

République Algérienne Démocratique et Populaire
Ministère de l'Enseignement Supérieur et de la Recherche Scientifique
Ecole nationale polytechnique
Département de métallurgie



PROJET DE FIN D'ETUDES

En vue de l'obtention de
Diplôme d'Ingénieur d'Etat en Métallurgie

**Etude du comportement à l'emboutissage
d'un acier inoxydable austénitique 304**

Proposé et dirigé par :

Pr. M. LARIBI

Etudié par :

Mr. BEDJAOUI Walid

Promotion juin 2013

ENP- 10 Avenue Hassen Badi – El Harrach, Alger

Remerciements

Louange à notre Seigneur « ALLAH », qui nous a dotés de la merveilleuse faculté de raisonnement. Louange à notre Créateur qui nous a incités à acquérir le savoir. C'est à lui que j'adresse toute ma gratitude en premier lieu.

Je tiens à remercier tout particulièrement mon encadreur Monsieur. **M. LARIBI** pour ses conseils qui m'ont été précieux ainsi que toutes les suggestions et remarques qu'il a formulées tout au long de ce travail.

Je remercie les membres du jury **Mme N. KECHOUD** pour avoir accepté la présidence du jury de soutenance et les examinateurs Messieurs **S. SALHI** et **M. KASSER** pour avoir pris part au jury de soutenance.

Je remercie mes parents qui m'ont toujours donné les moyens de réussir ce que j'entreprenais ; qui m'ont toujours soutenu et aidé et que je ne remercierai jamais assez.

Mes remerciements s'adressent également à toutes les personnes qui ont collaboré à la réalisation de ce travail. En particulier :

- Mlle **H. HACHEMI** pour son aide, ses suggestions précieuses et sa sympathie.
- Mr **N. KHERROUBA** pour son précieux aide.

A toute la promotion 2013 d'Ingénieurs en Métallurgie de l'Ecole Nationale Polytechnique d'Alger. A tous ceux qui par leur sourire, leur gentillesse et espoir, m'ont encouragé à poursuivre mes études.

Dédicaces

Je dédie ce travail

*Avant tout, à mes parents qui
m'ont épaulé tout le long de
ma vie, qui ont été un modèle
pour moi*

*A mes sœurs et à tous les
membres de ma famille pour
leur soutien moral*

*A mes amis et tous ceux qui
me sont chers.*

ملخص

تتم دراسة سلوك الفولاذ الأوستينيّتي المقاوم للتأكسد AISI304 عند التطريق على عينات من صفائح موجهة لصناعة أجزاء مقعرة. للقيام بذلك ، التقنيات المنجزة تعتمد على تخصيص البنية المجهرية قبل وبعد التشويه البارد المنجز على ماكينة التطريق و أيضا الإختبارات الميكانيكية. وجدنا تطور في البنية المجهرية خاصة تشوّه و التصلب إثر تحول الطور الأوستينيّتي المستقر جزئيا. مكنتنا النتائج المحصل عليها من استنتاج التصرف الجيد للمعدن المدروس عند التطريق.

كلمات دليلة

تطريق ، فولاذ أوستينيّتي مقاوم للتأكسد AISI304 ، بنية مجهرية ، تشويه بارد ، إختبارات ميكانيكية ، تشوّه ، تصلب

Résumé

L'étude du comportement à l'emboutissage de l'acier inoxydable austénitique AISI304 est effectuée sur des échantillons prélevés à partir de tôles destinées à la réalisation de cuves d'évier. Pour le faire, les techniques expérimentales utilisées comportent la caractérisation de la microstructure avant et après déformation à froid sur la machine d'emboutissage ainsi que la réalisation des essais mécaniques ; traction, dureté et microdureté. Nous avons constaté une évolution structurale, essentiellement l'écrouissage et le durcissement par la transformation de l'austénite métastable. Les résultats obtenus nous ont permis de conclure au bon comportement à l'emboutissage de notre acier.

Mots clés

Emboutissage, acier inoxydable austénitique AISI304, microstructure, déformation à froid, essais mécaniques, écrouissage, durcissement.

Abstract

The study of the behavior of the austenitic stainless steel AISI304 during embossing is based on samples from plates intend for realization of Concave parts. So, techniques used include the characterization of the microstructure before and after cold deformation on the embossing machine and the realization of mechanical tests: tensile, hardness. We found a structural change primarily hardening by the transformation of the metastable austenite. The results allowed us to conclude the good behavior of our steel during embossing.

Key words

Embossing, austenitic stainless steel AISI304, microstructure, cold deformation, mechanical tests, strain, hardening

Liste des figures

Chapitre I

Figure I.1: Diagramme de <i>Pryce et Andrew</i>	5
Figure I.2: Evolution de la température M_s en fonction de la teneur en nickel pour un alliage à 18% de chrome	6
Figure I.3: Diagramme d'équilibre des alliages Fe-Cr	8
Figure I.4 : Diagramme d'équilibre des alliages Fe-Ni.....	8
Figure I.5 : Coupes isothermes d'équilibre d'un alliage Fe-Ni-Cr aux températures : (a) 1300°C et (b) 650°C.....	9

Chapitre II

Figure II.1: Schémas des modifications microstructurales subies au cours de la déformation à froid.....	16
Figure II.2: Évolution des caractéristiques mécaniques de deux aciers inoxydables austénitiques métastables en fonction du taux d'écrouissage	17
Figure II.3: Tracé qualitatif de la formation à différentes température de martensite dans un acier austénitique 304 en fonction de la déformation rationnelle.....	19
Figure II.4: Schéma de principe de l'emboutissage	20
Figure II.5: Etapes de transformation pour la réalisation d'une pièce emboutie.....	21
Figure II.6: Schéma d'un essai d'expansion	22
Figure II.7: Eprouvette de traction plane.....	22
Figure II.8: Mouvement du métal d'un godet.....	23
Figure II.9: Emboutissage en rétreint.....	24
Figure II.10 : Stagnation de la position de l'élément.....	25
Figure II.11: Influence du coefficient d'écrouissage sur l'aptitude à la déformation..	27
Figure II.12: Influence de la taille de grain sur la limite d'élasticité des aciers.....	30
Figure II.13: Forte ligne exfoliée révélée lors de l'emboutissage d'un godet.....	31

Chapitre III

Figure III.1: Microstructure de l'acier inoxydable austénitique 304 brut « I » observée au microscope optique.....	34
Figure III.2: Microstructure de l'acier inoxydable austénitique 304 brut « II » observée au microscope optique	34

Figure III. 3: Eléments microstructuraux de l'acier 304 brut « I » vus au microscope optique.....	35
Figure III.4: Sens de prélèvement des échantillons emboutis.....	36
Figure III.5: Polisseuse mécanique utilisée.....	39
Figure III.6: Dispositif pour réaliser l'attaque électrolytique.....	40
Figure III.7: Résumé les différentes étapes de mesure par analyse d'images.....	41
Figure III.8: Eprouvettes de traction (a)Avant l'essai (b) Après l'essai.....	44
Figure III.9: Dépouillement d'une courbe de traction conventionnelle pour un matériau ductile.....	44
Figure III.10: Pénétrateur de type Vickers et géométrie de l'empreinte.....	45
Figure III.11: Machine de microdureté utilisée dans notre étude.....	46

Chapitre IV

Figure IV. 1 : Microstructure de l'échantillon Brut I + 68% L	47
Figure IV. 2 : Microstructure de l'échantillon Brut I + 68% A	48
Figure IV. 3 : Microstructure de l'échantillon Brut I + 68% T	48
Figure IV. 4 : Microstructure de l'échantillon Brut I + 76% L	49
Figure IV. 5 : Microstructure de l'échantillon Brut I + 76% T	49
Figure IV. 6 : Microstructure de l'échantillon Brut I + 76% A	49
Figure IV. 7: Microstructure de l'échantillon Brut II + 68% L	50
Figure IV. 8: Microstructure de l'échantillon Brut II + 68% A	51
Figure IV.9: Microstructure de l'échantillon Brut II + 68% T	51
Figure IV.10: Microstructure de l'échantillon Brut II + 76% L	52
Figure IV.11: Microstructure de l'échantillon Brut II + 76% A	52
Figure IV.12: Microstructure de l'échantillon Brut II + 76% T	53
Figure IV.13: Observation des grains de l'acier inoxydable austénitique 304 brut I après attaque électrolytique.....	54
Figure IV.14: Observation des grains de l'acier inoxydable austénitique 304 brut II après attaque électrolytique.	54

Figure IV.15: Observation des grains de l'acier inoxydable austénitique 304 brut I emboutis à 68%.....	55
Figure IV.16: Courbes du paramètre « circularité ».....	57
Figure IV.17: Courbes du paramètre « élongation ».....	57
Figure IV.18: Courbes du paramètre « Log_{10} (Hauteur/Largeur) ».....	58
Figure IV. 19: Courbe de traction conventionnelle pour l'échantillon 304 Brut I....	58
Figure IV. 20: Courbe de traction conventionnelle pour l'échantillon 304 Brut II...	59
Figure IV.21 : Empreintes de microdureté sur l'échantillon Brut I + 68% A.....	61
Figure IV.22: Histogramme de la microdureté des échantillons issus du BrutI.....	62
Figure IV.23: Histogramme de la microdureté des échantillons issus du Brut II.....	63
Figure IV. 24: Détails sur la microstructure emboutie à 68%	63
Figure IV.25: Corrélation entre l'état microstructurale et les caractéristiques mécaniques en traction.....	64
Figure IV.26: Corrélation entre l'état microstructurale et la dureté des échantillons issus du brut I.....	66
Figure IV.27: Corrélation entre l'état microstructurale et la dureté des échantillons issus du du brut II.....	67
Figure IV.28 : Histogramme de la microdureté moyenne des différents échantillons issus du Brut I + 68%	67
Figure IV.29 : Histogramme de la microdureté moyenne des différents échantillons issus du Brut II + 68%.....	68
Figure IV.30 : Histogramme de la microdureté moyenne des différents échantillons issus du Brut I + 76%	68
Figure IV.31 : Histogramme de la microdureté moyenne des différents échantillons issus du Brut II +76%.....	69

Liste des tableaux

Chapitre I

Tableau I.1: Température M_S de différentes nuances austénitiques.....	4
Tableau I.2: Principales phases intermétalliques présentes dans les aciers inoxydables austénitiques de la famille AISI 304.....	11
Tableau I.3: Propriétés des classes d'aciers inoxydables austénitiques.....	12
Tableau I.4: Choix d'un acier inoxydable, en fonction des principaux critères techniques, pour les principales applications.....	14

Chapitre II

Tableau II.1 : Relation entre formabilité et valeurs de Re/Rm et n	27
---	----

Chapitre III

Tableau III.1: Composition chimique de l'acier AISI 304 en % massique.....	33
Tableau III.2: les dimensions des godets d'emboutissage.....	36
Tableau III.3: Dimensionnement et abréviation des échantillons issus de Brut I.....	37
Tableau III. 4: Dimensionnement et abréviation des échantillons issus de 304 Brut II.....	38
Tableau III. 5: Choix et réalisation des attaques de l'acier de notre étude.....	40
Tableau III. 6: Paramètres de mesure par analyse d'images.....	42

Chapitre IV

Tableau IV.1: Diamètre moyen des grains des échantillons.....	56
Tableau IV.2: Valeurs des caractéristiques mécaniques lors de la traction.....	59
Tableau IV.3: Valeurs mesurées de dureté.....	60
Tableau IV.4: Valeurs des caractéristiques mécaniques lors de la microdureté.....	62

Sommaire

Introduction générale.....1

Chapitre I : Généralités sur les aciers inoxydables austénitiques

I. 1. Familles des aciers inoxydables	3
I. 1. 1. Nuances ferritiques.....	3
I. 1. 2. Nuances martensitiques.....	3
I. 1. 3. Nuances austénitiques.....	4
I. 1. 4. Nuances austéno-ferritiques.....	5
I. 2. Influence des éléments d'additions.....	6
I.3. Microstructure des aciers inoxydables austénitiques.....	7
I.3.1. Diagrammes d'équilibre binaires Fe-Cr et Fe-Ni.....	7
I.3.2. Diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-Ni.....	9
I.3.3. Différents phases existantes	9
I.4. Principales propriétés des aciers inoxydables austénitiques.....	11
I. 5. Applications des aciers inoxydables austénitiques.....	13

Chapitre II : Déformation à froid des aciers inoxydables austénitiques

II.1. Divers aspects sur la déformation à froid.....	15
II.1.1. Notion d'élasticité et de plasticité des polycristaux.....	15
II.1.2. Limite élastique et écrouissage	15
II.2. Evolution de la microstructure après déformation à froid.....	18
II.2.1. Le réseau de dislocations.....	18

II.2.2. La transformation martensitique à froid	18
II.3. Mise en forme à froid par emboutissage.....	20
II.3.1. Définition de l'emboutissage des tôles.....	20
II.3.2. Modes de mise en forme par emboutissage.....	21
II.3.3. Influence des caractéristiques mécaniques sur l'aptitude a l'emboutissage.....	25
II.3.4. Influence des paramètres métallurgiques sur l'aptitude a l'emboutissage.....	29

Chapitre III : Matériaux et méthodes expérimentales

III.1 Caractérisations du matériau de l'étude.....	33
III.1.1 Composition chimique	33
III.1.2 Microstructure de l'AISI 304 brut.....	33
III.1.3 Dimensionnement des échantillons.....	35
III.2. Méthodes expérimentales.....	39
III.2.1. Etude métallographique.....	39
III.2.2. Mesures des paramètres microstructuraux par analyse d'images.....	41
III.2.3. Essais mécaniques.....	42

Chapitre IV : Résultats et interprétations

IV. 1. Résultats de l'observation métallographique.....	47
IV.1.1. Etat microstructural du Brut I après attaque chimique.....	47
IV.1.2. Etat microstructural du Brut II après attaque chimique.....	50
IV.1.3. Etat microstructural après attaque électrolytique.....	53
IV. 2. Résultats du calcul des paramètres morphologiques.....	56
IV. 2.1. Taille des grains.....	56
IV. 2.2. Paramètres de forme.....	56

IV. 3. Résultats des essais mécaniques.....	58
IV. 3.1. Résultats de l'essai mécanique de traction.....	58
IV.3.2. Résultats de l'essai mécanique de macrodureté.....	59
IV.3.3. Résultats de l'essai mécanique de microdureté	60
IV.4. Interprétations des résultats	64
Conclusions et perspectives.....	70
Références bibliographiques	
Annexe	



***INTRODUCTION
GENERALE***

Les aciers inoxydables austénitiques ont été inventés à Essen, en Allemagne, au début du 20^{ème} siècle. Leur développement continu à donner lieu à des compositions complexes ayant des quantités importantes d'éléments d'alliage. Ces éléments d'alliage sont naturellement introduits dans l'acier pour une ou plusieurs raisons, mais l'objectif final consiste principalement à obtenir une meilleure résistance à la corrosion associée à de meilleures propriétés mécaniques. Les caractéristiques métallurgiques et mécaniques vont largement influencer les techniques de mise en œuvre tels que l'usinage et l'emboutissage, tandis que la résistance à la corrosion est plutôt en relation avec les milieux d'usage.

L'acier X5CrNi18-10 (AISI 304 selon la norme américaine) est la nuance de base des aciers inoxydables austénitiques. Il conserve son excellente résistance à la corrosion jusqu'à 300°C mais peut aussi être utilisé à très basse température pour les applications cryogéniques. A l'état brut, l'alliage X5CrNi18-10 n'est pratiquement pas magnétique. Son durcissement structural est atteint lors de l'écrouissage.

Par ailleurs, l'emboutissage constitue une technique très utilisée parmi tous les procédés de mise en forme des tôles minces. C'est un procédé qui permet de réaliser des pièces de surface non développable à partir de tôles minces et trouve son application dans bon nombre de secteurs d'activités tels que le mobilier métallique, l'électroménager, l'emballage métallique (ferblanterie) et surtout la carrosserie des véhicules automobiles.

En effet, la BCR de Bordj Ménaiel utilise deux nuances d'aciers inoxydables austénitiques du type AISI 304 pour la réalisation des cuvettes de cuisine par emboutissage. La question est de savoir quelle est la nuance qui se comporte mieux à l'emboutissage tout en gardant les propriétés métallurgiques requises. Les deux nuances proviennent, bien entendu, de deux fournisseurs différents.

A cet effet, l'objectif de la présente étude consiste à étudier expérimentalement le comportement métallurgique (structural) des deux nuances d'acier inoxydable AISI 304 à l'emboutissage. Pour ce faire, des échantillons bruts (n'ayant pas subi d'emboutissage) ainsi des échantillons emboutis à différents taux d'emboutissage ont fait l'objet d'une caractérisation métallographique et mécanique (dureté et traction). Les résultats obtenus feront l'objet de comparaison.

Le plan de travail adopté dans ce mémoire consiste en :

- Une synthèse bibliographique répartie en deux chapitres : le premier chapitre présente des généralités sur les aciers inoxydables austénitiques en mettant l'accent sur leurs propriétés métallurgiques. Le second chapitre décrit les phénomènes associés à la déformation à froid ainsi que les modes et paramètres influant l'emboutissage en particulier.
- Une partie expérimentale présentant également deux chapitres :

Le premier chapitre est dédié à la présentation des deux nuances d'aciers inoxydables étudiés ainsi qu'aux matériels et méthodes de caractérisation utilisés.

Le deuxième est consacré à la présentation des résultats obtenus et leurs interprétations.

Ce travail est bien sûr clôturé par une conclusion générale et des recommandations.

CHAPITRE 1

*Généralités sur les aciers
inoxydables austénitiques*

Les aciers inoxydables austénitiques sont classés parmi les aciers spéciaux dont l'élément d'alliage de base est le chrome à des teneurs supérieures à 10% et contenant souvent peu ou très peu de carbone (pour éviter la précipitation de carbures de chrome). Aussi, ils contiennent des éléments d'alliage agissant sur l'état structural et sur la résistance à la corrosion (nickel, molybdène, cuivre, titane, niobium...).

Les fortes additions d'éléments d'alliage alphagènes (Cr, Mo...) ou gammagènes (Ni, Mn) modifient profondément l'état structural de ces aciers.

I.1. Familles des aciers inoxydables

On a l'habitude de classer les aciers inoxydables en plusieurs familles selon leurs structures.

I.1. 1. Nuances ferritiques

Les alliages fer-chrome sont ferritiques à toutes températures sous réserve de ne pas traverser la boucle γ définie sur le diagramme d'équilibre binaire Fe-Cr. Pour une teneur en chrome donnée, il suffit pour cela que la concentration en carbone soit limitée. Ainsi il existe deux familles d'aciers inoxydables dits ferritiques pour deux niveaux de chrome. Le premier à basse teneur en chrome (12 à 20% de chrome) est bas de gamme de corrosion. Le deuxième super-ferritiques (% Cr > 20) est considéré haut de gamme.

Ces aciers ne comportent pas d'addition de carbone et les résidus présents de teneur inférieure à 0,08 % sont généralement fixés par du titane ou du niobium. Leur composition leur permet de rester ferritiques à toute température et de présenter donc des propriétés mécaniques intéressantes [1,2].

I.1. 2. Nuances martensitiques

Pour obtenir une structure martensitique, il faut nécessairement, au contraire, entrer dans la boucle γ pour tremper la structure austénitique. Par conséquent, la teneur en carbone doit être d'autant plus forte que la concentration en chrome est élevée.

Ces aciers contiennent de 12 à 18% de chrome et des teneurs en carbone variables de 0,1 à 1% environ. Ils sont utilisés après trempe martensitique et revenu et sont susceptibles, de ce fait, d'acquies des performances mécaniques élevées mais, du fait de leur composition et leur état structural, ils ne résistent pas à l'agression de tous les milieux. Des additions éventuelles de molybdène et de cuivre ont pour but d'améliorer la résistance à la corrosion.

I. 1. 3. Nuances austénitiques

On peut vérifier sur la figure I.1 qu'une nuance titrant de l'ordre de 18% Cr, 8% Ni et 0,06% C est entièrement austénitique à 1100 °C. Un tel acier étant très chargé en éléments d'alliages, les courbes TRC sont fortement déplacés vers les temps longs. Les vitesses critiques de trempe sont donc très faibles. Par conséquent, même pour des refroidissements naturels, seule peut se produire la transformation martensitique.

Pour les mêmes raisons, la température M_S est très inférieure à l'ambiante (figure I.2). Par conséquent par refroidissement depuis 1050-1100°C, aucune transformation n'est possible ; la phase austénitique γ sera donc maintenue métastable à l'ambiante.

On notera que la transformation martensitique se produit à basse température en dessous de M_S . Par contre, (figure I.2), on peut obtenir des valeurs de M_S aussi faibles que nécessaire en augmentant les éléments d'alliage, entre autres le nickel. Le tableau I.1 montre que la phase austénitique peut être maintenue, même pour des températures proches de 0 K. par suite, sous réserve de bien définir leur composition, ces aciers inoxydables austénitiques peuvent être utilisés en cryogénie jusqu'aux très basses températures.

Tableau I.1: Température M_S de différentes nuances austénitiques [1].

Composition (C+N \approx 0,10)	M_S
Cr = 17,8 % Ni = 7,5 %	- 40 °C
Cr = 17,5 % Ni = 8,3 %	- 196 °C
Cr = 17,4 % Ni = 12,6 %	absent

Ces nuances peuvent être sensibles à un phénomène de corrosion intergranulaire, en particulier après soudage. Il est dû à la précipitation sur les joints de grains de carbures de type $Cr_{23}C_6$. Deux solutions sont développées industriellement pour résoudre ce problème :

- Des additions de Ti ou Nb conduisant à la formation de carbures TiC et NbC pour éviter les carbures de chrome. Les nuances correspondantes sont dites stabilisées.
- La baisse de la teneur en carbone en dessous de 0.030 % limitant les précipitations de carbures de chrome. Les nuances correspondantes sont dites à bas carbone.

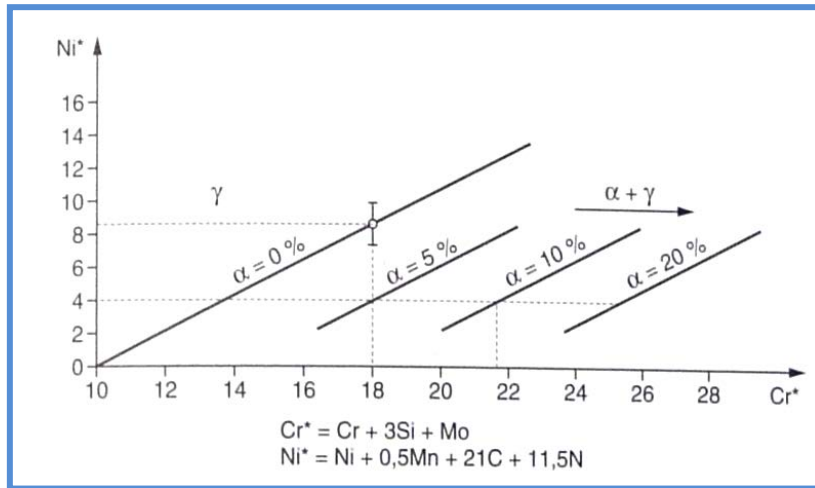


Figure I.1: Diagramme de *Pryce et Andrew* [1].

Des additions de molybdène entre 2 et 4% permettent, si nécessaire, d'améliorer la résistance à la corrosion. Pour résoudre des problèmes de corrosion encore plus difficile, ont été développées des nuances dites *super-austénitiques*, correspondantes à des teneurs en chrome et molybdène supérieures [1,2].

I. 1. 4. Nuances austéno-ferritiques

Pour obtenir des aciers austénitiques définis ci-dessus, nous avons refroidi une composition du domaine austénitique à 1100°C. Supposons que l'on fasse la même opération à partir du domaine biphasé α - γ pour des compositions du même ordre. La phase γ reste métastable pour les mêmes raisons, la phase α est inchangée. On obtient donc une structure mixte (α + γ) métastable identique à celle à l'équilibre à haute température. La proportion de phase peut donc être directement déterminée par le diagramme de *Pryce et Andrew* (figure I.2).

Les nuances austéno-ferritiques développées industriellement sont équilibrées pour contenir entre 40 et 60% de ferrite α . On trouvera essentiellement deux familles. La première avec une concentration en chrome de 21 à 22% ayant des caractéristiques de corrosion du même ordre que celles des austénitiques classiques. La deuxième dont les teneurs en chrome sont autour de 26 à 27%, se situe plutôt en corrosion, au niveau des super austénitiques [1, 2].

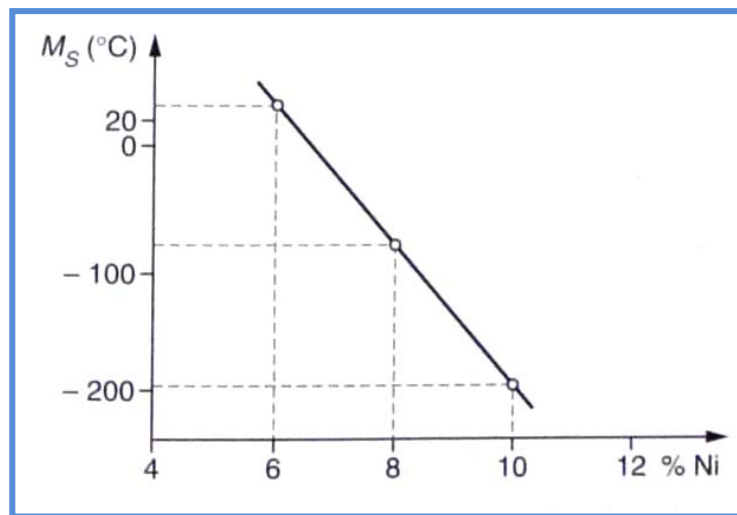


Figure I.2: Evolution de la température M_S en fonction de la teneur en nickel pour un alliage à 18% de chrome [1].

I.2. Influence des éléments d'additions

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

- **Le Chrome :** c'est un élément stabilisateur du 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 [3].
- **Le Molybdène :** c'est un élément formateur de fer α . Il améliore la résistance à la corrosion des aciers inoxydables dans les milieux réducteurs.
- **Le Silicium :** c'est un élément également formateur de fer α . Il améliore la résistance à l'oxydation à chaud. A teneurs élevées et dans certaines conditions, il augmente la résistance à la corrosion par exemple en milieux concentrés d'acide nitrique.
- **Le Vanadium :** formateur de fer α (ferrite), intervient qu'en faible quantité dans les aciers martensitiques au chrome par formation de carbures pour rendre les aciers insensibles à la surchauffe.
- **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 intergranulaire.
- **Le Niobium :** il s'agit d'un formateur de ferrite. Il se combine également avec le carbone dans les aciers au Cr et au Cr-Ni et s'oppose à la corrosion intergranulaire.

