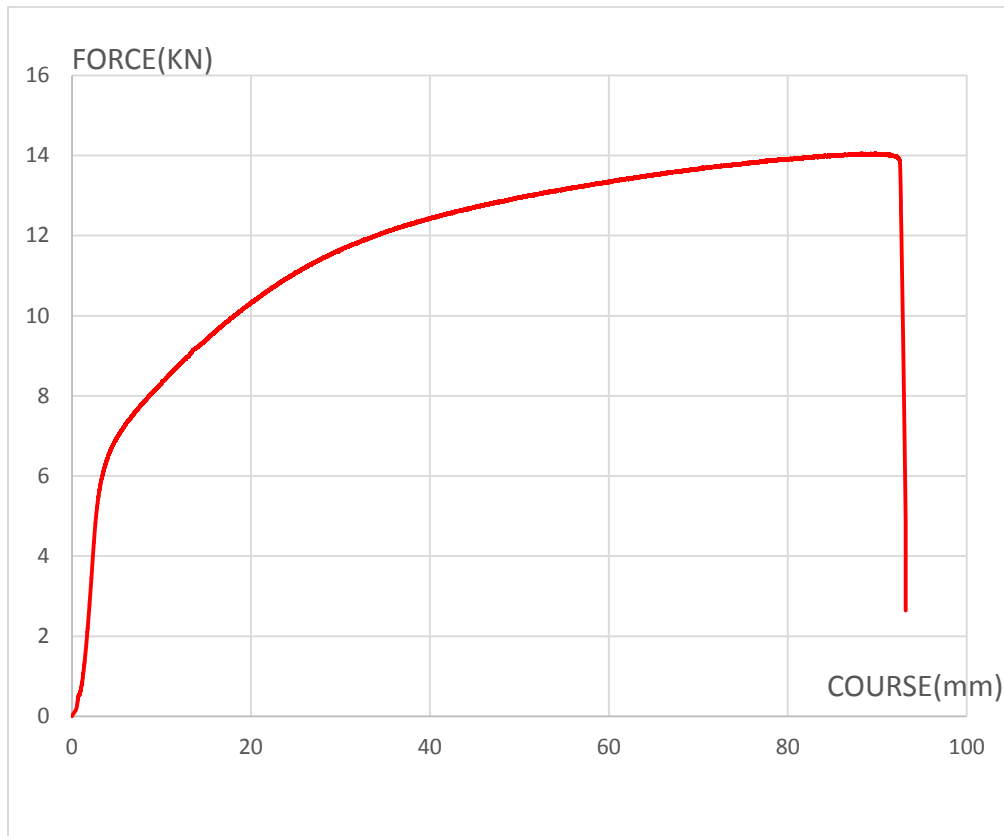


Figure(III.6) : Les acourbes de traction de l'acier TRIP 304L a 18% et 28% et 38% de déformation.

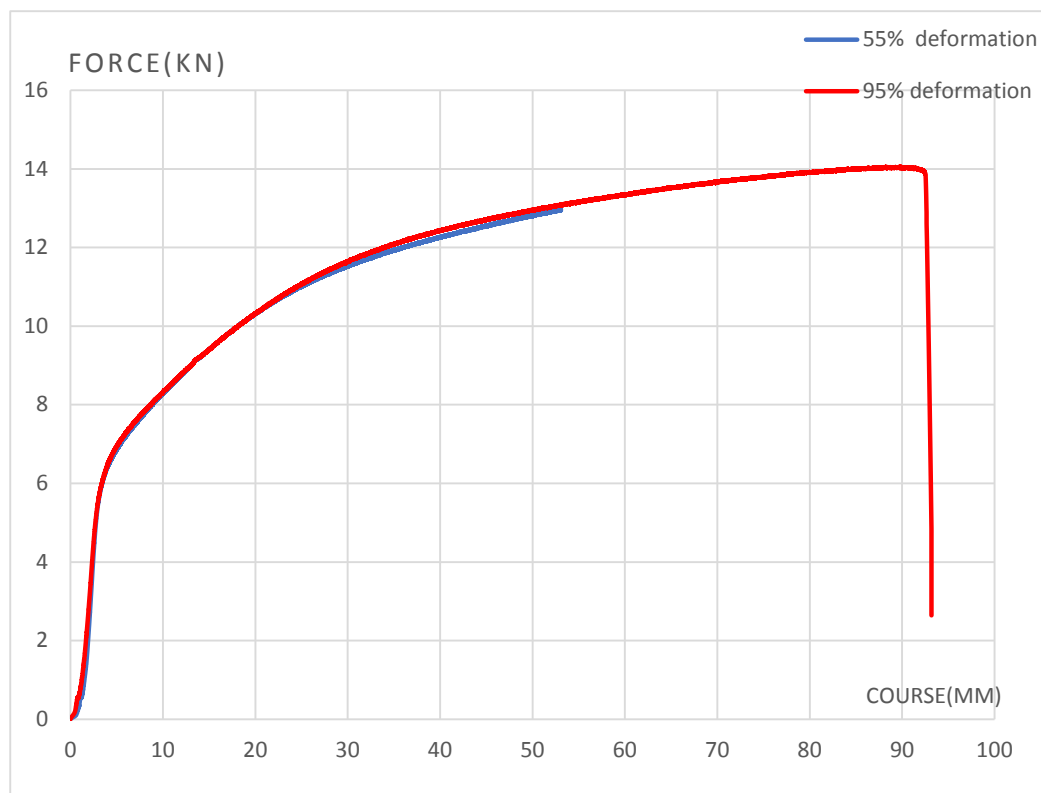
- Les courbes de traction des éprouvettes qu'ont de longueur de 200mm et de largeur de 30mm et d'une épaisseur de 0.8mm.



Figure(III.7) : La courbe de traction de l'acier TRIP 304L a 27% de déformation



Figure(III.8) : La courbe de traction de l'acier TRIP 304L a 47% de déformation.



Figure(III.9) : Les Courbes de traction de l'acier TRIP 304L a 27% et 47% de déformation.

III.3.1.3-Interprétation des courbes

Les essais sont effectuée sur 3 éprouvettes pour chaque épaisseur de 0.8mm et 1.5mm.

Lorsque l'éprouvette est sollicitée par une charge dans un premier temps, l'application de la charge provoque une déformation élastique des éléments en série dans la chaîne d'effort, et présente une pente correspondant à la raideur de l'ensemble soumis à l'effort, lorsque la contrainte atteint une valeur suffisante pour provoquer une déformation plastique .la décharge de bâti et du dynamomètre correspond à une chute instantanée de la charge appliquée cette décharge s'explique par le fait que l' éprouvette s'allonge plastiquement beaucoup plus vite que l'impose instantanément le déplacement de la traverse ,la déformation est confine dans une bande étroite .

