République Algérienne Démocratique et populaire

Ministre de l'Enseignement Supérieure et de la Recherche Scientifique

---

UNIVERSITE MOULOUD MAMMERI de TIZI-OUZOU

Faculté De Génie De La Construction

Département de Génie mécanique

Mémoire

De Fin D'études
En vue de l'obtention du diplôme
De master en génie mécanique
Option : Comportement et Mise en Forme des Matériaux

Caractérisation du comportement mécanique des aciers a effet TRIP : Application pliage

Proposé et dirigé par :
Mr.R.Ferhoum

Réalisé par :
Mr. Krikeb.Youcef

Sommaire

Introduction Générale …….. 1

Chapitre I : Bibliographique

I. Historique……..……..... 3

I.1. Introduction ……...4

I.2. Principales familles des aciers inoxydables……4

I.2.1.Les aciers ferritiques…….4

I.2.2. Les aciers inoxydables martensitiques……...6

I.2.3. Les aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex) …….7

I.2.4.Les aciers inoxydables austénitiques……...8

I.2.4.1. Introduction ……8

I.2.4.2. Principaux types des aciers inoxydables austénitiques……9

I.2.4.3. Les aciers inoxydables austénitiques au nickel……10

I.2.4.4. Rôles des éléments d'addition…….11

I.2.4.5. Utilisation des aciers inoxydables…….11

I.2.4.6.Application liés aux propriétés utilisées…….12

I.2.4.7.Applications particulières liées à la structure austénitique ……12

I.3. Les Aciers à effet TRIP……..13

I.4. Métallurgie des aciers TRIP……13

I.4.1.Transformtion bainitique……..15

I.4.1.1.Bainite supérieure ……...17

I.4.1.2.Bainite inférieure ……19

I.4.2. Elaboration des aciers TRIP……..20

I.4.2.1. Laminage à chaud……20

I.4.2.2. Laminage à froid…….20

I.4.3. Rôle de l'austénite résiduelle ……..22

I.4.3.1. Influence de la composition chimique sur la stabilité mécanique de l'austénite résiduelle……23

I.4.3.2. Influence de la taille de grain sur la stabilité mécanique de l'austénite résiduelle ……..24

I.5.Transformation Martensitique dans les aciers TRIP…….25

I.5.1.Aspect cristallographique de la transformation martensitique…..25

I.5.1.1. Structures cristallographiques des différentes phases……26

I.5.1.2. Déformation de transformation……...28

I.5.1.3. Relations d'orientation ……...29

I.6. Le pliage ……..30

I.6.1. Retour élastique en pliage…….33

I.6.2.Influence du module d'Young et de la limite d'élasticité……..35

I.6.3.Influence de l'épaisseur de la tôle et du rayon de pliage……...36

I.7.conclusion……37

Chapitre II: Procédure expérimental

II.1. Introduction……38

II.2. Les matériaux utilisés…….38

II.3. Élaboration des éprouvettes ……38

II.3.1.Les éprouvette de traction …….38

II.4. Appareillages…….39

II.4.1. Scie mécanique de type ALMOSMA3…….39

II.4.2 .La Fraiseuse…….39

II.4.3. Machine de traction …….40

II.4.4.Procédé de mise en forme par pliage……41

II.4.4.1.Le pliage……41

II.4.4.2.Le pliage sur presse ……..41

1. Le pliage en l'air……41

II.4.5.Mesure de la dureté……..…42

II.4.5.1.Duromètre ……..42
II.4.5.2.Microduromètre ……43
II.4.6.Examens microscopiques ……..43
II.4.6.1.Les polisseuses……..44
II.4.6.2.Le microscope optique……..44

Chapitre III : Résultat et interprétation

III.Introduction……...46
III.1. Matériau de l'étude……46
III.1.1. Composition chimique……46
III.2. Elaboration de l'alliage étudié……46
III.3. caractérisation matériau état vierge ……..47
III.3.1.Comportement en traction ……..47
III.3.1.1Géométrie des éprouvettes de traction……..47
III.3.1.2.Condition de déroulement de l'essai ……47
III.3.2.Essais de dureté Vickers (HV)…….51
III.3.3. Micrographie …….52
III.3.3.1. Etat initial ……52
III.3.3.2.Analyse de la microstructure après traction …….52
III.4. comportement du matériau en pliage…….55
III.4.1.Pliage……55
III.4.2.Microdureté …….55
III.4.3.Micrographie après pliage……...57
1. Rayon extérieur …….58
2. Rayon milieu…….59
3. Rayon intérieur …….60
III.5.Conclusion ……61
Conclusion général……62

La Liste des tableaux :

Tableau I.1. Classification des aciers inoxydables ferritiques……..5

Tableau 1.2 Principales propriétés mécaniques des aciers ferritiques……...5

Tableau 1.3 Principales propriétés physiques des aciers ferritiuqes……..5

Tableau 1.4 Classification des aciers inoxydables martensitiques……....6

Tableau 1.5 Principales propriétés mécaniques des aciers martensitiques……....7

Tableau 1.6 Principales propriétés physiques des aciers martensitiques……...7

Tableau 1.7 Principales propriétés mécaniques des aciers austénitiques……...8

Tableau 1.8 Principales propriétés physiques des aciers austénitiques……..9

Le tableau I.9 donne quelques exemples de nuancesd'aciers austénitiques…….10

Tableau I.10 La composition chimique du 304L…….....14

Tableau I.11. Les propriétés mécaniques du 304L à température ambiante……15

Tableau I.12.Détérmination rayon retour élastique……..34

Tableau III.1.Composition chimique de l'acier inox 304L (100% austénitique)……46

Tableau III.2. Composition chimique selon SNVI.……...46

Tableau.III.3. Caractéristiques mécanique de L'acier 304L à la vitesse de déformation V=10mm/mindans la Direction de Laminage …….……..49

Tableau III.4. Caractéristiques mécanique de L'acier 304L à la vitesse de déformation V=10mm/min dans la Direction de 45°…….…..……50

Tableau III.5. Caractéristiques mécanique de L'acier 304L à la vitesse de déformation V=10mm/mindans la Direction de90°…….…..…50

Tableau III.6. Dureté Vickers de l'acier Inox X2CrNi 18-9 à l'état initial……...51

Tableau III.7. Microdureté HVde l'acier Inox X2CrNi 18-9 plié…….……56

Liste des figures :

Chapitre I : Bibliographique

Figure .I.1. Diagramme simplifié Fer-C……..15

Figure .I.2. Formation de bainitique……16

Figure .I.3. Formation de bainitique supérieur et inférieur……..17

Figure.I.4. Cycles thermiques et microstructures…….21

Figure.I.5.Développement de la microstructure TRIP au cours du refroidissement continue.....22

Figure I.6.contrainte $\sigma_c$et taux d'écrouissage $\tau_c$en fonction de la déformation pour un acier DP avec 70 %de ferrite ,20 %de martensite et 10% d'austenite résiduelle avec differante stabilités……..23

Figure.I.7. Evolution de *Ms* en fonction de la taille de grain……25

Figure I.8. Structures de l'austénite et de la martensite α' dans les aciers ……....26

Figure I.9.Dépendance des paramètres de maille de la martensite avec la teneur en carbone..
……28

Figure I.10. Théorie de Bain : obtention de la maille de martensite à l'intérieur d'une maille d'austénite……...29

FigureI.11.Décomposition de la déformation de transformation en 3 mécanismes élémentaires…….30

Figure.I.12. Pliage en V …….31

FigureI.13. Pliage en U.....32

Figure.I.14. Pliage en L ou en tombé de bord…….32

Figure.I.15. Schéma de l'état de contrainte dans l'épaisseur du flan en flexion……..32

Figure.I.16. Angle de retour élastique…….34

Figure.I.17. Paramètres de retour élastique Mullan……..35

Figure I.18.Courbe d'écrouissage. Influencedu module d'Young et de la limite d'élasticité…….36

Figure 1.19: Retour élastique exprimé par $r_{m'}/r_m$en fonction du rayon intérieurde pliage sur l'épaisseur……37

Chapitre II : Procédure expérimental

Figure.II.1. Eprouvette de traction normalisé……38

Figure. II.2. Scie mécanique de type ALMOSMA3…….39

Figure.II.3. Fraiseuse…….39

Figure II.4. Machine de traction……..…40

Figure.II.5.pliage en l'air……42

Figure .II.6. Dispositif pliage……42

Figure II.7. Duromètre…….43

Figure.II.8. Microduromètre……43

Figure.II.9. Polisseuses…….44

Figure.II.10.microscope optique…….45

Chapitre III: résultats et interprétation

Figure.III.1.dimensions de l'éprouvette de traction en (mm)……..47

Figure.III.2. Courbe de traction de l'acier Inox 304Là V=10 mm/mindans la Direction de Laminage ……..49

Figure. III.3. Courbe de traction de l'acier Inox 304Là V=10 mm/mindans la Direction de 45°……49

Figure.III.4.Courbe de traction de l'acier Inox 304Là V=10 mm/mindans la Direction de 90°…….……..50

Figure. III.5.superposition des courbes de traction à différentes directions (90° .45°) à vitesse =10mm/min……..51

Figure. III.6. Micrographie optique de l'acier Inox X2CrNi18-9 à l'état initiale……52

Figure III.7. Courbe de traction à différentes niveaux de déformation à la V=10mm/min….53

Figure. III.8 Microstructure de l'acier Inox X2CrNi18-9 à la vitesse de 10mm/min……..53

Figure.III.9. Microstructure de l'acier Inox X2CrNi18-9 à la vitesse de 15mm/min……..54

Figure.III.10. Microstructure de l'acier Inox X2CrNi18-9 à la vitesse de 20mm/min…….54

Figure.III.11.Évolution de la microdureté en fonction de la taille du rayon……...…56

Figure.III.12.rayon 0.7 extérieur……..…57

Figure.III.13. rayon 5 extérieur……...57

FigureIII.14. rayon 10 extérieur……..58

Figure.III.15.rayon 15exterieur……...58

Figure.III.16. rayon 0.7 fibres neutres…..……59

Figure.III.17. rayon 5 fibres neutres……59

Figure.III.18. rayon 10 fibres neutres……..59

Figure.III.19. rayon 15 fibres neutres……..60

Figure.III.20. rayon 0.7 intérieur…….60

Figure.III.21. rayon 5 intérieur……60

Figure.III.22. rayon 10 intérieur……..61

Figure.III.23.rayon 15 intérieur……...……61

Figure.III.24.Déplacement en fonction de la force pour différent angle……...….62

Introduction général

Introduction général

L'acier inoxydable, couramment appelé acier inox ou inox, on un grand rôle dans d'innombrables domaines : vie quotidienne, industries mécaniques, agroalimentaires, chimiques, transports, médecine, chirurgie, etc.

Ils possèdent des propriétés mécaniques très bien adaptées au domaine de l`industrie, tel que la faible densité, la très haute résistance à la corrosion, et d`excellentes propriétés en emboutissage. De plus, ces aciers présentent un très bon compromis résistance-ductilité, qui permet la réalisation de pièces de structure plus légères.

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

Dans se travail nous allons faire la caractérisation et l`étude des effets de rayon de pliage sur le comportement mécanique des aciers a effet trip et pour cela nous allons utiliser l`acier inoxydable 304L pour cela notre étude est faite en trois partie :

Dans le chapitre I qui est le chapitre bibliographique nous allons avoir un aperçu des aciers inoxydable de leurs différentes familles leurs composition caractérisation leurs domaine d'utilisation puis on aura un résumé sur les aciers TRIP leurs élaboration et le rôle des différentes microstructures qui sont la bainite la martensite et l'austénite dans les propriétés des aciers TRIP et on finira par la procédure de pliage.

Dans le chapitre II qui est le chapitre procédure expérimentale est consacré à la présentation des différentes méthodes et technique expérimentales ainsi qu'aux différents appareils utilisés.

Et le chapitre III qui est celui des résultats et interprétation nous allons voir les différentrésultatsobtenus avec les expériences réalisé sur nos échantillons (traction, dureté, pliage et compostions chimique) et leurs interprétations.

Enfin, ce travail sera achevé par une conclusion générale.

ChapitreI
Bibliographique

I. Historique :

L'histoire des aciers inoxydables est intimement liée à celle du chrome et aux travaux du chimiste français Nicolas Louis Vauquelin (1763-1889) qui, en 1797, fut le premier à isoler cet élément.

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

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

En 1909, L. Guillet publia une étude sur les aciers inoxydables au chrome-nickel ou aciers inoxydables austénitiques complétant ainsi ses études précédentes sur les alliages fer-chrome et couvrant pratiquement l'ensemble de la famille des aciers inoxydables. Le métallurgiste allemand W. Giesenfit, de son côté, et à la même époque, des recherches comparables.

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

Le passage au stade industriel est attribué à Harry Brearley pour les aciers inoxydables martensitiques. Il serait à l'origine de la première élaboration réalisée à Sheffield en 1913.

Un mérite analogue reviendrait aux allemands Benno Strauss et Eduard Maurer pour la production des aciers inoxydables austénitiques et aux américains Frederick Becket et Christian Dantsizen pour celle des aciers inoxydables ferritiques.

La première description de la passivité des aciers inoxydables est attribuée à l'allemand PhilippMonnartz.

Les recherches ultérieures ont notamment porté sur le rôle des éléments d'alliage. Elles ont conduit à la mise au point des nuances à durcissement structural dont les propriétés aux températures élevées ont été mises en évidence par Pierre Chevenard. Enfin, c'est au début des années 1930 que J. Hochmann a découvert les nuances biphasées austénoferritiques appelées de nos jours duplex.

Si la période comprise entre 1904 et 1920 a été riche en travaux de laboratoire, il a fallu attendre presque un demi-siècle pour atteindre un stade véritablement industriel. [1]

I.1. Introduction :

Les aciers inoxydables sont des alliages métalliques à base de fer ou plus exactement à base d'acier (alliage : fer-carbone) qui doivent contenir au moins 10,5 % de chrome (selon la norme européenne EN 10088-1) et souvent d'autres éléments d'addition tels que le nickel (ou son substitut le manganèse) et dans une moindre mesure le molybdène.[2]

I.2. Principales familles des aciers inoxydables :

Les aciers inoxydables sont en général classés par rapport leurs compositions et selon leurs structures ou constitution métallurgique. Grace à ce type de classification qui permis demettre en évidence cinq grandes familles d'aciers inoxydables :

- Les aciers inoxydables ferritiques (structure cubique centrée) ;
- Les aciers inoxydables martensitiques (structure quadratique) ;
- Les aciers inoxydables austénitiques (structure cubique à faces centrées) ;
- Les aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex). [3]

I.2.1.Les aciers ferritiques :

Les aciers inoxydables ferritiques sont caractérisés par le fait que leurs structures restentferritique dans tout l'intervalle de température, c'est-à-dire qu'ils ne subissent pas detransformation $\alpha \leftrightarrow \gamma$, ils sont magnétiques; insensibles à la trempe; sensibles au grossissement des grains à chaud.[4]

Aujourd'hui, pratiquement la teneur en Cr dans les aciers ferritiques est comprise entre13 et 30% et le carbone est inférieur à 0.10%, Ils ne contiennent pas de nickel. On leurs additionnent ceux qui stabilisent la Ferrite comme par exemple le Mo pour l'amélioration de larésistance à la corrosion. Pour augmenter leurs résistances à la corrosion les aciers inoxydablesferritiques sont élaborés avec des teneurs en C et N extrêmement basses.[5]

Selon leur teneur en chrome les aciers inoxydables ferritiques sont divisés en troisgroupes :

Tableau I.1. : Classification des aciers inoxydables ferritiques[1]

Groupe	*Teneur en chrome (%en masse)*	*Teneur en carbone (%en masse)*	*Autre éléments (dont stabilisants)*
1	**10,5 à 13**	**≤0,080**	**Stabilisant : Ti**
2	**16 à 18**	**≤0,080**	**Stabilisant : Ti, Nb, Zr, V Résistance a la corrosion : Mo**
3	**>20**	**≤0,020**	**Stabilisant : Ti, Nb Résistance a la corrosion : Mo**

a. Propriétés mécaniques :

Tableau 1.2 Principales propriétés mécaniques des aciers ferritiques[1]

Structure	*Limite d'élasticité Rp0.2 (N/mm2)*	*Résistance à la rupture Rm (N/mm2)*	*Allongement à la rupture A(%)*
Ferritiques	**370**	**500**	**26**

b. Propriétés physiques :

Tableau 1.3 Principales propriétés physiques des aciers ferritiuqes[1]

Masse volumique	*Module de Young* (N/mm^2)	*Coefficient de dilatation linéaire entre 20et 200°C* (*en* $10^{-6}K^{-1}$)	*Capacité thermique massique* ($j.Kg^{-1}.K^{-1}$)	*Résistivité électrique à 20°C* (*µ.Ω..m*)
7,7	**220000**	**10**	**460**	**0,6**

I.2.2. Les aciers inoxydables martensitiques :

Ils contiennent prés de 13% Cr ayant une teneur en carbone suffisante(>0.08) pour êtreentièrement austénitiques. Le comportement des aciers inoxydables martensitiques sont comparable à celui des aciers de traitements thermiques classiques. Ils pocédent une excellente trempabilité.

La vitesse de refroidissement critique martensitique correspondà un refroidissement à l'air.

Ils sont magnétiques; sensibles à la trempe et au revenu comme les aciers pourtraitement thermique; fragiles au-dessous de 400°C; mise en œuvre difficile.[6]

Les aciers martensitiques au chrome se différencient de tous les autres groupes d'aciers inoxydables par leurs hautes duretés et leurs valeurs derésistance mécanique élevées, dépendent fortement de l'état structural obtenu après traitementthermique et varient dans une large mesure. [7]

Suivant la composition chimique les aciers inoxydables martensitiques sont divisés en quatregroupes :

Tableau 1.4 *Classification des aciers inoxydables martensitiques*.[1]

Groupe	Composition chimique (% en masse)			
	Carbone	Chrome	Nickel	Molybdène
1	≤0,15	11,5 à 13,5	≤1,0	≤0,60
2	0,15 à 0,50	12,0 à 14,5	≤1,0	≤0,8
3	0,6 à 1,20	14,0 à 18,0	≤1,0	≤0,80
4	≤0,22	12,0 à 18,0	1,5 à 6,0	≤1,5

a. Propriétés mécaniques :

Tableau 1.5 *Principales propriétés mécaniques des aciers martensitiques.*[1]

Nuance	A l'état	Limite d'élasticité(MPa)	Charge à la rupture (MPa)	Ductilité (%)
Aciers inoxydables martensitiques	**Recuit**	**$Rp_{0.2}$>280**	**450<Rm<800**	**A(%) >12**
	Trempé	**$Rp_{0.2}$>850**	**950<Rm<2000**	**A(%) >5**

b. Propriétés physiques :

Tableau 1.6 *Principales propriétés physiques des aciers martensitiques.*[1]

Masse volumique	*Module de Young* (N/mm^2)	*Coefficient de dilatation linéaire entre 20et 200°C (en* $10^{-6}K^{-1}$*)*	*Capacité thermique massique* $(j.Kg^{-1}.K^{-1})$	*Résistivité électrique à 20°C (μ.Ω..m)*
7,7	**215000**	**10,5**	**460**	**0,55**

I.2.3. Les aciers inoxydables austéno-ferritiques (duplex) :

Ces aciers sontconstitués par un mélange des grains de férriteet des grains d'austénitedans sa structure à la température ambiante. Pour obtenir les aciersausténitiques, nous avons refroidi une composition du domaine austénitique à 1 100 ˚C.

Supposons que l'on fasse la même opération à partir du domaine biphasé α-γ pour descompositions du même ordre. La phase γ reste métastable pour les mêmes raisons, la phase αest inchangée. On obtient donc une structure mixte (α + γ) métastable identique à celle àl'équilibre aux hautes températures. Les nuances austénoferritiquesdéveloppées industriellement sont équilibrées pour contenir entre 40 et 60 % de ferrite. [4]

I.2.4.Les aciers inoxydables austénitiques :

I.2.4.1. Introduction :

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

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

La structure du réseau cristallin de ces aciers permet d'obtenir des alliages présentant unefaible susceptibilité magnétique, malgré la proportion en éléments ferromagnétiques. Lateneur en carbone est inférieure à 0,12%.

Ces aciers sont ductiles, résistants aux chocs. A partir de 20% de nickel, on obtient uneaugmentation de la résistance à la corrosion sous tension. Leur résistance à la corrosion estexcellente même à de haute température.