- **LeNickel** : c'est un élément stabilisateur de fer γ . Il élargit en effet le domaine d'existence de l'austénite en fonction de sa teneur jusqu'aux températures inférieures à 20°C ; il est avec le chrome l'un des plus importants éléments d'alliages des aciers inoxydables austénitiques. Le nickel améliore la résistance à la corrosion sous tension.
- **LeManganèse** : 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 dans les aciers Cr-Ni et lors de sollicitation mécaniques aux basses températures.
- **LeCarbone** : il favorise le fer γ . C'est l'élément non métallique essentiel de tous les aciers. Il élargit fortement le domaine austénitique. Son effet aux basses teneurs est d'environ 30 fois celui de nickel. Pour des raisons de corrosion chimique, la teneur en carbone est dans la plupart des cas maintenue très basse [3].
- **L'Azote** : stabilisateur d'austénite. Il agit comme le carbone. La solubilité de l'azote augmente dans les aciers au Cr et au Cr-Ni avec l'accroissement de la teneur en Cr.
- **Le Cuivre** : il est additionné aux aciers austénitiques dans des cas particuliers pour améliorer la résistance à la corrosion ou pour accroître l'aptitude à la frappe à froid.

Le choix des éléments d'alliages détermine l'état structural résultant. Par un judicieux traitement thermique, la structure doit recouvrer ses caractéristiques mécaniques optimales [3].

I.3. Microstructure des aciers inoxydables austénitiques.

I.3.1. Diagrammes d'équilibre binaires Fe-Cr et Fe-Ni

Sur la figure I.3, on peut délimiter deux régions de teneur en chrome :

- %Cr < 13 : ces alliages ont la possibilité d'être austénitisés totalement ou partiellement et peuvent donc subir la transformation $\gamma \rightarrow \alpha$ par refroidissement lent ou rapide.
- %Cr > 13 : ces alliages sont toujours ferritiques et de ce fait ne peuvent pas subir de durcissement par trempe martensitique. Cependant 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 de grains entraînant une fragilisation importante de l'alliage [5, 6].

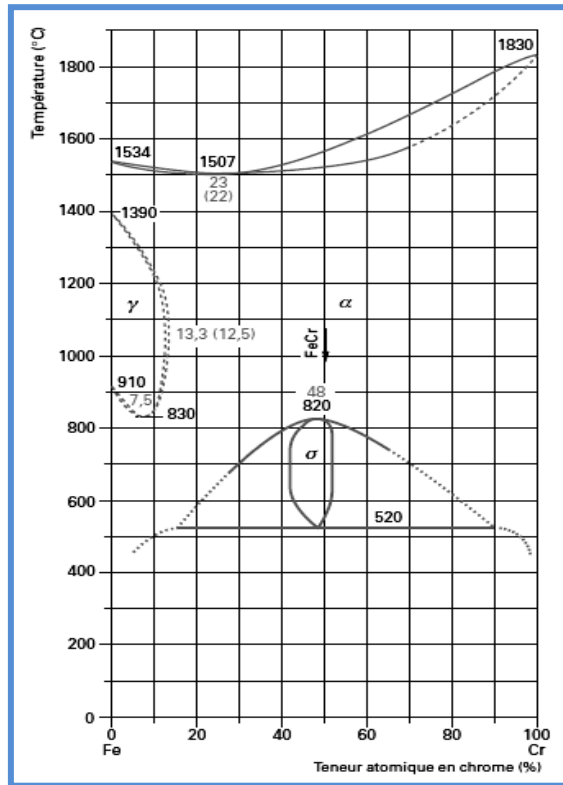


Figure I.3: Diagramme d'équilibre des alliages Fe-Cr [4].

Le Ni de structure cristallologique CFC est un élément gammagène, il favorise l'élargissement du domaine austénitique, conduisant à un domaine δ limité et fermé dû à l'existence d'une transformation péritectique à 1512°C (figure I.4) [5].

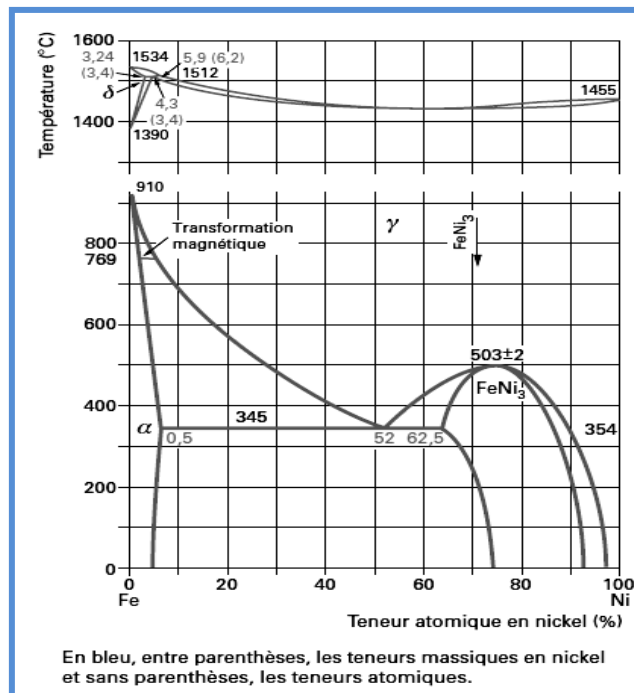


Figure I.4 : Diagramme d'équilibre des alliages Fe-Ni [4].

I.3.2. Diagramme d'équilibre ternaire Fe-Cr-Ni

La constitution d'équilibre des alliages Fe-Ni-Cr dépend des teneurs relatives en Ni (γ -gène) et en Cr (α -gène). Les coupes ternaires schématisées sur la figure I.5 montrent que la phase σ apparaît pour des teneurs en chrome inférieures à celles du binaire Fe-Cr. Le nickel favorise l'apparition de la phase σ [5].

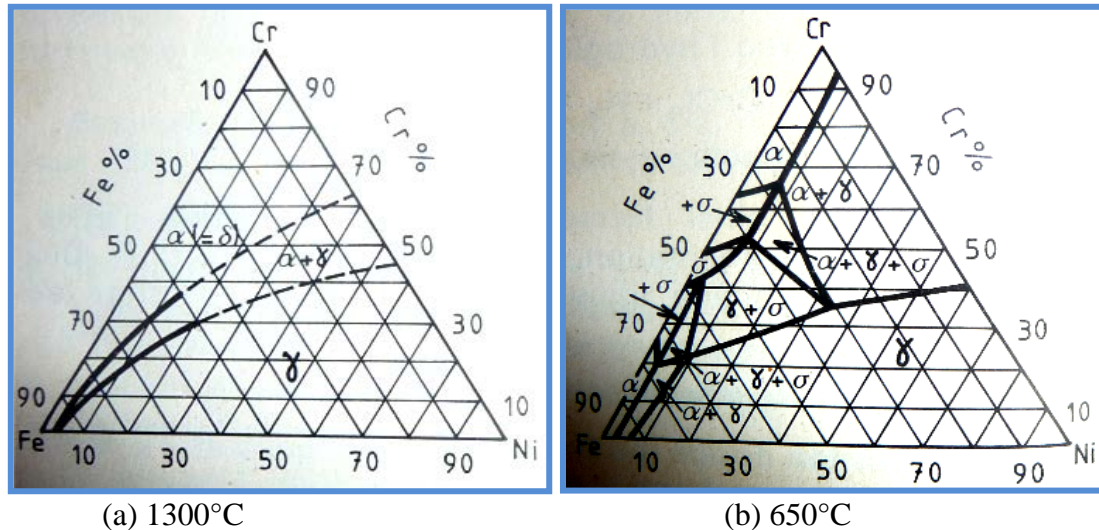


Figure I.5: Coupes isothermes d'équilibre d'un alliage Fe-Ni-Cr aux températures : (a) 1300°C et (b) 650°C [5].

I.3.3. Différents phases existantes

a. Les carbures

Comme la solubilité du carbone dans l'austénite diminue pendant le refroidissement et en présence d'une forte teneur en chrome, la précipitation inévitable de carbures survient dans la plupart des aciers inoxydables austénitiques et est suivie par les phases intermétalliques. La fraction volumique totale de ces précipités ne dépasse en général pas 10%. L'addition d'éléments stabilisateurs (titane, niobium ou vanadium) ainsi que du molybdène provoque toujours un appauvrissement en carbone de la matrice [7, 8].

- **Carbures type $M_{23}C_6$**

De formule chimique $Cr_{23}C_6$, ces carbures ont un réseau cristallin cubique à faces centrées où le fer, le molybdène ou le nickel peuvent se substituer au chrome. La cinétique de précipitation est régit par la vitesse de diffusion du chrome qui est plus rapide aux joints de grains. De ce fait, les carbures $M_{23}C_6$ précipitent préférentiellement dans les joints de grain,

puis dans les joints doubles incohérents, les joints doubles cohérents et en fin dans les dislocations intra-granulaires.

Les carbures $M_{23}C_6$ sont toujours les premiers carbures à précipiter dans les aciers inoxydables. Les recuits entre 600° et 900°C activent la germination de ces carbures et favorise les sites de précipitation à l'intérieur des grains. Il est important de noter que l'addition d'éléments stabilisateurs n'élimine pas les carbures $M_{23}C_6$ précipités ; ces derniers se forment alors plus difficilement pendant le chauffage [7]. La précipitation des carbures $Cr_{23}C_6$ est retardée par la réduction de la teneur en carbone dans la solution solide.

- **Carbures type M_6C**

Les carbures de types M_6C ($M=\text{Fe, Cr, Mo, W, Nb et V}$), appelés carbures « h » sont souvent présents dans les aciers inoxydables austénitiques et contiennent au moins trois types d'atomes. Leur réseau cristallin est cubique à faces centrées type diamant ($a = 1,082\text{\AA}$). Une addition d'azote tend à favoriser la précipitation des carbures M_6C en détriment des $M_{23}C_6$, car le premier type est capable de dissoudre plus d'azote que le second.

- **Carbures type M_7C_3**

Les carbures M_7C_3 ($M=\text{Cr, Fe}$) ont une structure cristalline pseudo hexagonale et précipitent uniquement dans les aciers inoxydables austénitiques dont le rapport des teneurs (C/Cr) est élevé, par exemple pendant une carburation. Entre 750 à 1000°C , les carbures M_7C_3 se transforment progressivement en $M_{23}C_6$ qui sont plus stables dans cet intervalle de température [7, 8].

b. Les phases intermétalliques

Le tableau I.2 résume les caractéristiques cristallographiques et la composition chimique des principales phases intermétalliques pouvant être identifiées dans les aciers AISI304. Leur précipitation dans la matrice est associée à des conséquences indésirables comme l'appauvrissement en éléments d'alliages ainsi qu'une diminution de la ductilité, la ténacité et la résistance à la corrosion [9].

c- les inclusions non-métalliques

- Inclusions endogènes :

Elles résultent de la diminution de solubilité de l'oxygène et du soufre au cours du refroidissement du métal et de leur concentration aux joints de grains qui existent au moment

considéré. Les oxydes et les sulfures apparaissent en globules très fins, de dimensions inférieures au micromètre [10].

Tableau I.2:Principales phases intermétalliques présentes dans les aciers inoxydables austénitiques de la famille AISI 304[8].

Phase, Réseau cristallin	Paramètre de maille (nm)	Fe (%)	Cr (%)	Ni (%)	Mo(%)	Si (%)
Phase σ , tétragonale	$a = 0,883$ $c = 0,461$	49 – 52	32 – 34	4 – 7	8 – 11	1
	$a = 0,883$ $c = 0,460$	55	29	5	11	–
Laves, hexagonale	$a = 0,475$ $c = 0,779$	37	11	4	42	5 – 6
	$a = 0,473$ $c = 0,772$	38	11	6	45	–
Phase χ , Cubique base centrée	$a = 0,890$	51 – 53	23 – 24	4	18	1
	$a = 0,888$	52	21	5	22	–

▪ Inclusions exogènes :

Dans l'acier solide, leur localisation est en surface; il s'agit le plus souvent d'oxydes formés à haute température, de sulfures par sulfuration, plus rarement du cuivre (introduit accidentellement au laminage ou en coulée continue). Selon le taux d'oxygène et selon la température, des oxydes compacts se forment : ce sont des oxydes **Si**, **Cr**, **Al** protecteurs. Ainsi, les aciers à une teneur en Silicium dépassant 2% donnent une couche de SiO_2 .

I.4. Principales propriétés des aciers inoxydables austénitiques

Les aciers inoxydables austénitiques sont des alliages ferreux paramagnétiques contenant entre 0,02 et 0,10% de carbone, 17 à 20% de chrome, 7 à 25% de nickel et 2 à 5% de molybdène. La nuance AISI 304 possède la structure cristallographique de type cubique à faces centrées qui leur confère une résistance faible mais une grande ductilité et une ténacité exceptionnelle. De tels aciers sont libres de transformations structurales et par conséquent non durcissables par traitement thermique. Après hypertrempe, l'austénite métastable peut toutefois se transformer partiellement en une martensite cubique centrée lorsque l'acier est écroui à la température ambiante [11,1].

Le tableau I.3 résume les propriétés des aciers inoxydables austénitiques.

Tableau I. 3: Propriétés des classes d'aciers inoxydables austénitiques [1].

Nuances de type 18-10		
Nuances de base X5CrNi18-10 (Z7CN18-09) (AISI 304)	Hypertrempe 1050-1150°C	Sensible à la corrosion intergranulaire. Limite d'élasticité limitée > 196MPa.
Nuances bas carbone X2CrNi18-9 (Z3CN18-09) (AISI 304L)		Bonne résistance a la corrosion intergranulaire Limite d'élasticité faible > 176MPa.
Nuances stabilisés X6CrNiTi18-10 (Z6CNT18-10) (AISI 321)		Sensible à la corrosion intergranulaire. Limite d'élasticité améliorée > 216MPa
Nuances haut carbone X10CrNiTi18-8 (Z11CN18-09) (AISI 302)		Très sensible a la corrosion intergranulaire Limite d'élasticité élevée.
Nuances de type 17-12-Mo		
Nuances de base X5CrNiMo17-12-2 (Z7CND17-12) (AISI 316) X3CrNiMo17-13-3 (Z6CND18-12) (AISI 317)	Hypertrempe 1050-1150°C	Meilleure résistance a la corrosion. Sensible à la corrosion intergranulaire. Limite d'élasticité limitée > 196 MPa.
Nuances bas carbone X2CrNiMo17-12-2 (Z3CND17-12-2) (AISI 316L)		Bonne résistance a la corrosion intergranulaire Limite d'élasticité faible > 176 MPa.
Nuances stabilisées X6CrNiMo17-12-2 (Z6CND17-12) X6CrNiMoNb17-12-2 (Z6CNDNb17-12)		Insensible à la corrosion intergranulaire. Limite d'élasticité améliorée > 216MPa.
Nuances à l'azote		
X2CrNiN18-7 (Z3CN18-7-Az) X2CrNiMoN17-11-2 (Z3CND17-11Az) (AISI 316LN)	Hypertrempe 1050-1150°C	Limite d'élasticité élevée. Bonne résistance a la corrosion intergranulaire.
Super-austénitiques		
X1CrNi25-21 (Z1CN25-20) X1CrNiMoCu25-20-5 (Z1NC25-20) X1CrNiMoCuN25-25-5 (Z2NC25-25Az) X1NiCrMoCu31-27-4 (Z2NC25-27)	Hypertrempe 1050-1150°C	Résistance a la corrosion très élevée. Milieux spéciaux.

I. 5. Applications des aciers inoxydables austénitiques

a) Équipements pour l'industrie

Les équipements pour les industries chimiques/pétrochimiques, agroalimentaires et pharmaceutiques sont pour l'essentiel des appareils chaudronnés travaillant généralement à la pression atmosphérique mais qui, dans le cas des réacteurs, peuvent être soumis à des pressions élevées [12].

b) Électroménager, ménager et coutellerie

Ce vaste domaine du ménager et de l'électroménager (appareils électroménagers, ustensiles ménagers, platerie, couverts) n'est pas homogène en termes de choix de nuance. Par contre, quelle que soit la nuance retenue, elle devra présenter un état de surface permettant un lavage facile afin d'éviter tout risque de rétention d'origine bactérienne.

c) Industrie automobile

Il s'agit du système d'échappement, de décoration, d'organes de sécurité et d'éléments de structure.

d) Industrie des transports terrestres et maritimes

Il s'agit des wagons et voitures ferroviaires, des conteneurs citernes et citernes routières, et des conteneurs frigorifiques.

e) Tuberie et piping

Pour les tubes destinés au transport de fluides et hydrocarbures, applications structurales, à équiper des échangeurs de chaleur et à la décoration.

f) Bâtiment

Il s'agit d'un très vaste domaine dans lequel l'acier inoxydable est utilisé aussi bien à l'extérieur (couverture, murs rideaux, entrées d'immeubles, mobilier urbain) qu'à l'intérieur des immeubles (décoration, escaliers mécaniques, cage d'ascenseurs, escaliers) [12].

Le tableau suivant résume les principales situations rencontrées.

Tableau I.4: Choix d'un acier inoxydable, en fonction des principaux critères techniques, pour les principales applications [12].

Application	Famille de nuances	Résistance à la corrosion	Caractéristiques mécaniques	Formage, emboutissage, cintrage	Soudage
Équipements pour la restauration collective, les hôpitaux, l'industrie alimentaire, l'industrie laitière, la fermentation et le stockage du vin, etc.	Austénitiques : Fe-Cr-Ni-(Mo)	***	*	*	**
Ustensiles ménagers, éviers	Austénitiques : Fe-Cr-Ni	***	*	***	*
Échappement automobile	Ferritiques : Fe-Cr-(Ti/Nb)	**	**	***	*
Cuves d'appareils électroménagers	Austénitiques : Fe-Cr-Ni Ferritiques : Fe-Cr-(Ti)	**	*	***	**
Structures pour matériels de transport	Austénitiques : Fe-Cr-Ni-(N) Ferritiques : Fe-Cr	**	***	**	**
Couteaux, instruments chirurgicaux, etc.	Martensitiques : Fe-Cr-(Ni-Mo)	**	***		
Équipements pour les industries chimiques et papetières	Austénitiques : Fe-Cr-Ni-Mo Austénoferritiques : Fe-Cr-Ni-Mo	***	**	*	***
Exigences : *** : très élevées ; ** : élevées ; * : moyennes					

CHAPITRE II

Déformation à froid des aciers

inoxydables austénitiques

Tout objet soumis à un effort se déforme, ce qui entraîne un déplacement des plans atomiques hors de leur position d'équilibre. Des forces de rappel apparaissent en s'opposant à la déformation et tendent à restaurer le solide dans sa forme originale lorsque l'on cesse de le solliciter. Différents essais de laboratoire permettent d'étudier les modes de déformation des matériaux tels que l'essai de traction.

II.1. Divers aspects sur la déformation à froid

II.1.1. Notion d'élasticité et de plasticité des polycristaux

Quand on analyse la réponse du matériau à une contrainte mécanique, on distingue le domaine d'élasticité et le domaine de plasticité, la transition entre les deux domaines étant nommée *limite élastique*. Si l'on effectue une décharge dans le domaine élastique, le comportement est réversible et le matériau retrouve sa forme initiale. A l'inverse, au-delà de la limite d'élasticité, la déformation plastique est irréversible.

Pour distinguer les différents phénomènes intervenant lors de déformations élastiques des solides, il est utile de relier le travail effectué par une force de rétraction élastique aux grandeurs énergétiques telles que le travail absorbé et la variation de l'énergie interne.

Dans les théories phénoménologiques, on utilise seulement quelques informations microscopiques associées au mode de déformation par glissement plastique (incompressibilité plastique, principe du travail plastique maximal) pour préciser la forme du critère de plasticité ou de la loi d'écoulement et on construit, dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles, une loi de comportement globale dont certains paramètres sont identifiés par des essais classiques. Cependant, rien ne permet d'affirmer que ces paramètres soient représentatifs de tous les trajets de déformation, surtout lorsque l'anisotropie induite par la déformation plastique est importante et que l'on considère des chargements complexes [13].

II.1.2. Limite élastique et écrouissage

Les grains d'un métal ou alliage à l'état recuit contiennent une densité de dislocations considérable, généralement de l'ordre de 10^{10} m/m³. Chaque segment est caractérisé par son vecteur de Burgers « **b** », dont la direction et le module définissent le cisaillement imposé au cristal lorsque la dislocation se déplace.

Pour que le cristal se déforme plastiquement, il faut en général atteindre une valeur critique de cission simultanément pour plusieurs systèmes de glissement [14,15].

Quand la limite d'élasticité du matériau est franchie, le glissement simultané de très nombreuses dislocations aboutit au blocage d'une partie d'entre elles contre divers obstacles (autres dislocations, joints de grains, précipités, etc.). Par conséquent, la densité des dislocations diminue suite aux réarrangements et annihilation des dislocations.

L'observation par microscopie électronique en transmission de la structure du métal écroui amène à distinguer deux cas en ce qui concerne la distribution des dislocations :

a) dans les métaux à faible énergie de défaut d'empilement : de l'ordre de 10^{-2} J/m², comme le cuivre, les laitons, les aciers austénitiques, les dislocations sont réparties de manière relativement homogène (Figure II.1).

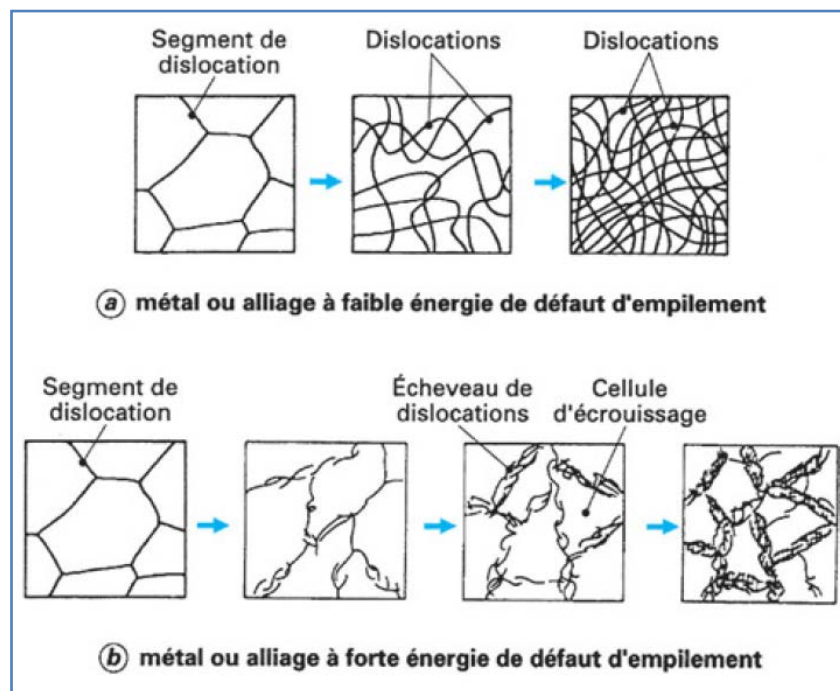


Figure II.1 : Schémas des modifications microstructurales subies au cours de la déformation à froid [14].

b) dans les métaux à forte énergie de défaut d'empilement : de l'ordre 10^{-1} J/m², comme l'aluminium, le fer α , les aciers ferritiques, on observe au contraire la formation de *cellules d'écrouissage* : les dislocations se rassemblent en écheveaux délimitant des zones de cristal à peu près dépourvues de défauts (Figure II.1). Lorsque la déformation augmente, les cellules deviennent plus petites et tendent vers une taille limite. Simultanément, les écheveaux deviennent de plus en plus enchevêtrés. Cette structure cellulaire, que l'on retrouvera dans le

cadre de la déformation à chaud, correspond à un minimum de l'énergie élastique stockée pour une densité de dislocations donnée. Toutefois, sa formation suppose une mobilité suffisante des dislocations.

Les modifications microstructurales associées à la mise en forme à froid sont associées à des modifications tout aussi importantes à l'échelle méso-structurale : changement de la forme des grains (texture morphologique) et surtout de leur orientation cristalline (texture cristallographique) [14,15].

Lorsque les aciers inoxydables austénitiques « partiellement » instables sont écrouis à l'état de livraison, leur caractéristiques mécaniques (R_m et R_p) peuvent être quasi doublées tout en gardant une réserve d'allongement. La figure II.2, donne l'évolution des caractéristiques mécaniques pour deux nuances instables. Elle montre que pour un taux d'écrouissage de l'ordre de 40 %, le niveau des caractéristiques mécaniques (R_m et R_p) obtenu avec la nuance X2CrNi18-7 est du même ordre de grandeur que celui obtenu avec la nuance la plus stable X5CrNi18-10 pour un taux d'écrouissage d'environ 60%.

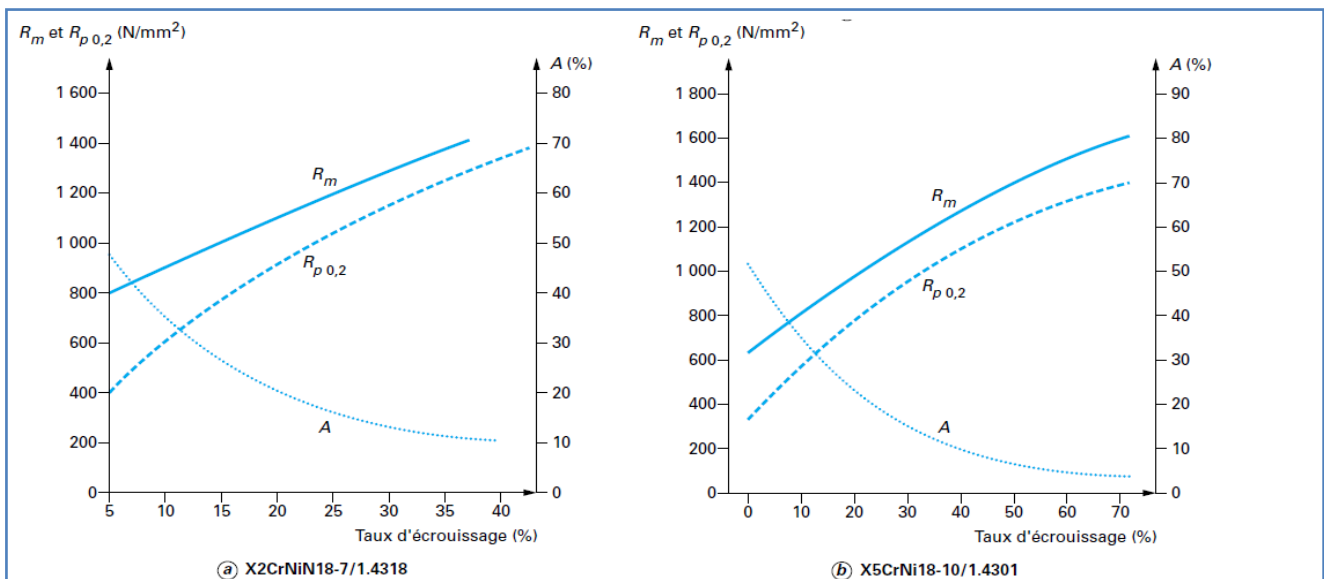


Figure II.2 : Évolution des caractéristiques mécaniques de deux aciers inoxydables austénitiques métastables en fonction du taux d'écrouissage : a-AISI 301LN, b- AISI 304[16].

À l'opposé, une nuance très stable comme le X4CrNi18-12/1.4303 a ses caractéristiques mécaniques qui évoluent peu quel que soit le niveau d'écrouissage. Ses propriétés sont mises à profit dans le cadre d'opérations d'emboutissage par étirage ou par fluo tournage cylindrique [16].

