

République Algérienne Démocratique et Populaire

*Ministère de l'Enseignement
Supérieur et de la Recherche
Scientifique*

Ecole nationale Polytechnique



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات
Ecole Nationale Polytechnique

وزارة التعليم العالي
و البحث العلمي
المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات

Département métallurgie

PROJET DE FIN D'ETUDES

SUJET

**ETUDE DE L'EVOLUTION DES
PROPRIETES MECANIKES DES ACIERS
INOXYDABLES AUSTENITIQUES 304L, 310
et 316L EN FONCTION DU TAUX
D'ECROUISSAGE.**

Proposé et dirigé par :
Pr. M. CHITROUB

Réalisé par :
ISKOUNEN Amar

Promotion Juin 2013

**ENP 10, Hacen-Badi, El-Harrach, 16200 Alger
Tel: 021.52.53.01-03, Fax: 021.52.29.73 www.enp.edu.dz**

Résumé

L'objectif de ce travail est d'étudier l'évolution des principales propriétés mécaniques (limite élastique $R_{p0,02}$, la résistance à la traction R_m et l'allongement à la rupture $A\%$) des trois nuances d'aciers inoxydables austénitiques (304L, 310 et 316L) en fonction du taux d'écrouissage par laminage à froid. Ce travail complète l'étude de l'évolution de la dureté et de la microstructure de ces nuances en fonction du taux d'écrouissage. La finalité de ses travaux est de choisir la nuance adéquate pour son utilisation comme paroi dans les réservoirs de stockage.

Mots clés : aciers inoxydables austénitiques, propriétés mécaniques, traction, laminage.

Abstract

The objective of this work is to study the evolution of the main mechanical properties (tensile strength $R_{p0,02}$, the tensile strength R_m and elongation $A\%$) of the three grades of austenitic stainless steels (304L, 316L and 310) depending on the degree of work hardening by cold rolling. This work complements the study of the evolution of hardness and microstructure of these grades depending on the hardening rate. The purpose of this work is to choose the right grade for use as a wall in the storage tanks.

Keywords: austenitic stainless steels, mechanical properties, traction, rolling.

ملخص

الهدف من هذا العمل هو دراسة تطور الخواص الميكانيكية الرئيسية لثلاثة أصناف من الفولاذ الأوستنيتي المقاوم للصدأ بدلالة نسبة التصلب الناتجة عن عملية الدرفلة على البارد. هذا العمل مكمل لدراسة تطورات الصلابة و البنية المجهرية لهذه الأصناف بدلالة نسبة التصلب. الغرض من هذا العمل هو الاختيار الأمثل للصنف المناسب قصد استخدامه كجدار في صهاريج التخزين.

كلمات البحث : الفولاذ الأوستنيتي المقاوم للصدأ، الخواص الميكانيكية، الشد، الدرفلة.

Remerciements

Je tiens d'abord à remercier mon encadreur, le Pr. M. Chitroub pour la confiance qu'il m'a accordée, pour son soutien et ses conseils.

A Monsieur, Y. Nader, pour m'avoir accueilli pour réaliser le laminage au sein de la société AGENOR, ainsi les techniciens qui m'ont aidé.

A Monsieur, R. Halim, d'avoir accepté de réaliser l'usinage des éprouvettes de traction au sein de son atelier, ainsi Monsieur B. Guergueb du département de génie mécanique qui m'a orienté vers lui.

Je remercie Monsieur S. Zouyed, d'avoir accepté de réaliser les essais de traction au sein de son laboratoire ainsi Rafik L'HEDDAD qui m'a orienté vers son labo.

Je remercie Monsieur, A. Daimellah d'avoir accepté de présider mon jury de soutenance.

Enfin, je remercie Messieurs A. Kasser et le Pr. F. Hellal qui m'ont fait l'honneur d'examiner ce travail.

DEDICACES

A ma Mère et à mon Père, que Dieu les
protège

A mes deux frères Amirouche et Mouhand

A mes amis

A tous ceux qui me sont chers

Je dédie ce modeste travail

Amar

Liste des figures

Figure I.1 diagramme Fe-Cr.....	5
Figure I.2. Le détail de la boucle gamma.....	6
Figure I.3. Diagramme Fe-Ni.....	6
Figure I.4. Influence du nickel sur la boucle γ du diagramme Fe-Cr.....	7
Figure I.5. Influence du carbone et l'azote sur la boucle γ	8
Figure I.6 Diagramme pseudo binaire fer-carbone à 13 % de chrome.....	11
Figure I.7 : La microstructure d'un acier inoxydable martensitique obtenue après un traitement thermique.....	12
Figure I.8: Diagramme de Kaltenhauser.....	14
Figure I.9. Schéma d'une courbe de traction.....	19
Figure I.10. La propagation d'un pli le long d'un tapis, analogue au mouvement d'une dislocation coin.....	20
Figure I.11. Schématisation d'une dislocation vis et coin dans un cristal.....	21
Figure I.12. Déplacement d'une dislocation coin dans un cristal.....	21
Figure I.13. Circuit de Burgers autour de la dislocation puis reproduit dans le cristal parfait.....	22
Figure I.14. Cylindre de glissement.....	23
Figure I.15. Système de maillage.....	24
Figure I.16 Schéma des interactions de deux dislocations-coins se déplaçant dans un même plan.....	25
Figure I.17 – Schéma d'organisation.....	25
Figure I.18 influence du taux d'écroutissage sur les caractéristiques des aciers inoxydables austénitiques.....	27
Figure I.19 évolution des caractéristiques mécaniques de deux aciers inoxydables austénitiques métastables.....	28
Figure I.20 Les principaux paramètres du laminage : f) coefficient de frottement barre contre cylindre ; H) réduction d'épaisseur due au laminage ; P) effort sur les deux cylindres ; q) composante radiale de p ; r) rayon du cylindre ; s) composante tangentielle de P ; α) angle de contact.....	31
Figure II.1 : Les dimensions de nos tôles.....	37
Figure II.2 : Les dimensions de l'éprouvette découpée.....	37
Figure II.3 : Fraiseuse verticale utilisée pour l'usinage de nos éprouvettes.....	39
Figure II.4 : La forme géométrique et les dimensions de notre éprouvette de traction usinée.....	39
Figure II.5 : Machine d'essais universelle hydraulique utilisée pour l'exécution de nos essais de traction.....	41
Figure II.6 : Le micro-ordinateur équipé de logiciel Winwew relié à la machine universelle hydraulique pour l'acquisition et l'exploitation des données.....	42
Figure II.7 : Diagramme de traction conventionnel.....	43

Figure II.8 : Le module d'Young E représente la pente de la droite correspond au domaine d'élasticité	44
Figure II.9 : (a) essai de traction, striction et rupture, (b) illustration, comportements ductile et fragile	46
Figure II.10 Schéma de la formation des cupules lors d'une rupture ductile.....	47
Figure III.1 : Eprouvettes rassemblées après l'exécution de l'essai de traction.....	50
Figure III. 2 : Les courbes conventionnelles obtenues pour 304L avec un taux de réduction égale à a -%, b – 10%, c – 20%, d – 30% et e – 40%.....	53
Figure III.3 : Variation de la limite d'élasticité $R_{p0,02}$ et de la résistance à la traction R_m en fonction du taux de réduction de la nuance 304L	54
Figure III.4 : Variation de l'allongement A% en fonction du taux de réduction de la nuance 304L	54
Figure III.5 : Les courbes conventionnelles obtenues pour 310 avec un taux de réduction égale à a -%, b – 10%, c – 20%, d – 30% et e – 40%.	57
Figure III.6 : Variation de la limite d'élasticité $R_{p0,02}$ et de la résistance à la traction R_m en fonction du taux de réduction de la nuance 310.....	58
Figure III.7 : Variation de l'allongement A% en fonction du taux de réduction de la nuance 310.....	59
Figure III.8 : Les courbes conventionnelles obtenues pour 316L avec un taux de réduction égale à a -%, b – 10%, c – 20%, d – 30% et e – 40%.....	62
Figure III.9: Variation de la limite d'élasticité $R_{p0,02}$ et de la résistance à la traction R_m en fonction du taux de réduction de la nuance 316L	63
Figure III.10 : Variation de l'allongement A% en fonction du taux de réduction de la nuance 316L	63
Figure III.11: Variation de la limite élastique $R_{p0,02}$ en fonction de la déformation des trois nuances étudiées.....	65
Figure III.12 : Variation de la résistance à la traction R_m en fonction de la déformation des trois nuances étudiées.....	66
Figure III.13 : Variation de l'allongement à la rupture A% résistance en fonction de la déformation des trois nuances étudiées	66

Liste des tableaux

Tableau I.1. Variétés allotropiques du fer et structures correspondantes.....	4
Tableau I.2 : Effet des éléments d'alliage sur les propriétés d'emploi	10
Tableau I.3 : classification des aciers inoxydables martensitiques	12
Tableau 1.4 : Les principales propriétés mécaniques des aciers martensitiques.....	12
Tableau 1.5 : Les principales propriétés mécaniques des aciers inoxydables ferritiques	14
Tableau. I.6 : Les principales nuances des aciers inoxydables austéno-ferritique.....	15
Tableau I.7 : Les principales propriétés mécaniques des aciers inoxydables austénitiques.....	18
Tableau I.8 : Les principales propriétés physiques des aciers inoxydables austénitiques	18
Tableau I.7 Principaux systèmes de glissement observés	23
Tableau I.8 Exemples de durcissement obtenu par écrouissage	26
Tableau I.9 Principaux paramètres de laminage	30
Tableau II.1 : Les nuances d'acier inoxydable austénitique utilisées.....	34
Tableau II.2 : La composition chimique de 304L utilisée selon la nuance AISI.....	34
Tableau II.3 : Les principales propriétés mécaniques de 304L selon AISI.....	34
Tableau II.4 : La composition chimique de 310 utilisée selon la nuance AISI.....	35
Tableau II.5 : Les principales propriétés mécaniques de 310 selon AISI	35
Tableau II.6 : La composition chimique de 316L utilisée selon la nuance AISI.....	36
Tableau II.7 : Les principales propriétés mécaniques de 316L selon AISI.....	36
Figure II.8 : Les taux de réduction réalisés par laminage à froid sur nos éprouvettes	38
Tableau II.9 : Valeurs du module d'Young de quelques matériaux	44
Tableau III.1 : Les principales caractéristiques mécaniques de 304L tirés de nos courbes conventionnelles de traction.....	53

Tableau III.2 : Les principales caractéristiques mécaniques de 310 tirés de nos courbes conventionnelles de traction..... 58

Tableau III.3 : Les principales caractéristiques mécaniques de 316L tirés de nos courbes conventionnelles de traction..... 62

Sommaire

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

Chapitre I. Partie bibliographique

I.1. Les aciers inoxydables	3
I.1.1. Généralités sur les aciers inoxydables	3
I.1.2. les diagrammes d'équilibres	4
I.1.2.1. Les binaires Fe-Cr	4
I.1.2.2. Les binaires Fe-Ni	6
I.1.2.3. Les ternaires Fe-Ni-Cr	7
I.1.3. Structure métallurgique et rôle des éléments d'addition	8
I.1.4. Types d'aciers inoxydables.....	10
I.1.4.1. Les aciers inoxydables martensitiques	11
I.1.4.2. Les aciers inoxydables ferritiques	13
I.1.4.3. Aciers inoxydables austéno-ferritiques	14
I.1.4.4. Aciers inoxydables austénitiques	15
I.2. Déformation plastique des matériaux métalliques	19
I.2.1. Généralités	19
I.2.2. Dislocation et mécanismes associés.....	20
I.2.2.1 Définition	20
I.2.2.2 Barrières de Peierls	22
I.2.2.3 Système de glissements.....	22
I.2.2.4 Maclage	24
I.2.3 Le durcissement des métaux	24
I.2.3.1 Le durcissement par augmentation de la densité des dislocations, le durcissement par perturbation du réseau cristallin.....	25
I.2.3.2 Influence du durcissement par écrouissage sur les propriétés mécaniques des aciers inoxydables austénitiques	26
I.2.4 Le Laminage	29
I.2.4.1 Laminage à froid	29
I.2.4.2 Equipements de laminage	29
I.2.4.3 Laminoirs	29
I.2.4.4 Paramètres de laminage.....	30
I.2.4.5 Paramètres de la zone de déformation	31

Chapitre II. Techniques expérimentales

II.1. Matériau utilisé	34
II.1.1 Acier inoxydable austénitique 304L	34
II.1.2 Acier inoxydable austénitique 310	35
II.1.3. Acier inoxydable austénitique 316L	36
II.2. Préparation des éprouvettes de traction	36
II.3. le laminage à froid	38
II.4. Usinage des éprouvettes de traction	38
II.5. Essai de traction	40
II.5.1. Principe de fonctionnement	41
II.5.2. Caractéristiques classiques de l'essai de traction	43
II.6. La rupture lors de l'essai de traction	45
II.6.1 La rupture ductile	46
II.6.2 La rupture fragile	47
II.6.3 Les ruptures à temps	48

Chapitre III. Résultats et interprétations

III.1. Résultats	50
III.1.1. Acier inoxydable austénitique 304L	50
III.1.2. Acier inoxydable austénitique 310	55
III.1.3. Acier inoxydable austénitique 316L	59
III.2. Interprétations	64
Conclusion générale	68
Perspectives	68
Références bibliographiques	69

Introduction Générale

INTRODUCTION GENERALE

L'acier inoxydable est un matériau très largement utilisé dans les applications où la résistance à la corrosion est un facteur important. Les aciers inoxydables ont une nature résistante à la corrosion, découlant de la présence de l'élément d'alliage Cr, formant une couche passive très stable protégeant l'acier. Ils possèdent des bonnes propriétés mécaniques. Ils ont une forte capacité d'érouissage et sont ductiles. Ils constituent donc des matériaux de structure particulièrement intéressants et sont très largement employés dans l'industrie chimique et l'industrie de l'énergie.

Les inoxydables austénitiques représentent 70 % de la production mondiale. Les nuances les plus courantes sont 18/8 ou 18/10, qui correspondent à 18 % de chrome et 8 ou 10 % de nickel.

Ce travail s'inscrit justement dans le cadre de la recherche d'une nuance de ces aciers inoxydables austénitiques pour son utilisation dans l'industrie des réservoirs de stockage de produits chimiques. La recherche bibliographique et les travaux de M. Grine [2], ont orientés notre investigation vers les nuances 316L, 304L et 310.

L'objectif de ce projet est d'étudier l'évolution des principales propriétés mécaniques lors d'un essai de traction de ces trois nuances, en fonction du taux d'érouissage par laminage. Le travail est organisé selon le plan suivant :

Le premier chapitre concerne des généralités sur les aciers inoxydables, leurs familles, et leurs différentes propriétés mécaniques.

Dans le deuxième chapitre, nous présenterons les nuances étudiés, leurs propriétés, ainsi que le matériel expérimental et les méthodes utilisées dans étude.

Le troisième chapitre est dédié à la présentation de nos résultats et interprétations.

Enfin, notre travail sera finalement clôturé par une conclusion générale et quelques perspectives.

Chapitre I

Partie Bibliographique

I.1. Les aciers inoxydables

I.1.1. Généralités sur les aciers inoxydables

Les aciers inoxydables sont des alliages Fe-Cr et Fe-Ni-Cr contenant éventuellement des éléments d'alliage soit de type interstitiel comme le carbone ou l'azote, soit de type métallique tel que le molybdène, le titane... Le qualificatif "inoxydable" est habituellement attribué lorsque l'alliage présente une concentration minimale d'environ 11 à 12% de chrome. Des phases secondaires de nature inclusionnaire, formées lors de l'élaboration du métal, tels des sulfures, peuvent se retrouver dans les aciers inoxydables. Si l'on se réfère à une classification selon la composition chimique de l'alliage, les désignations d'aciers inoxydables au chrome, d'aciers inoxydables au chrome-nickel ou d'aciers inoxydables au chrome-nickel-molybdène sont employées. Cette classification est cependant un peu restrictive car l'addition d'éléments d'alliage leur confère une large variété de structures et donc de propriétés physiques, mécaniques et chimiques. L'addition de chrome, de structure cubique centrée, favorise la structure ferritique. C'est un élément dit α -gène comme le molybdène, le niobium ou le tantale. Le nickel est un élément γ -gène, de structure cubique face centrée. Il confère une structure austénitique. Le carbone, l'azote ou le manganèse ont aussi cette particularité. Les aciers inoxydables sont plus couramment classés selon leur structure micrographique [1].

L'emploi des aciers inoxydables doit être considéré sous deux aspects principaux [2]:

- La résistance à la corrosion dans le milieu de service.
- Les propriétés mécaniques exigées par la mise en œuvre et les conditions d'utilisation

D'un point de vue historique Les aciers inoxydables ont commencé à être développés industriellement au début du XXème siècle. A partir de 1914, un acier contenant 14% de chrome s'est répandu dans l'industrie de la coutellerie, son inoxydabilité ayant été découverte par Brearly lors de travaux sur des alliages ferritiques fer-chrome pour canons de fusils. Les aciers inoxydables ont très vite trouvé de nombreuses applications, du fait de leur résistance à la corrosion tout d'abord, mais aussi du fait de leurs bonnes propriétés mécaniques [3].

I.2.2. les diagrammes d'équilibres

Les aciers inoxydables sont essentiellement des alliages Fe-Cr ou Fe-Cr-Ni à teneur de carbone variant de 0,02 à 1% selon les nuances. Bien qu'un certain nombre d'autres éléments tels que Mo, Cu, Si, Ti, Nb...soit ajoutés pour améliorer la tenue à la corrosion ou les propriétés mécaniques pour des alliages particuliers, l'essentiel des propriétés des inoxydables sont liées à la connaissance des diagrammes de phases et des diagrammes TRC des alliages ternaires Fe-C-Cr ou quaternaires Fe-C-Cr-Ni [4].

Avant d'examiner les différents diagrammes d'équilibre, il est utile de rappeler les variétés allotropiques du fer. Aux basses températures et jusqu'à 910 °C, le fer a une structure cubique centrée, c'est le fer α . A partir de 910 °C, il se transforme en fer γ dont la structure est cubique à faces centrées et une nouvelle transformation intervient à 1400 °C pour donner le fer δ dont la structure est cubique centrée. Ces transformations qui sont réversibles peuvent se résumer suivant le schéma du tableau I.1. C'est ainsi que le chrome (cubique centré) sera un stabilisant de la ferrite tandis que le nickel (cubique à faces centrées) sera un stabilisant de l'austénite [5].

Tableau I.1. Variétés allotropiques du fer et structures correspondantes [5].

Fer α (ferrite) ($\theta < 910^\circ\text{C}$)	Fer γ (austénite) ($910^\circ < \theta < 1400^\circ\text{C}$)	Fer δ (ferrite) ($\theta > 1400^\circ\text{C}$)
Structure cubique centrée	Structure cubique à faces centrées	Structure cubique centrée

I.2.1.1. Les binaires Fe-Cr

Le chrome (CC) est un élément α -gène : il favorise l'extension du domaine ferritique comme le montre l'existence de la boucle γ sur le diagramme Fe-Cr.

En contournant cette boucle on peut passer continûment de la ferrite δ à la ferrite α .

On peut délimiter deux régions de teneur en chrome :

- $\%Cr < 13$: Ces alliages ont la possibilité d'être austénitiques totalement ou particulièrement et peuvent donc subir la transformation $Fe \gamma \rightarrow Fe \alpha$ par refroidissement lent ou rapide.

- $\%Cr > 13$: Ces alliages, toujours « ferritiques », ne peuvent pas subir de durcissement par trempe martensitique. Pour des teneurs suffisantes en Cr, il y a possibilité d'apparition d'une phase intermédiaire, phase sigma (σ), qui pour des refroidissements lents précipite dans la matrice ferritique ou aux joints des grains, entraînant une fragilisation importante de l'alliage [4].