Ces aciers sont utilisés dans les industries chimiques, alimentaires, pharmaceutiques,automobiles et papetières. La nuance la plus connue est le 18/8 (ou 304) utilisé dans laplupart des applications alimentaires. Pour des applications plus nobles, on a généralementrecours au 316L dopé à l’azote**.**

L'austénite, phase hors d'équilibre à l'ambiante peut se transformer au cours du temps enmartensite par des sollicitations mécaniques. Les nuances qui subissent ce phénomène sontconnues sous le nom "aciers maraging" (transformation en martensite par vieillissement).[8]

a. Propriétés mécaniques :

Tableau 1.7 *Principales propriétés mécaniques des aciers austénitiques.*[1]

Structure	*Limite d’élasticité Rp0.2 (N/mm2)*	*Résistance à la rupture Rm (N/mm2)*	*Allongement à la rupture A(%)*
Austénitiques	**270**	**620**	**56**

b. Propriétés physiques :

Tableau 1.8 *Principales propriétés physiques des aciers austénitiques.*[1]

Masse volumique	*Module de Young* (N/mm^2)	*Coefficient de dilatation linéaire entre 20et 200°C (en* $10^{-6}K^{-1}$)	*Capacité thermique massique* $(j.Kg^{-1}.K^{-1})$	*Résistivité électrique à 20°C (µ.Ω..m)*
7,9	**220000**	**16,0**	**500**	**0,73**

I.2.4.2. Principaux types des aciers inoxydables austénitiques :

La classification générale suivante des aciers inoxydables austénitiques peut être proposée :

1. Les nuances de base du type 18-10 contenant 0,02 à 0,15% de carbone, plus ou moinssujettes à la sensibilisation à la corrosion inter granulaire selon leur teneur en carbone.
2. Les nuances dites stabilisées vis-à-vis de la sensibilité à la corrosion inter granulairepar des additions de titane ou de niobium.
3. Les nuances à basse teneur en nickel pour favoriser le durcissement par écrouissage.
4. Les nuances à haute teneur en nickel pour accroître l'aptitude à l'emboutissageprofond et pour les applications cryogéniques.
5. Les nuances à résistance mécanique accrue par addition de l'azote ;

- Les nuances où le manganèse est substitué en partie au nickel ;
- Les nuances à résistance à la corrosion générale améliorée par addition demolybdène et par fois de cuivre ;
- Les nuances plus résistantes à l'oxydation à chaud grâce à une addition de N,Mo, W, V, Ti, Nb et B ;
- Les nuances pour électrodes de soudage ;
- Les nuances à usinabilité améliorée par addition de soufre, de sélénium, decuivre,.....

I.2.4.3. Les aciers inoxydables austénitiques au nickel :

Le gros de la productionde ces aciers sert à fabriquer des produits dits plats. Quatrequalités principales sont exigées :

1. pas de formation de martensite à basse température même sous contrainte ;
2. une tenue mécaniqueélevée ;
3. pas de formation de phase fragilisant dans les conditions d'utilisation ;
4. pas de sensibilité à la corrosion localisée. Le choix de composition est dirigésuivant la priorité donnée à l'un des objectifs.

Ces aciers sont inoxydablesgrâceàleur teneur en chrome.

Pour optimiser ces aciers il suffit d`équilibrer l'effet alpha gène du chrome avec le nickel.

Le rapport Cr/Ni est tellement un paramètre essentiel que ces aciers sont souvent désignéspar ce rapport, par exemple 18/8 pour les nuances 302 ou 304, 25/20 pour la nuance 310. Lanuance 310 représente un acier réfractaire dont la teneur en chrome est à la limite maximaletolérable pour éviter la phase σ. [9]

Le tableau I.9 donne quelques exemples de nuancesd'aciers austénitiques.[1]

Nuances d'aciers austénitiques	EN	AISI/UNS	Remarques
X12CrNi18-8	1,4300	302	
X8CrNiS18-9	1,4305	303	S=0,3
X2CrNi18-9	1,4307	304L	
X8CrNi25-21	1,4845	310	
X1NiCrMo25-20-5	1,4539	904L	Ni>Cr
X2CrNiMoN18-14-3	1,4439	317LNM	
X2CrNiMo17-12-2	1,4404	316L	
X6CrNiTi18-10	1,4541	321	
X6CrNiNb18-10	1,4550	347	
X12CrMnNi18-7-5	1,4372	201	
X12CrMnNi18-9-5	1,4373	202	

I.2.4.4.Rôles des éléments d'addition :

1- **Le chrome**, élément de base de tous les aciers inoxydables, augmente la résistance à la corrosion (sauf en milieu sulfurique) et la résistance à l'oxydation à chaud.
2- **Le nickel**, grâce à son rôle gammagène, stabilise l'austénite aussi bien à température ambiante qu'aux températures très basses. Il favorise ainsi la mise en œuvre par déformation plastique.
3- **Le manganèse**, bien que classé comme élément gammagène, devient alphagène aux teneurs supérieures à 7 %, renforçant ainsi la résistance à la fissuration à chaud lors de solidifications rapides (telles que celles rencontrées dans des opérations de soudage).
4- **Le carbone**, élément fortement gammagène, contribue à stabiliser l'austénite lors dedéformations à froid. Par contre, il peut provoquer la formation de carbures de chrome Cr_{23} C_6intergranulaires qui diminuent la résistance à la corrosion intergranulaire.
5- **L'azote**, puissant élément gammagène, contribue également à stabiliser l'austénite. Associé à une basse teneur en carbone, l'azote permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion intergranulaire.
6- **Le silicium**, autre élément alphagène, améliore les propriétés d'emploi à haute température mais diminue la résistance à la fissuration lors du soudage.

I.2.4.5. Utilisation des aciers inoxydables :

Les aciers inoxydables sont utilise dans des domaines nombreuses et variées.

Pratiquement tous les domaines industriels et grands publics les utilisent.

Les deux raisons principales en sont :

- Des propriétés très variées, qu'il s'agisse d'abord de résistance à la corrosion, mais aussi des caractéristiques mécaniques, de mise en œuvre, etc.
- L'existence de toutes les formes de produits : produits plats minces et épais, produits longs, fils, produits forgés et moulés, tubes, tôles plaquées, soudure, etc.

Les aciers austénitiques représentent le gros de la production d'aciers inoxydables de 70 à 80 %.

Contrairement à d'autres produits sidérurgiques, ils se développent car ils connaissent de nouvelles utilisations dans plusieurs domaines : automobile, centrales nucléaires,alimentaire, ménager et plates-formes pétrolières. [4,9]

I.2.4.6.Application liés aux propriétés utilisées :

On peut, classer les utilisations des aciers inoxydables enfonction de la propriété principale utilisée. Dans ce cadre, cette propriété principale peutêtre, soit une caractéristique de corrosion, soit une caractéristique liée à la structure, cubique face centrée, des nuances austénitiques.[4]

I.2.4.7.Applications particulières liées à la structure austénitique :

La structure CFC des nuances austénitiques leur confère des propriétés trèsparticulières en plus de leur résistance à la corrosion.[4]

Applications : chaudronnerie lourde, industrie chimique, pétrochimie, industrie pétrolière, Industrie nucléaire, retraitement des combustibles, énergie, gaz liquéfiés (cryogénie),appareillage scientifique, électronique.

Cryogénie

Sous réserve d'équilibrer convenablement leur composition, la phase austénitiquetrès ductile peut être maintenue à très basse température, pratiquement à proximité de 0K.

Parallèlement d'ailleurs, les caractéristiques de résistance augmentent. Ces aciers vont donctrouver des applications intéressantes en cryogénie, qu'il s'agisse de réservoirs, canalisationsou appareils divers.

A magnétisme

Sous réserve d'équilibrer leur composition pour éviter la présence de phase α, àl'inverse de la plupart des autres aciers, ces produits sont amagnétiques. Cela explique desapplications très diverses, en particulier pour de nombreux appareils scientifiques.

Fluage

Nous avons indiqué ci-dessus le bon comportement au fluage des austénites et enparticulier celles avec addition de molybdène. Elles trouveront donc de nombreusesapplications en fluage en général, jusqu'à des températures de 750 à 800 °C.

Nucléaire

Sous l'effet des rayonnements neutroniques, tous les métaux, les aciers en particulier,subissent un phénomène de fragilisation inévitable. Sans entrer dans le détail, oncomprendra que la première solution consiste à utiliser un matériau ayant au départ laductilité la plus élevée possible. Cela explique que les nuances austénitiques, avec ou sansmolybdène, soient quasi exclusivement utilisées pour toutes les structures internes desréacteurs nucléaires.

I.3. Les Aciers à effet TRIP :

Les aciers TRIP sont des aciers qui développent un comportement mécaniqueparticulier.

Ils se différencient par un compromis résistance / ductilité particulièrement élevé qui résulte de leur microstructure. Ils sont ainsi très bien adaptés pour des pièces de structure et de renfort de formes complexes. Cette microstructure, composée d'une matrice ferritique ductile dans laquelle se trouvent des îlots de phase bainitique dure et d'austénite résiduelle, permet d'obtenir des allongements plus importants du fait de la transformation de l'austénite en martensite sous l'effet de la déformation plastique (effet TRIP : "TRansformationInducedPlasticity"). Cet effet TRIP confère à ces aciers un excellent compromis entre résistance et ductilité.

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

La capacité de consolidation de cet acier est considérable ; lui assurant une bonne aptitude à la répartition des déformations et par conséquence une bonne emboutissabilité. Cette consolidation conduit également à l'obtention de caractéristiques mécaniques sur pièces, notamment la limite d'élasticité, beaucoup plus élevées que sur le métal à plat.

Ce fort potentiel de consolidation et une haute résistance mécanique lui confèrent une excellente capacité d'absorption d'énergie.

La particularité des aciers TRIP réside principalement dans le fait qu'ils contiennent del'austénite résiduelle à température ambiante. Il est nécessaire que cette quantité soitsuffisante pour avoir un impact sur les propriétés finales de l'acier. Cependant, il est avant tout nécessaire que les propriétés de cette austénite résiduelle soient adaptées à la fonction requise. Aussi, dans le cas des aciers TRIP, celle-ci doit présenter une stabilité suffisante afin que la transformation en martensite ne se fasse que pour une sollicitation mécanique non négligeable. Pour ce faire, le taux de C contenu dans l'austénite résiduelle finale doit être suffisamment élevé. [10]

I.4. Métallurgie des aciers TRIP :

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

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

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

Comme des teneurs en carbone de l'ordre de 0.15% sont courantes dans les aciers Dual Phase, l'idée était d'essayer d'utiliser ce carbone pour stabiliser l'austénite à la température ambiante. Aussi, cette stabilisation doit se faire après le recuit inter-critique. A travers la transformation bainitique et ses mécanismes intrinsèques qui permettent à priori d'obtenir une austénite sursaturée en carbone, le développement des aciers TRIP faiblement alliées et qui contiennent de l'austénite résiduelle à la température ambiante est envisageable.[11]

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). Les industriels s'intéressent en particulier à l'effet TRIP des aciers faiblement alliés multiphasés pour leurs caractéristiques mécaniques remarquables.

Remarque :

Dans cette étude, l'acier étudiés appartientà la catégorie : aciersinoxydables de type AISI 304L, entièrement austénitique à température ambiante.

L'acier inoxydable austénitique 304L :

La composition chimique et les propriétés mécaniques de cette nuance selon ASTMsont données respectivement dans les tableaux II.10 et II.11.

Tableau I.10*La composition chimique du 304L* [1]

	C	*Si*	*Mn*	*Ni*	*Cr*	*Mo*	*Ti*	*N*	*S*	*P*
%mini	-	-	-	8,00	18,00	-	-	-	-	-
%maxi	0,03	0,75	2,00	10,50	19,50	-	-	0,100	0,015	0,045

Tableau I.11. *Les propriétés mécaniques du 304L à température ambiante* [1]

	Limite d'élasticité		*Résistance à la traction*	*Allongement après rupture*		*Dureté*
	Rp 0 ,2%	Rp 1%	Rm	A5	50mm	HRB
mini	210	250	520	45	45	-
maxi	-	-	700	-	-	92

Le diagramme fer-carbone simplifie ci-dessous montre le domaine d'existence des aciers à effet TRIP.

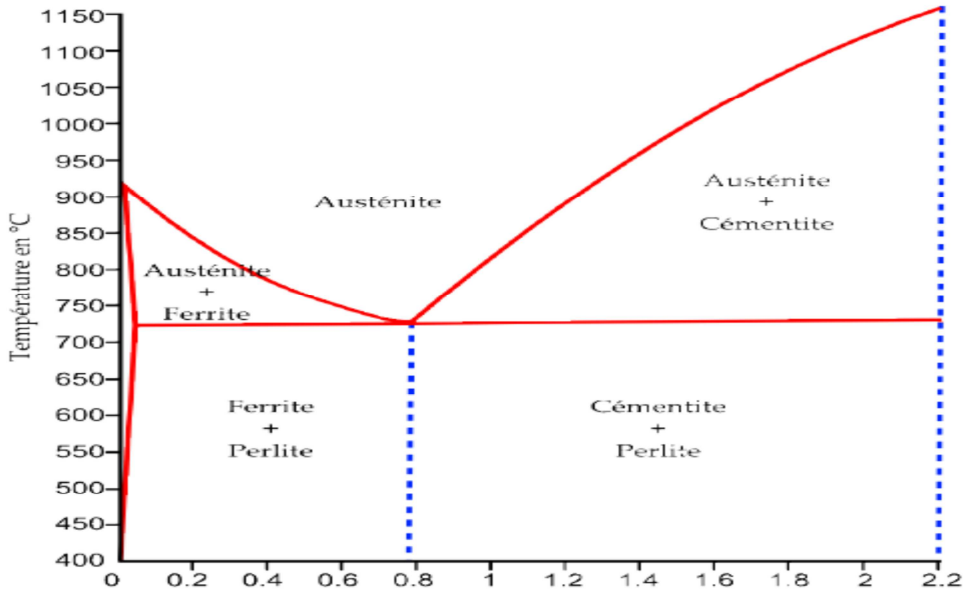


Figure .I.1. Diagramme simplifié Fer-C

I.4.1.Transformtion bainitique :

La **bainite** est le nom d'une microstructure de l'acier découverte en 1930 par E. S. Davenport et Edgar Bain lors de leurs études de la décomposition isotherme de l'austénite.

Ce constituant se présente sous la forme d'un agrégat aciculaires (ou lattes) de ferrite et de particules de cémentite et d'austénite résiduelle. Il se forme dans l'intervalle de température allant de 350 a 350°C la ou ni la perlite ni lamartensite ne se forment. C'est un constituant qui présente les mêmes phases que la perlite (la ferrite et la cémentite), mais possède une structure particulièrement fine, souvent en aiguilles, ce qui lui confère de bonnes propriétés mécaniques. La bainite est dure ce qui la rend très difficile à usiner.

Les avis diverge en ce qui concerne les mécanismes desa formation d'un coté il ya la théorie de la diffusion postulant la diffusion et la redistribution des atomes de carbone aux interfaces considère cette transformation comme une décomposition eutectoide de l'austénite durant laquelle les grains de ferrite et de cémentite croissent a une certaine vitesse par mouvement d'interface. De l'autre la théorie displaciveconsidéré que comme la transformation martensitique au moment de la transformation la bainite formé a la même composition que l'austénite.

Dans les aciers TRIP la transformation bainitique se fait comme suite une latte germe aux joints de grains de l'austénite et croit a l'intérieur de ce grain jusqu'à se que un empilement de dislocations a l'interface austénite/ferrite ou une déformation plastique de l'austénite la bloque. Apres la formation de la latte,le carbone en excès peu diffuser dans l'austénite non transformée ou si l'austénite est sursaturée, précipiter pour former de la cémentite .la réaction continue avec une autre latte qui forme au l'extrémité de celle formé auparavant et la réaction continue par des successions de germinations et de croissance de nouvelles sous structures.

Il a été prouvé que pendant la transformation bainitique seul le carbone est redistribué et pas les autres éléments d'addition.[12]

La figure montre la formation d'un paquet bainitique.

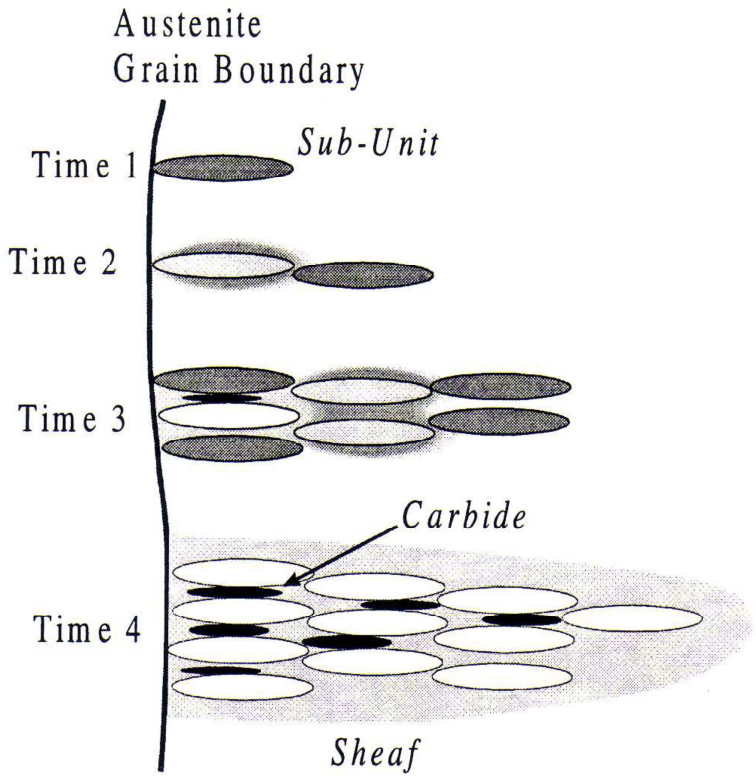


Figure .I.2. Formation de bainitique

Il existe deux types de baintite la bainitesupérieur et la bainite inferieur et il est facile de faire la différence entre les deuxgrâceà la comparaison entre le temps nécessaire pour décarburer la bainite avec celui nécessaire à la précipitation de la cémentite.

- A de haute température la bainitesupérieur se forme grâceà la redistribution rapide du carbone et à la précipitation de la cémentite entre les lattes de bainite et/ou à l'interfaceferrite/austénite.
- A basse température la bainite inférieur se forme grâcea la non possibilité au carbone de se redistribué sur une telle distance ce qui conduit a la précipitation des carbures a l'intérieur des lattes de bainite et a la précipitation de la cémentite entre les lattes bainitiques et/ou a l'interface ferrite/austénite.

La figure si dessous montre la formation de la bainitesupérieur et la bainite inferieur.

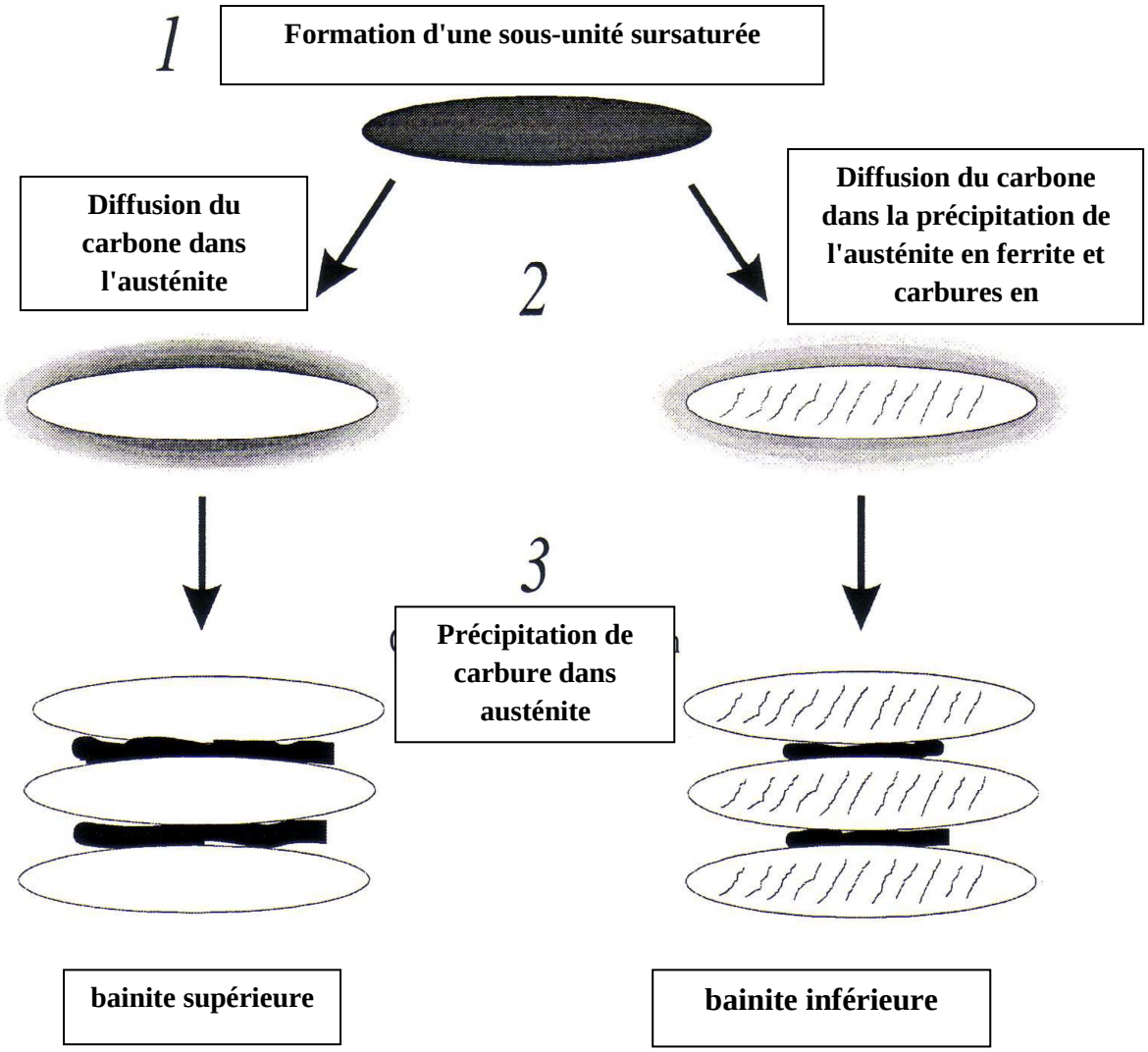


Figure .I.3. Formation de bainitique supérieur et inférieur

I.4.1.1.Bainite supérieure :

La bainite supérieure est une microstructure constituée de fines plaquettes de ferrite, chacune ayant environ 0.2 micromètres d'épaisseur et 10 de long. Ces plaquettes croissent en paquets appelés lames. Dans chacune des lames, les plaquettes sont parallèles et de même orientation cristallographique, chacune ayant un plan d'habitat bien défini. Les plaquettes individuelles constituant une lame sont souvent appelées sous-unités de bainite. Elles sont souvent séparées par des joints de grain à faible désorientation, ou par des particules de cémentites.