II.2. Evolution de la microstructure après déformation à froid

II.2.1. Le réseau de dislocations

Les dislocations sont organisées suivant un réseau tridimensionnel dit **réseau de Frank**. Si on considère au sein d'un cristal de volume V des dislocations rectilignes, parallèles et arrangées selon un réseau carré, la *maille de réseau* d_{Frank} (distance entre dislocations) est reliée à la densité de dislocations ρ par la relation :

$$d_{\text{Frank}} = 1/\sqrt{\rho}$$

Ainsi pour un métal recuit (qui contient une très faible densité de dislocations) nous avons : $\rho \approx 10^{10} \text{ m}^{-2}$, soit $d_{\text{Frank}} \approx 10 \text{ }\mu\text{m}$; alors que dans le même métal fortement écroui la densité de dislocations vaut $\rho \approx 10^{14} \text{ m}^{-2}$ soit $d_{\text{Frank}} \approx 0,1 \text{ }\mu\text{m}$. Il est noté que la distance moyenne entre dislocations est nécessairement grande devant la distance interatomique. Il existe une borne supérieure à la densité de dislocations ($\rho_{\text{Max}} \approx 10^{18} \text{ m}^{-2}$) [17].

II.2.2. La transformation martensitique à froid

Après hypertrempe, les aciers inoxydables austénitiques présentent une structure austénitique métastable à la température ambiante. Quand on leur applique une déformation suffisante ou un abaissement de température, l'austénite métastable se transforme partiellement en martensite α' . La température M_d ($M_d > M_s$) a été définie comme la température au-dessus de laquelle aucune transformation ne se produit quelle que soit la déformation.

a- Evolution de la teneur des phases martensitiques de déformation

La quantité de martensite formée est tributaire de : (i) la composition chimique de l'acier inoxydable austénitique, (ii) la déformation (son mode, son taux et sa vitesse) et (iii) la température. La proportion des différentes phases (austénite γ , martensite ϵ et martensite α') dans l'acier inoxydable austénitique est fonction de l'histoire thermomécanique antérieure et de la déformation plastique (figure II.3). L'étude de l'évolution des phases α' et ϵ durant un essai de traction monotone sur l'acier 304 a dévoilé que la phase ϵ apparaît dès le début de déformation et atteint un maximum à 5% de déformation. En revanche, la formation de la phase α' détectée ne commence qu'à partir de 20% de déformation plastique et elle continue jusqu'à la rupture [18].

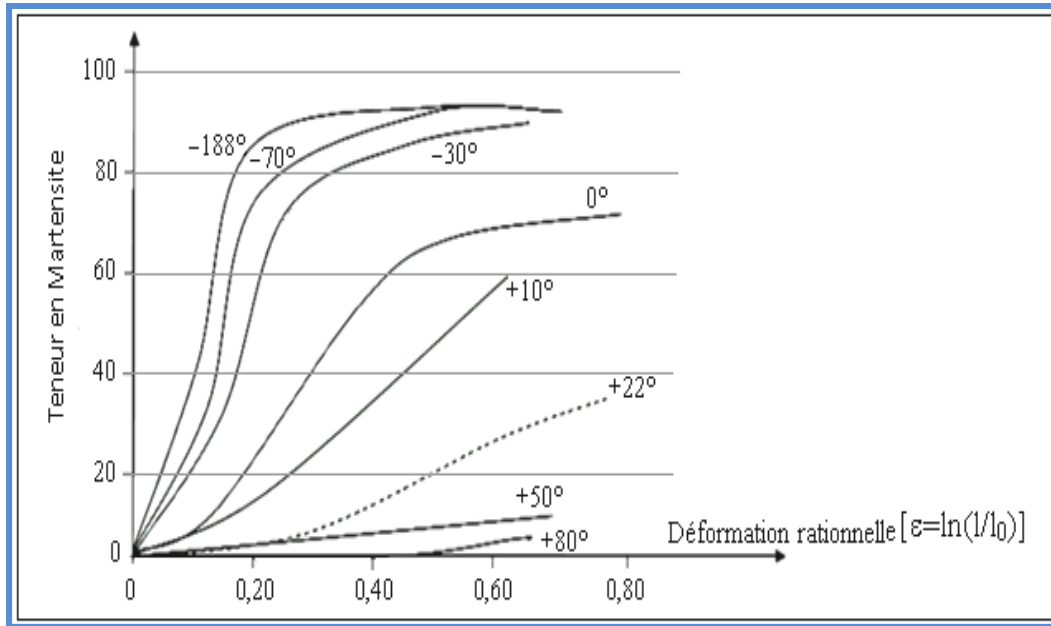


Figure II.3: Tracé qualitatif de la formation à différentes températures de martensite dans un acier austénitique 304 en fonction de la déformation rationnelle [18].

b- Transformations de l'austénite métastable dans les aciers inoxydables austénitiques

La transformation $\gamma \rightarrow \alpha'$ peut se produire d'une façon directe ou indirecte. Dans le cas de la transformation directe, la transformation est accompagnée d'une augmentation de volume qui crée de fortes contraintes locales de compression, stabilisant l'austénite non transformée. En revanche, la transformation martensitique indirecte $\gamma \rightarrow \alpha'$ passe par la forme intermédiaire ϵ de structure cristallographique hexagonale. Cette transformation $\gamma \rightarrow \epsilon$ est accompagnée d'une réduction du volume. Aux premiers stades de plasticité, la déformation se concentre dans des bandes de glissement en raison de la faible énergie de défauts d'empilement des aciers inoxydables austénitiques [18].

II.3. Mise en forme à froid par emboutissage

II.3.1. Définition de l'emboutissage des tôles

L'emboutissage des tôles minces est une opération qui est habituellement réalisée sous presse double effet à l'aide d'outillages comprenant (figure II.4) :

- un poinçon sur lequel se cambre et se tend le métal ;
- une matrice servant d'appui au métal et pouvant parfois être une contre-forme (du moins partielle) du poinçon ;
- un serre-flan dont le rôle sera de maintenir la tôle et de freiner l'écoulement du métal vers l'intérieur de la matrice.

Le métal à emboutir peut se présenter soit sous forme de bobines (alimentation continue), soit sous forme de flans, plaques prédécoupées de contour circulaire ou polygonal la plupart du temps. Au cours de l'opération d'emboutissage, le métal est tout d'abord pincé entre la matrice et le serre-flan puis, lorsque le serrage est effectif, le poinçon descend à l'intérieur de la matrice entraînant ainsi le métal dans sa course et l'obligeant à épouser son contour sous l'effet des tensions engendrées par la retenue du serre-flan [19].

Au cours de sa déformation, le métal est soumis simultanément à deux modes de sollicitation :

- des déformations en expansion sur le nez du poinçon qui s'effectuent au détriment de l'épaisseur.
- des déformations en rétreint qui résultent d'un écoulement de matière sous serre-flan convergeant vers l'intérieur de la matrice et auxquelles s'associe un champ de contraintes compressif dans le plan de la tôle.

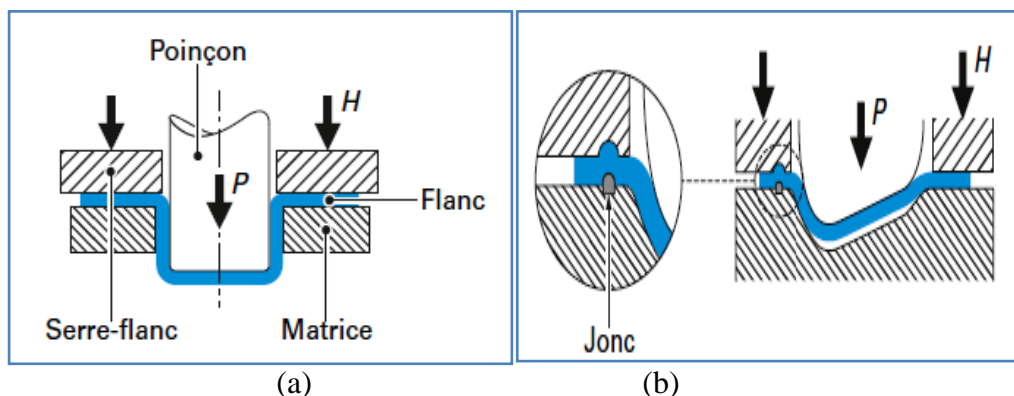


Figure II.4 : Schéma de principe de l'emboutissage : (a) emboutissage profond, rétreint de la périphérie (b) formage d'une pièce complexe entre poinçon et matrice équipée de joncs de retenue : la partie centrale se déforme par expansion sur le poinçon et le fond de matrice [20].

Tout l'art de l'emboutissage consiste en fait à réaliser le meilleur compromis possible entre les déformations des deux types jouant sur les divers paramètres qui contrôlent l'écoulement du métal dans l'outil.

La réalisation d'une pièce emboutie suppose que, outre l'opération d'emboutissage proprement dite, on effectue un certain nombre d'opérations complémentaires dites de parachèvement indispensables après emboutissage (figure II.5) pour que la pièce réponde à sa destination. Pour les petites pièces, plutôt que de travailler opération par opération, on préfère généralement réaliser l'ensemble des opérations sur une seule machine. Pour les pièces de grande dimension, l'emboutissage s'effectue le plus souvent sur presse double effet monoposte, les opérations de parachèvement étant réalisées sur des presses à doubles effets. c'est le cas pour l'ensemble des pièces de robe (c'est-à-dire pièces extérieures de carrosserie) [19,20].

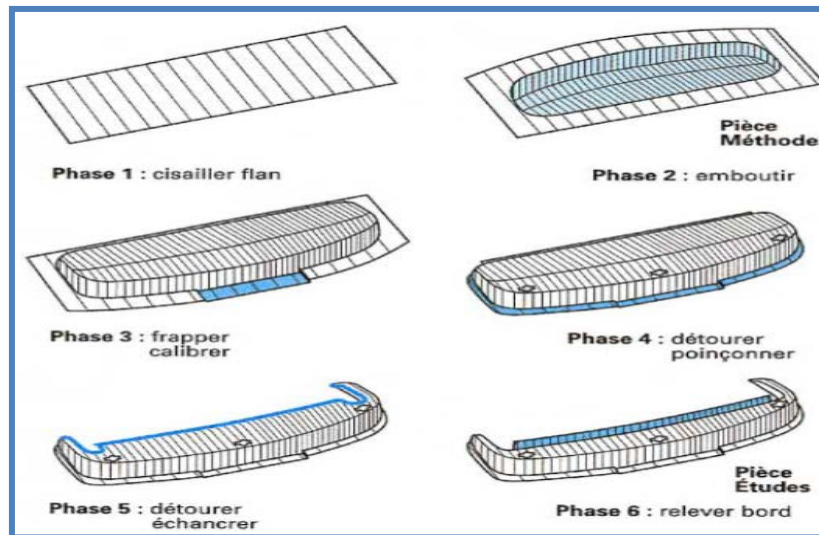


Figure II.5 : Etapes de transformation pour la réalisation d'une pièce emboutie [19].

II.3.2. Modes de mise en forme par emboutissage

a) Emboutissage en expansion

L'exemple typique de l'expansion pure est donné par l'emboutissage sur un poinçon hémisphérique. La figure II.6 représente un tel procédé.

Le métal est totalement bloqué entre matrice et serre-flan, en général simultanément par un jonc et par une force de serre-flan élevée. que le poinçon s'élève, la partie de métal situé au-dessus passe de la forme plane à une forme plus ou moins bombée, dépendant de la hauteur atteinte. La surface augmentant et le volume restant constant, le métal ne peut que s'amincir sur le sommet.

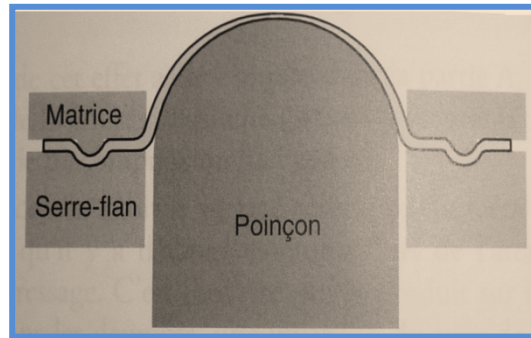


Figure II.6: Schéma d'un essai d'expansion [21].

L'expansion est dite *équibiaxiale* si le métal est également retenu de toutes parts, donnant une déformation isotrope au sommet mais elle peut être non équibiaxiale quand le poinçon n'est pas hémisphérique mais de forme elliptique [21,22].

b) Emboutissage en traction plane

Supposons une tôle de grande largeur, renforcé aux deux extrémités par des plaques soudés sur ses deux faces, comme montré à la figure II.7 et étirée dans le sens des flèches. La largeur de la partie déformée est donc beaucoup plus grande que sa longueur.

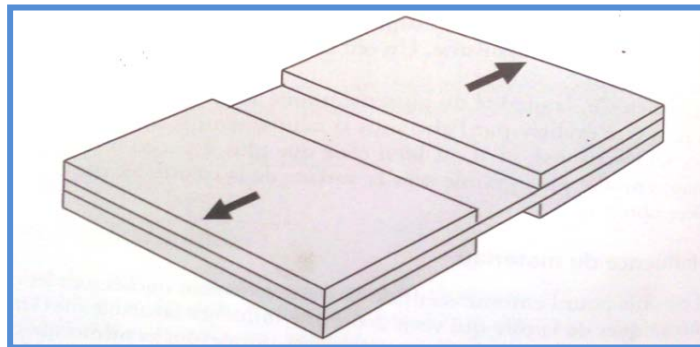


Figure II.7: Eprouvette de traction plane [21].

Quand cette tôle est soumise à une déformation suivant la direction des flèches, la partie centrale ne peut pas se rétrécir comme dans une traction uniaxiale car elle est fermement maintenue par les renforts. Pour un élément situé au milieu de l'éprouvette, tout se passe si une contrainte transversale s'opposait à son rétrécissement.

Cette zone qui s'allonge mais dont la largeur ne varie pas est en traction plane, comme le volume est conservé en déformation plastique, on retrouve en épaisseur toute la variation en longueur [21].

c) Emboutissage en rétreint

c-1 principe de l'emboutissage en rétreint

D'une certaine façon, la déformation en rétreint peut être considérée comme l'inverse de l'expansion car elle s'obtient, d'une part en utilisant un poinçon plat et, d'autre part, en laissant le métal venir de la périphérie « la collerette » pour former la partie cylindrique verticale «la jupe ou le mur » ceci en supprimant le jonc et en réglant une pression de serre-flan juste suffisante pour éviter la formation de plis.

Durant ce type d'opération, le métal de la collerette est constamment attiré dans l'ouverture de la matrice, on dit *avalé*, pour devenir la partie cylindrique, la jupe ce qui représenté sur la figure II.8.

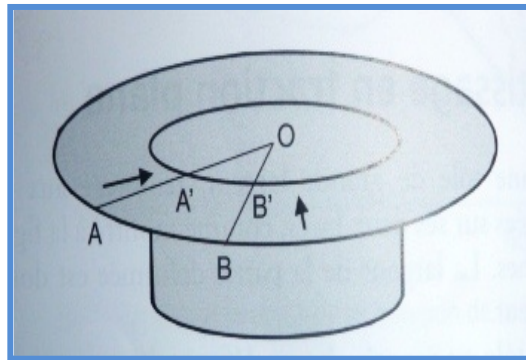


Figure II.8: Mouvement du métal d'un godet [21].

La symétrie de la pièce impose que chaque point du flan situé entre la matrice et le serre-flan soit entraîné vers le centre suivant une direction radiale. A va en A' et B en B'. Il en résulte que le secteur AB devient A'B' plus petit, dans le rapport des rayons : OA'/OA .

c-2 Répartition des déformations

Considérons la figure II.9. Étant donné que le métal vient assez facilement depuis la collerette, les tensions appliquées sur la tôle située sur le nez de poinçon (zone A) sont faibles et l'épaisseur ne varie guère. la déformation y est évidemment équibiaxiale.

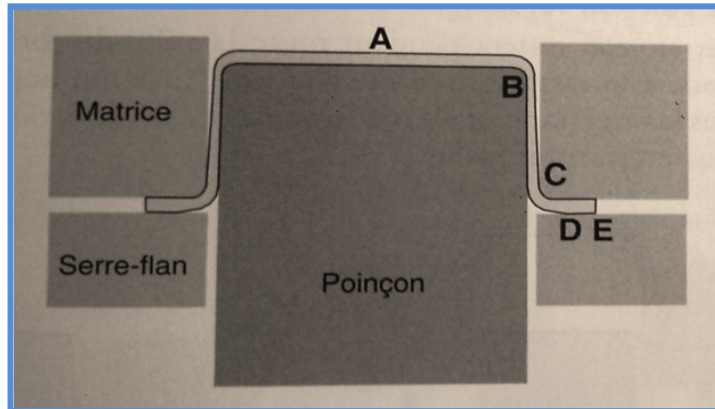


Figure II.9: Emboutissage en rétreint [21].

L'amincissement maximal est situé à la jonction du rayon de nez de poinçon et de la partie cylindrique (zone B). Nous verrons un peu plus loin pourquoi.

Voyons maintenant ce qui se passe dans la collerette : le périmètre diminuant constamment elle subit une compression circonférentielle. Simultanément, le métal est tiré vers l'intérieur de l'outil et subit une tension radiale. La déformation globale est ainsi de compression dans une direction et d'extension dans l'autre ; c'est la définition même du cisaillement. Effectivement, la zone de la collerette est toujours dans un état proche du cisaillement sauf l'extrême bord (point E) : il ne peut pas subir de déformation dans la direction radiale puisqu'il n'y a rien du côté extérieur, que de l'air. Il est seulement soumis à une compression circonférentielle uniaxiale et ne peut donc que s'épaissir.

Nous voyons finalement, en résumant les constatations précédentes que :

- La tôle située sur le sommet de poinçon (zone A) s'amincit, mais peu en général.
- La zone située entre rayon de nez de poinçon et partie cylindrique (zone B) est la plus amincie.
- La zone située dans la jupe entre B et C, venue de la collerette, a d'abord subi un rétreint entre matrice et serre-flan ; puis une traction plane à partir du moment où le métal est entré dans le cylindre (puisque le diamètre ne varie plus).
- Le métal situé dans la collerette subit une déformation proche du cisaillement dont l'amplitude varie avec la position.
- Le bord de la collerette s'épaissit, en compression uniaxiale, et seule une partie située entre D et E, est en contact avec l'outil.

- L'épaisseur initiale se retrouve quelque part dans la partie cylindrique entre B et C. Nous avons vu que le plus fort amincissement se trouve au point B. Pourquoi ? Cette particularité s'explique de la manière suivante, illustré par la figure II.10, au début de l'emboutissage, l'élément X (point blanc) se trouve entre le poinçon et la matrice, sur un diamètre Y. Quand le poinçon commence à monter la tension est initialement faible et ne suffit pas à faire glisser le flan entre matrice et serre-flan. C'est donc la zone annulaire X qui commence à se déformer, et ceci jusqu'à ce que la tension devienne suffisante pour initier le glissement du métal sous le serre-flan ; c'est ce que l'on voit sur la figure II.8, à gauche [21,23].

Ensuite, cet anneau restera pendant toute la suite du formage entre poinçon et matrice, donc toujours sur le même diamètre Y, ce qui implique que l'élément X, allongé dans la direction radiale, ne subit pas de déformation dans le sens circonférentiel ; il est en traction plane.

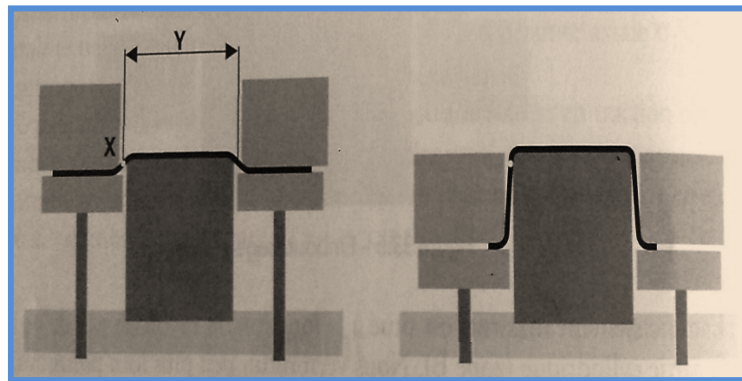


Figure II.10 : Stagnation de la position de l'élément [21].

Voilà donc un élément annulaire qui a été le premier à s'amincir et a continué au fur et à mesure que la tension augmentait ; de plus il a toujours été dans le mode de déformation le plus défavorable possible [21,23].

II.3.3. Influence des caractéristiques mécaniques sur l'aptitude à l'emboutissage

a- Influence du coefficient d'anisotropie « r »

Le coefficient d'anisotropie r rend compte de la tendance du métal, au cours d'un essai de traction, à se déformer plutôt en largeur qu'en épaisseur. Rappelons que ce comportement est vrai dans les deux sens : si r est élevé, le métal s'épaissit également moins en compression

: il s'élargit. Le mode de déformation appelé rétreint impose précisément une diminution de largeur (circonférentielle) sous traction pour que le métal pénètre dans la matrice.

A priori, un matériau à r élevé apparaît donc comme parfaitement adapté à la réalisation des pièces profondes en rétreint, c'est-à-dire essentiellement des godets cylindriques (boîtes de conserves deux pièces, boîtes de boissons, filtres à huiles d'automobiles et camions, corps d'extincteurs, etc.), puisque sa facilité à se rétreindre va réduire les efforts de traction et les risques de rupture.

Le raisonnement, simple, est le suivant : un coefficient d'anisotropie élevé dénote la facilité avec laquelle un métal peut s'écouler sous l'action d'une traction, ainsi que le fait que son épaisseur variera peu. Or, le métal de la collerette, soumis à une tension radiale, doit se rétrécir circonférentiellement ; il le fera docilement si r est élevé. De plus, ce métal s'amincira moins sur le rayon de poinçon, donc induira un moindre affaiblissement de cette zone chargée de « tirer » le métal de la collerette. Enfin, le moindre épaissement du métal dans les angles (pièces rectangulaires) y limitera le transfert de la charge du serre-flan. Tout concourt donc, Quand r est supérieur à 1, à favoriser le rétreint [24,25].

b- Influence du coefficient d'écrouissage « n »

L'aptitude à l'écrouissage des inox se désigne par un coefficient d'écrouissage « n » qui indique la capacité du matériau à durcir au cours de sa déformation. Ce coefficient se détermine à l'aide des courbes rationnelles de traction [26].

Dans l'essai de traction, on mesure les efforts rapportés à la section initiale de l'éprouvette. Si l'on calcule les efforts rapportés à la section instantanée de l'éprouvette, en utilisant les lois de conservation de la matière, on détermine alors les contraintes vraies σ et les déformations vraies ϵ . La courbe que l'on obtient alors en traçant $\sigma = f(\epsilon)$ s'appelle la courbe rationnelle de traction (figure II.11). Elle peut s'exprimer sous la forme suivante :

$$\sigma = K \cdot \epsilon^n \text{ (Loi de Hollomon)}$$

Où « n » désigne le coefficient d'écrouissage, plus il est élevé, plus l'acier peut se déformer, C'est un paramètre important pour les aciers pour formage et emboutissage.

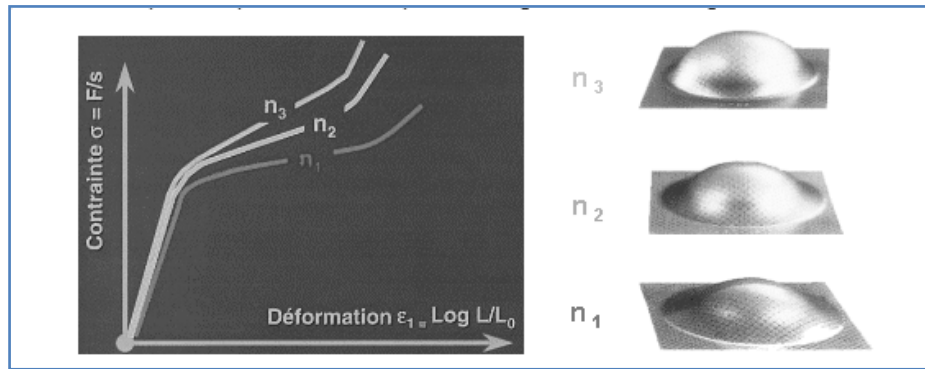


Figure II.11 : Influence du coefficient d'érouissage sur l'aptitude à la déformation [26].

c- Influence de la limite d'élasticité

Plus la limite d'élasticité d'un métal est élevée, plus la plastification de celui-ci est retardée. En expansion, la formabilité est donc globalement diminuée. En rétreint, les choses sont plus compliquées, car l'effet du relèvement est sensible aussi bien sur la zone qui s'oppose à la déformation (la collerette) que sur celle chargée de faire pénétrer le métal dans la matrice (la jupe). Il y a donc une sorte d'équilibre qui rend l'influence de la limite d'élasticité peu sensible.

En revanche, la tendance à plisser augmente indiscutablement sous l'effet de l'énergie accumulée. Le rétreint ne sera donc possible que si l'on peut appliquer un effort de serre-flan élevé, ce qui implique un coefficient de frottement très faible [27,28].

d- Influence de la résistance à la traction

Elle a surtout un effet sensible sur les efforts mis en jeu qui croissent de façon sensiblement linéaire avec elle, quel que soit le mode de formage. Du point de vue de la seule formabilité, un paramètre plus intéressant est le rapport de la limite d'élasticité à la résistance à la traction : R_e/R_m . Dans le mode expansion, il donne une bonne idée de la capacité de formage. Ce rapport varie sensiblement à l'inverse de n (tableau II.1).

Tableau II.1 : Relation entre formabilité et valeurs de R_e/R_m et n [29].

Formabilité en expansion	R_e/R_m	n
Excellente	0,4 à 0,5	0,24 à 0,27
Bonne	0,5 à 0,6	0,20 à 0,24
Moyenne	0,6 à 0,7	0,18 à 0,20
Médiocre	0,7 à 0,9	0,12 à 0,18

e- Influence de l'épaisseur

L'épaisseur a une influence directe sur le plissement (formation des plis). Pour prendre conscience de ce qui se passera en emboutissage, il faut différencier deux cas : celui, très courant, où des plis risquent d'apparaître et celui, plus rare, où ce risque n'existe pas :

- Commençons par le cas où il n'y a pas de risque de plissement. Si l'on imagine que l'on forme une pièce sur un poinçon hémisphérique, il est clair que toute la surface est en expansion ou, à la rigueur, en traction plane (sur les bords). Il n'apparaît nulle part de contraintes de compression et le risque de plissement est donc nul s'il n'y a pas glissement du métal sous le serre-flan. Que la tôle soit épaisse ou mince ne change donc rien puisque les zones qui se déforment tout comme celles qui transmettent les efforts sont affectées de la même manière.

- Le cas est tout à fait différent si des plis peuvent se former dans la pièce. Deux phénomènes sont alors à prendre en compte : Comme on vient de le voir, plus l'épaisseur diminue, plus leur formation est probable et facile. Toutes choses égales par ailleurs, il faudra donc augmenter la pression de serre-flan pour s'opposer à cette tendance néfaste. Néanmoins, la force que peut développer un pli en se formant diminue proportionnellement à l'épaisseur de la tôle. Il y a donc là un phénomène compensatoire, mais dont l'amplitude est plus faible que celle du cas précédent [29].

f- Influence de la surface

La surface de la tôle joue un rôle durant sa mise en forme. Mais le terme surface recouvre en fait de nombreux aspects : la rugosité, la chimie de surface, la présence de revêtement et la lubrification. Il peut paraître osé d'inclure la lubrification dans les propriétés des tôles, mais son influence ne peut cependant pas être ignorée quand on parle d'emboutissage.