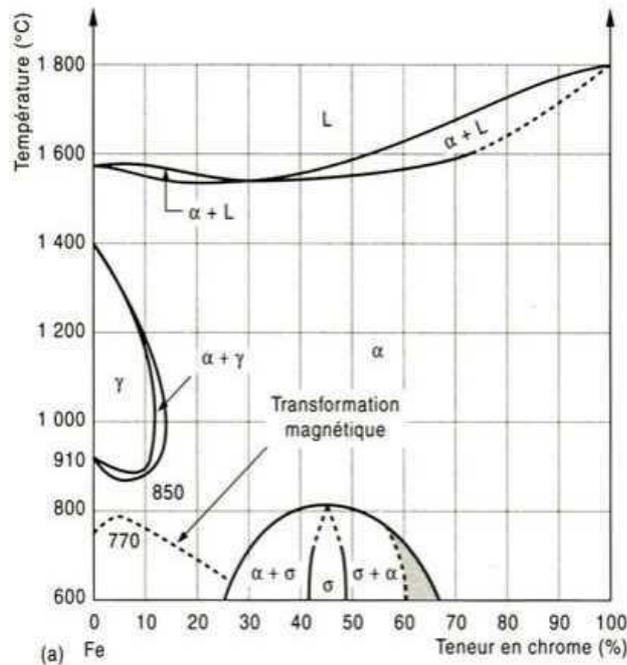


Figure I.1 diagramme Fe-Cr [6].

Le détail de la boucle γ figure I.2, montre que, pour des teneurs en chrome inférieures à 10,5 %, l'alliage Fe-Cr subit au chauffage une transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ et inversement au refroidissement. Pour des teneurs en chrome supérieures à 11,5 %, seul le domaine α existe. L'alliage métallique ne subit aucun changement de phase et reste donc ferritique (phase α). Entre une teneur en chrome comprise entre 10,5 et 11,5 %, les deux phases γ et α coexistent sous la forme d'une structure mixte ou biphasée $\gamma + \alpha$. [2].

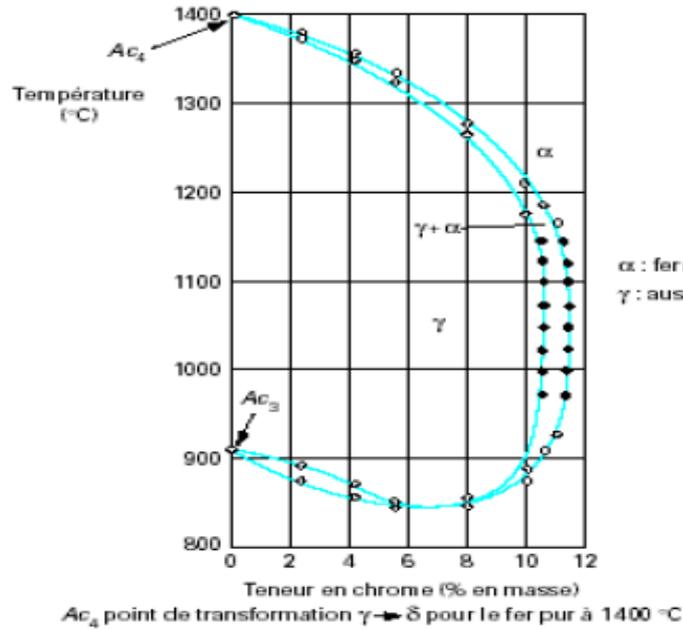


Figure I.2. Le détail de la boucle gamma [2].

I.1.2.2. Les binaires Fe-Ni

Le diagramme fer-nickel (figure I.3) montre que le domaine d'existence de la phase γ augmente avec la teneur en nickel. Le nickel est donc un nouvel élément gamma gène. Étant cubique à faces centrées, il favorise l'extension du domaine austénitique pour des raisons d'isomorphisme. Par conséquent, au même titre que le carbone ou l'azote, l'addition de nickel conduit à augmenter la boucle des alliages fer-chrome (figure I.4) [6].

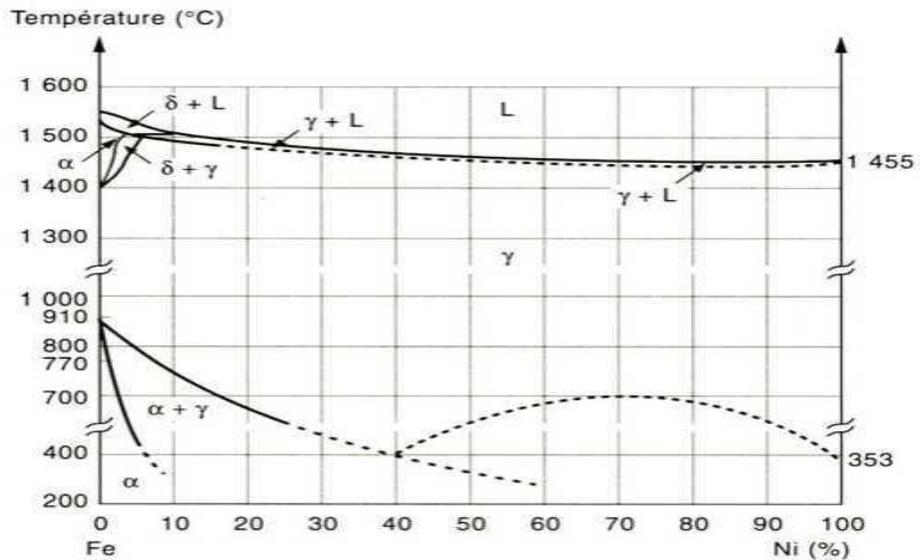


Figure I.3. Diagramme Fe-Ni [6].

I.2.2.3. Les ternaires Fe-Ni-Cr

La constitution d'équilibre des alliages Fe-Ni-Cr dépend des teneurs relatives en Ni (γ -gène) et en Cr (α -gène). la figure I.4 montre l'influence du nickel sur la boucle γ du diagramme Fe-Cr : l'addition de nickel élargit, en teneurs et températures, le domaine austénitique [4].

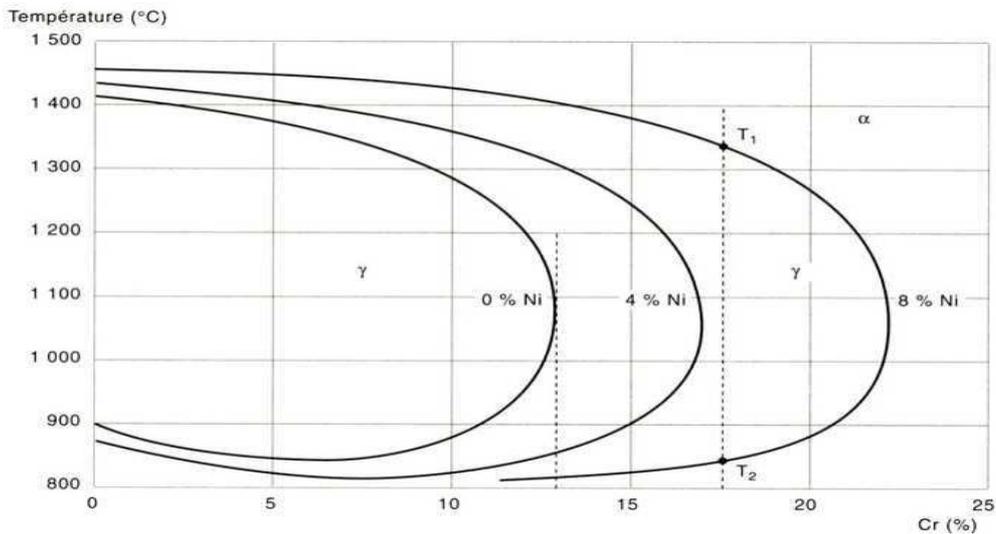


Figure I.4. Influence du nickel sur la boucle γ du diagramme Fe-Cr [6].

I.1.3. Structure métallurgique et rôle des éléments d'addition

L'élément d'alliage chrome constitue jusqu'à nos jours le métal d'addition le plus important pour les aciers inoxydables. Au-delà de 12%, il confère à l'acier une très bonne résistance à la corrosion. De plus, il existe un certain nombre d'autres éléments d'alliages ayant une certaine importance. Ils influent plus au moins la structure de l'acier selon leur nature et quantités. Le fer non allié est constitué à la température ambiante de fer cubique centré ou "fer alpha" qui se transforme en fer cubique centré "fer gamma" au-dessus de 960°C. Les éléments d'alliages se répartissent en deux catégories : ceux favorisent le maintien du fer α et ceux qui stabilisent le fer γ [7].

Les informations suivantes montrent brièvement le type d'influence que peuvent avoir quelques éléments d'alliages :

a) Le chrome

C'est un élément stabilisateur de fer α il est la cause de la passivation de l'acier et constitue, au-delà de 12%, l'élément d'alliage essentiel des aciers inoxydables [7].

b) Le carbone et l'azote

Le carbone et l'azote, deux éléments fortement gamma gènes, contribuent à stabiliser l'austénite. Cet effet de stabilisation est montré sur la Figure I.5. La solubilité de carbone diminue lorsque la température décroît et une certaine proportion de carbone précipite lentement sous forme de carbures riches en chrome $Cr_{23}C_6$ qui sensibilise l'acier à la corrosion inter granulaire. L'azote associé à une basse teneur en carbone permet d'atteindre des limites d'élasticité élevées sans diminuer la résistance à la corrosion inter granulaire [2].

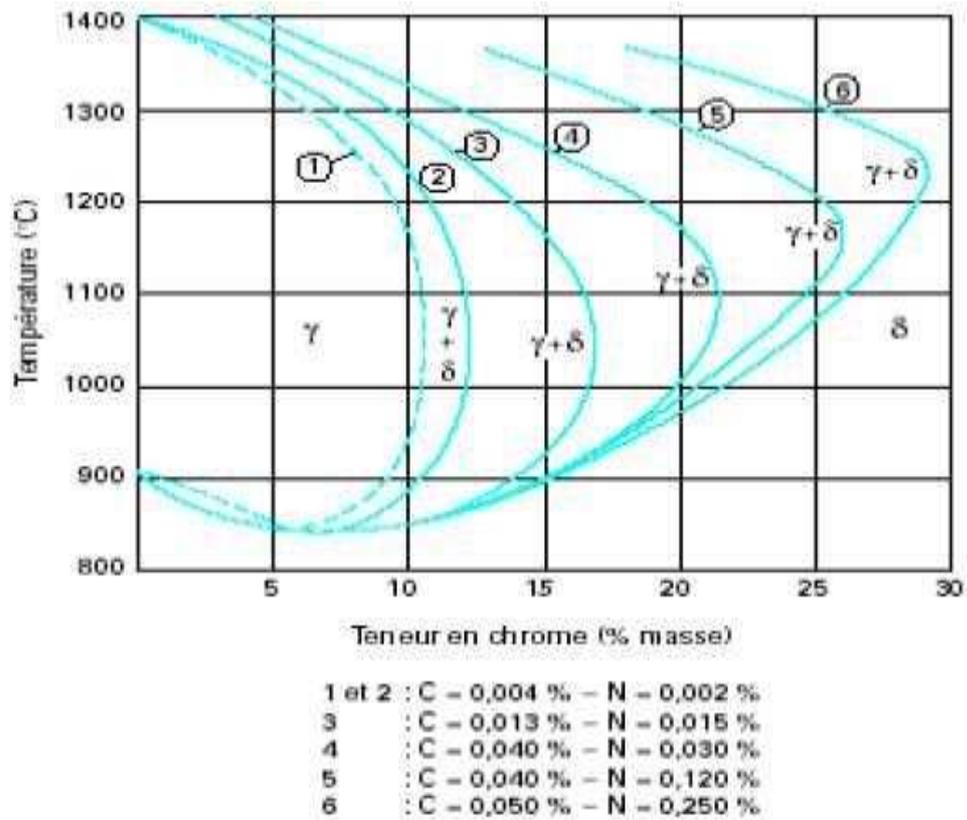


Figure I.5. Influence du carbone et l'azote sur la boucle γ [2].

c) Le nickel

C'est un élément stabilisateur du fer γ . Il élargit en effet le domaine d'existence de l'austénite en fonction de sa teneur jusqu'aux températures inférieures à $20^{\circ}C$. Il est avec le chrome un des plus importants éléments d'alliages des aciers inoxydables austénitiques. Le Ni améliore la résistance à la corrosion et renforce en particulier la résistance à la corrosion sous vide.

d) Le manganèse

Il stabilise le fer γ et n'a pas d'influence reconnue sur la résistance à la corrosion. Il rend plus difficile la transformation de l'austénite en martensite α dans les aciers Cr Ni et lors de sollicitation mécanique aux basses températures [7].

e) Le molybdène et le cuivre

L'addition de molybdène et de cuivre au niveau de quelques pour-cent améliore le film passif, en particulier en milieux chlorurés et acides. Ces éléments ne créent pas de passivité. Leur effet serait plutôt dû au dépôt de métal ou d'oxyde au niveau de la couche passive à base de chrome. En résumé, nous retiendrons schématiquement que la résistance à la corrosion humide des aciers inoxydables est principalement liée à leur teneur en chrome. Ainsi, il faut s'attendre à des caractéristiques de corrosion :

- médiocres, pour les plus basses teneurs en chrome (11 à 13 %).
- moyennes, pour les concentrations en chrome intermédiaires (14 à 15 %).
- haut de gamme, pour les teneurs plus élevées, typiquement 16 à 18 %.
- exceptionnelles, pour les concentrations supérieures (21 à 25 %).

À ces différents niveaux, des additions de molybdène ou de cuivre améliorent les résultats [6].

f) Le tungstène

Améliore la tenue aux températures élevées des aciers inoxydables austénitiques [7].

g) Le titane

C'est un formateur de ferrite. Il se combine dans les aciers ferritiques et austénitiques avec le carbone pour former un carbure de titane et avec l'azote pour former un nitrure de titane dont l'existence rend l'acier insensible à la corrosion inter cristalline [7].

h) Le niobium

Il s'agit d'un formateur de ferrite. Il se combine également avec le carbone dans les aciers Cr et au CrNi et s'oppose à la corrosion intergranulaire [7].

i) Le silicium

Autre élément alpha-gène, améliore les propriétés d'emploi à haute température mais diminue la résistance à la fissuration lors du soudage [5].

Tableau I.2 : Effet des éléments d'alliage sur les propriétés d'emploi [8].

Elément	Teneur (%masse)	Effets sur les propriétés d'emploi
Chrome	10 à 30	Essentiel à la tenue à la corrosion générale et localisée dans la plupart des milieux. Améliore la tenue à l'oxydation à haute température.
Molybdène	≤ 7	Améliore la tenue à la corrosion localisée. Augmente la résistance au fluage. Augmente la résistance à la fissuration à chaud du soudage.
Titane Niobium	≤ 1	Accroissent la résistance à la corrosion inter cristalline en piégeant le carbone libre. Parfois utilisés comme éléments durcissant. Le niobium accroît le risque de fissuration à chaud au soudage.
Nickel	0 à 50	À teneur élevée, augmente la résistance à la corrosion sous contrainte. Améliore la résilience à basse température.
Azote	$\leq 0,5$	Améliore les propriétés mécaniques. Retarde la précipitation de phases intermétalliques dans les aciers à haute teneur en chrome et molybdène. Stabilise la structure austénitique lors de cycles thermiques courts. Améliore la résistance à la corrosion localisée.
Cuivre	≤ 3	Diminue l'écrouissabilité. Améliore la tenue en milieu sulfurique.

I.1.4. Types d'aciers inoxydables

Il existe plusieurs familles d'aciers inoxydables selon leur structure ; les quartes principales sont :

- les aciers inoxydables austénitiques (amagnétiques, de structure cubique a faces centrées)
- les aciers inoxydables martensitiques (magnétiques)
- les aciers inoxydables ferritiques (magnétiques, de structure cubique centrée)
- les aciers inoxydables austeno-ferritiques (phase austénitique amagnétique CFC, et phase ferritique magnétique CC [3]).

I.1.4.1. Les aciers inoxydables martensitiques

Ils sont représentés par les nuances à 13% Cr ayant une teneur en carbone suffisante ($> 0,08\%$) pour pouvoir être entièrement austénitique aux températures élevées comme le montre la coupe pseudo binaire (fig. I.6). Les aciers inoxydables martensitiques ont un comportement comparable aux aciers de traitement thermique classiques. Leur trempabilité est excellente et la vitesse critique de trempe martensitique correspond à un refroidissement à l'air [4].

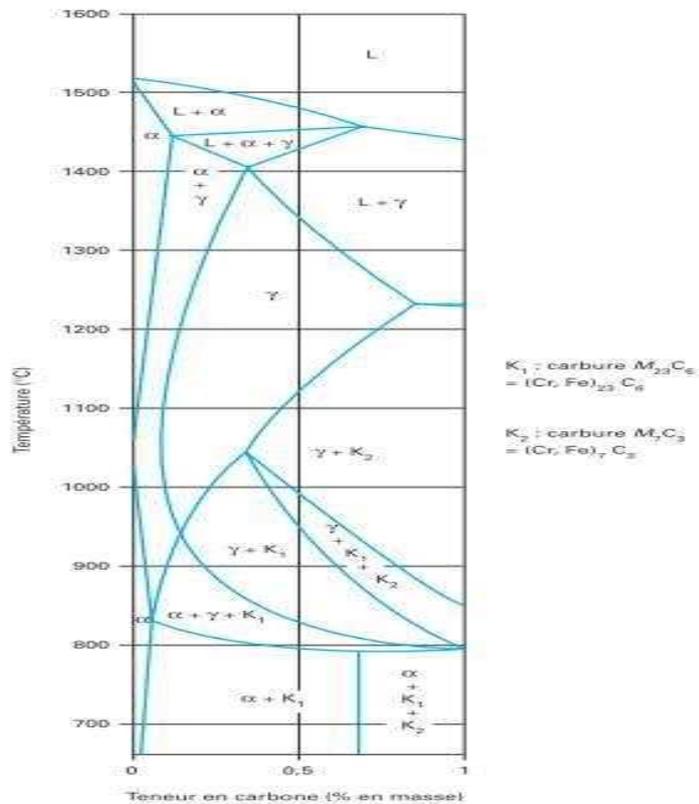


Fig. I.6 Diagramme pseudo binaire fer-carbone à 13 % de chrome [5].

Les propriétés d'emploi des aciers inoxydables martensitiques, qui se différencient de tous les autres groupes d'aciers inoxydables par leur haute dureté et leurs valeurs de résistance mécanique élevées, dépendent fortement de l'état structural obtenu après traitement thermique et varient dans un large intervalle. La figure I.7 montre une structure de l'acier inoxydable martensitique obtenue après un traitement thermique. Elle est constituée d'une martensite plus ou moins revenue et de carbure précipités [7].

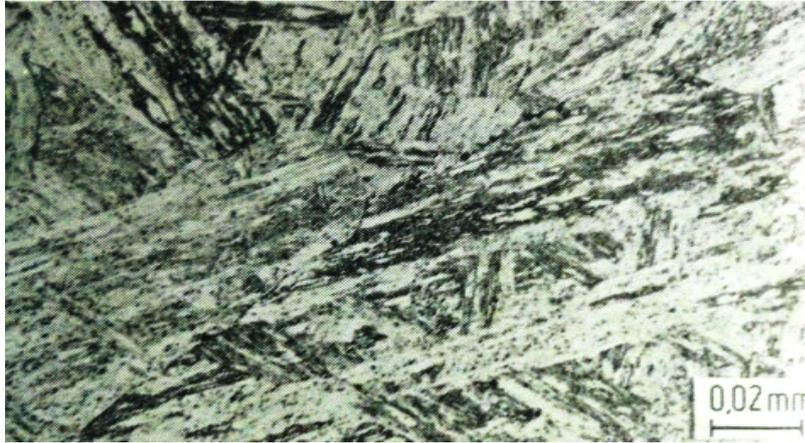


Figure. I.7 : La microstructure d'un acier inoxydable martensitique obtenue après un traitement thermique [7].

Suivant la composition chimique les aciers inoxydables martensitiques sont divisés en quatre groupes (tableau I.3).

Tableau I.3 : classification des aciers inoxydables martensitiques [9].

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

Le tableau I.4 résume les propriétés mécaniques des aciers inoxydables martensitiques.

Tableau 1.4 : Les principales propriétés mécaniques des aciers martensitiques [9].

Nuance	A l'état	Limite d'élasticité (MPa)	Charge à la rupture (MPa)	Ductilité (%)
Aciers inoxydables martensitiques	Recuit	$R_{p0.2} > 280$	$450 < R_m < 800$	$A(\%) > 12$
	Trempé	$R_{p0.2} > 850$	$950 < R_m < 2000$	$A(\%) > 5$

I.1.4.2. Les aciers inoxydables ferritiques

Les aciers inoxydables ferritiques contiennent de 10 à 30 % de chrome avec, une teneur en carbone et azote réduite (extrêmement basse dans le cas des aciers purement ferritiques et des aciers ferritiques très alliés). Ils peuvent contenir des additions telles que :

- molybdène pour améliorer leur tenue à la corrosion ;
- titane ou niobium pour piéger le carbone et améliorer les propriétés des joints soudés.