La bainite supérieure se forme en plusieurs étapes distinctes, commençant par la nucléation de plaquettes de ferrite aux joints de grain de l'austénite. La croissance de chaque plaquette s'accompagne d'une déformation de la région transformée, qui est souvent décrite par une déformation en cisaillement pur, identique à celle observée dans la martensite. Cependant, la croissance de la bainite se fait à des températures relativement hautes par rapport au domaine de transformation martensitique. La limite d'élasticité de l'austénite diminuant avec une température croissante, celle-ci ne peut accommoder élastiquement les importantes déformations. L'accommodation se fait par déformation plastique de l'austénite adjacente. Il en résulte une augmentation locale de la densité de dislocations, donc un phénomène de consolidation qui finit par bloquer le mouvement de l'interface. Cette déformation plastique localisée arrête la croissance des plaquettes de ferrite, de telle sorte que chaque sous-unité atteint une taille limite, largement inférieure à la taille de grain de l'austénite.

Il a été souligné précédemment que la bainite supérieure se forme en deux étapes distinctes, la première étant la formation de ferrite bainitique dans laquelle le carbone a une très basse limite de solubilité (< 0.02 wt. %). La croissance de la ferrite enrichit l'austénite résiduelle en carbone. Il est possible que de la cémentite précipite dans les couches d'austénite entre les plaquettes (sous-unités). La quantité de cémentite dépend de la concentration en carbone de l'alliage. Une haute teneur en carbone conduit à une microstructure dans laquelle les plaquettes de ferrite sont séparées par des couches de cémentite. Si la teneur en carbone est faible, on aura une répartition de petites particules.

Les particules de cémentite et l'austénite dont elles proviennent ont une relation d'orientation dite de "Pitsch":

$$[0\ 0\ 1]_{Fe3C} \parallel [-2\ \ 2\ \ 5]_{gamma}$$

$[1\ 0\ 0]_{Fe3C}\ \|\ [5\ -5\ \ 4]_{gamma}$

$[0\ 1\ 0]_{Fe3C}\ \|\ [-1\ -1\ \ 0]_{gamma}$

I.4.1.2.Bainite inférieure :

La bainite inférieure présente une microstructure et des caractéristiques cristallographiques très proches de celles de la bainite supérieure. La principale différence étant que les particules de cémentite précipitent dans les plaques de ferrite. Il y a, de ce fait, deux types de précipités, ceux qui se forment dans l'austénite enrichie en carbone qui sépare les plaquettes de bainite, et ceux qui se forment dans la ferrite sursaturée. Ces derniers présentent la même relation d'orientation que les précipités qui se forment durant les traitements de revenu de la martensite, connue sous le nom de relation d'orientation de Bagaryatski:

$[0\ 0\ 1]_{Fe3C}\ \|\ [-1\ \ 0\ \ \ 1]_{alpha}$

$[1\ 0\ 0]_{Fe3C}\ \|\ [1\ \ 1\ \ \ 1]_{alpha}$

$[0\ 1\ 0]_{Fe3C}\ \|\ [-1\ \ 2\ \ -1]_{alpha}$

Dans la bainite inférieure, par opposition à la martensite tempérée, les particules de cémentite précipitent souvent avec la même variante de la relation d'orientation. De telle sorte qu'elles forment des réseaux parallèles à environ 60 ° de l'axe de la plaquette de bainite. Dans la martensite revenue, les carbures ont tendance à précipiter dans des réseaux de Widmanstatten. Le mode de précipitation particulier à la bainite inférieure pourrait être du au fait que les précipités germent à l'interface ferrite/austénite, adoptant de ce fait une orientation qui satisfait au mieux les relations avec la ferrite et l'austénite.

Une autre explication envisageable est que la précipitation des carbures est influencée par les contraintes associées à la croissance displacive des plaquettes de ferrite. Cet effet devrait être moins marqué lors des traitements de revenu de la martensite car la force motrice pour la précipitation est plus grande.

Les carbures présents dans la bainite inférieure sont extrêmement fins, faisant juste quelques nanomètres d'épaisseur et environ 500 de long. Comme ils précipitent dans la ferrite,

la quantité de carbone rejetée dans l'austénite résiduelle est moins importante. Ceci induit une précipitation plus fine et moins importante entre les plaques de ferrite, en comparaison avec la microstructure de la bainite supérieure. En conséquence, labainite inférieure présente une meilleure résilience que la bainite supérieure, ceci avec une plus haute limite d'élasticité. Les épais précipités de cémentite présents dans le bainite supérieure sont des lieux privilégiés d'apparition pour les fissures ou une rupture par clivage.

I.4.2. Elaboration des aciers TRIP :

Le développement de nouveaux aciers TRIP est le résultat des phénomènes décrits ci-dessus : comme les aciers Dual Phase ils ont une structure muliphasée, et, tout comme les aciers inoxydables instables, ils ont la possibilité de produire un effet TRIP lors des sollicitations mécaniques, mais, dans les aciers, l'austénite résiduelle est retenue grâce à la transformation bainitique.

Afin d'obtenir une structure multiphasée contenant de l'austénite résiduelle, le cycle thermique utilisé pour les aciers Dual Phase est légèrement modifié par introduction d'un palier de maintien isotherme dans la région bainitique. **Les figures I.4(a) et I.4(b)**illustrent les cycles thermiques correspondant aux aciers DP et aciers TRIP laminés à froid respectivement. (Dans le cas des aciers TRIP laminé à chaud, la phase de recuit inter-critique est absente).

Il existe deux principales voies d'élaboration : les aciers TRIP laminés à chaud et ceux laminés à froid. [11]

I.4.2.1. Laminage à chaud :

Après austénitisation, passage de dégrossissage et de finition dans les laminoirs, la microstructure et les propriétés finales sont obtenues par un refroidissement contrôlé.

Le refroidissement pour l'obtention d'une microstructure TRIP est plus lent que pour l'obtention d'une microstructure DP, dû au fait que les éléments d'alliage et la teneur en carbone décalent les domaines d'existence des phases. Le bobinage est effectué dans le domaine de température bainitique (~500°C). Lors du refroidissement à température ambiante, l'austénite résiduelle ne se transforme pas en martensite, car elle s'est enrichie en carbone lors de la formation de ferrite et de bainite. Ce processus a abaissé la température Ms en dessous de la température ambiante.[13]

I.4.2.2. Laminage à froid :

Suivant la température de bobinage précédent le laminage à froid, la microstructure avant laminage varie entre ferrite, perlite lamellaire et ferrite en aiguilles, bainite granulaire. Le laminage à froid a pour effet d'affiner la microstructure et de durcir le matériau. Par la suite, l'acier subit un recuit continu en deux étages.

Le survieillissementbainitique est indispensable pour garder une certaine fraction volumique d'austénite métastable à température ambiante. Il a pour effet de rejeter le carbone de la ferrite bainitique vers l'austénite et ainsi de décaler la température de début de transformation Ms en dessous la température ambiante. Suivant les paramètres d'élaboration, il peut exister de la martensite en fin de refroidissement. En général, la microstructure finale d'un acier TRIP est composée dequatre phases : la ferrite, la bainite, la martensite et l'austénite instable, dont les proportions sont conditionnées par le contrôle des paramètres du procédé d'élaboration.[13]

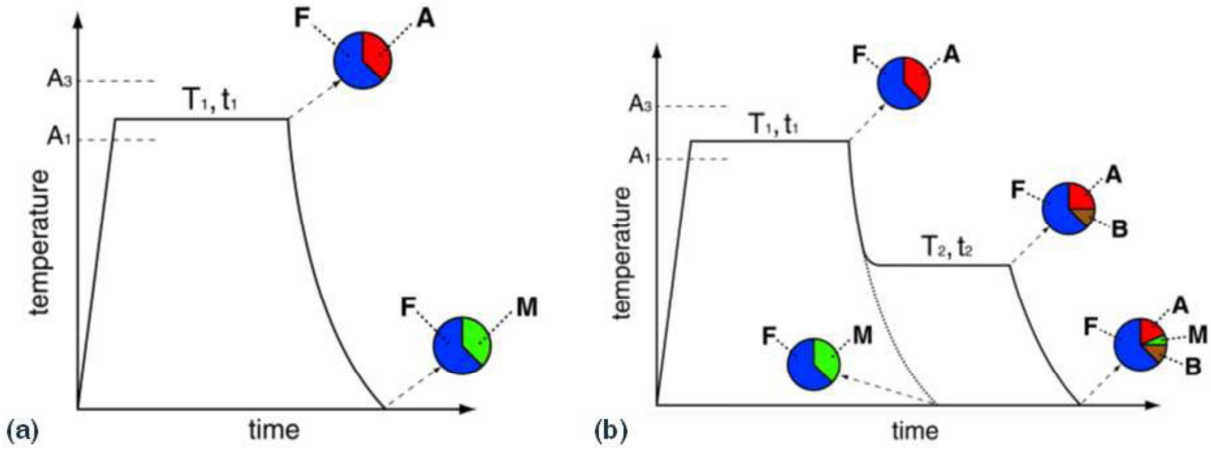


Figure.I.4. cycles thermiques et microstructures[11]

a- Cas des aciers Dual Phase

b- Cas des aciers TRIP

F: ferrite;

A: austenite;

B: bainite;

M: martensite.

Durent le recuit intercritique entre A_3et A_1,a cause de la faible solubilité du carbone dans la ferrite et sa faible tenu dans l'alliage, le carbone et le manganèse se concentrent dans l'austénite. A cette température, la microstructure est formée d'austénite et de ferrite.

Quand la dureté de la matrice, contrôlée par la taille de grain de la phase ferritique,atteint le niveau souhaité, l'acier est rapidement refroidi a environ 450°Càune vitesse qui empêche la

formation de la perlite. La transformation bainitique a ensuite lieu. En présence du silicium et comme la formation de la cémentite est inhibée, le carbone se concentre dans l'austénite non transformée.La températureMs chute en dessous de la température ambiante; une microstructure ou la bainite et l'austénitecoexiste aux joints de grain de la ferrite est ainsi obtenue.

La figure I.3 montre la microstructure correspondant aux différenteétapes du thermique de la figure I.2.b :

(1) α et γ pendant le recuit intercritique ;
(2) α et γ pendant début de la décomposition de l'austénite et germination de la ferrite aux joints de grains et en particulier au point triples pendant le refroidissement a 10-50°C.s^{-1}
(3) α,α_b etγ_r pendan et apres le maintien isottherme dans une plage de temperature de 350 a 500 °C.

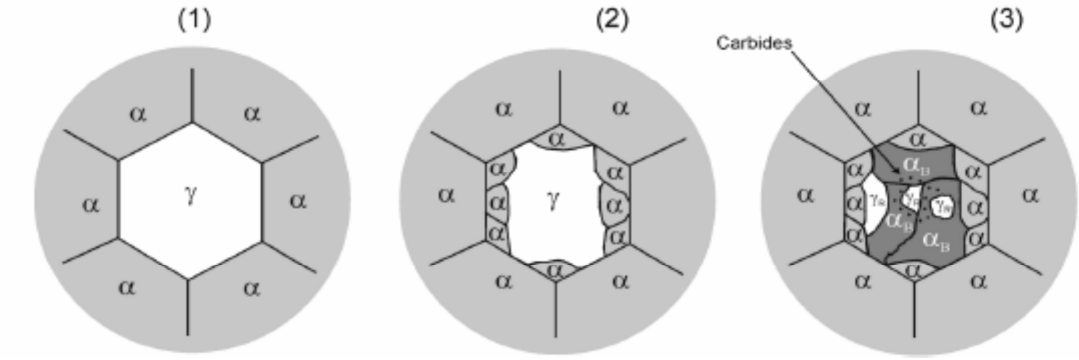


Figure .I.5.Développement de la microstructure TRIP au cours du refroidissement continue.

I.4.3.Rôle de l'austénite résiduelle :

L'excellente propriété mécaniques des aciers Dual Phase et des TRIP leurs provient de leurs microstructure multiphasée. Pour le Dual Phase sa provient plutôt de l'interaction entre une phase dure (la martensite) et une phase molle (la matrice ferritique). Et en ce qui concerne les aciers TRIP la transformation induite par la déformation mécanique de l'austénite résiduelle en martensite (effet TRIP) couplée à leur microstructuremultiphasée sont le facteur responsable de leurs propriétés mécaniques.

Par rapport aux autres phases (martensite ou ferrite) le rôle de l'austéniterésiduelle et sont influence sur les propriétés mécaniques est faible cependant les études de sachdev et goel et al on prouvée que sous condition que l'austénite soit suffisamment stable son influence devient

positive sur les comportements mécaniquea travers un faible effet TRIP. Ils ont démontré qu'une plus grande stabilité de l'austéniterésiduelle produit de meilleures propriétés mécaniques.

La figure I.6 montre qu'une austénite instable n'aque peu d'influence sur le comportement tandis qu'une austénite plus stable conduit à l'augmentation du coefficient d'écrouissage pendant la déformation plastique et l'amélioration des propriétés mécaniques.

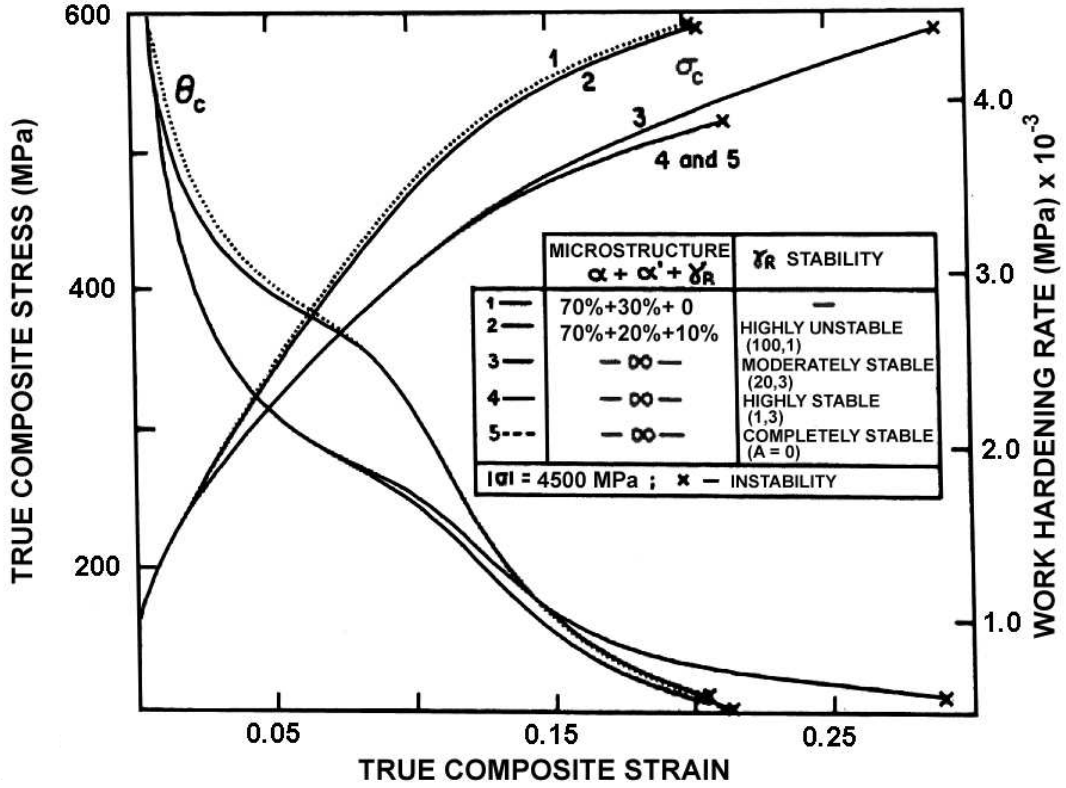


Figure I.6.contrainte $\sigma_c$et taux d'écrouissage $\tau_c$en fonction de la déformation pour un acier DP avec 70 %de ferrite ,20 %de martensite et 10% d'austénite résiduelle avec différente stabilités

Les effets bénéfiques des aciers TRIP (résistance-ductilité) dépendent essentiellement de la résistance que présente l'austénite résiduelle à la transformation martensitique. La stabilité mécanique de l'austénite résiduelle caractérise la faculté qu'aura cette phase à se transformer en martensite lors d'un chargement thermomécanique.

I.4.3.1. Influence de la composition chimique sur la stabilité mécanique de l'austénite résiduelle:

La stabilité de l'austénite peut être d'abord caractérisée par la température$\mathbf{M_S}$. $\mathbf{M_s}$est la température de début de transformation au cours d'un refroidissement à contrainte nulle.