L'utilité d'une bonne lubrification a été de tous temps reconnue ; elle réduit clairement les efforts résistants dus au frottement, donc repousse les risques de casse [24].

II.3.4. Influence des paramètres métallurgiques sur l'aptitude à l'emboutissage

a- Influence de la structure métallographique

Celle-ci dépend de la composition chimique des alliages, mais aussi des traitements thermomécaniques subis. Le premier facteur concerne la pureté de la matrice. C'est un élément important vis-à-vis de la consolidation.

- Une matrice riche en précipités, cas des aciers à haute limite d'élasticité (HLE) à dispersoïdes par exemple, voit sa contrainte d'écoulement augmentée par l'interaction entre ces précipités et le mouvement des dislocations, qui se trouve entravé par leur présence. Cet effet existe dès le début de la déformation et c'est la raison même pour laquelle ces aciers sont à haute limite d'élasticité. C'est aussi cette raison qui fait qu'ils se consolident relativement peu au cours de la déformation ; leur courbe de traction est assez plate et, corrélativement, leur rapport Re/Rm est élevé.
- À l'inverse, un métal ayant une matrice très pure a une basse limite d'élasticité, et voit sa consolidation provoquée essentiellement par des phénomènes liés à l'enchevêtrement des dislocations au cours de leurs mouvements (interaction dislocations mobiles-forêt de dislocations), processus qui conduit à une consolidation progressive, continue et prolongée.

Pour les alliages ferreux, la présence d'une phase instable, l'austénite, peut sérieusement augmenter la consolidation. C'est le cas de certains aciers inoxydables austénitiques tels le 301 (X10CrNi18-8) et le 304 (X5CrNi18-10). C'est un changement de structure (transformation allotropique) qui est la cause de la consolidation régulière : l'austénite ductile et instable se transforme progressivement, sous l'effet de la déformation, en martensite nettement plus dure. Il en résulte un durcissement global des zones déformées qui peuvent donc reporter des efforts supplémentaires sur les zones moins déformées. [30].

b- Influence de la taille des grains

Elle joue sur la limite d'élasticité, qu'elle augmente quand la taille de grain d diminue, selon la relation :

$$\sigma = \sigma_0 K D^{-1/2}$$

Avec : σ_0 : limite d'élasticité du monocristal.

K : coefficient lié au métal.

D : diamètre moyen des grains.

Les nuances d'acier pour emboutissage ont une taille de grain de l'ordre de 15 à 25 μm , de même que les autres alliages pour mise en forme.

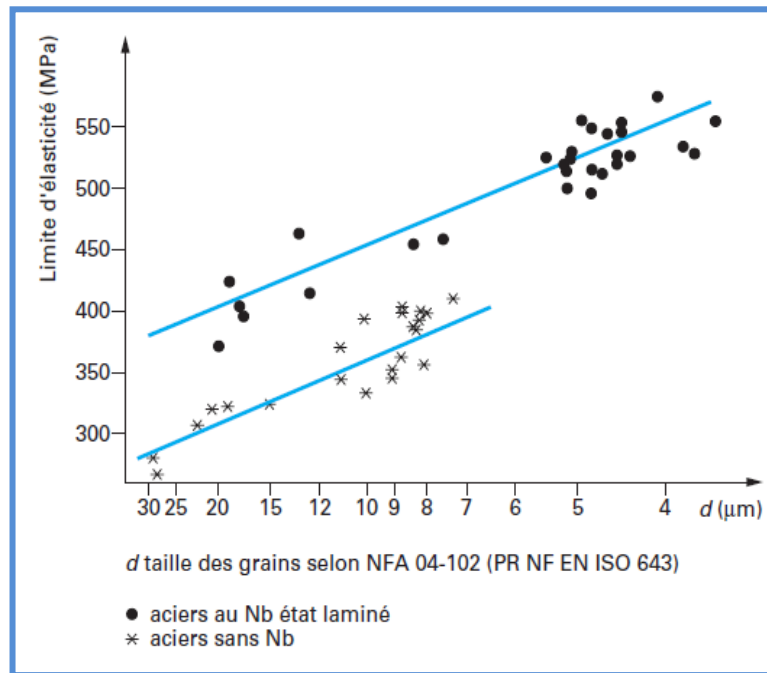


Figure II.12 : Influence de la taille de grain sur la limite d'élasticité des aciers [30].

Pour les aciers à haute limite d'élasticité (HLE), on cherche à obtenir un grain fin, c'est-à-dire de diamètre compris entre 5 et 10 μm , comme le montre la figure II.12 pour des aciers en tôle à chaud. Notons que des recherches sur des métaux à taille de grain ultrafine, de l'ordre du micromètre, sont activement poussées au Japon et en Europe.

La taille de grain joue aussi sur la valeur de n , dans le sens inverse, cette fois : plus le grain est fin, plus n est faible. Cela explique aussi que les aciers à haute limite d'élasticité aient une faible consolidation.

La taille de grain influence également l'aspect de surface des pièces. Il se produit en effet une modification de la forme des grains durant l'emboutissage, variable suivant leur orientation, et cela entraîne, en surface, une modification de la rugosité (qui augmente) et que l'on appelle parfois « peau d'orange ». Évidemment, plus le grain est fin, moins cette modification est visible, ce qui a conduit à l'utilisation d'aciers à grains très fins (affinage dû à la présence de bore) pour des applications optiques (telles que paraboles de phares).

Pour finir, un grain grossier entraîne systématiquement une diminution du coefficient d'anisotropie r , donc de l'aptitude au rétreint [30].

c- Influence de l'homogénéité du matériau

Sachs, a été le premier, vers 1930, à reconnaître l'influence prépondérante de l'homogénéité des propriétés d'un matériau sur sa capacité globale de déformation. Nous allons examiner différentes origines possibles de telles hétérogénéités de comportement.

c-1 Inclusions non métalliques

Tout métal ou alliage contient une certaine quantité d'éléments chimiques non désirés qui donnent lieu, lors de la solidification, à la formation d'inclusions non métalliques ; ce sont par exemple des nitrures ou carbonitrures, des silicates, des aluminates, des sulfures qui se forment dans le métal liquide ou en fin de solidification. Elles se déforment plus ou moins au cours des opérations de laminage.

Ces inclusions s'allongent plastiquement ou se brisent en formant des chaînes plus ou moins continues. En définitive, leur présence se manifeste systématiquement, dans la tôle, par des alignements d'une phase de nature différente de celle de la matrice et ayant, de ce fait, des propriétés de formabilité différentes. Pour illustrer ce phénomène, on peut citer plusieurs exemples :

- L'emboutissage en rétreint fait parfois apparaître dans la jupe de la pièce des lignes en forme de paraboles qui trahissent la présence d'alignements d'inclusions sous-cutanées (ou parfois d'autres défauts linéaires tels que *repliures* de laminage, rayures figure II.13).

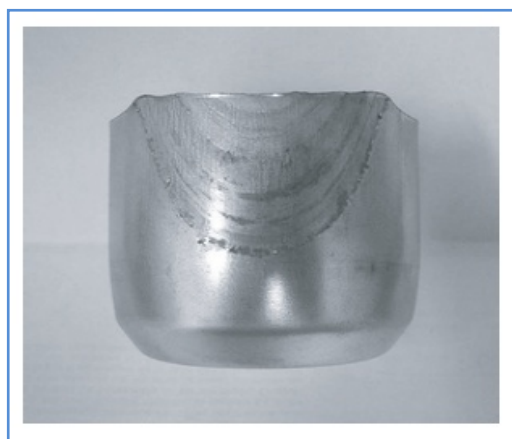


Figure II.13 : Forte ligne exfoliée révélée lors de l'emboutissage d'un godet [29].

- Dans le domaine de l'expansion, la présence des inclusions entraîne également, par effet de concentration de contraintes, des ruptures que l'on peut voir sur les emboutis hémisphériques ou même certaines zones difficiles des hayons automobiles.

c-2 Hétérogénéité du grain

On a vu, à la fin du paragraphe II.3.4.b, qu'un grain trop gros est défavorable à la déformation plastique dans la mesure où les possibilités de glissement sont statistiquement réduites. Si un métal dont la taille de grain est globalement correcte contient des zones à gros grain, ses possibilités de déformation plastique seront localement diminuées et sa formabilité globale amoindrie. De tels grossissements de grains peuvent provenir de l'élaboration, par exemple dans le cas où les températures prescrites relatives au réchauffage des demi-produits, au laminage ou au bobinage, n'ont pas été respectées. Les gros grains apparaissent le plus souvent en surface [30].

CHAPITRE III

Matériaux et méthodes expérimentales

Dans cette partie nous présenterons les matériaux étudiés et nous ferons le point sur les différentes techniques expérimentales utilisées pour la caractérisation des échantillons bruts et emboutis.

III.1. Caractérisations du matériau de l'étude

Pour effectuer cette étude, nous avons utilisé une nuance d'acier inoxydable austénitique, utilisé dans la fabrication des éviers de cuisine au niveau de l'entreprise BCR de Bordj Menaiel, en l'occurrence l'AISI 304 selon la norme américaine (*American Iron and Steel Institute*). Le matériau de départ est sous forme de tôle de 0,6 mm d'épaisseur, cette tôle provient de deux fournisseurs différents ce qui nous a amené à travailler sur deux types d'échantillons prélevés à partir de deux tôles différentes qu'on dénomme :

- Le Brut « I »
- Le Brut « II »

III.1.1 Composition chimique

. La composition chimique, déterminée par une analyse spectrométrique au niveau de la BCR est présentée dans le tableau III.1 suivant. Cette analyse confirme qu'il s'agit d'une nuance inoxydable austénitique de grade 304.

Tableau III.1:Composition chimique de l'acier AISI 304 en % massique.

	C	Cr	Ni	Si	Mn	N	S	P
Brut I	0,033	18,10	8,08	0,35	1,30	0,059	0,0004	0,029
Brut II	0,035	18,05	9,04	0,41	1,16	0,037	0,003	0,026

III.1.2. Microstructure de l'AISI 304 brut

Le matériau de départ a été élaboré suivant un processus thermomécanique par consolidation et déformation progressive. La fusion est réalisée dans un four à arc VOD/AOD. Le métal fondu passe en coulée continue pour produire des tôles de fortes épaisseurs. Ces dernières passent dans un train de laminoirs dégrossisseurs à chaud à une température supérieure à 0,4 fois le point de fusion et à vitesse de déformation contrôlée. Au dernier stade de l'élaboration, on procède à un laminage à froid suivi d'un traitement d'hypertrempe à 1050°C pour obtenir l'état structural final désiré avec une épaisseur finale de 0,6 mm (voir les fiches techniques en annexe).

Au cours du processus d'élaboration, plusieurs phénomènes ont eu lieu : germination de nouveaux cristaux, grossissement des grains recristallisés, écrouissage des nouveaux grains, consolidation et restauration dynamique des zones non encore recristallisées [31]. Une recristallisation dynamique ou de polygonisation a lieu ce qui aboutit à une structure brute à grains fins en l'absence d'une texture de laminage.

Les microstructures des figures III.1 et III.2 montrent l'acier inoxydable 304 dans l'état brut « I » et « II » respectivement après attaque chimique. Le microscope optique utilisé OPTIKA est équipé d'une caméra numérique et relié à un système informatique pour l'acquisition des photographies.

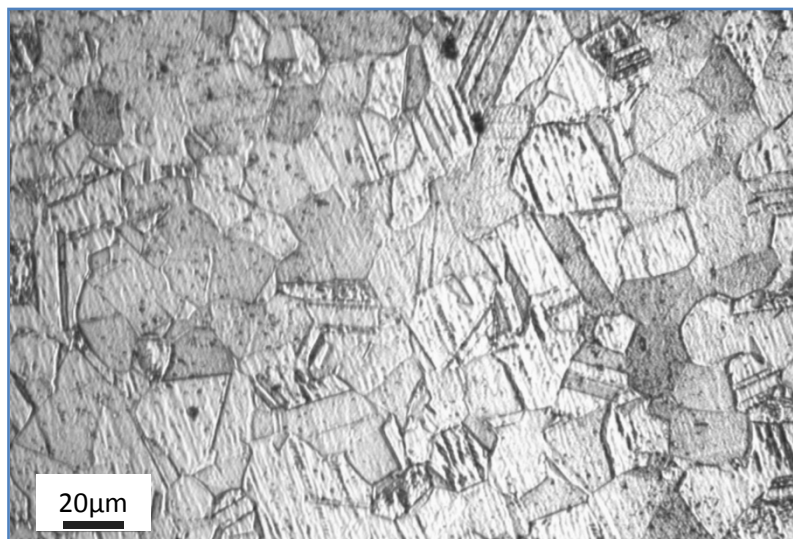


Figure III.1: Microstructure de l'acier inoxydable austénitique 304 brut « I » observée au microscope optique Gx500.

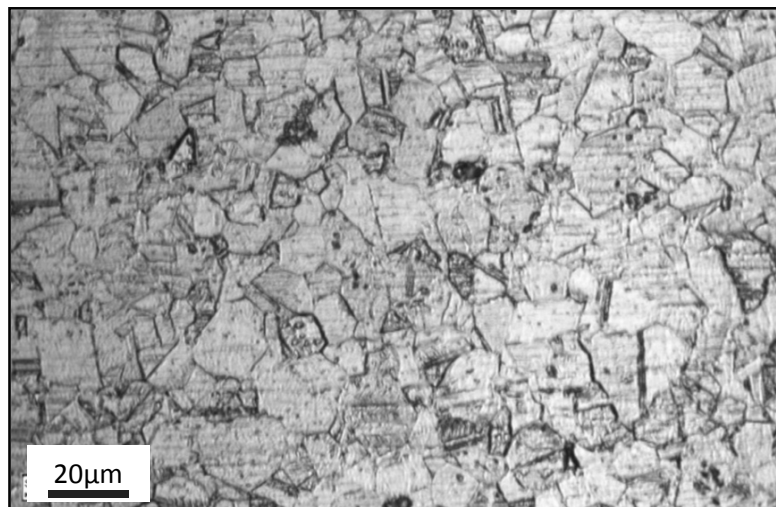


Figure III.2: Microstructure de l'acier inoxydable austénitique 304 brut « II » observée au microscope optique Gx500.

Pour les deux matériaux brut « I » et « II », on remarque une structure monophasée et maclée. De nombreux agglomérés de précipités sombres sont répartis sur la microstructure et peuvent correspondre à des sulfures ou à d'autres inclusions non métalliques (figure III.3).

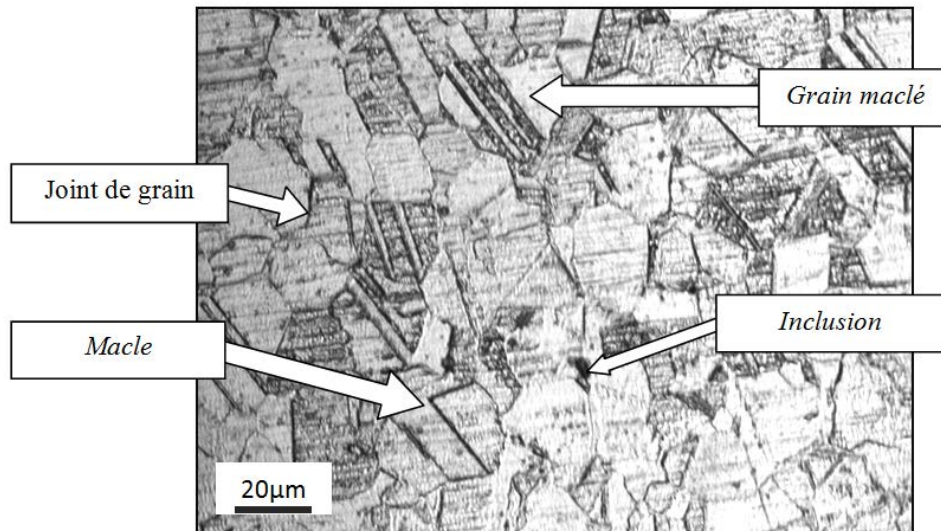


Figure III. 3 : Eléments microstructuraux de l'acier 304 vus au microscope optique.

III.1.3. Dimensionnement des échantillons

La déformation plastique à froid par emboutissage de l'acier 304 est réalisée par une machine « ERICHSEN 242 » à la température ambiante. Deux taux de déformation sévère ont été réalisés consécutivement à savoir : 68% et 76%. Cette procédure est utilisée dans le laboratoire alors que réellement les taux d'emboutissage sur machine est plus faible. La forme finale de la tôle après emboutissage est un godet illustré par la figure III.4 dont les dimensions sont données sur le tableau III.2.

Tableau III.2 : Les dimensions des godets d'emboutissage.

	Brut I + 68%	Brut I + 76%	Brut II + 68%	Brut II + 76%
Hauteur (mm)	26,5	35,2	24,1	32,1
Diamètre intérieur (mm)	34,4	28,2	34,2	27,9

La tôle d'acier 304 est découpée en des échantillons à l'aide d'une micro tronçonneuse de marque « METKON-MICRACUT 150 ». La figure III.4 illustre la méthode de prélèvement des échantillons à partir de la tôle emboutie.

Les tableaux III.3 et III.4 présentent les dimensions finales des plaques d'échantillons après chaque taux de déformation par emboutissage. Ces valeurs ont été mesurées à l'aide d'un pied à coulisse numérique.

Dans notre étude, les déformations rationnelles réalisées par emboutissage sur la machine du laboratoire sont de 68% et 76%.

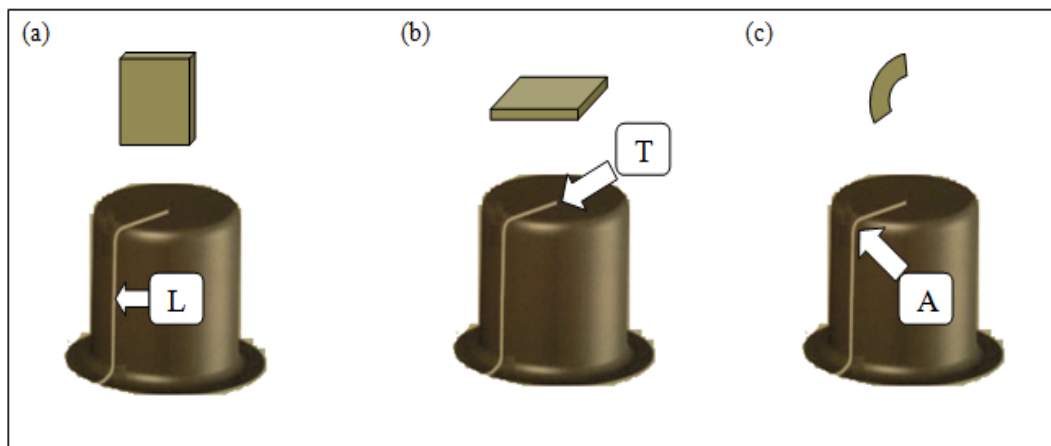


Figure III.4: Sens de prélèvement des échantillons emboutis ;

- a - Echantillon longitudinal « L »
- b- Echantillon transversal « T »
- c - Echantillon angulaire « A »

Tableau III.3 : Dimensionnement et abréviation des échantillons issus du« **Brut I** ».


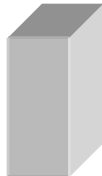

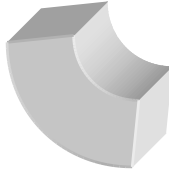
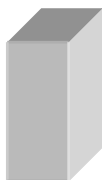

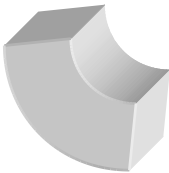



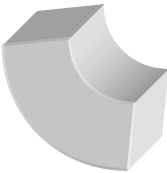



<i>Echantillon</i>	<i>Etat</i>	<i>Sens de prélèvement</i>	<i>Forme</i>	<i>Dimensions L X b X h (mm³)</i>
Brut I	Non embouti	Transversal		10 x 10 x 0,6
Brut I + 68% L	Embouti à 68%	Longitudinal		10 x 10 x 0,55
Brut I + 68% T	Embouti à 68%	Transversal		10 x 8 x 0,53
Brut I + 68% A	Embouti à 68%	Angulaire		10 x 6 x 0,46
Brut I + 76% L	Embouti à 76 %	Longitudinal		10 x 10 x 0,49
Brut I + 76% T	Embouti à 76 %	Transversal		10 x 6 x 0,45
Brut I + 76% A	Embouti à 76 %	Angulaire		8 x 6 x 0,41

Tableau III.4 : Dimensionnement et abréviation des échantillons issus du« **Brut II** ».

<i>Echantillon</i>	<i>Etat</i>	<i>Sens de prélèvement</i>	<i>Forme</i>	<i>Dimensions L X b X h (mm³)</i>
Brut II	Non embouti	Transversal		10 x 10 x 0,6
Brut II + 68% L	Embouti à 68%	Longitudinal		10 x 10 x 0,56
Brut II + 68% T	Embouti à 68%	Transversal		10 x 6 x 0,53
Brut II + 68% A	Embouti à 68%	Angulaire		10 x 6 x 0,49
Brut II + 76% L	Embouti à 76 %	Longitudinal		10 x 9 x 0,50
Brut II + 76% T	Embouti à 76 %	Transversal		10 x 7 x 0,46
Brut II + 76% A	Embouti à 76 %	Angulaire		8 x 8 x 0,43

III.2. Méthodes expérimentales

L'étude du comportement à l'emboutissage de l'acier inoxydable austénitique AISI 304 a été effectuée suivant les étapes suivantes :

- i) Observation métallographique des différents échantillons
- ii) Analyse et calculs sur les microstructures
- iii) Réalisation des essais mécaniques de dureté et de traction et détermination des propriétés mécaniques

III.2.1. Etude métallographique

La préparation des échantillons et l'étude métallographique ont eu lieu au Laboratoire de Science et Génie des Matériaux de l'Ecole Nationale Polytechnique (E.N.P – El Harrach, Alger). L'analyse de la microstructure avant et après emboutissage a été faite par microscopie optique quantitative à l'aide du logiciel de traitement et analyse d'images *ImageJ*.

L'examen métallographique nécessite un polissage mécanique soigneux au papier émeri jusqu'au grade 1200 suivi d'un polissage de finition à la suspension d'alumine de $0,3\mu\text{m}$. Les échantillons sont préalablement enrobés à chaud en utilisant une enrobeuse à chaud *METKON-METAPRESS-A*.

Le polissage mécanique est effectué sur une polisseuse automatique *Hitechurope MP series* (figure III.5) à disque tournant à une vitesse d'environ 350 tours par minute sous aspersion d'eau pour limiter l'échauffement du métal et éliminer les micro-copeaux. L'abrasion sur chaque disque dure jusqu'à 5 minutes.



Figure III.5 : Polisseuse mécanique utilisée.

Après le polissage mécanique, la surface du métal se trouve à l'état miroir. Cependant, il se forme une couche hétérogène, aux grains écrouis et lissés, résultat des contraintes mécanique et des impuretés dans le métal; sa composition chimique est caractérisée par un enrichissement en composés oxydés [10].

Le tableau III.5 résume les 2 attaques, **chimiques et électrolytiques**, utilisés pour révéler les éléments de la microstructure du 304 brut avant et après emboutissage selon le besoin de notre étude. Avant de la mettre sous l'oculaire du microscope optique, la surface attaquée est rincée à l'eau distillée puis séchée à l'air.

L'attaque électrolytique a été mise au point selon le branchement électrique de la figure III.6.

Tableau III.5 : Choix et réalisation des attaques de l'acier de notre étude [32].

<i>But de l'attaque</i>	<i>Attaque utilisée</i>	<i>Composition chimique</i>
<i>Révéler tous les éléments de la microstructure</i>	Attaque chimique à froid (T = 20°C)	<ul style="list-style-type: none"> ▪ HNO₃ : 30% ▪ HCl : 40% ▪ eau distillée : 40%
<i>Révéler les joints de grains à l'état brut</i>	Attaque électrolytique à froid U = 1,2 V, temps = 30 sec	<ul style="list-style-type: none"> ▪ HNO₃ : 60% ▪ eau distillée : 40%
<i>Révéler les joints de grains à l'état embouti</i>	Attaque électrolytique à froid U = 30 V, temps = 30 sec	<ul style="list-style-type: none"> ▪ HNO₃: 100%

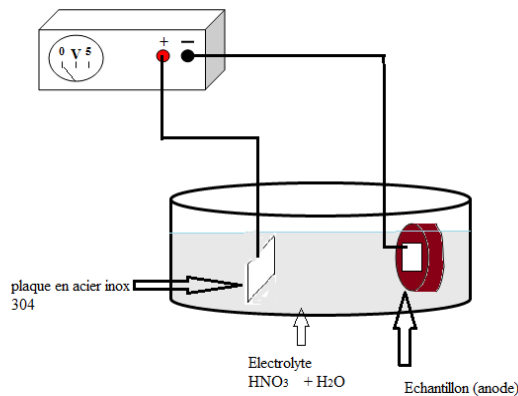


Figure III.6 : Dispositif d'attaque électrolytique.

III.2.2. Mesures des paramètres microstructuraux par analyse d'images

Pour l'analyse des microstructures numériques issues d'observation microscopique, nous avons utilisé le logiciel *ImageJ version 1.46p*. Les mesures sont des mesures individuelles sur les grains.

La figure III.7 résume les différentes étapes de mesure par analyse d'images. Elle commence par la transformation de l'image initiale en image binaire utilisé pour le seuillage à partir de l'histogramme des couleurs de l'image (*threshold*). Sur une image binaire on peut utiliser trois informations essentielles de chaque point de mesure : sa valeur (0 ou 1) et ses deux coordonnées (x, y).

Les résultats de chaque analyse sont présentés sous forme de tableau de mesure où chaque ligne comporte les valeurs individuelles pour un grain. On peut sélectionner plusieurs paramètres avant d'appliquer la mesure comme l'illustre le tableau III.6.

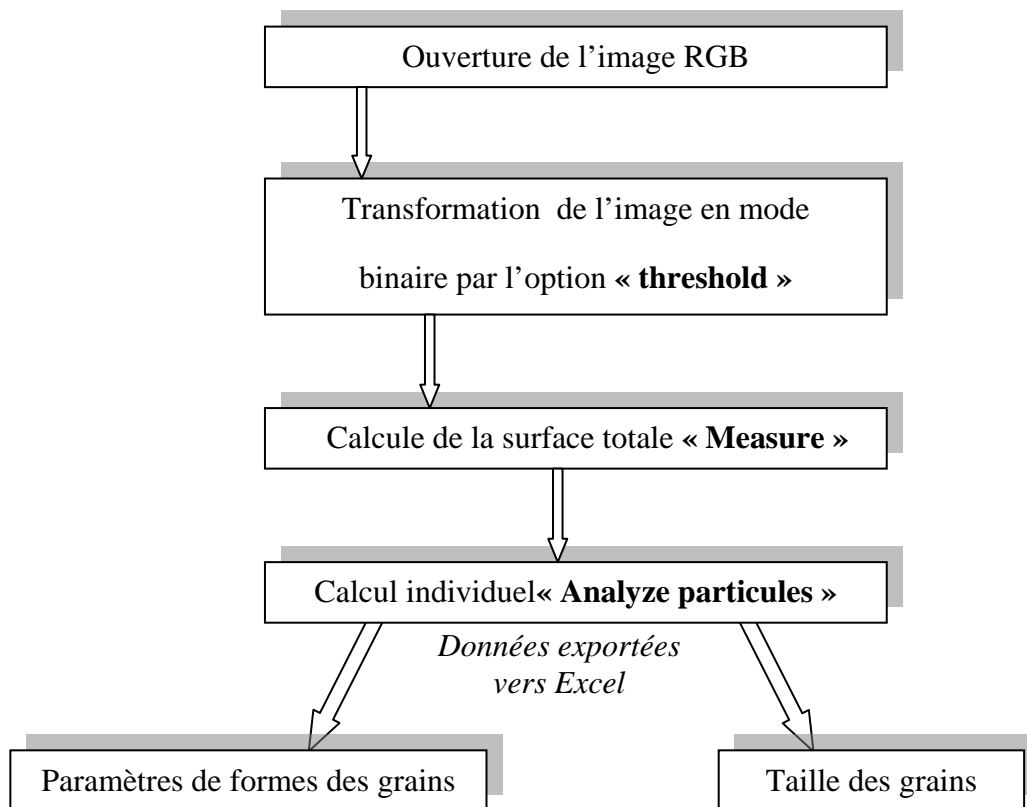


Figure III.7: Résumé les différentes étapes de mesure par analyse d'images.