Les aciers purement ferritiques n'ont pas de point de transformation et sont donc très sensibles au grossissement du grain au-dessus de 800 °C. Il est impossible de régénérer leur structure par traitement thermique. Ils sont souvent stabilisés par le titane ou/et le niobium, ce qui a plusieurs effets :

- diminuer la sensibilité à la corrosion inter cristalline en piégeant le carbone et l'azote. Pour cela, une teneur minimale de titane ou de niobium est nécessaire. On retient généralement des formulations telles que :
 - $\% \text{Ti} > 0,2 + 4 (\% \text{C} + \% \text{N})$,
 - $\% \text{Nb} > 0,15 + 7 (\% \text{C} + \% \text{N})$;
- les nitrures de titane, présents dans le métal liquide, servent de germes de solidification et favorisent une structure équiaxe ;
- les carbonitrures (titane et niobium) limitent la tendance au grossissement des grains ferritiques. Cela entraîne une amélioration sensible de la ductilité des joints soudés.

Les aciers semi-ferritiques (410S, 405, 4003, 430) présentent une structure biphasée (ferrite + martensite) à haute température qui se traduit au refroidissement par la présence éventuelle de martensite précipitée aux joints de grain ou de produits de décomposition (par exemple, ferrite et carbures, pour des refroidissements lents). Une estimation du caractère ferritique ou semi-ferritique des aciers inoxydables peut être faite sur la base du diagramme de Kaltenhauser (figure I.8) [8].

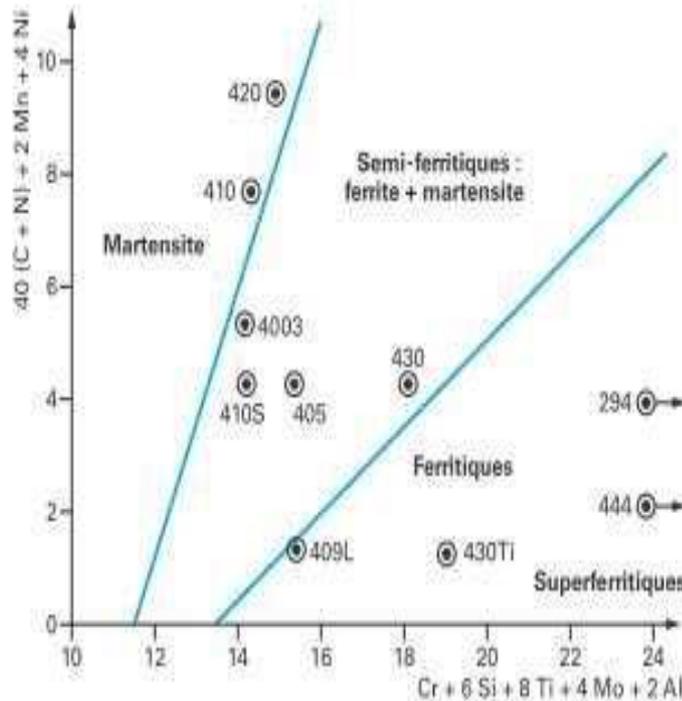


Figure. I.8: Diagramme de Kaltenhauser [8].

Le tableau I.5 donne les principales propriétés mécaniques des aciers inoxydables ferritiques :

Tableau 1.5 : Les principales propriétés mécaniques des aciers inoxydables ferritiques [9].

Structure	Limite d'élasticité $R_{p0.2}$ (N / mm ²)	Résistance à la rupture R_m (N / mm ²)	Allongement à rupture A (%)
Ferritiques	370	500	26

I.1.4.3. Aciers inoxydables austéno-ferritiques

Ce sont des aciers contenant 22 à 25 % de chrome et 4 à 6,5 % de nickel, qui ont une structure biphasée comportant environ 50 % de ferrite et 50 % d'austénite (fonction de la composition et du traitement thermique). La teneur en nickel est insuffisante pour développer une structure complètement austénitique. Ces aciers sont essentiellement employés à l'état moulé, une faible proportion étant néanmoins sous forme de tôles. Nous n'en dirons donc pas grand chose. La nuance la plus utilisée est la nuance X2CrNiMoN22-5-3. Les caractéristiques mécaniques sont très élevées bien que la ductilité reste acceptable (pour ce niveau de caractéristiques). Ils sont peu utilisés en emboutissage. Leurs hautes performances les destinent à des applications

structurelles devant résister à de fortes contraintes, comme les chaudrons de voitures de chemin de fer, par exemple, pour lesquels l'essentiel des déformations est obtenu par cintrage, pliage ou profilage [10]. L'acier duplex le plus utilisé est le 1.4462 (22 % Cr, 5 % Ni, 3 % Mo, N) mais il en existe en réalité trois groupes principaux.

- Les aciers duplex économiques du type 2304 sans molybdène présentent une tenue à la corrosion voisine de celle des aciers type 316L.
- Les aciers duplex classiques (2205) sont nettement plus résistants à la corrosion grâce à une addition de molybdène.
- Les aciers dits "super duplex" à teneur en chrome de 25 %, en molybdène de 4 % et en azote très élevées, présentent une combinaison exceptionnelle de propriétés mécaniques et de tenue à la corrosion [8].

Le tableau I.6 donne les principales nuances de cette famille.

Tableau. I.6 : Les principales nuances des aciers inoxydables austéno-ferritique [8].

Type	Cr (%masse)	Ni (%masse)	Mo (%masse)	N (%masse)	Autres (%masse)
2304 : économique	23	4		0,14	Cu
2205 : classique	22	5,5	3	0,18	
2507 : super duplex	25	7	4	0,25	Cu

I.1.4.4. Aciers inoxydables austénitiques

Ils ont, à la température ambiante, une structure cubique à faces centrées, appelée austénite. Cette structure est obtenue en ajoutant à l'acier inoxydable de base à 18 % de chrome des éléments dits gamma-gènes (en particulier du nickel) qui stabilisent cette forme cristalline qui n'existe, habituellement, qu'aux températures élevées. Comme déjà dit, ceci augmente leur prix par rapport aux aciers ferritiques [10].

Leur composition chimique est constituée des éléments de base qui sont le chrome en nuance toujours supérieur à 16 % pour assurer l'inoxidabilité et le nickel supérieur à 9 % pour obtenir la structure austénitique. Ils contiennent tous du carbone mais à une teneur classée en trois catégories :

- $C < 0,03 \%$: aciers à bas carbone ;
- $0,03 \% < C \leq 0,08 \%$: aciers à carbone moyen ;
- $C > 0,08 \%$: aciers à carbone élevé.

Puis du manganèse et silicium à respectivement 2 et 1 % maximum. L'addition d'autres éléments dans des proportions bien définies sera destinée à l'amélioration de caractéristiques particulières comme la corrosion en présence

d'acides ou les caractéristiques mécaniques ou même le fluage. En fait, c'est la composition chimique de l'acier inoxydable austénitique qui en donne ses différentes utilisations, et sa diversité est telle qu'il a fallu faire un classement.

La famille des aciers inoxydables austénitiques est la plus employée des 4 principales familles d'aciers inoxydables. Les aciers inoxydables austénitiques ont une bonne résistance à la corrosion, de bonnes propriétés mécaniques, et une bonne formabilité. De structure cfc, ils ne représentent pas de transition fragile - ductile et peuvent donc être utilisés à basse température (pour le transport de gaz liquéfiés par exemple), tandis que leur résistance à la corrosion (dont l'oxydation) permet leur utilisation à haute température [3]. Les aciers austénitiques forment une famille très vaste composée de nombreuses sous-familles en fonction de leurs propriétés de tenue à la corrosion ou d'emploi :

- aciers type 18.8.
- aciers 18.10.Mo.
- aciers réfractaires.
- aciers amagnétiques (purement austénitiques).
- aciers super austénitiques à forte teneur en chrome, nickel, molybdène et azote.
- aciers austénitiques spéciaux pour l'urée ou l'acide nitrique [8].

La composition chimique des aciers inoxydables austénitiques conditionne leur utilisation et il a été défini un classement en quatre catégories qui se différencient par leur niveau de teneur en carbone, chrome, nickel, manganèse, silicium ou par leurs éléments d'addition qui sont le titane, le niobium, le molybdène, le cuivre, le bore, le nickel, le tungstène, l'aluminium et le vanadium [11].

I.4.4.1. Aciers inoxydables austénitiques utilisés en dessous de 400 à 500 °C

Ils offrent les particularités d'une bonne tenue à la corrosion et sont utilisés à basses et très basses températures. Ils présentent l'avantage de ne pas être sensibles au fluage. Ce sont, en particulier, les nuances dont les compositions chimiques de base sont du type X6CrNi 18-09 ou X3CrMnNi18-8-7 à l'azote [11].

I.4.4.2. Aciers inoxydables austénitiques résistant mécaniquement aux températures élevées

Ce sont des aciers qui, suivant les nuances, travaillent à des températures de service supérieures à 400°C et jusqu'à 700°C. Leurs applications, outre une bonne tenue à l'oxydation à des températures limitées à 700 et 750°C, offrent de bonnes caractéristiques mécaniques en fluage. Ce sont, en particulier, les nuances avec des compositions chimiques de type X6CrNiMn17-12-1. Les additions de titane ou de niobium + tantale permettent de stabiliser le carbone et évitent le risque de corrosion intergranulaire à 400 °C. Le bore limité à 0,0045 % améliorera les caractéristiques de fluage [11].

I.4.4.3. Aciers inoxydables austénitiques réfractaires

Ils ont la particularité d'offrir une bonne tenue à l'oxydation aux températures élevées jusqu'à 1 000 et 1 100°C. En revanche, ces nuances ne présentent pas une bonne tenue à la corrosion pour des températures allant de 300 à 400°C. Ce sont, en particulier, les nuances austénitiques axées autour de 18 % de chrome et 8 % de nickel. Certaines figurent dans les autres catégories (nuances au bore), ou en sont dérivées. Elles sont généralement caractérisées par une teneur en carbone plus élevée pouvant aller jusqu'à 0,12 ou 0,20 % pour remonter un peu les caractéristiques mécaniques, une teneur en nickel légèrement supérieure afin d'améliorer leur tenue à l'oxydation aux températures élevées (700 à 800°C) et une teneur maximale en silicium de 1,2 % à 2,5 % suivant les nuances. Les nuances sont de type X12 CrNi18-8 ou X15 CrNiMn24-12-2. Ces nuances ont été spécialement élaborés pour résister à des attaques corrosives particulièrement sévères, et à chaque nuance correspondent des fluides corrosifs bien déterminés [11].

I.4.4.4. Caractéristiques mécaniques des aciers inoxydables austénitiques

Les propriétés mécaniques des aciers austénitiques dépendent de trois facteurs principaux :

- la composition et en particulier leur teneur en éléments interstitiels (carbone + azote).
- leur état d'érouissage, qui augmente très rapidement leur limite élastique réelle, en particulier lors d'opérations de pliage ou formage à froid.
- leur taille de grain contrôlée par les conditions de traitement thermique [8].

Le module d'élasticité des aciers inoxydables austénitiques est de l'ordre de 200 000 N/mm², suivant leur instabilité, leurs caractéristiques mécaniques, résistance à la traction R_m , la limite élastique R_p et l'allongement A% peuvent varier dans de grandes proportions suivant le taux d'érouissage qui leur est appliqué [11]. Les aciers inoxydables austénitiques ont, avant tout procédé de durcissement, une limite d'élasticité $R_{p0,02}$ inférieure à 300 MPa, et une résistance à la traction R_m inférieure à 650 MPa. Ces propriétés peuvent être fortement améliorées par durcissement de solution solide, par durcissement d'érouissage, ou par durcissement de précipitation [3]. Le durcissement de solution solide par les interstitiels, azote, carbone ou bore (le durcissement dû à l'azote est le plus efficace) permet d'accroître $R_{p0,002}$ de 50 MPa environ par 0,1% d'azote. Des formules prédictives permettent d'évaluer les caractéristiques de traction des aciers inoxydables austénitiques en fonction de la composition (en % massique), du taux de ferrite et du diamètre moyen du grain d'austénite. Ainsi, on a :

- $R_{p0,002}$ (MPa) = 15,4 [4,4 + 23(%C) + 32(%N) + 1,3(%Si) + 0,24 (%Cr) + 0,94(%Mo) + 1,2(%V) + 0,29(%W) + 2,6(%Nb) + 1,7(%Ti) + 0,82(%Al) + 0,16(%f) + 0,46 d-1/2].

- $R_m(\text{MPa}) = 15,4 [29 + 35(\%C) + 55(\%N) + 2,4(\%Si) + 0,11(\%Ni) + 1,2(\%Mo) + 5(\%Nb) + 3(\%Ti) + 1,2(\%Al) + 0,14(\%f) + 0,82 t^{-1/2}]$.

avec f la ferrite résiduelle, d le diamètre moyen du grain et t l'espacement des macles. Les macles de refroidissement n'existent toute fois que pour les aciers inoxydables austénitiques à faible énergie de faute d'empilement. la précipitation intragranulaire de précipités à base de C, N, B, V, Nb et Ti, durcit les aciers inoxydables austénitiques à haute température, d'autant plus que ces précipités sont petits, nombreux et bien répartis, ce qui explique l'intérêt porté à des aciers de type AISI 316 LN enrichis en azote vis à vis de leur résistance au fluage en particulier. [3]. Le tableau I.7 donne les principales propriétés mécaniques des aciers inoxydables austénitiques. Enfin les principales propriétés physiques sont résumées dans le tableau I.8.

Tableau I.7 : Les principales propriétés mécaniques des aciers inoxydables austénitiques [5].

Structure	Limite d'élasticité $R_{p0.2}$ (N / mm ²)	Résistance à la rupture R_m (N / mm ²)	Allongement à rupture A (%)
Austénitique	270	620	56

Tableau I.8 : Les principales propriétés physiques des aciers inoxydables austénitiques [11].

Masse volumique (kg/dm ³)	Module d'Young (N/mm ²)	Coefficient de dilatation linéaire entre 20 et 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	200 000	16	500	0,73

I.2. Déformation plastique des matériaux métalliques

L'étude de la déformation plastique a sans doute eu pour origine le souci de maîtriser le formage et l'utilisation des matériaux, et dans un premier temps, des métaux. De ce fait, elle a été longtemps empirique et ce n'est que depuis quelques dizaines d'années qu'ont été élaborés les concepts nécessaires à la compréhension des phénomènes physiques se produisant lors des écoulements plastiques [12].

I.2.1. Généralités

Tout solide auquel est appliqué un effort mécanique se déforme. Différents essais de laboratoire (traction, compression, torsion...) permettent d'étudier les modes de déformation des matériaux d'un point de vue macroscopique et phénoménologique, et de déterminer leurs lois de comportement. Lors de tels essais, tant que le matériau est soumis à une contrainte inférieure à une valeur spécifique (appelée limite d'élasticité), il va se comporter de manière réversible ; si l'on effectue une décharge (annulation de la contrainte appliquée), le matériau retrouve sa forme initiale. A l'inverse, si l'on contraint le matériau au-delà de sa limite d'élasticité, une déformation persiste après la décharge: c'est la déformation plastique comme le montre la figure I.9 ci-dessous. La déformation plastique est donc irréversible. En général, elle est isochore: le volume de l'objet qui se déforme reste inchangé tout au long du processus de déformation plastique [13].

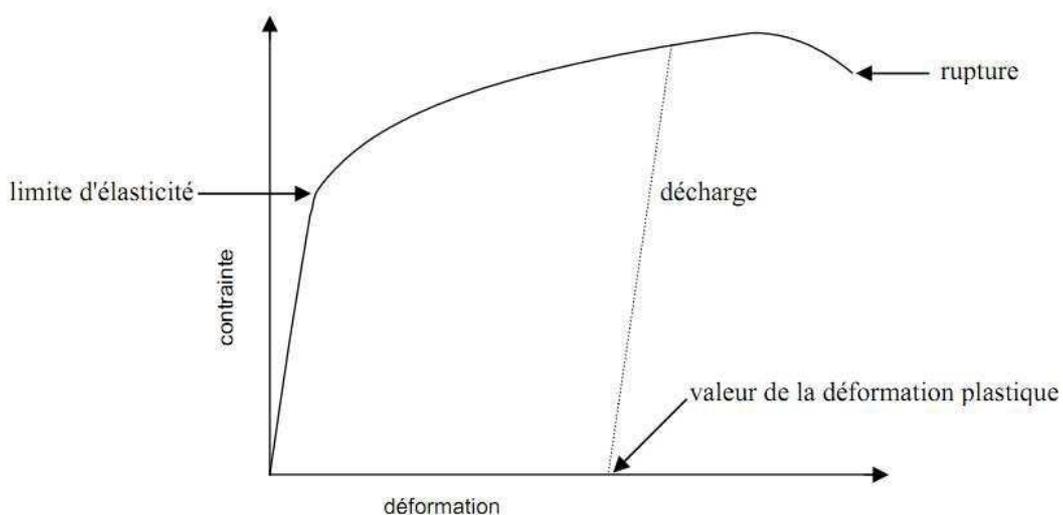


Figure I.9. Schéma d'une courbe de traction [13].

La déformation plastique à froid conduit à l'écroutissement du matériau, donc à son durcissement. Cet écroutissement dépend de la composition chimique du matériau, du taux de déformation appliqué et du mode de déformation. En effet, la déformation à froid entraîne une importante augmentation de la densité de dislocations dans le matériau, il s'en suit une augmentation de la dureté du matériau et une diminution de son allongement [14].

I.2.2. Dislocation et mécanismes associés

I.2.2.1. Définition

La déformation plastique des corps cristallins peut se produire grâce aux mouvements de défauts topologiques à une dimension qui sont les dislocations. Ces perturbations unidimensionnelles de l'arrangement des atomes permettent le glissement de plans cristallins : à l'image d'un tapis qu'on déplace par création puis propagation d'un pli (Figure I.10), il est énergétiquement plus favorable pour un cristal de se déformer en créant puis en propageant des dislocations en son sein. Un tel déplacement n'implique en effet à chaque étape que peu de liaisons interatomiques et nécessite donc moins d'effort qu'un glissement instantané et rigide d'une moitié du cristal sur l'autre [13].

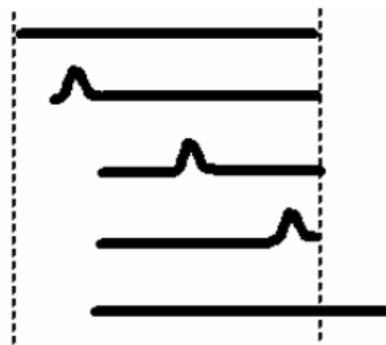


Figure I.10. La propagation d'un pli le long d'un tapis, analogue au mouvement d'une dislocation coin [13].

Les dislocations constituent en quelque sorte des vecteurs de la déformation plastique ; lorsqu'elles se déplacent, le cristal se déforme par cisaillement. La déformation élémentaire propagée lors du déplacement d'une dislocation peut être représentée par un vecteur b . Ce vecteur b est appelé vecteur de Burgers. On dit que la dislocation est coin si le vecteur de Burgers est perpendiculaire à la ligne de dislocation, qu'elle est vis s'il est parallèle et qu'elle est mixte dans les autres cas. La figure I.11 ci-dessous schématise le déplacement d'une dislocation coin et celle d'une dislocation vis dans un cristal [13].

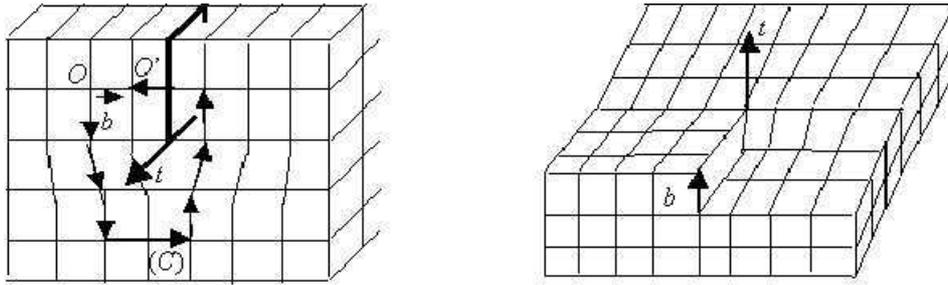


Figure I.11. Schématisation d'une dislocation vis et coin dans un cristal [15].