On abaisse$\mathbf{M_s}$en enrichissant l'austénite en éléments stabilisateurs comme le manganèse et le carbone. Dans le cas des aciers partiellement austénitiques, l'ajout de silicium inhibe la formation de cémentite, ce qui permet à l'austénite de conserver un taux de carbone important. La formation de ferrite qui rejette le carbone vers l'austénite permet également l'enrichissement en carbone. En effet, le carbone est très peu soluble dans la ferrite.[13,14]

L'ajout de la plupart des éléments d'alliage entraîne une chute de$\mathbf{M_s}$, comme le montrent les formules empiriques reliantM_s à la composition chimique :

$$\mathbf{M_s}(°\mathbf{C}) = \mathbf{512} - \mathbf{453}\%\mathbf{C} - \mathbf{16.9}\%\mathbf{Ni} - \mathbf{9.5}\%\mathbf{Mo} + \mathbf{217}(\%\mathbf{C})^2 - \mathbf{71.5}(\%\mathbf{C})(\%\mathbf{Mn}) + \mathbf{15}\%\mathbf{Cr} - \mathbf{67.6}(\%\mathbf{C})(\%\mathbf{Cr}) + \mathbf{10}\%\mathbf{Co} - \mathbf{7.5}\%\mathbf{Si} \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\mathbf{1}$$

$$\mathbf{M_s}(°\mathbf{C}) = \mathbf{497} - \mathbf{810}\%\mathbf{C}\mathbf{1230}\%\mathbf{N} - \mathbf{13}\%\mathbf{Mn} - \mathbf{30}\%\mathbf{Ni} - \mathbf{12}\%\mathbf{Cr} - \mathbf{54}\%\mathbf{Cu} - \mathbf{46}\%\mathbf{Mo} \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\mathbf{2}$$

$$\mathbf{M_s}(°\mathbf{C}) = \mathbf{545.8} * \mathbf{exp}(-\mathbf{1.362}\%\mathbf{C}) - \mathbf{30.4}\%\mathbf{Mn} - \mathbf{17.7}\%\mathbf{Ni} - \mathbf{12.1}\%\mathbf{Cr} - \mathbf{11}\%\mathbf{Si} \ldots\mathbf{3}$$

Pickering propose la relation qui détermine$\mathbf{M_{d30}}$, la température à laquelle 50% de martensite apparaît sous une déformation plastique de 30% :

$$\mathbf{M_s}(°\mathbf{C}) = \mathbf{502} - \mathbf{462}(\%\mathbf{C} - \%\mathbf{N}) - \mathbf{9.2}\%\mathbf{Si} - \mathbf{8.1}\%\mathbf{Mn} - \mathbf{20}\%\mathbf{Ni} - \mathbf{13.7}\%\mathbf{Cr} - \mathbf{18..4}$$

La stabilité de l'austénite par rapport à la transformation martensitique peut être caractérisée par un indice de stabilité Δ qui est fonction des éléments d'addition : [7]

$$\Delta = \mathbf{Ni} + \mathbf{0.5Mn} + \mathbf{35C} - \mathbf{0.0833}(\mathbf{Cr} + \mathbf{1.5Mo} - \mathbf{20})^2 - \mathbf{15} \ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\ldots\mathbf{5}$$

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

I.4.3.2.Influence de la taille de grain sur la stabilité mécanique de l'austénite résiduelle :

La grosseur du grain de l'austénite joue également un rôlesur la stabilité tout comme les éléments d'addition, qu'ils soient alphagènes (éléments déstabilisateurs) ou gammagènes : à analyse donnée et déformation donnée, un acier à grains fins formera moins de martensite qu'un acier à gros grains. [13]

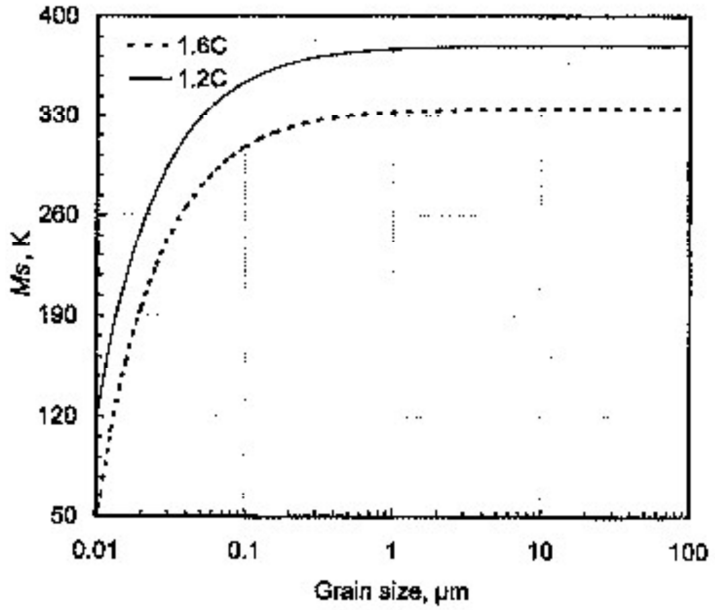


Figure.I.7. Evolution de *Ms* en fonction de la taille de grain[13]

I.5.Transformation Martensitique dans les aciers TRIP :

La formation de martensite **α'** dans les aciers inoxydables de structure austénitique métastable peut être induite par trempe à basse température comme par déformation plastique. Il a été bien établi que le taux de martensite induit par déformation est une fonction dépendant essentiellement de trois variables, à savoir la déformation plastique ($\boldsymbol{\varepsilon_p}$), la température de l'essai (**T**) et les caractéristiques du matériau (**M**) comme la composition et l'énergie de faute d'empilement : $\mathbf{f = f(\varepsilon, T, M)}$.

I.5.1.Aspect cristallographique de la transformation martensitique :

La transformation martensitique est une transition structurale displacive du premier ordre présentant une déformation homogène de réseau cristallographique, constituée essentiellement d'un cisaillement. Le réseau subit un cisaillement homogène qui s'effectue par un mouvement coopératif des atomes. La transformation s'accompagne d'un léger changement de volume. Cette transformation se propage de façon indépendante du temps, par un déplacement des interfaces entre les deux phases. La vitesse de déplacement est uniquement limitée par la vitesse du son dans le matériau. Comme il n'y a pas de diffusion, les deux phases ont la même composition chimique et la martensite hérite de l'ordre et des défauts de l'austénite.[15]

I.5.1.1. Structures cristallographiques des différentes phases :

La forme stable à haute température de l'acier est l'austénite. C'est une solution solide d'insertion de carbone dans le fer γde structure CFC. Les atomes de carbone sont situés sur les sites interstitiels octaédriques du type **(½, ½, ½)** (centre de la maille) et **(0, 0, ½)**(milieu de chaque arrête) comme montré sur la (**figure I.8)**. [16]

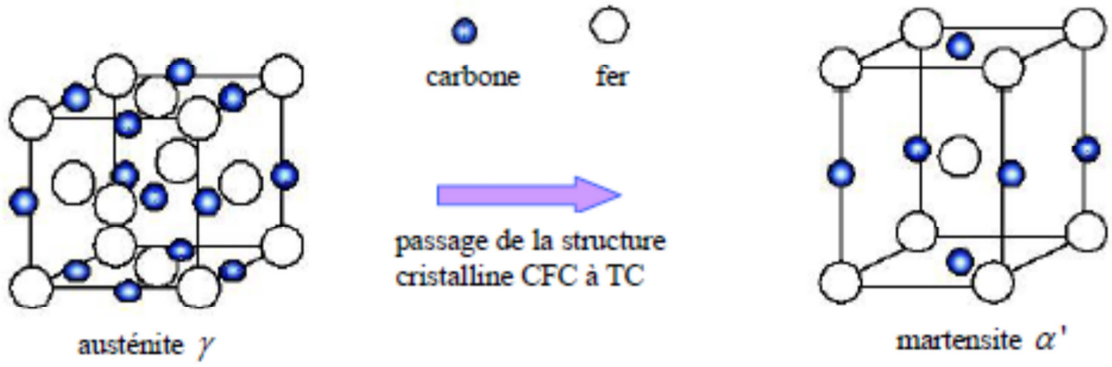


Figure I.8 : Structures de l'austénite et de la martensite α' dans les aciers

Plusieurs auteurs proposent des expressions reliant le paramètre de maille de l'austénite $\mathbf{a_\gamma}$ (nm) aux teneurs en éléments (carbone (C), manganèse (Mn), aluminium (Al), et chrome (Cr)) et à la température absolue T pour des alliages Fe-C :

- T>773K :

$$\mathbf{a_\gamma(nm) = (0.36308 + 0.00075\%C.\{1 + (24.9 - 0.6\%C).10^{-6}.[T - 1000]\}} \dots\dots \mathbf{(6)}$$

- T<773 K :

$$\mathbf{a_\gamma(nm) = 0.35895 + 0.000095\%Mn + 0.00056\%Al + 0.00330\%C} \dots\dots\dots\dots\dots \mathbf{(7)}$$

$$\mathbf{a_\gamma(nm) = 0.3553 + 0.000095\%Mn + 0.00056\%Al + 0.00006\%Cr + 0.000474\%C} \dots\dots\dots\dots\dots \mathbf{(8)}$$

- T=293K :

$$\mathbf{a_\gamma(nm) = 0.3555 + 0.00440\%C} \dots\dots\dots\dots\dots \mathbf{(9)}$$

$$\mathbf{a_\gamma(nm) = 0.3573 + 0.00330\%C} \dots\dots\dots\dots\dots \mathbf{(10)}$$

La martensite possède trois types de structures cristallines dans les aciers :

1. Une structure TétragonalCentrée (TC) caractéristique de la martensite α' observée dans lesalliages binaires Fe-C et que l'on retrouve dans les aciers TRIP industriels. Elle possède une forte énergie de fautes d'empilement,

2. une structure hexagonale (H) caractéristique de la martensite **ε**,
3. une structure Tétragonal à Face Centrée (TFC), observée dans les alliages Fe-Pd et Fe-Pt.

Dans la martensite **α' (figure I.8)**, les atomes de carbone sont distribués sur les sites interstitiels octaédriques enpositions **(0, 0, ½)**(milieu des arêtes parallèles à l'axe ***c***) et **(½,½, 0)** (base de la maille). Ainsi, lamartensite est une solution sursaturée en carbone dans le réseau du fer **α**. Cette sursaturation encarbone entraîne une distorsion du réseau de la maille d'autant plus marquée que la teneur en carboneest élevée. Les dimensions des paramètres de maille de la martensite$\mathbf{a_{\alpha'}}$ et $\mathbf{c_{\alpha'}}$ dépendent de sa teneuren carbone.

$$\mathbf{a_{\alpha'}}(\boldsymbol{nm}) = \mathbf{a_0} - \mathbf{0.115\%C} \quad \ldots\ldots (\mathbf{11})$$

$$\mathbf{c_{\alpha'}}(\mathbf{nm}) = \mathbf{a_0} + \mathbf{0.118\%C} \quad \ldots\ldots (\mathbf{12})$$

Avec :

$\mathbf{a_0}$est le paramètre de la maille cubique centrée du fer **α.**

Liu et al donnent l'expression suivante :

$$\mathbf{c^{\alpha'} = \{2.8664 + 0.0243.X^{\alpha'}\}/10} \quad \ldots\ldots \mathbf{(13)}$$

$$\mathbf{a^{\alpha'} = \{2.8664 + 0.0027.X^{\alpha'}\}/10} \quad \ldots\ldots \mathbf{(14)}$$

$X^{\alpha'}$est défini comme le nombre d'atomes de carbone pour 100 atomes de fer.

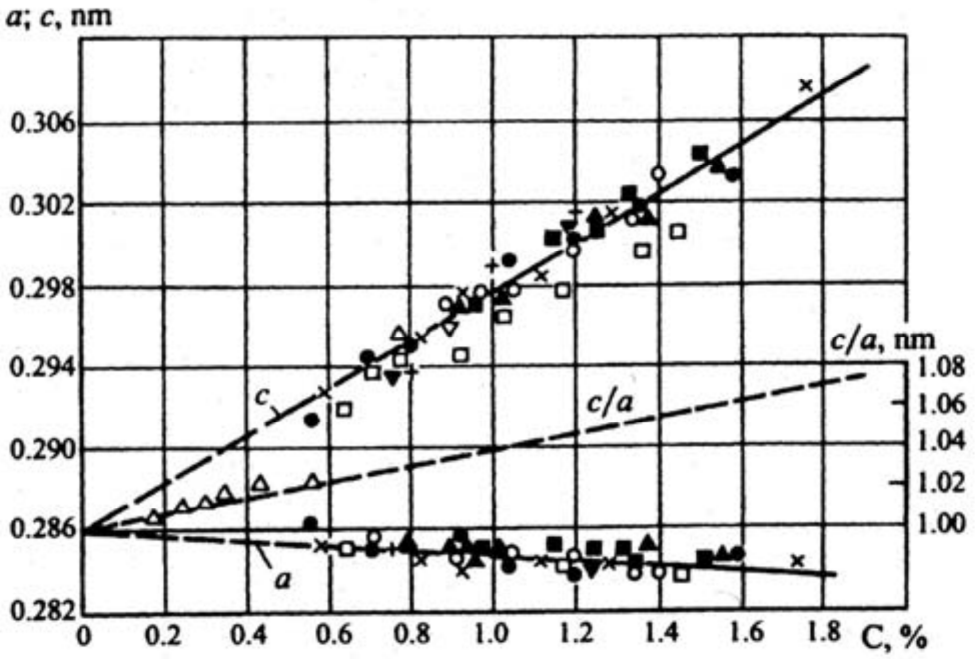
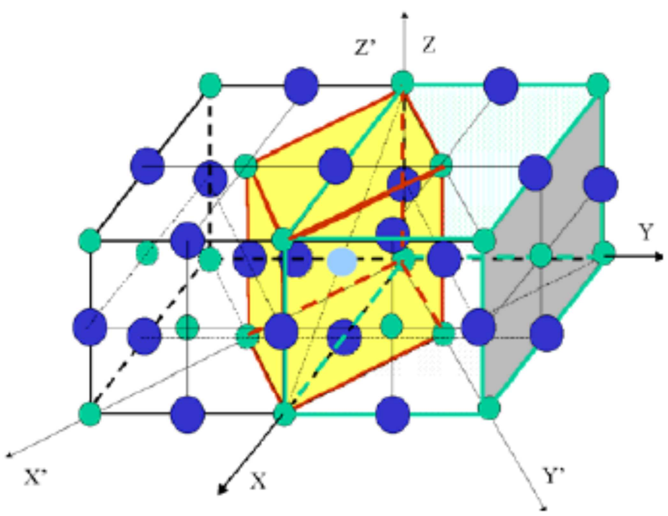


Figure I.9 : Dépendance des paramètres de maille de la martensite avec la teneur en carbone.
[16]

I.5.1.2. Déformation de transformation:

Le changement local de structure cristallographique est accompagné par une déformation homogène du réseau cristallin avec une composante déviatorique dominante et un changement de forme associé. Pour minimiser l'énergie de déformation, la martensite se forme en plaquettes suivant des plans cristallographiques particuliers appelés plans d'habitat. La déformation homogène du réseau cristallin a été décrite géométriquement par la déformation de Bain $\boldsymbol{\varepsilon^{B}}$figure I.10. A la déformation de Bain, a priori, incompatible est associée une énergie élastique importante. Cette incompatibilité est la source de contraintes internes très importantes et qui sont donc partiellement relaxées par l'activation d'autres mécanismes inélastiques *:*

- Adaptation de la morphologie de la phase créée (plaquettes, lattes, aiguilles,…)
- Arrangement microstructural : formation de martensite en papillon, groupes de variantes auto-accommodantes,…
- Déformation plastique par glissement ou maclage dans la martensite et/ou dans l'austénite,



$$\varepsilon^{B} = \begin{pmatrix} \frac{\sqrt{2}a_{\alpha'}}{a_{\gamma}} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{\sqrt{2}a_{\alpha'}}{a_{\gamma}} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{c_{\alpha'}}{a_{\gamma}} \end{pmatrix}$$

a_{γ}, $a_{\alpha'}$ et $c_{\alpha'}$ paramètres de maille de l'austénite et de la martensite

Figure I.10.Théorie de Bain : obtention de la maille de martensite à l'intérieur d'une maille d'austénite [16]

La déformation de transformation $\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{T}}$se compose de la déformation de Bain$\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{B}}$ et d'une déformation à réseau invariant$\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{LIS}}$ nécessaire à accommoder les contraintes :

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{T}} = \boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{B}} + \boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{LIS}} \dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots\dots \mathbf{(15)}$$

Ces deux mécanismes sont indissociables de l'adaptation morphologique.

Sous forme matricielle et en grande transformation, le gradient de la transformation **T**se décompose en trois parties :

$$\mathbf{T} = \mathbf{RPB} \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots \ldots (\mathbf{16})$$

Avec :

- **B** : est la transformation du bain ;
- **R** :la rotation nécessaire à ramener le plan invariant (plan d'habitat) dans sa position initiale ;
- **P** : la transformation à réseau invariant.

les composantes de la transformation d'un volume d'austénite dont la déformation de Bain **B**, l'accommodation inélastique **P**(ici par glissement plastique dans la martensite) et la rotation **R** représenté schématiquement sur la (**figure I.11)**

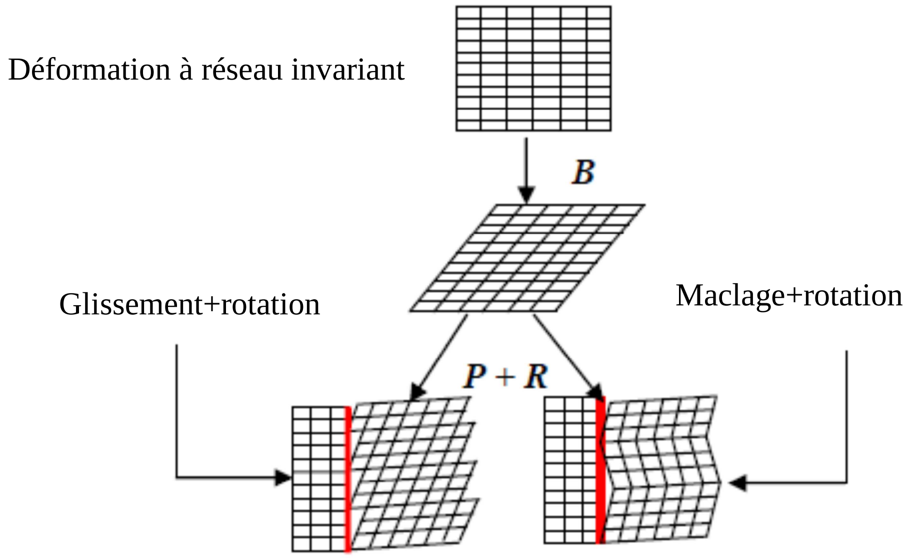


Figure I.11 : Décomposition de la déformation de transformation en 3 mécanismes élémentaires. [16]

I.5.1.3. Relations d'orientation :

Une autre caractéristique de la transformation martensitique est l'existence de relations d'orientation entre le réseau cristallin de la martensite formée et de l'austénite dont elle est issue. Concernant les aciers, les relations dépendent de la composition chimique. Voici les différentes relations présentes dans la littérature:[17]

1- **Relations de Kurdjmov-Sachs :**Pour les alliages Fe-C pour des teneurs en carbone entre 0,55 et 1,4% (en poids). Observées pour des structures en lattes de plan d'accolement $\{\mathbf{111}\}_\gamma$et des structures plus aciculaires ou en forme de papillons de plan d'accolement$\{\mathbf{2\ 2\ 5}\}_\gamma$.

$$(\mathbf{1\ 1\ 1})_{\gamma}//(\mathbf{1\ 1\ 0})_{\alpha'}[\mathbf{1\ 0\ \bar{1}}]_{\gamma}//[\mathbf{1\ \bar{1}\ 1}]_{\alpha'}$$

Ces relations impliquent une rotation de +90° autour des 24 directions **<112>** pour passer de l'austénite à la martensite.

2- **Relations de Nishiyama :**Pour les alliages Fe-Ni dont les teneurs en nickel varient entre 27 et 34% en masse, aux basses températures, des relations ont été établies pour des morphologies aciculaires dont le plan d'accolement est$\{\mathbf{2\ 5\ 9}\}_{\gamma}$:

$$(\mathbf{1\ 0\ 1})_{\gamma}//(\mathbf{1\ 1\ 1})_{\alpha'}[\mathbf{1\ 2\ \bar{1}}]_{\gamma}//[\mathbf{1\ \bar{0}\ 1}]_{\alpha'}$$

3- **Relations de Greninger et Troaino :**Relations observées pour les alliages Fe-Ni-C contenant 22% en masse de nickel et 0,8% en masse de carbone. Le plan d'accolement est de type$\{\mathbf{3\ 10\ 15}\}_{\gamma}$

$$(\mathbf{1\ 1\ 1})_{\gamma}//(\mathbf{0\ 1\ 1})_{\alpha'}\left[\mathbf{\overline{512}\ 17}\right]_{\gamma}//[\mathbf{7\ \overline{17}\ 17}]_{\alpha'}$$

I.6. Le pliage :

Malgré que le pliage soit présent depuis longtemps dans la pratique industrielle les études portant sur cette opération sont peu nombreuses dans la littérature. Les nombres d'articles de fond sontréduits, les autres étant surtout d'ordre pratique. Ils ne traitent pas cette opération de mise enforme en tant que procédé industriel soulevant un problème scientifique mais plutôt en tantque séquence élémentaire de fabrication.

Le pliage est une opération de mise en forme à froid de tôles planes. Cette opérationest réalisée suivant deux étapes : la conformation puis le retrait des outils. La conformation estutilisée pour atteindre des déformations irréversibles en vue de donner à la pièce lesspécificités attendues (géométrie et caractéristiques mécaniques).

Les outillages sont usinés dans des aciers à hautes propriétés mécaniques. Leséléments classiques des outillages de mise en forme par pliage sont le poinçon, la matrice et leserre-flan. Le poinçon est défini comme l'élément mobile du système, la matrice étantl'élément fixe sur lequel le flan vient se conformer et le serre-flan est un élément de retenue.

Les poinçons et matrices sont généralement rayonnés pour faciliter la mise en forme et éviterles amorces de rupture. Suivant la géométrie des poinçons et matrices, trois types de pliagesont distingués : en V, en U et en L.

Dans le cas du pliage en V (Figure.I.12), le serre-flan est inutile. La variation de l'angledu V du poinçon et de la matrice entraîne la variation de l'angle de formage de la tôle. Selonla course imposée au poinçon, le pliage est en l'air ou en fond de matrice.