Tableau III.6 : Paramètres de mesure par analyse d'images.

Paramètre	Description
Surface (en pixel carré)	Nombre total de pixels détectés dans le grain.
Périmètre (en pixels)	Longueur totale du périmètre du grain.
Log ₁₀ (Hauteur/Largeur)	Logarithme décimale de la hauteur rapportée à la largeur de l'objet. Log(Hauteur/Largeur) est égale à 0 pour un grain équiaxe et a 1 pour une lamelle.
Hauteur (en pixel)	Différence entre la plus grande et la plus petite coordonnée y. Un pixel élémentaire a une hauteur égale à 1.
Largeur (en pixel)	Différence entre la plus grande et la plus petite coordonnée x. Un pixel élémentaire a une largeur égale à 1.
Circularité (%)	Paramètre de forme égale à $(4 \pi \times \text{Surface}) / (\text{Périmètre}^2)$. La circularité égale à 1 pour un cercle parfait.
Elongation (%)	Paramètres de forme égale à la différence entre les longueurs des axes majeurs et mineurs d'une ellipse parfaite divisée par la somme des deux longueurs.
D _{moy} (μm)	Taille moyenne des grains estimée par la moyenne arithmétique du diamètre équivalent d'au moins 100 grains par plage de mesure.

III.2.3. Essais mécaniques

i) Essai mécanique de traction

L'essai de traction constitue un des essais les plus utilisés pour la caractérisation mécanique des matériaux. Etant uniaxial et sans striction (diminution de la section de l'éprouvette au centre de celle-ci), il permet de s'affranchir des méthodes de calcul inverse pour aboutir directement à une loi de comportement uniaxial. Il permet de déterminer de nombreuses grandeurs

normalisées, comme la contrainte à rupture, la contrainte maximale ainsi que la limite d'élasticité.

La machine de traction utilisée est de marque SINTCO S A Type A25 F M 1984 et est munie d'un enregistreur de courbe de traction sur papier millimétrique.

Le déroulement de l'essai de traction est comme suit : d'abord on mesure les dimensions réelles de l'éprouvette sous forme de plaque à l'aide d'un pied à coulisse numérique pour avoir la section. Ensuite on calcule la longueur entre repères L_0 et subdiviser la longueur calibré pour calculer l'allongement après rupture. On place l'éprouvette entre les mors ainsi que le papier millimétré autour du tambour et on applique une petite force sur l'éprouvette pour l'équilibrage. La machine est mise en marche à petite vitesse afin de déterminer la courbe de traction récupéré une fois l'essai est terminé.

Les éprouvettes de traction de notre étude possèdent une géométrie plate (figure III.8). La section doit être constante sur une longueur suffisante pour obtenir un état de contrainte homogène pendant l'essai. Aux deux extrémités, sont usinées des têtes d'amarrage avec des rayons de courbures suffisamment grands pour éviter des concentrations de contrainte excessives.

L'interprétation des résultats repose sur le *dépouillement de la courbe de traction* qui représente l'allongement en fonction de la progression de la charge de traction (figure III.9). On distingue trois domaines :

a) **Domaine élastique**

La déformation est proportionnelle à la charge jusqu'à une valeur limite (F_e) selon la loi de Hooke :

$$\sigma = E \times \varepsilon$$

Avec σ : la contrainte exercée lors de l'essai ;

ε : la déformation rationnelle ($\varepsilon = \Delta L / L$) ;

E : le module de Young, appelé aussi module d'élasticité.

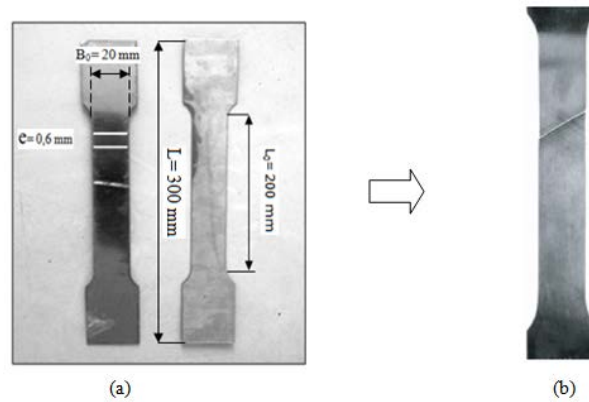


Figure III.8 : Eprouvettes de traction (a) avant l'essai et (b) après l'essai.

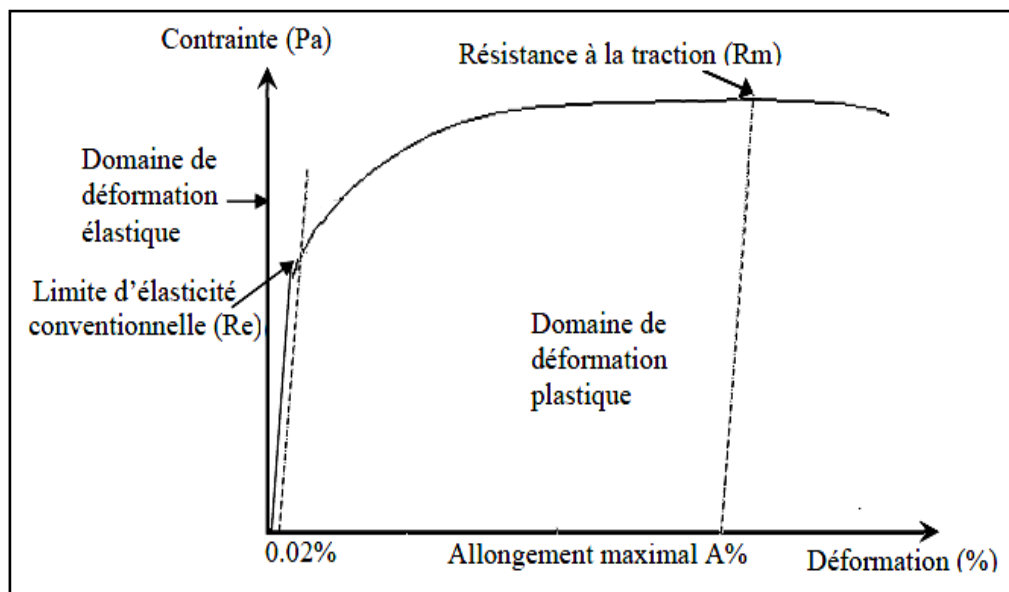


Figure III.9: Dépouillement d'une courbe de traction conventionnelle pour un matériau ductile.

L'essai de traction permet de déterminer les propriétés mécaniques de l'AISI304 via les grandeurs suivantes :

- *Limite élastique* (Kg / mm^2) : $E = F_e / S_0$
- *Résistance à la rupture* (Kg / mm^2) : $Re = F_m / S_1$
- *Allongement* (%): $A = (L_1 - L_0) / L_0 \times 100$

b) Domaine plastique

Qui commence dès que la charge dépasse Re . Le rapport entre la charge et l'allongement augmente. Si l'effort cesse l'éprouvette conserve son allongement ; la déformation est

alors permanente. Dans certains cas, un palier se produit durant lequel l'allongement de l'éprouvette continue à augmenter sans que la charge augmente.

c) **Rupture** de l'éprouvette.

ii) **Essai de Dureté Vickers**

Les essais d'indentation évaluent la "macrodureté" du matériau en mesurant la pression de contact pendant l'enfoncement d'un indenteur. La dureté est calculée après l'essai, par mesure de la surface de l'empreinte en fonction de la charge appliquée. Le résultat obtenu s'exprime dans une unité liée à la géométrie du pénétrateur.

Dans notre étude, nous avons utilisé un pénétrateur pyramidal de type Vickers schématisé sur la figure III.10. La machine de dureté est de marque **INNOVATEST NEXUS 7000** qui permet de convertir et d'afficher la valeur de dureté sur un écran LCD. Avant la mise en œuvre, les deux faces de l'échantillon sont parallèles et la surface est poli jusqu'au grade 1200.

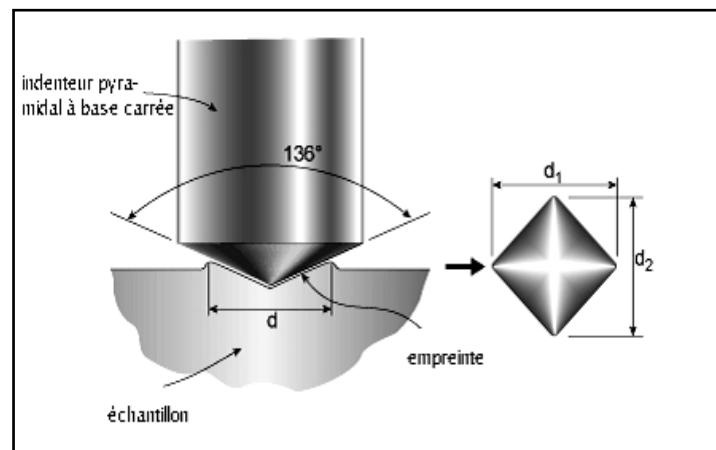


Figure 10: Pénétrateur de type Vickers et géométrie de l'empreinte.

L'estimation de la dureté est effectuée via la relation suivante :

$$H = 0,102 \times F / A$$

Avec : F la force de l'essai en newton ;

A la surface de l'empreinte en mm² ;

Le facteur 0,102 est pour convertir l'unité en système international (SI).

L'équation est simplifiée dans le cas de l'essai de dureté Vickers par :

$$H = 1884.4 \times P / d^2$$

Avec : P la charge en Kgf ;

d la moyenne des diamètres de l'empreinte carrée, mesurés en mm ;

iii) Essai mécanique de microdureté

L'essai de microdureté consiste à appliquer sur une éprouvette à mesurer un pénétrateur sous une charge d'appui réduite. Nous avons utilisé un microduromètre de marque Mitutoyo HM 100 (Figure III.11).

La taille de l'empreinte est tributaire de la charge appliquée. Les conditions opératoires de la caractérisation par microdureté sont : charge pondérale utilisée : 25gf et durée : 15 secondes. La surface testée a été soigneusement polie jusqu'à l'état miroir ensuite attaquée chimiquement afin de mettre en évidence des joints de la microstructure. Ceci nous a permis de localiser les mesures au niveau des grains ainsi qu'au niveau des joints de grains.



Figure III.11 : Machine de microdureté utilisée dans notre étude.

CHAPITRE IV

Résultats et interprétations

IV. 1. Résultats de l'observation métallographique

Afin d'analyser l'évolution de la microstructure après emboutissage, les échantillons d'acier AISI304 ont été observés au microscope optique d'après la procédure décrite au paragraphe III. 2. Ceci nous a permis de visualisé la microstructure avant et après emboutissage ainsi que la taille des grains. Rappelons que deux *taux d'emboutissage (68% et 76%)* ont été effectués sur les deux différentes tôles.

IV.1.1. Etat microstructural du Brut I après attaque chimique

a) Brut I embouti à 68%

Les micrographies IV. 1, IV.2 et IV.3 illustrent la structure de l'acier 304 brut I + 68% observé en trois endroits différents de la cuve emboutie au grossissement Gx500.

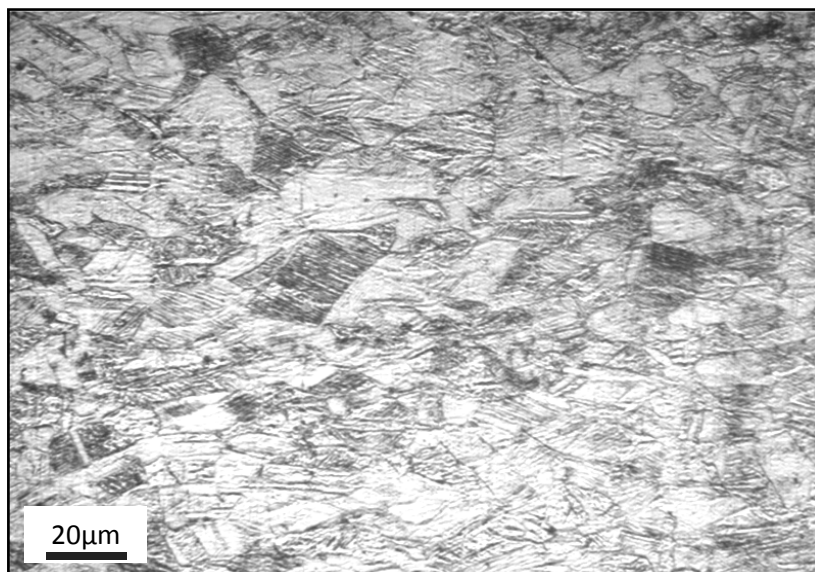


Figure IV. 1 : Microstructure de l'échantillon **Brut I + 68% L.**

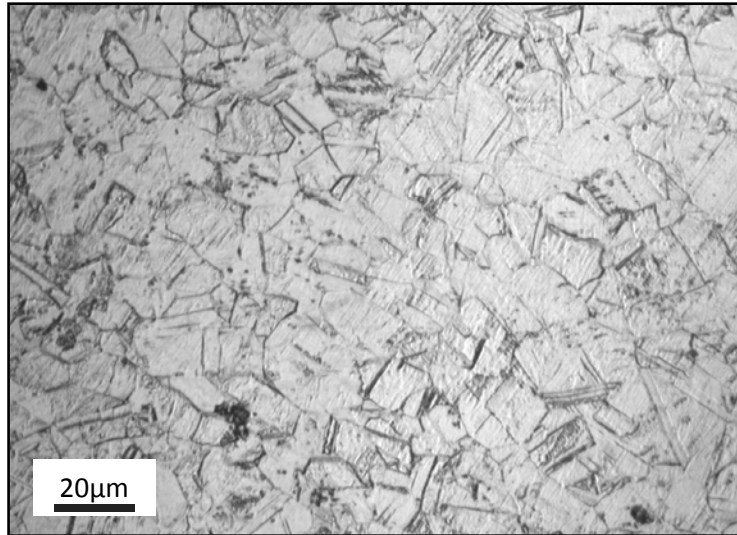


Figure IV. 2 : Microstructure de l'échantillon **Brut I + 68% A.**

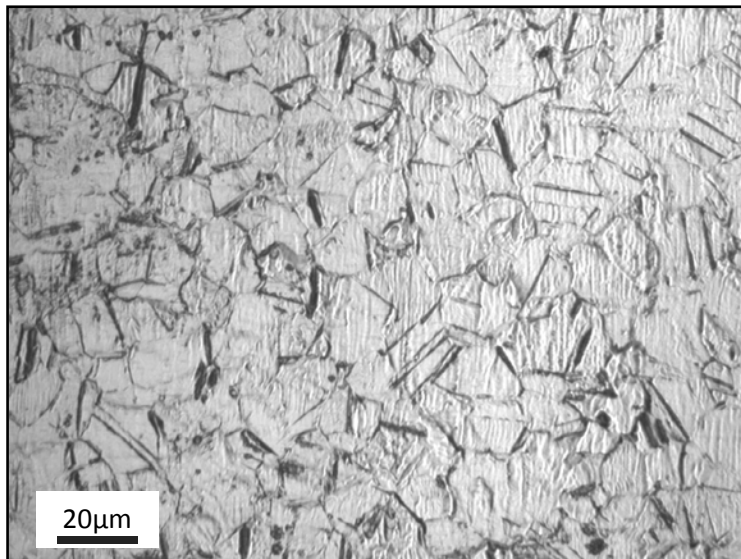


Figure IV. 3 : Microstructure de l'échantillon **Brut I + 68% T.**

b) Brut I embouti à 76%

Les figures IV. 4, IV.5 et IV.6 illustrent les micrographies de l'acier 304 brut I + 76% observé en trois endroits différents de la cuve emboutie comme décrit dans le tableau III.3. Le grossissement des images utilisé est de 500 fois pour nous permettre d'examiner les microstructures obtenues.

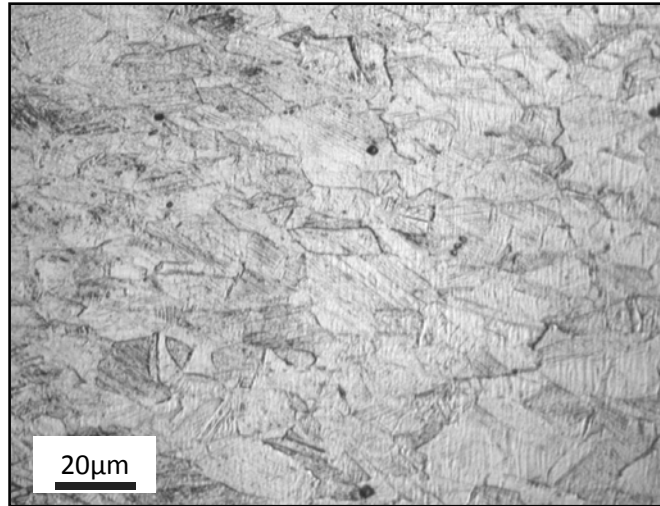


Figure IV. 4 : Microstructure de l'échantillon **Brut I + 76% L.**

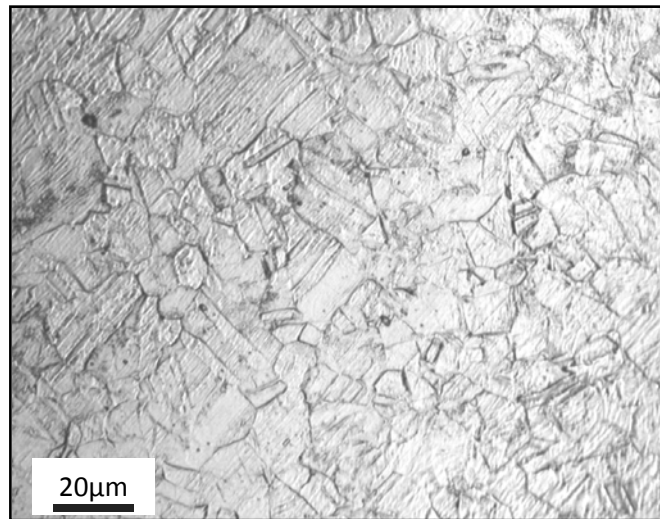


Figure IV. 5 : Microstructure de l'échantillon **Brut I + 76% T.**

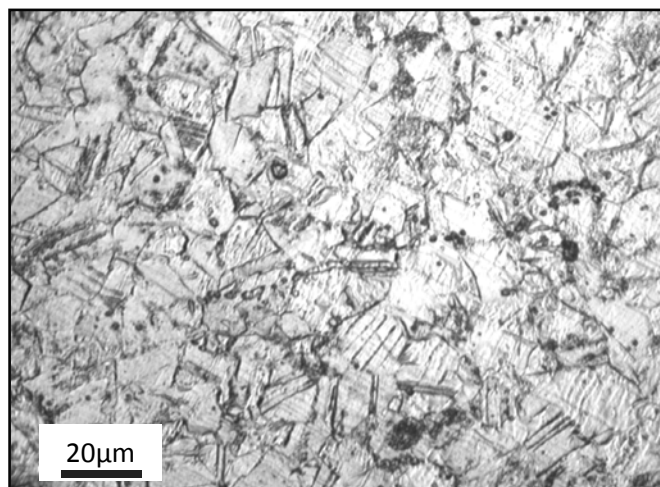


Figure IV. 6 : Microstructure de l'échantillon **Brut I + 76% A.**

L'attaque chimique nous a permis de mettre en évidence les joints de grains sous forme de lignes fines et courbées ainsi que les bandes de glissement et les macles mécaniques formées au cours de la déformation par emboutissage . Les bandes de glissement et les macles sont visibles sur les images sous forme de lignes parallèles de couleur plus ou moins foncée.

On note que la structure est fortement déformée à 76% dans le sens longitudinal comparé aux échantillons prélevés selon le sens transversal et angulaire. L'augmentation du taux d'emboutissage de 68% à 76% implique des grains plus déformés et la formation de plus de défauts structuraux. Le second emboutissage implique des grains plus allongés sous l'effet de l'écoulement de la matière et la déformation des joints de grains. Les micrographies obtenues par l'attaque électrolytique présentées au paragraphe IV.1.3, qui suivra, vont permettre de mieux illustrer les grains.

IV.1.2. Etat microstructural du Brut II après attaque chimique

a) Brut II embouti à 68%

Les micrographies IV. 7, IV.8 et IV.9 illustrent la structure du 304 brut II + 68% observé dans les sens longitudinal (L), transversal (T) et angulaire (A) de la cuve emboutie par le microscope optique au grossissement 500.

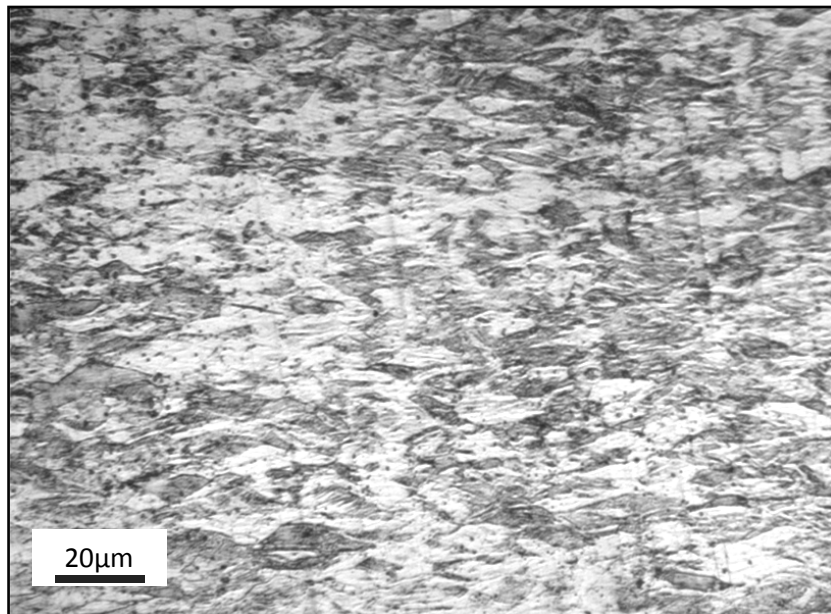


Figure IV.7 :Microstructure de l'échantillon **Brut II + 68% L.**

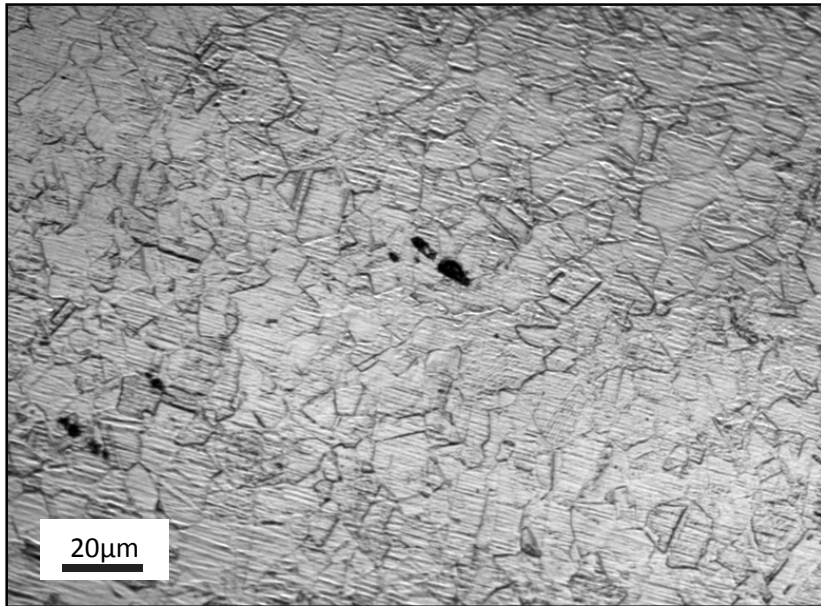


Figure IV. 8: Microstructure de l'échantillon **Brut II + 68% A.**

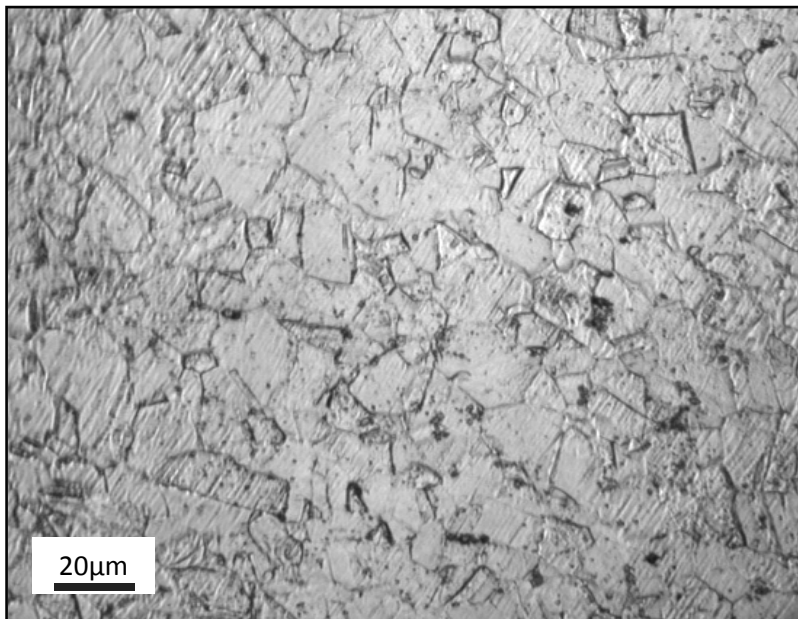


Figure IV.9: Microstructure de l'échantillon **Brut II + 68% T.**

b) Brut II embouti à 76%

Les Figures IV. 10, IV.11 et IV.12 illustrent la microstructure du 304 brut II + 76% observé dans les sens longitudinal (L), transversal (T) et angulaire (A) de la cuve emboutie.