Lorsque la dislocation traverse le cristal de part en part, La partie inférieure de celui-ci glisse de la distance b par rapport à la partie supérieure. Ainsi, lorsqu'une dislocation traverse le cristal jusqu'à sa surface, elle y laisse une marche de hauteur b comme le montre la figure I.12 qui suit [13].

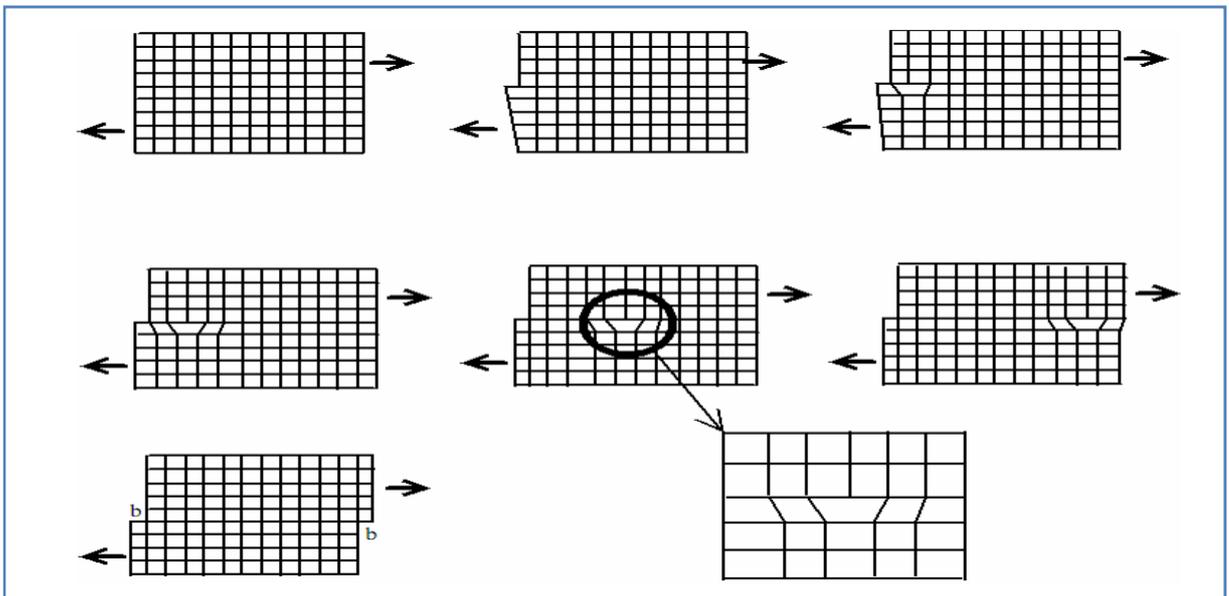


Figure I.12. Déplacement d'une dislocation coin dans un cristal [13].

La façon la plus utilisée pour déterminer le vecteur de Burgers est la convention FS/RH (Finish Start, Right Hand) (Figure I.13):

1. On choisit arbitrairement le sens de la ligne de dislocation \vec{t} (Figure I.13)
2. On réalise un circuit fermé (appelé circuit de Burgers) en tournant positivement autour de la dislocation (le pouce de la main droite orienté dans le sens de \vec{t} , les doigts montrent le sens positif du circuit, d'où l'appellation "right hand").
3. On reconstruit dans le cristal parfait, à partir d'un point S (START) le même circuit qu'en 2. Ce circuit présente un défaut de fermeture, le point F (Finish) est différent de S. Le vecteur \vec{FS} est le vecteur de Burgers \vec{b} [15].

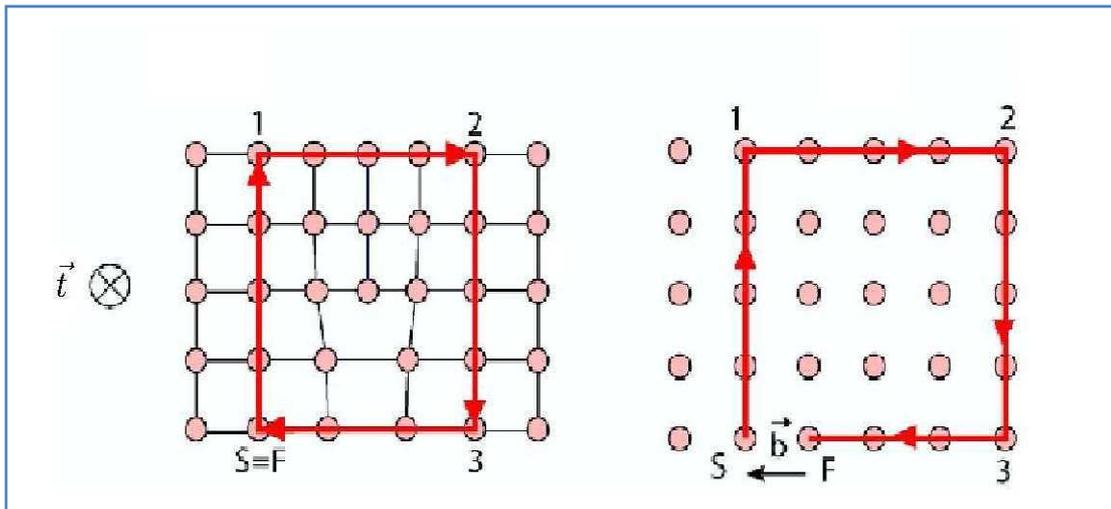


Figure I.13. Circuit de Burgers autour de la dislocation puis reproduit dans le cristal parfait [15].

I.2.2.2. Barrières de Peierls

D'une façon générale, le déplacement des dislocations au sein du réseau cristallin est conditionné par le franchissement de barrières d'énergie dites « barrières de Peierls ». Le réseau cristallin étant périodique, les atomes du réseau se trouvent initialement dans un état d'énergie minimum. Le passage d'une dislocation entraîne une modification locale de la position des atomes et donc une augmentation de leur état énergétique. Les atomes se retrouvent à nouveau dans leur état d'énergie minimum lorsque la dislocation s'est déplacée d'un vecteur de Burgers. Pendant son mouvement, l'énergie d'une dislocation passe par des maximums locaux. Il lui faut vaincre ces barrières d'énergie pour avancer. Par conséquent, on a un phénomène similaire au frottement. Cette force de frottement induite est appelée « force de Peierls » ou force de friction. De ce fait, lorsqu'un métal subit une déformation plastique, il s'échauffe. Contrainte et agitation thermique se partagent le travail pour franchir ces « barrières de Peierls », l'énergie prélevée sur les vibrations thermiques du réseau étant d'autant plus faible que la contrainte locale est forte. A contrainte égale, la probabilité de franchissement d'une « barrière de Peierls » diminue donc avec la température. Par conséquent, le rôle de la friction de réseau sur la mobilité des dislocations sera d'autant plus marqué qu'on se trouvera loin du point de fusion [13].

I.2.2.3. Système de glissements

Des analyses microscopiques d'échantillons déformés ont montré que les glissements de dislocations se produisent généralement dans des plans bien déterminés de la maille cristalline. En fait, les plans de glissement se révèlent

presque toujours être les plans de plus forte densité atomique, et les directions de glissement les directions cristallographiques les plus denses. Le tableau I.7 ci-dessous présente quelques-uns des principaux systèmes de glissement observés [13].

Tableau I.7 Principaux systèmes de glissement observés [13].

Structure cristalline	Plans de glissement	Directions de glissement
cubique faces centrées (c.f.c.)	{111}	$\langle 110 \rangle$
cubique centré (c.c.)	{110}, {112}, {123}	$\langle 111 \rangle$
hexagonal compact (h.c.)	{0001}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$

Le glissement est un mouvement conservatif, c'est-à-dire qu'il se fait sans transport de matière, donc sans nécessiter de diffusion. On vérifie facilement qu'il en est ainsi (figure I.14) en considérant le mouvement d'un segment de dislocation balayant une aire dA . Puisque la surface de coupure définissant la dislocation est arbitraire, on peut considérer que dA en fait partie. Si le vecteur de Burgers est contenu dans dA , c'est-à-dire si dA fait partie du cylindre de glissement, alors le déplacement des lèvres de la coupure est un glissement pur, n'entraînant pas de variation de volume [12].

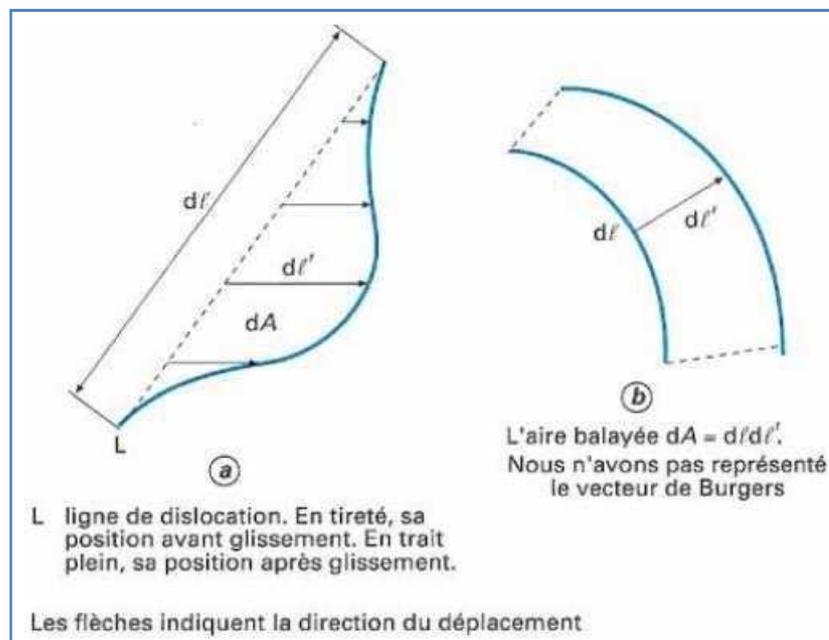


Figure I.14. Cylindre de glissement [12].

I.2.2.4. Maclage

Parfois, les matériaux cristallins réagissent au cisaillement auquel ils sont soumis par un mécanisme particulier, différent du glissement des dislocations, qui est le maclage. Ce dernier consiste en l'opération qui amène une partie du cristal à être cisailée entre deux plans qui vont former les interfaces avec la partie non déformée (figure I.15). Il s'agit là d'une opération qui requiert d'importantes concentrations de contraintes [12].

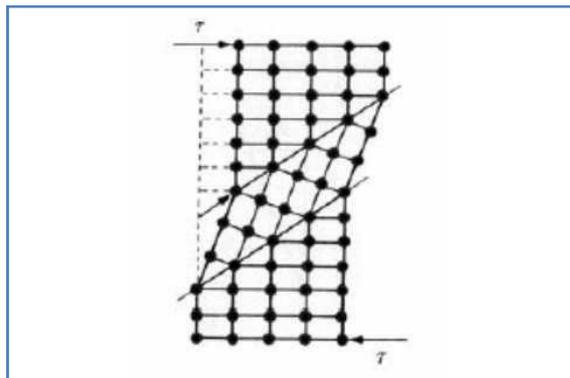


Figure I.15. Système de maclage [12].

Contrairement au phénomène de glissement qui produit des déplacements qui sont des multiples entiers de la distance interatomique; le maclage s'effectue avec des déplacements d'atomes inférieurs aux distances interatomiques. De plus, ce déplacement coordonné des atomes induit une désorientation cristallographique de la région maclée par rapport au reste du cristal. Cependant, les mécanismes de maclage peuvent aussi s'interpréter à partir du mouvement des dislocations, en considérant le déplacement de dislocations partielles. En changeant localement l'orientation du cristal, le maclage est susceptible d'autoriser l'activation de nouveaux systèmes de glissement. Par conséquent, l'importance du maclage sur la déformation totale est particulièrement marquée dans les matériaux où le nombre de systèmes de glissement est réduit, comme ceux de structure hexagonale compacte (HC) [12,13].

I.2.3. Le durcissement des métaux

Le durcissement des métaux se fait par plusieurs manières différentes [4]:
Le durcissement par augmentation de la densité des dislocations, le durcissement par perturbation du réseau cristallin, le durcissement par affinement de la taille des grains, le durcissement par précipitation avec des éléments étrangers. Dans le paragraphe suivant on s'intéresse beaucoup plus au premier durcissement.

I.2.3.1. Le durcissement par augmentation de la densité des dislocations, le durcissement par perturbation du réseau cristallin

Lors de leurs déplacements, les dislocations se gênent mutuellement; c'est ainsi que, par exemple, deux dislocations peuvent :

- si elles se déplacent dans un même plan de glissement;
- se repousser et commencer à constituer un empilement qui sera susceptible de se développer avec l'arrivée d'autres dislocations (figure I.16 a),
- s'attirer et s'annihiler (figure I.16 b);

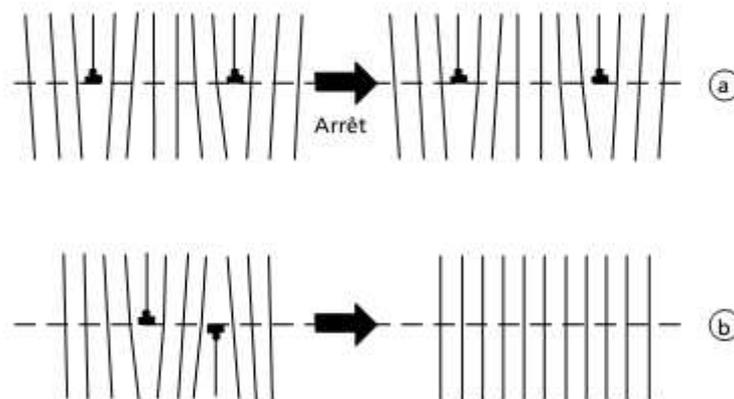


Figure I.16 Schéma des interactions de deux dislocations-coins se déplaçant dans un même plan [16].

si elles se déplacent dans des plans de glissement parallèles, se placer l'une par rapport à l'autre, dans des positions d'équilibre (figure 1.17) des dislocations coins se déplaçant dans des plans parallèles [16].

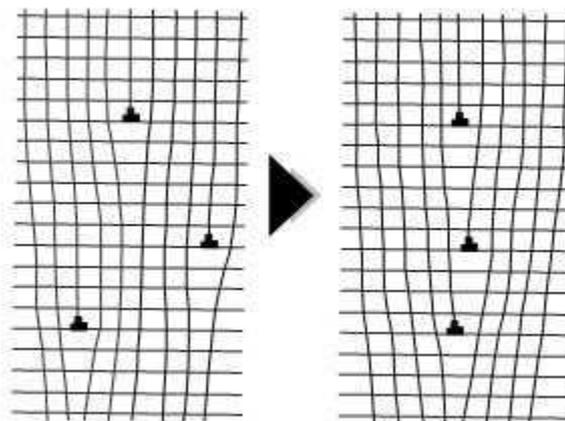


Figure I.17 – Schéma d'organisation [16].

Dans tous les cas le glissement est gêné et il ne peut reprendre qu'après augmentation de l'effort appliqué. C'est la consolidation ou écrouissage. Ce phénomène peut être utilisé pour durcir un métal. Il peut être très efficace mais on doit noter qu'il « consomme » de la plasticité et que, par voie de conséquence, les caractéristiques de ductilité du métal (allongement à rupture, striction, énergie de rupture en flexion par choc...) seront diminuées. Il sera donc utilisable surtout pour les métaux possédant une grande plasticité initiale c'est-à-dire les métaux à structure cubique à faces centrées.

Le tableau I.8 donne des exemples des performances mécaniques de métaux écrouis. Il faut noter ici que ce mode de durcissement perd ses effets quand on réchauffe le métal (par restauration et recristallisation), il n'est donc utilisable que pour des emplois à température peu élevée après des opérations de mise en œuvre ne provoquant pas d'échauffement sensible [16].

Tableau I.8 Exemples de durcissement obtenu par écrouissage [16].

État (*)	R_{m} N/mm ²	R_{e} N/mm ²	A %
Aluminium (1200)			
adouci	90	40	40
écroui 50 %	165	140	4
écroui 75 %	190	165	-2
écroui 90 %	205	180	< 2
Cuivre au Cd (0,8 % Cd)			
adouci	280	-	5
écroui 50 %	470	-	3
écroui 75 %	530	-	-2
écroui 90 %	600	-	< 2
Acier inox (X6CrNiMo17-11)			
adouci	540	210	60
écroui 50 %	1 070	980	8
écroui 75 %	1 360	1 270	3
écroui 90 %	1 550	1 470	-2
(*) Taux d'écrouissage = $100 \times (S_0 - S) / S_0$.			

I.2.3.2. Influence du durcissement par écrouissage sur les propriétés mécaniques des aciers inoxydables austénitiques

Les opérations d'écrouissage augmentent fortement les caractéristiques de résistance au détriment de la ductilité. Cet effet est d'autant plus sensible que la teneur en carbone est élevée. On peut ainsi atteindre des résistances de 1 200 à 1 600 MPa. Dans l'exemple de la Figure I.18 [6], le laminage à froid peut faire passer la résistance à la rupture R_m d'un acier inoxydable austénitique de 600 à plus de 1500 MPa. Ceci se fait au dépend de la ductilité A% [3].

Ce phénomène peut être utilisé pour durcir un métal. Il peut être très efficace mais on doit noter qu'il consomme de la plasticité et que, par voie de conséquence, les caractéristiques de ductilité du métal (allongement à rupture, striction, énergie de rupture en flexion apr choc) seront diminuées. Il sera donc utilisable surtout pour les métaux possédant une grande plasticité initiale c'est-à-dire les métaux à structure cubique à faces centrées comme exemple les aciers inoxydables [16].

Sur cette figure, on donne l'exemple de X12CrNi17-8 (AISI 301) et X6CrNi19-9 (AISI304).

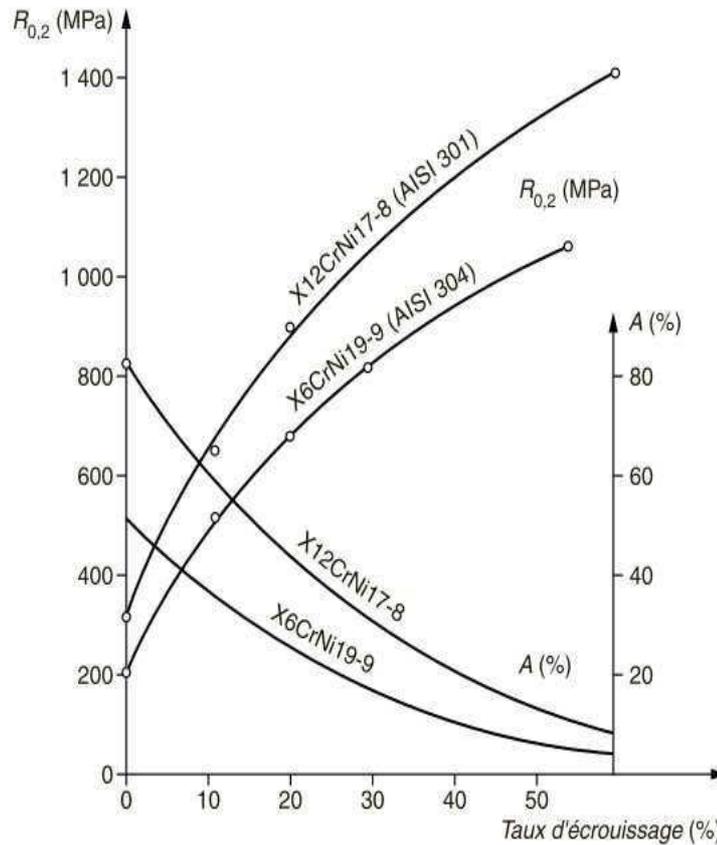
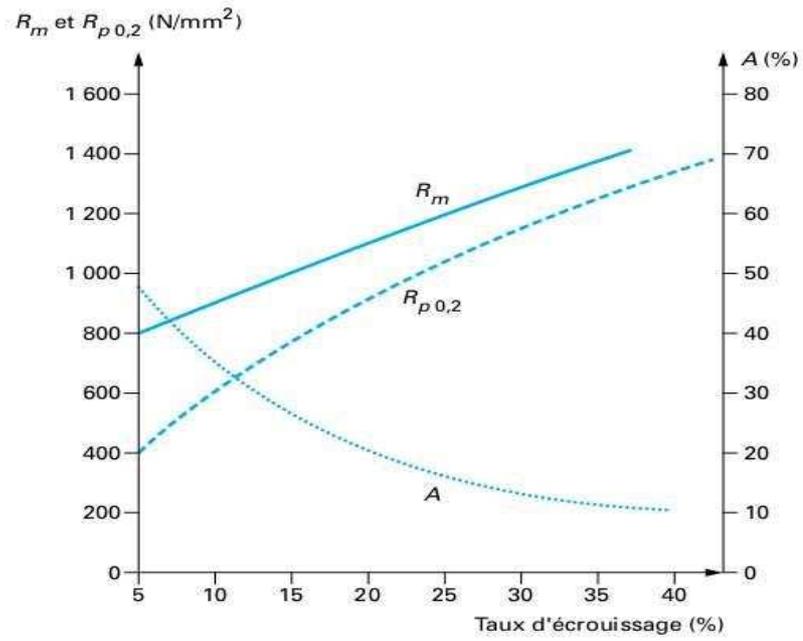
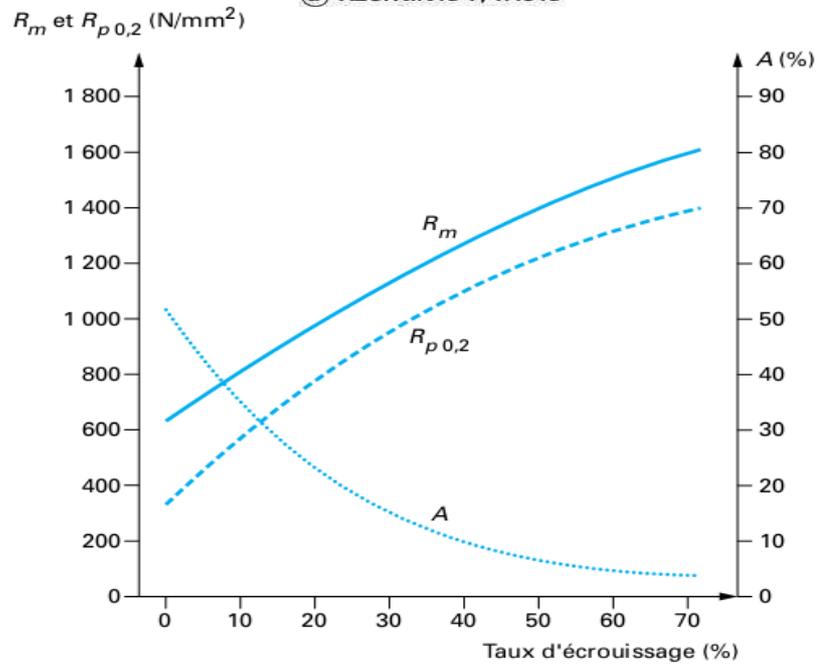


Figure. I.18 influence du taux d'écroutissage sur les caractéristiques des aciers inoxydables austénitiques [6].