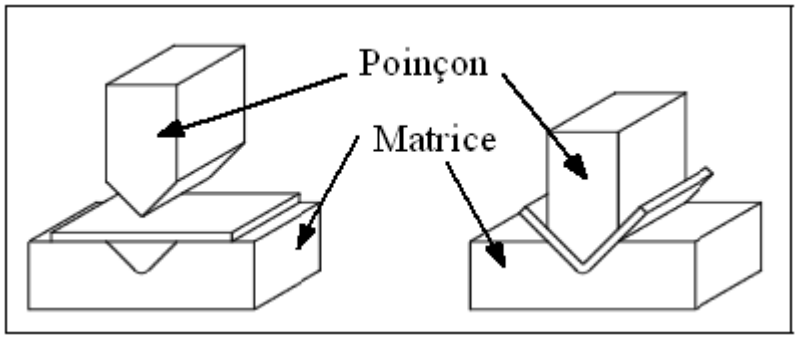
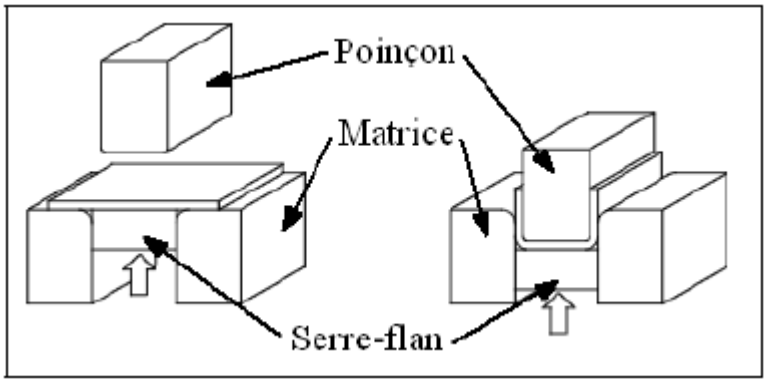


Figure.I.12. Pliage en V

Le pliage en U (Figure.I.13) comprend un serre-flan mobile qui bloque la matière sous lepoinçon et évite donc les glissements de la tôle lors de la mise en forme entre les deux blocsmatrices.



FigureI.13. Pliage en U

Le pliage en L ou en tombé de bord (Figure.I.14) consiste à plier un flan en porte-à-fauxà 90° maintenu entre la matrice et le serre-flan.

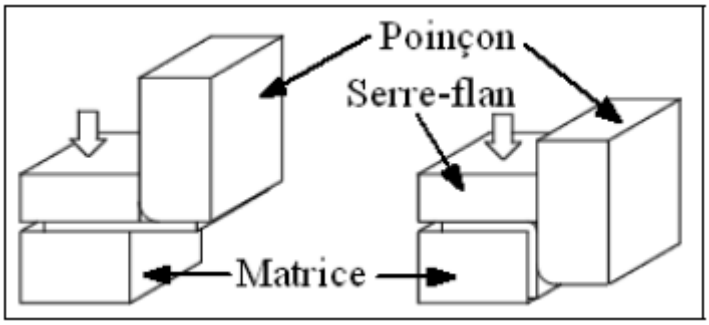


Figure.I.14. Pliage en L ou en tombé de bord

Au niveau du pli (Figure I.15), on définit la surface intérieure comme étant celle quiadopte le rayon de pliage, la surface extérieure étant celle avec le plus grand rayon.

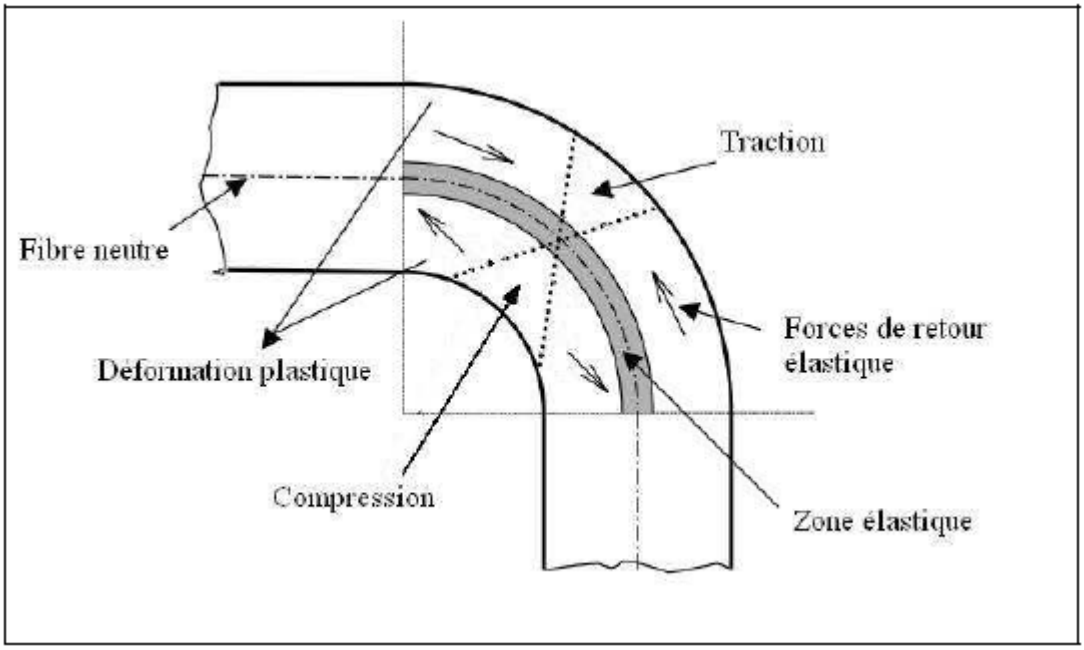


Figure.I.15. Schéma de l'état de contrainte dans l'épaisseur du flan en flexion

Le flan peut se représenter comme un ensemble de fibres contigües dans son épaisseur.

Lors de l'opération de pliage les déformations des fibres se produisent de façon que les fibres proches de la surface intérieure se raccourcissent tandis que celles proches de lasurface extérieure s'allongent. Ce qui provoque une contrainte correspondant est donc de la compressionpour les fibres proches de la surface intérieure et de la traction pour les fibres proches de lasurface extérieure.

La fibre qui délimite ces deux états de contrainte est appelée fibre neutre.

La position de la fibre neutre dans le flan est importante pour le calcul du retour élastique.

Le retour élastique se produit lorsqueles outils génèrent un état de contrainte à l'intérieur du flan en réponseaux forces appliquées selon les principes généraux d'équilibre des solides.Lorsque les outilsne sont plus en contact avec la matière, l'état d'équilibre est modifié et le métal subit unemodification de forme provoquée par la nouvelle distribution des contraintes à l'intérieur de lamatière correspondant au nouvel état d'équilibre.

Les déformations induites sont réversibles (élastiques), c'est pourquoi on dénomme ce phénomène retour élastique.

L'estimation del'amplitude de ce retour est difficile car il dépend de nombreuses variables et facteurs, liés aumatériau, à la géométrie de la pièce et aux conditions limites.

Pour obtenir une pièce cible, ilfaut donc concevoir un outillage dont la géométrie ne correspond pas à la géométrie sur plande la pièce.

En règle générale, les rayons et les angles de pliage sont plus faibles que ceuxdéfinis sur la pièce cible.

La plupart des entreprises n'utilisent pas le pliage en l'air, car la tôle n'est pascontrainte par un outillage, ce qui a pour conséquence un retour élastique important. Celui-cidépendant essentiellement des propriétés mécaniques de la matière qui varient fortementsuivant le lot utilisé, il n'est donc pas facilement contrôlable dans ce cas. C'est pourquoi il estusuel d'avoir un flan maintenu et de mettre en forme la tôle par un pliage en fond de matrice.

La variation du retour élastique en fonction du lot matière est alors diminuée. [18]

I.6.1. Retour élastique en pliage :

Le pliage, est une opération de mise en forme à froid d'un matériau platavec ou sans lubrification obtenue par dépassement de sa limite élastique. Dans ce cas lacontrainte et la déformation ne sont pas proportionnelles et sont reliées par une loi dans biendes cas, non linéaire. Une partie de la déformation n'est plus réversible. Après recul des outils et relâchement des contraintes, il se produit un retour élastique, et il persiste une déformationpermanente résultant de glissement irréversible de certains plans cristallographiques les unspar rapport aux autres. L'acceptation ou le refus d'une pièce pliée au contrôle, dépendfortement de son utilisation. Dés lors, la réussite d'une opération de pliage est liée d'une part

aux propriétés géométriques et matérielles de la tôle et d'autre part aux paramètres du procédédont la géométrie des outils fait partie. L'aspect et la planéité des surfaces sont les qualités lesplus demandées dans des pièces destinées aux assemblages. [18]

Frank a proposé une méthode de détermination de l'angle du retour élastique donnée sous forme d'abaques fonction de $\frac{R}{e}$dans le cas de pliage a l'air

R: rayon de pliage (intérieur).

e: épaisseur de la tôle.

k=$\frac{\alpha_1}{\alpha_2}$

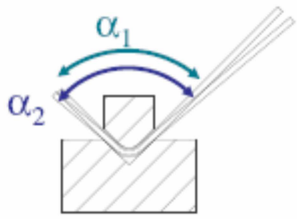


Figure.I.16. Angle de retour élastique

k		Aluminium	Acier doux	Laiton	Inox Z2CN18-10
R /e	1	0.99	0.99	0.98	0.99
	2	0.99	0.99	0.97	0.97
	4	0.99	0.98	0.95	0.94
	10	0.99	0.95	0.92	0.90
	40	0.99	0.85	0.82	0.85

Tableau I.12.Détermination rayon retour élastique

On peut aussi le déterminer par calcule avec la méthode de mullan :

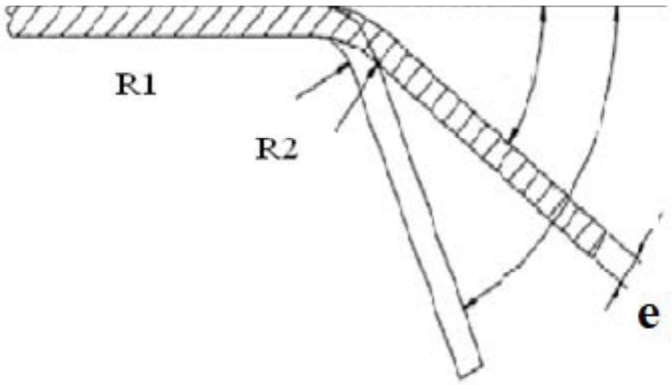


Figure.I.17. Paramètres de retour élastique Mullan

α_1: Angle de la pièce après pliage.

α_2: Angle d'outil.

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

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

On estime le rayon R_1de la pièce avant le retour élastique par la formule empirique

$$\frac{R_1}{R_2} = 4.(R_1.\sigma_e.\frac{1}{(E.e)})^3 - 3.(R_2.\sigma_e.\frac{1}{(E.e)}) + 1$$

Avecσ_e: la limite élastique du matériau.

E: le module d'Young.

e: l'épaisseur de la tôle.

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

Après retour élastique: α_2,R_2

Avant retour élastique : α_1,R_1

$$L = (R_1 + \frac{e}{2}).\alpha_1 = (R_2 + \frac{e}{2}).\alpha_2 \quad \text{si } \frac{R}{e} > 3$$

Pour évaluer le retour élastique :

$$k = \frac{\alpha_1}{\alpha_2} = (\frac{2.R_1}{e+1}).\frac{1}{(\frac{2.R_2}{e+1})}$$

Ces valeursα_2,R_2, α_1,R_1permettent aussi de dimensionner les outils.

Dans le pliage a l'air plus l'épaisseur augmente plus le retour élastique diminue et en même temps plus le rayon de pliage augmente plus le retour élastique augmente. Et en se qui concerne les paramètres du procédé plus l'ouverture de la matrice est importante, plus le retour élastique est important, et plus le rapport de la force de frappe sur la force maximale de pliage est élevé, plus le retour élastique sera faible.

I.6.2.Influence du module d'Young et de la limite d'élasticité :

Dans la figure I.18 la courbe d'écrouissage en traction d'un matériau.

On aσ_{ec}la contrainte d'écoulement est atteinte en fin de charge et A représenté la déformation obtenu. Lorsque l'effort est annulé on aura une déformation B et le segment AB représente le retour élastique

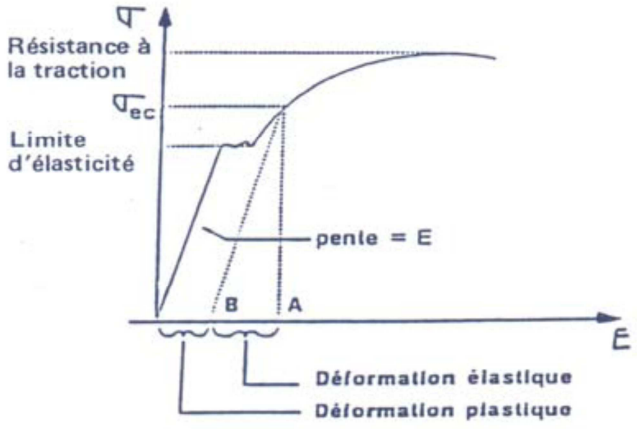


Figure I.18: Courbe d'écrouissage. Influence du module d'Young et de la limite d'élasticité. [18]

On remarque dans la figure que deux éléments influent sur le retour élastique :

- Le module de Young E(pente de la courbe)

- La valeur de σ_{ec} (contrainte en fin de pliage)

Avec l'augmentation du module de Young le retour élastique diminue et aussi si la contrainte augmente le retour élastique augmente ce qui signifie que si la limite d'élasticité augmente le retour élastique augmente. [18]

I.6.3.Influence de l'épaisseur de la tôle et du rayon de pliage :

L'épaisseur de la tôle joue aussi un rôle important, le rapport $k = r_m / r_{m'} = \theta / \theta_0$appeler aussicoefficient de Sachs dans le pliage a l'air on constate que quand l'épaisseur augmente le retour élastique diminue et lorsque le rayon de pliage augmente le retour élastique augmente.

La figure I.19 nous donnent une représentation graphique du Retour élastique exprimé par$r_{m'}/r_m$en fonction du rayon intérieurde pliage sur l'épaisseur. [18]

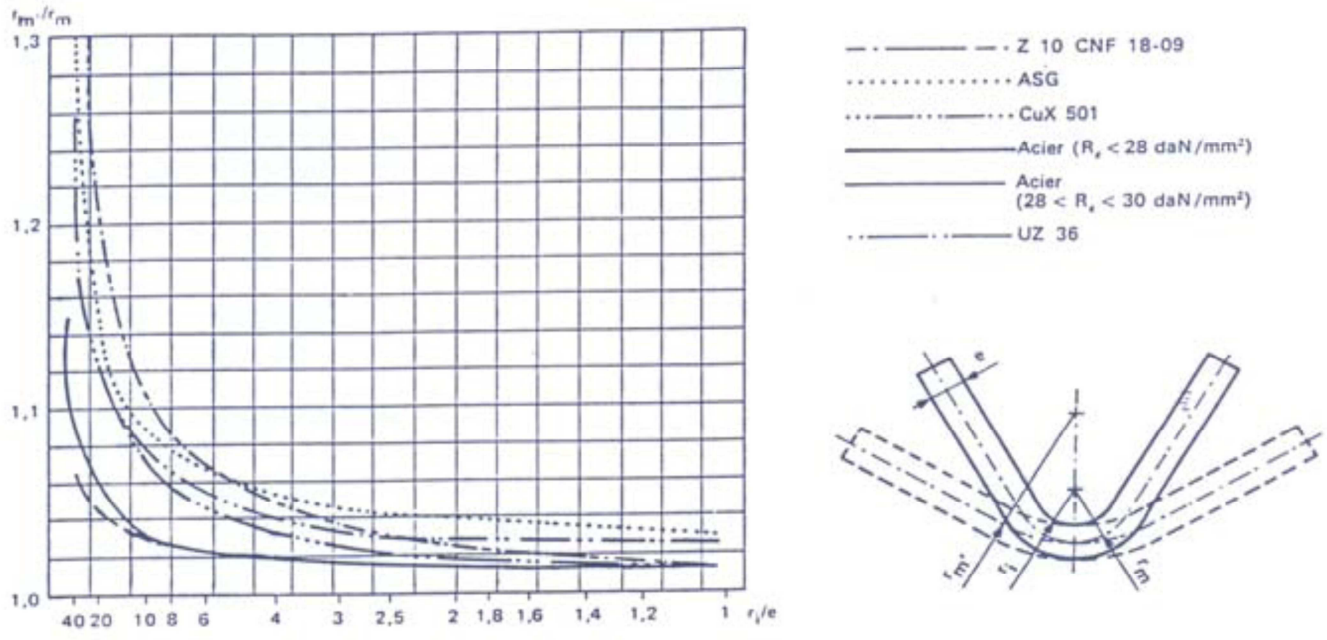


Figure 1.19: Retour élastique exprimé par $r_{m'}/r_m$en fonction du rayon intérieur de pliage sur l'épaisseur [18]

I.7.conclusion :

Ce chapitre bibliographique nous a permis de connaître un peu mieux les aciers inoxydables et leurs différentes familles et une nouvelle catégorie d'acier qui est les aciers TRIP et leurs mode d'élaborations.

Et pour finir nous avons eu un petit résumé sur le pliage est ses différant type ainsi que le problème du retour élastique dans le pliage a l'air et la méthode de détermination de ce retour élastique et on a aussi vu que l'épaisseur de la tôle et du module d'Young et de la limite d'élasticité influe sur ce dernier.

Chapitre II Procédure expérimental

II.1. Introduction

Cette partie est consacrée à la présentation des différentes méthodes et techniques expérimentales ainsi qu'aux différents appareils utilisés.

- Nous avons procédé à l'étude de L'aciers inoxydable 304L.
- L'essai de traction et l'essai de dureté, microdureté, et de pliage ainsi que l'examen microscopique ont étaient réalisés au niveau du laboratoire de métallurgie (S D M) de l'université Mouloud Mammeri (U.M.O.T.O) de Tizi-Ouzou.

II.2. Les matériaux utilisés :

Les matériaux utilisés pour élaborer les échantillons sont :

➢Pour les éprouvettes de traction nous avons utilisé un acier austénitique instable de la famille 304L sous forme de tôles minces d'épaisseur de 3mm. Sa dénomination est 304L, ce qui correspond à la désignation européenne **X2CrNi18-9**. Le (**L**) signifie que l'acier à une faible teneur en carbone.

II.3. Élaboration des éprouvettes :

II.3.1.Les éprouvette de traction :

ISO6892-1

Nous avons réalisé des éprouvettes de traction, dont les dimensions sont normalisées dans trois directions (la direction du laminage, 45° par rapport à la direction du laminage et dans la direction transversale). (Figure II.1)

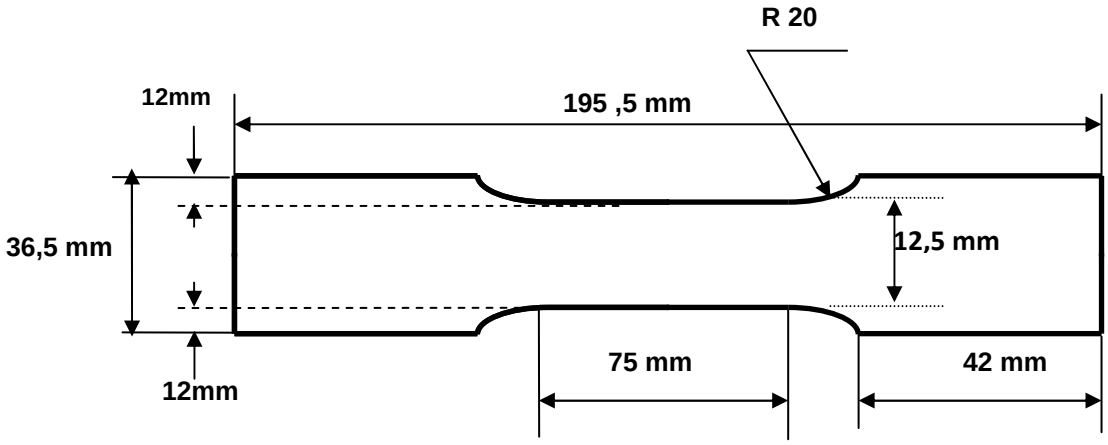


Figure.II.1. Eprouvette de traction normalisé

II.4. Appareillages :

Les différents dispositifs utilisés dans notre travail sont :

II.4.1. Scie mécanique de type ALMOSMA3:

Pour le découpage des éprouvettes et les échantillons d'essai, nous avons utilisé une scie mécanique de propriétés suivantes :

- ✓ Tension : T=380V.
- ✓ Puissance : P=1,5 KW.
- ✓ Poids : 600 Kg

Figure.II.2. Scie mécanique de type ALMOSMA3

II.4.2 .La Fraiseuse :pour le prélèvementdes éprouvettes on utilise une faiseuseuniverselle pour réaliser les opérationsde fraisage et de tournage.la préparationdes éprouvettes et des échantillons a étéréalisé au niveau de hall de technologie situéà : Oued-Aissi.