Le rechargement reprend ensuite, sous l'effet de mouvement impose à la traverse mobile jusqu'à ce que le niveau de contrainte nécessaire au déclenchement d'une nouvelle bande, ce phénomène a caractère cyclique peut continuer ainsi jusqu'à la rupture de l'éprouvette.

La rupture des éprouvettes s'est produite au niveau de la zone utile au milieu de l'éprouvette, la zone la plus riche en martensite ou y'a de bande de cisaillement.



Figure (III.10) : Rupture de l'éprouvette de traction

III.3.2-Essai de dureté

Cet essai est destiné à vérifier la dureté superficielle d'une pièce. Il consiste à indenter la surface de la pièce tester à l'aide d'un pénétrateur pyramidale a base carrée (dureté Vickers) sur lequel on a appliqué une charge connue, la mesure de l'aire de l'empreinte rapportée à la charge appliquée permet de déduire la dureté .



Figure(III.11) : la machines de dureté

Cette étape est nécessaire afin de déterminer la cinétique de durcissement de la tôle étudié.

On a appliqué une charge de 100 KN sur deux cas d'éprouvettes en deux épaisseurs de 1.5mm et 0.8mm.

Sur chaque éprouvette on a effectué l'essai de dureté suivant la position des points relevé sur chaque ligne de l'éprouvette. (figure III. 12).



Figure(III.12): Répartition de la dureté HV suivant la position des points relevés sur Chaque ligne des prouvettes.

Pour calculer HV on a utilisé la formule suivante :

$$HV = \frac{(1.8544 \cdot 100)}{D^2}$$

Avec :

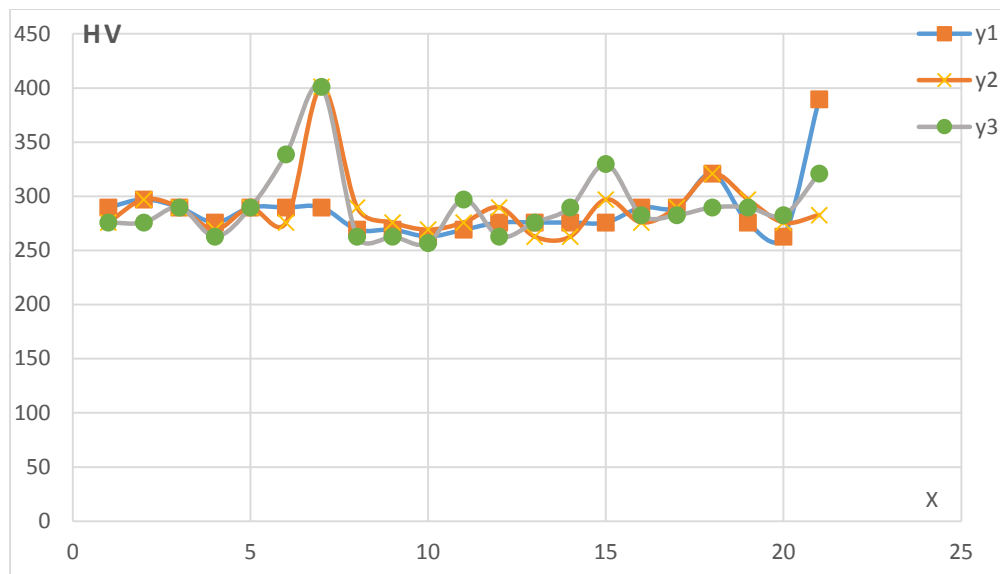
La charge appliquée = 100N.

D : diamètre de l'empreinte.

- Les tableaux suivants présentent les résultats obtenues pendant les essais de dureté pour les éprouvettes ont l'épaisseur 1,5mm.

HV X	Y1	Y2	Y3
1	289.75	275.7882	275.7882
2	297.1319	297.1319	275.7882
3	289.75	289.75	289.75
4	275.7882	269.1828	262.8118
5	289.75	289.75	289.75
6	289.75	275.7882	338.6413
7	289.75	401.0381	401.0381
8	269.1828	289.75	262.8118
9	269.1828	275.7882	262.8118
10	262.8118	269.1828	256.6644
11	269.1828	275.7882	297.1319
12	275.7882	289.75	262.8118
13	275.7882	262.8118	275.7882
14	275.7882	262.8118	289.75
15	275.7882	297.1319	329.6711
16	289.75	275.7882	282.6398
17	289.75	289.75	282.6398
18	321.0526	321.0526	289.75
19	275.7882	297.1319	289.75
20	262.8118	275.7882	282.6398
21	389.498	282.6398	321.0526

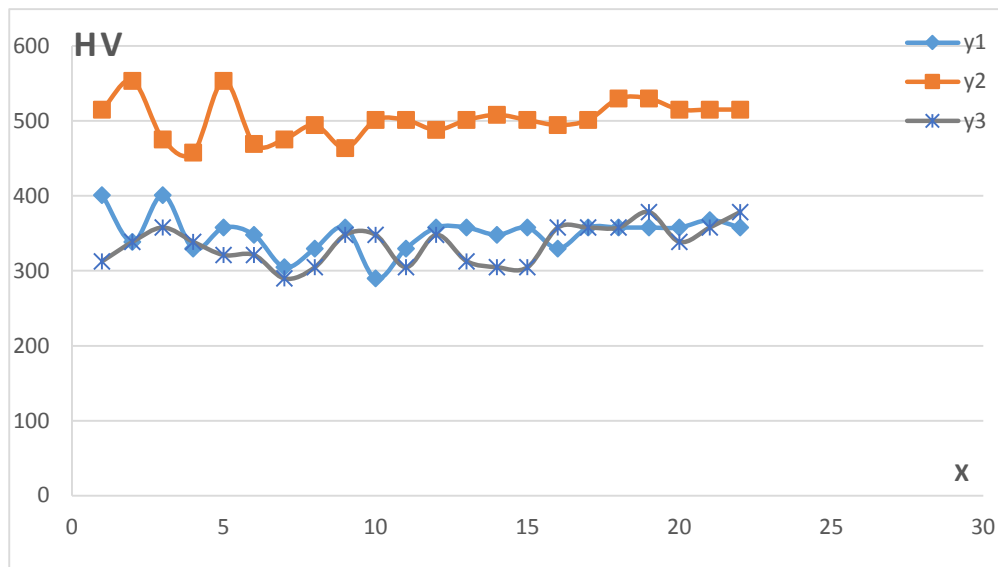
Tableau (III.3): Les résultats l'essai de dureté pour l'éprouvette 1(18% de déformation).