La figure I.19, donne l'évolution des caractéristiques mécaniques pour deux nuances instables. Elle montre que pour un taux d'écroutissage de l'ordre de 40 %, le niveau des caractéristiques mécaniques (R_m et R_p) obtenu avec la nuance X2CrNi18-7 (1.4318) est du même ordre de grandeur que celui obtenu avec la nuance la plus stable X5CrNi18-10 (1.4301) pour un taux d'écroutissage d'environ 60 % [17].



(a) X2CrNiN18-7/1.4318



(b) X5CrNi18-10/1.4301

Figure. I.19 évolution des caractéristiques mécaniques de deux aciers inoxydables austénitiques métastables [17].

I.2.4. Le Laminage

Le laminage est un procédé de fabrication par déformation plastique. Cette déformation est obtenue par compression continue au passage entre deux cylindres contrarotatifs appelés laminoir [18].

I.2.4.1. Laminage à froid

Le laminage à froid s'effectue à la température inférieure à la température de recristallisation, il n'est nécessaire généralement que pour obtenir des tolérances serrées, et un bon état de surface. Il permet [18] :

- un gain d'énergie thermique ;
- de pousser l'épaisseur finale jusqu'à des limites que le laminage à chaud ne peut pas atteindre ;
- la rétention d'écrouissage donnant des produits de dureté plus élevée ;
- des caractéristiques meilleures et homogènes sur toute la bande ;
- moins d'oxydation.

I.2.4.2. Equipements de laminage

Le matériel utilisé pendant le laminage à chaud ou à froid comporte les fours de réchauffage et les différents types de laminoirs [18].

I.2.4.3. Laminoirs

Le matériel de laminage à froid doit être adapté à la fabrication des bandes [18], on compte plusieurs types de laminoir :

- laminoir duo : deux cylindres de fort diamètre, 650 à 800 mm en fonte trempée ou en acier. Ils sont généralement non réversibles ;
- laminoir trio : il est utilisé pour le laminage de tôles d'épaisseur moyenne : 2 à 6 mm. Il peut être équipé d'un dispositif de manutention assurant l'engagement de la tôle entre les deux cylindres supérieurs et médians ;
- laminoir quarto : il permet d'obtenir une meilleure régularité d'épaisseur de la tôle, ainsi que des réductions plus importantes par passe. Il peut être conçu sous la forme non réversible ;
- laminoir tandem : se compose de plusieurs laminoirs irréversibles placés à la suite l'un de l'autre, qui transforme une ébauche en bande, pour l'obtention de tôles ou de bobines.

I.2.4.4. Paramètres de laminage

a) Taux de déformation et coefficients de déformation

Le tableau I.9 montre les principaux paramètres de calcul pendant le laminage tel que la déformation, le taux de déformation et le coefficient de déformation.

Tableau I.9 Principaux paramètres de laminage [19].

Paramètres Sens de déformation	Déformation totale (mm)	Taux de déformation (%)	Coefficient de déformation
La réduction selon l'épaisseur (e)	$\Delta e = e_0 - e_1$	$\mathcal{E}e = (\Delta e / e_0) * 100$	$\gamma = e_1 / e_0$
L'allongement selon la longueur (L)	$\Delta L = L_1 - L_0$	$\mathcal{E}L = (\Delta L / L_0) * 100$	$\mu = L_1 / L_0$
L'élargissement selon la largeur (B)	$\Delta B = B_1 - B_0$	$\mathcal{E}B = (\Delta B / B_0) * 100$	$\lambda = B_1 / B_0$

Où :

e_0, e_1 : sont respectivement l'épaisseur initiale et l'épaisseur après laminage ;

L_0, L_1 : sont respectivement la longueur initiale et la longueur après laminage ;

B_0, B_1 : sont respectivement la largeur initiale et la largeur après laminage ;

μ : Coefficient d'allongement ;

γ : coefficient de réduction ;

λ : coefficient d'élargissement.

b) Vitesse de laminage et vitesse de déformation

• vitesse de laminage selon l'épaisseur (e)

C'est la variation d'épaisseur de la brame par unité de temps exprimée par la relation suivante [19] :

$$v_e = de/dt = \Delta e / \Delta t \quad (\text{mm/s}) \quad (\text{I.1})$$

• vitesse de déformation

La vitesse de déformation est définie comme étant la dérivée du taux de déformation selon l'épaisseur par rapport au temps, elle s'exprime comme suit [19] :

$$v_d = d\mathcal{E}e / dt$$

Or

$$\mathcal{E}e = \Delta e / e$$

d'où

$$v_d = de/dt \cdot 1/e = v_e/h \quad (\text{en } s^{-1}) \quad (\text{I.2})$$

I.2.4.5. Paramètres de la zone de déformation

La figure I.19 représente un laminoir simple composé de deux cylindres, sur laquelle sont indiqués les principaux paramètres de la zone de déformation, les conditions d'entraînement et la puissance de travail des cylindres.

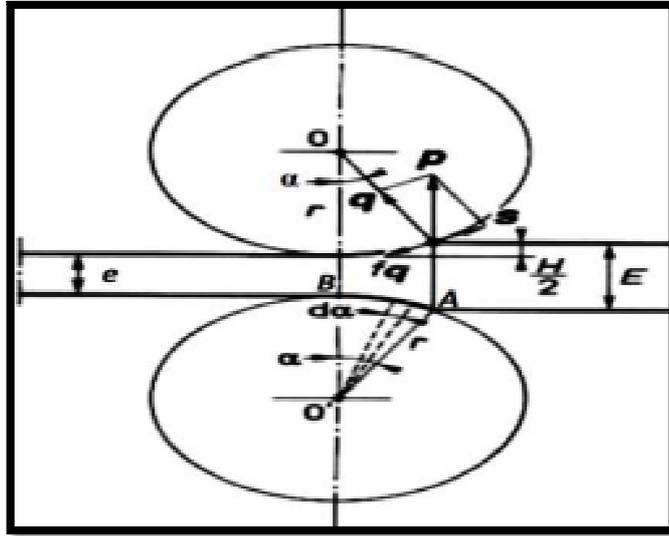


Figure I.20 Les principaux paramètres du laminage : f) coefficient de frottement barre contre cylindre ; H) réduction d'épaisseur due au laminage ; P) effort sur les deux cylindres ; q) composante radiale de p ; r) rayon du cylindre ; s) composante tangentielle de P ; α) angle de contact [19].

a) Angle d'entraînement et condition d'entraînement

L'angle d'entraînement α est l'angle opposé à l'arc AB ; $\alpha = A\hat{O}B$. Cet angle est calculé comme suit [19] :

$$\Delta H / 2 = r - r \cos \alpha \quad \text{d'où} \quad \cos \alpha = 1 - \Delta H / 2.r$$

$$\cos \alpha = 1 - \Delta H / D \quad (I.3)$$

La condition d'entraînement s'écrit :

$$\frac{fq}{q} \geq \tan \alpha \quad (I.4)$$

b) Arc de contact

L'arc de contact entre le métal laminé et le cylindre est AB (figure II.2) cet arc peut être calculé par les équations suivantes [19] :

$$AB = r.\alpha \quad (\alpha \text{ en rad}), \quad AB = 2\pi r .\alpha / 360 \quad (I.5)$$

b) Couple et puissance de laminage

La puissance de laminage est donnée par la relation suivante :

$$P = k \cdot l \cdot (R \cdot \Delta H)^{1/2} \quad (I.6)$$

Cette force est répartie le long de l'arc de contact. a étant la distance entre la ligne des centres des cylindres et la résultante des forces élémentaire $a = K \cdot (R \cdot \Delta H)^{1/2}$. Dans ces conditions le couple de laminage est Pa pour un cylindre, $2Pa$ pour les deux cylindres [18].

$$C = 2 \cdot P \cdot K \cdot (R \cdot \Delta H)^{1/2} \quad (I.7)$$

Chapitre II

Techniques Expérimentales

Le travail expérimental de notre projet consiste à laminier et à exécuter des essais de traction sur des tôles en acier inoxydable austénitique.

II.1. Matériau utilisé

Les trois nuances des aciers inoxydables utilisées dans notre étude sont représentées dans le tableau II.1 suivant :

Tableau II.1 : Les nuances d'acier inoxydable austénitique utilisées [20].

Norme AFNOR		Norme AISI	
X2CrNi18-09	Z2CN18-10	1.4307	304L
X12CrNiSi25-20	Z12CNS25-20	1.4845	310
X2CrNiMo17-12-2	Z2CND17-12	1.4404	316L

II.1.1 Acier inoxydable austénitique 304L

La composition chimique de la nuance 304L et ses principales propriétés mécaniques selon la norme AISI sont données respectivement, dans les tableaux II.2 et 3.

Tableau II.2 : La composition chimique de 304L utilisée selon la nuance AISI [20].

AISI 304L	Élément chimique		C	Si	P	S	Cr	Ni	Mn
	Pourcentage massique	Max(%)	0.03	1.00	0.045	0.03	19.50	10.00	2.00
Min(%)						17.50	8.00		

Tableau II.3 : Les principales propriétés mécaniques de 304L selon AISI [20].

AISI 304L	Etat métallurgique	Rm (N/mm ²)	Rp _{0.02} (N/mm ²)	A (%)
	Etat adouci	450/680	175	45
	Etat écroui	700/850	350	20

Selon la norme AISI l'acier inoxydable austénitique au chrome-nickel, type 18-10 a une très bonne résistance à la corrosion inter granulaire et une très bonne soudabilité (sans nécessité de traitement thermique ultérieur [15]). Il est légèrement ferromagnétique après écrouissage (étirage, usinage...). Ces usages sont très divers (industries chimiques, alimentaires, maritimes pétrolières, ameublement, décoration) [20].

II.1.2 Acier inoxydable austénitique 310

La composition chimique de la nuance 310 et ses principales propriétés mécaniques selon la norme AISI sont données respectivement, dans les tableaux II.4 et 5.

Tableau II.4 : La composition chimique de 310 utilisée selon la nuance AISI [20].

AISI 310	Élément chimique		C	Si	P	S	Cr	Ni	Mn
	Pourcentage massique	Max(%)	0.12	1.00	0.045	0.03	26	22	2.00
		Min(%)					24	19	

Tableau II.5 : Les principales propriétés mécaniques de 310 selon AISI [20].

AISI 310	Etat métallurgique	Rm (N/mm ²)	Rp _{0.02} (N/mm ²)	A (%)
	Normalisé à 1000-1150 C°	540/740	240	35

Selon la norme AISI l'acier inoxydable austénitique au chrome, est réfractaire, a une bonne résistance à l'oxydation à chaud et au fluage jusqu'à 850°C, une très bonne soudabilité (sans aucun traitement thermique ultérieur [20]). Il est amagnétique à l'état hypertrempe. Ces applications à chaud sont nombreuses (pièces de fours, chaudières, vannes à gaz chaud, appareils).

II.1.3. Acier inoxydable austénitique 316L

La composition chimique de la nuance 310 et ses principales propriétés mécaniques selon la norme AISI sont données respectivement, dans les tableaux II.6 et 7.

Tableau II.6 : La composition chimique de 316L utilisée selon la nuance AISI [20].

AISI 316L	Élément chimique		C	Si	P	S	Cr	Ni	Mn	Mo
	Pourcentage massique	Max (%)	0.03	1.0	0.045	0.03	18.50	13.0	2.00	2.50
		Min (%)					16.50	10.0		2.00

Tableau II.7 : Les principales propriétés mécaniques de 316L selon AISI [20].

AISI 316L	Etat métallurgique	Rm (N/mm ²)	Rp _{0.02} (N/mm ²)	A (%)
	Etat adouci	500/700	200	40
	Etat écroui	700/850	350	20

Selon la norme AISI l'acier inoxydable austénitique au chrome-nickel-molybdène, a très bonne résistance à la corrosion inter granulaire et dans la plupart des milieux acides, une très bonne soudabilité (sans nécessité de traitement thermique ultérieur [20]). Il est légèrement ferromagnétique après écrouissage (étirage, usinage...). Ces usages sont très divers (industries chimiques, vinicoles, maritimes pétrolières, tanneries).

II.2. Préparation des éprouvettes de traction

Les éprouvettes sont sous forme de tôles minces de dimensions 40 X 40 cm, avec une épaisseur de 1mm pour la nuance de 316L et de 2mm pour les deux nuances 304L et 310, comme le montre la figure II.1.

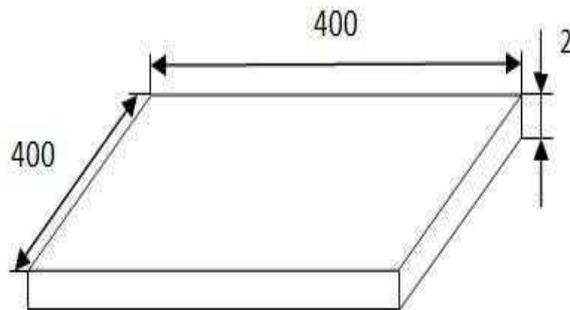
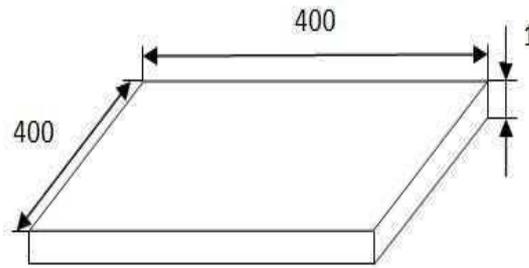
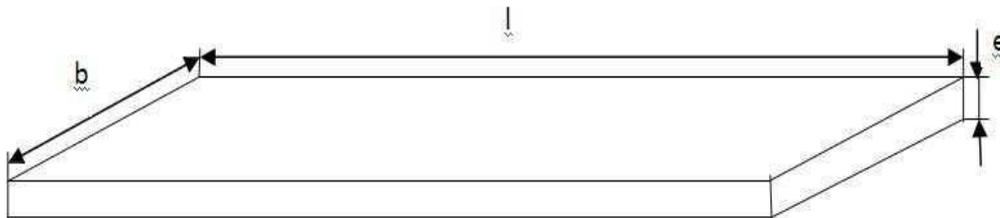


Figure. I.1 : Les dimensions de nos tôles

Le prélèvement de l'échantillon se fait à l'aide d'une tronçonneuse, cinq éprouvettes plates de section rectangulaire ont été prélevées pour chaque nuance des trois tôles d'aciers inoxydables austénitiques, la figure II.2 montre les dimensions des éprouvettes obtenues.



l : représente la longueur de l'éprouvette, (l = 250 mm).

b : représente la largeur de l'éprouvette, (b = 30 mm).

e : représente l'épaisseur de l'éprouvette, (e = 1 à 2 mm).

Figure. II.2 : Les dimensions de l'éprouvette découpée.

II.3. le laminage à froid

Le laminage à froid consiste à réduire à froid et en continu l'épaisseur de la tôle laminée à chaud décapée grâce à l'action combinée d'écrasement (compression) et exercée par des cylindres de travail en rotation. Les éprouvettes découpées ont subi des déformations par laminage à froid. Ce laminage à froid a été réalisé par un laminoir automatique qui se trouve à l'usine de Baraki de la société AGENOR (Agence Nationale pour la Distribution et la Transformation de l'Or).

Le tableau II.8 résume les taux de réduction $e\%$ réalisés sur les nuances étudiées. Le taux de réduction $e\%$ est égal à $[(e_0 - e_f) / e_0] \cdot 100$, avec e_f : l'épaisseur finale de l'éprouvette et e_0 : l'épaisseur initiale.

Tableau II.8 : Les taux de réduction réalisés par laminage à froid sur nos éprouvettes.

e%	Epaisseur finale (mm)		
	304L	310	316L
0	2	2	1
10	1.8	1.8	0.9
20	1.6	1.6	0.8
30	1.4	1.4	0.7
40	1.2	1.2	0.6

II.4. Usinage des éprouvettes de traction

Les éprouvettes plates de section rectangulaire qui ont été prélevées des tôles plates puis laminées à froid ont subi des opérations d'usinage. Cette technique de façonnage consiste à donner la forme et les dimensions normalisées à nos éprouvettes de traction. Ces opérations d'usinage ont été effectuées à l'aide d'une machine-outil dans l'atelier d'usinage privé de Monsieur Halim, situé à Bainem.

La figure II.3 montre la fraiseuse verticale utilisée pour l'opération d'usinage de nos éprouvettes.



Figure II .3 : Fraiseuse verticale utilisée pour l'usinage de nos éprouvettes.

La figure II.6 donne la forme géométrique et les dimensions de notre éprouvette de traction après usinage.

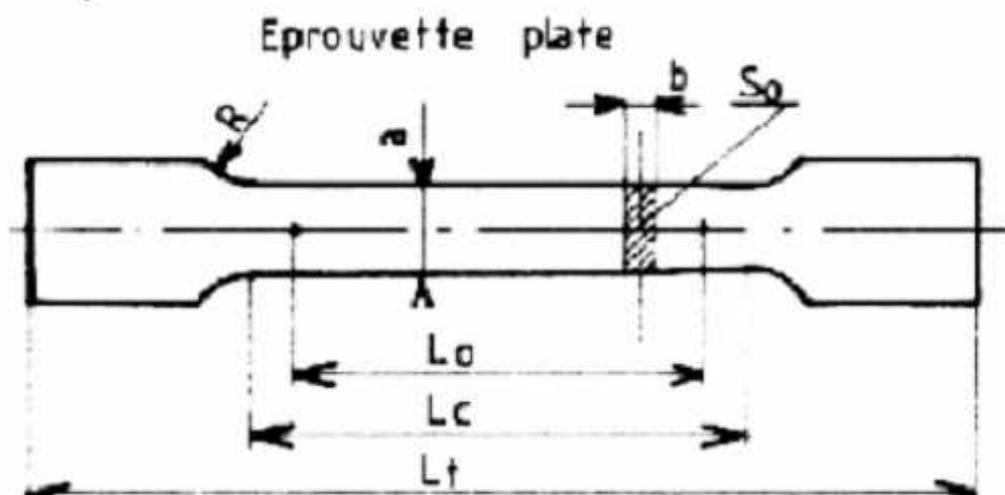


Figure II.4 : La forme géométrique et les dimensions de notre éprouvette de traction usinée.