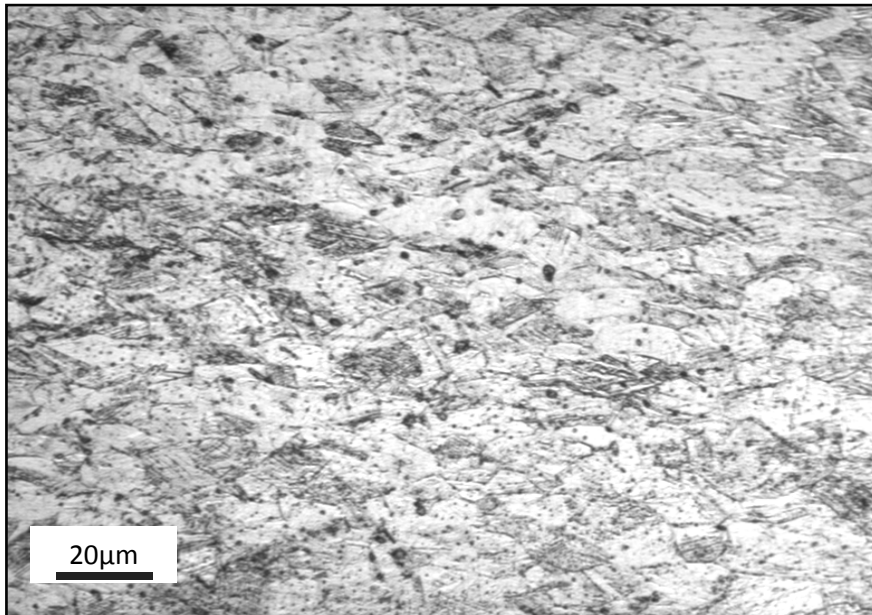


Figure IV.10 : Microstructure de l'échantillon **Brut II + 76% L.**

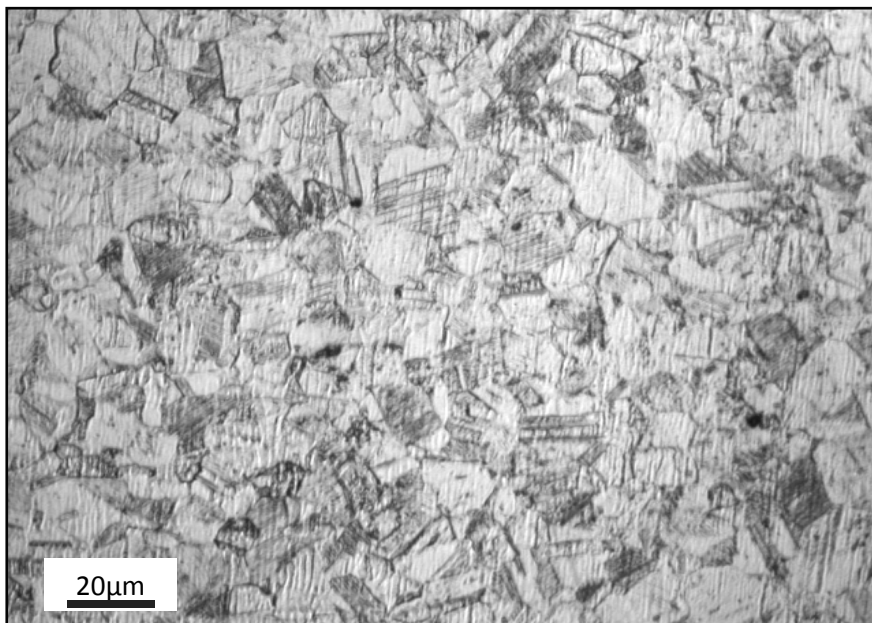


Figure IV.11 : Microstructure de l'échantillon **Brut II + 76% A.**

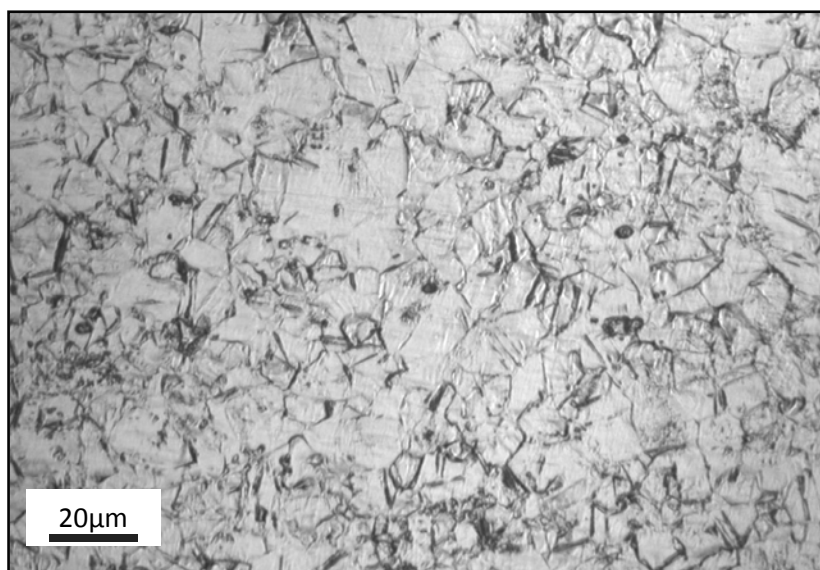


Figure IV.12 : Microstructure de l'échantillon **Brut II + 76% T.**

L'attaque chimique des échantillons issus du 304 Brut II nous a permis de mettre en évidence la texture morphologique après deux taux d'emboutissage : 68% et 76%. Les bandes de glissement et les macles sont visibles sur les images et sont plus nombreuses en passant de 68% à 76%. Les commentaires sur les micrographies sont similaires comparés à l'échantillon 304 Brut I. La différence entre le Brut I et le Brut II réside dans la taille de grains et sera discutée dans le paragraphe IV.1.3 mises en évidence par l'attaque électrolytique.

IV.1.3. Etat microstructural après attaque électrolytique

Afin d'analyser la grosseur des grains de chaque brut, nous avons réalisé une attaque électrolytique qui a permis d'attaquer et de mettre en évidence uniquement les joints de grains. Les figures IV.13 et IV.14 montrent les grains des deux bruts I et II de l'acier inoxydable 304 après cette attaque électrolytique.

Notons que les deux micrographies représentent la même région des échantillons aux grossissements de 200 et 500 respectivement.

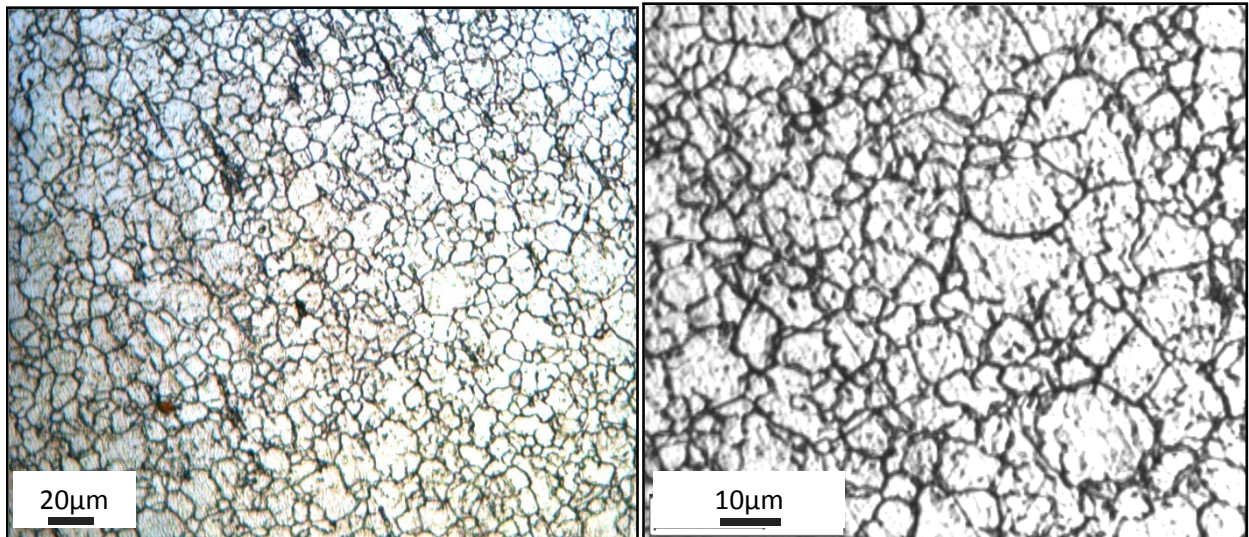


Figure IV.13 : Observation des grains de l'acier inoxydable austénitique 304 **brut I** après attaque électrolytique.

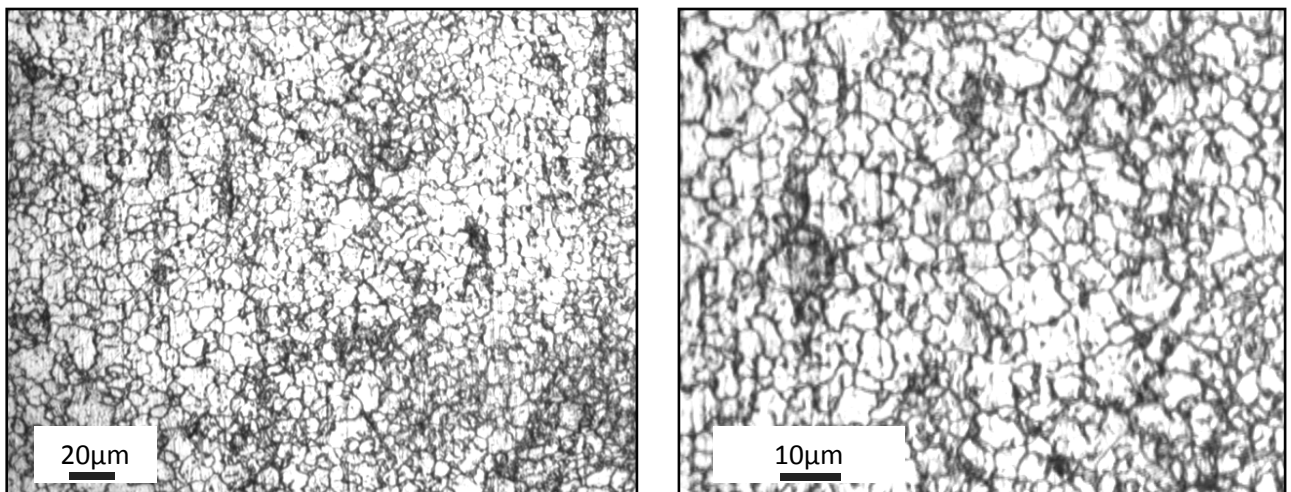


Figure IV.14 : Observation des grains de l'acier inoxydable austénitique 304 **brut II** après attaque électrolytique.

Un examen visuel permet de constater que la structure brute de l'acier 304 présente une variation de tailles de grains et la présence d'inclusions d'élaboration entre les deux tôles étudiées.

Aussi, et afin d'étudier l'effet de l'emboutissage à 68% sur la microstructure, nous avons également effectué une observation au microscope optique (grossissement X500) des grains de l'échantillon 304 brut I + 68% comme illustré les micrographies de la figure IV.15.

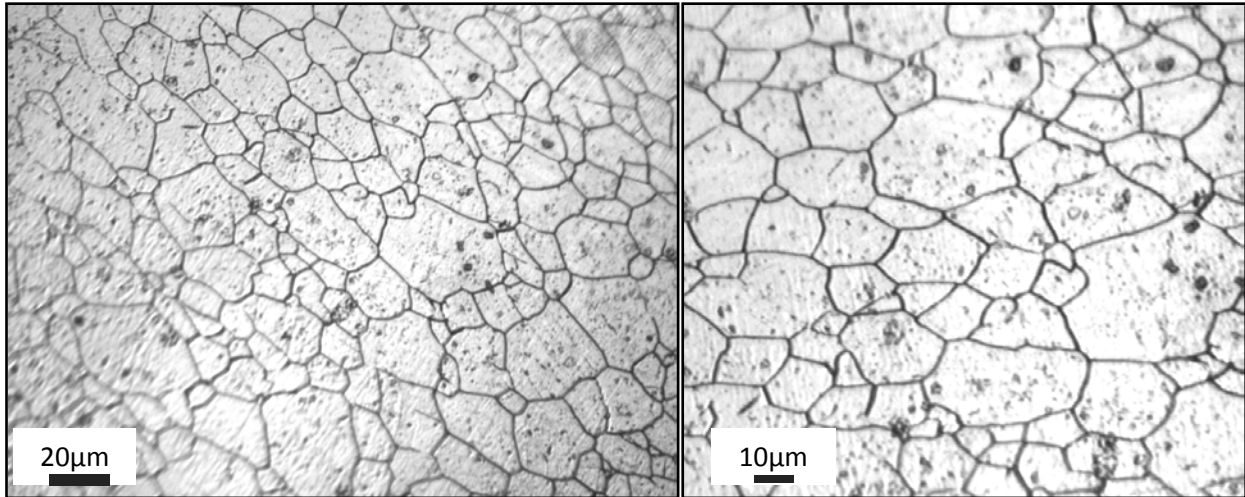


Figure IV.15 : Observation des grains de l'acier inoxydable austénitique 304 **brut I emboutis à 68%**.

L'allongement des grains devient plus visible. On arrive à définir le contour des grains déformés ce qui est utile pour l'analyse de la forme des grains par le logiciel *ImageJ*. Le calcul des paramètres de forme nous permet de confirmer les variations de la forme des grains.

Il y a lieu de noter que les micrographies des échantillons **brut I + 76%**, **brut II + 68%** et **brut II +76%** n'ont pu être révélées par l'attaque électrolytique. En effet, une déformation à froid génère une forte densité de défauts essentiellement en surface (macles, inclusions...), et vu que les matériaux d'études après emboutissage n'aient pas subi de traitements thermiques, ces défauts subsistent encore dans la structure, l'attaque électrolytique ciblera donc plus ces défauts là que les joints de grains [32].

Dans ce qui suit ; sera présentée la variation des paramètres morphologiques, à savoir :

- La taille des grains
- La circularité
- L'élongation
- Le logarithme décimal H/L

IV. 2. Résultats du calcul des paramètres morphologiques

IV. 2.1. Taille des grains

L'application de la méthode de calcul numérique de la taille de grains du 304 Brut I et II à partir des photographies IV.13, IV.14 et IV.15 nous a permis d'obtenir les résultats du tableau IV.1. La taille moyenne des grains du 304 Brut I est supérieure à celle du 304 Brut II vu que le prélèvement n'a pas été effectué sur la même tôle. Malgré cela, les valeurs trouvées sont acceptables relativement à la norme de construction des cuves en inox 304 par emboutissage décrites dans la norme NF EN 10204/3.1.

Tableau IV. 1:Diamètre moyen des grains des échantillons.

Echantillon	Diamètre moyen (μm)	Erreur de mesure (%)
Brut I	10,4 \pm 0,2	2 %
Brut II	6,2 \pm 0,4	6,4 %
Brut I + 68%	17,2 \pm 0,7	2,1%

IV. 2.2. Paramètres de forme

L'étude de la forme des grains de l'acier inoxydable austénitique 304 avant et après emboutissage à 68% est donnée sous forme de courbe : paramètre de forme – indice de grains.

La figure IV.16 représente les variations du paramètre « circularité », ou l'indice de grain représente le nombre de grain. On remarque des courbes de forme similaire pour les 2 bruts et une légère diminution de la circularité à l'état déformé à 68%. Cette diminution est plus notable à l'état déformé à 76% car la déformation est plus grande. La figure IV.17 représente les variations du paramètre « Elongation ». On note des courbes croissantes en

fonction du taux de déformation dont l'élongation augmente dans le brut I emboutis jusqu'à 75% tandis qu'elle atteint le 90% pour le brut II.

La figure IV.18 représente les variations du paramètre « Log (Hauteur/Largeur) ». Les courbes ont une allure croissante. A l'état brut, les courbes logarithmiques se limitent à 50% à cause de la forme régulière des grains austénitiques. Le paramètre Log (H/L) égale a 0 pour un grain équiaxe non déformé et compris entre 50% et 100% pour les grains déformés et allongés.

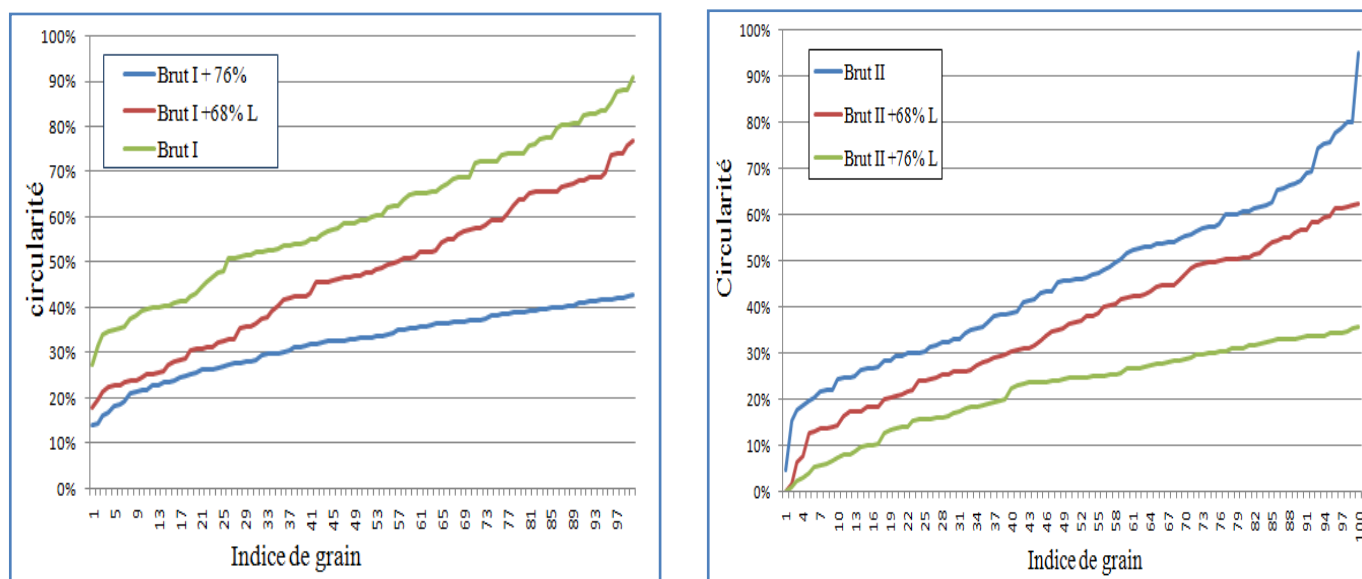


Figure IV.16 : Courbes du paramètre « circularité ».

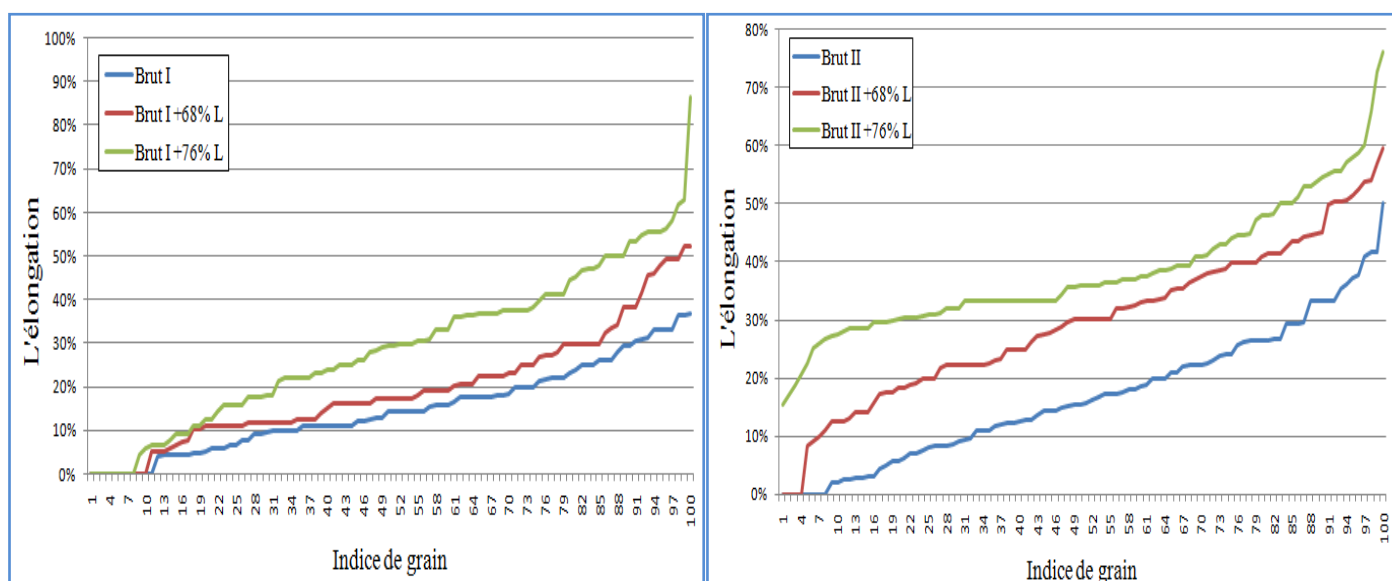


Figure IV.17: Courbes du paramètre « élongation »

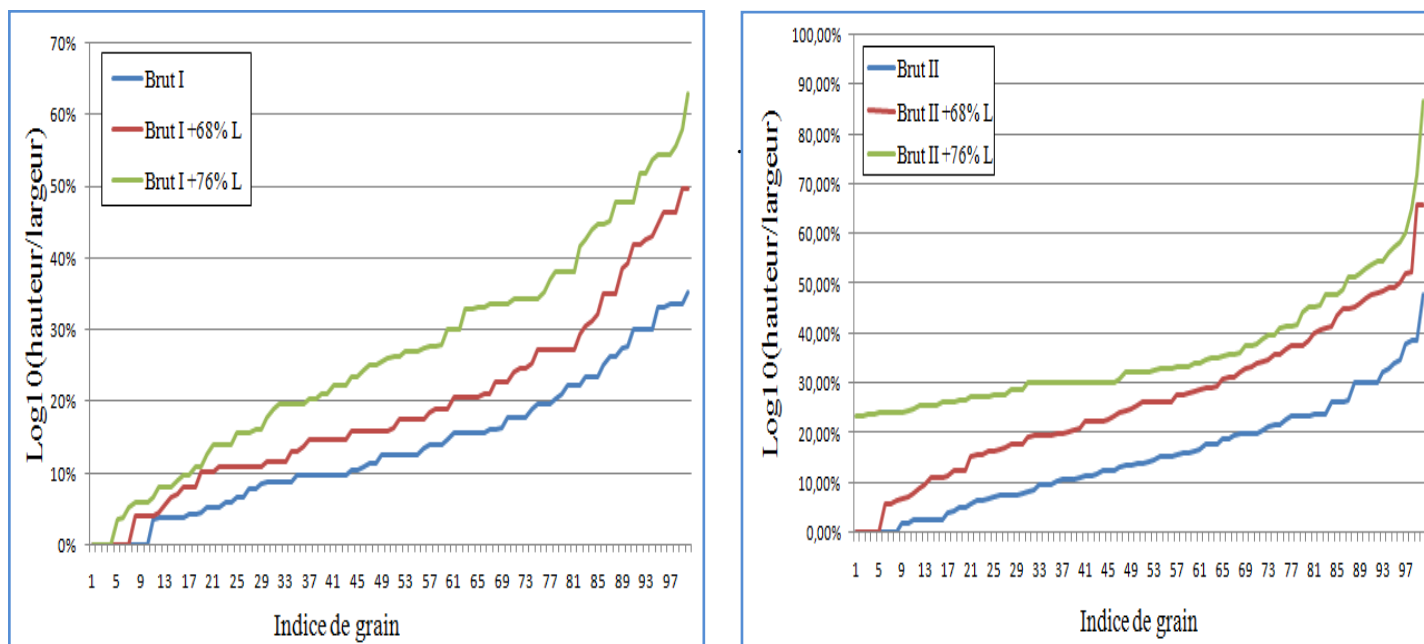


Figure IV.18: Courbes du paramètre « $\text{Log}_{10}(\text{Hauteur/Largeur})$ ».

IV. 3. Résultats des essais mécaniques

IV. 3.1. Résultats de l'essai mécanique de traction

Les courbes de traction pour les bruts 304 avant et après emboutissage sont représentées sur les figures IV.19 et IV.20 et les valeurs des caractéristiques mécaniques sont données dans le tableau IV.2.

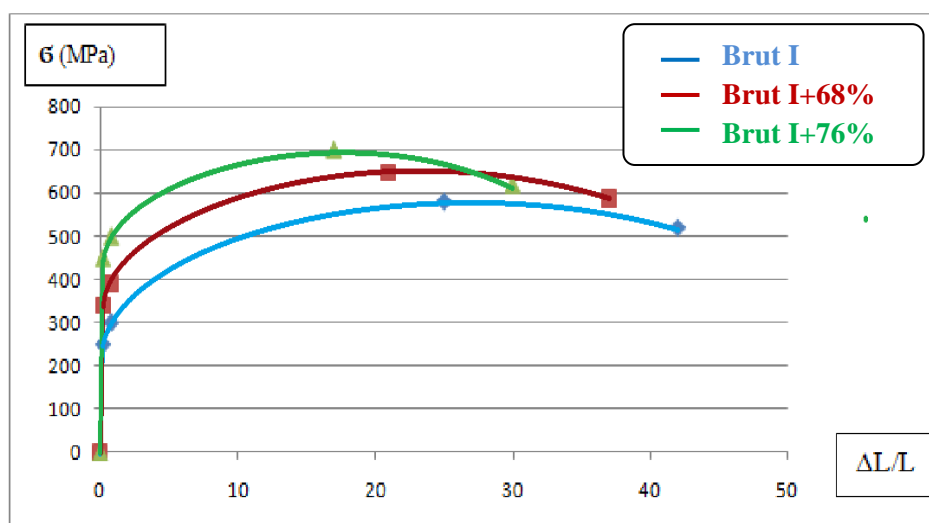


Figure IV.19 : Courbe de traction conventionnelle pour l'échantillon 304 Brut I.

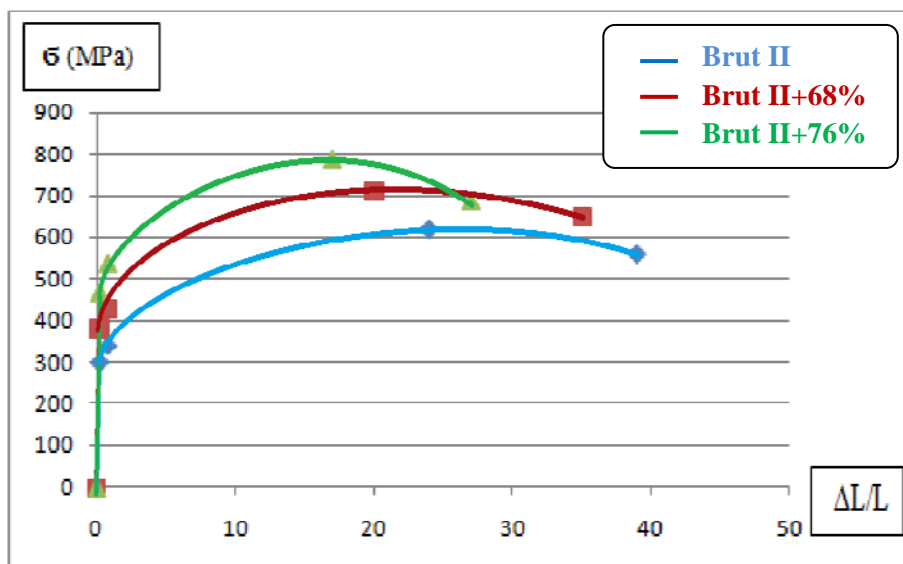


Figure IV.20 : Courbe de traction conventionnelle pour l'échantillon 304 Brut II.