Figure(III.13) : Courbe de dureté pour l'éprouvette 1 (18% de déformation).

HV X	Y3	Y2	Y3
1	401.0381	515.1111	312.7678
2	338.6413	553.5522	338.6413
3	401.0381	475.4872	357.716
4	329.6711	457.8765	338.6413
5	357.716	553.5522	321.0526
6	347.9827	469.4684	321.0526
7	304.7995	475.4872	289.75
8	329.6711	494.5067	304.7995
9	357.716	463.6	347.9827
10	289.75	501.1892	347.9827
11	329.6711	501.1892	304.7995
12	357.716	488	347.9827
13	357.716	501.1892	312.7678
14	347.9827	508.0548	304.7995
15	357.716	501.1892	304.7995
16	329.6711	494.5067	357.716
17	357.716	501.1892	357.716
18	357.716	529.8286	357.716
19	357.716	529.8286	378.449
20	357.716	515.1111	338.6413
21	367.8635	515.1111	357.716
22	357.716	515.1111	378.449

Tableau (III.4) : Les résultats d'essai de dureté pour l'éprouvette 2.

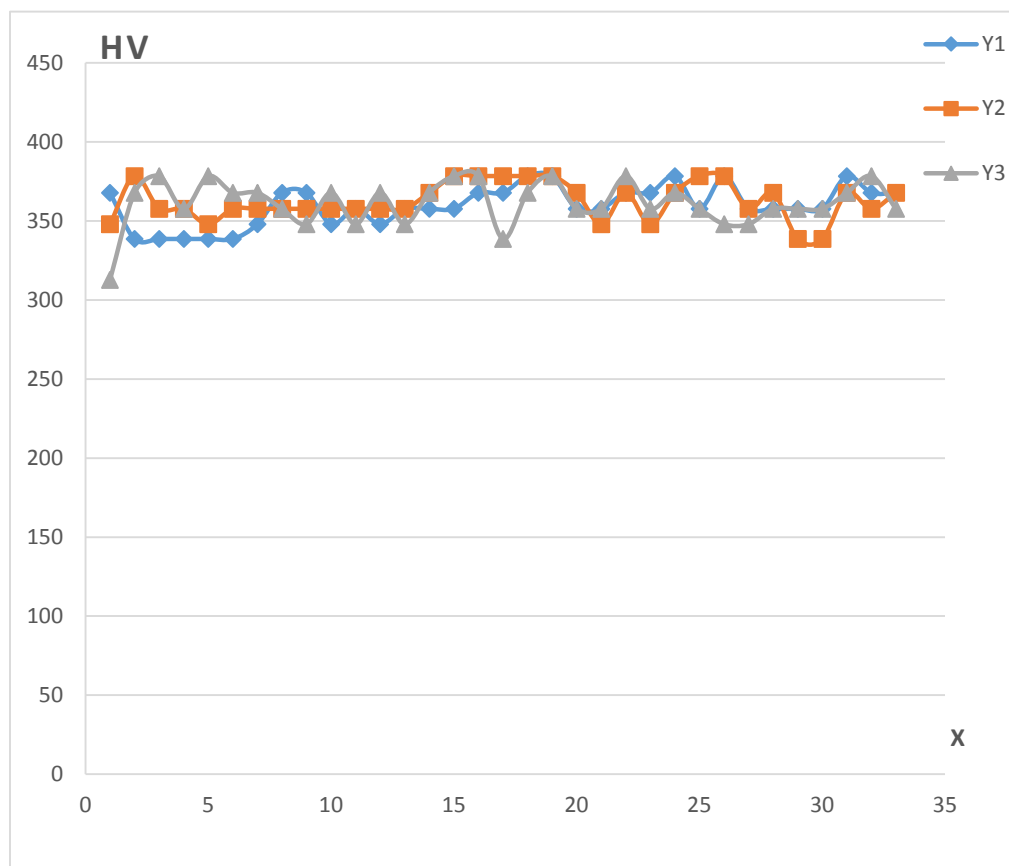


Figure(III.14) : Courbe de dureté pour l'éprouvette2 (28% de déformation).

HV X	Y1	Y2	Y3
1	367.8635	347.9827	312.7678
2	338.6413	378.449	367.8635
3	338.6413	357.716	378.449
4	338.6413	357.716	357.716
5	338.6413	347.9827	378.449
6	338.6413	357.716	367.8635
7	347.9827	357.716	367.8635
8	367.8635	357.716	357.716
9	367.8635	357.716	347.9827
10	347.9827	357.716	367.8635
11	357.716	357.716	347.9827
12	347.9827	357.716	367.8635
13	357.716	357.716	347.9827
14	357.716	367.8635	367.8635
15	357.716	378.449	378.449
16	367.8635	378.449	378.449
17	367.8635	378.449	338.6413
18	378.449	378.449	367.8635
19	378.449	378.449	378.449
20	357.716	367.8635	357.716
21	357.716	347.9827	357.716
22	367.8635	367.8635	378.449

23	367.8635	347.9827	357.716
24	378.449	367.8635	367.8635
25	357.716	378.449	357.716
26	378.449	378.449	347.9827
27	357.716	357.716	347.9827
28	357.716	367.8635	357.716
29	357.716	338.6413	357.716
30	357.716	338.6413	357.716
31	378.449	367.8635	367.8635
32	367.8635	357.716	378.449
33	367.8635	367.8635	357.716

Tableau(III.5) : Les résultats d'essai de dureté pour éprouvette 3.

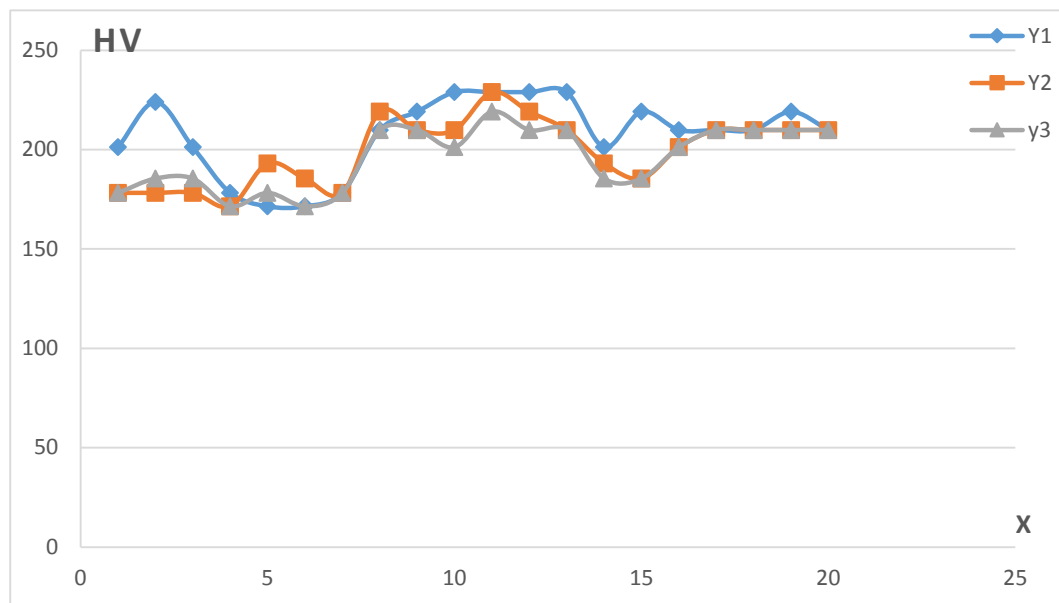


Figure(III.15) : Courbe de dureté pour l'éprouvette 3 (38% de déformation).