L_t : Longueur totale de l'éprouvette égale à 250mm.

L_C : longueur calibrée égale à 120mm.

a : Largeur de la zone calibrée égale à 20 mm.

a_t : Largeur maximale égale à 30mm.

b : épaisseur de l'éprouvette plate varie de 2 à 1 mm.

S_0 : section initiale de l'éprouvette égale à $a.b$.

II.5. Essai de traction

La traction ou la résistance à la traction est la résistance d'un corps aux forces de traction qui tendent à le diviser. Parmi tous les essais mécaniques, l'essai de traction est certainement l'essai le plus fondamental. Il sert à déterminer les principales caractéristiques mécaniques telles que le module d'élasticité, la limite d'élasticité, la résistance à la rupture, l'allongement après rupture. L'exécution de l'essai de traction est la base de notre travail expérimental pour bien approfondir et apprécier l'évolution du comportement mécanique de nos aciers inoxydables austénitiques étudiés en fonction du taux d'écroutissage. Les essais de traction ont été réalisés au laboratoire privé LABO ZOUYED (laboratoire industriel de contrôle qualité et d'analyse), situé à Dely Ibrahim. La figure II.7 montre la machine d'essais universelle hydraulique utilisée pour l'exécution de nos essais de traction. Elle est de marque Zweig, de type WEW-1000D et de capacité de 1000 kN.



Figure II.5 : Machine d'essais universelle hydraulique utilisée pour l'exécution de nos essais de traction.

II.5.1. Principe de fonctionnement

Le cylindre d'huile est au fond de l'armature de charge. L'espace de tension se trouve à la partie supérieure et les espaces de compression et de recouvrement sont entre le croisillon et la table de fonctionnement inférieure. L'ensemble adapte l'énergie hydraulique d'huile nécessaire à pousser le piston dans le cylindre d'huile afin de fournir la force de chargement. Le croisillon inférieur est conduit par le moteur et par le décélérateur. Le dispositif de transmission à chaînes et les paires de vis servent à ajuster l'espace d'essai. La figure II.8 montre le micro-ordinateur équipé d'un logiciel Winwew basé sur le système de Windows qui est relié au système de mesure de la machine d'essais universelle hydraulique par une carte d'interface. Il sert à faire entrer les

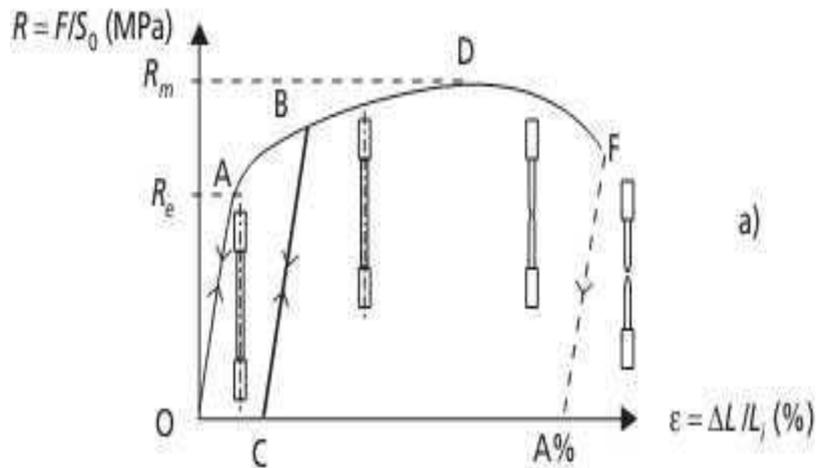
données numériquement et à récupérer les résultats sous différentes formes (courbes, valeurs...etc.). Cette machine équipée d'un micro-ordinateur permet donc directement de déterminer la limite élastique R_e , la résistance à la traction R_m , l'allongement réparti (à la force maximale) $A_r\%$ et l'allongement total $A_t\%$.



Figure. II.6 : Le micro-ordinateur équipé de logiciel Winwew relié à la machine universelle hydraulique pour l'acquisition et l'exploitation des données.

II.5.2. Caractéristiques classiques de l'essai de traction

La figure II.7 montre le diagramme de traction dit conventionnel typique à un essai de traction. En trace la charge unitaire $R = F/S_0$ avec F la charge appliquée et S_0 la section initiale de l'éprouvette, en fonction de l'allongement relatif $e = (l-l_0)/l_0$ avec l la longueur instantanée et l_0 la longueur initiale de l'éprouvette [16].



OA : domaine élastique à déformation réversible $R=E \cdot e$ avec E le module d'Young.

A : limite du domaine élastique

AD : domaine de déformation permanente homogène ou de déformation plastique répartie.

D : point de charge maximale ou de début de la striction

DF : domaine de striction ou de déformation plastique localisée.

F : point de rupture de l'éprouvette.

Figure II.7 : Diagramme de traction conventionnel [16].

Les principales caractéristiques mécaniques déduites de la courbe conventionnelle sont :

1. Module d'Young

C'est la pente de la partie rectiligne correspondant au domaine d'élasticité. Il caractérise la raideur du matériau, plus le module d'Young est élevé plus le matériau est plus rigide [21]. Cette partie est régit par la loi de Hooke $R = E.e$ avec E le module d'Young et qui est la constante d'élasticité [6]. La figure II.10 représente la partie droite élastique d'un essai de traction. Les métaux ont une valeur élevée E , le tableau II.4 résume quelques valeurs des métaux et alliages les plus couramment utilisés. Pour les aciers inoxydables ferritiques, le module d'Young augmente avec la quantité de chrome présente dans l'acier (le module du chrome est de 250 GPa). Le cas de l'acier inoxydable austénitique est un peu différent car le système cristallin est cfc et le domaine strictement élastique est très réduit (quand il existe) car la plasticité s'initie très précocement [6].

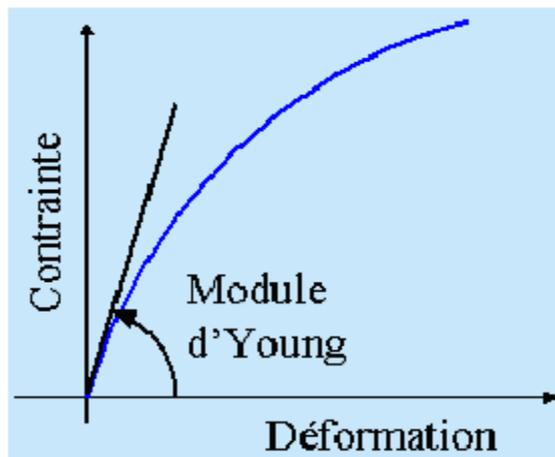


Figure. II.8 : Le module d'Young E représente la pente de la droite correspond au domaine d'élasticité [21].

Tableau II.9 : Valeurs du module d'Young de quelques matériaux [6].

Matériau	Module d'Young E (MPa)
Fer et les aciers au carbone	200 000
Aciers inoxydables austénitiques	180 000
Alliages cuivreux	120 000
Alliages d'aluminium	70 000

2. La limite élastique

La limite élastique R_e est égale à F/S_0 avec F la charge à la limite apparente d'élasticité en Newton et S_0 la section initiale en mm^2 . R_e est appelé également limite apparente d'élasticité. En fait, certaines courbes de traction ne représentent pas de limite apparente d'élasticité nette comme les aciers austénitiques, de telle sorte que l'on définit une limite conventionnelle $R_{e0,002}$. Cette limite correspond à l'intersection de la droite de pente inférieure à la pente de la droite élastique de 0,2% avec la courbe conventionnelle de traction [4].

3. la résistance à la traction

C'est le point B du diagramme de traction conventionnelle (figure II.9). La résistance à la traction R_m est appelée aussi la charge unitaire et égale à F_m/S_0 avec F_m la charge maximale [16].

4. L'allongement à la rupture

L'allongement à la rupture ou l'allongement totale $A_t\%$ est égale à $[(l_u-l_0)/l_0] \cdot 100$ avec l_u la longueur de l'éprouvette reconstituée après rupture. C'est le point C de la figure II.9 [16].

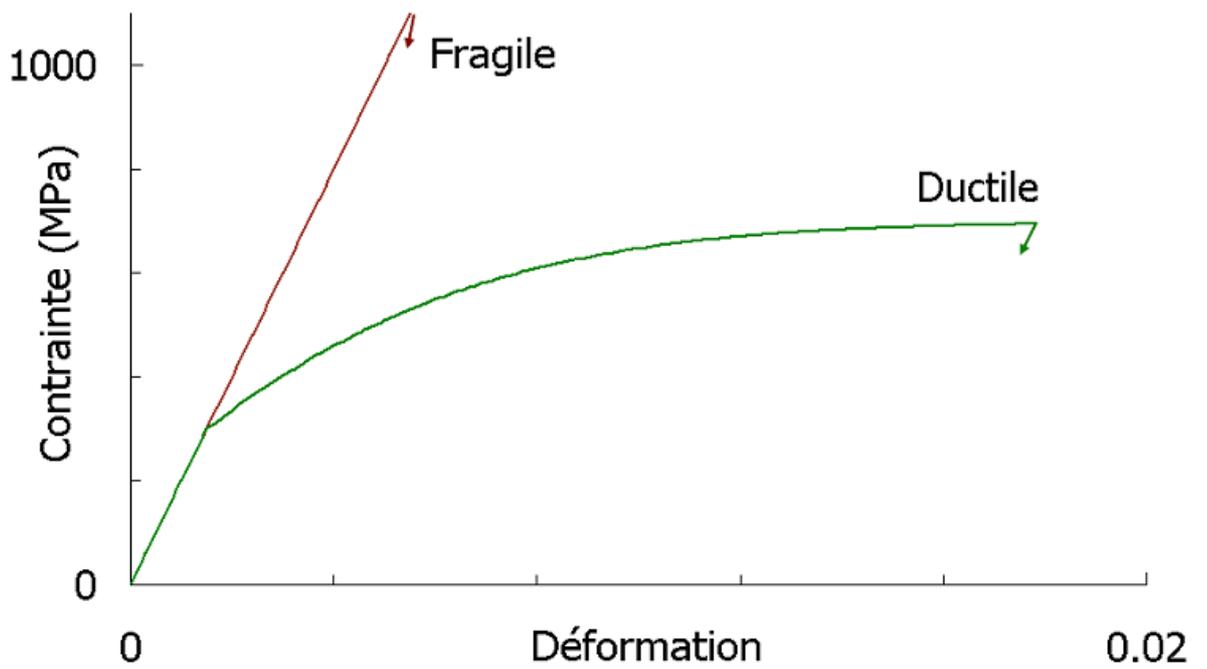
II.6. La rupture lors de l'essai de traction

La réalisation d'une déformation plastique de plus en plus importante conduit à la rupture du métal, rupture qui peut prendre plusieurs aspects dépendant du (ou des) mécanisme(s) mis en jeu. C'est ainsi que l'on distingue :

- la rupture ductile;
- la rupture fragile;
- les ruptures « à temps » dues à des phénomènes complexes dont le développement fait que la rupture n'intervient qu'après une durée de service qui peut être très importante (des semaines, des mois voire des années)



(a)



(b)

Figure II.9 : (a) essai de traction, striction et rupture, (b) illustration, comportements ductile et fragile [22].

II.6.1 La rupture ductile

C'est un mode de rupture qui apparaît à l'issue d'une déformation plastique généralement importante

La rupture ductile s'amorce sur des particules présentes dans le métal (précipités, inclusions), particules autour desquelles le métal se déforme plastiquement, ce qui entraîne, dans le sens de la déformation, un décollement à l'interface particule-métal et, donc la création de microcavités. Celles-ci croissent au cours de la déformation

(figure 1 .10) et les ponts métalliques subsistant entre elles s'amincissent et finalement se rompent.

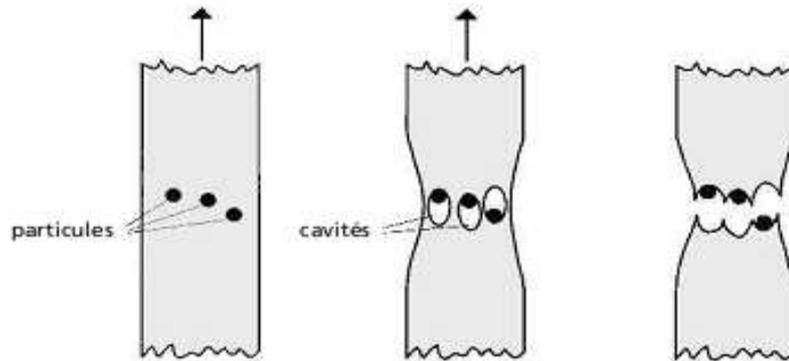


Figure II.10 Schéma de la formation des cupules lors d'une rupture ductile [16].

II.6.2 La rupture fragile

Au contraire de la précédente, la rupture fragile n'est pas précédée d'une déformation plastique. Elle peut revêtir deux aspects :

– le clivage : le phénomène élémentaire est alors la rupture d'un grain par séparation le long d'un plan du réseau cristallin (« décohésion »). La cassure d'un grain apparaît très plate avec des microreliefs dû au fait que la séparation ne se fait pas uniquement entre deux plans du réseau mais qu'elle se développe parfois entre deux autres plans voisins. Il se forme ainsi :

- des marches qui traduisent le saut de la décohésion entre deux plans voisins. On les appelle « rivières » car elles sont très ramifiées (intervention de plusieurs plans parallèles),
- des languettes qui sont des perturbations dues à la présence de défauts de structure.

Dans un métal polycristallin, la rupture par clivage des grains donne à la cassure un aspect à facettes. Au passage des joints de grains les rivières sont interrompues.

Ce type de rupture par clivage peut apparaître :

- dans les métaux CC parallèlement aux plans (110) et équivalents,
- dans les métaux HC selon les plans (0001).

Il est important de noter qu'il n'apparaît pas dans les métaux CFC ;

– la rupture intergranulaire : c'est la conséquence d'une décohésion qui se développe dans les joints de grains et qui est due à une fragilité particulière de ceux-ci. Pratiquement on peut dire que les grains se « décollent » les uns des autres. La fragilité des joints peut être engendrée par des précipités qui s'y sont formés ou par la ségrégation de certaines impuretés [16].

II.6.3 Les ruptures à temps

Ces modes de rupture qui se développent pendant des durées importantes passent généralement par plusieurs étapes faisant intervenir des mécanismes différents. On distingue trois modes suivants [16] :

- La rupture par fatigue
- La rupture par fluage
- La rupture par corrosion sous tension.

Chapitre III

Résultats et Interprétations

Nous allons en premier lieu, présentés nos résultats et en second lieu nous essaierons de les interpréter.

III.1. Résultats

La figure III.1 représente nos éprouvettes rassemblées après l'exécution de l'essai de traction. On constate que la rupture des éprouvettes s'est produite à l'intérieur de la zone calibrée et que les plans cisailés font un angle de l'ordre de 45° avec l'axe de traction. Nos résultats expérimentaux seront présentés sous forme de tableaux et figures.



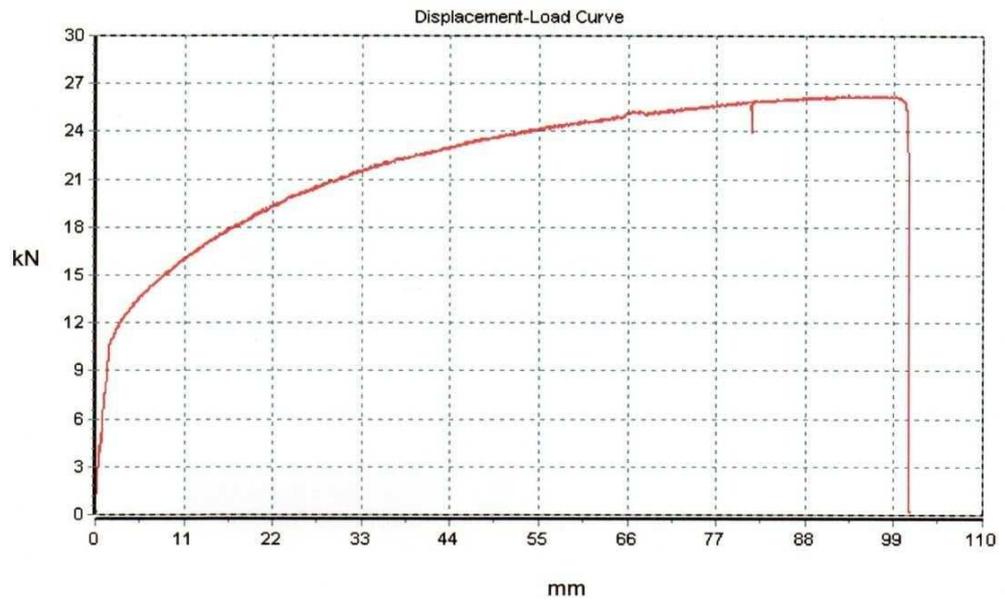
Figure III.1 : Eprouvettes rassemblées après l'exécution de l'essai de traction

III.1.1. 304L

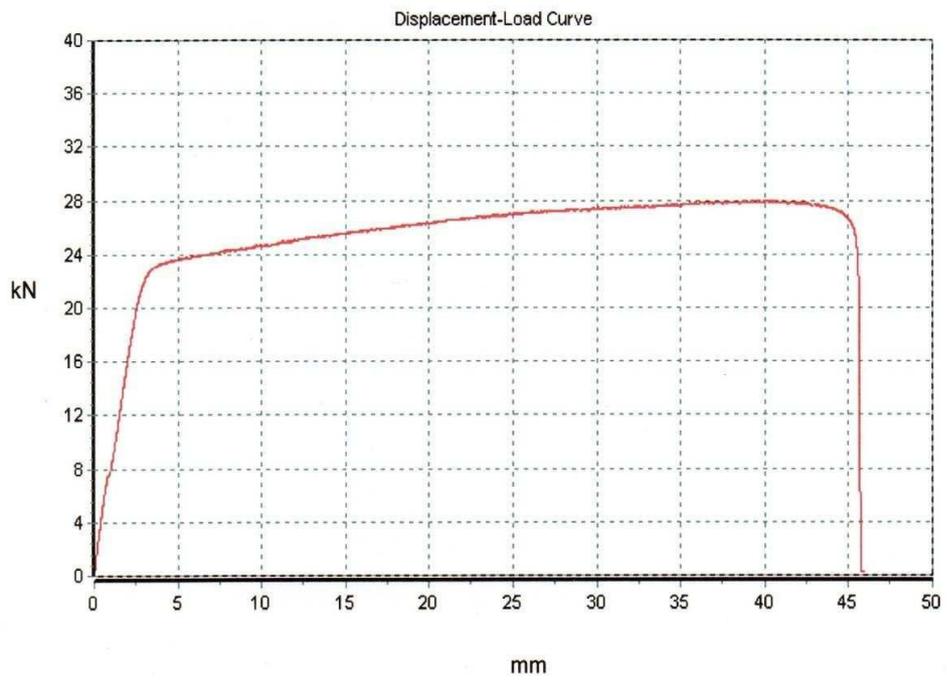
La figure III.2 donne les courbes conventionnelles obtenues après l'exécution de l'essai de traction sur nos éprouvettes laminées de à un taux de réduction égale respectivement, à 0%, 10%, 20%, 30% et 40%.

Le tableau III.1 rassemble les valeurs de la limite élastique $R_{p0,02}$, de la résistance à la traction R_m et de l'allongement $A\%$, déduites de ces courbes à l'aide du logiciel WINWAW.