Figure.II.3. Fraiseuse

II.4.3. Machine de traction :

La machine de traction utilisée est constituée essentiellement d'une traverse inférieure fixe sur laquelle repose un dynamomètre servant à mesurer la force appliquée à l'éprouvette, et d'une traverse supérieur mobile entrainée par deux vis sans fin mise en rotation par un moteur électrique situé dans compartiment inferieur de la machine. Sur chacune des traverses se trouve de mors permettant de fixer l'éprouvette. On commande la machine automatiquement par un micro-ordinateur.

Ses caractéristiques sont:

- ✓ Charge d'essais : 200KN ;
- ✓ Vitesse d'essai: 10 à 500 mm/min ;
- ✓ Alimentation électrique T=220V, F=50Hz.

Figure II.4. Machine de traction

II.4.4.Procédé de mise en forme par pliage :

II.4.4.1.Le pliage :

Les pliages des inox ont lieu avec les mêmes procédés et dispositifs que pour la mise en œuvre des aciers doux. Cependant, comparés aux aciers doux, les inox exigent des forces de formagesupérieures de telle sorte que dans beaucoup de cas, il s'avère nécessaire d'utiliser des machineset des outillages encore plus robustes et plus puissants.

Ainsi, la puissance nécessaire pour plier un inox austénitique est de 50 à 60% plus élevée que pourles aciers doux.

Par ailleurs, les retours élastiques (spring back*) des inox austénitiques étant plus importants quepour les aciers doux, leurs angles de pliage doivent être modifiés :

- inox recuits- le rayon minimal de pliage est équivalent à l'épaisseur de la tôle,
- inox écrouis- le rayon minimal de pliage peut être augmenté jusqu'à environ 6 fois l'épaisseurde la tôle suivant le taux d'écrouissage

Pour les opérations de pliage, il est vivement conseillé, pour éviter de marquer les tôles lors ducontact de la matrice ou du poinçon, d'interposer une protection en caoutchouc entre l'outil et lemétal. Un film adhésif sur les tôles les protège également des rayures ; il se retire juste avant lamise en service du matériel.

II.4.4.2.Le pliage sur presse :

Comme son nom l'indique, il se fait à la presse hydraulique, et c'est le plus répandu aujourd'hui.Il permet de plier des tôles d'inox de différentes nuances, de réaliser des profilés, des panneauxet des bardages. Quatre méthodes sont couramment pratiquées :

- le pliage en l'air
- le pliage en fond de matrice
- le pliage en fond de matrice avec frappe
- le pliage sur élastomère

* : spring back : Le retour élastique dépend de la nuance d'inox, des caractéristiques mécaniquesdu produit (en particulier l'écrouissage), ainsi que les caractéristiques géométriques du pliage :rayon et angle de pliage, épaisseur de la tôle.

2. Le pliage en l'air

La matrice est composée de deux points d'appui sur lesquels prend position la tôle, qu'un poinçonva déformer. Celui-ci ne se déplace pas jusqu'en fond de matrice, mais s'arrête en un point «en l'air»préalablement défini.

Dans tous les cas, il faut penser au retour élastique de l'inox.

C’est une méthode de pliage des tôles épaisses, sachant que l’angle intérieur est toujours importantet jamais garanti.

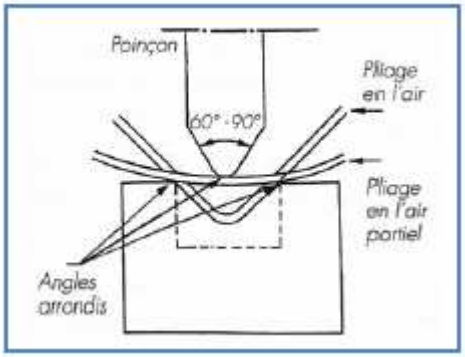


Figure.II.5.pliage en l’air

Dans notre étude le pliage (avec différents rayon de matrice 0.7, 5, 10 et 15 mm) des éprouvettes plate a été réalisé sur la machine de traction avec une vitesse de déformation de 5 mm/min. Le montage expérimental est illustré à la figure II.6.

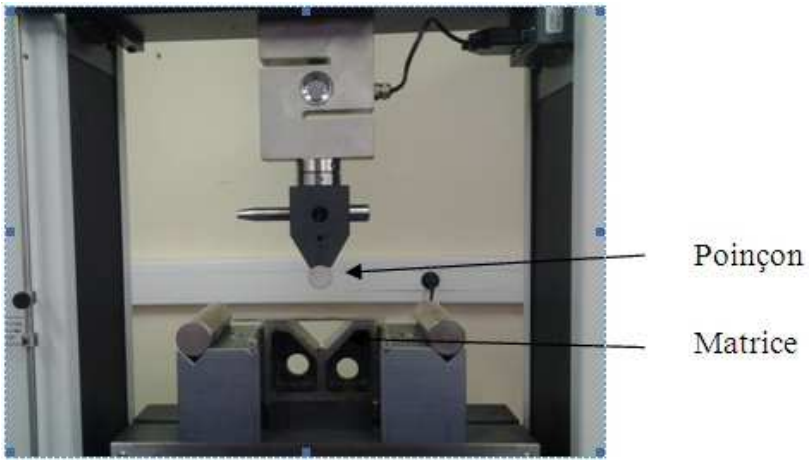


Figure.II.6. Dispositif pliage

II.4.5.Mesure de la dureté :

La dureté de matériau est une propriété mécanique complexe et difficile à interpréter, qui dépend non seulement des caractéristiques de ce matériau, mais aussi de la nature et de la forme du pénétrateur et du mode de pénétration (type d’essai). Dans notre travail en a réalisé deux types d’essais : la dureté BRINEL et la dureté VICKERS et pour réaléser ces essais en a utilisé un duromètre et un microduromètre.

II.4.5.1.Duromètre :

Pour mesurer la dureté, nous avons utilisé un duromètre constitué de deux parties, la première est la partie d’essai, elle nous permet d’effectuer trois types d’essais : Rockwell,

Vickers et Brinell. Il est muni d'un sélecteur de charge et d'un plateau ou table sur laquelle les éprouvettes sont posées. Quant à la deuxième partie elle nous permet de mesurer l'empreinte des billes ou des pyramides à un grossissement de 70 fois sur l'écran de verre dépoli.

Figure.II.7. Duromètre

II.4.5.2.Microduromètre :ce dernier est muni d'un pénétrateur en diamant en forme pyramidale d'angle au sommet de 136° d'un sélectionneur de charge de 100 g, une table sur laquelle on pose l'éprouvette. Ce dernier affiche automatiquement le diamètre de l'empreinte laissée par le pénétrateur ainsi que sa microdureté correspondante. Il possède les caractéristiques suivantes : Tension T=220V, Fréquence f = 50 Hz

Figure.II.8. Microduromètre

II.4.6.Examens microscopiques :

Pour procéder à l'observation des déférentes structures de surface, en prépare les échantillons avec les déférentes procédés de polissages et leurs attaquer chimiquement avec le

réactif qui convient, et pour cella on utilise des polisseuses pour effectuer les opérations de polissage, un bon réactif pour réaliser l'attaque chimique, un microscope optique pour réaliser l'observation microscopique, un microscope électronique à balayage (MEB) observer les détails de la surface.

II.4.6.1.Les polisseuses :

Pour obtenir une surface plane et la qualité de surface miroir. Cette opération de polissage est effectuée à l'aide de deux polisseuses:

- La première à deux disques de type : (STRUERS) alimenté sous une tension de 220V et d'une puissance de 150W munie d'un dispositif d'arrosage.
- La deuxième à un seul disque de même type alimentée sous la tension mais de puissance de 432W utilisée pour réaliser les polissages de finition.

Figure.II.9. Polisseuses

- **Attaque chimique :**

L'attaque a pour but de relever les joints des cristaux et de différencier les constituants de l'alliage utilisé, après le polissage de finition .On rince notre échantillon et on le sèche puis ensuite on le soumet à une attaque chimique qui consiste à tremper la face à attaquer dans le réactif pendant un temps convenable à la température ambiante, puis on lave l'échantillon sous un jet d'eau et on sèche à l'aide d'un séchoir.

II.4.6.2.Le microscope optique :

Le microscope métallographique utilisé pour effectuer l'observation de nos échantillons est de type HUND muni d'une caméra vidéo de type « EyesCora » permettant l'acquisition des micrographies sur l'ordinateur sur lequel un logiciel d'acquisition et de traitement de résultats « PicedCora » est installé. Ce microscope est équipé de quatre objectifs de grossissement 40, 100, 200 et 400 fois. Il est constitué d'une lampe qui fournir de la lumière transmise horizontalement sur un prisme qui la réfléchit verticalement. Le faisceau

lumineux est localisé sur l'échantillon par la lentille d'un objectif qui se trouve au dessue de l'échantillon. La lumière réfléchie par la surface à analyser est transmise à travers la même lentille, on arrondissant l'image de 4, 10, 40 et 100 vers un miroir semi transparent qui la renvoie sur la lentille de grossissement 10, ou elle sera observée par l'œil de l'utilisateur. Une acquisition de photos y est ainsi possible sur ordinateur au moyen de la caméra vidéo.

Figure.II.10.:microscope optique

Chapitre III Résultat et interprétation

III.Introduction :

Ce chapitre est consacré à la présentation des résultats expérimentaux des différent type d'essais effectué pour la caractérisation du comportement mécanique et microstructurale de l'acier à effet TRIP 304L … application pliage.

Pour cela nous avons effectué une analyse microstructurale et des essais de dureté et de traction sur différent type d'échantillon.

III.1. Matériau de l'étude :

III.1.1. Composition chimique :

Le matériau utilisé pour cette étude est un acier austénitique instable de la famille 304L sous forme de tôles minces d'épaisseur de 3mm. Sa dénomination est 304L, ce qui correspond à la désignation européenne selon AFNOR**X2CrNi18-9**.

Désignation	**C**	**Cr**	**Ni**	**Si**	**Mn**	**P**	**N**	**S**
Eléments %	*≤ 0.03*	*18 - 20*	*8 - 12*	*0.45*	*1.31*	*0.025*	*0.056*	*0.005*

Tableau.III.1.Composition chimique de l'acier inox 304L (100% austénitique)

La composition chimique de la tôle a été réalisée au sein de la Société Nationale des Véhicules Industriels SNVI à l'aide d'un spectromètre JOBIN YVON 123F.
Les résultats obtenus sont donnés dans le tableau III-2.

symbole	**désignation**	**C**	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Cr**	**Ni**	**N**
Eléments %	**304L**	*0.026*	*0.52*	*1.49*	*0.027*	*0.002*	*17.23*	*9.45*	*0.064*

. **Tableau.III.2.**Composition chimique selon SNVI

En comparant la composition chimique delà tôle donnée par la norme AFNOR X2CrNi 18-9 et celle obtenue par l'analyse, sont presque identique.

III.2. Elaboration de l'alliage étudié :

L'alliage AlSI304L étudié est destiné au marché de l'automobile pour la réalisation de pièces mécaniques, de ressorts, mais aussi des pièces embouties. L'acier de l'étude a été produit directement sous la forme de tôles minces. Ces tôles sont mises en forme par laminage à partir de lingots. Ces lingots subissent plusieurs laminages à chaud (à 1200°C et 1000°C)

jusqu'à une épaisseur de 3mm. La largeur maximale des tôles alors obtenue est de 1320 mm. Après découpe à la cisaille, les tôles subissent un traitement thermique d'hypertrempe dont le but est d'obtenir à la température ambiante une structure austénitique homogène. Pour ce faire, on chauffe l'alliage entre 1 000 et 1 150°C, suivant la nuance. Le maintien à cette température est de l'ordre de 1 à 3 minutes par millimètre d'épaisseur. Il est suivi d'un refroidissement très rapide dans l'air ou dans l'eau. Les tôles sont enfin décalaminées à l'acide chlorhydrique dilué.

III.3. caractérisation matériau état vierge :

Nous allons maintenant effectuer la caractérisation mécanique du notre matériau à l'état vierge.

III.3.1.Comportement en traction :

III.3.1.1Géométrie des éprouvettes de traction :

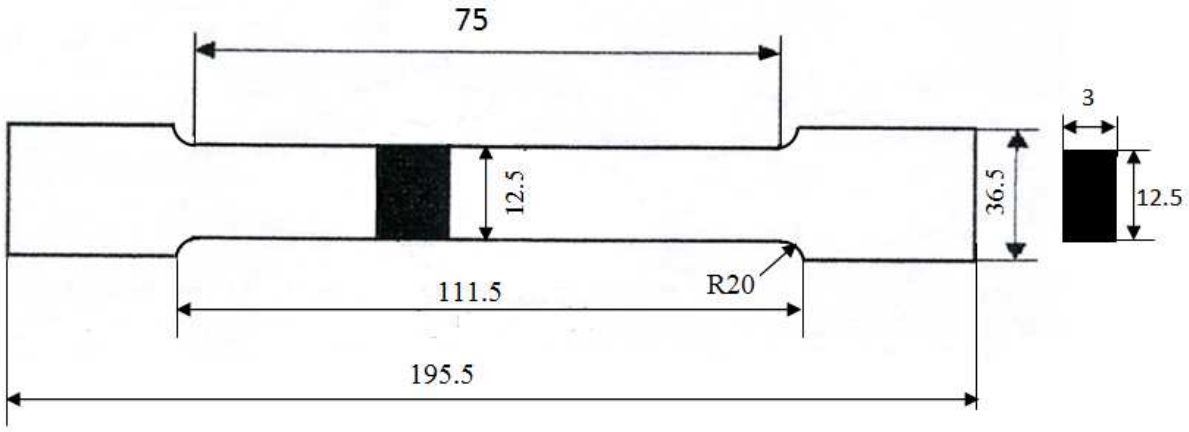


Figure.III.1.dimensions de l'éprouvette de traction en (mm)

III.3.1.2.Condition de déroulement de l'essai :

Cet essai est réalisé au sein de laboratoire de département de génie civil dans des conditions ambiantes, sur des éprouvettes plates réalisées à l'entreprise national des industries de l'électroménager.

Les essais ont été effectués à une vitesse de 10mm/mn et une vitesse de chargement constante égale à 100 $N.S^{-1}$ qui est largement inférieure à la charge maximale que peut exercer la machine (250 KN). Les modules de commande permettent de contrôler la vitesse de

chargement et la maintenir constante et d'enregistrer l'allongement absolu que subi l'éprouvette ainsi que la force de réaction de celle-ci au cours de l'essai.

Après avoir mis en place l'éprouvette et choisis la vitesse de déplacement, on lance l'essai. On suit l'allongement de l'éprouvette alors, on remarque trois stades distincts de déformation :

En premier lieu un allongement restreints, suivi d'une diminution homogène de la section sur toute la longueur de l'éprouvette qui devient de plus en plus opaque, et enfin apparition de la striction jusqu'à rupture donc l'essai est terminé et les résultats sont directement obtenus par chaîne d'acquisition et enregistrés sur le microordinateur.

Une fois que la courbe brute de traction qui donne la variation de charge **(F)** appliquée à l'éprouvette en fonction de l'allongement **(ΔL)** subi par celle-ci est obtenue, il est nécessaire de modifier cette courbe afin de la rendre indépendante des dimensions initiales de l'éprouvette et uniquement caractéristique du matériau étudie. Pour se faire on divise la charge **(F)** sur la section initial (S_0) de l'éprouvette afin d'obtenir la contrainte nominal (σ).

L'axe des ordonnée est donc maintenant graduait en unité de contrainte, de façon semblable en divise l'allongement (**ΔL)** qui est la déférence entre la longueur instantané **(L)** et la longueur initial entre repère **(L_0)** de l'éprouvette par cette longueur initial **(L_0)**et on obtient ainsi la déformation généralement exprimée en pourcentage et l'axe des abscisse devient ainsi l'axe des déformation (ε), cette courbe relative est appelé courbe nominal de traction du matériau ou simplement courbe de traction .

Pour chaque vitesse de déformation, une série de trois essais de traction sur éprouvette a été réalisée. Toutes les conditions expérimentales étaient identique pour l'ensemble des ces essais.

La figure III.2 présente le courbe de traction de l'acier X2CrNi18-9, à température ambiante et pour la vitesse de déformation 10mm/min

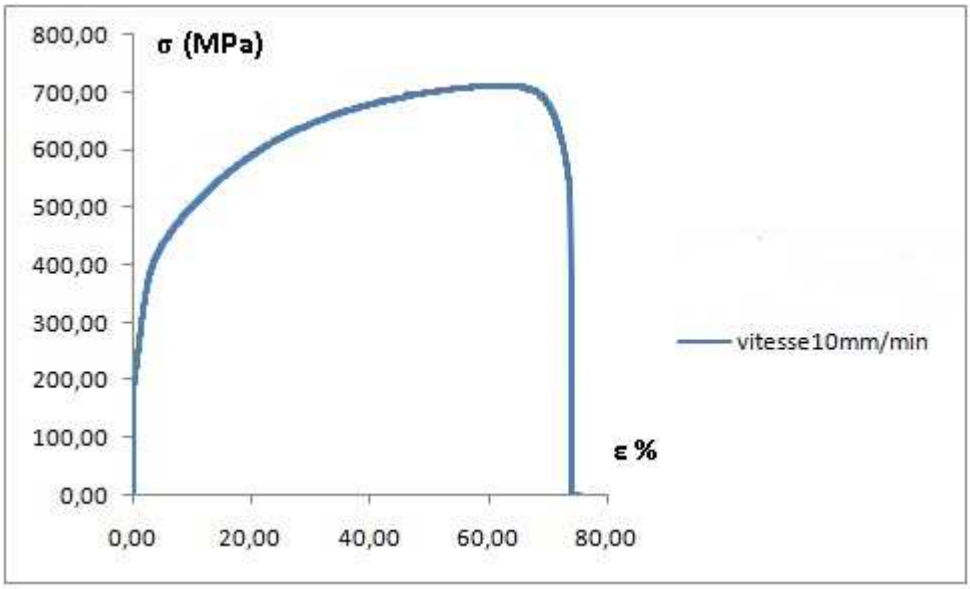


Figure.III.2. Courbe de traction de l'acier Inox 304Là V=10 mm/min

Température (°C)	Caractéristiques			
	$R_{0.2\%}$(MPa)	R_m(MPa)	E(MPa)	A(%)
Ambiante	405.63	711.06	202815	69

Tableau.III.3. Caractéristiques mécanique de L'acier 304L à la vitesse de déformation V=10mm/min

La figure III.3.présente la courbe de traction de l'acier 304L , à température ambiante et pour la vitesse de déformation 15mm/min.

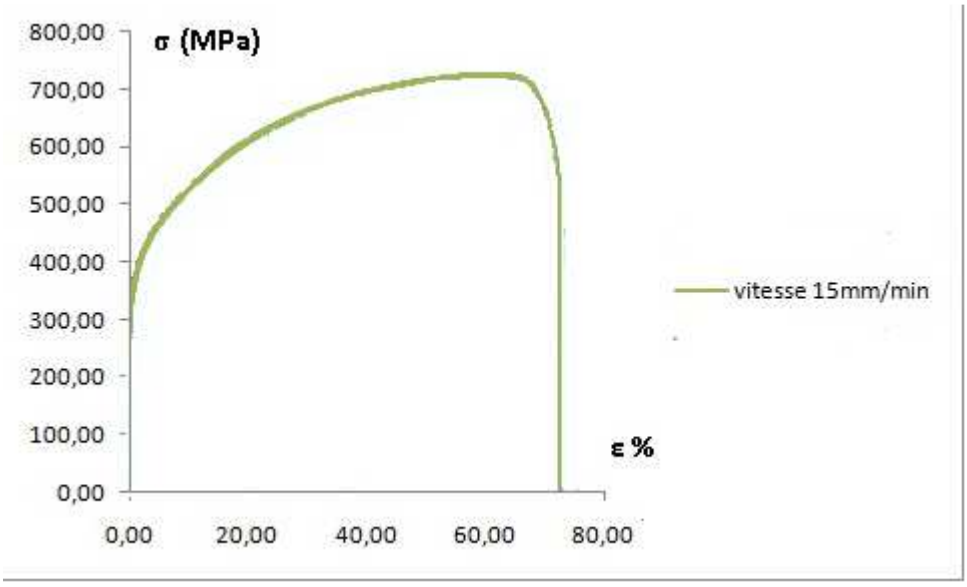


Figure. III.3. Courbe de traction de l'acier Inox 304Là V=15 mm/min

Température (°C)	Caractéristiques			
	$R_{0.2\%}$(MPa)	R_m(MPa)	E(MPa)	A(%)
Ambiante	413.45	715.31	206725	67

Tableau III.4. Caractéristiques mécanique de L'acier 304L à la vitesse de déformation V=15mm/min

La figure III.4 présente la courbe de traction de l'acier 304L, à température ambiante et pour la vitesse de déformation 20mm/min.