- Les tableaux suivants présentent les résultats obtenues pendant des essais de dureté pour les éprouvettes ont une épaisseur 0.8mm.

HV X	Y1	Y2	Y3
1	201.2153	178.2391	178.2391
2	223.9343	178.2391	185.44
3	201.2153	178.2391	185.44
4	178.2391	171.4497	171.4497
5	171.4497	193.0862	178.2391
6	171.4497	185.44	171.4497
7	178.2391	178.2391	178.2391
8	209.8687	219.0926	209.8687
9	219.0926	209.8687	209.8687
10	228.9383	209.8687	201.2153
11	228.9383	228.9383	219.0926
12	228.9383	219.0926	209.8687
13	228.9383	209.8687	209.8687
14	201.2153	193.0862	185.44
15	219.0926	185.44	185.44
16	209.8687	201.2153	201.2153
17	209.8687	209.8687	209.8687
18	209.8687	209.8687	209.8687
19	219.0926	209.8687	209.8687
20	209.8687	209.8687	209.8687

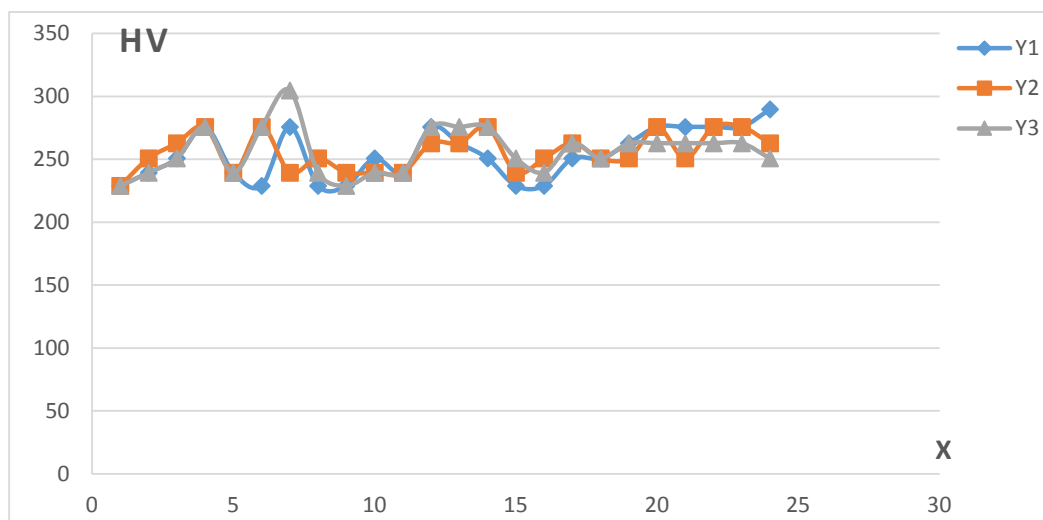
Tableau(III.6): Les résultats d'essai de dureté pour l'éprouvette 1.



Figure(III.16) : Courbe de dureté pour l'éprouvette 1(20% de déformation).

HV X	Y1	Y2	Y3
1	228.9383	228.9383	228.9383
2	239.4628	250.7301	239.4628
3	250.7301	262.8118	250.7301
4	275.7882	275.7882	275.7882
5	239.4628	239.4628	239.4628
6	228.9383	275.7882	275.7882
7	275.7882	239.4628	304.7995
8	228.9383	250.7301	239.4628
8	228.9383	239.4628	228.9383
9	250.7301	239.4628	239.4628
10	239.4628	239.4628	239.4628
11	275.7882	262.8118	275.7882
12	262.8118	262.8118	275.7882
13	250.7301	275.7882	275.7882
14	228.9383	239.4628	250.7301
15	228.9383	250.7301	239.4628
16	250.7301	262.8118	262.8118
17	250.7301	250.7301	250.7301
18	262.8118	250.7301	262.8118
19	275.7882	275.7882	262.8118
20	275.7882	250.7301	262.8118
21	275.7882	275.7882	262.8118
22	275.7882	275.7882	262.8118
23	289.75	262.8118	250.7301

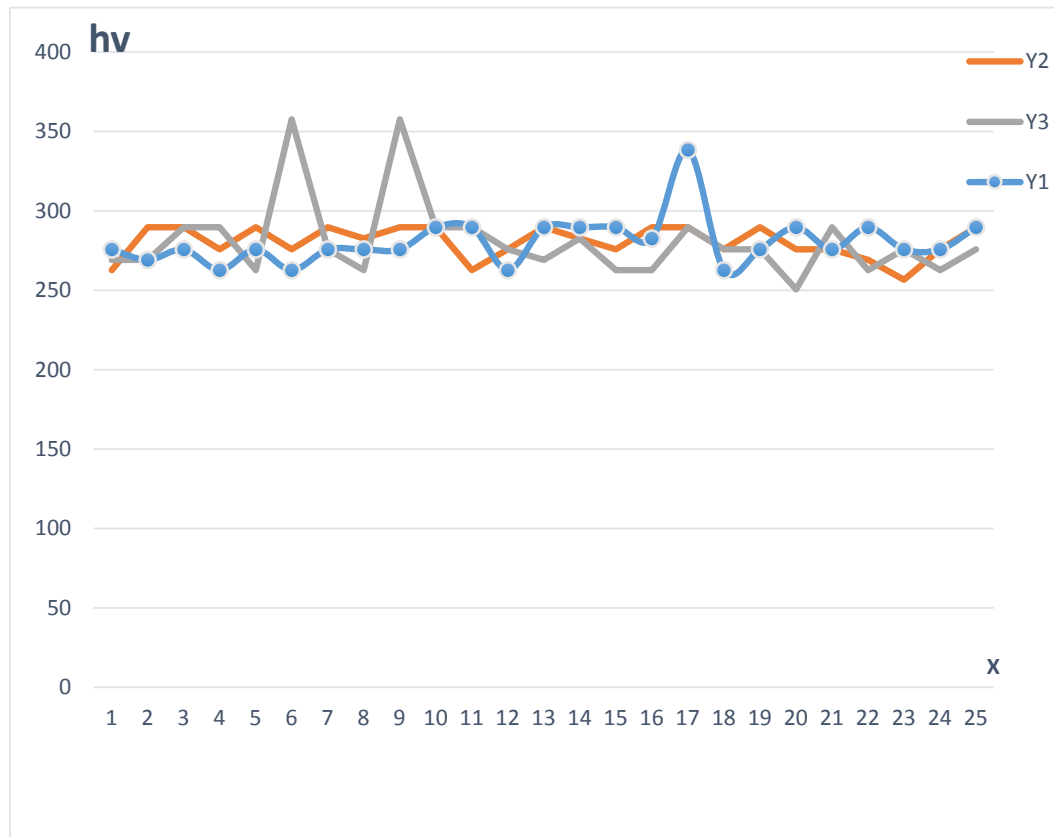
Tableau (III.7): Les résultats d'essai de dureté pour l'éprouvette 2.