La figure III.3 représente la variation de $R_{p0,02}$ et R_m et la figure III.4 celle de $A\%$ en fonction du taux de réduction de la nuance 304L.



a



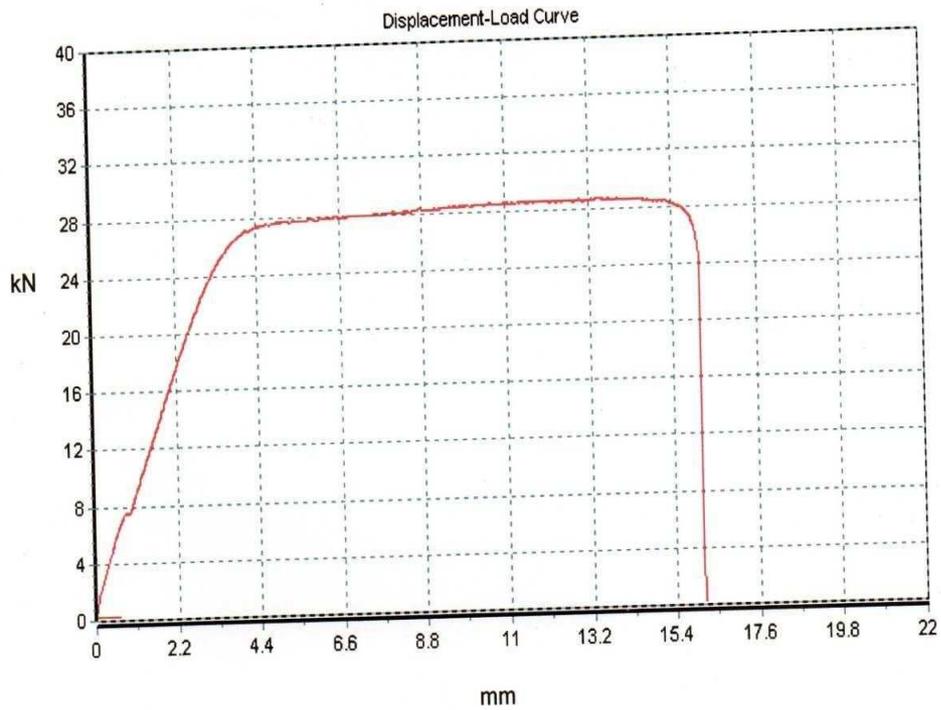
b



c



d



e

Figure III. 2 : Les courbes conventionnelles obtenues pour 304L avec un taux de réduction égale à 0%, b – 10%, c – 20%, d – 30% et e – 40%.

Tableau III.1 : Les principales caractéristiques mécaniques de 304L tirés de nos courbes conventionnelles de traction.

Taux de réduction	0%	10%	20%	30%	40%	Valeurs bibliographiques	
						Etat adouci	Etat écroui
$R_{p0,02}$ (MPa)	260	630	850	850	925	175	350
R_m (MPa)	560	775	955	1030	1175	450 / 680	700 / 850
A %	50	34	23	20	10	45	20

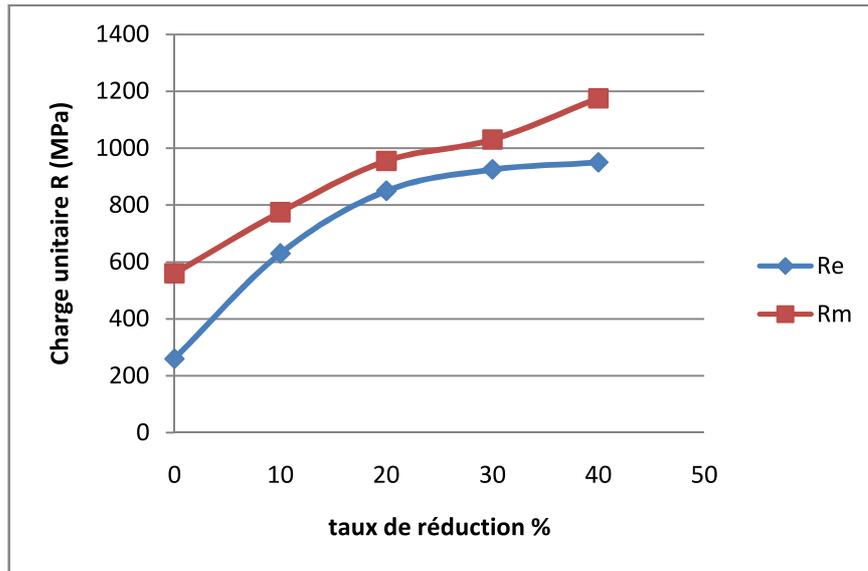


Figure III.3 : Variation de la limite d'élasticité $R_{p0,02}$ et de la résistance à la traction R_m en fonction du taux de réduction de la nuance 304L.

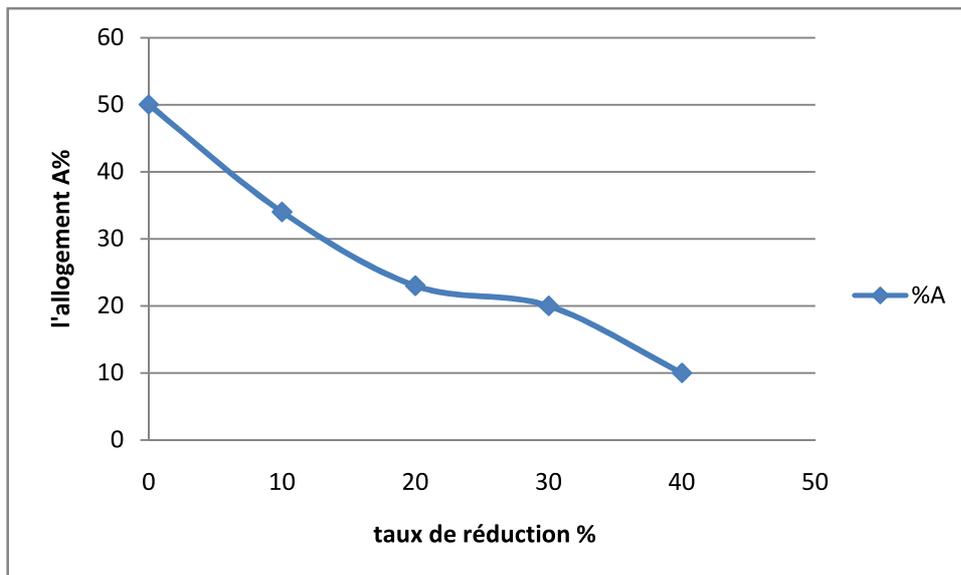


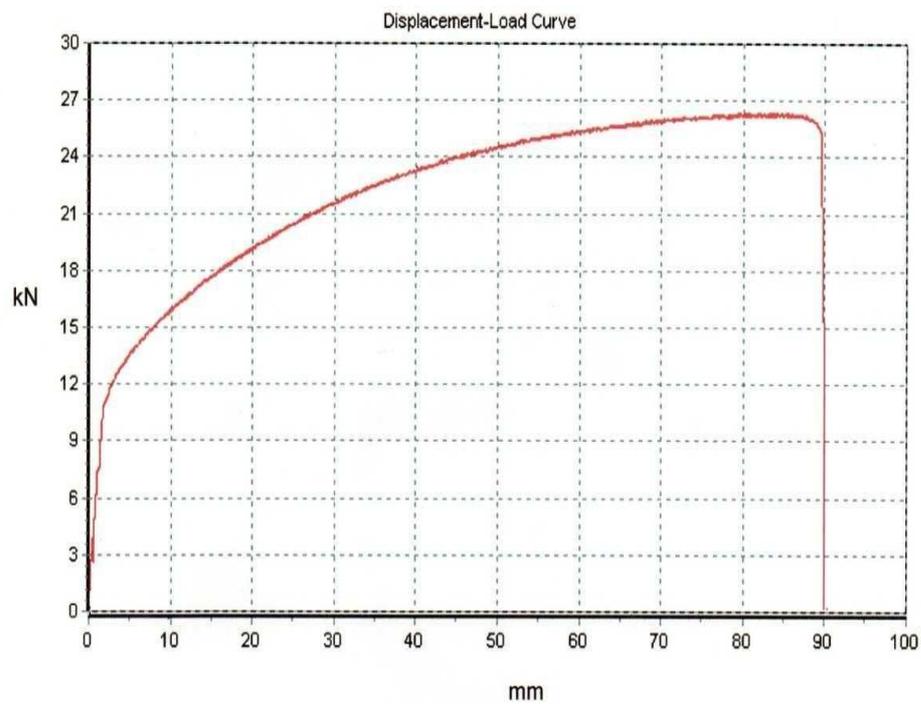
Figure III.4 : Variation de l'allongement A% en fonction du taux de réduction de la nuance 304L.

III.1.2. 310

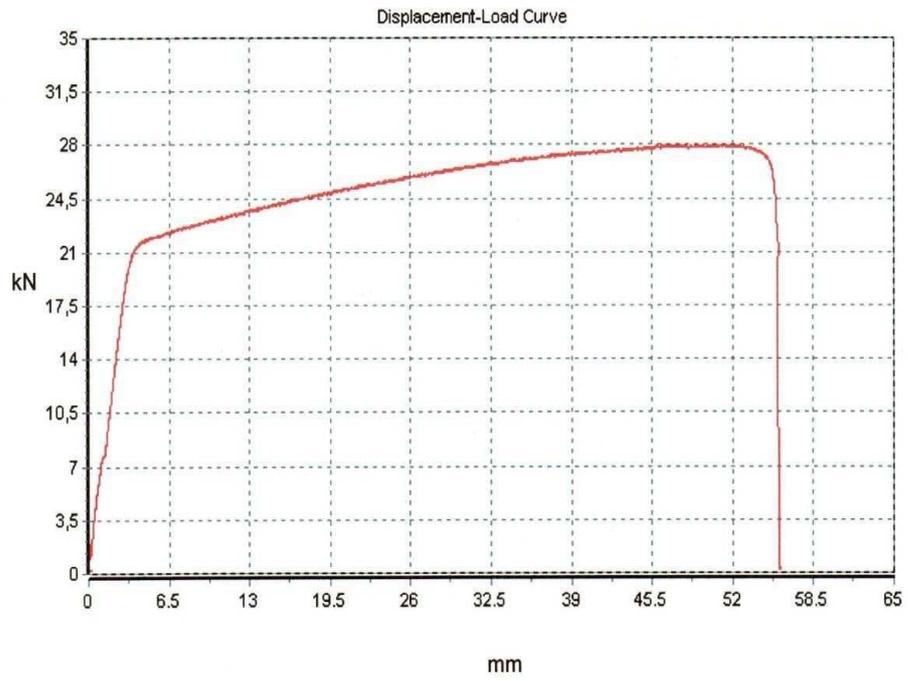
La figure III.5 donne les courbes conventionnelles obtenues après l'exécution de l'essai de traction sur nos éprouvettes laminées de à un taux de réduction égale respectivement, à 0%, 10%, 20%, 30% et 40%.

Le tableau III.2 rassemble les valeurs de la limite élastique R_e , de la résistance à la traction R_m et de l'allongement $A\%$, déduites de ces courbes à l'aide du logiciel WINWAW.

La figure III.6 représente la variation de $R_{p0,02}$ et R_m et la figure III.7 celle de $A\%$ en fonction du taux de réduction de la nuance 310.



a



b



c

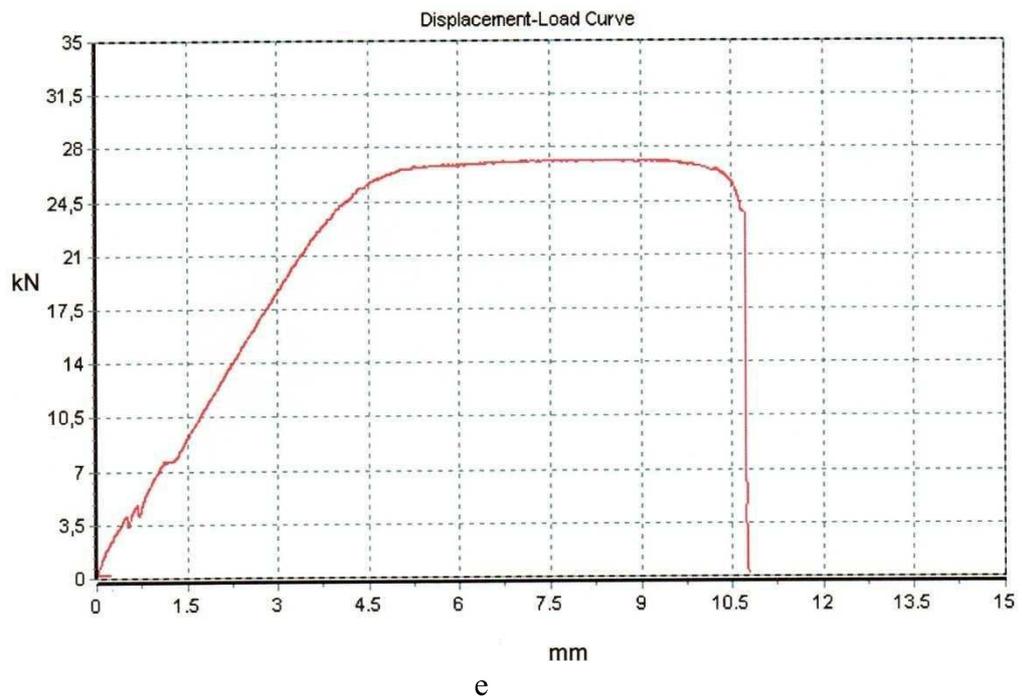


Figure III.5 : Les courbes conventionnelles obtenues pour 310 avec un taux de réduction égale à 0%, b – 10%, c – 20%, d – 30% et e – 40%.

Tableau III.2 : Les principales caractéristiques mécaniques de 310 tirés de nos courbes conventionnelles de traction.

Taux de réduction	0%	10%	20%	30%	40%	Valeurs bibliographiques (Austénitisation 1000-1150 C°)
$R_{p0,02}$ (MPa)	285	580	855	965	990	240
R_m (MPa)	600	780	950	1070	1130	540 / 740
A (%)	52	30	23	20	8	35

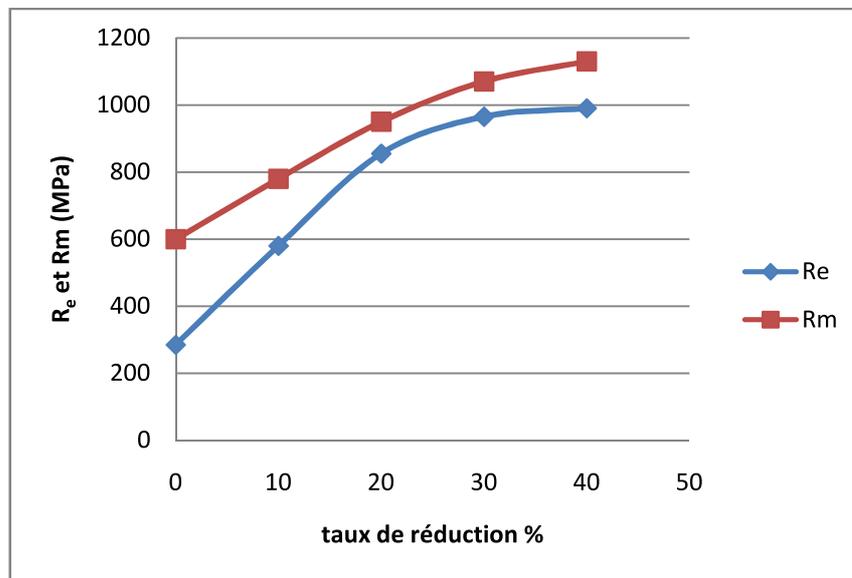


Figure III.6 : Variation de la limite d'élasticité $R_{p0,02}$ et de la résistance à la traction R_m en fonction du taux de réduction de la nuance 310.

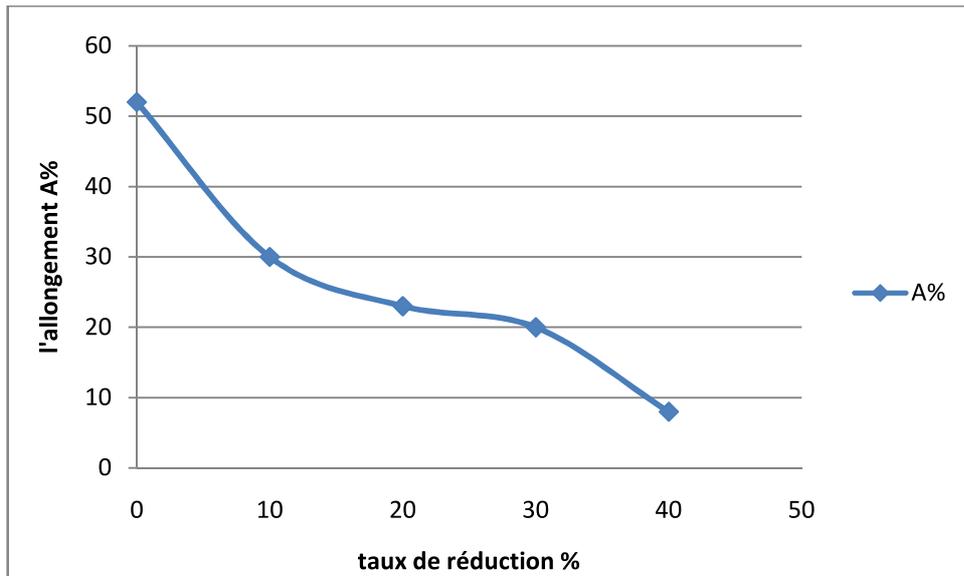


Figure III.7 : Variation de l'allongement A% en fonction du taux de réduction de la nuance 310.

III.1.3. 316L

La figure III.8 donne les courbes conventionnelles obtenues après l'exécution de l'essai de traction sur nos éprouvettes laminées de à un taux de réduction égale respectivement, à 0%, 10%, 20%, 30% et 40%.

Le tableau III.3 rassemble les valeurs de la limite élastique $R_{p0,02}$, de la résistance à la traction R_m et de l'allongement A%, déduites de ces courbes à l'aide du logiciel WINWAW.

La figure III.9 représente la variation de $R_{p0,02}$ et R_m et la figure III.10 celle de A% en fonction du taux de réduction de la nuance 310.



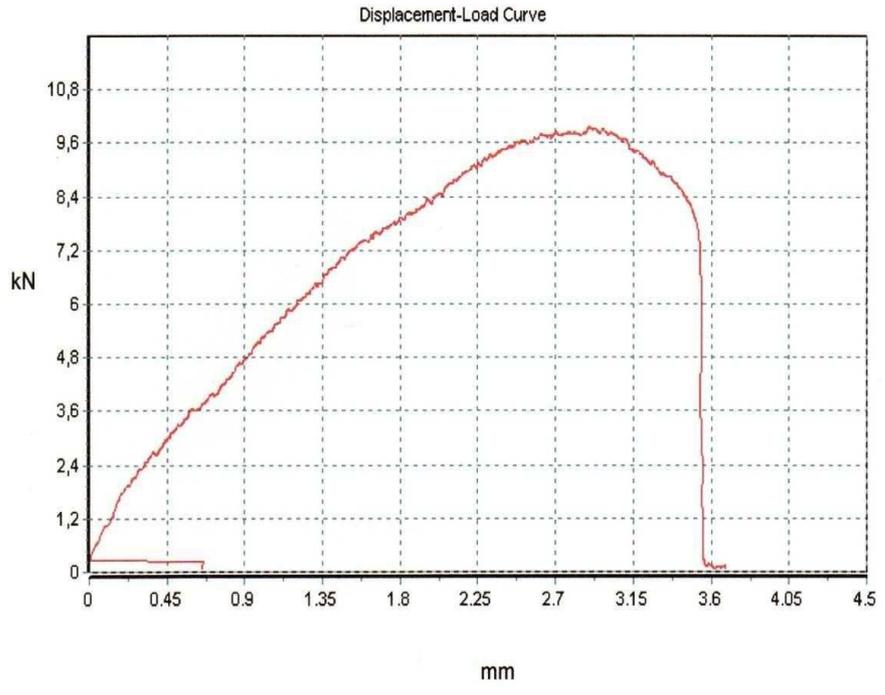
a



b



c



d

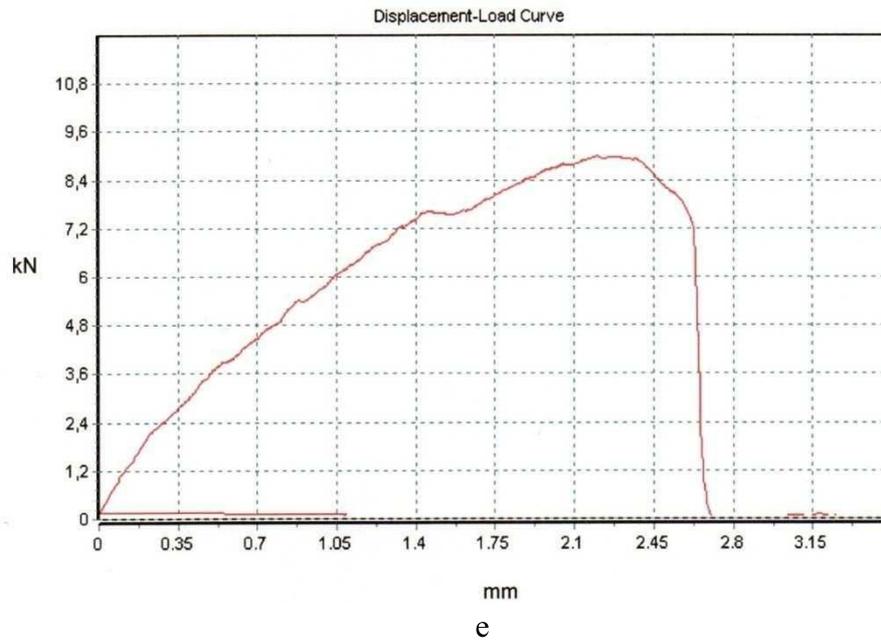


Figure III.8 : Les courbes conventionnelles obtenues pour 316L avec un taux de réduction égale à 0%, b – 10%, c – 20%, d – 30% et e – 40%.