Tableau IV.2 : Valeurs des caractéristiques mécaniques lors de la traction.

L'échantillon longitudinal	Caractéristiques mécaniques			
	Limite d'élasticité R_e (MPa)	Limite d'élasticité à 0,2% $R_{e0.2}$ (MPa)	Résistance à la traction R_m (MPa)	Allongement à la rupture A_p (%)
Brut I	220	250	580	42
Brut I +68%	310	340	645	37
Brut I +76%	395	450	700	30
Brut II	275	300	620	39
Brut II+68%	350	380	710	35
Brut II+76%	425	470	790	27

On arrive à distinguer deux domaines différents :

- Un *domaine élastiques très étroit* : les branches des courbes sont très rapprochées tandis que les valeurs de la limite élastique passe de 220 MPa à 395 MPa c'est-à-dire de près de 80% d'augmentation.
- Un *domaine plastique large* : les branches sont écartées de près de 70MPa.

IV.3.2. Résultats de l'essai mécanique de macrodureté

La macrodureté moyenne $HV_{10 \text{ moy}}$ des différents échantillons est donnée dans le tableau suivant. On remarque une différence de la dureté pour chaque taux d'emboutissage et selon le prélèvement des échantillons. On note un durcissement important dans les trois sens, surtout l'échantillon prélevé selon le sens longitudinal.

Tableau IV.3 : Valeurs mesurées de macrodureté.

L'état	L'échantillon	Mesure 1	Mesure 2	Mesure 3	la moyenne
Avant emboutissage	Brut I	112,1	112,8	111,6	112,17
	Brute II	114,5	115,5	118,2	116,07
Emboutissage à 68%	Brut I+68% L	369,6	366,1	366,6	367,43
	Brut I+68% A	281,5	279,6	281,1	280,73
	Brut I+68% T	230,4	231,9	227,9	230,07
	Brut II+68% L	388,8	389,5	393,4	390,57
	Brut II +68% A	272,1	268,7	273,1	271,3
	Brut II+68% T	173,8	169,2	170,3	171,1
Emboutissage à 76%	Brut I +76% L	376,2	373,3	378,6	376,03
	Brut I +76% A	323,9	320,8	323,1	322,6
	Brut I+76% T	288,7	283,8	286,8	286,43
	Brut II +76% L	398,9	403,8	402,7	401,8
	Brut II +76% A	305,9	305,2	301,3	304,13
	Brut II+76% T	252,7	256,6	253,1	254,13

IV.3.3. Résultats de l'essai mécanique de microdureté

La dureté moyenne $HV_{25\text{moy}}$ des différents échantillons est donnée dans le tableau IV.4 suivant. Les histogrammes IV.21 et IV.22 illustrent l'influence de l'emboutissage et du prélèvement des échantillons sur la microdureté. On note un durcissement important dans les trois sens, surtout l'échantillon prélevé selon la longitudinale.

La microdureté à charge réduite à 25g nous a permis de localiser l’empreinte sur un joint de grains ou bien dans le grain. Les joints de grains étant légèrement plus durs comparés au volume du grain, comme l’illustre la figure IV.21. On note un durcissement important (de plus de 2 fois) des échantillons après emboutissage.

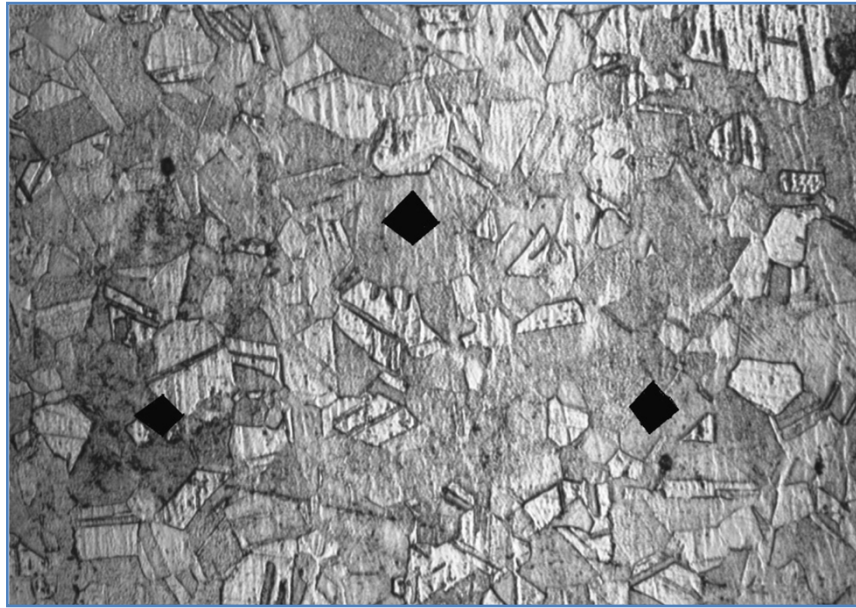


Figure IV.21 : Empreintes de microdureté sur l'échantillon Brut I + 68% A.

Tableau IV.4 : Valeurs des microduretés mesurées.

L'état	échantillon	zone	Mesure 1	Mesure 2	Mesure 3	La moyenne
Avant emboutissage	Brut I	grain	182,6	179,4	188,3	183,4
		jdg	205,8	204,7	205,1	205,2
	Brut II	grain	199,6	192,7	197,6	196,6
		jdg	205,2	207,4	205,5	206,0
Emboutissage à 68%	Brut I +68% L	grain	348,9	344,1	341,9	345,0
		jdg	388,7	385,4	390,6	388,2
	Brut I +68% A	grain	307,9	309,6	314,3	310,6
		jdg	352,2	350,7	357,2	353,4
	Brut I +68% T	grain	230,4	235,1	233,5	233,0
		jdg	261,7	256,3	262,6	260,2
	Brut II +68% L	grain	301,5	308,4	305,9	305,3
		jdg	399,3	405,7	401,9	402,3
	Brut II +68% A	grain	272,5	278,4	282,3	277,7
		jdg	312,6	309,4	315,5	312,5
	Brut II +68% T	grain	257,7	261,1	256,5	258,4
		jdg	294,3	298,2	290,7	294,4
Emboutissage à 76%	Brut I +76% L	grain	404,3	403,6	407,8	405,2
		jdg	600,4	598,1	602,7	600,4
	Brut I +76% A	grain	358,8	360,5	361,9	360,4
		jdg	488,7	480,4	484,2	484,4
	Brut I +76% T	grain	343,8	339,8	337,2	340,3
		Jdg	359,4	358,4	360,2	359,3
	Brut II +76% L	grain	394,5	391,6	395,9	394,0
		Jdg	509,6	513,7	510,4	511,2
	Brut II +76% A	grain	341,6	346,2	343,5	343,8
		Jdg	404,5	409,1	403,8	405,8
	Brut II +76% T	grain	330,6	328,7	334,4	331,2
		Jdg	390,6	386,5	383,5	386,9

Les tableaux IV.3 et IV.4 sont renvoyés sous formes d'histogrammes qui seront suivis d'interprétation.

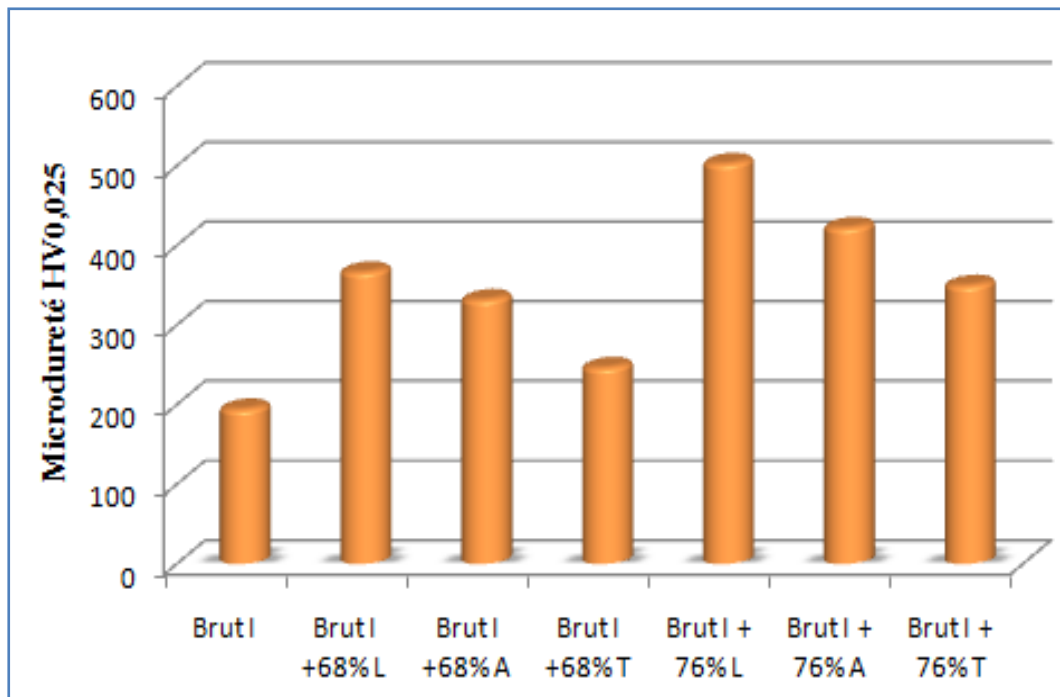


Figure IV.22: Histogramme de la microdureté des échantillons issus du Brut I.

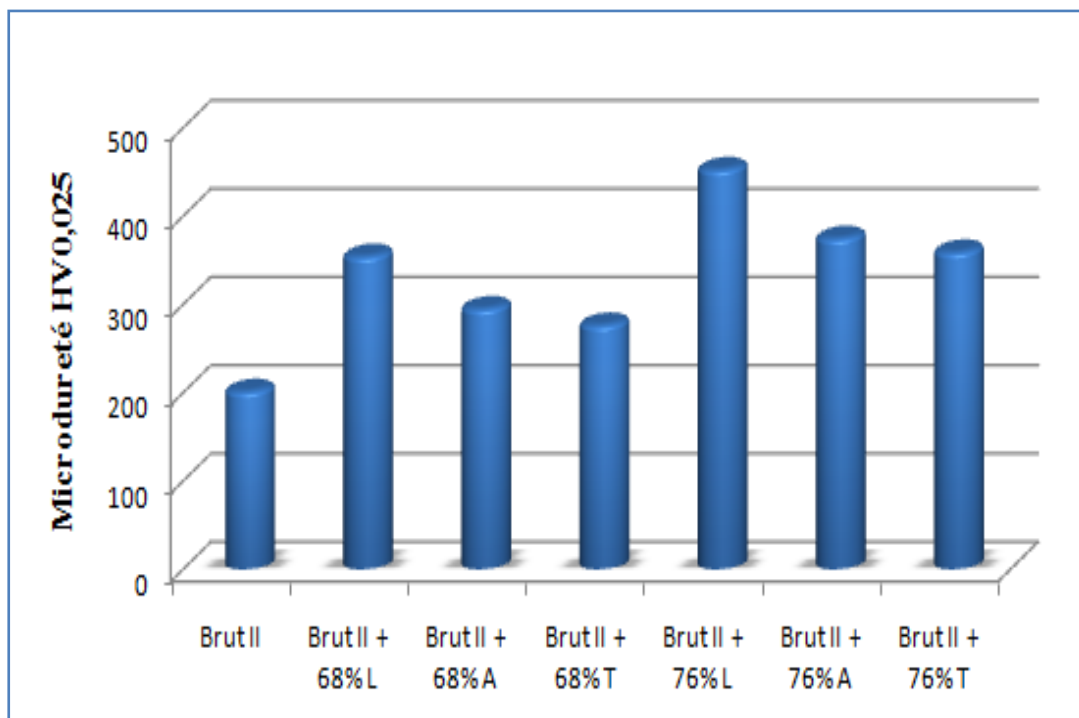


Figure IV.23: Histogramme de la microdureté des échantillons issus du Brut II.

IV.4. Interprétations des résultats

La caractérisation métallographique nous a permis de confirmer l'écroutissage de nos échantillons d'acier 304 après emboutissage. La figure IV.24 donne plus de détails sur la microstructure déformée à froid par emboutissage. L'attaque chimique reste incomplète au niveau de certains joints de grains qui restent mal révélés car la structure écrouie est riche en défauts microstructuraux telles que les macles et les bandes de glissement créés dans les grains qui sont les premiers à être attaqués ce qui rend les micrographies de couleur foncée.

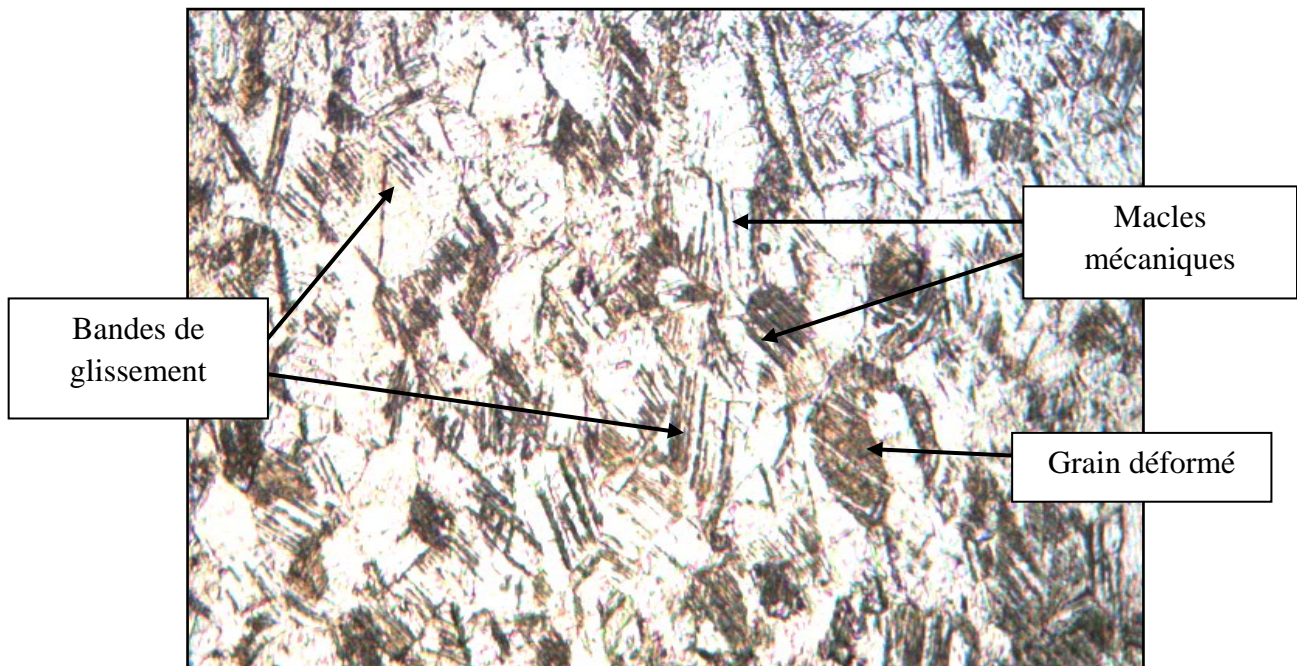


Figure IV.24 : Détails sur la microstructure emboutie à 68% (échantillon Brut I + 68% L).

Une structure fortement déformée est distinguée dans le sens longitudinal (figures IV.1 et IV.4). Ceci est dû aux contraintes de traction plane [21] appliquées sur les parois de la cuve pour lui donner la géométrie requise durant l'emboutissage. La déformation est moins visible dans les directions transversales et angulaires (figures IV.2, IV.3, IV.5 et IV.6) car l'application de la déformation assure une répartition plus uniforme ce qui donne des grains écrouis mais faiblement allongés. L'énergie de déformation est dissipée dans le métal sous forme de dislocations et les grains absorbent cette énergie et s'allongent dans la direction de descente du poinçon de formage [33]. La formation de phase martensitique est possible au niveau des bandes de glissement [34].

L'influence de l'état microstructural avant et après emboutissage sur le comportement en traction est illustrée sur la figure IV.25 suivante. La limite élastique et la résistance à la traction évolue de la même façon. On a constaté une augmentation de la limite élastique ainsi que la résistance à la traction à l'état embouti pour les deux bruts. Ceci peut être expliqué par les évolutions microstructurales liées d'une part à la génération des défauts tels que les dislocations et les défauts d'empilement, et d'autre part par la formation de martensite de déformation.

On peut affirmer que la consolidation globale est la résultante de trois mécanismes : pour des déformations généralement inférieures à 15%, on observe un écoulement viscoélastique de l'austénite. Il se traduit par une décroissance du coefficient d'écroutissage jusqu'à une valeur minimale [26]. Avec la formation et la croissance de la martensite, on observe une augmentation rapide du coefficient d'écroutissage. Après avoir atteint une valeur maximale pour des déformations, le coefficient d'écroutissage décroît rapidement. Le phénomène est lié à la saturation des phases présentes et au fait que l'écroutissage de la martensite est nettement plus faible que celui de l'austénite [26].

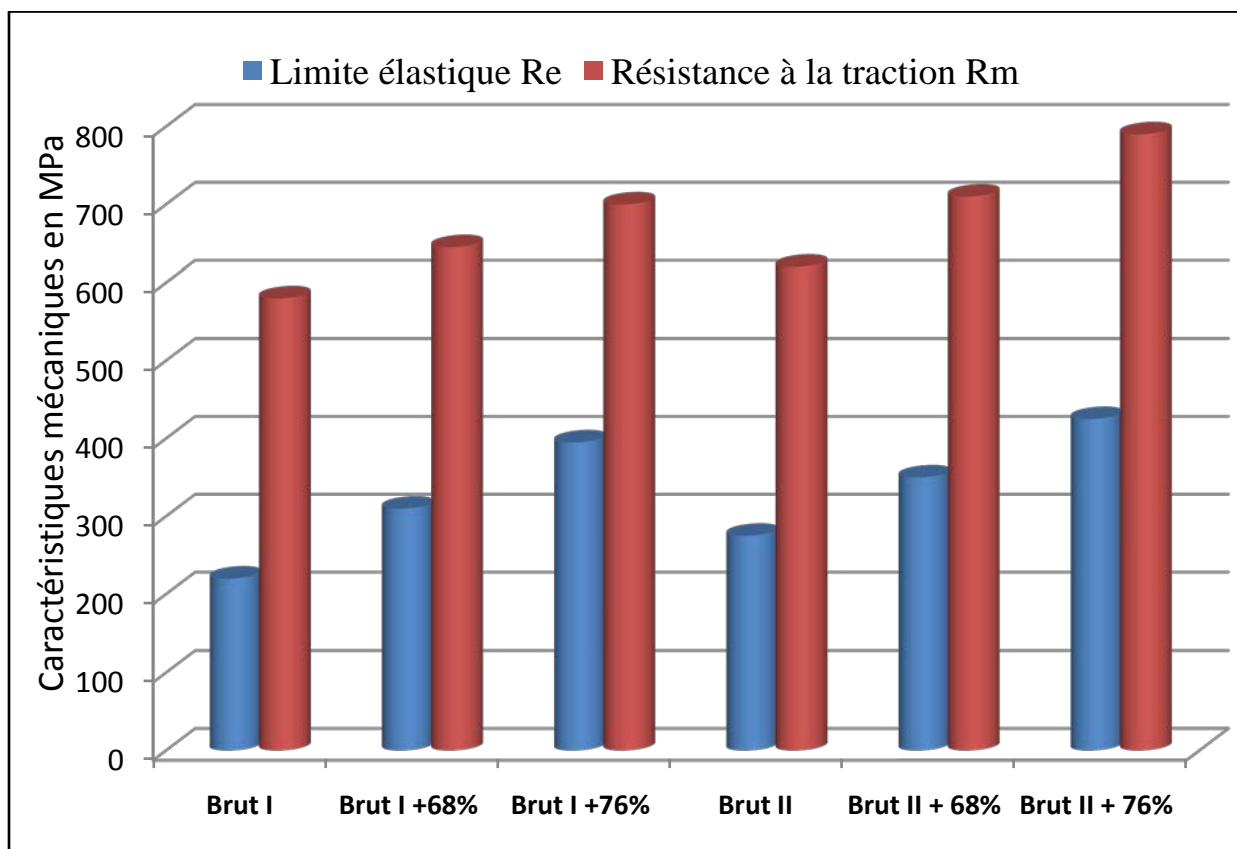


Figure IV.25 : Corrélation entre l'état microstructural et les caractéristiques mécaniques de traction.

L'influence de la taille moyenne de grains sur le comportement mécanique peut être discutée en faisant le lien avec les joints de grains. Nous savons que quand la taille moyenne de grains augmente, la densité des joints de grains diminue. La différence de taille de grains entre le Brut I et le Brut II avant emboutissage justifie la différence dans les valeurs de R_e et R_m .

Les joints de grains, qui constituent un obstacle au mouvement des dislocations, apportent une contribution supplémentaire à la limite d'élasticité. Ce terme est lié à la densité de joints présents dans le matériau, et donc à la taille moyenne des grains D par la loi empirique de Hall et Petch [14]. Ceci est vérifié par les résultats comparatifs entre le Brut I et le Brut II où nous avons constaté une différence de la taille de grains à l'état brut.

Les constatations obtenues précédemment sont confirmés par les résultats des essais de dureté et de microdureté. Les histogrammes dans les figures IV.26 jusqu'à IV.31 révèlent le durcissement des échantillons emboutis par effet d'écrouissage et formation de martensite de déformation d'après [35].

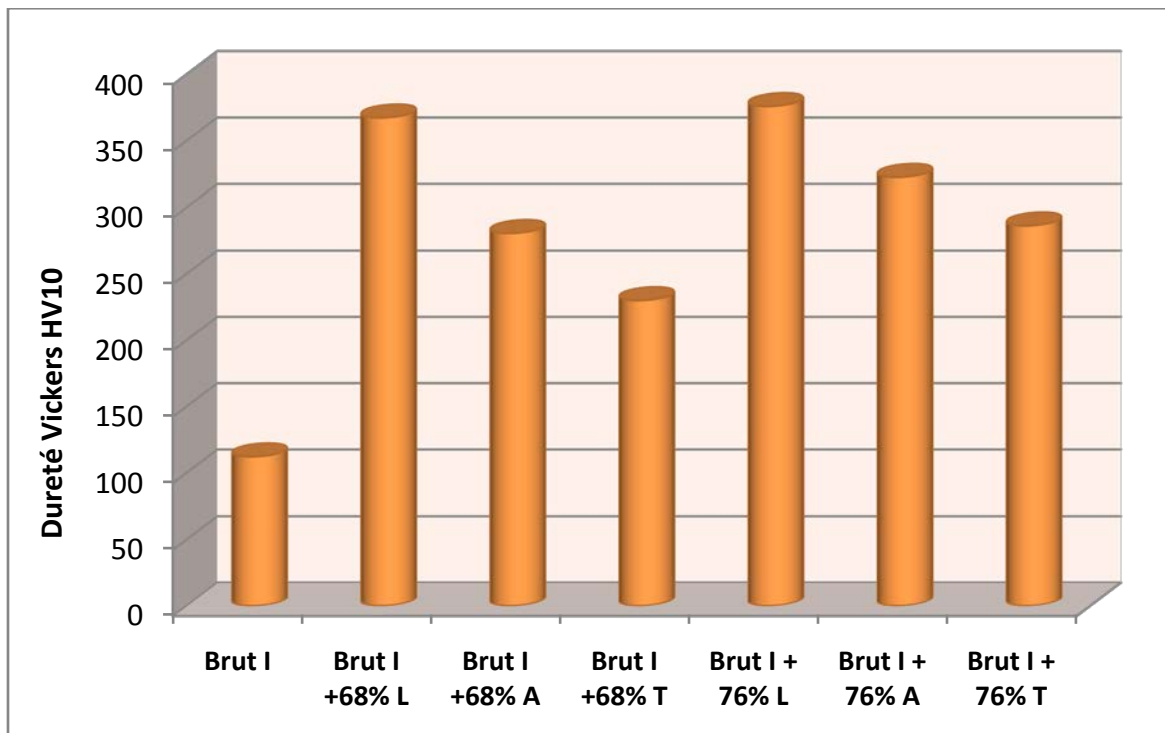


Figure IV.26 : Corrélation entre l'état microstructurale et la dureté des échantillons issus du brut I.

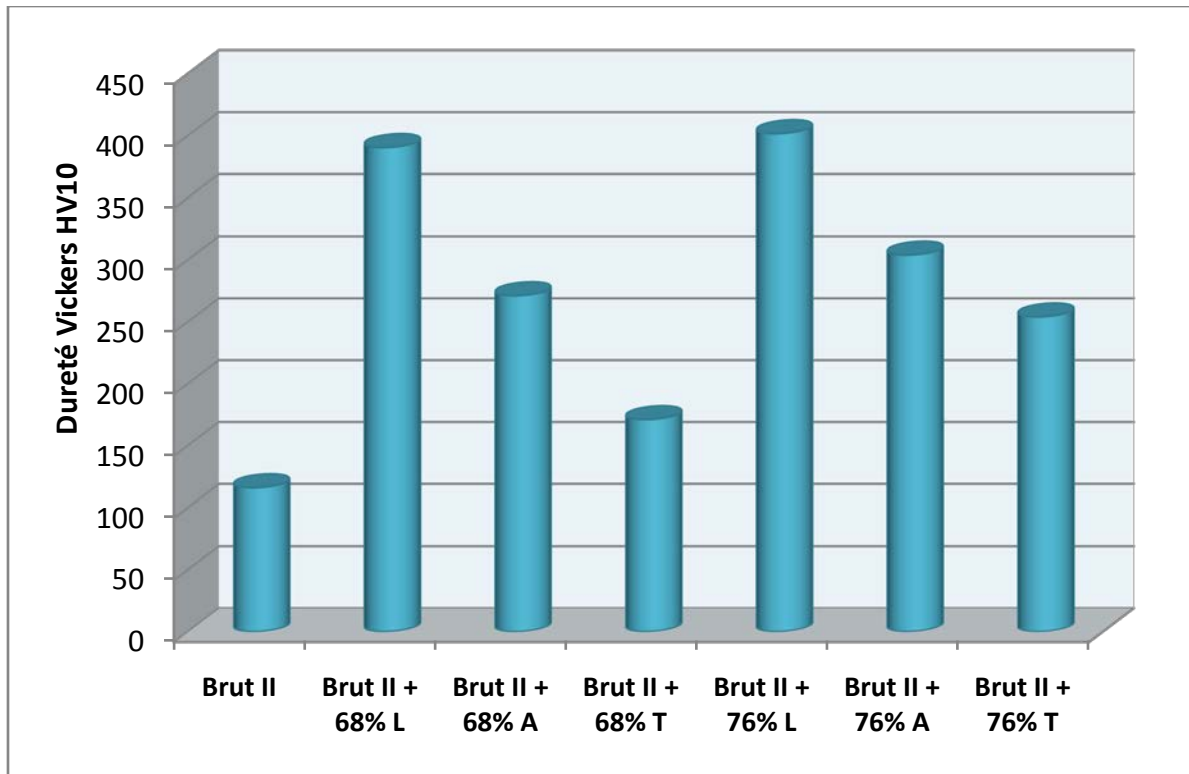


Figure IV.27 : Corrélation entre l'état microstructurale et la dureté des échantillons issus du brut II.