Figure(III.17): Courbe de dureté pour l'éprouvette 27% de déformation).

HV X	Y1	Y2	Y3
1	275.7882	262.8118	269.1828
2	269.1828	289.75	269.1828
3	275.7882	289.75	289.75
4	262.8118	275.7882	289.75
5	275.7882	289.75	262.8118
6	262.8118	275.7882	357.716
7	275.7882	289.75	275.7882
8	275.7882	282.6398	262.8118
9	275.7882	289.75	357.716
10	289.75	289.75	289.75
11	289.75	262.8118	289.75
12	262.8118	275.7882	275.7882
13	289.75	289.75	269.1828
14	289.75	282.6398	282.6398
15	289.75	275.7882	262.8118
16	282.6398	289.75	262.8118
17	338.6413	289.75	289.75
18	262.8118	275.7882	275.7882
19	275.7882	289.75	275.7882
20	289.75	275.7882	250.7301
21	275.7882	275.7882	289.75
22	289.75	269.1828	262.8118
23	275.7882	256.6644	275.7882
24	275.7882	275.7882	262.8118
25	289.75	289.75	275.7882

Tableau (III.8): Les résultats d'essai de dureté pour l'éprouvette 3.



Figure(III.118): Courbe de dureté pour l'éprouvette 3(47% de déformation).

III.3.2.3-Interprétation des résultats

La répartition de la dureté HV suivant la position des points relevés sur l'éprouvette.

D'après les courbes des figures (III.13, III14, III15) la dureté est supérieur au milieu des éprouvettes peut atteindre (450).

On remarque aussi sur les courbes des figures (III.16, III17, III18) que la dureté peut atteindre une valeur maximale de(350).

●Mesure de l'angle d'inclinaison Ludres

Sur la figure au-dessous nous avons relevé les points qui représentent la dureté maximum car par définition une bande de luders est une ou l'écrouissage est plus accentuée relativement aux zones adjacent .La méthode de caractérisation mécanique locale par essais de dureté nous a permis de révéler le profil spatial de dureté le long d'une éprouvette et on a tracé une droite reliant ces point puis mesure l'angle entre cette droite et l'axe de traction de

l'éprouvette.

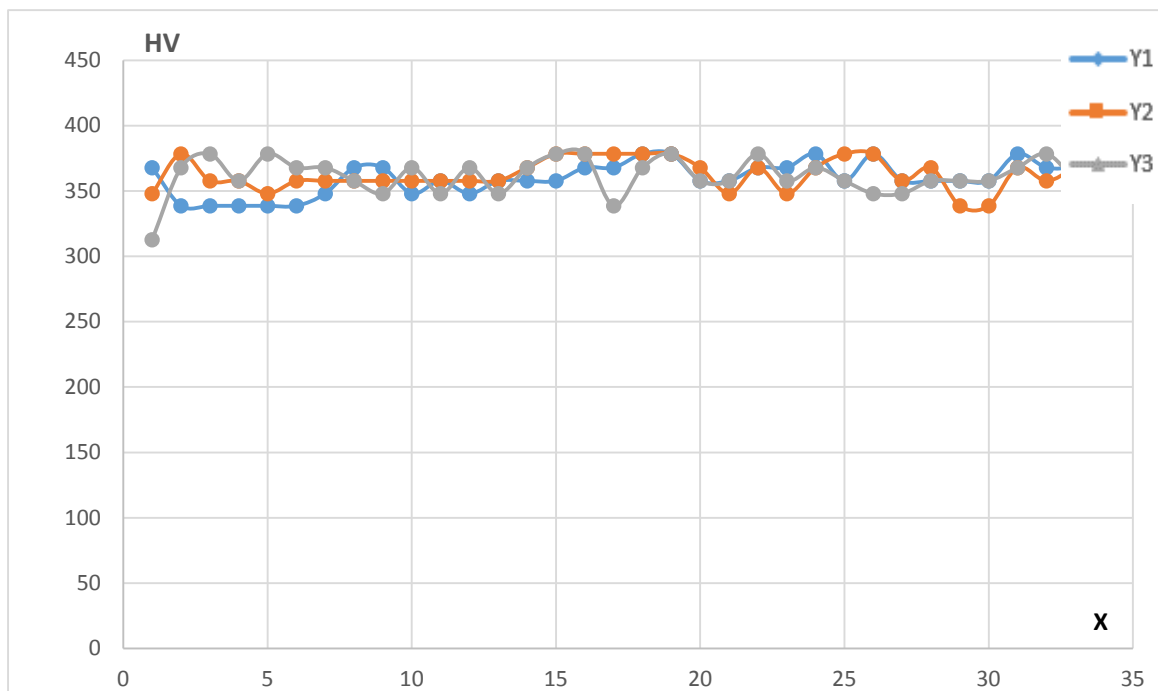
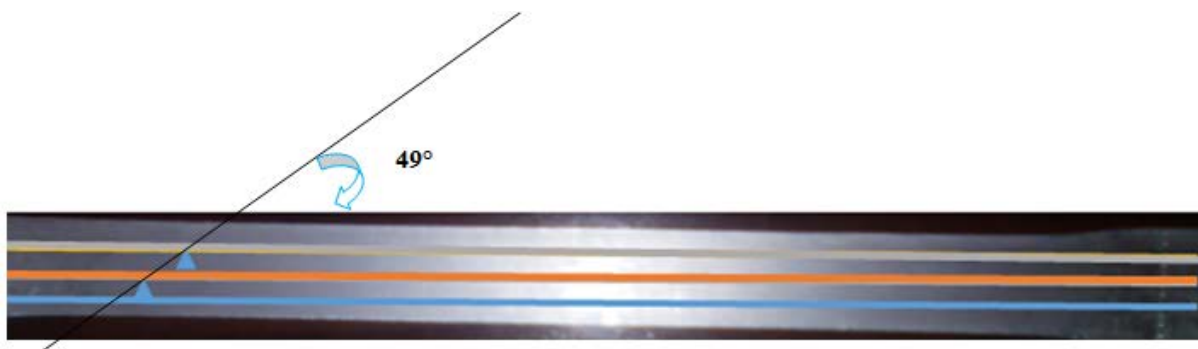


Figure (III.19): Répartition de la dureté HV suivant la position des points relevés sur l'éprouvette.