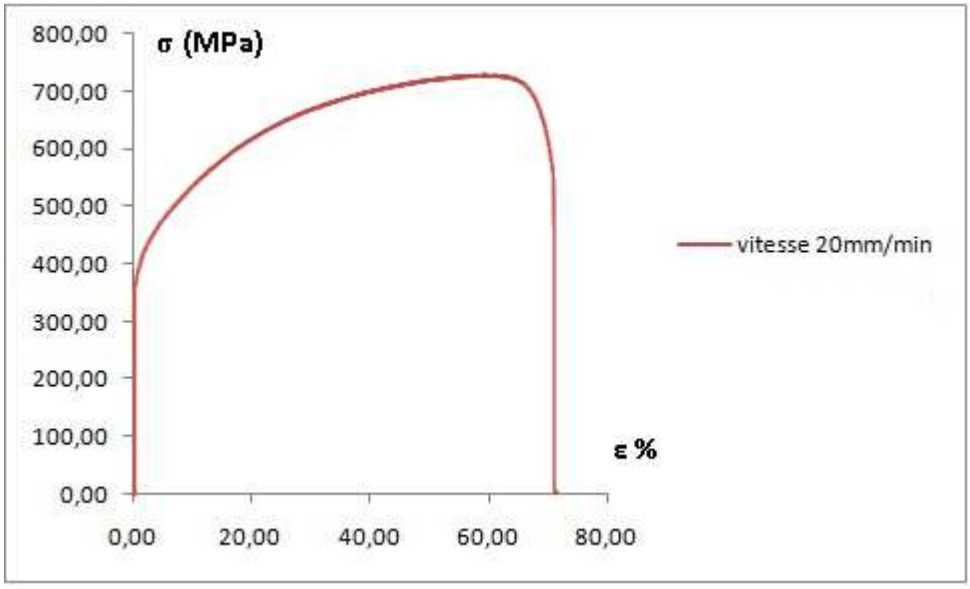


Figure.III.4.Courbe de traction de l'acier Inox 304Là V=20 mm/min

Température (°C)	Caractéristiques			
	$R_{0.2\%}$(MPa)	R_m(MPa)	E(MPa)	A(%)
Ambiante	425.96	720.41	212980	65

Tableau III.5. Caractéristiques mécanique de L'acier 304L à la vitesse de déformation V=20mm/min

La figure III.5 représente la superposition des différentes courbes de traction.

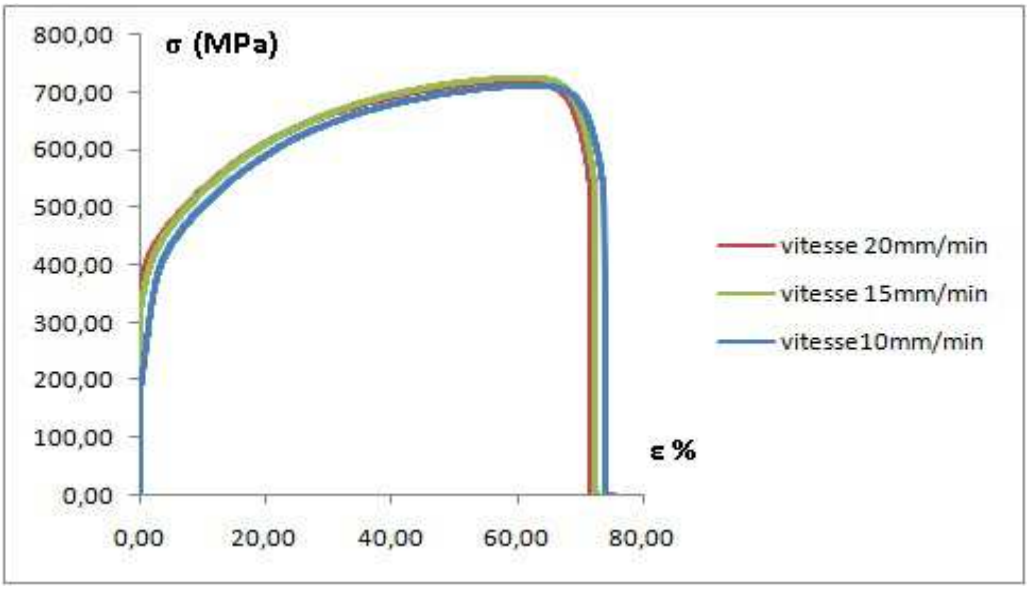


Figure. III.5. superposition des courbes de traction à différentes vitesse de sollicitation

les résultats nous montre pour la traction une évolution des propriétés mécaniques de notre matériaux obtenus pour les différentes vitesses de déformation et à la température ambiante tels que: la limite d'élasticité et la résistance mécanique à la rupture du matériau augmentent, tel qu'une progression de la contrainte élastique de 405.63MPa à 10mm/min, 413,45MPa à 15mm/min vers 425,96MPa à 20mm/min. et d'une élévation contrainte à la rupture de 711,06MPa, 715,31MPa et 720,41MPa pour les vitesses citées avant respectivement. Alors que l'allongement à la rupture diminue de 69% à V=10mm/min, 67% V=15mm/min vers 65% à V=20mm/min.

III.3.2.Essais de dureté Vickers (HV):

L'essai consiste à faire pénétrer en appliquant une force (**F**) sur un pénétrateur ayant une forme de pyramide, en diamant de base carrée avec un angle au sommet de 136°.

Nous avons réalisés des essais de dureté Vickers (HV) sur la tôle à l'état initial. Les résultats obtenus sont rassemblés dans le tableau III.6. ci-après.

Nbre	1	2	3	4	5	6	7	8	Moy
1er essai	*190.78*	*183.90*	*187.30*	*183.90*	*187.30*	*190.78*	*187.30*	*183.90*	*186.89*
2ème essai	*183.90*	*190.78*	*187.30*	*190.78*	*190.78*	*183.90*	*183.90*	*183.90*	*186.90*
3ème essai	*183.90*	*183.90*	*183.90*	*187.30*	*183.90*	*183.90*	*183.90*	*183.90*	*184.33*
Dureté moyenne sur la tôle (Hv)									*186.04*

Tableau III.6. Dureté Vickers du l'acier Inox X2CrNi 18-9 à l'état initial

On remarque que les duretés obtenues à l'état initial sur différentes zones de la tôle, qu'elles sont homogènes sur toute la surface de la tôle, et la moyenne de se dernier est de 186,04 HV.

III.3.3. Micrographie :

III.3.3.1. Etat initial :

A l'état initial, le matériau est un polycristal monophasé constitué de grains entièrement austénitique pour la nuance Inox X12CrNi18-9 obtenue après polissage et attaque chimique (attaque électrolytique) est présentée sur la figure III.8.

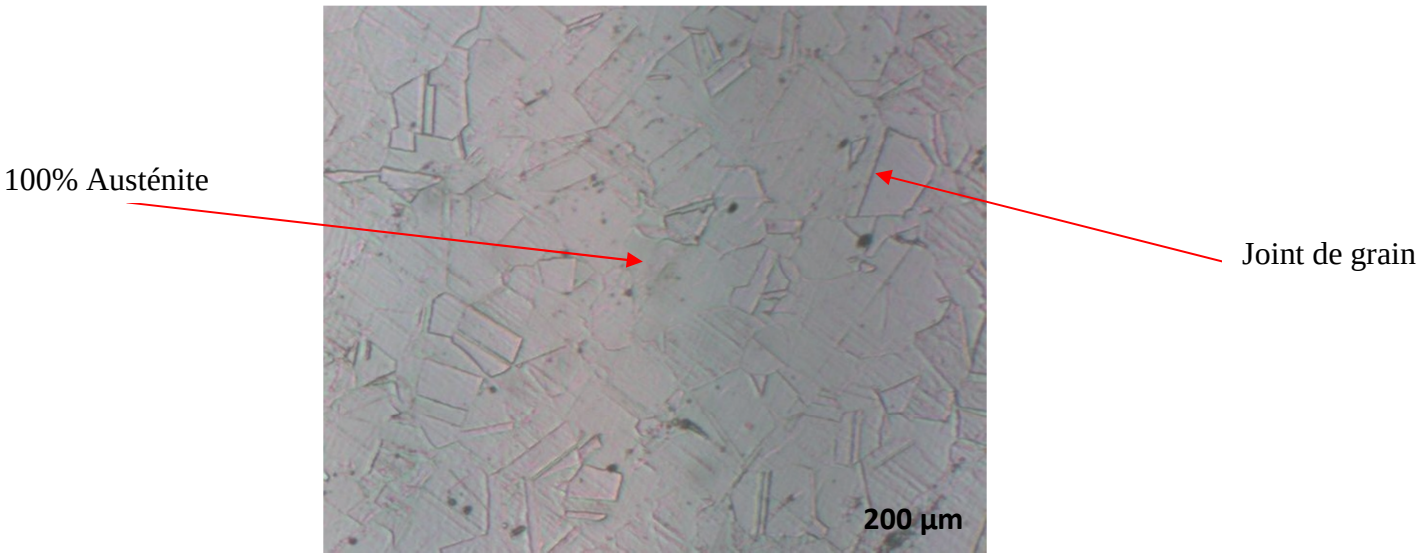


Figure. III.6. Micrographie optique de l'acier Inox X2CrNi18-9 à l'état initiale

III.3.3.2.Analyse de la microstructure après traction :

La microstructure de l'acier à été observée à l'état initiale et après l'essai de traction. Après polissage et attaque chimique, les figures II.8, II.9 et II.10 présentent les différentes microstructures obtenues.

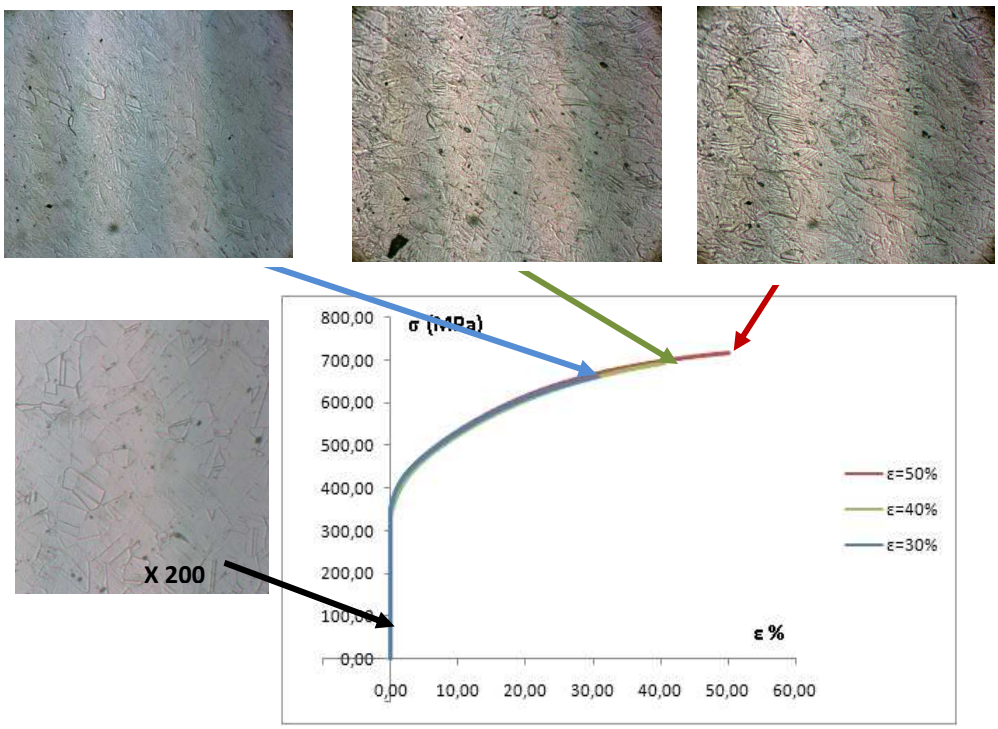


Figure III.7. Courbe de traction à différentes niveaux de déformation à la V=10mm/min

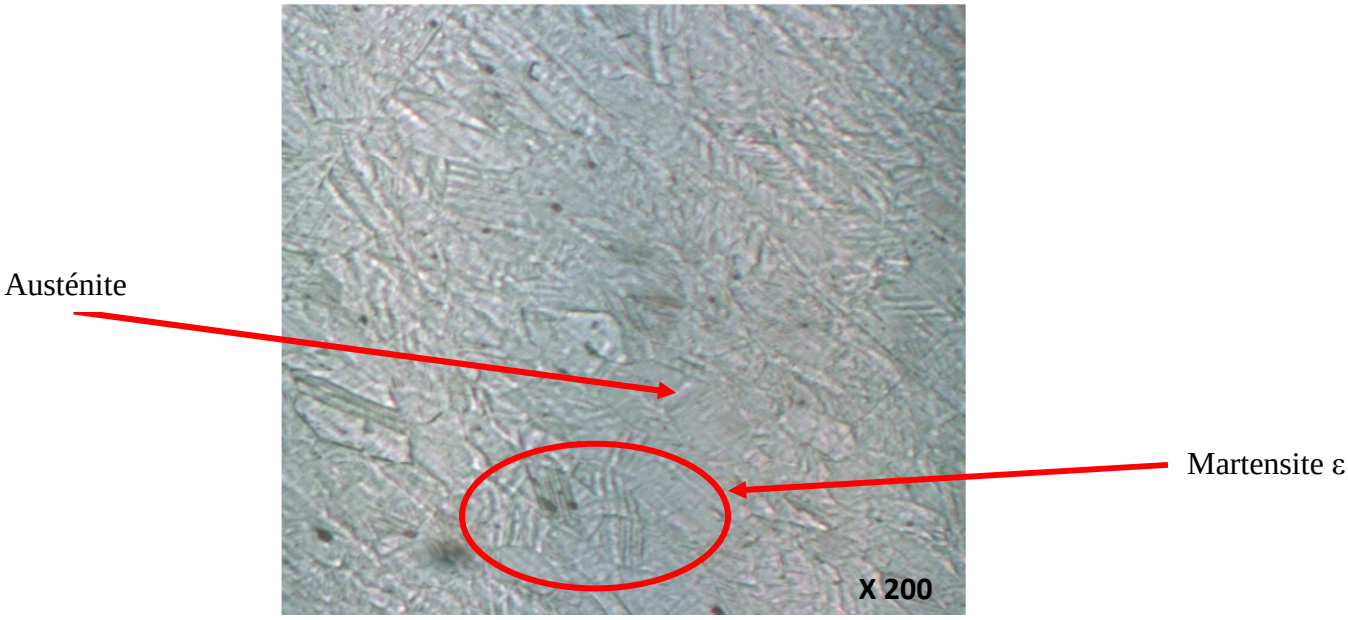


Figure. III.8 Microstructure de l'acier Inox X2CrNi18-9 à la vitesse de 10mm/min

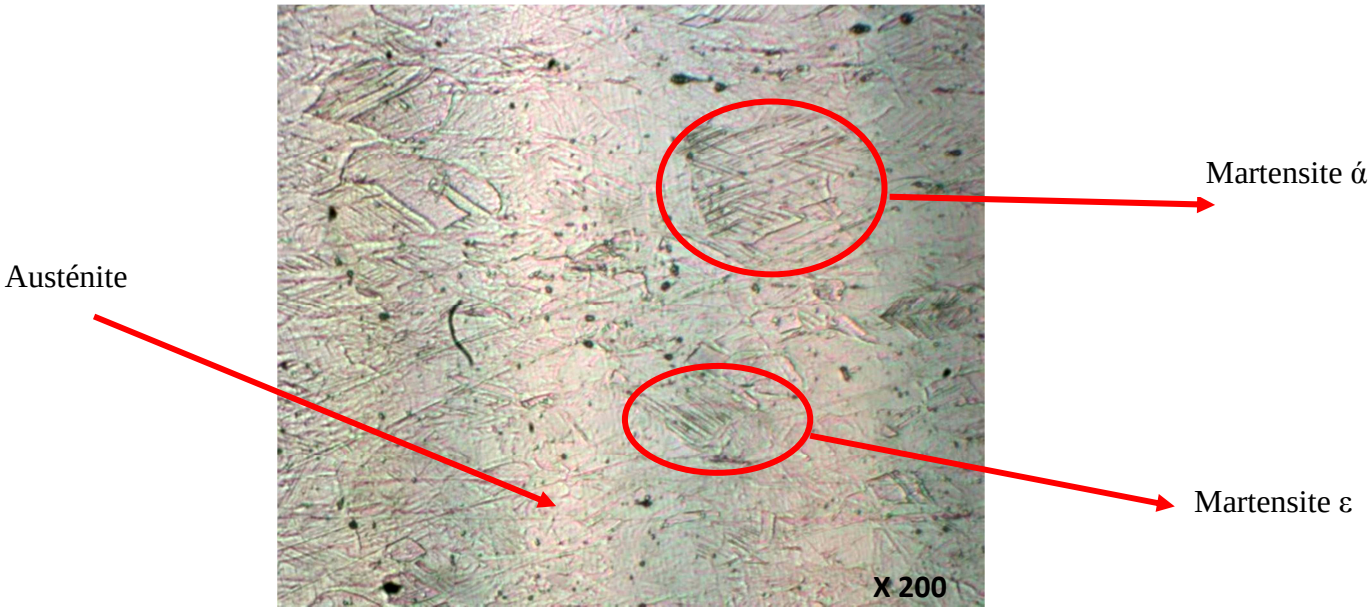


Figure.III.9. Microstructure de l'acier Inox X2CrNi18-9 à la vitesse de 15mm/min

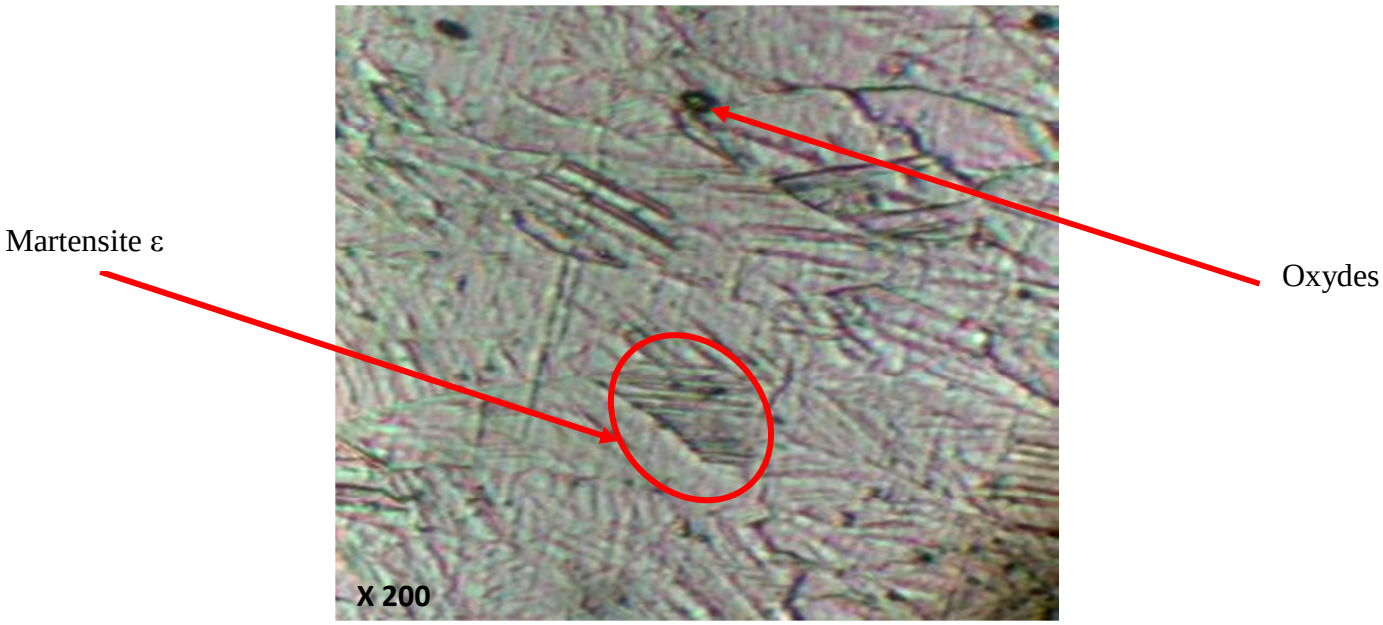


Figure.III.10. Microstructure de l'acier Inox X2CrNi18-9 à la vitesse de 20mm/min

L'observation en microscopie optique montre deux principales morphologies de martensite (ά) sous forme de plaquettes ou sous forme de latte la figure III.8. La martensite en plaquette appelée aussi la martensite lenticulaire. Ce type de morphologie est dû à l'accommodation des contraintes développées lors de la transformation de phase, ou lors de la déformation plastique. La croissance des plaquettes se développe dans le grain d'austénite suivant des directions définies, qui sont parallèles au plans d'accolement et limitées par les joints de grains.

La morphologie de la martensite (ε) est différente de celle de la martensite lenticulaire figures III.9 et III.10, elle adopte la forme de bandes parallèles. Et sa formation est en relation directe avec la formation de défauts d'empilement au sein du réseau cubique à faces centrées de l'austénite.