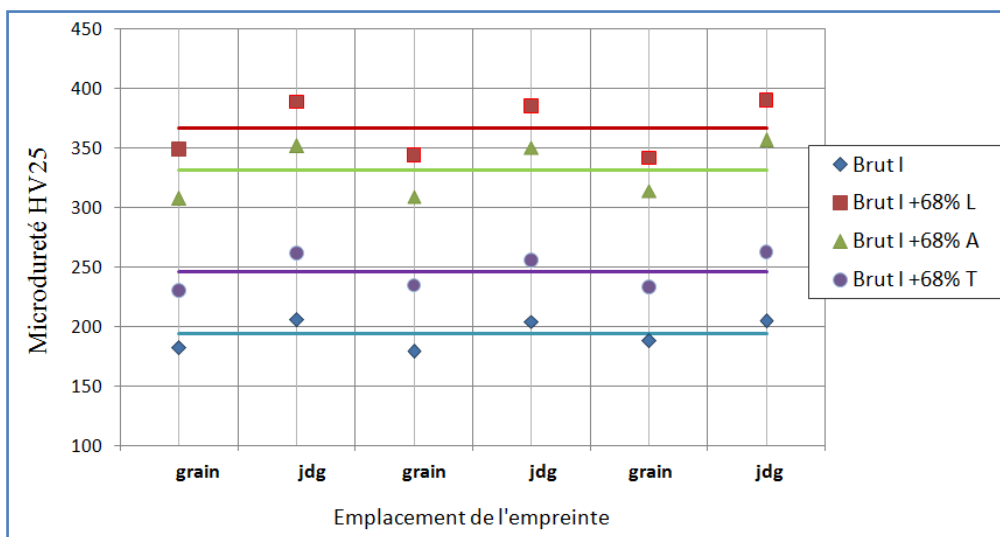


Figure IV.28 : Histogramme de la microdureté moyenne des différents échantillons issus du Brut I + 68%.

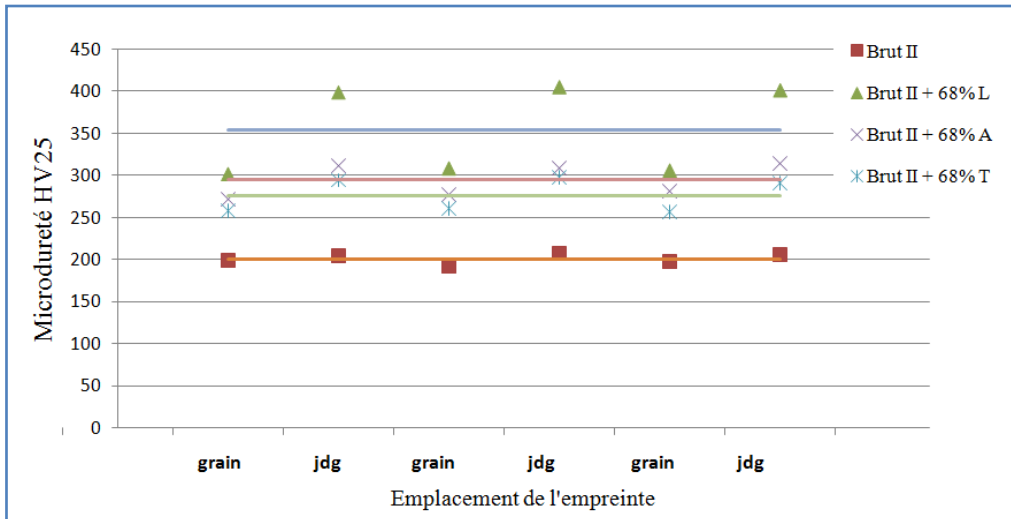


Figure IV.29 : Histogramme de la microdureté moyenne des différents échantillons issus du Brut II + 68%.

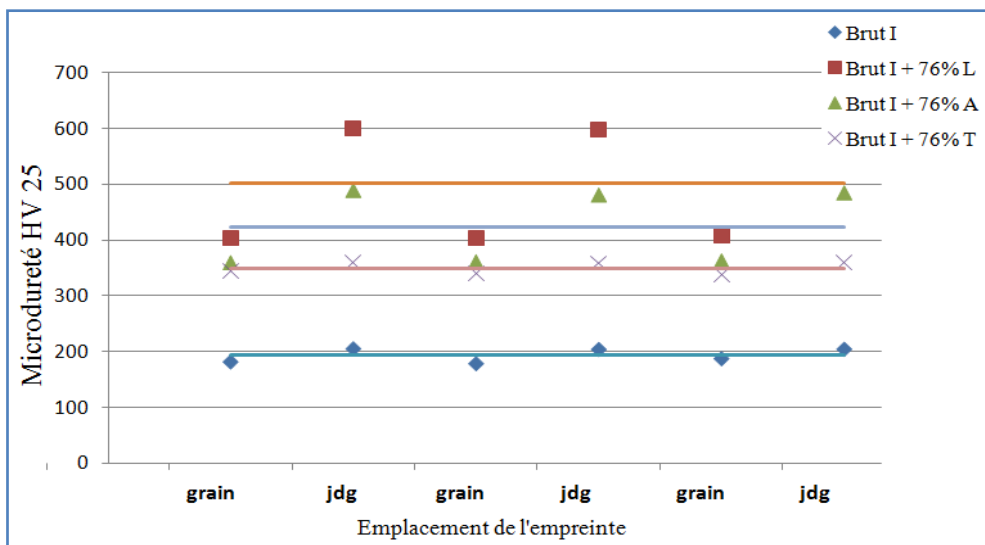


Figure IV.30 : Histogramme de la microdureté moyenne des différents échantillons issus du Brut I + 76%.

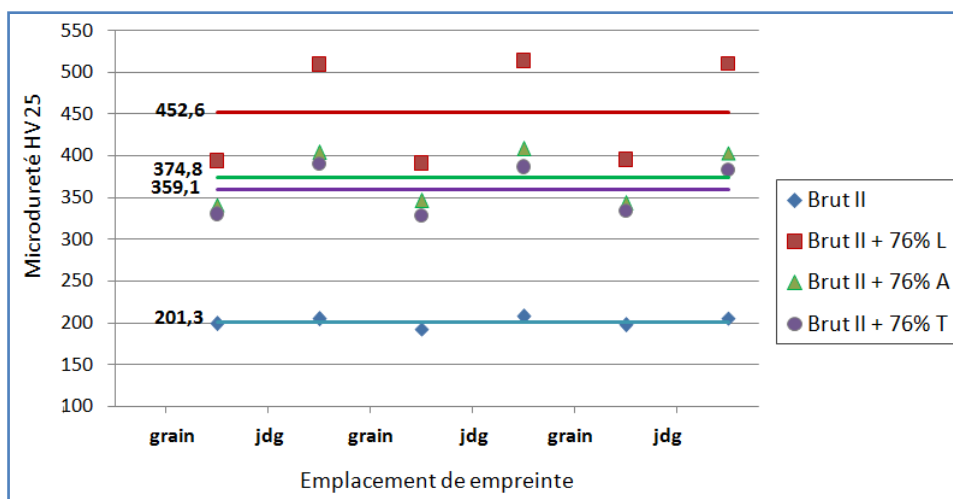


Figure IV.31 : Histogramme de la microdureté moyenne des différents échantillons issus du Brut II + 76%.

Les mesures locales de microdureté ont montré que les joints de grains absorbent la déformation plus que le volume des grains. En plus, les joints de grains présentent une grande densité de défauts. Les particules de martensite de déformation dispersées dans la matrice austénitique participent à l'élévation des valeurs de microdureté.

Au vue de tous les résultats, on peut dire que les deux matériaux étudiés ont un bon comportement vis-à-vis à l'emboutissage ; mais on constate que le brut II a, légèrement, un meilleur comportement que le brut I. Ceci, en effet, a été affirmé par les résultats des essais mécaniques qui ont montré que le brut II a de meilleures caractéristiques mécaniques issues des courbes de traction avant et après la déformation à froid. L'évolution de la dureté et la microdureté montre aussi que le durcissement par écrouissage se manifeste plus dans le brut II. Cette différence est due à des grains plus fins dans ce dernier, l'influence de ce paramètre a été montrée précédemment.

Conclusion générale

Et perspectives

La présente étude nous a permis d'étudier expérimentalement le comportement de l'acier inoxydable AISI 304 à l'emboutissage sous l'angle métallurgique via l'analyse métallographique et morphologique de la microstructure ainsi que par la réalisation des essais mécaniques de dureté et de traction.

Les résultats obtenus ont conduit aux conclusions suivantes :

- L'observation métallographique nous a permis de décrire la microstructure de l'acier AISI304 issu de deux tôles différentes de par la taille de grains et la texture morphologique (forme des grains) avant et après emboutissage ;
- L'influence de la taille moyenne de grains sur le comportement mécanique a été vérifiée pour les deux Bruts I et II.
- Sous l'action d'une déformation à froid par emboutissage, l'acier inoxydable austénitique AISI 304 subit un durcissement global important repéré par l'augmentation de la limite élastique, la résistance à la traction et la dureté moyenne.
- A l'état embouti, l'acier inoxydable austénitiques AISI 304 perd en ductilité, ce qui se traduit par une diminution de l'allongement.
- L'augmentation du taux d'emboutissage de 68% à 76% implique une déformation importante : c'est l'écrouissage ou la déformation par écrouissage.
- La déformation à froid de la matrice austénitique métastable conduit à un durcissement microstructural et la formation de martensite ; ceci a été démontré par les résultats de microdureté des grains et des joints de grains.

A travers ces résultats ; nous pouvons affirmer le bon comportement de l'acier 304 à l'emboutissage. En plus, le 304 Brut II est légèrement meilleur que le Brut I en raison de ses propriétés mécaniques.

Comme perspectives, nous proposons de pousser l'étude sur le 304 embouti moyennant la microscopie électronique à balayage avec l'option EBSD pour suivre l'évolution de la texture cristallographique. Aussi, il serait utile d'étudier le comportement à l'emboutissage à l'état traité thermiquement et à des taux de déformation inférieurs à 68%.

Le comportement à la corrosion n'a pas été étudié dans le présent travail. Nous proposons de réaliser des essais électrochimiques dans des milieux proches à des milieux pratiques (liquides de ménage) sur des échantillons issus du brut I et II emboutis et de faire une étude comparative afin d'étudier la tenue à la corrosion.

Références bibliographiques


Et annexe

- [1] Michel Colombié. « Matériaux métalliques ». (page 195-205). Edition Dunod. Paris (2008).
- [2] MURRY Guy « Aciers. Généralités ». Techniques de l'ingénieur. m300 (1993).
- [3] « Les Aciers inoxydables : propriétés, mise en oeuvre, emploi, normes ». (Page 17-20). Edition Paris : Tec et Doc (1990).
- [4] MURRY Guy « Transformations dans les aciers ». Techniques de l'ingénieur. m1115 (1998).
- [5] J. Barralis. « Précis de métallurgie : Elaboration, Structures-Propriétés et Normalisation ». (Page 108-111). Edition Paris : F. Nathan (1990).
- [6] Michael F. Ashby. « Matériaux. 2, Microstructures, mise en oeuvre et conception ». page(143-146). Edition Paris : Dunod (2008).
- [7] A. F Padilha, P. R Rios. « Decomposition of Austenite in Austenitic Stainless Steels » ISIJ International, Vol. 42, No. 4. (Page 325-337) (2002).
- [8] JANOVEC. J ET AL « PHASES IN AUSTENITIC STAINLESS STEELS » MATERIAL IN TEHNOLOGIE 37 (2003).
- [9] TERADA. M. ESCRIBA. D.M. « Investigation on the intergranular corrosion resistance of the AISI 316L(N) stainless steel » Materials Characterization No 59 (page 663–668) (2008).
- [10] Jean POKORNY. Annick POKORNY. « Inclusions non métalliques dans l'acier ». Techniques de l'ingénieur. m220 (2013).
- [11] VEREINIGUNG. E, EISENHÜTTENLEUTE V. D « Les Aciers Inoxydables ». Technique et Documentation Lavoisier (1990).
- [12] Pierre-Jean CUNAT « Aciers inoxydables - Critères de choix et structure ». Techniques de l'ingénieur. m4540 (2000).
- [13] Michael F. Ashby « Engineering materials 1: An introduction to their properties and applications ». Edition Elsevier Butterworth Heineman (1996).
- [14] MONTHEILLET F, « Métallurgie en mise en forme à froid ». Technique de l'ingénieur m3030 (2005).




- [15] Bernard Milet ; André Roos « Précis de métallurgie appliquée » Edition Paris : Technique et documentation-Lavoisier (1982).
- [16] Pierre-Jean CUNAT, « Aciers inoxydables - Propriétés. Résistance à la corrosion - Propriétés. Résistance à la corrosion ». Technique de l'ingénieur m4541 (2000).
- [17] François D PINEAU, ZAOUIC A « comportement mécanique des matériaux élasticité et plasticité » Edition HERMES, PARIS(1995).
- [18] HACHEMI Hania « étude de l'évolution de la structure des macles dans un acier inoxydable austénitiques en fonction de traitements thermomécaniques » (pages 25-30) mémoire de Magister ENP-Alger (2012).
- [19] François RONDÉ-OUSTAU « Conception et mise au point d'une gamme d'emboutissage ». technique de l'ingénieur b7540 (1995).
- [20] Éric FELDER « Tribologie de l'emboutissage - Enjeux, conditions de contact et approches expérimentales » technique de l'ingénieur bm7535 (2010).
- [21] Col, Alain « L'emboutissage des aciers » Edition Paris : L'Usine nouvelle, Dunod (2010).
- [22] Dupas.R « Découpage Cambrage Emboutissage » (pages 78-90) Edition Paris : Dunod (1971).
- [23] Scherer.L « L'emboutissage(V) »
- [24] Paul PARNIÈRE Gilles POMEY « Aptitude à l'emboutissage des tôles minces » technique de l'ingénieur m695 (1980).
- [25] De koninck, Gutter.D « Découpage-Pliage-Emboutissage des métaux en feuilles » (pages 121-139) Edition Donod (1963).
- [26] Jean Barralis, Gérard Maeder « Métallurgie : élaboration, structures-propriétés, normalisation » Paris : AFNOR (2005).
- [27] Alain COL « Emboutissage des tôles - Importance des modes de déformation » technique de l'ingénieur m3180 (2002).
- [28] Alain COL « Emboutissage des tôles - Importance des modes de déformation » technique de l'ingénieur bm7510 (2011).

- [29] Alain COL « Emboutissage des tôles – Aspect Mécanique » technique de l'ingénieur m7511 (2011).
- [30] Alain COL « Emboutissage des tôles – Aspect Mécanique » technique de l'ingénieur m3181(2002).
- [31] SCHMITT J. H FABREGUE P, THOMAS B J « Recristallisation dynamique dans les aciers ». (Page 153-163) IRSID, IV Colloque C3, Supplément au journal de physique III, vol 5 (1995)
- [32] ASM Metal HANDBOOK «Métallography and microstructures 2004» ASM international. The materials information company.
- [33] Sandip Ghosh Chowdhury , Samar Das, P.K. De « Cold rolling behaviour and textural evolution in AISI 316L austenitic stainless steel » Materials Research, Vol. 12, No. 3, 291-297, 2009.
- [34] Hamilton Ferreira Gomes de Abreu, Marcelo José Gomes da Silva « Texture Analysis of Deformation Induced Martensite in an AISI 301LStainless Steel ». Microtexture and Macrotecture Aspects, Acta Materialia 53 (2005) 3951–3959
- [35] S K Ghosh, P Mallick, P P Chattopadhyay « Effect of Cold Deformation on Phase Evolution and Mechanical Properties in an Austenitic Stainless Steel for Structural and Safety Applications ». JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, INTERNATIONAL. 2012, 19(4): 63-68.

Annexe

 ArcelorMittal - Stainless France ArcelorMittal Isbergues 62330 Isbergues FRANCE		A04 MILL CERTIFICATE BS EN 10204/3.1 CERTIFICAT DE RECEPTION NF EN 10204/3.1 ABNAHMEPRUEFZEUGNIS DIN EN 10204/3.1										N-Nr-N 10-I-73476-01-01 A03 A02					
		A01 ISO 9001 V2008 - ISO TS 16949 V2009 - ISO 14001 V 2004 Z05															
Manufacturer's works order number N° de la commande usine productrice Werksauftragsnummer OUA921207/02-37436/1 A08				Purchaser and/or consignee Client et/ou destinataire Besteller und/oder Empfaenger AM-STAINLESS SERVICE IBERICA S Z03				Purchaser's order number N° de commande client Kundenbestellnummer 004195581 A07									
Product - Produit - Erzeugnis COLD-ROLLED COIL BOBINE LAMINEE A FROID KALTGEWALZTES BAND						POL.IND. CAN CALDERON C/TORRENT FONDO NO.7 08840 VILADECANS BARCELONA ESPAGNE B01				Customer article number N° d'article client Artikelnummer des Kunden ART051860 A09							
Steel designation Désignation de l'acier Stahlbezeichnung EN 10088-2 / 05 - 1. 4301 B02				Finish Présentation Ausführung 2B		Steelmaking process Mode d'élaboration de l'acier Stahlherstellungsverfahren Prod.proces:Electric arc furnace-VOD/AOD-Continuous casting Proc.fabric.: Four à arc-VOD/AOD-Coulée continue Fertigungsablauf:Elektro-Ofen-VOD/AOD-Stranggussanlage C70				Product delivery condition Etat de livraison du produit Lieferzustand Solution treated 1000-1100 C Hypertrempe : Loesungsgegl+abgeschreckt Forced Air Air forcé Geblaese Luft B04							
Identification of the product Identifikation du produit-Identifizierung des Erzeugnisses B07						Dimensions Dimensions - Abmessungen B09				Number of pieces Nombre de pièces - Stueckzahl 1 B08							
Coil n. N° de bobine Band Nr 79369		Heat n. N° de coulée Schmelz Nr 020013		Thickness Epaisseur - Dicke 0,600 mm B10		Width Largeur - Breite 520,00 mm B11		Length Longueur - Laenge B13		Net weight Poids net - Netto Gewicht 1360 KGS							
CHEMICAL ANALYSIS - ANALYSE CHIMIQUE - CHEMISCHE ZUSAMMENSETZUNG																	
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Ti	N	S	P						
Required-Exigé Anforderung % mini % maxi		0,070	1,00	2,00	8,00 10,50	17,50 19,50			0,110	0,0150	0,045						
Cast Analysis Analyse coulée Analyse Schmelze		0,033	0,35	1,30	8,08 18,10	18,10 0,320			0,059	0,0004	0,029						
		C71	C72	C73	C74	C75	C76	C77	C78	C79	C80	C81	C82	C83	C84	C85	C86
Tests to verify batch and quality have been carried out : OK Tests de vérification de la conformité de la nuance fournie : OK Verwechslungsprüfung wurde durchgeführt : OK C04																	
MECHANICAL PROPERTIES - PROPRIETES MECANIKES - MECHANISCHE WERTE																	
Location (1)		Room temperature - Température ambiante - Raumtemperatur						Test temperature :									
Direction (2) Required Exigé Anforderung mini maxi		Yield strength Limite d'élasticité Streckgrenze Mpa Rp 0.2 % Rp 1 %		Tensile strength Résistance à la traction Zugfestigkeit Mpa Rm		Elongation after fracture Allongement après rupture Bruchdehnung % 80mm		Hardness Dureté Haerte		Yield strength Limite d'élasticité Streckgrenze Mpa Rp 0.2 % Rp 1 %		Tensile str. Résist. Mpa Zugfestigkeit Mpa Rm		Elongation % Allongement Bruchdehnung			
1 T		230 260 275 318		540 750 635		45 58		C30		C31 C32		C16 C17		C18 C19			
Impact strength test Essai de résilience Kerbschlagzaehigkeitstest temperature C44 C42				Corrosion test Test de corrosion Korrosionstest				C50 C51		C52 C53		C54 C55		C56 C57			
Location of the sample (1) Emplacement de l'échantillon Lage des Probenabschnittes 1.Front - Début - Anfang 2.Back - Fin - Ende 3.Middle - Milieu - Mitte C01				The delivery is in accordance with the order La fourniture est conforme aux exigences de la commande Die Lieferung entspricht den Bestellbedingungen Z01				Organisation inspection Organisme et/ou service contrôle Ueberwachungsabteilung Service Métallurgique Le : 05/07/2010 M. THOMAS The inspector Le responsable Der Werssachverstaendige D01									
Direction of the test pieces (2) Orientation des éprouvettes Probenrichtung T.Transverse - Travers - Quer L.Longitudinal - Long - Laengs C02				Marking, inspection and measurement : without objection Contrôle de marquage, d'aspect et de dimensions : satisfaisants Prüfung der Stempelung, des Oberflaechenaspekts und der Abmessungen : ohne Beanstandung D01													

Annexe

		MILL CERTIFICATE BS EN 10204/3.1 CERTIFICAT DE RECEPTION NF EN 10204/3.1 ABNAHMEPRUEFZEUGNIS DIN EN 10204/3.1				N-Nr-N 11K0033408-01 V01																																																				
Correspondentieadres: Aperam Genk Swinnenwijerweg 5, 3600 Genk, Belgium Tel. +32 (0)89 30 21 11																																																										
Manufacturer's works order number N° de la commande usine productrice Werksauftragsnummer 80040891/01-09912/334/01		Surveyor's mark Cachet de l'expert Stempel des Werkssachverständigen 		Purchaser and/or consignee Client et/ou destinataire Besteller und/oder Empfänger APERAM STAINLESS SERVICES & SOLUTIO C/ TORRENT FONDO 7 08840 VILADECANS BARCELONA SPANJE		Purchaser's order number N° de commande client Kundenbestellnummer 104198636																																																				
Product - Produit - Erzeugnis COIL, COLD ROLLED, FINISH 2 B COIL, LAMINE A FROID, FINI 2 B COIL,KALTGEWALZT,GEGLUEHT+GEBEIZT,LEICHT NACHGEWALZT		Steelmaking process Mode d'élaboration de l'acier - Stahlherstellungsverfahren Prod.proces: Electric arc furnace - VOD/AOD - Continuous casting Proc.fabric.: Four à arc - VOD/AOD - Coulée continue Fertigungsablauf: Elektro-Ofen - VOD/AOD - Stranggussanlage		Any supplementary requirements Prescriptions supplémentaires - Zusätzliche Anforderungen		Customer article number N.article client Artikelnummer des Kunden ART051230																																																				
Steel designation Désignation de l'acier Stahlbezeichnung EN 10088-2-2005 1.4301		Finish Présentation Ausführung 2B		Product delivery condition Etat de livraison du produit - Lieferzustand Solution treated: Hypertrempe: 1050 C Loosungsgegl+abgeschreckt: Forced air - Air forcé Gebläse Luft																																																						
Identification of the product Identification du produit - Identifizierung des Erzeugnisses MELTED IN BELGIUM, MADE IN BELGIUM		Dimensions Dimensions - Abmessungen			Number of pieces Nb de pièces - Stueckzahl I																																																					
Coil n. N.Bobine - Band Nr. 12307924		Heat n. N.Coulée - Schmelz Nr. 123079		Thickness Epaisseur - Dicke 0.60 mm		Width Largeur - Breite 520.00 mm																																																				
		Length Longueur - Laenge			Net weight Poids net - netto Gewicht 1550 KG																																																					
CHEMICAL ANALYSIS - ANALYSE CHIMIQUE - CHEMISCHE ZUSAMMENSETZUNG																																																										
<table border="1"> <thead> <tr> <th></th> <th>C</th> <th>Si</th> <th>Mn</th> <th>Ni</th> <th>Cr</th> <th>Mo</th> <th>Ti</th> <th>N</th> <th>S</th> <th>P</th> <th></th> <th></th> <th></th> <th></th> <th></th> <th></th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Required - Exigé %mini Anforderung. %maxi</td> <td>0.070</td> <td>1.00</td> <td>2.00</td> <td>8.00 10.50</td> <td>17.50 19.50</td> <td></td> <td></td> <td>0.110</td> <td>0.015</td> <td>0.045</td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> </tr> <tr> <td>Cast Analysis Analyse coulée Analyse Schmelze</td> <td>0.035</td> <td>0.41</td> <td>1.16</td> <td>9.04</td> <td>18.05</td> <td></td> <td></td> <td>0.037</td> <td>0.003</td> <td>0.026</td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> <td></td> </tr> </tbody> </table>									C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Ti	N	S	P							Required - Exigé %mini Anforderung. %maxi	0.070	1.00	2.00	8.00 10.50	17.50 19.50			0.110	0.015	0.045							Cast Analysis Analyse coulée Analyse Schmelze	0.035	0.41	1.16	9.04	18.05			0.037	0.003	0.026						
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Ti	N	S	P																																																
Required - Exigé %mini Anforderung. %maxi	0.070	1.00	2.00	8.00 10.50	17.50 19.50			0.110	0.015	0.045																																																
Cast Analysis Analyse coulée Analyse Schmelze	0.035	0.41	1.16	9.04	18.05			0.037	0.003	0.026																																																
Tests to verify batch and quality have been carried out : OK Tests de vérification de la conformité de la nuance fournie : OK Verwechslungsprüfung wurde durchgeführt : OK																																																										
Location (1) MECHANICAL PROPERTIES - PROPRIETES MECANIKES - MECHANISCHE WERTE EN ISO 6892-1																																																										
Room temperature - Température ambiante - Raumtemperatur Test temperature (°C):																																																										
Direction (2) Required Exigé Anforderung mini maxi		Yield or proof strength Limite d'élasticité Dehngrenze Mpa Rp0.2% Rp1%		Tensile Strength Résistance à la traction Zugfestigkeit Mpa Rm		Elongation after fracture Allongement après rupt. Bruchdehnung % 50mm 80mm																																																				
1 T		230 260		540 750		45 45																																																				
Obtained Obtenu Ergebnisse		261 288		631		53 50																																																				
Impact strength test Essai de résilience Kerbschlagzähigkeitstest		Corrosion test Test de corrosion Korrosionstest		E0.2(T)/R(T) %		Sample Thickness																																																				
C40 J(°C)		C44		41		0.58 mm																																																				
EN ISO 3651/2:OK Internal cleanliness: A: B: C: D:																																																										
Location of the sample (1) Emplacement de l'échantillon Lage des Probenabschnittes 1. Front - Début - Anfang 2. Back - Fin - Ende 3. Middle - Milieu - Mitte		The delivery is in accordance with the order La fourniture est conforme aux exigences de la commande Die Lieferung entspricht den Bestellbedingungen		Organisation inspection Organisme et/ou service contrôle Ueberwachungsabteilung		Quality Department 12/7/2011 The inspector Le responsable Der Werkssachverständige  S. Hillen																																																				
Direction of the test pieces (2) Orientation des éprouvettes Probenrichtung T. Transverse - Travers - Quer L. Longitudinal - Long - Laengs		Packing list Avis d'expédition 2011039565-101077 Lieferscheinnummer		Marking, inspection and measurement : without objection Contrôle de marquage, d'aspect et de dimensions : satisfaisants Prüfung der Stempelung, des Oberflächenaspekts und der Abmessungen : ohne Beanstandung																																																						