Figure(III.20) : l'angle de l'inclinaison de bande de Lüders .

L'angle de mesure est 49° .

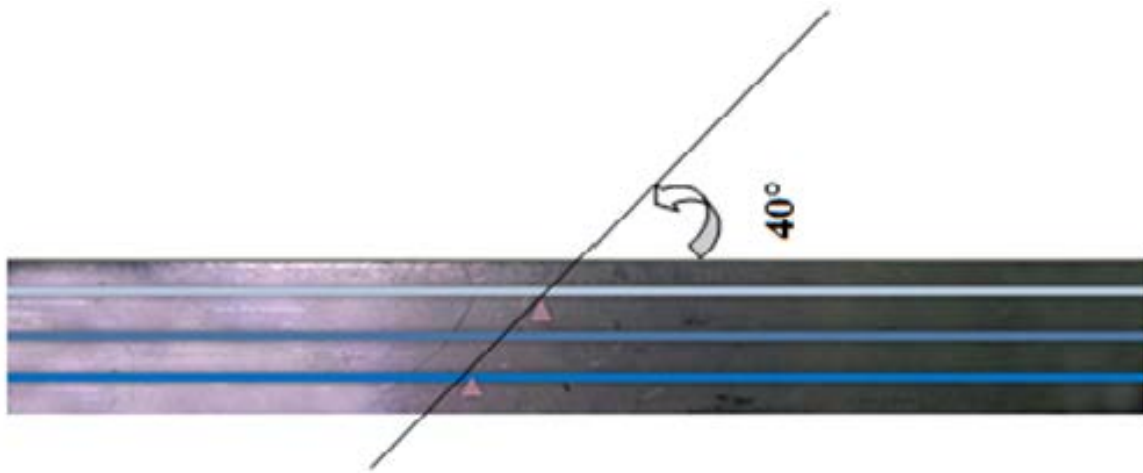
Dans la littérature, l'angle d'inclinaison des bandes Lüders mesuré par IRT et DIC varie de 40° à 50° .

Mesure de l'angle d'inclinaison de la bande PLC

La caractérisation des bandes PLC a fait état d'une répartition non homogène de la dureté. En effet, la dureté en zones écrouies est plus importante par rapport à celle des zones adjacentes.

De ce fait nous avons relevé les points qui présentent la dureté la plus importante sur l'éprouvette et on a tracé une droite reliant ces points puis on a mesuré l'angle entre cette droite et l'axe de traction de l'éprouvette. L'angle mesuré été de **40°**.

Dans la littérature, l'angle d'inclinaison des bandes PLC mesuré par IRT et DIC varie de 50° à 60°



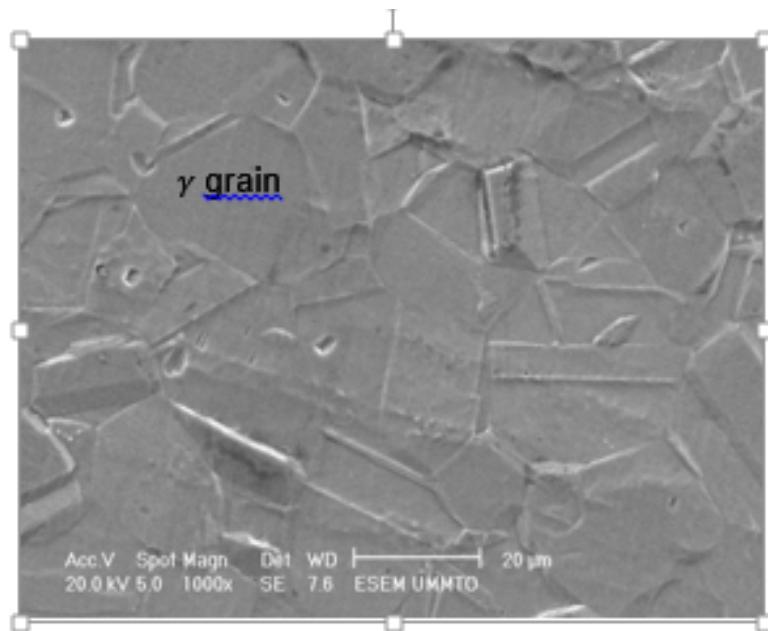
Figure(III.21) : l'angle de l'inclinaison de bande de PLC.