Tableau III.3 : Les principales caractéristiques mécaniques de 316L tirés de nos courbes conventionnelles de traction.

Taux de réduction	0%	10%	20%	30%	40%	Valeurs bibliographiques	
$R_{p0,02}$ (MPa)	285	440	480	535	635	Etat adouci	Etat écroui
						200	350
R_m (MPa)	465	590	670	710	750	500 / 700	700 / 850
A (%)	24	3	3	4	5	40	20

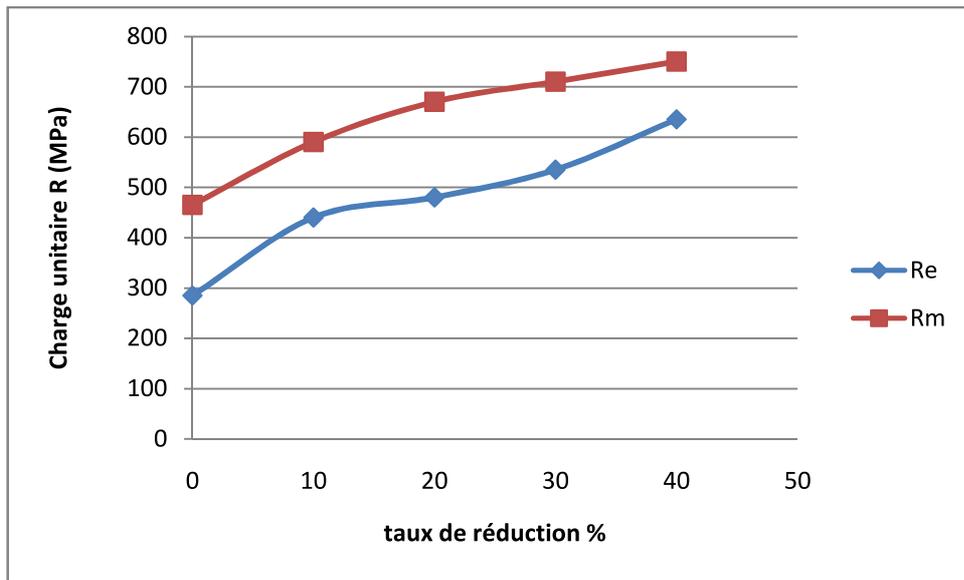


Figure III.9: Variation de la limite d'élasticité $R_{p0,02}$ et de la résistance à la traction R_m en fonction du taux de réduction de la nuance 316L.

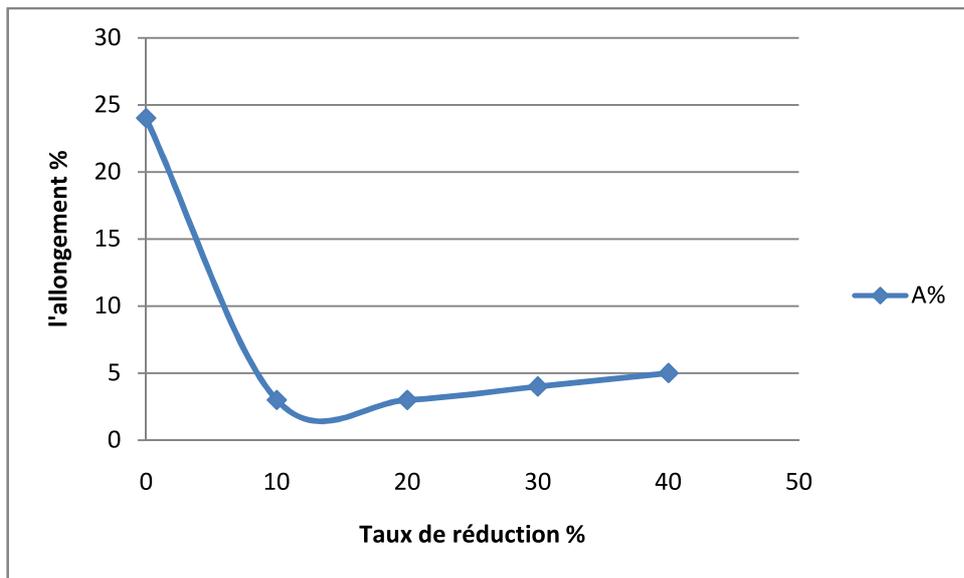


Figure III.10 : Variation de l'allongement A% en fonction du taux de réduction de la nuance 316L.

III.2. Interprétations

L'analyse et le dépouillement de tous nos résultats des essais de traction sur nos éprouvettes laminées à différents taux de réduction, va nous permettre de faire les commentaires et les interprétations suivantes :

- ✓ Pour les éprouvettes normalisées (taux de réduction égale à 0%), on constate que les formes de nos courbes conventionnelles sont uniformes avec celle d'un diagramme de traction classique, avec des montées élastiques droites et des écoulements plastiques homogènes qui suivent la loi $\sigma = \sigma_0 + k\epsilon^n$.
- ✓ Pour les autres éprouvettes avec un de taux de réduction différent de 0, on constate que la montée droite de la partie élastique est conservée et que le domaine plastique homogène s'aplatit au fur et à mesure que le taux de réduction augmente, pour les deux nuances 304L et 310. Par contre, pour la nuance 316L, la partie élastique diminuée rapidement pour un taux de réduction égale ou supérieure à 10% et que la forme parabolique (concavité) de la partie plastique homogène s'accroît au fur et à mesure que le taux de réduction augmente.
- ✓ La présence de molybdène dans la nuance 316L, rend le trajet de l'écoulement plastique moins lisse (accidenté en dents de scie) par rapport aux deux autres nuances.
- ✓ Comme on doit s'y attendre, la limite élastique $R_{p0,02}$ et la résistance à la traction R_m augmentent avec la déformation et que l'allongement A% diminue (figure III.3, III.4, III.6, III.7, III.9 et III.10) pour les trois nuances.
- ✓ Nos valeurs expérimentales de $R_{p0,02}$, R_m et A% sont dans la fourchette de celles de la bibliographie (voir les tableaux III.1, III.2 et III.3) pour les trois nuances étudiées.
- ✓ Les figures III.11, III.12 et III.13 rassemblent respectivement, les variations de $R_{p0,02}$, R_m et A% en fonction de la déformation pour les trois nuances étudiées. On constate que les courbes $R_{p0,02} = f(\text{déformation})$, $R_m = f(\text{déformation})$ et $A\% = f(\text{déformation})$ de 304L et 310 se superposent. En regardant de près la composition chimique de ces deux nuances, on peut expliquer cette superposition, par le fait que l'augmentation de la teneur du nickel dans la nuance 310 (20%) par rapport à 9% dans la nuance 304L a annihilé l'effet de la supériorité des teneurs des éléments alpha gènes et carburigènes (C, Cr) dans la nuance 310.

- ✓ Les valeurs de la limite élastique $R_{p0,02}$, de la résistance à la traction R_m et de l'allongement à la rupture $A\%$ de la nuance 316L sont largement inférieures à celles de 304L et 310, pour une déformation supérieure à 10%. Ceci est dû au fait que la présence de nickel en quantité suffisante (11%), pour une teneur de chrome de 17,5%, teneur minimale de passivation et une teneur en carbone de 0,03% a largement contribué à adoucir la structure de la nuance 316L.
- ✓ La figure III.13 montre que l'allongement à la rupture $A\%$ diminue avec l'augmentation de la déformation pour les deux nuances 304L et 310. À l'inverse, pour la nuance 316L, elle reste pratiquement constante avec l'augmentation de la déformation. Ceci va conforter davantage notre analyse sur l'effet de nickel sur la ductilité de la structure de 316L.
- ✓ Enfin, Il est très utile de tracer les courbes rationnelles à partir de ces résultats expérimentaux pour bien apprécier la consolidation de ces trois nuances par déformation. Aussi, il est intéressant d'observer les microstructures pour chaque taux de réduction.

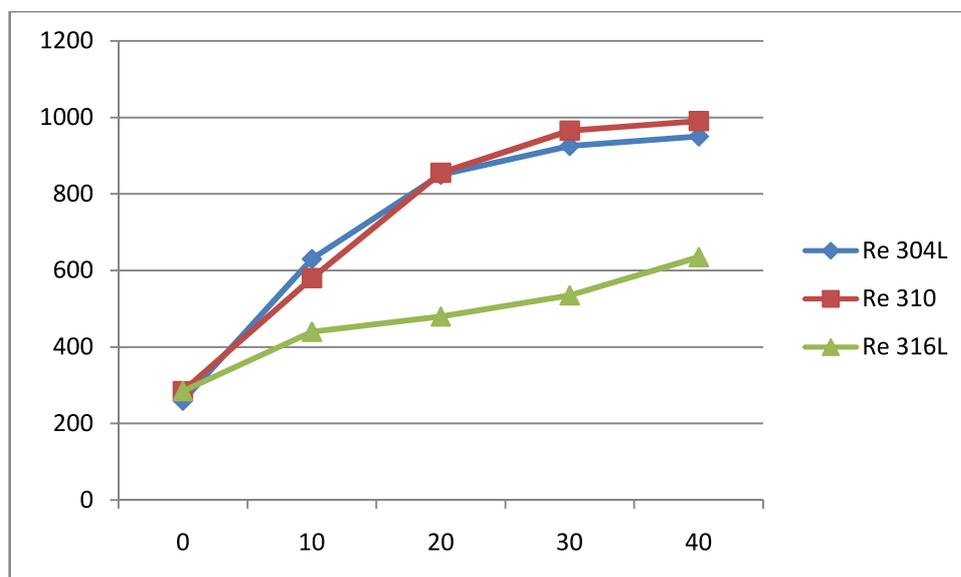


Figure III.11: Variation de la limite élastique $R_{p0,02}$ en fonction de la déformation des trois nuances étudiées.

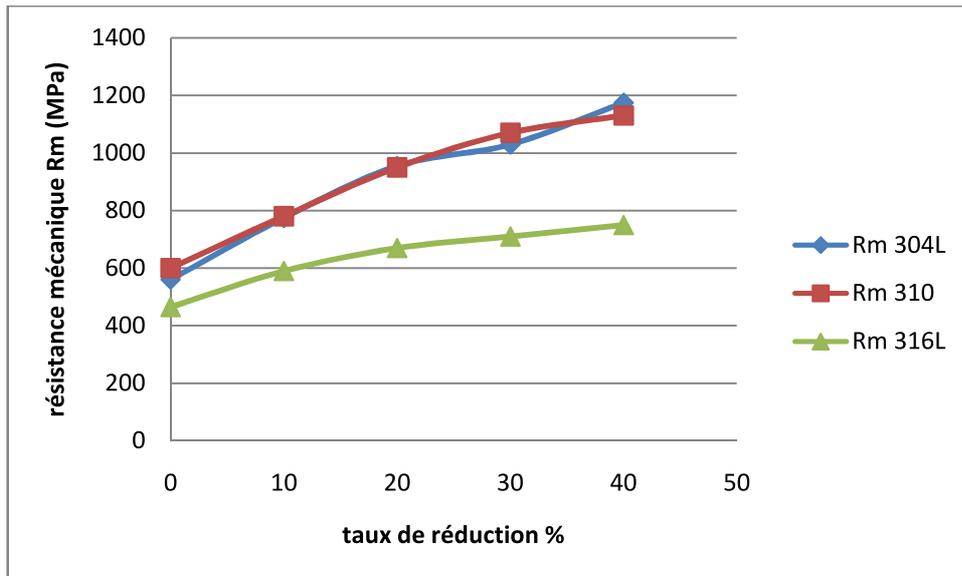


Figure III.12 : Variation de la résistance à la traction R_m en fonction de la déformation des trois nuances étudiées.

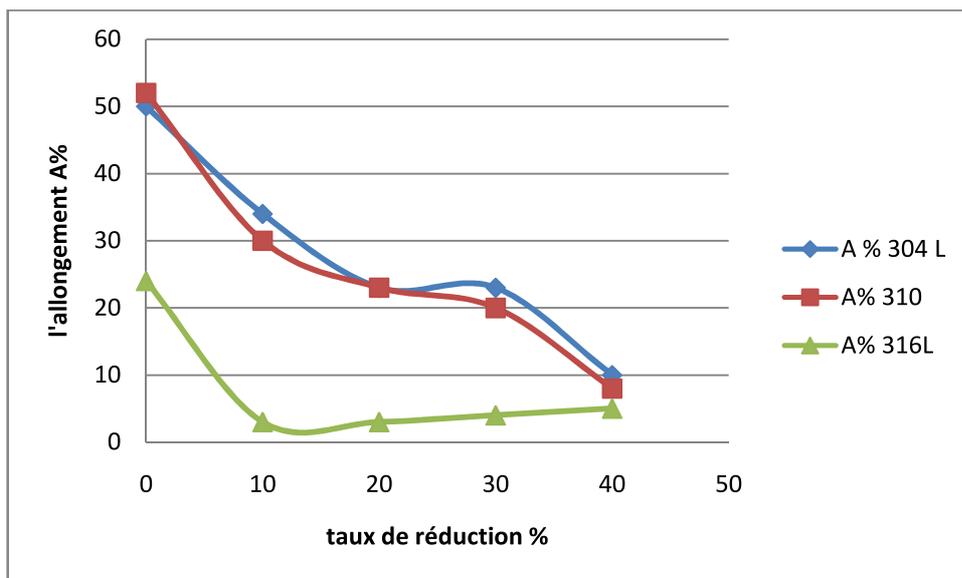


Figure III.13 : Variation de l'allongement à la rupture A% résistance en fonction de la déformation des trois nuances étudiées.

conclusion Générale

Conclusion générale

Le but de ce travail est l'étude de l'évolution des principales propriétés mécaniques (la limite élastique, la résistance à la traction et l'allongement à la rupture) des aciers inoxydables austénitiques (304L, 310 et 316L) en fonction du taux d'écrouissage par laminage. Il complète l'étude sur l'évolution de la dureté et de la microstructure de ces aciers en fonction du taux d'écrouissage, réalisée par M. Grine [2].

Nous signalons que nos éprouvettes ont été prélevées sur des tôles déjà laminées et dans une direction parallèle à la direction du laminage. Les taux de l'écrouissage appliqués à nos éprouvettes de traction (10%, 20%, 30% et 40%) ont été réalisés par laminage à froid.

Les principaux résultats obtenus sont les suivants :

- Les valeurs de la limite élastique $R_{p0,02}$ de la structure normalisée est de l'ordre de 230 MPa, pour les trois nuances étudiées.
- La limite élastique $R_{e0,02}$, la résistance à la traction R_m augmente avec le taux d'écrouissage, alors que l'allongement $A\%$ diminue, pour les trois nuances.
- La structure du 316L est plus ductile que celle de 304L et 310.
- Le 304L a les mêmes valeurs de $R_{e0,02}$, R_m et $A\%$ que le 310 quel que soit la valeur du taux de l'écrouissage.
- Le 304L et 310 se durcissent plus rapidement que le 316L avec l'augmentation du taux de l'écrouissage.
- La ductilité du 316L résiste bien avec l'augmentation du taux de l'écrouissage.
- Les résultats de l'essai de traction confortent les résultats de la dureté et de la microstructure.

Perspectives

Mon travail a abouti à un certain nombre de résultats, mais il est certain qu'il est nécessaire de les affiner par d'autres investigations notamment la détermination de l'exposant n de la relation d'Hollomon, pour bien apprécier la consolidation (ramenée par l'augmentation de l'écrouissage) de nos nuances étudiées. Ce calcul va nous permettre de compléter nos connaissances sur les réponses de ces aciers pendant les sollicitations mécaniques. Une fois que ce complément est fait, la décision de choisir une nuance pour fabriquer les parois des réservoirs de stockage sera facile à prendre.

RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES

[1] **Nathalie LE BOZEC**

Réaction de réduction de l'oxygène sur les aciers inoxydables en eau de mer naturelle. Influence du biofilm sur les processus de corrosion. Mémoire de fin d'étude, Université de Bretagne Occidentale. Janvier 2000

[2] **Mohamed GRINE**

Étude des propriétés mécaniques des aciers inoxydables austénitiques en fonction du taux de déformation, Mémoire de fin d'étude, École Nationale Polytechnique, Alger. Juin 2012.

[3] **Valérie MAILLOT**

Amorçage et propagation de réseaux de fissure de fatigue thermique dans un acier inoxydable austénitique de type X2 CrNi18-09 (AISI 304L). Mémoire de fin d'étude, Ecole Centrale de Lille. Juin 2003.

[4] **R.QUATREMER et J.P TROTIGNON**

Précis de métallurgie élaboration, structures-propriétés et normalisation, 5eme édition Avril 1990.

[5] **P. J. CUNAT**

Aciers inoxydables : Critères de choix et structure. Techniques de l'Ingénieur. M4540. 2003.

[6] **Michel COLOMBIE et Coll.**

Matériaux métalliques, 2eme édition, Dunod, Paris, 2001, 2008

[7] **Guy. DAVID**

Les aciers inoxydables. Techniques et documentations Lavoisier, Les éditions de physique, 1990.

[8] **Pierre SOULIGNAC, Bernard BONNEFOIS, Etienne SOUTIF**

Chaudronnerie en aciers inoxydables, Techniques de l'Ingénieur. BM6570. 2000

[9] **KERDALI Nabil**

Influence de la vitesse de refroidissement sur le comportement structurale et mécanique de l'acier inoxydable duplexe (2205), Mémoire de fin d'étude, École Nationale Polytechnique, Alger. Juin 2005.

[10] **Alain Col**

L'emboutissage des aciers, Dunod, Paris, 2010

[11] Les particularités des aciers inoxydables, Techniques de l'Ingénieur. TBA1062. 2000

[12] **G.SAADA**

L'état métallique – déformation plastique, Techniques de l'ingénieur. M45. 1995.

[13] **T.RICHETON**

Dynamique et complexité de la déformation plastique étudié par émission acoustique ». Mémoire de doctorat. INP de Grenoble. 2006.

[14] **V.BRANGER, M.H.MATHON, T.BAUDIN.**

Recrystallization, fundamental aspects and relations to deformation microstructure .2000.

[15] **M.A.GHORBEL**

Analyse numérique de la déformation des dislocations et applications à l'homogénéisation. Mémoire de doctorat. ENPC. 2007.

[16] **Guy Murry**

Aide-mémoire métallurgie Métaux. Alliages. Propriétés 2eme édition Dunod, Paris, 2004.

[17] **Pierre-Jean CUNAT**

Aciers inoxydables - Propriétés. Résistance à la corrosion - Propriétés. Résistance à la corrosion, Techniques de l'Ingénieur. M4540. 2003.

[18] **Par les ingénieurs du groupe PECHINEY**

'' L'ALUMINIUM'', Editions EYROLLS. Paris (1964).

[19] **O.T.FELLAHI.**

Influence du taux de laminage à froid suivi d'un recuit de recristallisation sur l'état métallurgique de l'alliage d'aluminium A-U4G (2024). PFE. ENP (2012).

[20] **EMILE MAURIN**

Produits métallurgiques, série E aciers inoxydables.

[21] **Sofiane DJERAF**

Etude comparative de l'influence du taux de déformation et de la température du recuit sur la microstructure et les propriétés mécaniques de deux aciers à haute limite d'élasticité (HLE) de type API X 70, Mémoire de fin d'étude, École Nationale Polytechnique, Alger. Juin 2012.

[22] **CLEMENT LEMAIGNAN**

La rupture des matériaux, EDP Sciences 2003