L'essai s'effectue sous l'air, alors, on a observés le phénomène d'oxydation même si c'est un acier inoxydable, par l'augmentation de la température dans le matériau au cours de l'essai due à l'énergie interne des liaisons interatomiques.

III.4. comportement du matériau en pliage :

III.4.1.Pliage :

Dans cette deuxième nous allons voir l'effet du rayon de pliage sur le comportement de notre matériau.

Afin de caractériser notre matériau lors de pliage, nous avons pliées des bandes de tôles à 90° avec différents rayons de matrice, les résultats de l'évolution des efforts en fonctions du déplacement sont montrés sur la figure 6. La caractérisation de ces éprouvettes nous montre:

- Des petites fissures au niveau de la zone de traction qui ne sont pas propagées en profondeur et aucune fissure au niveau de la zone de compression.
- Les grains sont allongées au niveau de la zone de traction alors qu'ils restent quasiment équiaxes au niveau de la zone de compression.
- Augmentation de l'effort en fonction du rayon de la matrice.

Le pliage a été réalisé au Laboratoire (LEC2M), UMMTO Tizi Ouzou Algérie avec 4 différents types de rayon de pliage 0.7, 5, 10,15 mm par une machine de traction avec une vitesse de déformation de 5 mm/min (Dispositif chap II)

III.4.2.Microdureté :

Elle a été réalisé sur les 4 différents types de rayon de pliage 0.7, 5, 10,15 mm, son bute étais de pouvoir déterminer le changement de dureté a 3 différent endroit qui sont la partie extérieurs qui représente la fibre en traction et la partie intérieur qui représente la fibre en compression et le milieu qui généralement représente la fibre neutre.

Rayon (mm) /emplacement	Microdureté HV Rayon EXTERIEUR	Microdureté HV Rayon MILIEU	Microdureté HV Rayon INTERIEUR
R 0.7	530	376	542
R 5	437	363	452
R10	373	325	437
R15	362	322	415

Tableau III.7. Microdureté HV de l'acier Inox X2CrNi 18-9 plié

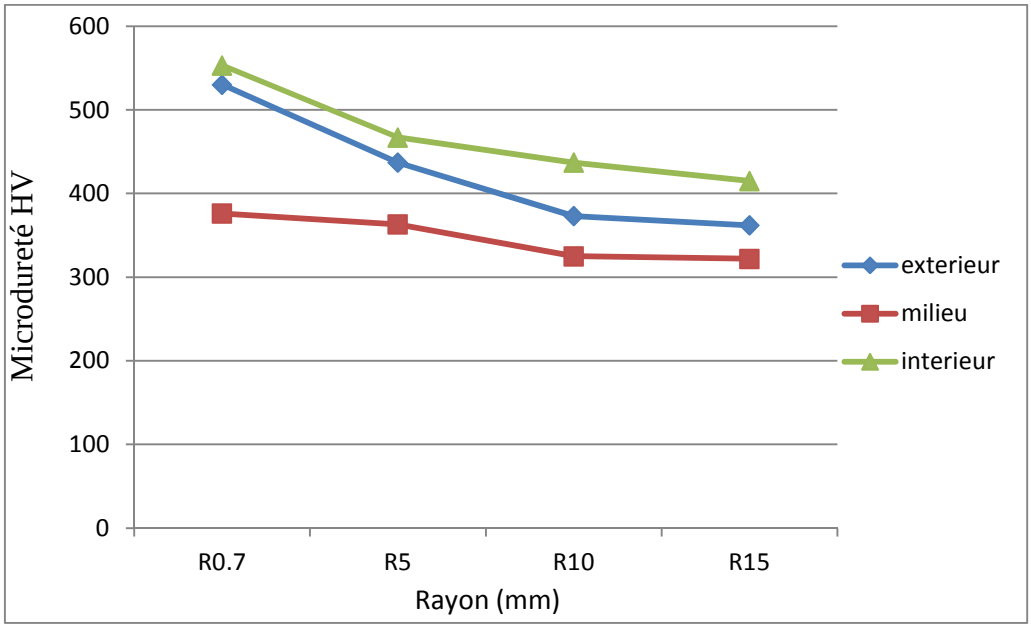


Figure.III.11.Évolution de la microdureté en fonction de la taille du rayon

On constate sur la figure III.11 que l'évolution de la microdureté dépend essentiellement de la taille du rayon et de la zone de localisation par rapport a l'épaisseur de la plaque se qui signifie que plus le rayon et petit plus la microdureté est grande et l'effet est accentuer quand la zone est localisé du coté intérieur du rayon.

Et on constate aussi que la zone ou la microdureté est la plus faible c'est la zone central du rayon par rapport a l'épaisseur

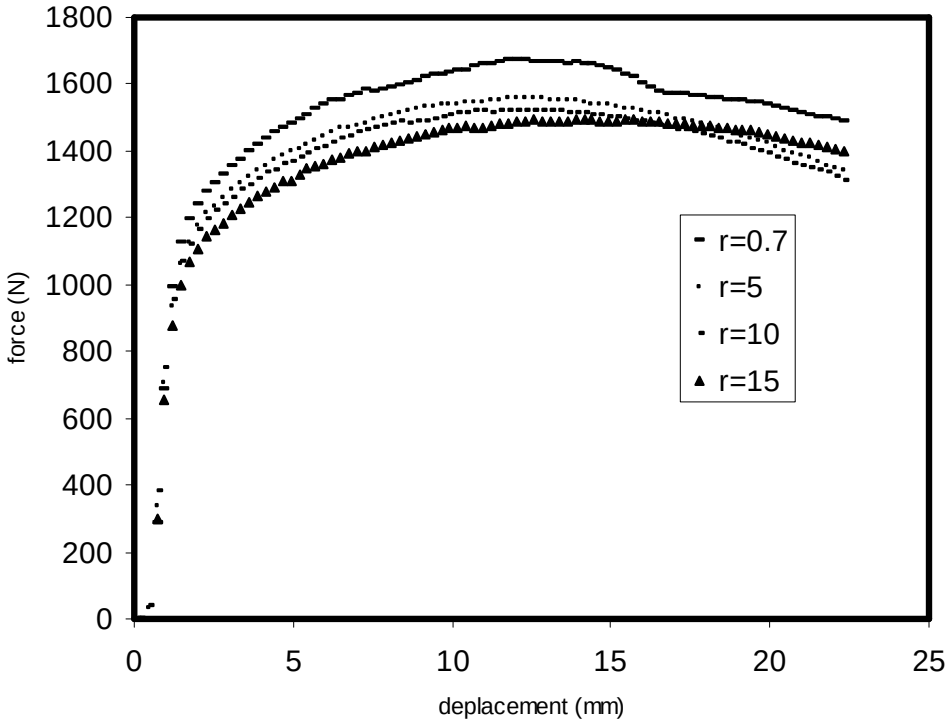


Figure.III.24.Déplacement en fonction de la force pour différent angle

III.4.3.Micrographie après pliage :

Nous avons effectué des pliages avec différents angle 0.7, 5, 10, 15, nous allons comparer les structures selon leurs emplacements dans l'épaisseur de la tôle.

1. **Rayon extérieur :**

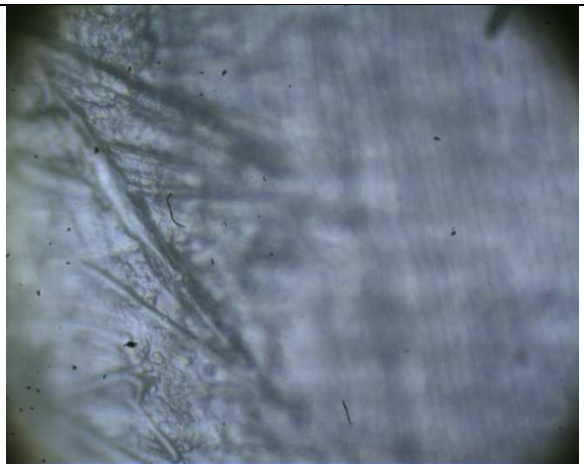


Figure.III.12.rayon 0.7 extérieur

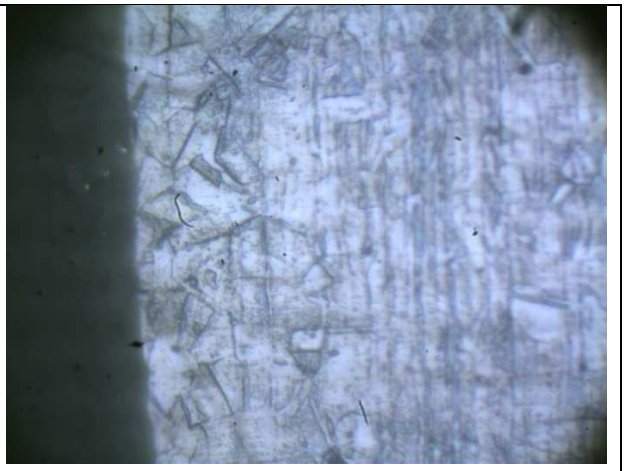


Figure.III.13. rayon 5 extérieur

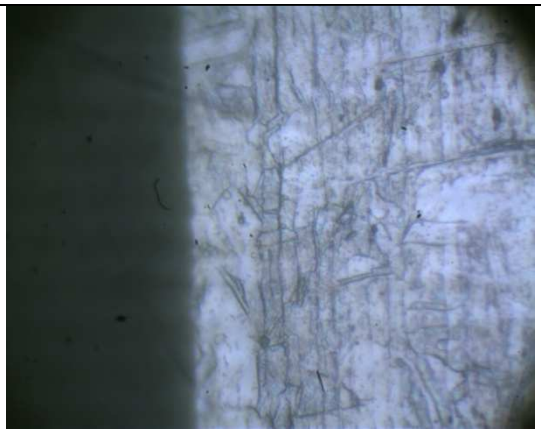


Figure.III.14. rayon 10 extérieur

Figure.III.15.rayon 15exterieur

Dans le rayon extérieur la ou se passe la traction on constate la formation de fissure dans la figure III.12 et l'écrouissage des grains et plus de présence de martensite, dans figure III.13 alors que dans la figure III.14 on voix que les grains et la matrice d'austénite est plus visible.
Dans les quatre figures on constate la présence de martensite qui augmente en fonction de la taille du rayon plus le rayon est petit plus ya de martensite.

2. **Rayon milieu :**

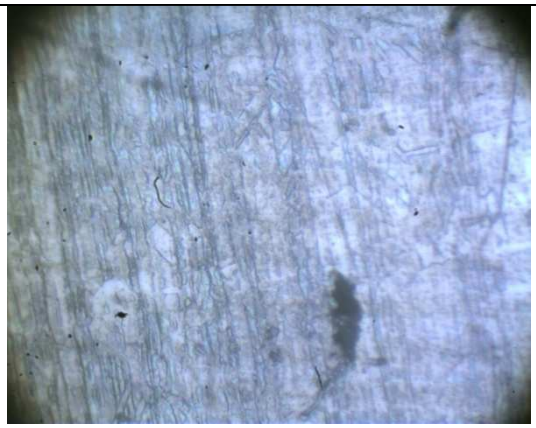


Figure.III.16. rayon 0.7 milieu

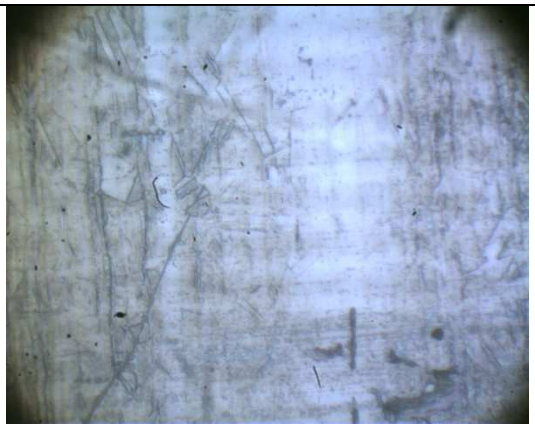


Figure.III.17. rayon 5 milieu

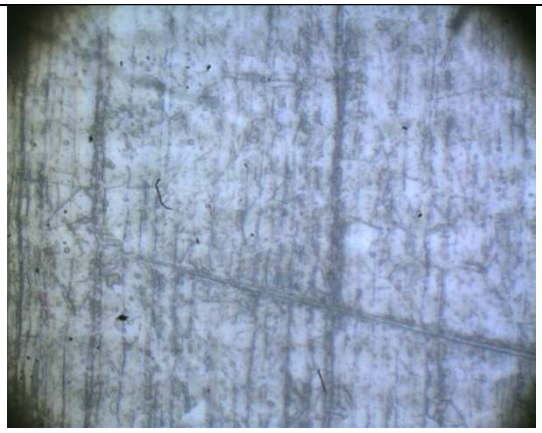


Figure.III.18. rayon 10 milieu

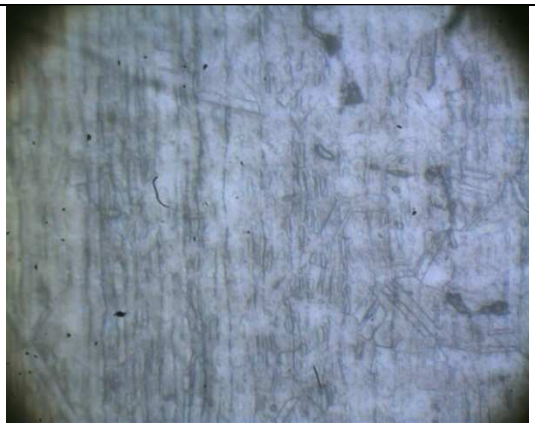


Figure.III.19. rayon 15 milieu

Dans la zone du milieu de l'épaisseur de la tole on voix que les grains sont moins visible et cela est du au fait que cette partie est la partie la moins exposer au durcissement par le pliage Se qui conduit a moins d'écrouissage et moins de transformation de l'austénite en martensite aussi la présence de matrice d'austénite et moins de martensite et les grains et joins de grain sont moins visible que dans les deux autre zone.

3. Rayon intérieur :

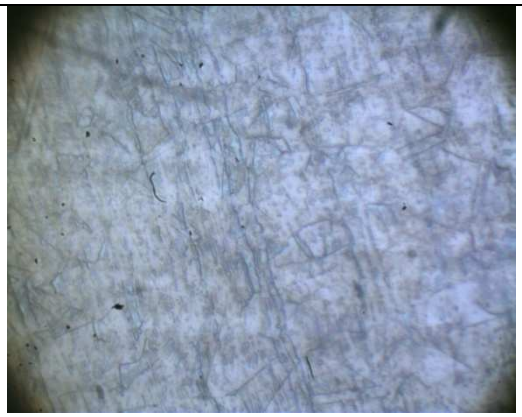


Figure.III.20. rayon 0.7 intérieur

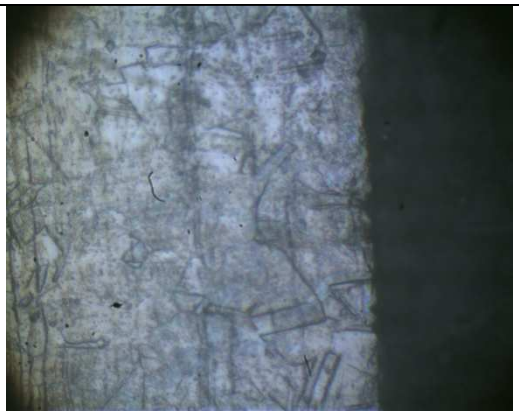


Figure.III.21. rayon 5 intérieur.

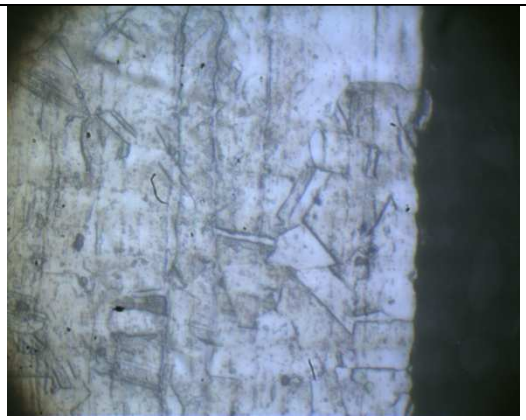


Figure.III.22. rayon 10 intérieur

Figure.III.23.rayon 15 intérieur

Dans le rayon intérieur on constate que contrairement a la zone en traction ils ya aucune fissure et que cette zone présente dans toutes les figure la compression des grains et une plus grande transformation martensitique part rapport au deux autre zone les grains diminue de taille et l'austénite est moins visible que dans les deux autres zones.

III.5.Conclusion :

Apres analyse des résultats on constate que le comportement mécanique des aciers austénitiques instables en général et de l’acier austénitique 304L en particulier dépend essentiellement de la transformation martensitique induite par la déformation plastique de l’austénite.

Conclusion général

Conclusion général

Ce travail est consacré à l'étude expérimentale du comportement mécanique des aciers à effet TRIP en pliage.

Nous avons choisis pour notre étude, l'évolution de la microdureté pour différent rayon

On a fait varié le rayon de pliage tout en conservent la même charge et la même vitesse :

- La microdureté croît avec la diminution du rayon de pliage et aussi selon la zone de localisation par rapport à l'épaisseur de la plaque.
- On constate aussi que plus le rayon de pliage est petit plus la transformation martensitique croît.

En perspective, l'étude peut être complété par l'étude de l'influence d'autres paramètres tel que l'endommagement, la vitesse de déformation,…etc.

Au cours de ce projet nous nous sommes concentrés sur un seul essai de mise en forme: le pliage en V. Il serait intéressant de déterminer le comportement mécanique dans d'autres tests de mise en forme comme lors d'un emboutissage ou d'un test d'expansion.

Les données de ce travail sont essentiellement des données pratiques se qui serait intéressent de les complétés avec un travail théorique dans le but être implémenté pour une comparaison rigoureuse des résultats expérimentaux et numériques.

Enfin, pour améliorer le pliage des aciers, des traitements thermiques pourraient être utilisés pour homogénéiser la microstructure des tôles et ainsi obtenir des matériaux "modèles".

Références bibliographiques :

[1] P. J. CUNAT
Aciers inoxydables : Critères de choix et structure. Techniques de l'Ingénieur. M4540. Traité Des Matériaux. 2003.

[2] J. SEDRIKS.
Corrosion of Stainless Steels.John Wiley and sons, Inc. 1979.

[3] Guy. DAVID.
Les aciers inoxydables. Techniques et documentations Lavoisier, Les éditions de physique, 1990.

[4] Michel COLOMBIE et Coll.
‹‹matériaux métalliques», 2e édition, 2008.

[5] Abdelhakim BOUABDALLAH.
Etude de la restauration et de la recristallisation d'un acier inoxydable austénitique (316L) déformé par laminage Mémoire de fin d'étude, École Nationale Polytechnique, Alger. (Juin 2011).

[6] J. BARRALIS, G. MADER.
Précis de Métallurgie, élaboration, structures- propriétés et normalisation.

[7] Michel DUPEUX.
‹‹ aide mémoire sciences des matériaux », édition Dunod, 2005

[8] Rhône-Alpes
La lettre de l'agence pour la maîtrise des matériaux. Numéro 4-octobre/décembre 2002.

[9] Madeleine Durand-charre
La microstructure des aciers et des fontes .institut National polytechnique de Grenoble.2003

[10] : Aurélie HUG AMALRIC, Etude par mesure du bruit Barkhausen de la microstructure et de l'état de contrainte d'aciers biphasés : application aux aciers pour tôle automobile, INSAL 2007

[11] : Mihai RADU, relation entre la microstructure et le comportement mécanique des aciers TRIP pour application automobile, ENSMP Paris 2005.

[12] : Wikipédia

[13] : Régis KUBLER, comportement thermomécanique des aciers a effet TRIP , approches micromécaniques et phénoménologiques « applications à la mise en forme », ENSMA Paris 2004.

[14] : Jérôme SERRI, Caractérisation expérimentale et modélisation du comportement plastique d'aciers à transformation martensitique. Applications à la mise en forme, LPMM Metz 2006.

[15] : Belkhiri KAOUACHE, analyse multi-échelles de la transformation martensitique induite par contrainte dans les alliages à mémoire de forme. Corrélation contraintes-microstructure, ENSAM Metz 2006.

[16] : Baguer MOHAMMAD SADEGHI, Analyse et Identification du comportement mécanique d'aciers à effet TRIP à partir de mesures de champs cinématiques, ENSAM centre Metz 2010.

[17] : Mohamed Reda BERRAHMOUNE, transformation martensitique et rupture différée dans l'acier austénitique instable 301ln, ENSAM 2006.

[18] : Riadh BAHLOUL, Optimisation du procédé de pliage sur presses de piéces en tole a haute limite, ENSAM 2005.