III.4-l'obsevation sur microscopie à balayage

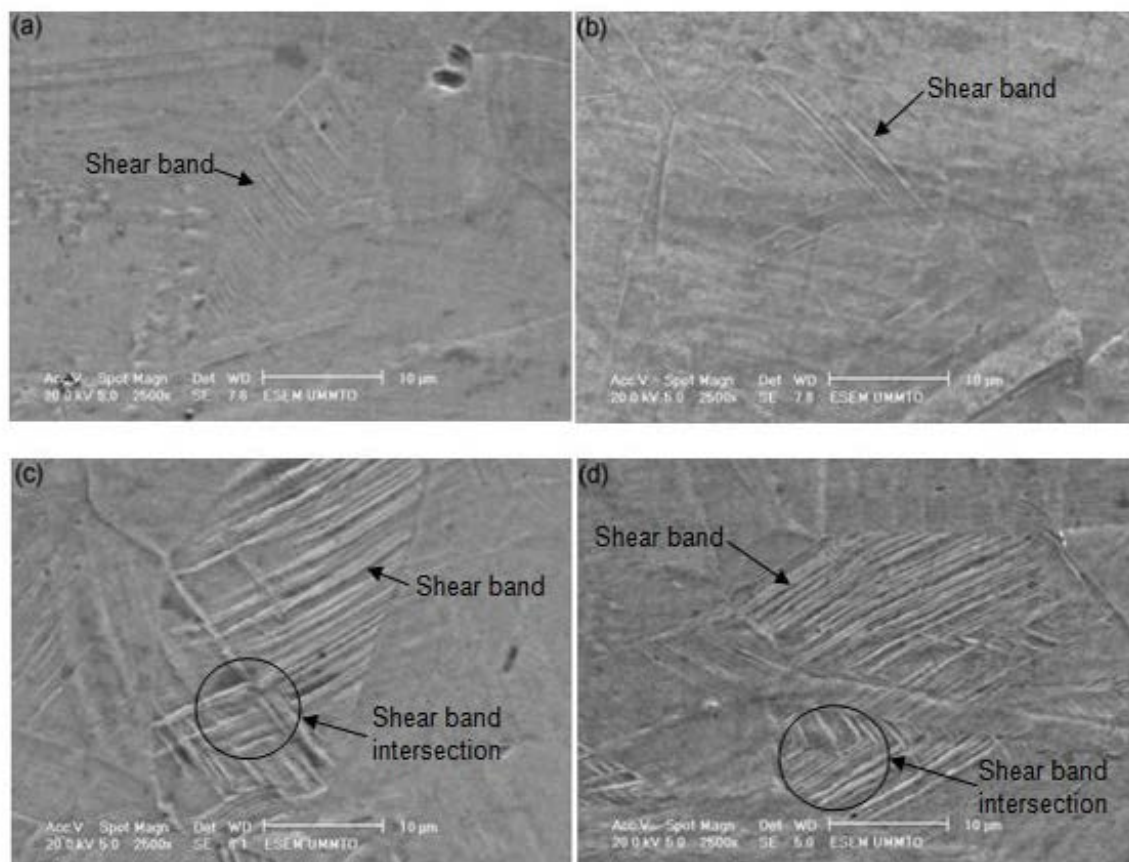
Dans notre travail les micrographies sont obtenues par le microscope électronique à balayage de type Philips ESEM XL 30 à filament de tungstène ; couplé à un système complet de micro-analyse par dispersion d'énergies (EDS), voir la figure III.19, dont dispose l'université Mouloud Mammeri de Tizi Ouzou.



Figure(III.22) : Photographie du MEB Philips ESEM XL 30

Les microstructures observées avant et après l'essai de traction et de dureté

Figure(III.23) : Microstructure initiale de l'acier 304L.



Figure(III.24) : Microstructure de l'acier 304L à [(a) 20%,(b) 50%,(c)80%,
(d) 100%] de déformation.

L'observation par microscopie à balayage revête que :

A' 20% de déformation, la phase martensitique est très fine dimension et apparait se forme des lattes plus fine à l'intérieur des grains de la phase austénitique.

A'50% de déformation, le taux de martensite est augmenté et la distribution de la martensite et hétérogène dans l'échantillon.

De 80% à 100% de déformation, le taux de martensite est maximale au centre de section rectangulaire de l'échantillon ; la martensite s'accrois et conduit à une importante chute de la fraction volumique d'austénite.

Nous pouvons conclure à partir des résultats obtenus par :

-L'observation microscope à balayage : que le taux de martensite est plus important en centre de l'échantillon sur la face large, puis le pourcentage est diminué en s'éloignant du centre.

Conclusion générale

L'acier TRIP est un acier monophasé constitué des grains entièrement austénitiques ; grâce à la déformation plastique, obtient une nouvelle structure à deux phases, l'austénite et la martensite qui lui confère des caractéristique mécanique très élevées. Le premier chapitre a permis de présenter les travaux portant sur la phénoménologie de l'effet TRIP dans les aciers à structure entièrement ou partiellement austénitique instable lors d'un chargement thermomécanique, le matériau a présenté des instabilités lors de la déformation plastique, y compris les effets de bandes Lüders et PLC.

La transformation martensitique dépend de la densité de dislocation et d'autres défauts dans le matériau, cette transformation martensitique est un facteur très important pour expliquer le comportement thermomécanique des aciers inoxydables.

Dans le but d'étudier cet effet différent technique ont été réalisé dans ce travail, tel que l'essai de traction uni axiale à fin de caractériser le comportement microscopique et essai de dureté à fin de caractériser la cinétique de durcissement

Une transformation martensitique sous déformation plastique est mise en évidence, elle a été vérifiée à la fois par l'essai de dureté VIKERS ainsi par microscopie à Balayage.

On conclue qu'à 20% de déformation de cet acier, la martensite se forme à l'intérieur de quelque grain sous forme de paquets de lattes, et 50% de déformation la martensite est présentée dans la totalité des grains.

En effet la dureté en zone écroui est plus importante est à celle de zones adjacentes, l'observation microscopie à balayage sur différents position de l'éprouvette montre que le taux de martensite est plus important au centre de l'échantillon.

Le matériau présente des instable lors de déformation plastique, compris les effets de bande de cisaillement Lüders et PLC.

La caractérisation mécanique globale ne rend pas compte de l'état local de déformation, un examen par essais de dureté montre des pics assez importants qui coïncident avec les positions des bandes PLC. Cette répartition non homogène de la déformation plastique et des caractéristiques mécaniques appellent une approche beaucoup plus adéquate pour la caractérisation de l'effet PLC.

Comme perspectives il serait intéressant de :

- Réaliser d'autres essais mécaniques tels que le pliage, la ténacité et la résilience.
- Utiliser un nombre considérable d'éprouvettes de forme différente
- Influence de la géométrie d'éprouvette et Influence de la température sur l'apparition des bandes PLC et luders.

Références bibliographiques

- [1] G.Beranger, G.Henry,G.Sanz. < Livre de l'acier>, Ed, SOLLAC ,1996.
- [2] C.CHAUSSIN et G.Hilly <Métallurgie, alliages métalliques >Tome1, édition DUNOD, Montréal, 1976.
- [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] Cunat Pierre-Jean, «Aciers inoxydables, Critères de choix et structure», In : Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, 2000, vol. MB4, dossier M4540, Paris.
- [5] Mémoire d'Ochen Mohamed Université hadj lakhdar « effet du PH du milieu sur la corrosion de l'acier inoxydable 304L»,2013.
- [6] Mémoire d'Ochen Mohamed Université hadj lakhdar « effet du PH du milieu sur la corrosion de l'acier inoxydable 304L»,2013.
- [7] Sassoulas Hervé, «Traitements thermiques des aciers inoxydables», In : Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, 1997, vol.MD1, dossier M115
- [8] Mohemad Reda berrahomoun,transformation martensitique et rupture differree dans l'acier austenitique instable 301In2006.
- [9] M.MARYA ,X,Q.GAYDEN.Development of requirement for resistance spot welding Dual-phase (DP600) steels part 2-Statiscal analyses and process maps.Welding journal Vol.84-S,N°12pp.197-204,2005
- [10] Sassoulas Hervé, «Traitements thermiques des aciers inoxydables», In : Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques, 1997, vol.MD1, dossier M1155.

- [11] ANGEL, T., Formation of martensite in austenitic stainless steels. J. of the Iron and Vol.84-S,N°12pp.197-204,2005.
- [12] IRVINE, K.J., High-strength austenitic stainless steels. J. of the Iron and Steel Inst. pp153-175.
- [13] HECKER, S.S., STOUT, M.G., STAUDHAMMER, K.P., SMITH, J.L., Effects of strain state and strain rate on deformation induced transformation in 304 stainless steel: Part I et Part II. Met. Trans. A (1982), **13A**, pp619-635.
- [14] 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).
- [15] Kubler R(2004). Comportement Thermomécanique à effectue des aciers à effet TRIP : approche micromécanique et phénoménologique .Application à la mise en forme .thèse de doctorat .ARIS et METIERS PARIS TECH ; centre de Metz
- [16] These LABAUSSIAS THOMAS.
- [17] Patel J.R et Cohen M. (1953) .contenion for the action of applied; stress in the martensite transformation .Acta Metall.1.p531-538 .
- [18] Soulim A.(2007).Modélisation du comportement des aciers à100%austénitique à transformation de phase .Application aux calculs des Vitesses de propagation en fatigue
- [19] Série J. (2006).caractérisation expérimentale et modélisation du comportement plastique d'acier à transformation martensitique .Application à la mise en forme, thèse de doctorat l'université poul verline de metz.

- [20] C. L. Magee, "Phase transformations," ASM, Met. Park. OH, vol. 115, 1970.194.
- [21] G. W. Greenwood and R. H. Johnson, "The deformation of metals under small stresses during phase transformations," Proc. R. Soc. London. Ser. A. Math Phys. Sci., vol. 283, no. 1394, pp. 403–422, 1965.
- [22] István Mészáros and János Prohászka, «Magnetic investigation of the effect of α' -martensite on the properties of austenitic stainless steel», Journal of Materials Processing Technology, 2005, vol. 161, issues 1-2, pp 162-168.
- [23] Pat L Mangonon. Jr. and Gareth Thomas, «The Martensite Phases in 304 Stainless Steel», Metallurgical Transactions A, 1970, vol. 1, pp. 1577-1586.
- [24] Mohsen Botshekan, Suzanne Degallaix and Yannick Desplanques, «Influence of martensitic transformation on the low-cycle fatigue behaviour of 316LN stainless steel at 77 K», Materials Science and Engineering A, 1997, vol. 234-236, pp 463-466
- [25] These bonnet-Lebouvier 2001 Universite de Metz.
- [26] A.H.Cottrell, Phil. Mag. 44, 829 (1953).
- [27] D.François, A.Pineau et A.Zaoui, Comportement mécanique des matériaux, HERMES, (1991).
- [28] M.G.Darieulat et J.H.Driver, Rev. De Met.-CIT/Sci. et Génie de Mat. 1011 (1997)
- [29] A.Ziegenbein, Dissertation TU Braunschweig, Cuvilier-Verlag, Göttingen, (2000)
 . F.Chmelik, A.Ziegenbein, H.Neuhäuser, P.Lukac, Mat.Sci. and Eng., A324, 200(2002).
- [30] F.Chmelik, A.Ziegenbein, H.Neuhäuser, P.Lukac, Mat.Sci. and Eng., A324, 200(2002).
- [31] K.Chihab, thèse de Doctorat, Univ. de Poitiers, (1986).
- [32] G.G.Saha, P.G. Mc Cormick and P.Ramarao, Mat. Sc. and Eng. 62, 187 (1984).
- [33] P.G.Mc Cormick, Phil. Mag. 23, 949 (1971).
- [34] L.P.Kubin, K.Chihab and Y.Estrin, Acta Met. 36, 2707 (1988).
- [35] R.A.Mulford, U.F.Kocks, Acta Met. 27, 1125 (1979).
- [36] A.Van den Beukel, Phys. Stat. Sol. (a) 30, 197 (1975).
- [37] P.G.Mc Cormick, Acta Met. 20, 351 (1972).
- [38] A. Portevin, F.Le Chatelier, C. R. Acad. Sci., Paris, 176, 507 (1923).
- [39] L.Strudel, disloc. et déf. plast., Ed. de Physi., Ecole d'été d'Yrvals, p.199 (1979).

- [40] M.Zaiser and P.Hähner, Phys. Stat. Sol. (b) 199, 267 (1997).
- [41] A. Zeghloul, M. Mliha-Touati et S. Bakir, J. Phys. III 1467 (1996).
- [42] K.Chihab, thèse de Doctorat, Univ. De Poitiers, (1986).
- [43] J.Balik, P.Lukac and L.P.Kubin, Scripta Mat., 42 465 (2000).
- [44] M.Tnoguiera, M.A.Fortes, Journ. Of Mat. Sci.Let.3 544-550(1984).
- [45] E.Pink, Acta Met.Vol.37, N°7, 1773-1781(1989).
- [46] Baohui Tian, Mat. Sci. and Eng. A360, 330-338(2003).
- [47] K.Chihab, C.Fressengeas, Mat. Sci. and Eng. A356, 102-107(2003).
- [48] G.D'Anna and F.Nori, Physical Review Letters 85, 4096 (2000).
- [49] E.Pink, R.J.Arsenault, Mat. Science and Eng. A272, 57-62(1999).
- [50] Thèse Khaidre Bouabdallah Caractérisation de l'effet Portevin-Le Chatelier dans les
- [51] K.Chihab, Y.Estrin, J.Vergnol and L.P. Kubin, Scripta Met. 21, 203 (1987).
alliages aluminium magnesium - Apport des techniques d'analyse d'images
- [52] S.L.Mannan, K.G.Sammuel and P.Rodriguez, 'Strength of Metals and Alloys. (ICSMA6)', ed. (R. C. Gifkins), Vol. 2, Pergamon Press, Oxford 637 (1982).
- [53] K.Chihab et K.Bouabdallah, Ann. Chim. Sci. Mat., 25 171 (2000).
- [54] H.Fujita, T.Tabata, Acta Met. 25,793(1977).
HERMES, (1991).
- [55] R.A.Mulford, U.F.Kocks, Acta Met. 27, 1125 (1979). (ICSMA6)', ed. (R. C. Gifkins),
Vol. 2, Pergamon Press, Oxford 637 (1982).
- [56] E.Pink, A.Grinberg, Acta Met. 30, 2153 (1982).
- [57] Thèse Khaidre Bouabdallah Caractérisation de l'effet Portevin-Le Chatelier dans les
alliages aluminium magnesium - Apport des techniques d'analyse d'images.